

Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais



Dissertação de Mestrado

Bruna Luíza dos Santos

ESTUDO DO EFEITO DA TRANSFORMAÇÃO MARTENSÍTICA NO COMPORTAMENTO MECÂNICO DO AÇO AISI 430 SOB DIFERENTES TRAJETÓRIAS DE DEFORMAÇÃO

> Belo Horizonte Fevereiro de 2019

Bruna Luíza dos Santos

# Estudo do efeito da transformação martensítica no comportamento mecânico do aço AISI 430 sob diferentes trajetórias de deformação

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - 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 obtenção do título de Mestre em Engenharia de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Wellington Lopes

Coorientadora: Prof<sup>a</sup>. Dr<sup>a</sup>. Elaine Carballo Siqueira Corrêa

Belo Horizonte Fevereiro de 2019

S237e	<ul> <li>Santos, Bruna Luíza dos. Estudo do efeito da transformação martensítica no comportamento mecânico do aço AISI 430 sob diferentes trajetórias de deformação / Bruna Luíza dos Santos 2019. 151 f. : il., fotos, grafs. 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, 2019. Bibliografia.</li> <li>1. Aço inoxidável ferrítico. 2. Deformação plástica. 3. Têmpera. 4. Cisalhamento I. Lopes, Wellington. II. Corrêa, Elaine Carballo</li> </ul>
	Siqueira. III. Título. CDD: 620.1123

Ficha catalográfica elaborada pela Biblioteca - Campus I / CEFET-MG Bibliotecária: Rosiane Maria Oliveira Gonçalves - CRB/6-2660



#### 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 do efeito da transformação martensítica no comportamento mecânico do aço AISI 430 sob diferentes trajetórias de deformação"

Autor: Bruna Luíza dos Santos 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

Elaine Carballo Comig

Proi<sup>o</sup>. Dr<sup>a</sup>. Elaine Carballo Siqueira Corrêa (COORIENTADORA) Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET/MG

Prof. Dr. Paulo Renato Perdigão de Paiva

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

Prof. Dr. Pedro Henrique Rodrigues Pereira Universidade Federal de Minas Gerais - UFMG

Belo Horizonte, 18 de Fevereiro de 2019.

#### AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente, à Deus por sempre me guiar e iluminar, me dando sabedoria para seguir em frente.

Agradeço aos meus pais, Gilberto e Regina, pelo amor incondicional, pelo incentivo e pelo apoio. Sem eles, eu não teria chegado tão longe. Amo vocês.

Agradeço ao meu orientador, Wellington Lopes, pela extrema dedicação durante todo o mestrado, se mostrando sempre disponível para me ensinar, esclarecer dúvidas e dar assistência. Por seus incentivos constantes e por sua compreensão.

Agradeço à minha coorientadora, Elaine Carballo Siqueira Corrêa, pela colaboração e apoio durante este trabalho.

Agradeço aos meus familiares e amigos por estarem sempre presentes, pelos incentivos e pelos diversos ensinamentos. Em especial, agradeço as minhas avós por todo carinho e por sempre me encorajarem a estudar.

Agradeço aos amigos de laboratório pelo companheirismo, suporte e por propiciarem momentos de descontração.

Agradeço aos colaboradores do laboratório de caracterização do DEMAT – CEFET MG pelo auxílio e esforço em me ajudar neste trabalho. Agradeço aos colaboradores do departamento de engenharia de materiais do CEFET MG pela cordialidade e assistência.

Agradeço ao Natanael, pela receptividade e assessoria durante a realização dos ensaios de cisalhamento. Agradeço à professora Maria Teresa, por autorizar a realização dos ensaios de cisalhamento em seu laboratório. Agradeço também ao Estevesson, do laboratório de Conformação mecânica da Escola de Engenharia da UFMG, pelo auxílio durante a realização dos ensaios de laminação.

Agradeço a todos professores da minha história acadêmica pelos diversos ensinamentos, pelo encorajamento e pela contribuição na realização desde trabalho, mesmo que de maneira indireta.

O presente trabalho foi realizado com apoio da Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior - Brasil (CAPES) - Código de Financiamento 001.

O meu muito obrigada a todos!

"Seja um estudante enquanto você tiver algo para aprender, ou seja, por toda a sua vida."

(Henry L. Doherty)

#### RESUMO

A mudança na trajetória de deformação, proveniente da combinação de esforços mecânicos durante um processo de conformação, pode influenciar na resposta mecânica de muitas ligas metálicas, que dependerá do processamento mecânico imposto e das particularidades estruturais da liga. Apesar do aço inoxidável AISI 430 ser ferrítico, austenita pode ser obtida em sua microestrutura em elevadas temperaturas, tornando-o apto a sofrer endurecimento devido à formação de martensita durante o tratamento térmico de têmpera. O comportamento mecânico do aço inoxidável ferrítico AISI 430, em função da mudança da trajetória de deformação com tratamentos térmicos, foi estudado. Neste caso, chapas de aço inoxidável ferrítico AISI 430 foram caracterizadas por meio de ensaios de tração, cisalhamento, dureza Vickers, ensaio metalográfico e difração de raios X, em seu estado inicial e após tratamentos térmicos de recozimento e de têmpera. Amostras foram recozidas, prédeformadas (em tração, em cisalhamento, em cisalhamento direto-reverso, em laminação e em combinação de laminação com cisalhamento), tratadas termicamente em têmpera e, posteriormente, tracionadas e/ou cisalhadas. O tratamento térmico de têmpera promoveu a formação de martensita no aço AISI 430, aumentando a resistência mecânica e diminuindo a ductilidade do material, mesmo quando foi imposta pré-deformação ao aço antes da têmpera. Verificou-se a ocorrência de amaciamento quando o aço foi submetido a carregamentos do tipo cisalhamento direto/cisalhamento reverso, com a realização de têmpera entre os carregamentos. De forma geral, quanto menor a quantidade de pré-deformação imposta, maior a resistência mecânica do aço AISI 430 após o tratamento térmico de têmpera, indicando que a menor densidade de discordâncias favoreceria a transformação martensítica. A escolha dos tipos de tratamentos térmicos e suas temperaturas, combinada com a escolha dos tipos de esforços mecânicos e da quantidade de prédeformação imposta, ou a sua não imposição, vão depender do processamento necessário para a fabricação do componente e das propriedades mecânicas que serão exigidas do mesmo durante a sua aplicação.

Palavras-chaves: Aço AISI 430. Trajetória de deformação. Têmpera. Cisalhamento.

#### ABSTRACT

Changes in the combination of mechanical efforts applied on metallic material during a forming process also changes the strain path. It influences on the mechanical behavior of many alloys, which depends on the mechanical processing applied and the structural particularities of the alloy. Although the AISI 430 stainless steel is ferritic, austenite can be obtained in its microstructure at high temperatures. Which makes possible increase the steel hardening by quenching, due to the formation of martensite. It was studied the mechanical behavior of the AISI 430 ferritic stainless steel after different combinations of strain path and heat treatments. AISI 430 ferritic stainless steel sheets were characterized using tensile, shear, Vickers hardness, metallographic and X-ray diffraction tests. The steel was characterized as received and after annealing and quenching. Samples were annealed, pre-deformed (tensile, shear, straightreverse shear, cold rolling and combination of cold rolling with shear), heat treated in quenching and, after, tensile tested and/or shear tested again. The quenching heat treatment promoted the formation of martensite in the AISI 430 steel, increasing its mechanical strength and decreasing its ductility, even when the steel was predeformed before the quenching. Material softening occurred when straight-reverse shear efforts were applied with the quenching heat treatment between the loadings. In general, the lower the amount of pre-deformation imposed, the higher the mechanical strength of the AISI 430 steel after the tempering heat treatment. Which indicates that the lower density of discordances favors the martensitic transformation. The choice of types of heat treatments and their temperatures, combined with the choice of types of mechanical stresses and the amount of pre-strain imposed (or its non-imposition) will depend on the processing required to manufacture the component and on the mechanical properties that shall be required during its application.

Keywords: AISI 430 steel. Strain path. Quenching. Shear test.

### LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 - Comparação esquemática entre as curvas tensão x deformação do aço
carbono (1008), do aço inoxidável ferrítico (AISI 430) e do aço inoxidável
austenítico (AISI 304)23
Figura 2 – Esquematização da transformação martensítica a partir da austenita31
Figura 3 – Morfologias típicas da martensita32
Figura 4 – Curva de resfriamento contínuo de um aço eutetóide
Figura 5 – Efeito do teor dos elementos gamagênicos (C e N) na área austenítica do
diagrama de fases Fe-Cr35
Figura 6 – Diagrama de fases ferro-carbono de um aço inoxidável ferrítico com 17%
de cromo
Figura 7 – Micrografia do aço inoxidável AISI 430, laminado a frio e recozido38
Figura 8 – Micrografia de uma região da zona termicamente afetada do aço inoxidável
ferrítico AISI 430, após passar por processo de soldagem
Figura 9 – Micrografia do aço AISI 430 laminados a quente e temperado a $1100^{\circ}$ C.
Figura 10 – Martensita em ripas no aço 430J após tratamento térmico de têmpera. 40
Figura 11 – Micrografia do aço inoxidável ferrítico AISI 409 após diferentes
Figura 11 – Micrografia do aço inoxidável ferrítico AISI 409 após diferentes tratamentos térmicos
Figura 11 – Micrografia do aço inoxidável ferrítico AISI 409 após diferentes tratamentos térmicos
<ul> <li>Figura 11 – Micrografia do aço inoxidável ferritico AISI 409 após diferentes tratamentos térmicos</li></ul>
<ul> <li>Figura 11 – Micrografia do aço inoxidável ferrifico AISI 409 após diferentes tratamentos térmicos.</li> <li>Figura 12 – Comportamento típico de amostras submetidas a mudança de trajetória de deformação.</li> <li>Figura 13 – Curva tensão x deformação efetivas de carregamento monotônico e com</li> </ul>
<ul> <li>Figura 11 – Micrografia do aço inoxidável ferrifico AISI 409 após diferentes tratamentos térmicos.</li> <li>41</li> <li>Figura 12 – Comportamento típico de amostras submetidas a mudança de trajetória de deformação.</li> <li>43</li> <li>Figura 13 – Curva tensão x deformação efetivas de carregamento monotônico e com pré-deformação reversa (compressão – tração).</li> </ul>
<ul> <li>Figura 11 – Micrografia do aço inoxidável ferrifico AISI 409 após diferentes tratamentos térmicos.</li> <li>41</li> <li>Figura 12 – Comportamento típico de amostras submetidas a mudança de trajetória de deformação.</li> <li>43</li> <li>Figura 13 – Curva tensão x deformação efetivas de carregamento monotônico e com pré-deformação reversa (compressão – tração).</li> <li>46</li> <li>Figura 14 – Curva tensão x deformação efetivas de carregamento monotônico e com</li> </ul>
<ul> <li>Figura 11 – Micrografia do aço inoxidável ferrifico AISI 409 após diferentes tratamentos térmicos</li></ul>
<ul> <li>Figura 11 – Micrografia do aço inoxidável ferrifico AISI 409 após diferentes tratamentos térmicos</li></ul>
<ul> <li>Figura 11 – Micrografia do aço inoxidável ferrifico AISI 409 após diferentes tratamentos térmicos</li></ul>
<ul> <li>Figura 11 – Micrografia do aço inoxidavel ferritico AISI 409 após diferentes tratamentos térmicos.</li> <li>41</li> <li>Figura 12 – Comportamento típico de amostras submetidas a mudança de trajetória de deformação.</li> <li>43</li> <li>Figura 13 – Curva tensão x deformação efetivas de carregamento monotônico e com pré-deformação reversa (compressão – tração).</li> <li>46</li> <li>Figura 14 – Curva tensão x deformação efetivas de carregamento monotônico e com pré-deformação ortogonal (laminação – tração em direção perpendicular)47</li> <li>Figura 15 – Comparação entre o diagrama limite de estampagem de trajetória de deformação linear com o de trajetória de deformação não linear.</li> <li>52</li> <li>Figura 16 – Fluxograma da metodologia utilizada.</li> </ul>
<ul> <li>Figura 11 – Micrografia do aço inoxidável ferrifico AISI 409 após diferentes tratamentos térmicos.</li> <li>41</li> <li>Figura 12 – Comportamento típico de amostras submetidas a mudança de trajetória de deformação.</li> <li>43</li> <li>Figura 13 – Curva tensão x deformação efetivas de carregamento monotônico e com pré-deformação reversa (compressão – tração).</li> <li>46</li> <li>Figura 14 – Curva tensão x deformação efetivas de carregamento monotônico e com pré-deformação ortogonal (laminação – tração).</li> <li>47</li> <li>Figura 15 – Comparação entre o diagrama limite de estampagem de trajetória de deformação linear com o de trajetória de deformação não linear.</li> <li>52</li> <li>Figura 16 – Fluxograma da metodologia utilizada.</li> <li>53</li> <li>Figura 17 – Fluxograma dos tratamentos térmicos utilizados e suas combinações55</li> </ul>
<ul> <li>Figura 11 – Micrografia do aço inoxidável ferritico AISI 409 após diferentes tratamentos térmicos.</li> <li>41</li> <li>Figura 12 – Comportamento típico de amostras submetidas a mudança de trajetória de deformação.</li> <li>43</li> <li>Figura 13 – Curva tensão x deformação efetivas de carregamento monotônico e com pré-deformação reversa (compressão – tração).</li> <li>46</li> <li>Figura 14 – Curva tensão x deformação efetivas de carregamento monotônico e com pré-deformação ortogonal (laminação – tração em direção perpendicular).</li> <li>47</li> <li>Figura 15 – Comparação entre o diagrama limite de estampagem de trajetória de deformação linear com o de trajetória de deformação não linear.</li> <li>52</li> <li>Figura 16 – Fluxograma da metodologia utilizada.</li> <li>53</li> <li>Figura 18 – Microscópio óptico com câmera digital acoplada.</li> </ul>
<ul> <li>Figura 11 – Micrografia do aço inoxidavel ferrifico AISI 409 após diferentes tratamentos térmicos.</li> <li>41</li> <li>Figura 12 – Comportamento típico de amostras submetidas a mudança de trajetória de deformação.</li> <li>43</li> <li>Figura 13 – Curva tensão x deformação efetivas de carregamento monotônico e com pré-deformação reversa (compressão – tração).</li> <li>46</li> <li>Figura 14 – Curva tensão x deformação efetivas de carregamento monotônico e com pré-deformação ortogonal (laminação – tração em direção perpendicular)47</li> <li>Figura 15 – Comparação entre o diagrama limite de estampagem de trajetória de deformação linear com o de trajetória de deformação não linear.</li> <li>52</li> <li>Figura 16 – Fluxograma da metodologia utilizada.</li> <li>53</li> <li>Figura 17 – Fluxograma dos tratamentos térmicos utilizados e suas combinações.</li> <li>55</li> <li>Figura 18 – Microscópio óptico com câmera digital acoplada.</li> <li>50</li> <li>Figura 19 – Ilustração da medição do constituinte martensita no aço AISI 430 após</li> </ul>
<ul> <li>Figura 11 – Micrografia do aço inoxidavel ferritico AISI 409 após diferentes tratamentos térmicos.</li> <li>41</li> <li>Figura 12 – Comportamento típico de amostras submetidas a mudança de trajetória de deformação.</li> <li>43</li> <li>Figura 13 – Curva tensão x deformação efetivas de carregamento monotônico e com pré-deformação reversa (compressão – tração).</li> <li>46</li> <li>Figura 14 – Curva tensão x deformação efetivas de carregamento monotônico e com pré-deformação ortogonal (laminação – tração em direção perpendicular).</li> <li>47</li> <li>Figura 15 – Comparação entre o diagrama limite de estampagem de trajetória de deformação linear com o de trajetória de deformação não linear.</li> <li>52</li> <li>Figura 16 – Fluxograma da metodologia utilizada.</li> <li>53</li> <li>Figura 17 – Fluxograma dos tratamentos térmicos utilizados e suas combinações.</li> <li>55</li> <li>Figura 19 – Ilustração da medição do constituinte martensita no aço AISI 430 após têmpera.</li> </ul>

Figura 21 – Difratômetro de raios X58
Figura 22 – Fluxograma dos ensaios de tração empregados60
Figura 23 – Máquina universal de ensaios com sistema de aquisição de dados61
Figura 24 – Corpo de prova de tração do aço AISI 430 em seu estado como recebido
e recozido62
Figura 25 – Paquímetro e micrômetro62
Figura 26 – Fluxograma da caracterização em cisalhamento e rotas termomecânicas
envolvendo apenas cisalhamento64
Figura 27 - Fluxograma das rotas termomecânicas envolvendo laminação e
cisalhamento65
Figura 28 - Máquina de ensaios universais adaptado para realizar ensaio de
cisalhamento66
Figura 29 – Guilhotina67
Figura 30 - Ilustração de um corpo de prova após teste de cisalhamento com as
respectivas medições realizadas68
Figura 31 – Esquema de como os corpos de prova de tração foram marcados para o
teste de anisotropia69
Figura 32 - Corpo de prova de tração marcado para teste de anisotropia, antes do
ensaio de tração69
Figura 33 – Microdurômetro Shimadzu HMV-2T71
Figura 34 – Imagens de microscópio óptico e de MEV do aço AISI 430 em seu estado
inicial74
Figura 35 – Espectro de EDS do aço AISI 430 no estado como recebido75
Figura 36 – Espectro de EDS no ponto C, aço AISI 430 no estado como recebido75
Figura 37 – Fotomicrografias após ensaio de dureza Vickers pontual no AISI 430 em
seu estado como recebido77
Figura 38 – Gráfico tensão x deformação convencionais em tração do aço AISI 430
como recebido78
Figura 39 - Gráfico tensão x deformação efetiva em cisalhamento do aço AISI 430
como recebido79
Figura 40 – Gráfico tensão x deformação efetiva em tração e em cisalhamento do aço
AISI 430 como recebido79
Figura 41 – Fotomicrografias do aço AISI 430 recozido a 850°C e a 900°C80
Figura 42 – Imagens (MEV) do aço AISI 430 recozido a 850°C e a 900°C81

Figura 43 – Gráfico tensão x deformação convencionais em tração do aço AISI 430
recozido a 850°C e a 900°C83
Figura 44 – Fotomicrografias do aço AISI 430 temperado a 950°C e a 1050°C, a partir
do seu estado como recebido85
Figura 45 – Imagens (MEV) do aço AISI 430 temperado a 950°C e a 1050°C, a partir
do seu estado como recebido85
Figura 46 - Fotomicrografias após ensaio de dureza Vickers pontual no AISI 430
temperado 950°C90
Figura 47 - Fotomicrografias após ensaio de dureza Vickers pontual no AISI 430
temperado 1050°C90
Figura 48 – Gráfico tensão x deformação convencionais em tração do aço AISI 430
temperado a 950°C e a 1050°C, comparando com o aço recozido91
Figura 49 – Gráfico tensão x deformação convencional em cisalhamento do aço AISI
430 temperado a 950°C e a 1050°C, comparando com o estado inicial93
Figura 50 - Fotomicrografias do aço AISI 430 comparando os estados recozidos
(850°C e 900°C) e temperados (950°C e 1050°C) com os apenas recozidos
(850°C e 900°C)
(850°C e 900°C)
(850°C e 900°C)
<ul> <li>(850°C e 900°C).</li> <li>Figura 51 – Imagens (MEV) do aço AISI 430 recozido (850°C e 900°C) e temperado (950°C e 1050°C).</li> <li>Figura 52 – Gráfico de difração de raios X do aço AISI 430 no estado inicial.</li> </ul>
<ul> <li>(850°C e 900°C)</li></ul>
<ul> <li>(850°C e 900°C).</li> <li>Figura 51 – Imagens (MEV) do aço AISI 430 recozido (850°C e 900°C) e temperado (950°C e 1050°C).</li> <li>96</li> <li>Figura 52 – Gráfico de difração de raios X do aço AISI 430 no estado inicial.</li> <li>98</li> <li>Figura 53 – Gráfico de difração de raios X comparando o aço AISI 430 recozido a 850°C e temperado a 950°C, com o apenas recozido a 850°C.</li> <li>99</li> <li>Figura 54 – Gráfico tensão x deformação convencionais em tração do aço AISI 430 recozido (850°C) e temperado (950°C e 1050°C).</li> <li>103</li> <li>Figura 55 – Gráfico tensão x deformação convencional em tração do aço AISI 430 recozido (900°C) e temperado (950°C e 1050°C).</li> <li>104</li> <li>Figura 56 – Gráfico tensão x deformação efetiva em cisalhamento do aço AISI 430</li> </ul>
<ul> <li>(850°C e 900°C)</li></ul>

Figura 59 – Gráfico tensão x deformação efetivas em cisalhamento do aço AISI 430 recozido (850°C) e temperado (950°C e 1050°C), em comparação ao aço apenas temperado (950°C e 1050°C).....109 Figura 60 – Gráfico tensão x deformação efetivas em cisalhamento do aço AISI 430 recozido (900°C) e temperado (950°C e 1050°C), em comparação ao aço apenas temperado (950°C e 1050°C).....110 Figura 61 – Gráfico tensão x deformação convencional em tração do aço AISI 430 recozido a 900°C e tracionado a 0°DL, 45°DL e 90°DL......111 Figura 62 – Gráfico tensão x deformação efetiva em cisalhamento do aço AISI 430 como recebido a 0°DL, 45°DL e 90°DL. .....113 Figura 63 – Gráfico tensão x deformação efetivas em cisalhamento do aço AISI 430 a 0°, 45° e 90° da direção de laminação, após recozimento a 850°C. ......114 Figura 64 – Gráfico tensão x deformação efetiva em tração do aço AISI 430 recozido (850°C), tracionado e temperado (950°C).....115 Figura 65 – Gráfico tensão x deformação efetiva em tração do aço AISI 430 recozido (850°C), tracionado e temperado (1050°C).....116 Figura 66 - Fotomicrografias após recozimento (850°C), tração, têmpera (950°C e 1050°C) e tração do aço AISI 430. .....120 Figura 67 – Imagens (MEV) do aço AISI 430 recozido (850°C), tracionado, temperado Figura 68 – Gráfico tensão x deformação efetiva em tração do aço AISI 430 recozido Figura 69 – Gráfico tensão x deformação efetiva em tração do aço AISI 430 recozido (900°C), tracionado e em seguida, temperado (1050°C). ......122 Figura 70 – Gráfico tensão x deformação efetiva em cisalhamento do aço AISI 430 recozido (850°C), cisalhado e temperado (950°C).....124 Figura 71 – Gráfico tensão x deformação efetiva em cisalhamento do aço AISI 430 recozido (850°C), cisalhado e temperado (1050°C).....125 Figura 72 – Gráfico tensão x deformação efetiva em cisalhamento do aço AISI 430 recozido (900°C), cisalhado e temperado (950°C).....125 Figura 73 – Gráfico tensão x deformação efetiva em cisalhamento do aço AISI 430 recozido (900°C), cisalhado e temperado (1050°C).....126 Figura 74 - Fotomicrografias após recozimento (850°C), cisalhamento, têmpera (950°C e 1050°C) e cisalhamento do aço AISI 430......127

Figura 75 – Imagens (MEV) do aço AISI 430 recozido (850°C), cisalhado, temperado (1050°C) e em seguida, cisalhado.....128 Figura 76 – Gráfico tensão x deformação efetiva em cisalhamento do aço AISI 430 recozido (850°C), pré-deformado em cisalhamento, temperado (950°C) e Figura 77 – Gráfico tensão x deformação efetiva em cisalhamento do aço AISI 430 recozido (850°C), pré-deformado em cisalhamento, temperado (1050°C) e Figura 78 – Gráfico tensão x deformação efetiva em cisalhamento do aço AISI 430 recozido (900°C), pré-deformado em cisalhamento, temperado (950°C) e Figura 79 – Gráfico tensão x deformação efetiva em cisalhamento do aço AISI 430 recozido (850°C), pré-deformado em cisalhamento, temperado (1050°C) e Figura 80 - Fotomicrografias após recozimento (850°C), cisalhamento, têmpera (950°C e 1050°C) e cisalhamento no sentido reverso do aço AISI 430......132 Figura 81 – Imagens (MEV) do aço AISI 430 recozido (850°C), cisalhado, temperado Figura 82 – Gráficos representando a variação do  $\Delta \sigma$  com a variação da quantidade de pré-deformação aplicada, em diferentes condições......136 Figura 83 – Gráfico tensão x deformação efetiva do aço AISI 430 recozido (850°C), pré-laminado e, em seguida, cisalhado. .....138 Figura 84 – Gráfico tensão x deformação efetiva do aço AISI 430 recozido (850°C), pré-laminado, temperado (950°C), e cisalhado......138 Figura 85 – Gráfico tensão x deformação efetiva do aço AISI 430 recozido (850°C), pré-laminado, temperado (1050°C), e cisalhado......139 Figura 86 – Gráfico tensão x deformação efetiva do aço AISI 430 recozido (850°C), pré-laminado, pré-cisalhado, temperado (950°C), e cisalhado. .....141 Figura 87 – Gráfico tensão x deformação efetiva do aço AISI 430 recozido (850°C), pré-laminado, pré-cisalhado, temperado (1050°C), e cisalhado. ......142

#### LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Comparação das propriedades mecânicas dos aços AISI 409 e AISI 430.
Tabela 2 – Composição química média do aço ABNT 43024
Tabela 3 – Comparação das propriedades mecânicas dos aços AISI 301 e AISI 304.
Tabela 4 – Composição química do aço AISI 30427
Tabela 5 – Comparação das propriedades mecânicas dos aços AISI 410 e AISI 420.
Tabela 6 – Composição química do aço AISI 41029
Tabela 7 – Composição química do aço AISI 430 analisado
Tabela 8 – Diâmetro médio dos grãos do aço AISI 430 como recebido74
Tabela 9 – Dureza Vickers do aço AISI 430 como recebido
Tabela 10 – Dureza Vickers pontual do aço AISI 430 como recebido76
Tabela 11 – Resumo das propriedades mecânicas em tração do aço AISI 430 como
recebido77
Tabela 12 – Diâmetro médio dos grãos do aço AISI 430 recozido a 850°C e a 900°C,
durante 30 minutos81
Tabela 13 – Dureza Vickers do aço AISI 430 recozido a 850°C e a 900°C82
Tabela 14 – Resumo das propriedades mecânicas em tração do aço AISI 430 recozido
a 850°C e a 900°C83
Tabela 15 – Diâmetro médio dos grãos do aço AISI 430 temperado a 950°C e a
1050°C, durante 30 minutos86
Tabela 16 – Fração de Martensita no aço AISI 430 temperado a 950°C e a 1050°C,
durante 30 minutos86
Tabela 17 – Dureza Vickers do aço AISI 430 temperado a 950°C e a 1050°C87
Tabela 18 – Dureza Vickers pontual do aço AISI 430 recozido a 850°C e a 900°C89
Tabela 19 – Resumo das propriedades mecânicas em tração do aço AISI 430
temperado a 950°C e a 1050°C, comparado com o aço recozido
Tabela 20 – Diâmetro médio dos grãos do aço AISI 430 recozido (850°C e 900°C) e
temperado (950°C e 1050°C)97
Tabela 21 – Fração de Martensita no aço AISI 430 recozido (850°C e 900°C) e
temperado (950°C e 1050°C)98

Tabela 22 – Dureza Vickers do aço AISI 430 recozido (850°C) e temperado (950°C e
1050°C)100
Tabela 23 – Dureza Vickers do aço AISI 430 recozido (900°C) e temperado (950°C e
1050°C)102
Tabela 24 – Resumo das propriedades mecânicas em tração do aço AISI 430 recozido
(850°C) e temperado (950°C e 1050°C)103
Tabela 25 – Resumo das propriedades mecânicas em tração do aço AISI 430 recozido
(900°C) e temperado (950°C e 1050°C)104
Tabela 26 – Resumo das propriedades mecânicas em tração do aço AISI 430 recozido
a 900°C, a 0°, 45° e 90° em relação a direção de laminação (DL)111
Tabela 27 – Parâmetros de anisotropia do aço AISI 430 recozido a 900°C112
Tabela 28 - Resumo das propriedades mecânicas sob tração do aço AISI 430
recozido (850°C), pré tracionado e temperado (950°C e 1050°C)117
Tabela 29 – Diâmetro médio dos grãos do aço AISI 430 recozido (850°C) temperado
(950°C e 1050°C) e tracionado, com e sem pré-deformação117
Tabela 30 - Resumo das propriedades mecânicas sob tração do aço AISI 430
recozido (900°C), tracionado e temperado (950°C e 1050°C)123
Tabela 31 – Valores de $\Delta \sigma$ para o aço AISI 430 recozido, pré-cisalhado, temperado e
cisalhado no sentido reverso135

#### LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

- ABNT Associação Brasileira de Normas Técnicas
- AISI American Iron and Steel Institute
- AU Alongamento uniforme
- CCC Cúbica de corpo centrado
- CFC Cúbica de face centrada
- DL Direção de laminação
- DLE Diagramas limite de estampagem
- DRX Difração de raios X
- EDS Espectroscopia de energia dispersiva
- LE Limite de escoamento
- LRT Limite de resistência à tração
- MEV Microscópio eletrônico de varredura
- TCC Tetragonal de corpo centrado

## SUMÁRIO

1	INT	RO	DUÇÃO	17
2	OE	JET	TVOS	19
	2.1	OB	JETIVO GERAL	19
	2.2	OB	JETIVOS ESPECÍFICOS	19
3	RE	VIS	ÃO BIBLIOGRÁFICA	20
	3.1	AÇ	OS INOXIDÁVEIS	20
	3.1	.1	Aços Inoxidáveis Ferríticos	21
	3.1	.2	Aços Inoxidáveis Austeníticos	24
	3.1	.3	Aços Inoxidáveis Martensíticos	27
	3.2	TR	ANSFORMAÇÃO MARTENSÍTICA	29
	3.2	.1	Têmpera	32
	3.2	.2	Têmpera em Aços Inoxidáveis Ferríticos	34
	3.3	CC	MPORTAMENTO MECÂNICO E TRAJETÓRIA DE DEFORMAÇÃO	41
	3.3	.1	Trajetória de Deformação	41
	3.3	.2	Trajetória de Deformação e Comportamento Mecânico	44
	3.3	.3	Trajetória de Deformação e Conformação Mecânica	50
4	MA	TEF	RIAIS E MÉTODOS	53
	4.1	MA	TERIAL	53
	4.2	FL	UXOGRAMA	53
	4.3	TR	ATAMENTOS TÉRMICOS	54
	4.4	CA	RACTERIZAÇÃO ESTRUTURAL	56
	4.4	.1	Metalografia	56
	4.4	.2	Difração de Raios X	58
	4.5	CA	RACTERIZAÇÃO E PROCESSAMENTO MECÂNICOS	59
	4.5	.1	Tração	59
	4.5	.2	Cisalhamento	63
	4.5	.3	Anisotropia	69
	4.5	.4	Dureza Vickers	71
	4.5	.5	Laminação a Frio	72
5	RE	SUL	TADOS E DISCUSSÃO	73
	5.1	CA	RACTERIZAÇÃO DO AÇO AISI 430	73

	5.1.1	Aço AISI 430 – Como Recebido	.73					
	5.1.2	Aço AISI 430 – Recozido	.80					
	5.1.3	Aço AISI 430 – Temperado	.84					
	5.1.4	Aço AISI 430 – Recozido e Temperado	.94					
	5.1.5	Anisotropia macroscópica do aço AISI 4301	11					
5	.2 CO	MPORTAMENTO MECÂNICO E TRAJETÓRIA DE DEFORMAÇÃO1	14					
	5.2.1	Pré-deformação em tração1	14					
	5.2.2	Pré-deformação em cisalhamento1	24					
	5.2.3	Rota cisalhamento direto – cisalhamento reverso1	29					
	5.2.4	Pré-deformação em laminação1	37					
	5.2.5	Pré-deformação em laminação e em cisalhamento1	40					
6	CONCL	.USÕES1	44					
7	RELEV	ÂNCIA DOS RESULTADOS1	46					
RE	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS147							

#### 1 INTRODUÇÃO

Aços estão fortemente inseridos no dia a dia, sendo quase impossível pensar em um mundo sem essas ligas de ferro com carbono. Dependendo dos elementos de liga adicionados aos aços, diferentes tipos são obtidos, como: aço carbono, aço inoxidável, aço ferramenta, dentre outros.

O aço inoxidável é um aço com teor de cromo equivalente a 12% ou mais em sua composição. A oxidação deste elemento químico na superfície do aço forma o óxido de cromo, que apresenta boa estabilidade química, boa aderência e possui uniformidade superficial. É devido a esse óxido que essas ligas de aço se tornam muito resistentes à corrosão e à oxidação, sendo chamadas de aços inoxidáveis.

Existem diferentes tipos de aços inoxidáveis, dentre eles está o aço inoxidável ferrítico. Sua microestrutura é composta principalmente por ferrita, já que esta fase é estabilizada devido ao alto teor de cromo que este tipo de aço possui. Entretanto, de acordo com o diagrama de fases dos aços inoxidáveis ferríticos, em elevadas temperaturas, a austenita é formada. Sendo assim, os aços inoxidáveis podem sofrer transformação martensítica ao serem tratados termicamente em têmpera, aumentando a sua resistência mecânica, embora esse método de endurecimento possa ser mais caro e até mesmo ineficiente, considerando a perda da ductilidade ocasionada pela fragilização característica da martensita.

Os materiais metálicos, em geral, passam por processos de conformação para obter o formato adequado à sua aplicação, e com o aço inoxidável ferrítico não é diferente. Durante o processo de conformação, o material metálico é deformado plasticamente após sofrer diferentes tipos de esforços mecânicos, como o de tração, compressão, cisalhamento, dentre outros. Cada esforço mecânico sofrido pelo metal, para adquirir as formas e as dimensões desejadas, impõe uma trajetória de deformação ao mesmo.

Não é incomum que um material sofra mais de um tipo de esforço mecânico durante a sua conformação, sendo que essa combinação de esforços mecânicos provoca uma mudança na trajetória de deformação plástica e, consequentemente, uma mudança no comportamento mecânico do material. Existem muitos materiais metálicos que mudam sua resposta mecânica em função do modo como os mesmos são solicitados mecanicamente, o que torna necessário o estudo de tais comportamentos.

Neste trabalho, foi avaliada a possibilidade de obtenção de martensita no aço inoxidável ferrítico AISI 430 após a realização de tratamento térmico de têmpera e ainda a microestrutura e a resposta mecânica do aço após passar por diferentes tratamentos térmicos e combinações de carregamentos mecânicos, envolvendo a aplicação de esforços de compressão (durante a laminação), de tração e de cisalhamento, assim como o tratamento térmico de têmpera e de recozimento.

#### 2 OBJETIVOS

#### 2.1 OBJETIVO GERAL

Estudar a ocorrência da transformação martensítica e seu efeito no comportamento mecânico do aço inoxidável ferrítico AISI 430 para diferentes trajetórias de deformação.

#### 2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- Investigar a susceptibilidade à transformação martensítica para o aço AISI 430;
- Avaliar a resposta exibida pelo aço AISI 430 em termos de resistência mecânica e de ductilidade para diferentes rotas de deformação plástica, envolvendo a aplicação dos esforços de tração, de cisalhamento e de laminação;
- Analisar, para uma mesma condição de deformação plástica, a influência da quantidade de pré-deformação plástica na resistência mecânica e ductilidade apresentadas pelo aço AISI 430 após têmpera.

#### **3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA**

#### 3.1 AÇOS INOXIDÁVEIS

Os aços inoxidáveis são ligas compostas de ferro, carbono e cromo, cuja concentração de Cr é de, no mínimo, 12%, sendo este elemento o principal responsável pela resistência à oxidação e à corrosão atribuída a essas ligas ferrosas (APERAM, 2017; SILVA; MEI, 2010).

Segundo Chiaverini (2008), com o aumento da concentração de cromo, o aço passa de um material que está muito susceptível à corrosão (camada de corrosão de 0,0224 mm/ano quando o teor de cromo é nulo) para um material quase indestrutível pela corrosão (camada de corrosão de 0 mm/ano quando a concentração de cromo é de 12%). Os efeitos positivos do cromo quanto à oxidação e à corrosão do aço se devem à impermeabilidade, à extrema estabilidade e à formação de maneira contínua de uma camada de óxido de cromo superficial.

De acordo com Vafaeian et al. (2016), o refinamento de grãos dos aços inoxidáveis é um assunto muito pesquisado, com o objetivo de aumentar a resistência mecânica dessas ligas. Associando resistência mecânica à maior resistência à corrosão nos aços inoxidáveis.

Além de cromo, os aços inoxidáveis também apresentam outros elementos de liga, que influenciam suas microestruturas e propriedades. Como as propriedades dos materiais são muito dependentes da microestrutura dos mesmos, os aços inoxidáveis são classificados, de modo geral, de acordo com a microestrutura que apresentam em temperatura ambiente (SILVA; MEI, 2010). Sendo assim, os aços inoxidáveis são divididos em ferríticos, austeníticos, martensíticos, duplex, endurecíveis por precipitação e nitríticos (ROSA, 2006).

Outras características dos aços inoxidáveis, além da alta resistência à corrosão, são: versatilidade, elevada *performance*, facilidade de trabalho, maior resistência mecânica em relação aos aços de baixo carbono, resistência a temperaturas elevadas, alta conformabilidade, manutenção de suas características mesmo depois de ser deformado plasticamente, excelente *performance* quando soldado, baixo custo de manutenção, durabilidade, reciclabilidade, facilidade de limpeza devido à baixa rugosidade superficial, aparência higiênica e aspecto estético,

sendo aplicado em arquitetura e decoração (APERAM, 2017; MESQUITA, 1997; ROSA, 2006).

#### 3.1.1 Aços Inoxidáveis Ferríticos

Os aços inoxidáveis ferríticos apresentam teor de cromo entre 11 e 27%, com baixo teor de carbono e nitrogênio (CASTRO, 2006). Além disso, esses aços apresentam pouco ou nenhum teor de níquel em sua composição. Por ser classificado como um aço inoxidável, os aços inoxidáveis ferríticos também possuem boa resistência à corrosão, que depende do teor de molibdênio e, principalmente, de cromo em sua composição química (APERAM, 2017).

A microestrutura dos aços inoxidáveis ferríticos é composta essencialmente por ferrita (CCC), devido à grande presença de cromo, que é um elemento alfagêneo (estabilizador da ferrita). Como a microestrutura ferrítica apresenta teor de carbono pouco expressivo, aços ferríticos geralmente não são endurecidos por meio de tratamento térmico de têmpera. Contudo, exceções a essa condição existem, como é o caso do aço inoxidável ferrítico (SILVA; MEI, 2010).

Além de apresentarem baixa tenacidade, quando comparados com outros aços, os aços inoxidáveis ferríticos também apresentam temperatura de transição dúctil-frágil na temperatura ambiente ou acima da mesma (LULA, 1989 apud FERREIRA FILHO, 2008). Comparados aos aços inoxidáveis austeníticos, os aços inoxidáveis ferríticos possuem maiores valores de limite de escoamento, baixo coeficiente de encruamento, menores valores de ductilidade e menores níveis de conformabilidade (FERREIRA FILHO, 2008).

Amuda e Mridha (2014) descrevem os aços inoxidáveis ferríticos como sendo mais resistentes à corrosão sob tensão, à corrosão por pite e à corrosão em fresta em meio clorídrico, em relação aos aços inoxidáveis austeníticos. Além disso, os aços inoxidáveis ferríticos apresentam melhor usinabilidade, maior condutividade térmica e menor coeficiente expansão térmica, quando comparados aos aços inoxidáveis austeníticos.

Segundo APERAM (2017), uma característica de fácil distinção entre os aços inoxidáveis ferríticos e os aços inoxidáveis austeníticos é que o primeiro é magnético.

Essa característica está relacionada a estrutura do aço inoxidável ferrítico, que é diferente da estrutura do austenítico. A propriedade magnética não altera o desempenho do aço inoxidável ferrítico. Os aços inoxidáveis além de serem aços magnéticos, são endurecíveis por meio da conformação mecânica e, normalmente, são utilizados após um processo de recozimento.

As principais aplicações dos aços inoxidáveis ferríticos são, segundo Mesquita (1997, f. 6), "baixelas, fogões, geladeiras, pias, sistemas de exaustão de gases em motores de explosão, recheio de colunas de destilação, moedas", dentre outras. Aperam (2017, p. 7) afirma que os aços ferríticos também são aplicados em "(...) estampagem em geral, utensílios domésticos (baixelas, pias e talheres), cozinhas industriais e refinarias de petróleo". Além disso, podem ter aplicações estruturais e na carroceria de ônibus, por exemplo (ALIZADEH-SH; MARASHI; POURANVARI, 2013). Wang et al. (2009) cita que os aços inoxidáveis ferríticos também são aplicados em containers, em veículos ferroviários e em outras aplicações funcionais. A ampla aplicação dos aços inoxidáveis ferríticos poderia ser justificada pela sua fabricação a baixo custo, sua resistência à corrosão sob tensão em ambientes com cloreto, sua resistência à corrosão em atmosfera e à sua resistência à oxidação.

As ligas de aço inoxidável ferrítico mais comuns são os aços AISI 430 e o AISI 409 (MESQUITA, 1997). Entretanto, de acordo com Vafaeian et al. (2016), o aço inoxidável ferrítico mais utilizado é a liga AISI 430.

Na Tabela 1 são comparadas as propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis ferríticos mais comuns. O aço AISI 430 apresenta maior resistência mecânica em relação ao aço AISI 409, já que possui limite de escoamento e de resistência maiores. Em contrapartida, o aço inoxidável AISI 430 é menos dúctil do que o aço AISI 409.

#### Tabela 1 – Comparação das propriedades mecânicas dos aços AISI 409 e AISI 430.

Limite de	Limite de Resistência	Alongamento 50 mm		
Escoamento (MPa)	(МРа)	(%)		
250	420	40		
350	520	30		
	Limite de Escoamento (MPa) 250 350	Limite deLimite de ResistênciaEscoamento (MPa)(MPa)250420350520		

Fonte: APERAM, 2017, p. 16-17 (adaptado).

Na Figura 1 são ilustrados, de forma comparativa, os gráficos tensão x deformação de três aços diferentes: aço carbono (SAE 1008), aço inoxidável ferrítico (AISI 430) e aço inoxidável austenítico (AISI 304). Segundo Mesquita (1997), o limite de escoamento do aço carbono é um pouco maior do que de ambos os aços inoxidáveis, na condição recozida. Entretanto, os limites de resistência dos aços inoxidáveis são maiores do que o do aço carbono, sendo o limite de resistência do aço inoxidável austenítico maior do que o do ferrítico. O aço carbono apresenta a menor capacidade de deformação plástica, sendo o menos dúctil dentre os três metais analisados.

# Figura 1 – Comparação esquemática entre as curvas tensão x deformação do aço carbono (1008), do aço inoxidável ferrítico (AISI 430) e do aço inoxidável austenítico (AISI 304).



Fonte: MESQUITA, 1997, f. 9 (adaptado).

Esses comportamentos mecânicos podem ser relacionados ao tipo de estrutura cristalina, à habilidade que cada um dos aços possui em atrasar o início da instabilidade plástica a partir dos maiores expoentes de encruamento e também à ocorrência de mecanismos de amaciamento (DIETER et al., 1981).

De acordo com Vafaeian et al. (2016), os aços inoxidáveis ferríticos são mais baratos do que os aços inoxidáveis austeníticos, devido ao aumento do preço do níquel (elemento de liga presente nas ligas de aço inoxidável austenítico). Os aços inoxidáveis austeníticos poderiam ser substituídos por aços inoxidáveis ferríticos em algumas aplicações, caso esses últimos tenham suas propriedades químicas e mecânicas melhoradas. Ainda segundo os autores, os aços inoxidáveis ferríticos apresentam maior resistência à corrosão do que os aços inoxidáveis martensíticos.

O aço inoxidável ferrítico utilizado neste trabalho é o AISI 430, cuja composição química média é mostrada na Tabela 2. As suas principais aplicações são, segundo Aperam (2017) e Chiaverini (2002 apud ROSA, 2006), em eletrodomésticos (fogões, geladeiras, fornos de micro-ondas e lavadoras), utensílios domésticos (baixelas, pias e talheres), cunhagem de moedas, revestimentos e balcões frigoríficos, construção civil e arquitetura, indústria automobilística e indústria química.

Tabela 2 – Composição química média do aço ABNT 430.

Elemento	С	Mn	Si	Cr	Ni	Nb	Ti	Мо	AI	Ν	Fo
químico	(%)	(%)	(%)	(%)	(%)	(%)	(%)	(%)	(%)	(ppm)	Гe
Teor	0,05	0,4	0,3	16,2	0,2	0,02	0,01	0,025	0,003	520	Balanço

Fonte: CASTRO, 2006, p. 41 (adaptado).

#### 3.1.2 Aços Inoxidáveis Austeníticos

Segundo Silva e Mei (2010), os aços inoxidáveis austeníticos são os mais comuns entre os aços inoxidáveis. Eles apresentam teor de cromo entre 16-30%, teor de níquel entre 8-35% e teor de carbono inferior a 0,08%. A microestrutura predominante nesses aços é a austenita (CFC), originada após tratamento térmico de resfriamento rápido, que preserva estruturas metaestáveis e evita a formação de carbonetos. A austenita é estabilizada em temperatura ambiente devido à presença de elementos gamagêneos (níquel e/ou manganês) na composição química dos aços inoxidáveis austeníticos.

Cromo é um elemento de liga essencial para a formação de aços inoxidáveis, entretanto ele estabiliza a ferrita e diminui o campo austenítico. Para obter austenita em temperatura ambiente, elementos de liga devem ser adicionados à mesma visando superar os efeitos do cromo e aumentar a estabilização da austenita. De acordo com Chiaverini (2008), pode-se concluir que o efeito do níquel é mais determinante do que os efeitos do cromo nas ligas ferrosas, fazendo com que a estabilização da fase austenítica seja maior do que a da fase ferrítica. Dessa forma, a adição de níquel (ou manganês) à liga é essencial para a obtenção de aços inoxidáveis austeníticos (SILVA; MEI, 2010). Outro efeito da adição de níquel à liga é melhorar as propriedades de resistência à corrosão e à oxidação dos aços inoxidáveis austeníticos, quando aplicados em elevadas temperaturas (ROSA, 2006).

Segundo Rosa (2006), os aços inoxidáveis austeníticos podem ser subdivididos em aços ligados ao cromo-níquel e aços ligados ao cromo-manganês-níquel. O primeiro subgrupo apresenta, em geral, 18% de cromo e 8% de níquel, sendo o subgrupo mais utilizado. No segundo subgrupo, o níquel é substituído por outro elemento químico, como o manganês.

Dentre as propriedades dos aços inoxidáveis austeníticos estão, segundo Aperam (2017), a excelente resistência à corrosão, boa performance quando soldado e boa capacidade de conformação, já que, segundo Mesquita (1997, f. 6), há "uma combinação favorável de propriedades mecânicas". Segundo Aperam (2017), os aços inoxidáveis austeníticos podem ser utilizados em condições mais específicas, como em temperaturas muito baixas (criogênicas) ou em temperaturas muito elevadas (1150°C), a depender da classe do aço inoxidável austenítico. Silva e Mei (2010) explicam a capacidade de aplicação criogênica desses aços por não sofrerem transição dúctil-frágil; já a aplicação em temperaturas elevadas é justificada pela boa resistência mecânica que os aços inoxidáveis austeníticos possuem em altas temperaturas. Os autores também destacam a elevada tenacidade desse tipo de aço inoxidável. Rosa (2006) destaca que os aços inoxidáveis austeníticos não são endurecíveis por tratamento térmico, são muito dúcteis e tem um ganho superior de dureza quando estão encruados em relação a outros aços.

Na Tabela 3 as propriedades mecânicas de dois aços inoxidáveis austeníticos são comparadas, sendo possível perceber que o aço AISI 304 apresenta maior limite de escoamento e maior ductilidade em relação ao aço AISI 301. Em contrapartida, o aço inoxidável AISI 301 possui maior resistência mecânica do que o aço AISI 304. Comparando com as propriedades dos aços inoxidáveis ferríticos (Tabela 1), pode-se concluir que os aços inoxidáveis austeníticos possuem maior resistência mecânica e maior ductilidade, já que apresentam maiores limites de resistência e alongamentos, respectivamente. Essa conclusão também é validada pela Figura 1.

••••									
Aço Inoxio	lável	Limite de	Limite de Resistência	Alongamento em 50					
Austenít	ico Es	scoamento (MPa)	(MPa)	mm (%)					
AISI 30	1	280	770	55					
AISI 30	4	300	590	60					

Tabela 3 – Comparação das propriedades mecânicas dos aços AISI 301 e AISI 304.

Fonte: SILVA; MEI, 2010, p. 424 (adaptado).

Os aços inoxidáveis austeníticos não são aços magnéticos no estado solubilizado, que é a condição mais amplamente empregada. Entretanto, quando este aço é trabalhado à frio, ou seja, encruado, ele é levemente magnético (ROSA, 2006).

Os aços austeníticos são aplicados, segundo Aperam (2017, p. 7), em "equipamentos para indústria alimentícia, aeronáutica, ferroviária, naval, petrolífera, de papel e celulose, têxtil e química; destilarias, caldeiraria, estampagem geral e profunda, construção civil, tubos e vasos de pressão, mineração e refinarias". Aperam (2017, p. 11) também especifica que as classes, deste tipo de aço, que são resistentes ao calor, podem ser aplicadas em "equipamentos nos quais se requer maior resistência em altas temperaturas aliadas a maiores exigências de soldabilidade, [além de] componentes termorresistentes em indústria elétrica".

Segundo Aperam (2017), as principais ligas de aço inoxidável austenítico são: AISI 301, AISI 304, AISI 316 e AISI 321. Entretanto, existem ligas especiais de aço inoxidável austenítico, como as ligas: AISI 310S (aço refratário que resiste à corrosão até a temperatura de 1.115 °C), AISI 317L (resistente à corrosão por pites e frestas, em meios ácidos), AISI 347/347H (resistente à corrosão intergranular, entre 450 °C e 850 °C) e o aço duplex (combinação entre os aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos, apresentando alta resistência à corrosão e elevada resistência mecânica). Contudo, segundo Mesquita (1997), a liga de aço inoxidável austenítico mais utilizada é a AISI 304, cuja composição química é apresentada na Tabela 4.

Elemento	C (%)	Mn (%)	P (%)	S (%)	Si (%)	Cr	Ni	Мо	Outros
químico	(máx)	(máx)	(máx)	(máx)	(máx)	(%)	(%)	(%)	elementos
Teor	0,08	2,00	0,045	0,030	1,00	18,00/ 20,00	8,00/ 10,50	-	-

Tabela 4 – Composição química do aço AISI 304.

Fonte: CHIAVERINI, 2008, p. 410 (adaptado).

#### 3.1.3 Aços Inoxidáveis Martensíticos

Os aços inoxidáveis martensíticos apresentam entre 11,5% e 18% de cromo em sua composição (ROSA, 2006), geralmente, com teor de carbono superior a 0,1% (SILVA; MEI, 2010). A principal microestrutura dos aços inoxidáveis martensíticos é a martensita, que é obtida após a têmpera do material metálico. A têmpera, além de tornar o aço inoxidável martensítico, também endurece o mesmo (CHIAVERINI, 2008).

De acordo com Mesquita (1997), "os aços inoxidáveis martensíticos são aços magnéticos que podem atingir altas durezas por tratamento térmico, além de excelente resistência mecânica". Outras características dos aços inoxidáveis martensíticos, segundo Rosa (2006), são: a capacidade de serem trabalhados a frio e a quente, serem razoavelmente dúcteis e apresentarem boa resistência à corrosão. Devido ao elevado teor de cromo que estes aços apresentam, eles possuem elevadíssima temperabilidade, menor temperatura M<sub>s</sub> e maior resistência ao amaciamento durante o revenimento. A elevada temperabilidade acaba por limitar a soldabilidade desses aços. Os aços inoxidáveis martensíticos podem sofrer endurecimento secundário, devido à precipitação de carbonetos de cromo (SILVA; MEI, 2010).

Quanto mais elevada for a temperatura de austenitização durante a têmpera, melhor é a resistência à corrosão do aço inoxidável martensítico. Em contrapartida, o aumento da temperatura de revenimento ao qual o material passa após a têmpera, diminui a resistência à corrosão dos inoxidáveis martensíticos. Isso ocorre devido a precipitação de carbonetos (CHIAVERINI, 2008).

Na Tabela 5 são comparadas as propriedades mecânicas de dois aços inoxidáveis martensíticos, após o tratamento térmico de recozimento. Segundo Silva

e Mei (2010) este recozimento "é, na realidade, um revenimento à temperatura elevada", devido à alta temperabilidade desses aços. O aço AISI 420 apresenta maior resistência mecânica em relação ao aço AISI 410, já que possui limite de escoamento e de resistência maiores. Entretanto, ambos os aços apresentam a mesma ductilidade. Comparando com as propriedades dos aços inoxidáveis ferríticos e dos austeníticos (Tabela 1 e Tabela 3), pode-se concluir que os aços inoxidáveis austeníticos possuem maior resistência mecânica, uma vez que possuem o maior limite de resistência, e os aços inoxidáveis ferríticos possuem o maior limite de resistência, e os aços inoxidáveis ferríticos possuem a menor resistência mecânica dos três tipos de aço. O limite de escoamento dos aços inoxidáveis austeníticos e martensíticos são similares, porém superiores em relação aos dos aços inoxidáveis apresentam o menor alongamento percentual, enquanto os aços inoxidáveis austeníticos apresentam o maior.

Tabela 5 – Comparação das propriedades mecânicas dos aços AISI 410 e AISI 420.

Aço Inoxidável Martensítico	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência (MPa)	Alongamento em 50 mm (%)		
AISI 410	285	530	25		
AISI 420	350	670	25		

Fonte: SILVA; MEI, 2010, p. 415 (adaptado).

Os aços martensíticos são aplicados, segundo Aperam (2017, p. 7), em "cutelaria; instrumentos de medição, hospitalares, odontológicos e cirúrgicos; mineração e siderurgia; lâminas de corte e discos de freio". A união da capacidade de resistir ao amaciamento durante o revenimento dos aços inoxidáveis martensíticos com a sua boa resistência à corrosão, fazem com que esses aços sejam muito aplicados em ambientes de elevada temperatura. Entretanto, por apresentarem temperatura de transição dúctil-frágil à temperatura ambiente, os aços inoxidáveis martensíticos não podem ser aplicados em serviços criogênicos (SILVA; MEI, 2010).

Segundo Silva e Mei (2010), incluem-se na família dos aços inoxidáveis martensíticos as ligas AISI: 403, 410, 414, 416, 420, 431, 440A, B e C, e 501. Contudo,

a liga de aço inoxidável martensítico mais "básica" é a AISI 410, cuja composição química encontra-se na Tabela 6.

Elemento	C (%)	Mn (%)	P (%)	S (%)	Si (%)	Cr	Ni	Мо	Outros
químico	(máx)	(máx)	(máx)	(máx)	(máx)	(%)	(%)	(%)	elementos
Teor	0,15	1,00	0,04	0,03	0,50	11,5/ 13,00	-	-	-

Tabela 6 – Composição química do aço AISI 410.

Fonte: CHIAVERINI, 2008, p. 402 (adaptado).

#### 3.2 TRANSFORMAÇÃO MARTENSÍTICA

Transformação martensítica é o termo utilizado para referenciar a transformação da fase austenita para a fase martensita. Essa transformação de fase pode ser desencadeada de duas maneiras diferentes. Uma delas é a transformação martensítica como resultado da deformação plástica aplicada no metal, quando este apresenta austenita metaestável à temperatura ambiente. A outra maneira, e mais comum, é a transformação martensítica que ocorre em consequência do tratamento térmico de têmpera, partindo-se de temperaturas elevadas o suficiente para se obter austenita estável e impondo-se um resfriamento brusco (HASSANI et al., 2016).

De acordo com Todd (2018), não ocorre difusão durante a transformação martensítica por meio de tratamento térmico. A transformação martensítica ocorre em temperaturas muito baixas, em relação à temperatura de austenitização, e variam com a composição química da liga. Além disso, a transformação martensítica é um processo muito rápido, no qual as placas individuais de martensita crescem com velocidade equivalente a um terço da velocidade do som. Devido à essa elevada taxa de resfriamento necessária para a transformação martensítica acontecer, o carbono que estava ocupando os interstícios da estrutura cúbica de fase centrada (austenita), em elevadas temperaturas, não consegue se difundir para formar cementita e/ou ferrita, como ocorre nas transformações com resfriamento lento. O carbono acaba por ficar confinado na estrutura cúbica de corpo centrado (ferrita) que não permite átomos intersticiais. Então, o carbono cria distorções na rede cristalina e acaba por

transformar a microestrutura em tetragonal de corpo centrado (TCC). À essa estrutura, se dá o nome de martensita.

Como a martensita tem a mesma composição que sua austenita formadora, pode apresentar até 2,11% de carbono, dependendo da composição da liga. Se a quantidade de carbono presente na composição da martensita for mais elevada, os átomos de carbono, que ficam nos insterstícios octaédricos, criam maior distorção na estrutura cristalina, aumentando a tetragonalidade ( $a = b \neq c$ ) da microestrutura tetragonal de corpo centrado (KRAUSS, 2005). O aumento da tetragonalidade da martensita, leva a um aumento de sua dureza (TOTTEN, 2007).

Krauss (2005) explica que a martensita é formada por um mecanismo de cisalhamento, em que vários átomos se movem ao mesmo tempo. A esquematização de como a transformação martensítica ocorre dentro do grão de austenita está ilustrada na Figura 2. As setas indicam o sentido da deformação cisalhante nos planos comuns à martensita e à austenita. Pode-se visualizar um desnível da martensita formada, em relação à superfície original da austenita, o que acaba causando uma rotação ou inclinação na superfície da austenita. Além disso, devido à diferença de volume entre as microestruturas da martensita e da austenita, ocorre uma expansão volumétrica na rede cristalina por causa da transformação martensítica (ZHANG et al., 2015), gerando tensões internas no material e podendo levar ao surgimento de trincas na peça (CALLISTER JUNIOR et al., 2008). Como a austenita é suficientemente dúctil, a mesma acaba por sofrer deformação plástica para acomodar a expansão volumétrica da transformação martensítica. O plano de hábito, indicado na Figura 2, é a nomenclatura dada ao plano em que a transformação martensítica, provavelmente, começou a ocorrer.

A martensita originária das ligas ferro/carbono pode apresentar morfologias diferentes. De acordo com Silva e Mei (2010), a martensita pode ter a morfologia em "ripas" em aços de baixo carbono ou em "agulhas" em aços de alto carbono (Figura 3). Segundo Krauss (2005), apesar de ambas apresentarem formato acicular e alongado, as duas morfologias possuem diferenças entre si. As "agulhas" de martensita apresentam orientação aleatória entre si, o que pode originar microtrincas. Já as "ripas", além de serem muito finas, apresentam-se alinhadas de forma paralela entre si. Regiões em que as "ripas" de martensita apresentam a mesma orientação entre si são chamadas de "pacotes".



#### Figura 2 – Esquematização da transformação martensítica a partir da austenita.

Fonte: Bilby e Christian, 1961 apud Krauss, 2005, p. 58 (adaptado).

De acordo com Callister Junior et al. (2008), dentre as microestruturas formadas no aço, a martensita é a mais dura, a que apresenta maior resistência mecânica e ductilidade muito pequena, a tornando uma microestrutura frágil. Assim, de modo geral, quando formada em aços, a martensita aumenta o limite de resistência à tração e a dureza do mesmo, devido às suas propriedades (SILVA et al., 2016). Entretanto, a transformação martensítica diminui a trabalhabilidade do material, quando este é submetido à deformação a frio, por exemplo (HASSANI et al., 2016).

Diferente das demais microestruturas, o aumento da dureza e da resistência mecânica promovido pela martensita não são relacionados com a microestrutura em si (CALLISTER JUNIOR et al., 2008). Segundo Todd (2018), o principal mecanismo de fortalecimento da martensita é o fortalecimento da solução sólida por carbono intersticial. Callister Junior et al. (2008) explicam que os átomos de carbono intersticiais são eficientes em reduzir a movimentação das discordâncias, além do mais, a microestrutura tetragonal de corpo centrado (TCC) da martensita possui poucos planos de escorregamento, por onde as discordâncias se movimentariam. Todd (2018) ainda cita outros mecanismos responsáveis pelo fortalecimento da martensita, como endurecimento de solução por elementos substitucionais, por precipitação, endurecimento dentre outros. Esses fatores levam ao comportamento mecânico típico da martensita.

Figura 3 – Morfologias típicas da martensita.

(2)

(1) Martensita em ripas (a) 0,2% (b) 0,4% e (c) 0,6% C e (2) martensita em placas em aço 1,4% C. Fonte: Muller, 2010 apud Krauss, 2005, p. 76-77 (adaptado).

#### 3.2.1 <u>Têmpera</u>

A maior parte das transformações martensíticas ocorrem devido ao tratamento térmico de têmpera. Durante esse tratamento térmico, o metal é aquecido a uma temperatura em que a estrutura cristalina passa a ser cúbica de fase centrada (CFC), no caso dos aços, essa fase é chamada de austenita. A peça metálica é mantida durante um certo tempo nessa temperatura (tempo de encharque) para permitir que todo o material consiga se transformar em austenita e para promover a máxima dissolução de carbonetos, sem levar ao crescimento de grão (SILVA et al., 2016). Esse processo de aquecimento é denominado austenitização. O aço austenitizado passa, então, por um processo de resfriamento rápido e brusco, denominado têmpera. Como a austenita não é estável à temperatura ambiente, o material metálico sofre uma transformação de fases displaciva, já que o resfriamento rápido não permite a transformação de fases reconstrutiva. Dessa forma, a estrutura cristalina formada nos

aços temperados é a tetragonal de corpo centrado (TCC), ou seja, martensita (TODD, 2018).

A transformação martensítica ocorre de maneira atérmica quando o material metálico é resfriado bruscamente, a partir da temperatura de austenitização, até uma temperatura abaixo de M<sub>s</sub> (nome dado à temperatura em que a transformação martensítica se inicia). Essa transformação não é proporcional ao tempo de permanência na temperatura, mas é proporcional à quão menor é a temperatura atingida durante o resfriamento, em relação à Ms, até atingir M<sub>f</sub> (temperatura em que é considerado o fim da transformação martensítica só ocorre entre as temperaturas M<sub>s</sub> e M<sub>f</sub>, mesmo que o material alcance temperaturas inferiores a M<sub>f</sub> durante o resfriamento. Ressalta-se que pode haver austenita retida quando o material é resfriado até a temperatura ambiente, mas apresenta M<sub>f</sub> abaixo da mesma (TOTTEN, 2007).

Para auxiliar nos diferentes processos de tratamentos térmicos, foram criadas curvas de transformação em resfriamento contínuo, já que a maioria desses processos não ocorrem isotermicamente e, por isso, não respeitam a curva de transformação isotérmica. A curva de resfriamento contínuo mostra a transformação da austenita em outros constituintes, de acordo com a taxa de resfriamento imposta (Figura 4). Quando comparada com à curva de transformação isotérmica, a curva de transformação em resfriamento contínuo mostra que o início da transformação da austenita em outros constituintes começa em temperaturas menores e demora mais para ocorrer. Para que a transformação martensítica ocorra, o material deve ser resfriado a taxa de resfriamento tal que o mesmo atinja a temperatura M<sub>s</sub> antes de transpor qualquer outra linha de transformação (KRAUSS, 2005).

O resfriamento do material durante o tratamento térmico de têmpera pode ser realizado em diferentes meios, como: em água, em óleo, em solução salina ou polimérica ou ar forçado (SILVA et al., 2016). Cada meio irá impor uma taxa de resfriamento diferente na peça metálica, dependendo das suas propriedades.



Figura 4 – Curva de resfriamento contínuo de um aço eutetóide.



#### 3.2.2 <u>Têmpera em Aços Inoxidáveis Ferríticos</u>

Os aços inoxidáveis ferríticos apresentam microestrutura ferrítica à temperatura ambiente. Entretanto o aço AISI 430, que é uma liga muito representativa dos aços inoxidáveis ferríticos, pode passar a apresentar duas fases (ferrita e austenita) quando é aquecido em altas temperaturas (LIU et al., 2008).

Isso acontece porque a presença de elementos gamagêneos na liga (nitrogênio, carbono e manganês, por exemplo) aumentam a área da fase austenita existente em elevadas temperaturas. Esse deslocamento do campo de austenita devido à presença de carbono e nitrogênio em um diagrama de ferro e cromo pode ser visualizado na ilustração apresentada na Figura 5, na qual (a) corresponde ao efeito do carbono e (b) ao efeito do nitrogênio (FERREIRA, 2005).

De acordo com Vafaeian et al. (2016), diferentes etapas dos tratamentos termomecânicos dos aços inoxidáveis ferríticos, como o processo de laminação (a frio, a quente), podem ser conduzidos em temperaturas em que a microestrutura apresenta
duas fases (ferrita e austenita) ou apenas uma fase (ferrita). As propriedades mecânicas e as microestruturas obtidas dependem de várias condições aplicadas durante esses tratamentos termomecânicos.



Figura 5 – Efeito do teor dos elementos gamagênicos (C e N) na área austenítica do diagrama de fases Fe-Cr.

Segundo Ferreira (2005), aços inoxidáveis ferríticos podem passar a apresentar estrutura bifásica (ferrita e austenita), em altas temperaturas, quando o teor de cromo é superior à 13% em peso. Esse fenômeno depende do balanço dos elementos gamagênicos e alfagênicos do material metálico.

Devido à possibilidade dos aços inoxidáveis ferríticos apresentarem fase austenita em altas temperaturas, Alizadeh-sh, Marashi e Pouranvari (2013) afirmam que a microestrutura dos mesmos pode ser tanto puramente ferrítica, quanto uma mistura de ferrita e martensita. Segundo esses autores, existem duas formas da transformação martensítica ocorrer nesses aços: transformação martensítica por meio de resfriamento brusco, partindo da temperatura de austenitização, e transformação martensítica por meio da deformação plástica da austenita retida, em temperatura ambiente. O diagrama de fases ferro-carbono de um aço inoxidável com 17% de cromo (Figura 6) ilustra as mudanças microestruturais sofrida pela liga em diferentes temperaturas. A martensita só não é formada nos aços inoxidáveis ferríticos quando

Fonte: Lacombe, Barroux e Beranger, 2000, apud Ferreira, 2005 (adaptado).

o resfriamento do material, partindo-se de temperatura maior ou igual a de austenitização, não é suficientemente brusco e/ou quando a austenitização em altas temperaturas é inibida. De acordo com Ferreira (2005) a supressão da martensita, poderia ser feita com a adição de titânio na liga, por exemplo, já que o mesmo estabiliza a ferrita; ou com a adição de outro elemento de liga que tenha a mesma função.



Figura 6 – Diagrama de fases ferro-carbono de um aço inoxidável ferrítico com

Fonte: Alizadeh-sh, Marashi e Pouranvari, 2013 (adaptado).

Amuda e Mridha (2014) explicam o resfriamento em equilíbrio dos aços inoxidáveis ferríticos, a partir de seu diagrama de fases (Figura 6). Seguindo a trajetória da linha tracejada no diagrama, o aço apresenta fase ferríta ( $\delta$ ) quando em elevadas temperaturas. Ao ser resfriado, o material atinge a área de duas fases do diagrama e a ferrita ( $\delta$ ) é parcialmente transformada em austenita ( $\gamma$ ). Ao continuar a ser resfriado, a austenita acaba sendo transformada em ferrita. Quando em temperatura ambiente, a ferrita encontra-se supersaturada de carbono, por isso há formação de carbonetos de cromo que podem promover corrosão intergranular do aço.

Alizadeh-sh, Marashi e Pouranvari (2013) também explicam o resfriamento em equilíbrio da liga representada pela linha tracejada no diagrama de fases. A partir da

fase líquida, a fase ferrita ( $\delta$ ) é a primeira a se solidificar. Posteriormente, a ferrita é parcialmente transformada em austenita ( $\gamma$ ) que, durante resfriamento lento, irá se transformar em ferrita ( $\alpha$ ) e carboneto (Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub>).

Entretanto, segundo Amuda e Mridha (2014) e Alizadeh-sh, Marashi e Pouranvari (2013), quando o resfriamento sofrido pelo material é brusco, a microestrutura obtida muda e passa a ter martensita em sua composição. Isso ocorre porque a fase austenita formada na área bifásica do diagrama ( $\delta e \gamma$ ) transforma-se em martensita. Esse fenômeno pode ocorrer durante a soldagem de aços inoxidáveis ferríticos, devido à elevada taxa de resfriamento.

Vafaeian et al. (2016) também evidenciam a presença de uma região bifásica, composta de ferrita e austenita, e outra região monofásica, composta de ferrita, no diagrama de fases dos aços inoxidáveis ferríticos. Os autores relatam que a temperatura de transformação entre a região contendo uma fase e a região contendo duas fases é de aproximadamente 850°C, para um aço inoxidável ferrítico contendo aproximadamente 17% em peso de cromo. Sendo assim, em busca de promover a transformação martensítica no aço AISI 430 por meio do tratamento térmico de têmpera, seria necessário aquecer o material a uma temperatura superior a 850°C, que corresponde à temperatura em que o aço é parcialmente austenitizado.

Como mencionado anteriormente, o aço utilizado neste estudo é o aço inoxidável ferrítico AISI 430. Essa liga ferrosa contém pouco mais do que 16% em peso de cromo. Por esse motivo, pode dizer que o aço estudado apresenta, de maneira geral, as mesmas transformações de fases apresentadas no diagrama de fases correspondente a um aço inoxidável ferrítico com 17% em peso (Figura 6). Consequentemente, com o objetivo de promover a transformação martensítica por meio de tratamento térmico de têmpera, a temperatura de austenitização parcial do aço AISI 430 estudado também deve ser superior a 850°C.

Entretanto, a região do diagrama de fases contendo "uma fase" ( $\alpha$ ), como citado anteriormente, não é composta apenas por ferrita. Esta região do diagrama, segundo Vafaeian et al. (2016), é composta por uma matriz ferrítica com precipitados embutidos, essencialmente o M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>, em tamanho muito pequeno e em baixa concentração, sendo difíceis de serem detectados na microestrutura. Os precipitados são representados com o símbolo C<sub>1</sub> no diagrama de fases (Figura 6). Dessa forma, deve-se considerar a presença de carbonetos nas regiões de uma fase ( $\alpha$ ) e, parcialmente, nas regiões duas fases ( $\delta \in \gamma$ ) citadas anteriormente e ilustradas no diagrama de fases. Alizadeh-sh, Marashi e Pouranvari (2013) também citam a presença de carbonetos na matriz do aço inoxidável ferrítico AISI 430, previamente laminado a frio e recozido, destacando também a possibilidade da existência de carbonetos ricos em cromo (Figura 7).



Figura 7 – Micrografia do aço inoxidável AISI 430, laminado a frio e recozido.

Fonte: Alizadeh-sh, Marashi e Pouranvari, 2013 (adaptado).

Em seu estudo, Amuda e Mridha (2014) citam que a martensita formada a partir do resfriamento brusco do aço inoxidável ferrítico AISI 430, partindo-se de altas temperaturas, aparece nos contornos de grão da matriz ferrítica, ou seja, a martensita é intergranular (Figura 8 e Figura 9). A mesma observação é feita por Alizadeh-sh, Marashi e Pouranvari (2013).

Ferreira (2005), além de outros pontos, estudou em qual temperatura de tratamento térmico de têmpera a fração de austenita era máxima em uma liga de aço AISI 430 modificada, apresentando redução no teor de carbono e aumento do teor de manganês. A liga foi chamada de aço experimental 430J. O estudo apontou que o aço 430J obteve sua maior fração de volumétrica de austenita (39%) quando tratado termicamente a 1025°C. Já o aço AISI 430 possui fração volumétrica máxima de 54%, entretanto, a temperatura na qual essa fração é obtida não foi citada (DUARTE, 2003, apud FERREIRA, 2005). O autor também determinou, em seu estudo, que o tempo de encharque adequado para a melhor visualização da fase martensítica após a têmpera do aço 430J seria de 240 minutos, quando comparado aos tempos de 10, 20

e 30 minutos, na temperatura de 1000°C. Além disso, com o auxílio do microscópio eletrônico de varredura, foi determinado que a morfologia da martensita formada no aço 430J era em formas de ripas (Figura 10), o que seria justificável pelo fato de que a aço apresenta 0,017% em peso de carbono em sua composição.

Figura 8 – Micrografia de uma região da zona termicamente afetada do aço inoxidável ferrítico AISI 430, após passar por processo de soldagem.



Ferrita (α) e martensita (M) intergranular estão indicados. Fonte: Alizadeh-sh, Marashi e Pouranvari, 2013 (adaptado).

### Figura 9 – Micrografia do aço AISI 430 laminados a quente e temperado a

1100°C.



Ferrita (α) e martensita (M) intergranular estão indicados. Fonte: Lacombe, Barroux e Beranger, 2000 apud Ferreira, 2005.



### Figura 10 – Martensita em ripas no aço 430J após tratamento térmico de têmpera.

Aquecimento a 1025°C com taxa de resfriamento de 21°C/ (a) e (b) ampliações distintas. Sendo (b) aumento de (a). A ferrita ( $\alpha$ ) e a martensita (M) estão indicadas. Fonte: Ferreira (2005).

Berton (2014) estudou o aumento da resistência mecânica, da dureza e da resistência à corrosão do aço inoxidável ferrítico AISI 409 após obtenção de camada superficial martensítica por meio do enriquecimento de nitrogênio da região, empregando tratamento térmico de solubilização de aço nitretado a plasma – SHTPN (Solution Heat Treatment after Plasma Nitriding). Esse tratamento consiste de duas etapas: na primeira faz-se a camada nitretada, por meio de nitretação a plasma (510°C), e na segunda, solubilização, em que os nitretos formados são dissolvidos com a elevação da temperatura (1100°C), permitindo a difusão de nitrogênio pela matriz em solução sólida. Em seguida, o metal é resfriado bruscamente em óleo (25°C), que aprisiona o nitrogênio na estrutura cristalina e favorece a transformação martensítica intergranular nas áreas ricas em nitrogênio, ou seja, na superfície (Figura 11 a). Em seguida, a autora realizou o tratamento térmico de têmpera, a 950°C e 1050°C, com resfriamento em óleo (25°C), cujo objetivo era refinar a martensita já formada anteriormente (Figura 11 b e c). Verificou-se o crescimento da martensita nos contornos de grão da matriz ferrítica e o refinamento da martensita. Entretanto, o tratamento térmico de têmpera não promoveu mudança significativa na dureza do material, em comparação à etapa de solubilização.

Figura 11 – Micrografia do aço inoxidável ferrítico AISI 409 após diferentes tratamentos térmicos.





(a) após SHTPN a 1100°C por 1 hora; (b) após SHTPN, seguida de tratamento térmico de têmpera a 950°C e (c) a 1050°C, por 30 minutos. Fonte: Berton, 2014 (adaptado).

### 3.3 COMPORTAMENTO MECÂNICO E TRAJETÓRIA DE DEFORMAÇÃO

### 3.3.1 Trajetória de Deformação

Um material pode ser deformado plasticamente com a utilização de diferentes esforços mecânicos, os quais podem ser de tração, compressão, cisalhamento, torção, flexão, dentre outros. No esforço de tração, por exemplo, cargas uniaxiais são impostas no sentido de alongar o material. De modo contrário, no esforço de

compressão, as cargas uniaxiais são impostas no sentido de encurtar ou comprimir o material. Já na torção, por exemplo, a carga aplicada tende a girar o material.

Cada direção em que o material sofre deformação é chamada de trajetória ou caminho de deformação. A combinação de direções de trajetória de deformação promovida pela imposição de diferentes esforços mecânicos, para alcançar a forma e as dimensões desejadas de um produto, é chamada de mudança da trajetória de deformação (ALINAGHIAN, 2013).

A subestrutura é dependente da trajetória de deformação e isso faz com que a taxa de encruamento se comporte de maneira distinta para cada sequência de deformação (RAUCH, 1992). É comum nos processos de produção, o material sofrer mais de um tipo de esforço mecânico, podendo isso acontecer em etapas ou de modo concomitante. Assim, um material que estava sofrendo esforços de tração pode passar a sofrer esforços de cisalhamento, dentre outras possíveis combinações de esforços. Essa mudança de esforços mecânicos impostos ao material gera uma mudança de trajetória de deformação, afetando suas respostas mecânicas, pois cada material tende a apresentar um comportamento mecânico diferente após mudança na trajetória de deformação, fazendo necessário estudar tais comportamentos.

Dois exemplos nos quais o material sofre mudança de trajetória de deformação são citados por Mánik, Holmedal e Hopperstad (2015). Segundo os autores, durante a estampagem profunda, a porção de material que é deformada a partir das laterais do punção para o interior da cavidade sofre uma mudança no modo de deformação, de cisalhamento puro para tensão biaxial. Outro exemplo seria durante processo de extrusão angular em canais iguais, em que a amostra tem sua orientação e, consequentemente, sua trajetória de deformação modificada devido aos passes realizados.

De acordo com Corrêa et al. (2008), comparando as curvas de escoamento de um processamento monotônico com um processamento que ocorreu em duas ou mais etapas, ou seja, com mudança da trajetória de deformação, é comum observar um aumento ou uma diminuição da tensão de escoamento na segunda etapa de deformação, devido aos efeitos da mudança de trajetória de deformação. Sobre isso, Qin et al. (2017) explicam que a mudança de trajetória de deformação pode levar ao endurecimento ou ao amaciamento do material na curva de tensão x deformação, devido ao seu histórico de pré-deformação. Entretanto, esse endurecimento ou amaciamento do material acaba após uma certa quantidade de deformação do mesmo e o comportamento monotônico do material é retomado. Por causa disso, os autores chamam esse endurecimento ou amaciamento apresentado pelo material, após a mudança da trajetória de deformação, de transitório.

A Figura 12 representa essa modificação na tensão de escoamento e no encruamento do material. Nela, o comportamento durante o ensaio de tração de um material metálico recozido é comparado, de forma esquemática, com o comportamento do mesmo material previamente trefilado (tipo 1 e tipo 2). Ou seja, o material é pré-deformado durante a trefilação e depois tracionado, sofrendo mudança de trajetória de deformação. O gráfico do material trefilado (tipo 1 e tipo 2) é posicionado para que seu valor de deformação plástica inicie ao ponto correspondente à pré-deformação sofrida pelo metal durante a trefilação.

Figura 12 – Comportamento típico de amostras submetidas a mudança de trajetória de deformação.



Fonte: Corrêa et al., 2008 (adaptado).

O material previamente trefilado pode apresentar dois comportamentos distintos, representados no esquema como sendo dos tipos 1 e 2. No primeiro comportamento (tipo 1), o material apresenta uma tensão de escoamento menor do que o material que sofreu apenas o esforço mecânico de tração. O comportamento oposto é observado na curva indicada como tipo 2. Os autores citam que essa

mudança de comportamento do material pode ser causada pelas características estruturais do material, pela severidade da mudança na trajetória de direção e pelo valor de pré-deformação, dentre outros parâmetros (CORRÊA et al., 2008).

Ainda é possível diferenciar as curvas tipo 1 e tipo 2 quanto ao seu comportamento em relação ao encruamento. Enquanto na curva tipo 1 há um aumento na taxa de encruamento do material até apresentar comportamento semelhante ao do material recozido; a curva tipo 2 apresenta uma taxa de encruamento negativa até voltar a ter comportamento semelhante ao do material recozido.

### 3.3.2 Trajetória de Deformação e Comportamento Mecânico

Para um mesmo tipo de processamento mecânico, ou seja, para uma mesma combinação de esforços mecânicos, materiais diferentes poderão exibir respostas distintas. Para o caso de um carregamento do tipo Bauschinger, em que a aplicação de uma mudança na trajetória de deformação de modo inverso, ou seja, com esforços mecânicos opostos, como tração/compressão e cisalhamento direto/cisalhamento reverso inversa, é possível observar o amaciamento de um material, enquanto em uma mudança de trajetória ortogonal (ou cruzada), os materiais apresentarão de modo típico um endurecimento.

Esses comportamentos são, em sua maioria, transitórios. Entretanto, pode ser que esse comportamento transitório influencie a curva tensão x deformação como um todo, como no amaciamento permanente do material, em que a curva não volta a apresentar o mesmo comportamento que a curva monotônica. De forma geral, esse comportamento de endurecimento/amaciamento anisotrópico do material pode ser descrito como uma superfície de escoamento que muda sua forma e tamanho durante a aplicação da deformação plástica (QIN et al., 2017).

Rauch (1992) cita que a trajetória de deformação ( $\beta$ ) seria o produto escalar da trajetória de deformação da pré-deformação aplicada e da trajetória de deformação imposta a seguir. O valor de  $\beta$  fica entre -1 e 1, em que se pode prever o comportamento dos sistemas de deslizamento após a mudança na trajetória de deformação. Se o valor for próximo de 1, tem-se que o carregamento ocorreu na mesma direção e no mesmo sentido, como em um carregamento e descarregamento.

Nesse caso, os mesmos sistemas de deslizamento são ativados antes e depois da mudança na trajetória de deformação. O autor nomeia esse comportamento como sequência pseudo-contínua, já que o valor de  $\beta$  é próximo, mas não igual, à 1. Caso o valor de  $\beta$  for próximo a -1, tem-se que os carregamentos ocorreram na mesma direção, mas em sentidos diferentes, ou seja, um carregamento reverso é aplicado após o primeiro carregamento (efeito Bauschinger). Neste caso, os sistemas de deslizamento ativados durante o primeiro carregamento são substituídos progressivamente pelos sistemas de deslizamento do carregamento no sentido oposto, até que os últimos sejam solicitados em mesma magnitude que os primeiros sistemas, porém em sentido oposto. Quando o valor de  $\beta$  é nulo, tem-se um carregamento ortogonal ou cruzado. Para essa situação, os sistemas de deslizamento não ativos durante a pré-deformação são acionados durante o segundo carregamento.

Mánik, Holmedal e Hopperstad (2015) explicam que o efeito Bauschinger (Figura 13) é caracterizado por uma diminuição da tensão limite de escoamento do material após o recarregamento em direção oposta, seguida por uma zona transitória de encruamento estagnado. Entre o limite de escoamento e o encruamento estagnado há uma pequena faixa de deformação em que o encruamento é elevado. Já o efeito de endurecimento cruzado (Figura 14), que acontece durante carregamentos cruzados/ortogonais, é caracterizado por um aumento da tensão limite de escoamento do material após o recarregamento do mesmo, seguido por uma zona de amaciamento seguida por encruamento. Entretanto, se a pré-deformação aplicada for elevada demais, o amaciamento do material pode ser instável ao ponto de o posterior encruamento não ser suficiente para compensá-lo, resultando em empescoçamento precoce.

Rauch (1992) explica as razões para a curva tensão x deformação decorrente de carregamento cruzado apresentar este formato (Figura 14). Segundo o autor, inicialmente, a deformação não ocorre de maneira uniforme após a mudança na trajetória de deformação. Isso porque a microestrutura construída durante a prédeformação é gradualmente apagada, devido à interseção de discordâncias móveis com as estruturas formadas na pré-deformação, originando microbandas. Essas microbandas seriam responsáveis pelo amaciamento apresentado pelo material. Além disso, devido à baixa concentração de discordâncias, o endurecimento do material diminui. A partir de determinado valor de tensão, o espaçamento entre as microbandas não diminui e as mesmas se tornam onduladas, indicando que as mesmas deixaram de promover o amaciamento do material. O posterior endurecimento também é justificado pelo valor da tensão necessária para continuar a deformação ser suficiente para ativar outros sistemas de deslizamento, aumentando a intercepção entre discordâncias e, consequentemente, aumentando ainda mais a tensão.

## Figura 13 – Curva tensão x deformação efetivas de carregamento monotônico e com pré-deformação reversa (compressão – tração).



Efeito Bauschinger pode ser observado nas curvas com pré-deformação. Fonte: Mánik, Holmedal e Hopperstad, 2015 (adaptado).

O efeito Bauschinger é melhor explicado por Paul, Hoppe e Appel (2016). Os autores definem o efeito Bauschinger como uma diminuição na tensão de escoamento durante o recarregamento do material em sentido oposto, denominado carregamento reverso. Durante o encruamento devido a deformação plástica, são criadas tensões internas residuais no material em certa direção. Quando o carregamento e, consequentemente, a deformação mudam de sentido, acredita-se que as tensões criadas anteriormente estão no mesmo sentido da tensão cisalhante da deformação atual. Ou seja, o deslizamento das discordâncias no carregamento reverso ocorre em uma menor tensão, pois a tensão cisalhante atual tem o auxílio da tensão interna residual da deformação anterior. Segundo os autores, esse efeito ocorre em vários materiais metálicos policristalinos que apresentam microestrutura cúbica de corpo centrado (CCC) e cúbica de face centrada (CFC).

# Figura 14 – Curva tensão x deformação efetivas de carregamento monotônico e com pré-deformação ortogonal (laminação – tração em direção



Efeito de endurecimento cruzado pode ser observado nas curvas com prédeformação. Fonte: Mánik, Holmedal e Hopperstad, 2015 (adaptado).

Sobre o comportamento após carregamento reverso, por exemplo, quando a tensão de compressão é aplicada na mesma direção que a tensão de tração de prédeformação, as subestruturas formadas pelas discordâncias durante a prédeformação são desfeitas em diferentes pontos do material. Entretanto, elas não são desfeitas em sua totalidade. Com essa dissolução parcial da subestrutura de discordâncias, a taxa de encruamento do material é estagnada, até que o material volta a endurecer em deformações maiores, em que a subestrutura das discordâncias volta a atuar. Com o aumento da pré-deformação aplicada durante o carregamento reverso, maior é o platô observado na curva; e inclinações negativas, correspondentes ao amaciamento, não são observadas quando a pré-deformação aplicada é maior do que 80% (RAUCH, 1992). Segundo Qin et al. (2017), após duas mudanças de trajetória durante a prédeformação, o comportamento transitório só é influenciado pela orientação da trajetória de deformação anterior e da subsequente, sendo a ordem das diferentes trajetórias de deformação aplicadas menos importante. Entretanto, Mánik, Holmedal e Hopperstad (2015) afirmam que ainda não se sabe ao certo o que seria responsável pelas respostas transitórias do material após a mudança da trajetória de deformação. Porém, sabe-se que está associada a estrutura celular das discordâncias, em ligas que apresentam essa estrutura.

Além dos efeitos transitórios, a mudança da trajetória de deformação pode causar modificações permanentes no material. Na liga de alumínio AA1050, por exemplo, se a tensão de fluxo e a taxa de encruamento do material forem transitoriamente alteradas, a tensão de fluxo será modificada permanentemente (MÁNIK; HOLMEDAL; HOPPERSTAD, 2015).

A habilidade de um material em ser conformado é afetada por fatores operacionais, como a temperatura de trabalho e a taxa de deformação. Contudo, sabe-se que a resposta mecânica dos diferentes tipos de materiais em função dos diversos processos de fabricação não está atrelada apenas às condições de fabricação, mas também das respostas metalúrgicas exibidas por cada material em função dessas condições operacionais impostas como, por exemplo, a combinação de diferentes rotas de deformação plástica (LEOTOING; GUINES, 2015).

A mudança de trajetória de deformação pode influenciar a rede cristalina do material. Destaca-se que não há modificação na estrutura cristalina com a mudança da trajetória de deformação. Ao estudar a deformação biaxial de chapas de aço ferrítico, Collins et al. (2015) destacaram que o acúmulo de tensão na rede cristalina é sensível à trajetória de deformação.

De acordo com Alinaghian (2013), durante a aplicação de pré-deformação, a anisotropia do material é desenvolvida, o que seria responsável pelo efeito macroscópio gerado pela mudança da trajetória de deformação. Mánik, Holmedal e Hopperstad (2015) explicam que a anisotropia gerada pela deformação prévia em alguns materiais, em especial os que tem maior energia de falha de empilhamento, levam a desvios da trajetória de deformação durante a deformação que podem ser associados com um endurecimento ou amaciamento do material, podendo-se observar respostas transitórias de tensão e de taxa de endurecimento.

Durante estudo da mudança da trajetória de deformação de uma liga Mg-Li-Al-Zn, He et al. (2016) afirmaram que a atividade dos mecanismos de deformação plástica é sensível à trajetória de deformação. Sendo assim, diferentes trajetórias de deformação podem gerar comportamentos de deformação totalmente diferentes, resultando em texturas distintas.

Leotiong e Guines (2015) citam um comportamento apresentado por ligas de alumínio, em um estudo no qual as ligas da série 6.000 foram as mais investigadas, durante a aplicação de tensão de pré-deformação. Nessas ligas, quando a tensão de pré-deformação aplicada é biaxial, geralmente, durante a aplicação de tensão biaxial ou deformação planar subsequente, a conformabilidade do material diminui. Entretanto, quando a tensão de pré-deformação aplicada é uniaxial e na direção de laminação, durante a aplicação de tensão biaxial subsequente, a conformabilidade do material aumenta. Fakir et al. (2014) chegaram às mesmas conclusões ao estudar o comportamento da liga de alumínio AA5754. Além disso, quando a direção de deformação principal é rotacionada em relação à direção principal da pré-deformação, ou seja, quando há mudança da direção de deformação, o limite de deformação da liga diminui (LEOTOING; GUINES, 2015).

Outro comportamento do material, além dos apresentados durante o carregamento reverso (efeito Bauschinger) e o carregamento cruzado, é a sequência pseudo-contínua. Rauch (1992) exemplifica esse comportamento com um material pré-deformado em tração (25% de deformação verdadeira), na direção de laminação, e posteriormente cisalhado a 45° da direção de tração. Cisalhar o material a 45° da direção de tração é praticamente dar continuidade aos esforços de tração no material, em relação à evolução e movimentação das discordâncias. Esse comportamento pseudo-contínuo foi comprovado ao projetar, no mesmo gráfico, as curvas de cisalhamento a 45° sem e com pré-deformação. De modo geral, a segunda curva apresentou comportamento semelhante à primeira, ou seja, a existência de pré-deformação em tração não afetou o comportamento do material durante o cisalhamento. Assim, não há mudança na trajetória de deformação na sequência pseudo-contínua, já que as discordâncias se comportam de maneira semelhante a um carregamento sem mudança na trajetória de deformação.

#### 3.3.3 Trajetória de Deformação e Conformação Mecânica

Chapas metálicas são geralmente conformadas em diferentes formatos, a fim de obter a geometria do produto a ser utilizado. Existem modelos computacionais que descrevem o comportamento do material durante o processo de conformação, visando minimizar os custos de projeto e otimizar o processo de fabricação. A simulação do processo de conformação utilizando o método dos elementos finitos é um exemplo. Entretanto, estudos sobre a anisotropia inicial e a adquirida do material, assim como a evolução do encruamento com a mudança na trajetória de deformação, devem ser feitos para melhor descrever e, posteriormente, prever o comportamento de um material durante a deformação (RESENDE, 2013).

A conformação de materiais metálicos geralmente envolve deformação elevada com mudanças no modo de solicitação mecânica. Esse procedimento pode resultar na orientação das discordâncias e, consequentemente, em deformação plástica anisotrópica, no encruamento diferenciado em função da posição (encruamento anisotrópico) devido a uma relação tensão-deformação complexa (CLAUSMEYER, 2013).

Devido às mudanças de carregamento, o metal acaba por sofrer mudanças na trajetória de deformação durante o processo de conformação, tornando a teoria tradicional de encruamento isotrópico, durante a deformação uniaxial, inválida para descrever o verdadeiro comportamento do material durante a conformação (HA et al.,, 2014). Segundo Leoting e Guines (2015), carregamentos não lineares, ou seja, com mudanças de trajetória de carregamento e de deformação, são comuns durante os processos industriais.

Quando submetido à deformação, o comportamento mecânico microestrutural do material pode ser estudado a partir de testes uniaxiais. Entretanto, o comportamento do material ao ser submetido à processos de fabricação, em que os esforços mecânicos ocorrem em diferentes direções, não pode ser estudado a partir de testes uniaxiais (COLLINS et al., 2015).

Segundo Resende (2013), muitas análises experimentais já comprovaram que a explicação do comportamento macroscópico dos materiais vai além da microestrutura, podendo ser explicado, por exemplo, pelo arranjo subestrutural assumido pelas linhas de discordâncias. Ha et al. (2014) descreve que existem três testes diferentes que são utilizados para estudar a mudança da trajetória de deformação no material: teste com reversão de carga, teste de carregamento em dois passes e o teste de carregamento cruzado (em que o segundo carregamento é aplicado em um ângulo aproximado de 60° em relação ao carregamento anterior). Contudo, ocorre retorno elástico entre as etapas desses testes, diferindo do comportamento real do material durante o processo de conformação, em que a mudança na trajetória de deformação é mais contínua e, por isso, a quantidade de retorno elástico tende a ser menor.

É importante avaliar a conformabilidade que um material possui antes de submetê-lo aos diferentes processos de conformação. Dessa forma, é usual o uso de curvas limite de conformação, principalmente na indústria de conformação de chapas, em especial, a indústria automobilística. Estas curvas auxiliam o planejamento do processo produtivo, já que permitem prever quais deformações poderão levar à falha de um material para diferentes trajetórias de deformação, evitando a ruptura do material, durante o respectivo processo de fabricação. As curvas de limite de conformação são apresentadas em forma de gráficos, os quais podem ser referenciados como Diagramas Limite de Estampagem (DLE), obtidos a partir de ensaios classificados como simulativos pelo fato de os mesmos simularem uma condição real de estampagem de chapas (CAMPOS et al., 2005).

As curvas do DLE são construídas usando as deformações principais e secundárias de uma malha, inicialmente circular, marcada em uma chapa antes dos ensaios. Essa malha, após a condução desse ensaio simulativo apresentará formato elíptico de modo que quando os círculos forem rompidos, a combinação de deformação dos eixos maior e menor representará uma condição de falha do material (CAMPOS et al., 2005; LEOTOING; GUINES, 2015).

Quando os círculos não são rompidos, essa combinação representa uma condição sem falha do material, portanto, segura. A curva limite de conformação, em si, representa o empescoçamento de um material. A área abaixo da curva representa as condições de deformação suportadas pelo material e a área acima da curva, condições de deformação que provocam a ruptura do material (CAMPOS et al., 2005; LEOTOING; GUINES, 2015).

Com o intuito de verificar se é possível distinguir mudanças na trajetória de deformação com uso de diagramas limite de estampagem, os autores Leotoing e

Guines (2005) realizam um teste de tração biaxial em um corpo de prova cruciforme, após a pré-deformação uniaxial na direção de laminação, sem descarregamento entre os esforços. Os autores verificaram que houve uma mudança abrupta no diagrama quando ocorreu a mudança da trajetória de deformação ou, como eles chamam, quando aconteceu a trajetória de deformação não linear. A Figura 15 mostra a comparação gráfica entre a trajetória de deformação linear (linha contínua) e a trajetória de deformação não linear (linha tracejada), na qual se nota a descontinuidade da linha tracejada como efeito da mudança da trajetória de deformação.

Figura 15 – Comparação entre o diagrama limite de estampagem de trajetória de deformação linear com o de trajetória de deformação não linear.



Trajetória de deformação linear (linha contínua) e não linear (linha tracejada). Fonte: Leotoing; Guines, 2005 (adaptado).

Como cada material pode apresentar um comportamento diferente após passar pela mesma trajetória de deformação, faz-se importante estudar seu comportamento do material variando a quantidade de pré-deformação aplicada, o tipo de solicitação e a trajetória de deformação.

O comportamento de diferentes materiais já foi estudado por diversos autores. Segundo Mánik, Holmedal e Hopperstad (2015), os materiais mais influenciados pela mudança da trajetória de deformação são o aço IF (interstitial free) e o alumínio, sendo por isso os materiais mais estudados.

### 4 MATERIAIS E MÉTODOS

### 4.1 MATERIAL

O material estudado foi o aço inoxidável ferrítico AISI 430, utilizado na geometria de chapas com 1,0mm de espessura. A composição química do aço inoxidável ferrítico AISI 430 fornecida pelo fabricante foi comparada à identificada a partir do uso da espectroscopia de emissão óptica com o auxílio do equipamento Foundry Master Xpert da empresa Oxford Instruments.

### 4.2 FLUXOGRAMA

A metodologia experimental é representada no fluxograma da Figura 16.



### Figura 16 – Fluxograma da metodologia utilizada.

Fonte: Elaborado pela própria autora.

### 4.3 TRATAMENTOS TÉRMICOS

Com o objetivo de retirar, da condição inicial do aço AISI 430, os efeitos de processamentos térmicos e mecânicos decorrentes da operação de laminação anteriores, realizou-se tratamento térmico de recozimento nas amostras em laboratório nas amostras. Para realizar o tratamento térmico de recozimento, utilizou-se duas temperaturas de recozimento diferentes (850°C e 900°C), ambas com o mesmo tempo de encharque (30 minutos). A resfriamento das amostras foi realizado dentro do próprio forno, até a temperatura ambiente.

Segundo Ferreira (2005), a temperatura padrão de recozimento do aço AISI 430 é de 830°C. Entretanto, neste trabalho usou-se duas temperaturas maiores do que 830°C para realizar o tratamento térmico de recozimento no aço inoxidável ferrítico AISI 430. A primeira temperatura de recozimento de 850°C, com tempo de encharque de 30 minutos, foi escolhida para garantir que o material seria aquecido a uma temperatura próxima à temperatura padrão de aquecimento de recozimento (830°C).

A segunda temperatura utilizada foi de 900°C, com o mesmo tempo de encharque de 30 minutos. O aumento da temperatura, eleva o coeficiente de difusão, facilitando a difusão atômica no material durante o tratamento térmico de recozimento. Dessa forma, comparando os resultados provenientes das duas temperaturas de recozimento utilizadas, pode-se verificar se o aumento da temperatura altera as propriedades mecânicas do aço, passando ou não por rotas mecânicas e térmicas.

Realizou-se também, o tratamento térmico de têmpera. Inicialmente, a temperatura escolhida para a têmpera foi de 950°C, com tempo de encharque de 30 minutos, seguida de resfriamento brusco em água, tendo como objetivo promover a transformação martensítica. Ao ser aquecido a temperatura de 950°C, o aço inoxidável ferrítico AISI 430 apresenta, além de ferrita e austenita, carbonetos em sua microestrutura. Com o objetivo de obter uma microestrutura sem carbonetos em elevada temperatura, composta por ferrita e austenita, também foi realizado o tratamento térmico de têmpera na temperatura de 1050°C, com mesmo tempo de encharque e mesmo meio de resfriamento do tratamento térmico de têmpera realizado a 950°C.

Realizou-se os tratamentos térmicos no aço inoxidável ferrítico AISI 430 de forma isolada e combinada entre si, como pode ser visualizado no fluxograma da Figura 17. Posteriormente, também se combinou os tratamentos térmicos do aço AISI 430 com diferentes rotas de carregamentos mecânicos.



Figura 17 – Fluxograma dos tratamentos térmicos utilizados e suas combinações.

Fonte: Elaborado pela própria autora.

Todos os tratamentos térmicos foram conduzidos no forno mufla Analógica modelo AN1222.

### 4.4 CARACTERIZAÇÃO ESTRUTURAL

A análise estrutural do material foi realizada mediante dois tipos de análises: a análise metalográfica e a difração de raios X.

### 4.4.1 Metalografia

A análise metalográfica consistiu em realizar embutimento a frio, lixamento e polimento manuais, acompanhados por ataque com reativo químico Vilella (5mL de HCl, 1g de ácido pícrico em 100mL de álcool etílico 95%) e, em alguns casos, com Behara (3g de K2S2O5, 10g Na2S2O3·5H2O em 100ml de água destilada). As amostras foram observadas com o auxílio de um microscópio óptico (MO) Kontrol IM713, que possui uma câmera digital (MDCE-5A) acoplada para permitir o registro das imagens (Figura 18). O material foi analisado em seu estado como recebido e após os diferentes processamentos termomecânicos, tendo os resultados comparados e analisados.



Figura 18 – Microscópio óptico com câmera digital acoplada.

Fonte: Elaborado pela própria autora.

O diâmetro médio dos grãos foi calculado utilizando a norma E112 (ASTM, 2013), em que pelo menos 200 grãos, de cada condição, foram medidos com o auxílio do programa Image ProPlus 6.0<sup>®</sup> (IMAGE PROPLUS, 2017) e a média calculada.

A fração do constituinte martensita foi mensurada no aço AISI 430, após têmpera e após recozimento seguido de têmpera, utilizando a norma E562 (ASTM, 2011), em que uma grade com 336 pontos (21 x 16) foi utilizada. Caso o nó da grade estivesse sobre o constituinte martensita, o ponto era identificado com uma bola vermelha; caso o mesmo se encontrasse na interseção entre dois constituintes, era identificado com uma bola azul (Figura 19). Os pontos foram contados, sendo que os vermelhos valiam 1 e os azuis, ½. A porcentagem sobre 336 foi calculada. Para cada condição, foram analisadas 3 imagens e a média de fração de martensita das três foi calculada. Tal procedimento foi adotado para quantificar a martensita, já que os picos referentes as fases ferrita e martensita apresentam a mesma angulação na análise por difração de raios X, além disso, este método é considerado fácil e confiável.

# Figura 19 – Ilustração da medição do constituinte martensita no aço AISI 430 após têmpera.



Bola vermelha: constituinte martensita. Bola azul: interseção martensita/ferrita. Fonte: Elaborado pela própria autora.

Após análise metalográfica no microscópio óptico, algumas amostras, também foram analisadas com o uso do microscópio eletrônico de varredura (MEV) Shimadzu, modelo SSX-550, ilustrado na Figura 20, usando elétrons secundários. Para investigar possível formação de inclusões e/ou carbonetos fez-se a escolha da técnica de espectroscopia de energia dispersiva (EDS) acoplado ao equipamento do MEV, a fim de realizar análise química pontual.



Figura 20 – Microscópio eletrônico de varredura (MEV).

Fonte: Elaborado pela própria autora.

### 4.4.2 Difração de Raios X

A análise de difração de raios X (DRX) foi realizada com o objetivo de auxiliar a identificar as fases do aço AISI 430, mudanças de fases e/ou presença de carbonetos, após tratamentos térmicos. A análise foi realizada no material em seu estado como recebido, após recozimento a 850°C e após recozimento a 850°C, seguido de têmpera a 950°C. O equipamento utilizado foi o difratômetro Shimadzu, modelo XDR-7000, ilustrado na Figura 21. As medições foram realizadas em temperatura ambiente, com ângulo de varredura de 35°≤ 20 ≥ 130°, passo angular de 0,02° e velocidade de varredura de 20° por minuto, em modo contínuo de varredura.



### Figura 21 – Difratômetro de raios X.

Fonte: Elaborado pela própria autora.

### 4.5 CARACTERIZAÇÃO E PROCESSAMENTO MECÂNICOS

Foram realizados quatro ensaios mecânicos diferentes: tração, cisalhamento, laminação e microdureza Vickers; durante a caracterização e/ou processamento mecânico do aço AISI 430. Além de caracterizar mecanicamente o material no estado inicial, os ensaios tiveram como objetivo avaliar o comportamento mecânico do material após as mudanças na trajetória de deformação.

### 4.5.1 <u>Tração</u>

O aço inoxidável ferrítico AISI 430 foi caracterizado mecanicamente por meio da realização de ensaio de tração uniaxial, a partir da plotagem da curva resultante do ensaio e do cálculo de parâmetros de resistência mecânica (tensão limite de escoamento e tensão limite de resistência à tração) e de ductilidade (alongamento uniforme). O esquema dos ensaios feitos em tração é apresentado na Figura 22.

O aço AISI 430 foi caracterizado em seu estado como recebido, por ensaio de tração a 0°C da direção de laminação (DL). Também realizou-se ensaios de caracterização em tração, a 0° DL, no aço AISI 430 nas seguintes condições:

- Após recozimento a 850°/30 minutos;
- Após recozimento a 900°/30 minutos;
- Após têmpera a 950°C/30 minutos, partindo de seu estado como recebido;
- Após têmpera a 1050°C/30 minutos, partindo de seu estado como recebido;
- Após têmpera a 950°C/30 minutos e 1050°C/30 minutos, partindo do material recozido a 850°C/30 minutos; e
- Após têmpera a 950°C/30 minutos e a 1050°C/30 minutos, partindo do material recozido a 900°C/30 minutos.

Realizou-se então, ensaios de tração intercalados com tratamento térmico. Assim, o aço AISI 430 previamente recozido, foi pré-deformado em diferentes quantidades de pré-deformações, em seguida temperado e, por último, tracionado novamente. As temperaturas de recozimento (850°C e 900°C) e de têmpera (950°C e 1050°) foram combinadas entre si. Ou seja, o material recozido a 850°C e posteriormente pré-deformado, foi temperado nas duas temperaturas de têmpera utilizadas (950°C e 1050°C), antes de ser tracionado novamente. O mesmo aconteceu para a temperatura de recozimento de 900°C.



Figura 22 – Fluxograma dos ensaios de tração empregados.

Fonte: Elaborado pela própria autora.

Diferentes quantidades de pré-deformação foram utilizadas com o objetivo de avaliar a influência não só da natureza da pré-deformação aplicada, mas também da quantidade de pré-deformação aplicada, na posterior resposta mecânica do aço.

Fez-se a escolha para realização dos ensaios mecânicos na mesma direção, ou seja, a 0°DL, com exceção daqueles necessários à avaliação da anisotropia. Para realizar a pré-deformação em tração, o valor de deformação em que o ensaio deveria parar foi calculado a partir do valor de alongamento uniforme médio obtido como resultado do ensaio de tração das amostras recozidas. Foram ensaiadas duas amostras de tração para caracterizar cada condição de tratamento térmico e para realizar as rotas termomecânicas que envolveram pré-deformação em tração e posterior deformação também em tração.

Os ensaios de tração foram conduzidos em uma máquina universal de ensaios Instron 5982 com sistema de aquisição de dados *Blue Hill 2* (Figura 23).

### Figura 23 – Máquina universal de ensaios com sistema de aquisição de dados.



Fonte: Elaborado pela própria autora.

As amostras utilizadas foram cortadas utilizando o método de corte com jato d'água com pressão de trabalho igual a 48kPsi, mediante uso de abrasivo composto por pó de Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, além de diamante industrial, com saída mediante bico com diâmetro de 0,68mm. Empregou-se vazão de 3L/min com a utilização de 3 pistões de cerâmica com bicos injetores de diâmetro de 1,5mm por 3mm de comprimento. O equipamento Maxiem Waterjets modelo 1530 foi utilizado para cortar as amostras, mediante o uso de jato d'água. As rebarbas foram retiradas com auxílio de lixas. Foto das amostras de tração do aço AISI 430 como recebido e em seu estado recozido a 850°C/30 minutos, é mostrada na Figura 24.

Figura 24 – Corpo de prova de tração do aço AISI 430 em seu estado como recebido e recozido.



Aço AISI 430 recozido a 850°C/30 minutos (a) e em seu estado como recebido (b). Fonte: Elaborado pela própria autora.

As dimensões dos corpos de prova atenderam à norma NBR ISO 6892 (ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS, 2013), sendo a espessura das amostras correspondente à espessura das chapas laminadas recebidas, ou seja, 1 milímetro. O comprimento útil foi de 75mm. As dimensões de cada corpo de prova foram mensuradas com o auxílio de um paquímetro digital Mitutoyo modelo CD-6"CSX-B e de um micrômetro digital Mitutoyo modelo 293-821, como ilustrados na Figura 25.

# (a) (b)

Figura 25 – Paquímetro e micrômetro.

(a) (b) Paquímetro representado em (a) e micrômetro representado em (b). Fonte: Elaborado pela própria autora.

A taxa de deformação inicial utilizada em todos os ensaios de tração foi de 0,001 s<sup>-1</sup>. Já a velocidade do cabeçote (mm/min) foi calculada para cada corpo de prova, utilizando-se a equação 1.

**Velocidade do cabeçote** 
$$= \frac{\text{comprimento útil } \times 60}{\text{Taxa de deformação}}$$
(1)

63

Gráficos foram elaborados a partir dos ensaios de tração realizados. Quando o processamento mecânico não envolveu pré-deformação, apenas caracterização em tração, os gráficos resultantes do ensaio e os parâmetros mecânicos calculados foram os convencionais de engenheira. Porém, para fins comparativos com outros ensaios mecânicos, quando o processamento mecânico do aço envolveu pré-deformação, as curvas de tração exibidas foram referentes a tensão e a deformação efetivas, ou mais conhecidas como verdadeiras. Entretanto, os parâmetros de resistência mecânica calculados (LRT e alongamento uniforme) foram em relação à curva convencional de engenharia. Os resultados foram comparados entre si e analisados.

### 4.5.2 Cisalhamento

O aço inoxidável ferrítico AISI 430 foi cisalhado tanto para caracterizá-lo, quanto como para realização de pré-deformação e/ou de recarregamento. As curvas resultantes dos ensaios de cisalhamento realizado foram plotadas utilizando a tensão e a deformação efetivas. A esquematização dos ensaios de caracterização em cisalhamento e rotas termomecânicas envolvendo apenas cisalhamento, é ilustrado na Figura 26.

O aço AISI 430 foi caracterizado em cisalhamento em seu estado como recebido, sendo realizado a 0°C da direção de laminação (DL). Também se realizou ensaios de caracterização em cisalhamento, a 0° DL, no aço AISI 430 nas seguintes condições:

- Após recozimento a 850°/30 minutos;
- Após recozimento a 900°/30 minutos;
- Após têmpera a 950°C/30 minutos, partindo de seu estado como recebido;
- Após têmpera a 1050°C/30 minutos, partindo de seu estado como recebido;
- Após têmpera a 950°C/30 minutos e 1050°C/30 minutos, partindo do material recozido a 850°C/30 minutos; e

 Após têmpera a 950°C/30 minutos e a 1050°C/30 minutos, partindo do material recozido a 900°C/30 minutos.

Figura 26 – Fluxograma da caracterização em cisalhamento e rotas termomecânicas envolvendo apenas cisalhamento.



Fonte: Elaborado pela própria autora.

Realizou-se então, ensaios de cisalhamento intercalados com tratamento térmico e/ou ou laminação. Primeiro, realizou-se rotas termomecânicas envolvendo pré-deformação apenas em cisalhamento. Assim, o aço AISI 430 previamente recozido, foi pré-deformado em diferentes quantidades de pré-deformações, em seguida temperado e, por último, cisalhado novamente. As temperaturas de recozimento (850°C e 900°C) e de têmpera (950°C e 1050°) foram combinadas entre

si. Ou seja, o material recozido a 850°C e posteriormente pré-deformado, foi temperado nas duas temperaturas de têmpera utilizadas (950°C e 1050°C), antes de ser cisalhado novamente. O mesmo aconteceu para a temperatura de recozimento de 900°C. Todos os ensaios foram realizados a 0° em relação a DL.

O ensaio de cisalhamento também foi utilizado combinando o cisalhamento em um sentido e, posteriormente, em outro sentido. O que foi chamado de cisalhamento direto/reverso. Amostras recozidas do aço AISI 430 foram cisalhadas em um sentido, pré-deformando o material. Em seguida, as amostras passaram por tratamento térmico de têmpera, para só então serem cisalhadas novamente no sentido reverso. De forma análoga a pré-deformação em cisalhamento/cisalhamento no mesmo sentido, tem-se que as temperaturas de recozimento (850°C e 900°C) e de têmpera (950°C e 1050°) foram combinadas entre si durante a aplicação do cisalhamento direto/reverso.

Também sofreram esforços de cisalhamento amostras que foram anteriormente recozidas a 850°C, durante 30 minutos, e laminadas. Sendo algumas apenas cisalhadas após a laminação, outras foram temperadas a 950°C ou a 1050°C, e mais outras foram pré-deformadas depois da laminação para, só então, serem temperadas (950°C ou 1050°C) e cisalhadas novamente. A Figura 27 ilustra, através de um fluxograma, como foram as rotas termomecânicas envolvendo laminação e cisalhamento.



Figura 27 – Fluxograma das rotas termomecânicas envolvendo laminação e cisalhamento.

Fonte: Elaborado pela própria autora.

Diferentes quantidades de pré-deformação foram utilizadas durantes os ensaios com o objetivo de avaliar a influência não só da pré-deformação aplicada, mas também da quantidade de pré-deformação aplicada, na posterior resposta mecânica do aço. E a escolha da direção de 0° em relação a direção de laminação para a realização dos ensaios foi para padronizar as amostras.

Foram utilizadas no mínimo três amostras de cada condição nos ensaios de cisalhamento, tanto para caracterizar, quanto para avaliar o comportamento mecânico após combinação de esforços.

Todos os ensaios de cisalhamento foram realizados com do uso de uma garra de cisalhamento adaptada à máquina de ensaios universais Instron 5582 com sistema de aquisição de dados *BlueHill 2*. Os equipamentos utilizados estão ilustrados na Figura 28.

# Figura 28 – Máquina de ensaios universais adaptado para realizar ensaio de cisalhamento.



Fonte: Elaborado pela própria autora.

As amostras utilizadas foram cortadas com o auxílio de uma guilhotina Newton (modelo TM), ilustrada na Figura 29, em formato retangular, com comprimento médio de 55 a 60 milímetros e largura média de 15 a 20 milímetros. As rebarbas foram retiradas com auxílio de lixas. A espessura das amostras correspondia à espessura das chapas laminadas recebidas, ou seja, 1 milímetro. As dimensões de cada corpo de prova foram mensuradas com o auxílio de um paquímetro digital Mitutoyo (modelo CD-6"CSX-B) e de um micrômetro digital Mitutoyo (modelo 293-821), como ilustrados anteriormente na Figura 25.



Figura 29 – Guilhotina.

Fonte: Elaborado pela própria autora.

De acordo com Rauch (1992), no cisalhamento simples, não há a diminuição da secção do corpo de prova durante o teste. Por este motivo, a tensão de cisalhamento é sempre proporcional à carga aplicada. A deformação cisalhante real é obtida dividindo-se ao alongamento referente ao deslocamento da garra de cisalhamento ( $\Delta$ L) pela largura efetiva do corpo de prova ( $\Delta$ x), medições ilustradas na Figura 30. O cálculo da deformação cisalhante está ilustrado na equação 2. Os corpos de prova cisalhados foram scaneados e as medições de  $\Delta$ L e de  $\Delta$ x foram realizadas com o auxílio do programa Image ProPlus 6.0<sup>®</sup> (IMAGE PROPLUS, 2017). Fez-se três medições de  $\Delta$ x e a média das mesmas foi utilizada para calcular a deformação cisalhante. Essa deformação real é importante para se fazer as devidas correções entre os dados fornecidos pela máquina de ensaios universal e a real deformação do corpo de prova.

**Deforma**ção cisalhante real = 
$$\frac{\Delta L}{\Delta x}$$
 (2)

Depois, calculou-se as tensões e deformações cisalhantes a partir dos dados colhidos pela máquina de ensaios universal. O cálculo da tensão cisalhante (equação 3) foi realizado pela divisão dos valores de carga obtidos pela área do corpo de prova (equação 4).

## Figura 30 – Ilustração de um corpo de prova após teste de cisalhamento com as respectivas medições realizadas.



 $\Delta$ L: alongamento referente ao deslocamento da garra.  $\Delta$ x: largura efetiva do corpo de prova. Fonte: Elaborado pela própria autora

Tensão Cisalhante Máquina = 
$$\frac{Carga}{Área Cisalhada}$$
 (3)

Tem-se então, a tensão cisalhante (equação 3) e a deformação cisalhante sofridas pelo material, podendo-se plotar o gráfico tensão cisalhante x deformação cisalhante.

A fim de plotar o gráfico de tensão efetiva e deformação efetiva em cisalhamento, foram realizados mais dois cálculos utilizando-se o fator de correção de Taylor (1,84). A tensão efetiva foi calculada multiplicando-se a tensão cisalhante (equação 3) pelo fator de correção e o cálculo da deformação efetiva foi feito dividindo-se a deformação cisalhante pelo fator de correção. Os cálculos estão ilustrados nas equações 5 e 6, respectivamente (RAUCH, 1992). Gráficos tensão efetiva x deformação efetiva em cisalhamento foram plotados e analisados.

Tensão Efetiva = Tensão cisalhante 
$$\times$$
 1,84 (5)

Deformação Efetiva = 
$$\frac{\text{Deformação cisalhante}}{1,84}$$
 (6)

### 4.5.3 Anisotropia

A fim de avaliar a anisotropia do aço AISI 430, testes de tração e de cisalhamento foram realizados. O aço previamente recozido a 850°C, durante 30 minutos, foi tracionado até o corpo de prova atingir 12% de alongamento uniforme. Os ensaios foram conduzidos em corpos de prova cortados nas direções de 0°, 45° e 90° em relação à direção de laminação. Foram utilizados três corpos de prova para cada direção.

Antes de realizar os ensaios de anisotropia, os corpos de prova de tração foram marcados, como mostrado no esquema da Figura 31 e na foto da Figura 32.

### Figura 31 – Esquema de como os corpos de prova de tração foram marcados para o teste de anisotropia.



Fonte: Elaborado pela própria autora.

# Figura 32 – Corpo de prova de tração marcado para teste de anisotropia, antes do ensaio de tração.



Fonte: Elaborado pela própria autora.

Com auxílio do programa Image ProPlus 6.0<sup>®</sup> (IMAGE PROPLUS, 2017)., antes do ensaio, foram mensurados os comprimentos correspondentes aos segmentos de

reta AB, BC, DE e EF, e as larguras representadas por AD, BE e CF. Esses mesmos segmentos de reta também foram mensurados após o corpo de prova ser tracionado, além das espessuras dos mesmos.

Para cada segmento de reta, foi calculada a deformação verdadeira do material. A equação 7 mostra um exemplo desse cálculo para o segmento de reta AB.

$$Deformação \ verdadeira \ do \ segmento \ AB = Ln\left(\frac{Medida \ de \ AB \ (antes)}{Medida \ de \ AB \ (depois)}\right)$$
(7)

Tendo os valores de deformação verdadeira de todos os segmentos de reta, calculou-se a média dos segmentos de reta correspondentes ao comprimento (AB, BC, DE e EF) e a largura (AD, BE e CF), de cada corpo de prova. As médias de deformação verdadeira em comprimento e largura dos corpos de prova em cada direção foram então calculas. Chamadas de média final de deformação em comprimento e em largura de cada direção.

Então, calculou-se o coeficiente de anisotropia normal ( $\bar{r}$ ) usando a equação 8.

$$\bar{r} = \frac{r_{0^{\circ}} + (2 \times r_{45^{\circ}}) + r_{90^{\circ}}}{4} \tag{8}$$

E, por fim, calculou-se a anisotropia planar ( $\Delta r$ ) usando a equação 9.

$$\Delta r = \frac{r_{0^{\circ}} - (2 \times r_{45^{\circ}}) + r_{90^{\circ}}}{2}$$
(9)

A anisotropia do aço inoxidável AISI 430 também foi avaliada com o uso do ensaio de cisalhamento. O material foi ensaio em seu estado como recebido nas direções de 0°, 45° e 90° em relação a direção de laminação. Foram ensaiadas três amostras de cada angulação em relação a direção de laminação. As curvas de deformação efetiva e tensão efetiva foram plotadas.

A fim de comparar os resultados de anisotropia, também foram ensaiadas em cisalhamento amostras do aço AISI 430, nas direções correspondentes a 0°, 45° e 90° em relação a DL, após o mesmo ser recozido a 850°C, durante 30 minutos. As curvas de deformação efetiva e tensão efetiva foram plotadas. Os resultados foram analisados.
O aço inoxidável ferrítico AISI 430 foi caracterizado mecanicamente a partir da realização de ensaio de dureza Vickers. O principal objetivo do ensaio de dureza foi verificar a possível formação de martensita no aço AISI 430 após o tratamento térmico de têmpera.

Esses ensaios foram realizados com o auxílio de um microdurômetro Shimadzu modelo HMV-2T, ilustrado na Figura 33. Foram realizadas 12 medições de dureza Vickers em cada amostra e a média foi calculada. Usou-se um aumento de 400 vezes, força de carga igual a 300 gramas e tempo de identação equivalente a 15 segundos. O ensaio foi realizado no material no estado recebido e após diferentes tratamentos térmicos. As amostras foram preparadas para o teste de dureza da mesma forma que foram preparadas para a análise metalográfica.



Figura 33 – Microdurômetro Shimadzu HMV-2T.

Fonte: Elaborado pela própria autora.

Também foram realizados ensaios de dureza Vickers em diferentes grãos presentes na microestrutura do material, com o objetivo de identificar a presença de martensita em determinados grãos. Para isso, usou-se a ampliação de 400 vezes, carga igual a 25 gramas e tempo de indentação equivalente a 15 segundos. Em que foram realizadas 6 medições de dureza Vickers em cada tipo de grão e o valor médio foi apresentado. Fotomicrografias tiradas com o microscópio óptico, referentes às identações desse ensaio, também foram mostradas.

### 4.5.5 Laminação a Frio

A laminação a frio das chapas do aço AISI 430 foi realizada em um laminador Fröhling com a utilização de cilindros de laminação com diâmetro de 200mm. As chapas do aço foram previamente recozidas a 850°C, com tempo de encharque de 30 minutos. Neste caso, as chapas foram deformadas entre 14% e 30% de deformação efetiva em laminação ( $\varepsilon_{lam}$ ) de acordo com o critério de von Mises, equação (15).

$$\varepsilon_{lam} = 1,15 \times \ln \left( \frac{t_o}{t_f} \right) \tag{15}$$

Essas chapas recozidas e laminadas foram usadas depois, como explicado na seção de cisalhamento, como especificado a seguir:

- a) Para caracterização em cisalhamento;
- b) Para serem temperadas a 950°C/30 minutos e depois cisalhadas;
- c) Para serem temperadas a 1050°C/30 minutos e depois cisalhadas;
- d) Para serem pré-deformadas em cisalhamento, temperadas a 950°C/30 minutos e cisalhadas; e
- e) Para serem pré-deformadas em cisalhamento, temperadas a 1050°C/30 minutos e cisalhadas.

A Figura 27 mostra a esquematização dos processamentos termomecânicos envolvendo laminação e cisalhamento.

### 5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 5.1 CARACTERIZAÇÃO DO AÇO AISI 430

Os resultados apresentados nesta seção fazem referência à caracterização química, mecânica (ensaio mecânicos de tração e de cisalhamento e de dureza Vickers) microestrutural (microscopia óptica, microscopia eletrônica de varredura e difração de raios X).

Os resultados aqui registrados se referem ao aço AISI 430 em diferentes condições:

- a) no seu estado inicial (como recebido);
- b) após passar pelos tratamentos térmicos de recozimento (temperaturas de 850°C e 900°C) partindo de seu estado como recebido; e
- c) após passar pelo tratamento térmico de têmpera com resfriamento em água (temperaturas de 950°C e 1050°C), partindo tanto de seu estado como recebido, quanto de seu estado após recozimento.

### 5.1.1 Aço AISI 430 – Como Recebido

O aço inoxidável ferrítico AISI 430 foi caracterizado em seu estado inicial. Na Tabela 7 é mostrado o resultado da análise da composição química desse material.

Elemento	С	Mn	Cr	Ni	Мо	Ν	Nb
% em peso	0,043	0,299	16,154	0,149	0,012	514ppm	0,003
Fonto: Flaborado pala própria autora							

Fonte: Elaborado pela própria autora.

A Figura 34 contém imagens realizadas com auxílio dos microscópios óptico e de varredura referentes ao aço inoxidável ferrítico AISI 430 em seu estado inicial. Nas imagens, é possível notar os contornos de grão de ferrita, identificada por α, e a

presença de pequenos pontos, diferentes da matriz, espalhados por toda a amostra, identificados por C, possíveis carbonetos.

## Figura 34 – Imagens de microscópio óptico e de MEV do aço AISI 430 em seu estado inicial.



(a) microscópio óptico; e (b) MEV. Os grãos de ferrita (α) e carbonetos (C) estão identificados. Reativo Villela. Fonte: Elaborado pela própria autora.

De acordo com o diagrama de fases apresentado na Figura 6, que é referente a um aço com composição química semelhante ao aço inoxidável ferrítico AISI 430, este tipo de aço seria composto por duas fases distintas, ou seja, uma matriz ferrítica (α) e carbonetos (C), desde a temperatura ambiente até aproximadamente 900°C.

O valor do diâmetro médio dos grãos do aço inoxidável ferrítico AISI 430, em seu estado como recebido, está na Tabela 8.

### Tabela 8 – Diâmetro médio dos grãos do aço AISI 430 como recebido.

Condição	Diâmetro Médio dos Grãos	
Como recebido	13,74µm	
Fonte: Elaborado pela própria autora.		

Foram realizadas análises de espectroscopia por energia dispersiva (EDS) pontuais para analisar a diferença de composição química entre a matriz e os

possíveis carbonetos, identificados, como C. O espectro resultante do ensaio de EDS na matriz do aço inoxidável ferrítico AISI 430 é exibido na Figura 35, enquanto o espectro referente aos pontos denominados C é exibido na Figura 36.



Figura 35 – Espectro de EDS do aço AISI 430 no estado como recebido.



Figura 36 – Espectro de EDS no ponto C, aço AISI 430 no estado como recebido.



Fonte: Elaborado pela própria autora.

Comparando os dois espectros, tem-se que a intensidade do pico de carbono do ponto branco analisado é maior do que o pico de carbono no espectro de EDS feito na matriz do aço AISI 430, em seu estado como recebido. Indicando, assim, que os pontos brancos presentes na matriz do material são carbonetos. Como já citado anteriormente, segundo Alizadeh-sh, Marashi e Pouranvari (2013), esses carbonetos seriam os carbonetos  $M_{23}C_6$ .

O aço inoxidável ferrítico AISI 430 também foi caracterizado mecanicamente, por meio de ensaios de microdureza Vickers, de tração e de cisalhamento. O resultado de dureza Vickers do aço em seu estado inicial está na Tabela 9.

Condição	Valor médio de dureza Vickers
Como recebido	167 ± 8 HV

Tabela 9 – Dureza Vickers do aço AISI 430 como recebido.

Fonte: Elaborado pela própria autora.

Na Figura 34 (b) percebe-se que alguns grãos de ferrita são diferentes de outros em termos de aspectos vistos ao microscópio de varredura. Deste modo, resolveu-se mensurar a dureza Vickers pontual para determinar se realmente existe diferença de resistência mecânica entre eles. O resultado encontra-se na Tabela 10 e as fotomicrografias decorrentes do ensaio na Figura 37.

Condição	Tipo de Grão	Valor médio de dureza Vickers
Como recebido	Claros	135 ± 4 HV
Como recebido	Escuros	133 ± 5 HV

Tabela 10 – Dureza Vickers pontual do aço AISI 430 como recebido.

Fonte: Elaborado pela própria autora.

Nota-se que não há diferença de resistência mecânica entre os grãos de ferrita do aço AISI 430 em seu estado como recebido, sendo a diferença do aspecto dos grãos de ferrita associada ao acabamento da superfície analisada, em termos, por exemplo, da quantidade de reativo aplicado, e/ou associada à diferença de orientação cristalográfica entre os grãos de ferrita, já que a orientação cristalográfica influencia na reação do reagente químico com o material, corroendo-o mais ou menos (PAL et al., 2013).





(a) e (b) AISI 430 em seu estado como recebido. Os grãos claros (GC), grão escuros (GE), indentação de dureza Vickers nos grãos claros (HV-GC) e nos grãos escuros (HV-GE) estão indicados. Reativo Villela.

Fonte: Elaborado pela própria autora.

Na Figura 38 está exibido o gráfico de tensão-deformação convencional para o aço AISI 430 no estado inicial, enquanto na Tabela 11 é apresentado o resumo das propriedades mecânicas neste estado.

# Tabela 11 – Resumo das propriedades mecânicas em tração do aço AISI 430 como recebido.

Condição	LE (MPa)	LRT (MPa)	Deformação Uniforme Convencional
Como recebido	364 ± 0,25	466 ± 0,30	19,13% ± 0,33
Fonto: Flaborada pala prépria autora			

Fonte: Elaborado pela própria autora.

Figura 38 – Gráfico tensão x deformação convencionais em tração do aço AISI 430 como recebido.



Fonte: Elaborado pela própria autora.

O gráfico de tensão-deformação efetiva em cisalhamento do aço AISI 430, no estado como recebido, é representado pela Figura 39. O ensaio foi realizado na mesma direção da laminação, DL, original do aço AISI 430, ou seja, a 0° DL.

A fim de comparar os resultados dos ensaios dos dois ensaios mecânicos, as curvas de tensão-deformação efetiva resultantes do ensaio de tração e de cisalhamento do aço AISI 430 no estado como recebido são comparadas no gráfico da Figura 40.

Considerando que o material foi ensaiado em tração até seu limite de resistência a tração (LRT), percebe-se que o material apresenta maior limite de resistência mecânica e maior ductilidade ao ser ensaio em cisalhamento. Essa diferença se dá, essencialmente, pela natureza dos ensaios, pelo fato de o cisalhamento não gerar uma região de estricção no respectivo corpo de prova (RAUCH, 1992).

Figura 39 – Gráfico tensão x deformação efetiva em cisalhamento do aço AISI 430 como recebido.



Ensaios realizados a 0° da direção de laminação (DL). Fonte: Elaborado pela própria autora.

## Figura 40 – Gráfico tensão x deformação efetiva em tração e em cisalhamento do aço AISI 430 como recebido.



Ensaios realizados a 0° da direção de laminação (DL). Fonte: Elaborado pela própria autora.

O aço inoxidável ferrítico AISI 430 foi tratado termicamente em recozimento utilizando-se duas temperaturas, 850°C e 900°C, com tempo de encharque de 30 minutos.

Na Figura 41 e na Figura 42 estão exibidas as fotomicrografias do aço inoxidável ferrítico 430 após o recozimento realizado a 850°C e a 900°C, durante 30 minutos, a partir de imagens obtidas por microscopia óptica e eletrônica de varredura, respectivamente.



Figura 41 – Fotomicrografias do aço AISI 430 recozido a 850°C e a 900°C.

(a) recozido a 850°C e (b) recozido a 900°C. Os grãos de ferrita (α) e carbonetos (C) estão identificados.
Reativo Villela.
Fonte: Elaborado pela própria autora.

Analisando as Figura 41 e Figura 42, é possível notar a maior quantidade de carbonetos no aço AISI 430 recozido a 850°C, em relação ao recozido a 900°C. Com o aumento da temperatura de recozimento, mantendo-se o mesmo tempo de encharque, a energia fornecida aos átomos é maior, aumentando a difusão dos átomos de carbono. Assim, o carbono contido nos carbonetos entrou em solução sólida, reduzindo a quantidade de carbonetos (HORN; MERKLEIN, 2018).



Figura 42 – Imagens (MEV) do aço AISI 430 recozido a 850°C e a 900°C.



O valor do diâmetro médio dos grãos do aço inoxidável ferrítico AISI 430, em seu estado como recozido a 850°C e a 900°C, está na Tabela 12. Observa-se que para o recozimento conduzido a 850°C o tamanho médio dos grãos do aço AISI 430 foi menor que o encontrado no estado como recebido.

# Tabela 12 – Diâmetro médio dos grãos do aço AISI 430 recozido a 850°C e a 900°C, durante 30 minutos.

Condição	Diâmetro Médio dos Grãos
Como recebido	13,74µm
Recozido a 850°C	10,69µm
Recozido a 900°C	14,19µm

Fonte: Elaborado pela própria autora.

Com o aumento da temperatura de recozimento, 900°C, o tamanho médio dos grãos cresceu, tornando-se até maior que o registrado no estado como recebido.

A maior presença de carbonetos na amostra recozida a 850°C, juntamente com o seu menor tamanho de grão, se comparado ao material recozido a 900°C, contribuem para que o aço AISI 430 recozido a 850°C ter resistência mecânica maior que no estado recozido a 900°C. Os resultados de dureza Vickers do aço AISI 430 após tratamento térmico de recozimento nas temperaturas de 850°C e 900°C, partindo do seu estado como recebido, são exibidos na Tabela 13, além do respectivo valor de dureza Vickers no estado como recebido.

Condição	Valor médio de dureza Vickers
Como recebido	167 ± 8 HV
Recozido a 850°C	151 ± 4 HV
Recozido a 900°C	148 ± 3 HV

Tabela 13 – Dureza Vickers do aço Al	ISI 430 recozido a 850°C e a 900°C.
--------------------------------------	-------------------------------------

Fonte: Elaborado pela própria autora.

Como previsto, a partir da identificação do maior tamanho de grão para a amostra recozida a 900°C em relação à amostra recozida a 850°C, nota-se o menor valor de dureza Vickers para a temperatura de recozimento de 900°C (DIETER et al., 1981). Entretanto, os valores de dureza Vickers do aço recozido nas duas temperaturas é praticamente o mesmo, se o desvio padrão for considerado. Comparando-se o resultado de dureza das amostras recozidas com o da amostra no estado como recebido, percebe-se uma diminuição do valor médio de dureza Vickers do material após passar pelo tratamento térmico de recozimento.

A redução da dureza Vickers após o recozimento conduzido a 850°C quando comparada com a dureza no estado como recebido revela que apesar de o aço AISI 430 possuir tamanho de grão médio menor quando recozido a 850°C, possui também menor densidade de discordâncias, que também influenciam no valor de dureza e explicam assim, a queda da dureza após a realização do tratamento térmico de recozimento a 850°C. Ou seja, o material como recebido estava pré-deformado e, portanto, com maior quantidade de discordâncias.

Realizou-se ensaio de tração no aço inoxidável ferrítico AISI 430 recozido nas temperaturas de 850°C e 900°C, para verificar os efeitos do tratamento térmico na resistência mecânica sob tração do material.

As curvas tensão x deformação convencional resultantes foram traçadas e comparadas com a curva do aço em seu estado inicial, como ilustrado no gráfico da

Figura 43. De forma complementar ao gráfico, as propriedades mecânicas sob tração do aço AISI 430 recozido a 850°C e a 900°C, assim como em seu estado inicial são comparadas na Tabela 14.

## Figura 43 – Gráfico tensão x deformação convencionais em tração do aço AISI 430 recozido a 850°C e a 900°C.



Ensaios realizados a 0° da direção de laminação (DL). Fonte: Elaborado pela própria autora.

# Tabela 14 – Resumo das propriedades mecânicas em tração do aço AISI 430 recozido a 850°C e a 900°C.

Condição	LE (MPa)	LRT (MPa)	Deformação Convencional
Como recebido	364 ± 0,23	466 ± 0,20	19,13% ± 0,19
Recozido 850°C	284 ± 9,5	486 ± 17,1	19,54% ± 0,63
Recozido 900°C	268 ± 0,23	467 ± 0,25	19,59% ± 0,18

Fonte: Elaborado pela própria autora.

Diferente do resultado apontado pela dureza Vickers verifica-se que após tratamento térmico de recozimento, o aço não apresentou grande variação em sua resistência mecânica quando analisado em tração. Entretanto, é possível notar que houve diminuição do limite de escoamento do material quando o mesmo está em seu

estado recozido, com o consequente aumento da sua ductilidade, como indicado pelo valor do alongamento uniforme.

Ao ser recozido, o aço passou a apresentar patamar de escoamento, diferente do aço AISI 430 em seu estado como recebido, que não apresenta patamar de escoamento (Figura 43). Isso confirma que o aço como recebido não está apenas em seu estado recozido, ele está pré-deformado. Como o aço AISI 430 estudado se encontra na geometria de chapas, conclui-se que as chapas passaram por passe de encruamento, a fim de evitar a formação de patamar de escoamento durante a sua deformação. Dessa forma, o material em seu estado como recebido não apresenta patamar de escoamento e o aço recozido apresenta (GIAROLA et al., 2015).

### 5.1.3 Aço AISI 430 – Temperado

Fotomicrografias do aço inoxidável ferrítico AISI 430 temperado a 950°C e a 1050°C, partindo de sua condição como recebido, são exibidas na Figura 44, enquanto imagens feitas com o auxílio do microscópio eletrônico de varredura (MEV) na Figura 45. Nessas imagens estão identificados os grãos de ferrita ( $\alpha$ ), os carbonetos (C) e as agulhas de martensita (M), sendo essas últimas provenientes do tratamento térmico de têmpera.

Comparando as microestruturas do aço AISI 430 após o tratamento térmico de têmpera (Figura 44 e Figura 45) com a microestrutura do material em seu estado como recebido (Figura 34), tem-se que o aço apresentou agulhas de martensita formadas no interior de alguns grãos da matriz ferrítica, no material temperado. Além disso, ao passar pela têmpera, a quantidade de carbonetos caiu consideravelmente, sendo apenas percebida nas imagens em MEV.

Os valores de tamanho médio dos grãos do aço inoxidável ferrítico AISI 430 apenas temperado a 950°C e a 1050°C são exibidos na Tabela 15. Tem-se que o aumento da temperatura de têmpera de 950°C para 1050°C promoveu um aumento do tamanho médio dos grãos no aço. Isso também é percebido analisando-se a Figura 44.

Figura 44 – Fotomicrografias do aço AISI 430 temperado a 950°C e a 1050°C, a partir do seu estado como recebido.



(a) Temperada a 950°C é (b) temperada a 1050°C, partindo da condição como recebido. Os grãos de ferrita (α) e lamelas de martensita (M) estão identificados.
Reativo Villela.

Fonte: Elaborado pela própria autora.

## Figura 45 – Imagens (MEV) do aço AISI 430 temperado a 950°C e a 1050°C, a

partir do seu estado como recebido.



(a) Temperado a 950°C e (b) temperado a 1050°C, a partir do seu estado como recebido. Os grãos de ferrita (α), lamelas de martensita (M) e carbonetos (C) estão identificados.
Reativo Villela.

Fonte: Elaborado pela própria autora.

TUDU C, durante 30 minutos.			
Condição	Diâmetro Médio dos Grãos		
Como recebido	13,74µm		
Temperado a 950°C	9,24µm		
Temperado a 1050°C	10,89µm		

Tabela 15 – Diâmetro médio dos grãos do aço AISI 430 temperado a 950°C e a

Fonte: Elaborado pela própria autora.

Além de aumentar o tamanho médio dos grãos, a elevação da temperatura de têmpera de 950°C para 1050°C também promoveu a elevação do percentual de martensita contida no aço AISI 430 após o tratamento de têmpera, como exibido na Tabela 16.

Tabela 16 – Fração de Martensita no aço AISI 430 temperado a 950°C e a 1050°C, durante 30 minutos.

Condição	Porcentagem de Martensita
Temperado a 950°C	8,53%
Temperado a 1050°C	10,27%

Fonte: Elaborado pela própria autora.

Este resultado foi diferente do obtido por Hu et al. (2007). Após realizar tratamento térmico de têmpera em água do aço AISI 430 em temperaturas de aquecimento entre 900°C e 1350°C, com tempo de encharque de 1 hora, os autores concluíram que a temperatura que originou maior fração de martensita foi a temperatura de 950°C. Resultado também confirmado pelo cálculo da fração de austenita com o uso de Thermo-Calc, apesar da fração de martensita experimental encontrada por eles estar abaixo da fração de austenita calculada pelo programa. Os autores justificaram essa diferença, primeiro, porque a austenita formada em elevadas temperaturas pode não ter sido totalmente transformada em martensita duranto o resfriamento de têmpera; e segundo, devido à dificuldade de obtenção de equilíbrio termodinâmico durante o tratamento térmico, o que pode diminuir a quantidade de austenita formada durante o aquecimento de têmpera.

A obtenção de fração maior de martensita no aço temperado a 1050°C, comparado a temperatura de 950°C, pode ser porque o tempo de aquecimento utilizado (30 minutos), não foi necessário para que o aço atingisse sua condição de equilíbrio, formando assim, menos austenita em elevadas temperaturas e, consequentemente, menos martensita quando comparado ao cálculo no Thermo-Calc realizado por Hu et al. (2007). Como a difusão atômica depende da temperatura e do tempo, a temperatura de aquecimento mais baixa, 950°C, precisaria de tempo de encharque maior do que o da temperatura de 1050°C para atingir o estado de equilíbrio termodinâmico. Como os tempos foram iguais, o aço aquecido a 950°C formou menor quantidade de austenita durante o aquecimento do que seria possível de acordo com o cálculo realizado pelos autores, além de menor quantidade em relação ao aço tratado em temperatura superior.

Os resultados de dureza Vickers do aço AISI 430 após tratamento térmico de têmpera nas temperaturas de 950°C e 1050°C, partindo do seu estado como recebido, são exibidos na Tabela 17. Na tabela também se encontram as durezas do aço como recebido e recozido, para fins comparativos.

Condição	Valor médio de dureza Vickers	
Como recebido	167 ± 8 HV	
Como Recebido e Temperado a 950°C	254 ± 17 HV	
Como Recebido e Temperado a 1050°C	262 ± 13 HV	
Recozido a 850°C	151 ± 4 HV	
Recozido a 900°C	148 ± 3 HV	

Tabela 17 – Dureza Vickers do aço AISI 430 temperado a 950°C e a 1050°C.

Fonte: Elaborado pela própria autora.

Nota-se que o aço AISI 430 ao ser temperado nas temperaturas de 950°C e 1050°C exibe um acréscimo da dureza Vickers, quando comparado com os valores de dureza do material nos estados como recebido e recozido.

De acordo com o diagrama de fases da Figura 6, nas temperaturas utilizadas durante o tratamento térmico de têmpera (950°C e 1050°C), o aço inoxidável ferrítico AISI 430 possui fase austenita (γ) em sua microestrutura (ALIZADH-SH; MARASHI; POURANVARI, 2013). Assim, pode-se justificar a elevação da dureza do aço após

passar pelo tratamento térmico de têmpera, pela ocorrência de transformação martensítica e, consequentemente, pela presença de martensita em sua microestrutura final, como pode ser observado na Figura 44 e na Figura 45.

Ainda analisando a Tabela 17, verifica-se que a dureza Vickers do aço AISI 430 é maior após ser temperado na temperatura de 1050°C do que a 950°C. Como o aço apresenta maior tamanho médio dos grãos após passar pela têmpera na maior temperatura, 1050°C, quando comparado a temperatura de 950°C, ao analisar apenas o tamanho médio dos grãos era esperado que o aço AISI 430 apresentasse menor resistência mecânica após a têmpera a 1050°C (DIETER et al., 1981). Entretanto, isso não é observado no resultado de dureza, indicando que o aumento da dureza do aço temperado a 1050°C em relação ao temperado a 950°C não está relacionado com o tamanho médio dos grãos e sim com a transformação martensítica.

Essa diferença poderia ser explicada pelo aumento da taxa difusão dos átomos de carbono quando se aumenta a temperatura de tratamento térmico, visto que o tempo de encharque em ambas temperaturas foi o mesmo (HORN; MERKLEIN, 2018). O que contribuiria para uma maior formação de martensita (Tabela 16), pois o aumento da taxa de difusão do carbono favoreceria uma maior formação de austenita em elevadas temperaturas. Além disso, de acordo com o diagrama de fases da Figura 6, o aço inoxidável ferrítico AISI 430, ao ser aquecido na temperatura de 1050°C, apresentaria apenas as fases ferrita ( $\delta$ ) e austenita ( $\gamma$ ). Deixando de apresentar carbonetos (C), como quando o material é aquecido a 950°C. Essa diferença microestrutural tende a contribuir para o aumento da quantidade de austenita formada em elevadas temperaturas, já que mais átomos de carbono ficariam disponíveis, o que, por consequência, aumentaria a quantidade de martensita formada durante a têmpera, tornando o material mais duro. Outra explicação seria que ao aquecer aço a temperatura de 1050°C e promover a dissolução dos carbonetos (C), a austenita (γ) formada nesta temperatura fica mais rica em carbono, do que em temperaturas menores. Ao resfriar bruscamente essa austenita mais rica em carbono, promove-se a formação de martensita também mais rica em carbono, ou seja, mais dura.

É possível perceber, pela análise de um diagrama de fases Fe-C de um aço inoxidável com 17% (em peso) de cromo (Figura 6), a existência de três fases para a temperatura de 950°C: ferrita ( $\delta$ ), austenita ( $\gamma$ ) e carbonetos (C). A existência de carbonetos nesta região, de elevada temperatura, indica que os mesmos não foram

solubilizados. Isso sugere que o aço AISI 430 quando temperado a 950°C estaria em uma região trifásica (ferrita, martensita e carbonetos). Dessa forma, os carbonetos também poderiam influenciar na elevação da resistência mecânica, após o tratamento térmico de têmpera, devido ao endurecimento por precipitação (TIAN et al., 2018). Contudo, os carbonetos não seriam resultado do tratamento térmico, estando também presentes no estado como recebido. Por isso, apesar de influenciar na resistência mecânica do material, não se pode afirmar que os carbonetos são os responsáveis pela elevação da resistência do aço inoxidável ferrítico AISI 430 após a têmpera.

A dureza Vickers pontual nos grãos do aço AISI 430 temperado a 950°C e a 1050°C é exibida na Tabela 18, em que os grãos foram separados em dois tipos: com martensita (grãos de ferrita que apresentam agulhas de martensita) e sem martensita (grãos de ferrita podendo conter, ou não, carbonetos). Apesar deste ensaio não ser tão preciso quanto a nanoindentação, o objetivo da condução deste ensaio foi confirmar a indicação visual de presenta de martensita em alguns grãos de ferrita, de modo qualitativo e não quantitativo.

Condição	Tipo de Grão	Valor médio de dureza Vickers
Como recebido e	Sem Martensita	180 ± 33 HV
Temperado a 950°C	Com Martensita	274 ± 27 HV
Como recebido e	Sem Martensita	179 ± 10 HV
Temperado a 1050°C	Com Martensita	344 ± 50 HV

Tabela 18 – Dureza Vickers pontual do aço AISI 430 recozido a 850°C e a 900°C.

Fonte: Elaborado pela própria autora.

Nota-se que a dureza é consideravelmente maior nos grãos que aparentemente possuem martensita, em relação aos outros grãos. Esse é mais um indício de que ocorreu transformação martensítica no aço AISI 430 após a têmpera a 950°C e a 1050°C. As fotomicrografias resultantes do ensaio estão na Figura 46 e na Figura 47.

## Figura 46 – Fotomicrografias após ensaio de dureza Vickers pontual no AISI 430 temperado 950°C.



(a) e (b) AISI 430 temperado a 950°C/30 minutos. Os grãos sem martensita (G), grãos com martensita (GM), indentação de dureza Vickers nos grãos comuns (HV-G) e nos grãos com marternsita (HV-GM) estão indicados. Reativo Villela.

Fonte: Elaborado pela própria autora.

## Figura 47 – Fotomicrografias após ensaio de dureza Vickers pontual no AISI 430 temperado 1050°C.



(a) e (b) AISI 430 temperado a 1050°C/30 minutos. Os grãos claros sem martensita (G), grãos com martensita (GM) indentação de dureza Vickers nos grãos sem martensita (HV-GC), nos grãos escuros (HV-GE) e nos grãos com martensita (HV-GM) estão indicados. Reativo Villela. Fonte: Elaborado pela própria autora.

Os grãos com aparente martensita após a têmpera a 1050°C apresentaram maior resistência mecânica do que os do aço temperado a 950°C. Provavelmente,

essa diferença se dá devido à maior taxa de difusão dos átomos de carbono durante o aquecimento da têmpera a 1050°C, em relação a têmpera 950°C. Apesar da difusão não influenciar na transformação martensítica, a maior difusão de carbono facilitaria a nucleação e o crescimento de grãos de austenita, durante o aquecimento. Consequentemente, isso favoreceria a transformação martensítica durante o resfriamento brusco. Adicionalmente, como já citado, os carbonetos tendem a serem desfeitos na temperatura de 1050°C, o que pode levar a maior formação de austenita e/ou formação de austenita com maior concentração de carbono, levando a maior formação de martensita e/ou martensita mais ricas em carbono, tornando o material mais resistente mecanicamente. Contudo, este resultado quantitativo pode não ser tão preciso quanto um ensaio fazendo uso de nanoindentação.

A curva de tensão x deformação convencional em tração do aço inoxidável ferrítico AISI 430, após passar pelo tratamento térmico de têmpera a 950°C e a 1050°C, é apresentada na Figura 48, acompanhada das curvas desse aço após o tratamento térmico de recozimento a 850°C e 950°C.

# Figura 48 – Gráfico tensão x deformação convencionais em tração do aço AISI 430 temperado a 950°C e a 1050°C, comparando com o aço recozido.



Ensaios realizados a 0° da direção de laminação (DL). Fonte: Elaborado pela própria autora.

Nota-se o aumento da resistência mecânica e a diminuição da ductilidade do aço AISI 430 após a têmpera, independente da temperatura. Esse resultado também é observado analisando-se a Tabela 19, que compara os valores de limite de escoamento, limite de resistência à tração e de ductilidade (alongamento uniforme) do aço AISI 430 temperado a 950°C e a 1050°C, com os valores obtidos após o recozimento realizado a 850°C e a 900°C.

Condição	LE (MPa)	LRT (MPa)	Deformação Convencional
Recozido 850°C	284 ± 9,5	486 ± 17,1	19,54% ± 0,63
Recozido 900°C	268 ± 0,21	467 ± 0,21	19,59% ± 0,33
Recebido - Temperado 950°C	516 ± 0,28	834 ± 0,23	9,79% ± 0,21
Recebido - Temperado 1050°C	466 ± 0,41	811 ± 0,34	10,13% ± 0,23
Fonto: Floborado pala prápria autor	<u> </u>		

Tabela 19 – Resumo das propriedades mecânicas em tração do aço AISI 430 temperado a 950°C e a 1050°C, comparado com o aço recozido.

Fonte: Elaborado pela própria autora.

O aumento de resistência mecânica e a diminuição da ductilidade é mais um indicativo da ocorrência de transformação martensítica no aço inoxidável ferrítico AISI 430, após ser temperado em ambas as temperaturas (HASSANI et al., 2016; SILVA et al., 2016).

Entretanto, apesar da maior temperatura de têmpera (1050°C) tender a favorecer a maior formação de martensita ou uma martensita mais dura, já que nessa temperatura de aquecimento o aço inoxidável ferrítico AISI 430 tende a ter mais austenita ou maior concentração de carbono na austenita do que na temperatura de 950°C, o material apresentou maior resistência mecânica e menor ductilidade (alongamento uniforme) ao ser temperado a 950°C. Esse comportamento poderia ser explicado pelo menor tamanho de grão médio do aço temperado a 950°C, em relação ao temperado a 1050°C. Como o aço AISI 430 temperado a 950°C teria uma microestrutura trifásica em temperatura ambiente (ferrita, martensita e carbonetos), os carbonetos formados também poderiam influenciar, junto com a martensita, na elevação da resistência mecânica e na diminuição da ductilidade do aço, após o tratamento térmico de têmpera, devido ao endurecimento por precipitação. Tornando

o aço inoxidável ferrítico AISI 430 temperado a 950°C mais resistente mecanicamente e menos dúctil do que o mesmo aço temperado a 1050°C (TIAN et al., 2018).

As curvas tensão x deformação efetiva resultantes do ensaio mecânico de cisalhamento do aço inoxidável ferrítico AISI 430 após passar pelos tratamentos térmicos de têmpera a 950°C e a 1050°C estão expostas na Figura 49, acompanhada, da respectiva curva no estado como recebido.

# Figura 49 – Gráfico tensão x deformação convencional em cisalhamento do aço AISI 430 temperado a 950°C e a 1050°C, comparando com o estado inicial.



Ensaios realizados a 0° da direção de laminação (DL). Fonte: Elaborado pela própria autora.

De forma semelhante ao ensaio de tração, o aço temperado a 950°C também apresentou maior resistência mecânica em cisalhamento do que o aço em seu estado como recebido, embora a diferença do comportamento mecânico para essas duas temperaturas não seja tão evidente como expresso pelas curvas de tensão-deformação convencional em tração.

### 5.1.4 Aço AISI 430 – Recozido e Temperado

Fotomicrografias do aço inoxidável ferrítico AISI 430 após tratamento térmico de recozimento, nas temperaturas de 850°C e 900°C, seguido pelo de têmpera, nas temperaturas de 950°C e 1050°C, são comparadas com as fotomicrografias do aço que foi apenas tratado termicamente em recozimento (850°C e 900°C) na Figura 50.

Pode-se observar que ocorreu a diminuição da quantidade de carbonetos (C) presentes na microestrutura do aço após têmpera, em relação ao aço apenas recozido. Entretanto, a presença de carbonetos ainda é muito evidente no material recozido a 850°C e temperado a 950°C, o que pode influenciar na sua resistência mecânica. Contudo, foi observado a presença de agulhas de martensita em todas as condições temperadas, apesar de a mesma ser menos evidente na condição recozido a 850°C e temperado a 950°C.

Na Figura 51 são exibidas as imagens obtidas com o auxílio do MEV, do aço inoxidável ferrítico AISI 430 em seus estados recozido (a 850°C e a 900°C) e temperado (a 950°C e a 1050°C). Nota-se que a quantidade de carbonetos presentes na microestrutura do aço diminuiu com a elevação da temperatura de têmpera.

Nas imagens obtidas com uso do MEV fica ainda mais evidente a formação de martensita, no interior dos grãos de ferrita, após o aço ser tratado termicamente em têmpera.





(a) Recozido a 850°C; (b) recozido a 900°C; (c) recozido a 850°C e temperado a 950°C; (d) recozido a 900°C e temperado a 950°C; (e) recozido a 850°C e temperado a 1050°C; e (f) recozido a 900°C e temperado a 1050°C.

A ferrita ( $\alpha$ ), a martensita (M) e os carbonetos (C) estão identificados. Reativo Villela.

Fonte: Elaborado pela própria autora.



Figura 51 – Imagens (MEV) do aço AISI 430 recozido (850°C e 900°C) e temperado (950°C e 1050°C).

(a) Recozido a 850°C e temperado a 950°C; (b) recozido a 900°C e temperado a 950°C; (c) recozido a 850°C e temperado a 1050°C; e (d) recozido a 900°C e temperado a 1050°C. Os grãos de ferrita (α), lamelas de martensita (M) e carbonetos (C) estão identificados.
Reativo Villela.
Fonte: Elaborado pela própria autora.

O valor do diâmetro médio dos grãos de ferrita do aço inoxidável ferrítico AISI 430, em seu estado como recozido (a 850°C e a 900°C) e temperado (a 950°C e 1050°C), está na Tabela 20. Verifica-se que o aço recozido previamente a 850°C ao ser temperado (a 950°C e a 1050°C), apresenta crescimento do valor médio do diâmetro dos grãos, em comparação com o aço em seu estado apenas recozido a 850°C.

O mesmo comportamento não é observado para a temperatura de recozimento de 900°C, em que o aço recozido a 900°C passa a ter um tamanho de grão menor depois de ser temperado (950°C e 1050°C). Contudo, o valor do diâmetro médio dos grãos do aço AISI 430 recozido a 900°C e temperado a 950°C é maior do que o valor

do diâmetro médio dos grãos do aço recozido em menor temperatura (850°C) e temperado na mesma temperatura de têmpera (950°C). E o oposto é observado quando a temperatura de têmpera foi maior (1050°C). Contudo, os valores de diâmetro médio dos grãos de ferrita após recozimento (850°C e 900°C) e têmpera (950°C e 1050°C) são muito próximos entre si, provavelmente, não sendo fator determinante no comportamento mecânico do metal.

Condição	Diâmetro Médio dos Grãos
Recozido a 850°C	10,69µm
Recozido a 850°C - Temperado a 950°C	11,77 μm
Recozido a 850°C - Temperado a 1050°C	11,86 µm
Recozido a 900°C	14,19µm
Recozido a 900°C - Temperado a 950°C	12,09 µm
Recozido a 900°C - Temperado a 1050°C	11,61 µm
Egnto: Elaborado polo própria autora	

Tabela 20 – Diâmetro médio dos grãos do aço AISI 430 recozido (850°C e 900°C) e temperado (950°C e 1050°C).

Fonte: Elaborado pela própria autora.

O resultado da fração de martensita formada no aço inoxidável ferrítico AISI 430 após recozimento (850°C e 900°C) e têmpera (950°C e 1050°C) é mostrada na Tabela 21. Na tabela também se encontram as frações de martensita referentes ao material apenas temperado, para comparação. Observa-se que, em geral, a fração de martensita tendeu a diminuir com a realização do tratamento térmico de recozimento antes da têmpera. Essa queda é ainda maior com o aumento da temperatura de recozimento, de 850°C para 900°C. A combinação das temperaturas de 850°C (recozimento) e 1050°C (têmpera), foi a condição que originou a maior fração de martensita no aço AISI 430, sendo superior a fração de martensita do aço temperado a 1050°C sem ter passado por recozimento prévio.

Ressalta-se que, mesmo sendo feita em posições diferentes em cada amostra, a abrangência da técnica de contagem das fases depende não só do número de pontos escolhidos para fazer a contagem, que neste caso foi elevado, mas também da distribuição da fase ao longo da microestrutura do material.

Condição	Porcentagem de Martensita
Temperado a 950°C	8,53%
Temperado a 1050°C	10,27%
Recozido 850°C - Temperado 950°C	6,40%
Recozido 850°C - Temperado 1050°C	11,41%
Recozido 900°C - Temperado 950°C	5,56%
Recozido 900°C - Temperado 1050°C	9,67%
Fasta Flakens da vala v fasia autom	

Tabela 21 – Fração de Martensita no aço AISI 430 recozido (850°C e 900°C) e temperado (950°C e 1050°C).

Fonte: Elaborado pela própria autora.

Com o objetivo de identificar possíveis transformações de fases após os tratamentos realizados fez-se uso da difração de raios X no aço inoxidável ferrítico em seu estado inicial (Figura 52), após o recozimento conduzido a 850°C seguido pela têmpera a 950°C e também apenas após o recozimento a 850°C (Figura 53).

Figura 52 – Gráfico de difração de raios X do aço AISI 430 no estado inicial.



Fonte: Elaborado pela própria autora.

Figura 53 – Gráfico de difração de raios X comparando o aço AISI 430 recozido a 850°C e temperado a 950°C, com o apenas recozido a 850°C.



Fonte: Elaborado pela própria autora.

Verifica-se que o material, após as duas rotas de tratamento térmico, continua a apresentar picos na mesma angulação que os picos do aço em seu estado inicial. Adicionalmente, nota-se que novos picos não foram identificados na estrutura cristalina do aço após passar pelos tratamentos térmicos, quando comparados com o material em seu estado inicial e entre os dois processos de tratamento térmico. Assim, não foi verificada a existência de novas fases no aço AISI 430 após a realização dos tratamentos térmicos pela da técnica de difração de raios X.

Ao analisar um aço inoxidável martensítico após tratamento térmico de têmpera, LU et. al. (2015) identificaram picos com intensidade muito baixa correspondentes a carbonetos, com o uso da difração de raios X, em tempo de análise maior do que o adotado neste trabalho. Entretanto, picos referentes a carbonetos  $M_{23}C_6$  ricos em cromo ( $2\theta = 48,50$  (20)°; 50,90 (30)° e 51,70 (20)° - MDI Jade version 5.0 software) foram detectados em uma intensidade maior no aço que foi revenido na maior temperatura adotada pelos autores ( $650^{\circ}$ C), após têmpera em óleo. Segundo os autores, isso indica que a formação de carbonetos aumenta com o aumento da temperatura de revenimento. Assim, o resultado obtido neste trabalho pode ter sido influenciado pelo tempo de análise de difração de raios X adotado, que pode ter sido rápido demais para identificar a presença de carbonetos na microestrutura do metal, apesar da baixa intensidade dos picos.

Todd (2018) também tentou identificar picos referentes à martensita durante a difração de raios X em uma liga ferrítica. Porém concluiu que a resolução do difratômetro não era suficiente para diferenciar as duas fases. Isso acontece devido à grande semelhança das estruturas cúbica de corpo centrado (ferrita) e tetragonal de corpo centrado (martensita), tornando difícil a identificação dessas fases pela técnica de DRX (LU et al., 2015). Além disso, ligas com baixo teor de carbono promovem um grau baixo de tetragonalidade, o que dificulta ainda mais a separação do plano cúbico (110) no plano tetragonal (101) e nos planos (110) (TODD, 2018).

Dessa forma, apesar do resultado mostrar picos semelhantes, a diferença de intensidade dos picos observada entre o material que foi apenas recozido e o material que foi recozido e temperado (Figura 53) pode ser um indício da modificação estrutural do aço recozido após o tratamento térmico de têmpera, como detectado a partir das imagens por microscopia óptica e eletrônica de varredura. Em que essa mudança pode indicar não só a formação da martensita, mas também uma mudança da orientação preferencial/textura do material devido a transformação martensítica.

Na Tabela 22 estão dispostos os resultados de dureza Vickers do aço inoxidável ferrítico AISI 430 após passar por tratamento térmico de recozimento (850°C) e, posteriormente, pela têmpera (950°C e 1050°C) com resfriamento em água, além da dureza do material recozido a 850°C, para fins comparativos.

Condição	Valor médio de dureza Vickers
Recozido a 850°C	151 ± 4 HV
Recozido (850°C) / Temperado (950°C)	197 ± 8 HV
Recozido (850°C) / Temperado (1050°C)	261 ± 9 HV

Tabela 22 – Dureza Vickers do aço AISI 430 recozido (850°C) e temperado (950°C e 1050°C).

Fonte: Elaborado pela própria autora.

Analisando os resultados, tem-se que o aço AISI 430 recozido a 850°C apresentou aumento da resistência mecânica após o tratamento térmico de têmpera em ambas temperaturas analisadas (950°C e 1050°C).

Esse acréscimo da resistência mecânica após a têmpera do material seria justificado pela transformação martensítica ocorrida durante este tratamento e, consequentemente, pela presença de martensita no aço inoxidável ferrítico 430.

Contudo, deve-se destacar ainda a contribuição da presença dos carbonetos para o aumento da dureza do aço recozido a 850°C e temperado a 950°C.

Entretanto, apesar da maior tendência de formação de carbonetos quando o aço AISI 430 é temperado a 950°C quando comparado com a têmpera realizada a 1050°C, os resultados indicados na Tabela 22 indicam a maior resistência mecânica da amostra temperada a 1050°C, o que sugere que nesta condição de tratamento o fator mais impactante para a resistência mecânica do aço AISI 430 foi a formação de martensita (ALIZADH-SH; MARASHI; POURANVARI, 2013; TIAN et al., 2018).

Quando o aço inoxidável ferrítico AISI 430 passou diretamente pelo tratamento térmico de têmpera a 950°C, sem ter sido antes recozido, sua dureza foi de 254HV. Comparando esse resultado com a dureza do material recozido a 850°C e temperado na mesma temperatura, ou seja, a 950°C nota-se que a dureza foi menor (197HV). Isso indica que o recozimento prévio à têmpera resultou na diminuição da resistência mecânica do aço após o tratamento térmico de têmpera pela provável redução do teor de carbono disponível na austenita para a transformação martensítica em decorrência da formação de carbonetos durante o recozimento.

Entretanto, quando a têmpera é realizada a 1050°C, para a mesma temperatura de recozimento, 850°C, a dureza alcançou um valor de dureza maior, (261HV). Esse fato indica que a elevação da temperatura de austenitização e consequentemente, a maior formação dessa fase, recuperou parte da habilidade do aço AISI 430 endurecer por têmpera.

Já os resultados de dureza Vickers do aço inoxidável ferrítico AISI 430 após o mesmo passar pelo tratamento térmico de recozimento a uma temperatura mais elevada (900°C) e, posteriormente, por tratamento térmico de têmpera (950°C e 1050°C) com resfriamento em água, são exibidos na Tabela 23, assim como a dureza do material recozido a 900°C, para fins comparativos.

De forma semelhante ao obtido com o recozimento realizado a 850°C, tem-se que o aço AISI 430 recozido a 900°C e posteriormente temperado (seja a 950°C ou a 1050°C) apresentou resistência maior que na condição apenas recozido a 900°C.

Valor médio de dureza Vickers
148 ± 3 HV
270 ± 8 HV
273 ± 13 HV

Tabela 23 – Dureza Vickers do aço AISI 430 recozido (900°C) e temperado (950°C e 1050°C).

Fonte: Elaborado pela própria autora.

Os dados exibidos na Tabela 22 e Tabela 23 indicam que a dureza do aço AISI 430 recozido a 850°C e a 900°C foi similar, com pequeno aumento para a amostra recozida a 850°C devido ao menor tamanho de grão, como citado anteriormente.

De modo análogo ao exibido para a análise do efeito da temperatura de recozimento na dureza Vickers do aço AISI 430 nota-se que a variação da dureza desse aço com o acréscimo da temperatura da têmpera, de 950°C para 1050°C, quando o recozimento é feito a 900°C, foi reduzida, com pequena tendência de aumento para a maior temperatura de têmpera.

Comportamento oposto foi observado quando à temperatura de recozimento foi conduzida a 850°C, quando foi notada maior variação maior da dureza Vickers com o aumento da temperatura do tratamento térmico de têmpera.

O acréscimo da temperatura de têmpera tende a promover maior endurecimento do aço AISI 430. Contudo, quando a temperatura de recozimento é de 900°C nota-se que não há diferença significativa entre os valores de dureza para as duas temperaturas de têmpera. Deste modo, o efeito da temperatura de recozimento na dureza do material, só foi relevante para a menor temperatura de têmpera, 950°C.

Os resultados de dureza Vickers indicam que com o aumento da temperatura de recozimento, 900°C, a quantidade de austenita disponível para a transformação martensítica, para as duas temperaturas de têmpera avaliadas neste trabalho foi similar, conduzindo assim, a valores praticamente idênticos de dureza Vickers após a têmpera.

A curva de tensão x deformação convencional do aço inoxidável ferrítico AISI 430, após ser tratado termicamente em recozimento (850°C) e em têmpera (950°C e 1050°C), é comparada, na Figura 54, com a curva do aço após ser tratado

termicamente apenas em recozimento (850°C). Sendo as propriedades mecânicas do aço AISI 430, nas mesmas condições, comparadas na Tabela 24.





Ensaios realizados a 0° da direção de laminação (DL). Fonte: Elaborado pela própria autora.

Tabela 24 – Resumo das propriedades mecânicas em tração do aço AISI 430 recozido (850°C) e temperado (950°C e 1050°C).

Condição	LE (MPa)	LRT (MPa)	Deformação Convencional
Recozido 850°C	284 ± 9,5	486 ± 17,1	19,54% ± 0,63
Recozido 850°C - Temperado 950°C	447 ± 10,6	799 ± 5,2	10,58% ± 0,07
Recozido 850°C - Temperado 1050°C	490 ± 0,31	804 ± 0,21	11,16% ± 0,26

Fonte: Elaborado pela própria autora.

A curva de tensão x deformação convencional do aço inoxidável ferrítico AISI 430, após ser tratado termicamente em recozimento (900°C) e em têmpera (950°C e 1050°C), é comparada, na Figura 55, com a curva do aço após ser tratado termicamente apenas em recozimento (900°C). Sendo as propriedades mecânicas do aço AISI 430, nas mesmas condições, comparadas na Tabela 25.

Figura 55 – Gráfico tensão x deformação convencional em tração do aço AISI 430 recozido (900°C) e temperado (950°C e 1050°C).



Fonte: Elaborado pela própria autora.

Tabela 25 – Resumo das propriedades mecânicas em tração do aço	430
recozido (900°C) e temperado (950°C e 1050°C).	

Condição	LE (MPa)	LRT (MPa)	Deformação Convencional
Recozido 900°C	268 ± 0,28	467 ± 0,21	19,59% ± 0,19
Recozido 900°C - Temperado 950°C	413 ± 1,6	784 ± 6,3	8,72% ± 0,13
Recozido 900°C - Temperado 1050°C	509 ± 87,5	823 ± 5,5	8,68% ± 1,80
•			

Fonte: Elaborado pela própria autora.

Analisando e comparando os gráficos apresentados na Figura 54 e na Figura 55, tem-se que o aço inoxidável ferrítico AISI 430 recozido apresentou aumento da resistência mecânica e perda de ductilidade (alongamento uniforme) em tração após ser temperado, para ambas as temperaturas de recozimento e de têmpera. Contudo, para a menor temperatura de recozimento, 850°C, foi possível observar um aumento sutil da ductilidade com o acréscimo da temperatura de têmpera (950°C para 1050°C), sendo isso relacionado com a dispersão do valor de dureza Vickers em termos da variabilidade da presença de martensita ao longo da microestrutura do aço AISI 430 temperado.

Com relação à influência do estado inicial do aço AISI 430, como recebido ou recozido, nota-se que o respectivo comportamento mecânico detectado após a têmpera desse material dependeu da temperatura dos desses dois tratamentos, recozimento e têmpera.

A partir da análise da Tabela 19, Tabela 24 e Tabela 25 pode-se verificar que para a menor temperatura de têmpera, 950°C, que a realização do recozimento antes do tratamento térmico de têmpera ocasionou redução da resistência mecânica quando comparado com o material no estado como recebido que foi diretamente temperado a 950°C. Esses resultados sugerem que a densidade de discordâncias para o aço AISI 430 recozido e temperado foi menor que a alcançada após a têmpera desse material a partir do estado como recebido, embora seja necessário destacar que tenha ocorrido acréscimo da densidade discordâncias com a realização da têmpera.

Já para a maior temperatura do tratamento térmico de têmpera, 1050°C, os resultados expostos na Tabela 19, Tabela 24 e Tabela 25 notou-se que a realização do recozimento antes da têmpera contribuiu para o aumento da resistência mecânica do aço AISI 430 quando o recozimento prévio foi conduzido a 900°C.

Esses resultados sugerem que se o objetivo do ciclo de processamento termomecânico for o aumento da resistência mecânica do aço AISI 430, não seria necessário a realização do tratamento térmico de recozimento. Todavia ressalta-se que a condução do recozimento antes da têmpera contribui para um aumento de 8% da ductilidade desse material quando se compara os resultados do alongamento uniforme do material apenas temperado a 950°C, 9,79%, com aquele que foi recozido a 850°C e em seguida temperado a 950°C, 10,58%.

O gráfico da Figura 56 contém a comparação das curvas de tensão-deformação efetiva do aço AISI 430 após a execução dos tratamento térmicos de recozimento (850°C) acompanhado pela têmpera (950°C e 1050°C), além da curva do material apenas recozido (850°C). De modo análogo, no gráfico da Figura 57 são apresentadas as curvas de tensão-deformação efetiva do aço AISI 430 com a mudança apenas da temperatura de recozimento, 900°C.

Figura 56 – Gráfico tensão x deformação efetiva em cisalhamento do aço AISI 430 recozido (850°C) e temperado (950°C e 1050°C).



Ensaios realizados a 0° da direção de laminação (DL). Fonte: Elaborado pela própria autora.

## Figura 57 – Gráfico tensão x deformação efetiva em cisalhamento do aço AISI 430 recozido (900°C) e temperado (950°C e 1050°C).



Ensaios realizados a 0° da direção de laminação (DL). Fonte: Elaborado pela própria autora.

Nota-se pela análise da Figura 56 e da Figura 57 que a têmpera de fato contribuiu para o aumento da resistência mecânica do aço AISI 430 quando cisalhado,
mas a diferença mais relevante entre as duas temperaturas de têmpera foi a ductilidade, maior para a menor temperatura de têmpera, 950°C, para ambas as temperaturas de recozimento, 850°C e 900°C, sendo tal comportamento associado com o fato de ser também nessa condição a que registrou o menor acréscimo da resistência mecânica.

Verifica-se ainda que para o recozimento conduzido a 900°C, a diferença entre as amostras temperadas e a apenas recozida foi maior do que a registrada no caso do recozimento feito a 850°C, em termos da resistência mecânica.

Com o objetivo de facilitar a interpretação da influência das temperaturas adotadas para a realização dos tratamentos térmicos de recozimento e de têmpera no comportamento mecânico do aço AISI 430 fez-se a montagem combinada das respectivas curvas de tensão-deformação efetiva para todas as temperaturas analisadas neste trabalho, como exibido no gráfico da Figura 58.

Figura 58 – Gráfico tensão x deformação efetivas em cisalhamento do aço AISI 430 recozido (850°C e 900°C) e temperado (950°C e 1050°C).



Ensaios realizados a 0° da direção de laminação (DL). Fonte: Elaborado pela própria autora.

Observa-se que não houve diferença relevante entre as curvas com a mesma temperatura de têmpera, para ambas as temperaturas do tratamento de recozimento, 850°C ou 900°C. Contudo, para uma mesma temperatura de recozimento é possível

observar um acréscimo da resistência mecânica do aço AISI 430 com o aumento da temperatura da têmpera.

Deste modo, para as temperaturas de têmpera avaliadas neste trabalho em condições de carregamento sob cisalhamento é possível perceber o maior efeito da temperatura adotada no tratamento térmico de têmpera no aumento da resistência mecânica do aço AISI 430 quando comparado com a influência das temperaturas usadas para o tratamento térmico de recozimento.

De modo a analisar agora o efeito do estado inicial do aço AISI 430 no comportamento mecânico assumido pelo mesmo após a realização dos tratamentos térmicos de recozimento e de têmpera fez-se a montagem das curvas de tensão-deformação efetiva expostas na Figura 59 e na Figura 60.

Os resultados indicam que quando a têmpera é realizada no aço partindo de seu estado como recebido, a maior resistência mecânica em cisalhamento do aço AISI 430 é obtida após a têmpera na maior temperatura, 1050°C. Porém, essa relação se inverte quando o aço AISI 430 é recozido antes da têmpera, em que o material fica mais resistente mecanicamente em cisalhamento com o uso da menor temperatura de têmpera, 950°C. Tal comportamento pode ser relacionado com a sugestão de uma densidade de discordâncias maior no aço AISI 430 que não sofreu tratamento térmico de recozimento.

Figura 59 – Gráfico tensão x deformação efetivas em cisalhamento do aço AISI 430 recozido (850°C) e temperado (950°C e 1050°C), em comparação ao aço apenas temperado (950°C e 1050°C).



(a)



(a) Resultado total do teste e (b) zoom.
Ensaios realizados a 0° da direção de laminação (DL).
Fonte: Elaborado pela própria autora.

Figura 60 – Gráfico tensão x deformação efetivas em cisalhamento do aço AISI 430 recozido (900°C) e temperado (950°C e 1050°C), em comparação ao aço apenas temperado (950°C e 1050°C).



(a)



(a) Resultado total do teste e (b) zoom.
Ensaios realizados a 0° da direção de laminação (DL).
Fonte: Elaborado pela própria autora.

#### 5.1.5 Anisotropia macroscópica do aço AISI 430

A anisotropia macroscópica do aço AISI 430 foi avaliada utilizando-se os ensaios mecânicos de tração e de cisalhamento. O gráfico e o resumo das propriedades mecânicas resultantes dos ensaios de tração do material recozido a 900°C, em três direções diferentes (0°, 45° e 90°) em relação à direção de laminação (DL), são ilustrados pelas Figura 61 e Tabela 26, respectivamente. Neste caso, os ensaios de tração foram conduzidos até as amostras atingirem 12% de alongamento uniforme.

### Figura 61 – Gráfico tensão x deformação convencional em tração do aço AISI 430 recozido a 900°C e tracionado a 0°DL, 45°DL e 90°DL.



Ensaios realizados a 0°, 45° e 90° da direção de laminação (DL). Fonte: Elaborado pela própria autora.

## Tabela 26 – Resumo das propriedades mecânicas em tração do aço AISI 430 recozido a 900°C, a 0°, 45° e 90° em relação a direção de laminação (DL).

Condição	Limite de Escoamento - LE (MPa)	Limite de Resistência à Tração – LRT (MPa)
0° DL - Recozido 900°C	272 ± 7,5	446 ± 6,6
45° DL - Recozido 900°C	300 ± 10,8	482 ± 5,9
90° DL - Recozido 900°C	302 ± 1,7	479 ± 4,3

Fonte: Elaborado pela própria autora.

Analisando os resultados, percebe-se que o aço AISI 430 apresenta maior resistência mecânica quando tracionado na direção de 45° DL e a menor quando tracionado a 0° DL, indicando assim, a anisotropia da resistência mecânica do aço AISI 430.

O resultado do cálculo dos parâmetros de anisotropia para o aço AISI 430 após o recozimento a 900°C estão expostos na Tabela 27. O fator de anisotropia apresentou variação dos valores em relação à direção de retirada dos corpos de prova de tração, indicando a anisotropia do aço AISI 430. Com relação à uma análise preliminar da estampabilidade do aço AISI 430 recozido a 900°C nota-se que sendo o valor da anisotropia planar,  $\Delta r$ , maior que 0, que haverá a possibilidade de formação do fenômeno de orelhamento a 0°DL e 90°DL, indicando, como observado, maior facilidade para a deformação plástica nessas direções (SINGH et al., 2018).

Angulação em relação à direção de laminação	Coeficiente de Anisotropia ou de Lankford	Coeficiente de Anisotropia Normal Média, $\bar{r}$	Coeficiente de Anisotropia Planar, Δr
0°	$r_{0^{\circ}}$ = 0,49		
45°	$r_{45^{\circ}} = 0,58$	0,65	0,14
90°	$r_{90^{\circ}} = 0,95$		

Tabela 27 – Parâmetros de anisotropia do aço AISI 430 recozido a 900°C.

Fonte: Elaborado pela própria autora.

Já o reduzido valor para a anisotropia normal média, sugere que esse aço apresentaria condição limitada para ser estampado, quando o ideal é que o mesmo seja um número elevado, de modo a indicar, por exemplo, a resistência ao afinamento de uma chapa durante a estampagem da mesma.

Apesar de o ensaio de cisalhamento não ser adotado de modo rotineiro para a análise da anisotropia fez-se a opção de avaliar a anisotropia macroscópica do aço AISI 430 também por esse método de ensaio mecânico. Considerando isso, na Figura 62, são apresentadas as curvas de tensão-deformação efetiva obtidas a partir do cisalhamento do aço AISI 430, em seu estado como recebido em três direções diferentes, 0° DL, 45° DL e 90° DL, em relação à direção de laminação.

Figura 62 – Gráfico tensão x deformação efetiva em cisalhamento do aço AISI 430 como recebido a 0°DL, 45°DL e 90°DL.



Ensaios realizados a 0°, a 45° e a 90° da direção de laminação (DL). Fonte: Elaborado pela própria autora.

Nota-se que para esse esforço mecânico e para esse estado inicial do aço AISI 430 que a diferença de posicionamento das curvas nas três direções analisadas foi menor que a exibida quando o material foi tracionado após o recozimento a 900°C, embora, em ambas as situações seja possível observar que a direção de 45°DL continuou sendo a de maior resistência mecânica.

Com o objetivo de avaliar se esse mesmo comportamento mecânico em cisalhamento permaneceria após tratamento térmico, o aço AISI 430 foi recozido em temperatura de 850°C e, posteriormente, cisalhado nas mesmas três direções (0° DL, 45° DL e 90° DL) em relação à direção de laminação. O resultado é exibido na Figura 63.

Como esperado, nota-se que após passar por recozimento a 850°C que o estado de anisotropia do material foi modificado em relação ao seu estado como recebido. A direção de 45°DL deixa de ser a direção com maior resistência mecânica, sendo isso agora detectado para a direção de 0°DL. Indicando que a realização do tratamento térmico de recozimento é capaz de alterar a orientação cristalográfica assumida pelo aço AISI 430, como também foi observado durante a análise das curvas de tensão-deformação efetiva em tração e em cisalhamento. Esse resultado está de acordo com os resultados encontrados por Tanure et al. (2017), que concluíram que

o tratamento térmico de recozimento é capaz de alterar a textura cristalográfica do aço inoxidável ferrítico estabilizado com nióbio, ASTM 430Nb, sendo que essa alteração da textura depende da temperatura utilizada durante o tratamento térmico.

# Figura 63 – Gráfico tensão x deformação efetivas em cisalhamento do aço AISI 430 a 0°, 45° e 90° da direção de laminação, após recozimento a 850°C.



Ensaios realizados a 0°, a 45° e a 90° da direção de laminação (DL). Fonte: Elaborado pela própria autora.

### 5.2 COMPORTAMENTO MECÂNICO E TRAJETÓRIA DE DEFORMAÇÃO

Os resultados apresentados nesta seção referem-se à condição em que o aço inoxidável ferrítico AISI 430 sofre diferentes tipos de pré-deformações, além de ser submetido a tratamentos térmicos.

#### 5.2.1 Pré-deformação em tração

O aço inoxidável ferrítico AISI 430, partindo de seu estado recozido (850°C ou 900°C), foi pré-deformado em tração em diferentes quantidades de pré-deformação,

em seguida, foi temperado (950°C ou 1050°C) e tracionado novamente até o ponto de carga máxima.

As curvas de tensão-deformação efetiva em tração, referentes ao aço AISI 430 recozido a 850°C, pré-deformado em tração e, posteriormente temperado 950°C, são representadas na Figura 64. As curvas do aço nas condições apenas recozido a 850°C e recozido (850°C) / temperado (950°C), também são representadas no gráfico como parâmetro de análise.

# Figura 64 – Gráfico tensão x deformação efetiva em tração do aço AISI 430 recozido (850°C), tracionado e temperado (950°C).



Ensaios realizados a 0° da direção de laminação (DL). Fonte: Elaborado pela própria autora.

As curvas referentes à condição do aço recozido a 850°C, pré-deformado em tração e, posteriormente temperado 1050°C, são apresentadas na Figura 65. Deste modo, os gráficos da Figura 64 e da Figura 65 revelam o efeito da quantidade de prédeformação em tração no endurecimento do aço AISI 430. De forma complementar aos gráficos, o resumo das propriedades mecânicas das amostras do aço AISI 430 que foram recozidas a 850°C e pré-deformadas em tração, antes de serem temperadas (950°C e 1050°C) e mais uma vez tracionadas, se encontra na Tabela 28.

Figura 65 – Gráfico tensão x deformação efetiva em tração do aço AISI 430 recozido (850°C), tracionado e temperado (1050°C).



Ensaios realizados a 0° da direção de laminação (DL). Fonte: Elaborado pela própria autora.

Destaca-se que na Tabela 28 são apresentados os valores de alongamento uniforme apresentado após a têmpera do aço AISI 430 já pré-deformado em tração, além do valor acumulado de deformação efetiva até o início da instabilidade plástica em tração, ou seja, a soma da quantidade de pré-deformação com o respectivo valor de alongamento uniforme, sendo este último medido em termos de deformação efetiva.

A partir da análise dos gráficos (Figura 64 e Figura 65) e das propriedades mecânicas (Tabela 28), nota-se que o endurecimento do aço após a têmpera para todos os valores de pré-defomação em tração e temperatura do tratamento térmico de têmpera. Nota-se ainda que com o aumento da quantidade de pré-deformação em tração há a tendência de redução da resistência mecânica (tensão limite de resistência) do aço AISI 430.

Condição	Pré- deformação	Alongamento Uniforme Após a Têmpera (%)	Deformação efetiva acumulada (%)	Limite de Resistência à Tração após a Têmpera– LRT (MPa)
Recozido 850°C -	1,94	8,75 ± 0,49	10,69	831 ± 39,1
Tracionado -	4,77	9,21 ± 0,32	13,98	812 ±18,0
Temperado 950°C	9,33	9,06 ± 1,31	18,39	743 ± 13,7
Recozido 850°C - Tracionado - Temperado 1050°C	1,94	10,02 ± 0,41	11,96	859 ± 0,32
	4,77	7,80 ± 0,33	12,57	839 ± 34,3
	9,33	7,74 ± 1,48	17,07	781 ± 0,26

Tabela 28 – Resumo das propriedades mecânicas sob tração do aço AISI 430 recozido (850°C), pré tracionado e temperado (950°C e 1050°C).

Ensaios realizados a 0° da direção de laminação (DL).

Fonte: Elaborado pela própria autora.

Os valores de diâmetro médio dos grãos do aço, após recozimento (850°C), têmpera (950°C e 1050°C) e tração, com e sem pré-deformação em tração entre os tratamentos térmicos, são exibidos na Tabela 29.

# Tabela 29 – Diâmetro médio dos grãos do aço AISI 430 recozido (850°C) temperado (950°C e 1050°C) e tracionado, com e sem pré-deformação.

	Condição			Diâmetro Médio dos Grãos
Recozido a	Temperado a 950°C		Tração	11,09µm
850°C	Temperado a 1	o a 1050°C Hação		11,99µm
	Pré-deformação (%)			
Recozido a 850°C	1,94	Temperado	Tração	10,33µm
	4,77			9,63 µm
	9,33	a 950 C		10,63 µm
	1,94	Temperado	Tração	11,44 µm
	4,77			11,76 µm
	9,33	a 1050 C		10,86 µm

Fonte: Elaborado pela própria autora.

Analisando a tabela, nota-se que houve diminuição do tamanho médio dos grãos quando o aço é pré-deformado, em relação ao aço sem pré-deformação, para as duas temperaturas de têmpera. Seria esperado um aumento da resistência mecânica com a queda do tamanho de grão (DIETER et al., 1981), entretanto, não

houve relação entre o tamanho de grão e a queda de resistência mecânica, promovida pelo aumento da quantidade de pré-deformação adotada, para ambas as temperaturas de têmpera. Dessa forma, a redução na resistência mecânica do aço AISI 430 com o aumento da quantidade de pré-deformação antes da têmpera não pode ser justificada pelo tamanho médio dos grãos.

Segundo Lee e Lin (2002), considerando apenas o processamento a frio seria esperado o aumento da resistência mecânica com o acréscimo da quantidade de prédeformação em tração, devido à maior quantidade de densidade de discordâncias nas amostras com pré-deformação. No entanto, considerando que o aço AISI 430 foi tratado termicamente após a pré-deformação em tração, o endurecimento do mesmo decorrente do encruamento foi atenuado à medida que a subestrutura de discordâncias foi reestruturada e de algum modo dificultou o estabelecimento de outra que é típica do material no estado temperado.

Os resultados revelaram que a menor quantidade de pré-deformação foi também um método que auxiliou no desenvolvimento de uma microestrutura com maior quantidade de carbonetos e de martensita, ultrapassando assim, o endurecimento promovido pelo encruamento. Isto sugere que quanto maior o encruamento prévio do aço AISI 430 recozido a 850°C, menor tende a ser a sua susceptibilidade à formação de martensita durante a têmpera realizada a 950°C ou 1050°C.

Além disso, a energia recebida pelo metal durante seu aquecimento de têmpera é utilizada tanto para a formação de austenita na microestrutura, quanto para a reestruturação da subestrutura de discordâncias existente. Quanto maior a densidade de discordâncias, mais energia é gasta em sua reestruturação, diminuindo a disponibilidade de energia para a formação de austenita.

Dessa forma, o aço com maior quantidade de pré-deformação possuiria menor quantidade de austenita ao final do tempo de encharque, em relação ao aço menos pré-deformado, ocorrendo menor formação de martensita durante o resfriamento rápido de têmpera. Consequentemente, após a realização do processo de têmpera, o aço mais pré-deformado apresentaria menor resistência mecânica e menor ductilidade em relação ao aço mais pré-deformado, pois o menos pré-deformado apresentaria mais martensita e menor densidade de discordâncias. Dessa forma conclui-se que quanto maior a pré-deformação em tração maior seria também a dificuldade de formação de martensita, o que, consequentemente, diminui a resistência mecânica do material, como observado nos resultados. Todavia, seria necessária uma investigação com uso de microscopia eletrônica de transmissão para confirmar essa hipótese, devido à complexidade da evolução da lei de encruamento dos materiais metálicos, (AHN; SEO, 2018).

Como previsto, quanto maior a quantidade de pré-deformação, mais resistente tende a ser a subestrutura de linhas de discordâncias à reestruturação após a execução do tratamento térmico de têmpera. Como consequência, o material poderia exibir ainda traços do endurecimento promovido por encruamento após a execução da têmpera em detrimento ao endurecimento promovido pela formação de martensita.

Caso o histórico de processamento mecânico do material tivesse sido totalmente "reiniciado" durante o aquecimento do tratamento térmico de têmpera, seria esperado que todas as amostras pré-deformadas apresentassem o mesmo comportamento mecânico após a têmpera. No entanto, os resultados indicaram que isso não ocorreu e que apenas a amostra com menor quantidade de pré-deformação e consequentemente, com a menor quantidade de densidade de discordâncias, foi o estado que facilitou a posterior formação de martensita e de carbonetos após resfriamento em têmpera.

Com relação às diferenças básicas entre as duas temperaturas do tratamento térmico de têmpera é possível observar que para todos os valores de pré-deformação em tração do material recozido a 850°C que as respectivas curvas de tensãodeformação efetiva após a têmpera ficaram abaixo da curva do material apenas recozido e temperado quando este último tratamento foi realizado a 950°C. Já quando a têmpera é feita a 1050°C nota-se que apenas a curva do menor valor de prédeformação em tração, 1,94% (vide Figura 65), se posicionou acima da curva do material apenas recozido, 850°C, e temperado a 1050°C.

Com a elevação da temperatura de execução do tratamento térmico de têmpera de 950°C para 1050°C, assim como o esperado, o efeito da quantidade de prédeformação no endurecimento obtido após a têmpera foi reduzido pelo fato de o encruamento inicial ser mais facilmente removido devido à elevação da temperatura de austenitização da têmpera. Assim, com a elevação da temperatura de têmpera, a queda do endurecimento com o aumento da quantidade de pré-deformação também é observada. Porém, essa queda foi menor, além de o endurecimento como um todo ter sido maior quando a têmpera foi realizada a 1050°C, quando comparado com a têmpera feita a 950°C.

Com relação à ductilidade do aço inoxidável ferrítico AISI 430, recozido, prétracionado, temperado e novamente tracionado nota-se uma tendência geral de aumento da ductilidade com o aumento da quantidade de pré-deformação em tração, devido à queda do endurecimento detectado após a têmpera, conforme dados apresentados na Tabela 28.

Considerando que o endurecimento do aço AISI 430 foi maior para a maior temperatura de têmpera, 1050°C, verifica-se que a maior ductilidade ocorrerá para a menor temperatura de têmpera, 950°C, acumulando um valor máximo de 18,39% de deformação efetiva em relação aos 17,07% para a têmpera conduzida a 1050°C.

Realizou-se ensaios metalográficos em amostras do aço AISI 430 recozidas a 850°C, tracionadas, temperadas (a 950°C e a 1050°C) e em seguida, tracionadas, como ilustrado na Figura 66 e na Figura 67, em que as amostras tiveram alongamento uniforme de 9,33% durante a pré-deformação em tração.

# Figura 66 – Fotomicrografias após recozimento (850°C), tração, têmpera (950°C e 1050°C) e tração do aço AISI 430.



Aço AISI 430 recozido a 850°C, tracionado, temperado a 950°C (a) e a 1050°C (b) e tracionado. Os grãos de ferrita ( $\alpha$ ) e as lamelas de martensita (M) estão indicados. Reativo: Behara (a) e Villela (b). Fonte: Elaborado pela própria autora.

Figura 67 – Imagens (MEV) do aço AISI 430 recozido (850°C), tracionado, temperado (1050°C) e em seguida, tracionado.



(a) e (b) ampliações distintas. Os grãos de ferrita (α) e as lamelas de martensita (M) estão indicados.
Reativo: Villela.
Fonte: Elaborado pela própria autora.

É possível perceber a maior quantidade de martensita na amostra temperada a 1050°C, Figura 67, quando comparada com a menor temperatura de têmpera, 950°C, Figura 66.

Também foi analisado o efeito da pré-deformação em tração quando o aço foi previamente recozido a 900°C, para as duas temperaturas de têmpera, 950°C e 1050, como expostos na Figura 68 e na Figura 69, respectivamente. De modo adicional, nestes gráficos estão adicionadas as curvas de tensão x deformação efetivas em tração, referentes ao aço AISI 430 recozido a 900°C, pré-deformado e, posteriormente temperado 950°C, assim como pré-deformado e posteriormente temperado a 1050°C.

De forma complementar aos gráficos, o resumo das propriedades mecânicas das amostras do aço AISI 430 que foram recozidas a 900°C e pré-deformadas em tração, antes de serem temperadas (950°C e 1050°C) e mais uma vez tracionadas, se encontra na Tabela 30, de modo análogo ao que foi exibido na Tabela 28.





Ensaios realizados a 0° da direção de laminação (DL). Fonte: Elaborado pela própria autora.

Figura 69 – Gráfico tensão x deformação efetiva em tração do aço AISI 430 recozido (900°C), tracionado e em seguida, temperado (1050°C).



Ensaios realizados a 0° da direção de laminação (DL). Fonte: Elaborado pela própria autora.

Condição	Pré- deformação (%)	Alongamento Uniforme Após a Têmpera (%)	Deformação efetiva acumulada (%)	Limite de Resistência à Tração após a Têmpera– LRT (MPa)
Recozido 900°C -	1,94	8,42 ± 1,41	10,36	805 ± 9,38
Tracionado -	4,77	6,25 ± 0,02	11,02	802 ± 7,81
Temperado 950°C	9,33	5,69 ± 1,86	15,02	786 ±35,58
Recozido 900°C - Tracionado - Temperado 1050°C	1,94	7,91 ± 1,29	9,85	798 ± 29,69
	4,77	8,94 ± 0,83	13,71	819 ± 20,10
	9,33	7,96 ± 0,12	17,29	817 ± 13,28

Tabela 30 – Resumo das propriedades mecânicas sob tração do aço AISI 430 recozido (900°C), tracionado e temperado (950°C e 1050°C).

Ensaios realizados a 0° da direção de laminação (DL).

Fonte: Elaborado pela própria autora.

Nota-se mais uma vez que o acréscimo da quantidade de pré-deformação em tração ocasionou, para as duas temperaturas de têmpera, a queda da resistência mecânica após a execução desse tratamento. No entanto, assim como observado para a menor temperatura de recozimento (vide gráficos da Figura 64 e da Figura 65) o material pré-deformado e temperado ficou mais resistente que na condição apenas recozido, seja o recozido feito tanto a 850°C quanto a 900°C.

Para o recozimento realizado a 900°C verifica-se que a ductilidade, expressa pelo valor do alongamento uniforme após a têmpera e pela quantidade de deformação efetiva acumulada do aço AISI 430 registrou comportamento similar ao que foi detectado para o recozimento conduzido a 850°C, ou seja, de acréscimo com a quantidade de pré-deformação para ambas as temperaturas de têmpera, 950°C e 1050°C.

No entanto, para as amostras recozidas a 900°C nota-se agora um valor de ductilidade pouco maior para as amostras temperadas a 1050°C quando comparado com as amostras tratadas a 950°C.

#### 5.2.2 Pré-deformação em cisalhamento

O aço inoxidável ferrítico AISI 430 passou por pré-deformação em cisalhamento para avaliar sua resposta mecânica. Nos gráficos a seguir estão ilustrados os resultados obtidos. O comportamento do aço recozido a 850°C, pré-cisalhado e temperado a 950°C, antes de ser cisalhado novamente é ilustrado na Figura 70, enquanto a resposta para a têmpera realizada a 1050°C é ilustrado na Figura 71.

# Figura 70 – Gráfico tensão x deformação efetiva em cisalhamento do aço AISI 430 recozido (850°C), cisalhado e temperado (950°C).



Ensaios realizados a 0° da direção de laminação (DL). Fonte: Elaborado pela própria autora.

De modo análogo, na Figura 72 e na Figura 73 são apresentados os resultados para a temperatura de recozimento de 900°C, com a têmpera realizada a 950°C e a 1050°C, respectivamente.

Figura 71 – Gráfico tensão x deformação efetiva em cisalhamento do aço AISI 430 recozido (850°C), cisalhado e temperado (1050°C).



Ensaios realizados a 0° da direção de laminação (DL). Fonte: Elaborado pela própria autora.

Figura 72 – Gráfico tensão x deformação efetiva em cisalhamento do aço AISI 430 recozido (900°C), cisalhado e temperado (950°C).



Ensaios realizados a 0° da direção de laminação (DL). Fonte: Elaborado pela própria autora.

Figura 73 – Gráfico tensão x deformação efetiva em cisalhamento do aço AISI 430 recozido (900°C), cisalhado e temperado (1050°C).



Ensaios realizados a 0° da direção de laminação (DL). Fonte: Elaborado pela própria autora.

De modo similar ao observado ao impor pré-deformação em tração no aço AISI 430, percebe-se que ocorre a queda da resistência mecânica com o acréscimo da quantidade de pré-deformação em cisalhamento., independente das temperaturas usadas para o recozimento (850°C e 900°C) e a têmpera (950°C e 1050°C).

Como já discutido anteriormente, o histórico de processamento mecânico do material não foi totalmente "reiniciado" durante o aquecimento do tratamento térmico de têmpera. Caso contrário, todas as amostras pré-deformadas apresentariam o mesmo comportamento mecânico após o tratamento térmico. Nesse sentido, o maior aumento da resistência mecânica, observado na amostra com menor quantidade de pré-deformação, que apresentaria a menor quantidade de densidade de discordâncias após a pré-deformação, foi a condição que facilitou a posterior formação de martensita e de carbonetos após resfriamento da têmpera.

Dessa forma, conclui-se que quanto maior a pré-deformação em cisalhamento maior seria também a dificuldade de formação de martensita, o que, consequentemente, diminuiria a resistência mecânica do material após a realização da têmpera, sendo isso atribuído para as temperaturas de recozimento e de têmpera adotadas neste trabalho.

De modo geral, ao analisar os gráficos, observa-se que a resistência mecânica em cisalhamento do aço AISI 430 após sofrer têmpera a 1050°C é maior após a têmpera na temperatura de 950°C, sendo isso associado com a maior quantidade de austenita disponível para a transformação martensítica.

Nota-se ainda que para o aço AISI 430 recozido (a 850°C), pré-deformado e temperado (a 950°C e a 1050°C) a maior temperatura de têmpera, 1050°C, foi a temperatura que conseguiu manter a resistência mecânica do material, após a rota termomecânica, acima da curva do carregamento monotônico da amostra apenas recozida a 850°C por uma quantidade de pré-deformação em cisalhamento maior, no caso, 8,40% (vide gráfico da Figura 71) contra 6,52% (vide gráfico da Figura 70) para a amostra que foi temperada a 950°C.

De modo a auxiliar na interpretação dos resultados fez-se a análise metalográfica das amostras recozidas a 850°C, cisalhadas, temperadas a 950°C e a 1050°C e em seguida, cisalhadas (Figura 74 e Figura 75). As imagens apresentadas são das amostras que sofreram maior deformação mecânica em cisalhamento, 44,76% para a têmpera a 950°C e 19,18% para a têmpera a 1050°C.

Figura 74 – Fotomicrografias após recozimento (850°C), cisalhamento, têmpera (950°C e 1050°C) e cisalhamento do aço AISI 430.



Aço AISI 430 recozido a  $850^{\circ}$ C, cisalhado, temperado a  $950^{\circ}$ C (a) e a  $1050^{\circ}$ C (b) e em seguida, cisalhado. Os grãos de ferrita ( $\alpha$ ) e as lamelas de martensita (M) estão indicados. Reativo: Behara (a) e Villela (b). Fonte: Elaborado pela própria autora.

Figura 75 – Imagens (MEV) do aço AISI 430 recozido (850°C), cisalhado, temperado (1050°C) e em seguida, cisalhado.



(a) e (b) ampliações distintas. Os grãos de ferrita (α) e as lamelas de martensita (M) estão indicados.
Reativo: Villela.
Fonte: Elaborado pela própria autora.

Nota-se que a presença de martensita na microestrutura do aço que foi temperado a 1050°C não é facilmente detectada com o uso do microscópio óptico, sendo visível apenas com o uso do de varredura.

Quando a temperatura de recozimento foi de 900°C antes da pré-deformação (Figura 72 e Figura 73), nota-se que as curvas de tensão-deformação efetiva do aço AISI 430 após o tratamento térmico de têmpera a 1050°C ficou sempre acima da curva desse material no estado como recozido a 900°C, independentemente da quantidade de pré-deformação aplicada. Esse resultado indica a tendência do efeito da temperatura de recozimento e de têmpera para o carregamento em cisalhamento na resistência mecânica do aço AISI 430 ser maior que o exercido pela quantidade de pré-deformação.

Comparando entre si as curvas de recarregamento, após diferentes quantidades de pré-deformação e do tratamento térmico de têmpera, é possível notar que a queda de resistência mecânica durante o recarregamento com o aumento da quantidade de pré-deformação aplicada no aço é menor quando a temperatura de têmpera utilizada foi de 1050°C, comparado com as curvas do material temperado a 950°C. Além disso, a inclinação entre as curvas de pré-deformação e as curvas do recarregamento após a têmpera é menor para a temperatura de têmpera de 1050°C, quando comparadas a temperatura de 950°C. Esses resultados indicando que a maior

temperatura de têmpera utilizada reduz o efeito da quantidade de pré-deformação no endurecimento obtido após o tratamento térmico, pois a elevação da temperatura de austenitização da têmpera removeria mais facilmente o encruamento inicial aplicado ao aço AISI 430.

Ao contratar as curvas das amostras de aço inoxidável ferrítico que foram prédeformadas em magnitudes similares, entre 5% e 7%, por exemplo, e temperadas com a mesma temperatura (seja em 950°C ou em 1050°C), mas que foram tratadas termicamente em recozimento com temperaturas diferentes, percebe-se que a resistência mecânica do aço AISI 430 é maior quando a temperatura de recozimento utilizada foi de 900°C. Dessa forma, tem-se que o aumento da temperatura de recozimento, de 850°C para 900°C, para uma mesma temperatura de têmpera, sugere que o aço AISI 430 iniciou esse último tratamento térmico com uma quantidade maior de austenita, favorecendo a transformação martensítica a partir dessa fase e, consequentemente, aumentando a resistência mecânica do aço recozido previamente a 900°C (HORN; MERKLEIN, 2018).

#### 5.2.3 Rota cisalhamento direto – cisalhamento reverso

Neste item será investigado o efeito do cisalhamento reverso após a realização do tratamento térmico de têmpera em uma amostra do aço inoxidável ferrítico AISI 430 pré-deformado em cisalhamento direto.

Neste caso, na Figura 76 são apresentadas as curvas do aço AISI 430 previamente recozido (850°C), pré-deformado em cisalhamento direto acompanhado pelo tratamento térmico de têmpera (950°C) e, posteriormente, cisalhado em sentido reverso. De modo, similar, as respectivas curvas para a amostra temperada a 1050°C são apresentadas na Figura 77.

Comparando-se o efeito da temperatura adotada para o recozimento destacase que na Figura 76 e na Figura 77 estão registrados os resultados das amostras recozidas a 850°C enquanto na Figura 78 e na Figura 79 as amostras recozidas a 900°C.

Figura 76 – Gráfico tensão x deformação efetiva em cisalhamento do aço AISI 430 recozido (850°C), pré-deformado em cisalhamento, temperado (950°C) e cisalhado no sentido reverso.



Ensaios realizados a 0° da direção de laminação (DL). Fonte: Elaborado pela própria autora.

# Figura 77 – Gráfico tensão x deformação efetiva em cisalhamento do aço AISI 430 recozido (850°C), pré-deformado em cisalhamento, temperado (1050°C) e cisalhado no sentido reverso.



Ensaios realizados a 0° da direção de laminação (DL). Fonte: Elaborado pela própria autora.

Figura 78 – Gráfico tensão x deformação efetiva em cisalhamento do aço AISI 430 recozido (900°C), pré-deformado em cisalhamento, temperado (950°C) e cisalhado no sentido reverso.



Ensaios realizados a 0° da direção de laminação (DL). Fonte: Elaborado pela própria autora.

### Figura 79 – Gráfico tensão x deformação efetiva em cisalhamento do aço AISI 430 recozido (850°C), pré-deformado em cisalhamento, temperado (1050°C) e cisalhado no sentido reverso.



Ensaios realizados a 0° da direção de laminação (DL). Fonte: Elaborado pela própria autora.

Ao observar os gráficos, verifica-se a ocorrência de queda da tensão no início do recarregamento em cisalhamento reverso quando comparada com a tensão ao término da pré-deformação em cisalhamento direto, em todas as condições analisadas. Esse é o comportamento mecânico conhecido como efeito Bauschinger, em que há um amaciamento do material após a deformação reversa. Entretanto, como foi adotada a realização do tratamento térmico de têmpera entre a pré-deformação e o recarregamento, a queda de tensão observada não poderia ser classificada como efeito Bauschinger, sendo classificada simplesmente como amaciamento.

As fotomicrografias do aço AISI 430 recozido (850°C), cisalhado em um sentido, temperado (950°C e 1050°C) e em seguida, cisalhado no sentido inverso, são apresentadas na Figura 80 e na Figura 81. As imagens são das amostras prédeformadas em cisalhamento em 21,61% e 23,86%, e em seguida, temperadas a 950°C e a 1050°C respectivamente.

Figura 80 – Fotomicrografias após recozimento (850°C), cisalhamento, têmpera (950°C e 1050°C) e cisalhamento no sentido reverso do aço AISI 430.



Aço AISI 430 recozido a 850°C, cisalhado, temperado a 950°C (a) e a 1050°C (b) e cisalhado no sentido reverso. Os grãos de ferrita ( $\alpha$ ) e as lamelas de martensita (M) estão indicados. Reativo: Behara.

Fonte: Elaborado pela própria autora.

Figura 81 – Imagens (MEV) do aço AISI 430 recozido (850°C), cisalhado, temperado (1050°C) e em seguida, cisalhado no sentido reverso.



(a) e (b) ampliações distintas. Os grãos de ferrita (α) e as lamelas de martensita (M) estão indicados.
Reativo: Behara.
Fonte: Elaborado pela própria autora.

Diferente da imagem referente ao aço AISI 430 recozido (850°C), prédeformado em cisalhamento, temperado (1050°C) e cisalhado no sentido direto (Figura 74.b), em que a amostra foi atacada com o reagente Villela, é possível observar martensita na imagem referente ao aço recozido (850°C), pré-deformado em cisalhamento, temperado (1050°C) e cisalhado, agora no sentido reverso, (Figura 80.b), em que a amostra foi atacada com o reagente Behara. Essa diferença indicaria que a martensita seria melhor revelada no aço AISI 430 quando o reagente Behara é utilizado durante o ataque químico, ao invés do Villela.

No gráfico da Figura 76, em que a temperatura de recozimento foi de 850°C e a de têmpera de 950°C, tem-se que apenas a amostra do aço AISI 430 com a menor quantidade de pré-deformação (14,18%) conseguiu exibir encruamento suficiente para obter resistência mecânica, após o cisalhamento reverso, superior à da curva de carregamento monotônico da condição apenas recozido (850°C). Para os outros valores de pré-deformação, (21,61% e 26,17%), nota-se que o encruamento durante o recarregamento não foi suficiente para promover o endurecimento necessário para que a curva de tensão-deformação efetiva ultrapassasse a da curva do material recozido e ensaiado monotonicamente, apesar da sua microestrutura conter martensita (Figura 80). Esse resultado indicaria que a quantidade de martensita

formada diminui com o acréscimo da quantidade de pré-deformação para essa rota de deformação plástica.

Quando a temperatura de têmpera após a pré-defomação aumentou de 950°C para 1050°C, mantendo a mesma temperatura de recozimento 850°C (Figura 76 e Figura 77), apesar de apresentarem amaciamento durante o recarregamento, o material pré-deformado e temperado a 1050°C apresenta curvas de recarregamento que ultrapassam a resistência mecânica do carregamento monotônico do metal recozido, independentemente da quantidade de pré-deformação aplicada, conseguindo exibir assim, um endurecimento por encruamento superior ao registrado para a menor temperatura de têmpera, 950°C.

Já para a maior temperatura de recozimento (900°C) e para a menor temperatura de têmpera, 950°C, (Figura 78), nota-se que o endurecimento por encruamento durante o cisalhamento reverso, como observado em outras condições, tende a diminuir com o aumento da quantidade de pré-deformação em cisalhamento.

Já para os tratamentos térmicos conduzidos nas maiores temperaturas de recozimento (900°C) e de têmpera (1050°C), Figura 79, nota-se que embora tenha ocorrido amaciamento do aço durante o recarregamento reverso para todos os valores de pré-deformação, o material mesmo pré-deformado consegue endurecer mais que na condição apenas recozido, independentemente da quantidade de pré-deformação aplicada em cisalhamento.

Essas variações do encruamento e também do próprio amaciamento durante carregamento reverso sugerem que o modo de deformação plástica (tração e cisalhamento), os arranjos micro e subestrutural (linhas de discordâncias) do aço AISI 430, a quantidade de pré-deformação adotada nos carregamentos prévios à têmpera, as temperaturas usadas para os tratamentos térmicos de recozimento e de têmpera, assim como a respectiva orientação cristalográfica assumida por esse material ao longo desses processamentos, tenham influenciado o respectivo comportamento mecânico apresentado pelo aço AISI 430.

Com relação à magnitude do amaciamento após carregamento reverso fez-se o cálculo do parâmetro denominado de Δσ que consiste na diferença da tensão efetiva detectada ao término da pré-deformação pela tensão no início do recarregamento em cisalhamento reverso, como indicado na Tabela 31.

Condição	Quant. De Pré Deformação Efetiva (%)	Δσ (MPa)
Recozido 850°C - Cisalhado Direto - Temperado	12,43	267
$050^{\circ}$ C - Cisalhado Boyorso	19,47	374
	24,51	362
	9,28	205
Recozido 850°C – Cisalhado Direto - Temperado	11,34	241
1050°C - Cisalhado Reverso	13,71	297
	22,44	387
Recozido 900°C – Cisalhado Direto - Temperado	5,72	134
950°C - Cisalhado Reverso	12,4	232
Recorde 000°C Cicclhode Direte Temperada	10,08	210
1050°C Cisalhada Bayaraa	12,29	159
	18,79	264

### Tabela 31 – Valores de $\Delta \sigma$ para o aço AISI 430 recozido, pré-cisalhado,

temperado e cisalhado no sentido reverso.

Fonte: Elaborado pela própria autora.

De modo auxiliar a leitura da tabela Tabela 31, a variação dos valores de Δσ em função da quantidade de pré-deformação para cada condição de tratamento térmico foi expressa de forma gráfica a partir do gráfico da Figura 82.

Analisando simultaneamente a Tabela 31 e Figura 82, tem-se, de forma geral, há uma tendência de aumento do valor de  $\Delta\sigma$  com o acréscimo da quantidade de prédeformação. Quanto maior o valor de  $\Delta\sigma$ , maior a queda de resistência mecânica do material, em relação a sua respectiva pré-deformação. Assim, o aumento da quantidade de pré-deformação promove um maior amaciamento do aço AISI 430 durante carregamento reverso.

Considerando-se apenas o efeito da quantidade de pré-deformação na magnitude do amaciamento pode-se afirmar que tal comportamento é oposto ao comumente observado em condições de carregamento monotônico ou combinados, sem a realização de tratamentos térmicos de modo intermediário, como adotado neste trabalho (CHOTEAU; QUAEGEBEUR; DEGALLAIX, 2005).

No efeito Bauschinger, a tensão de recarregamento, no sentido reverso, é menor que a observada durante o carregamento, sentido direto, porque a tensão de reação, resultante do empilhamento de discordâncias durante o cisalhamento direto, irá auxiliar a movimentação das linhas de discordâncias quando a direção de carregamento é invertida. Outro ponto a destacar refere-se ao fato de que quando o carregamento é feito na direção oposta podem ser geradas discordâncias de sinais

contrários àquelas responsáveis pela deformação na primeira direção do carregamento. Considerando que discordâncias de sinais opostos se atraem e se anulam mutuamente, o efeito resultante é um amaciamento (GARDEY; BOUVIER; BACROIX, 2005).



Figura 82 – Gráficos representando a variação do Δσ com a variação da quantidade de pré-deformação aplicada, em diferentes condições.

Aço AISI 430 recozido a 850°C, pré-cisalhado, temperado a 950°C (a) e a 1050°C (b), e cisalhado no sentido reverso. Aço AISI 430 recozido a 900°C, pré-cisalhado, temperado a 950°C (c) e a 1050°C (d), e cisalhado no sentido reverso.

Fonte: Elaborado pela própria autora.

Neste caso, quanto maior a quantidade de pré-deformação menor tende a ser a magnitude do efeito Bauschinger, ou amaciamento, devido ao fato de que a subestrutura de discordâncias criadas durante a pré-deformação tende a dificultar outra que é típica do carregamento observado durante o recarregamento (CHOTEAU; QUAEGEBEUR; DEGALLAIX, 2005).

Desta forma, o comportamento oposto observado para as condições analisadas neste trabalho, em que o amaciamento exibiu tendência de aumento com o acréscimo

da quantidade de pré-deformação em cisalhamento, pode ser atribuído ao fato de que efeitos como a temperatura adotada para o recozimento e a têmpera exerceram maior influência em tal amaciamento que o exercido pela quantidade de pré-deformação, de modo a reduzir o endurecimento por têmpera e assim, favorecer o amaciamento com o aumento da quantidade de pré-deformação em cisalhamento.

#### 5.2.4 Pré-deformação em laminação

O aço inoxidável ferrítico AISI 430 foi recozido na temperatura de 850°C, adotando-se tempo de encharque de 30 minutos, e em seguida, laminado. Os resultados apresentados após as diferentes quantidades de pré-deformação em laminação, condições dos tratamentos térmicos e dos carregamentos mecânicos aplicados, são apresentados nas figuras a seguir.

O gráfico da curva de tensão x deformação efetiva do aço AISI 430, recozido (850°C), laminado e cisalhado, está ilustrado na Figura 83, sendo a quantidade de deformação sofrida pela amostra durante a laminação indicada na legenda do respectivo gráfico.

Nota-se a tendência de aumento do endurecimento com o acréscimo da quantidade de pré-deformação em laminação, sendo neste caso, o endurecimento atribuído ao encruamento sofrido pelo aço AISI 430.

Embora não tenha sido objeto de estudo deste trabalho nota-se para todas as curvas de tensão-deformação efetiva que após o aumento da tensão efetiva para o início do recarregamento em cisalhamento uma tendência de queda da taxa de encruamento do aço AISI 430 a partir da redução da inclinação da curva na parte plástica.

No gráfico a seguir (Figura 84) são apresentadas as curvas do aço inoxidável ferrítico AISI 430 recozido a 850°C durante 30 minutos, pré-deformado em laminação com diferentes valores de deformação efetiva, antes de ser temperado 950°C e cisalhado novamente, adicionando agora, um novo método de endurecimento senão apenas o encruamento como exposto antes.

Figura 83 – Gráfico tensão x deformação efetiva do aço AISI 430 recozido (850°C), pré-laminado e, em seguida, cisalhado.



Ensaios realizados a 0° da direção de laminação (DL). Fonte: Elaborado pela própria autora.





Ensaios realizados a 0° da direção de laminação (DL). Fonte: Elaborado pela própria autora.

Nota-se que após ser laminado e temperado, o aço AISI 430 tornou-se mais resistente mecanicamente do que o material apenas recozido ou recozido e temperado. Além disso, quanto maior a quantidade de deformação em laminação sofrida antes da têmpera menor tende a ser o endurecimento observado após a têmpera do material, assim como detectado em outras condições de carregamento avaliadas neste trabalho.

Como já citado, o aumento da quantidade de deformação em laminação, eleva a densidade de discordâncias presentes no material, tornando-o mais resistente mecanicamente. Contudo, com a realização da têmpera, o aço AISI 430 tende a endurecer não mais apenas por encruamento, mas também pela transformação martensítica e formação de possíveis carbonetos que neste caso, como destacado antes, as condições adotadas para a realização do tratamento térmico de têmpera tendem a facilitar ou mesmo dificultar a continuidade do endurecimento do material.

De modo análogo ao exibido na Figura 84, na Figura 85 é exibida as respostas apresentadas pelo aço AISI 430 recozido a 850°C, mas agora temperado a 1050°C, e, posteriormente, cisalhado.



Figura 85 – Gráfico tensão x deformação efetiva do aço AISI 430 recozido (850°C), pré-laminado, temperado (1050°C), e cisalhado.

Ensaios realizados a 0° da direção de laminação (DL). Fonte: Elaborado pela própria autora.

Nas curvas da Figura 85 é possível observar o aumento da resistência mecânica das amostras pré-deformadas em laminação, temperadas e cisalhadas, em relação ao material apenas recozido e recozido/temperado. Também de modo análogo, nota-se ainda que o endurecimento após a têmpera também tende a diminuir com o acréscimo da quantidade de pré-deformação em laminação a frio.

O aumento da resistência mecânica também pode ser atribuído ao encruamento decorrente da pré-deformação de laminação do material, assim como pela transformação martensítica decorrente do tratamento térmico de têmpera.

Por fim, comparando-se agora as duas temperaturas adotadas para a têmpera, 950°C (Figura 84) com a de 1050°C (Figura 85), verifica-se de modo geral que a mudança da temperatura de têmpera não ocasionou mudanças significativas na resistência mecânica do aço AISI 430.

Esse comportamento revela que o efeito do maior endurecimento do aço AISI 430 após a maior temperatura de têmpera depende não só do modo e da quantidade de deformação plástica adotados na pré-deformação, bem como do tratamento térmico de recozimento, sabendo-se que existe a tendência de maior formação de martensita com o aumento da temperatura de têmpera.

#### 5.2.5 <u>Pré-deformação em laminação e em cisalhamento</u>

Nos próximos gráficos será investigada a influência da combinação dos esforços de laminação a frio e de cisalhamento no endurecimento do aço AISI 430 após ser temperado. Neste caso, apresenta-se o comportamento mecânico exibido pelo aço após o mesmo ser recozido a 850°C, além de pré-deformado em laminação e em cisalhamento, acompanhado por têmpera a 950°C e, por fim, cisalhado novamente (Figura 86).

A combinação dos esforços de laminação a frio e de cisalhamento ocasionou a formação de um platô que tende a estabilizar o valor de tensão no início do recarregamento em cisalhamento após a deformação em laminação, como percebido nas curvas da Figura 86.





Ensaios realizados a 0° da direção de laminação (DL). Fonte: Elaborado pela própria autora.

A formação desse platô é comum de ser percebida em situações de carregamento em que a taxa de encruamento exibe uma estagnação após uma mudança da trajetória de deformação, sendo a magnitude de tal fenômeno associada com o tipo de material e temperatura (VINCZE et al., 2005).

Considerando que as condições de tratamento térmico foram as mesmas que as usadas em outras rotas de carregamento, pode-se associar a presença do platô de tensão principalmente pela presença da trajetória de deformação do tipo laminação/cisalhamento.

Verifica-se ainda que sendo a quantidade de pré-deformação em laminação similar, pode-se afirmar então que o acréscimo da quantidade de pré-deformação em cisalhamento também ocasionou a queda do endurecimento após a têmpera do aço AISI 430, como antes observado nas rotas recozimento/ tração/ têmpera/ tração, recozimento/ cisalhamento/ têmpera/ cisalhamento.

O comportamento do aço AISI 430 após ser temperado em uma temperatura maior, também foi analisado. Dessa forma, na Figura 87 está ilustrado o gráfico contendo as curvas tensão x deformação efetiva do aço recozido a 850°C, pré-

deformado em laminação e em cisalhamento, temperado a 1050°C e, por último, cisalhado.



Figura 87 – Gráfico tensão x deformação efetiva do aço AISI 430 recozido (850°C), pré-laminado, pré-cisalhado, temperado (1050°C), e cisalhado.

Nota-se novamente a presença do platô de tensão, característico da rota laminação/cisalhamento. Com o aumento da temperatura de têmpera, o material continua endurecendo mais sob a rota laminação/cisalhamento/têmpera/cisalhamento que apenas quando laminado/temperado ou cisalhado/temperado.

De modo similar nota-se ainda a tendência de queda do endurecimento após a têmpera com o aumento da quantidade de pré-deformação combinada de laminação e de cisalhamento. No entanto, nota-se uma pequena oscilação para a curva de deformação efetiva intermediária, de 28,86% que endureceu menos que a curva com maior quantidade de deformação efetiva total, 31,70%.

A rota de carregamento com a maior quantidade de deformação efetiva total, aproximadamente, 31,70% (17,92% de laminação a frio + 13,78% de cisalhamento)

Ensaios realizados a 0° da direção de laminação (DL). Fonte: Elaborado pela própria autora.
conseguiu encruar mais que a curva intermediária, com deformação efetiva total de 28,86% (15,82% de laminação a frio + 13,04% de cisalhamento).

Essa diferença no comportamento quanto ao endurecimento do aço AISI 430 quando comparado com as condições anteriores pode ser novamente associada com a presença do platô de tensão assim como pela própria mudança da trajetória de deformação.

## 6 CONCLUSÕES

Neste trabalho foi investigado o efeito das condições de processamento mecânico (pré-deformação em tração, em cisalhamento e em laminação) e de tratamento térmico (realização de recozimento a 850°C e a 900°C e de têmpera a 950°C e a 1050°C, com tempo de encharque de 30 minutos) no endurecimento do aço inoxidável ferrítico AISI 430 que ocorre tipicamente devido ao encruamento. Os resultados indicaram:

 a) o endurecimento e diminuição da ductilidade do aço inoxidável ferrítico AISI
430 mediante o tratamento térmico de têmpera com a respectiva formação de martensita;

 b) a realização de têmpera a 1050°C ocasionou um endurecimento maior que o registrado a 950°C, de modo geral;

 c) o recozimento é capaz de promover alteração na orientação cristalográfica do aço AISI 430;

d) o aumento da quantidade de pré-deformação aplicada tende a reduzir a resistência mecânica do material após a têmpera, de forma generalizada, para todos os diferentes esforços mecânicos aplicados como pré-deformação (tração, cisalhamento e laminação) e suas combinações, indicando que uma menor quantidade de pré-deformação é a condição que favorece a transformação martensítica;

e) o aumento da quantidade de pré-deformação aplicada tende a aumentar a ductilidade do aço (deformação efetiva acumulada) durante a rota tração/têmpera/ tração, devido a menor formação de martensita

 f) o amaciamento do aço durante o recarregamento reverso foi observado em todas as rotas envolvendo cisalhamento direto – reverso, em que o aumento da quantidade de pré-deformação levou a um amaciamento maior do material;

 g) verificou-se a influência do tipo de esforço mecânico aplicado durante a prédeformação no endurecimento após a têmpera;

 h) a ocorrência do endurecimento por encruamento típico para a rota laminação/cisalhamento com o acréscimo da quantidade de pré-deformação e a inversão desse comportamento a partir da tendência de queda do endurecimento após a têmpera com o aumento da quantidade de pré-deformação;  i) a existência de um platô de tensão quando o aço AISI 430 é pré-deformado pela combinação da laminação a frio e do cisalhamento, observando-se novamente que o aumento da quantidade de pré-deformação em laminação diminui o endurecimento após a têmpera;

 j) a escolha dos tipos de tratamentos térmicos e suas temperaturas, combinada com a escolha dos tipos de esforços mecânicos e da quantidade de pré-deformação imposta, ou a sua não imposição, vão depender do processamento necessário para a fabricação do componente e das propriedades mecânicas que serão exigidas do mesmo durante a sua aplicação;

k) por fim, que o aço inoxidável ferrítico AISI 430 estudado neste trabalho pode ser endurecido de duas formas diferentes: a primeira, e mais comum, pelo encruamento e a segunda obtida pela execução do tratamento térmico de têmpera e a decorrente formação de carbonetos e martensita.

## 7 RELEVÂNCIA DOS RESULTADOS

Apesar de ser pouco conhecida a possibilidade de obtenção de martensita na microestrutura do aço inoxidável ferrítico AISI 430, este trabalho identifica que é possível. Sendo uma alternativa para elevar a resistência mecânica desse aço.

A diminuição de resistência mecânica após a têmpera, com o aumento da quantidade de pré-deformação, mostra que a transformação martensítica depende do histórico térmico e mecânico do aço.

Os comportamentos mecânicos apresentados pelo aço AISI 430 devem ser levados em consideração durante o seu processamento e conformação, a fim de obter uma peça com as propriedades adequadas para o seu uso.

## **REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS**

AHN, K.; SEO, M. Effect of anisotropy and differential work hardening on the failure prediction of AZ31B magnesium sheet at room temperature. **International Journal of Solids and Structures**, p.1-12, Jan. 2018.

ALINAGHIAN, Y. **The effect of pre-strain and strain path changes on ductile fracture.** 2013. 146 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Mechanical Engineering, Ottawa-carleton Institute for Mechanical and Aerospace Engineering, Ottawa, 2013.

ALIZADEH-SH, M.; MARASHI, S. P. H.; POURANVARI, M. Resistance spot welding of AISI 430 ferritic stainless steel: Phase transformations and mechanical properties. **Materials and Design**, v. 56, p.258-263, nov. 2013.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS INTERNATIONAL. **E112**: Standard Test Methods for Determining Average Grain Size. 13 ed. West Conshohocken, Pa, United States: ASTM International, 2013. 28 p.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS INTERNATIONAL. **E562**: Standard Test Method for Determining Volume Fraction by Systematic Manual Point Count. 11 ed. West Conshohocken, Pa, United States: ASTM International, 2011. 7 p.

AMUDA, M. O. H.; MRIDHA, S. Exploratory Study of Sensitization in Cryogenically Cooled Ferritic Stainless Steel Welds. **International Journal of Corrosion**, [s.l.], v. 2014, p.1-7, dez. 2014.

APERAM. **Aço inoxidável:** a solução perfeita para o desenvolvimento sustentável. Disponível em: <a href="http://www.aperam.com/uploads/stainlesseurope/South%20America/catalogo%20Aco%20Inox%20Aperam.pdf">http://www.aperam.com/uploads/stainlesseurope/South%20America/catalogo%20Aco%20Inox%20Aperam.pdf</a>>. Acesso em: 1 jun. 2017.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR 6892**: materiais metálicos: ensaio de tração à temperatura ambiente. Rio de Janeiro, 2013.

BERTON, E. M. Efeito das temperaturas de têmpera e de revenido na resistência à corrosão da camada martensítica de alto nitrogênio produzida por SHTPN sobre o aço AISI 409. 2014. 97 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia Mecânica e de Materiais, Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Curitiba, 2014.

CALLISTER JUNIOR, W. D. et al. Ciência e engenharia de materiais: Uma introdução. Rio de Janeiro: LTC, 2008. 705 p.

CAMPOS, H. B. et al. Determinação teórica e experimental do diagrama limite de conformação para o aço inoxidável 304. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO (COBEF), 3., 2005, Joinville. **Anais...** São Paulo: ABCM, 2005.

CASTRO, G. M. et al. Caracterização da carepa em aço inoxidável ferrítico ABNT 430. **Tecnologia em Metalurgia e Materiais**, São Paulo, v. 3. n. 1, p. 40-44, jul.-set. 2006.

CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos.** 7. ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais (ABM), 2008. 599 p.

CHOTEAU, M.; QUAEGEBEUR, P.; DEGALLAIX, S. Modelling of Bauschinger effect by various constitutive relations derived from thermodynamical formulation. **Mechanics of Materials**, v. 37, n. 11, p. 1143-1152, nochorv. 2005.

CLAUSMEYER, T. et al. Experimental characterization of microstructure development during loading path changes in bcc sheet steels. **Journal of Materials Science**, v. 48, n. 2, p. 674-689, 2013.

COLLINS, D. M. et al. A synchrotron X-ray diffraction study of in situ biaxial deformation. **Acta Materialia**, [s.l.], v. 90, p.46-58, mar. 2015.

CORRÊA, E. C. S. et al. The deformation and the redundant work factor in the axisymmetric drawing of AISI 420 stainless steel bars: strain path effects analysis. **ISIJ International**, v. 48, n. 1, p. 63-70, 2008.

DIETER, G. E. et al. **Metalurgia Mecânica.** 2. ed. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 1981. 656 p.

FAKIR, O. E. et al. Predicting effect of temperature, strain rate and strain path changes on forming limit of lightweight sheet metal alloys. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON TECHNOLOGY OF PLASTICITY (ICTP), 11., 2014, Nagoya, Japan. **Procedia Engineering.** Nagoya: 2014, v. 81, p. 736-741.

FERREIRA, J. S. Efeito da fração volumétrica da martensita, formada no resfriamento após recozimento intercrítico, no grau de estriamento, propriedades mecânicas e estampabilidade de um aço tipo AISI 430. 2005. 118 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia Metalúrgica e de Minas, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal de Minas Gerais (UFMG), Belo Horizonte, 2005.

FERREIRA FILHO, A. et. al. Evolução da textura cristalográfica de chapas de aço inoxidável ferrítico do tipo AISI 430 durante laminação a frio, recozimento e estampagem. **Revista Escola de Minas**, Ouro Preto, v. 61, n. 2, p. 151-158, abr. 2008.

GARDEY, B.; BOUVIER, S.; BACROIX, B. Correlation between the macroscopic behavior and the microstructural evolutions during large plastic deformation of a dual-phase steel. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 36A, n. 11, p. 2937-2945, nov. 2005.

GIAROLA, A. M. et al. Strain heterogeneities in the rolling direction of steel sheets submitted to the skin pass: A finite element analysis. **Journal Of Materials Processing Technology**, Minas Gerais, v. 216, p.234-247, fev. 2015.

HA, J. et al. Continuous strain path change simulations for sheet metal. **Computational Materials Science**, v. 82, p. 286-292, 2014.

HASSANI, F. Z. et al. Hot compression deformation characteristics and microstructural evolution of a Co–Cr–Mo–C alloy: Effect of precipitate and martensitic transformation. **Materials Science And Engineering**: A, [s.l.], v. 657, p.383-392, jan. 2016.

HE, J. et al. Strain path dependence of texture and property evolutions on rolled Mg-Li-Al-Zn alloy possessed of an asymmetric texture. **Journal of Alloys and Compounds**, [s.l.], v. 698, p.771-785, dez. 2016.

HORN, A.; MERKLEIN, M. Investigation of diffusion behavior of carburized sheet metal in hot stamping. **Matec Web Of Conferences**, London, n. 190, p.1-6, 18 set. 2018.

HU, J. et al. Thermo-Calc Calculation and Experimental Study of Microstructure of SUS 410s and SUS 430 Ferrite Stainless Steels at High Temperature. In: SINO-SWEDISH STRUCTURAL MATERIALS SYMPOSIUM, 2007. **Proceedings...** 2007. p. 183 - 188.

IMAGE PROPLUS 6.0. Disponível em: <a href="https://image-pro-plus.software.informer.co">https://image-pro-plus.software.informer.co</a> m/download/>. Acesso em: ago. 2017.

KRAUSS, G. **Steels:** Processing, Structure, and Performance. Ohio: Asm International, 2005. 613 p.

LEE, W.; LIN, C. Comparative study of the impact response and microstructure of 304L stainless steel with and without prestrain. **Metallurgical and Materials Transactions A**. Taiwan, p. 2801-2810. Sep. 2002.

LEOTIONG, L.; GUINES, D. Investigations of the effect of the strain path changes on forming limit curves using an in-plane biaxial tensile test. **International Journal of Mechanical Sciences**, v. 99, p. 21-28, 2015.

LIU, X. et al. Structure change of 430 stainless steel in the heating process. **Journal of University Of Science and Technology: Beijing.** Beijing, p. 34-37. fev. 2008.

LU, S. et al. The effect of tempering temperature on the microstructure and electrochemical properties of a 13wt.% Cr-type martensitic stainless steel. **Electrochimica Acta**, Beijing, China, v. 165, p.45-55, maio 2015.

MÁNIK, T.; HOLMEDAL, B.; HOPPERSTAD, O. S. Strain-path change induced transients in flow stress, work hardening and r-values in aluminum. **International Journal Of Plasticity**, [s.l.], v. 69, p.1-20, jan. 2015.

MESQUITA, E. L. A.; RUGANI, L. L. **Estampagem dos aços inoxidáveis.** São Paulo: 1997. 51 p.

PAL, J. et al. Crystal-Plane-Dependent Etching of Cuprous Oxide Nanoparticles of Varied Shapes and Their Application in Visible Light Photocatalysis. **The Journal Of Physical Chemistry C**, [s.l.], v. 117, n. 46, p.24640-24653, nov. 2013.

PAUL, J. D. H.; HOPPE, R.; APPEL, F. On the Bauschinger effect in TiAl alloys. Acta Materialia, [s.l.], v. 104, p.101-108, fev. 2016.

QIN, J. et al. Modeling strain-path changes in aluminum and steel. International Journal of Solids and Structures, [s.l.], v. 117, n. 000, p.1-14, jun. 2017.

RAUCH, E. F. The flow law of mild steel under monotonic or complex strain path. **Solid State Phenomena.** Santin Martin d'Hères Cedex, France, p. 317-334. 1992.

RESENDE, T. C. et al. Dislocation-based model for the prediction of the behavior of b.c.c. materials: grain size and strain path effects. **International Journal of Plasticity**, v. 47, p. 29-48, 23 jan. 2013.

ROSA, A. P. F. **Jóias em aço inoxidável:** proposta para produção artesanal. 2006. 96 f. Dissertação (Mestrado) - Engenharia de Produção, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis. 2006.

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

SILVA, R. N. A. et al. Análise comparativa com diferentes tratamentos térmicos no aço VC 131. In: CONGRESSO TÉCNICO CIENTÍFICO DA ENGENHARIA E DA AGRONOMIA - CONTECC, 3., 2016, Foz do Iguaçu. **Anais...** Foz do Iguaçu: 2016. p. 1 - 5. Disponível em: <a href="http://www.confea.org.br/media/contecc2016/mecanica/análise">http://www.confea.org.br/media/contecc2016/mecanica/análise comparativa com diferentes tratamentos térmicos no aço vc 131.pdf>. Acesso em: 23 mar. 2018.

SINGH, A.et al. Prediction of earing defect and deep drawing behavior of commercially pure titanium sheets using CPB06 anisotropy yield theory. **Journal Of Manufacturing Processes**, v. 33, p.256-267, jun. 2018.

TANURE, L. P. A. R. et al. Microstructure, Texture and Microhardness Evolution during Annealing Heat Treatment and Mechanical Behavior of the Niobium-Stabilized Ferritic Stainless Steel ASTM 430 and Niobium-Titanium-Stabilized Ferritic Stainless Steel ASTM 439: a Comparative Study. **Materials Research**, Minas Gerais, v. 20, n. 6, p.1650-1657, nov. 2017.

TIAN, Y. et al. Microstructural Evolution and the Precipitation Behavior in X90 Linepipe Steel During Isothermal Processing. **Journal Of Materials Engineering And Performance**, v. 27, n. 4, p.1494-1504, 5 mar. 2018.

TODD, M. A. A computer controlled quenching simulator for observing phase transformation kinetics in metals by electrical resistance measurements. 2018. 292 f. Tese (Doutorado) - Curso de Philosophy, Department of Materials Science And Engineering, University Of Sheffield, Sheffield, 2018.

TOTTEN, G. E. **Steel heat treatment:** Metallurgy and technologies. 2. ed. Portland, Oregon: CRC Press, 2007. 820 p.

VAFAEIAN, S. et al. On the study of tensile and strain hardening behavior of a thermomechanically treated ferritic stainless steel. **Materials Science and Engineering**: A, [s.l.], v. 669, p.480-489, jul. 2016.

VINCZE, G. et al. A comparison of the mechanical behaviour of an AA1050 and a low carbon steel deformed upon strain reversal. **Acta Materialia**, v. 53, n. 4, p.1005-1013, fev. 2005.

WANG, L. et al. Microstructure and mechanical properties of 12wt.% Cr ferritic stainless steel with Ti and Nb dual stabilization. **Materials and Design**, [s.l.], v. 30, n. 1, p.49-56, 2009.

ZHANG, S et al. Investigation of the evolution of retained austenite in Fe–13%Cr–4%Ni martensitic stainless steel during intercritical tempering. **Materials and Design**, [s.l.], v. 84, p.385-394, jun. 2015.