

PONTIFÍCIA UNIVERSIDADE CATÓLICA DE MINAS GERAIS  
Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica

João Victor Marzinetti Cunha

**INFLUÊNCIA DOS PARÂMETROS DE ESTAMPAGEM INCREMENTAL NA  
MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS DOS AÇOS INOXIDÁVEIS  
DUPLEX AISI 2205 E AUSTENÍTICO AISI 304**

Belo Horizonte

2023

João Victor Marzinetti Cunha

**INFLUÊNCIA DOS PARÂMETROS DE ESTAMPAGEM INCREMENTAL NA  
MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS DOS AÇOS INOXIDÁVEIS  
DUPLEX AISI 2205 E AUSTENÍTICO AISI 304**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais, como requisito parcial para obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Orientadora: Prof. Dra. Sara Silva Ferreira de Dafé

Área de concentração: Materiais e Processos de Fabricação

Belo Horizonte

2023

FICHA CATALOGRÁFICA

Elaborada pela Biblioteca da Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais

C972i Cunha, João Victor Marzinetti  
Influência dos parâmetros de estampagem incremental na microestrutura e propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis duplex AISI 2205 e austenítico AISI 304 / João Victor Marzinetti Cunha. Belo Horizonte, 2023.  
80 f. : il.

Orientadora: Sara Silva Ferreira de Dafé  
Dissertação (Mestrado) – Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica

1. Aço inoxidável - Propriedades mecânicas. 2. Estampagem (Metais). 3. Conformação de metais. 4. Dureza. 5. Corrosão - resistência. 6. Aspereza de superfície. 7. Metalografia. 8. Microestrutura. I. Dafé, Sara Silva Ferreira de. II. Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica. III. Título.

SIB PUC MINAS

CDU: 621.7

João Victor Marzinetti Cunha

**INFLUÊNCIA DOS PARÂMETROS DE ESTAMPAGEM INCREMENTAL NA  
MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS DOS AÇOS INOXIDÁVEIS  
DUPLEX AISI 2205 E AUSTENÍTICO AISI 304**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais, como requisito parcial para obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Área de concentração: Materiais e Processos de Fabricação

---

Prof. Dra. Sara Silva Ferreira de Dafé - PUC MINAS (Orientadora)

---

Prof. Dr. Gilmar Cordeiro da Silva - PUC Minas (Banca Examinadora)

---

Prof. Dr. Carlos Eduardo dos Santos - CEFET-MG (Banca Examinadora)

Belo Horizonte, 30 de junho de 2023

## **AGRADECIMENTOS**

*Primeiramente agradeço aos meus pais, Paulo e Jussara, e minha irmã Sophia, por todo amor e apoio durante este trabalho. Sem vocês esse projeto teria sido impossível.*

*À professora Sara, pela orientação, disponibilidade, dedicação e amizade, não somente neste trabalho, mas em toda a minha graduação e mestrado.*

*Aos professores do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da PUC Minas.*

*Aos técnicos do laboratório de engenharia, especialmente ao Ítalo, André e Fábio por toda a ajuda durante a preparação e estampagem das amostras.*

*À Estefany e ao Guilherme, alunos de iniciação científica, pela ajuda na preparação e processamento das amostras.*

*A todos aqueles que contribuíram de algum modo para a realização deste trabalho.*

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

## RESUMO

A estampagem incremental tem sido estudada como alternativa aos métodos tradicionais de fabricação. Ela possibilita a produção de peças sob medida a um baixo custo, características ideais para a fabricação de protótipos. Os aços inoxidáveis são amplamente utilizados em próteses devido à alta resistência à corrosão, e custo inferior a outras opções de material como o titânio. Os aços inoxidáveis duplex apresentam alta resistência à corrosão, boa estampabilidade e resistência mecânica após conformação, em parte devido à transformação de austenita em martensita durante o processo de conformação a frio. Este trabalho tem como objetivo analisar a microestrutura, transformação da fase austenítica, em chapas de aço inoxidável conformadas utilizando diversos parâmetros de estampagem incremental, bem como avaliar o acabamento superficial e propriedades mecânicas das peças estampadas. Os aços inoxidáveis AISI 2205 e AISI 304 foram caracterizados quanto a sua microestrutura, resistência à tração e dureza. A microestrutura do material antes e após as estampagens foram verificadas utilizando os ensaios de dureza, microscopia ótica e ataque eletrolítico seletivo. A velocidade de rotação foi o parâmetro que gerou a maior influência na rugosidade das peças, enquanto o ângulo de parede provocou maiores alterações na transformação de fase. Em geral, o aço AISI 2205 apresentou acabamento superficial superior ao do AISI 304, uma diferença na rugosidade média de 12,5%. O ensaio V250A55R30 apresentou um aumento de 207,8% na dureza em comparação ao material como recebido para o aço 304, enquanto o mesmo ensaio apresentou um aumento de 136,4% para o aço 2205. O aço 2205 atingiu uma quantidade volumétrica de martensita máxima de 12,36%.

Palavras-chave: Estampagem incremental; Aço inoxidável; Duplex; Transformação de fase

## **ABSTRACT**

Incremental stamping has been studied as an alternative to conventional fabrication methods. It allows the production of custom made parts at low cost, ideal characteristics to the production of prototypes. Stainless steels are widely used in prosthesis due to its high corrosion resistance and lower cost when compared to the other material options such as titanium. Duplex stainless steels present high corrosion resistance, good stampability and mechanical strength after forming, in part due to the transformation of the austenite phase into martensite during the cold forming process. The objective of this study is to analyze the transformation of the austenite phase and the materials microstructure utilizing a variety of forming parameters, as well as evaluate the surface finish and mechanical properties of the finished parts. Both AISI 2205 and AISI 304 stainless steels were characterized according to their microstructure, tensile strength and hardness. The materials microstructure before and after forming were verified using hardness tests, optical microscopy and a selective electrolytic etching. The rotation speed was the parameter that generated the greatest influence on the roughness of the parts, while the wall angle caused the greatest changes in the phase transformation. In general, AISI 2205 steel had a superior surface finish than AISI 304, a difference in mean roughness of 12.5%. The V250A55R30 test showed a 207.8% increase in hardness compared to the material as received for the 304 steel, while the same test showed a 136.4% increase for the 2205 steel. The 2205 steel reached a maximum volumetric fraction of martensite of 12.36%.

**Keywords:** Incremental sheet forming; Stainless steel; Duplex; Phase transformation

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Micrografia de um aço duplex.....	41
Figura 2 - Diagrama de Schaeffler ilustrando as famílias de aço inoxidável por composição química.....	41
Figura 3 - Diagrama de fases pseudo-binário Fe–Cr–Ni para 70% Fe .....	44
Figura 4 - Equilíbrio de fases por temperatura para uma liga 22Cr .....	44
Figura 5 – Espectro de difração de raios-X e frações das fases de um aço AISI 2304 para diferentes níveis de laminação a frio .....	47
Figura 6 - Mapa de orientação obtido por EBSD de um aço AISI 2304 para diferentes níveis de laminação a frio.....	48
Figura 7 - Processo de estampagem proposto por Leszak.....	49
Figura 8 - Acabamento superficial com efeito "casca de laranja" .....	53
Figura 9 - Dispositivo prensa-chapas.....	53
Figura 10 - Croqui da geometria com ângulo de 55° .....	54
Figura 11 - Esquema de identificação de amostras .....	54
Figura 12 - Distribuição da força de estampagem para um cone truncado (a) e para um cone com ângulo de parede constante (b).....	57
Figura 14 - Micrografia utilizando solução de NaOH do aço AISI 2205 como recebido. Ferrita azulada e austenita não atacada, ampliação de 1000X.....	60
Figura 15 - Micrografia após processamento de imagem .....	61
Figura 16 - MEV aço AISI 2205, ampliação de 4000X, austenita clara e ferrita escura.....	61
<i>Figura 17 - Micrografia utilizando solução de HNO<sub>3</sub>, ampliação de 1000X .....</i>	<i>62</i>
Figura 18 - MEV aço AISI 304, ampliação de 1000X .....	63
Figura 19 - ANOVA rugosidade (Ra) aço 2205 .....	67
Figura 20 - ANOVA rugosidade (Ra) aço 304.....	68
Figura 21 - ANOVA dureza aço 2205.....	70
Figura 22 - ANOVA dureza aço 304.....	70
Figura 23 – Metalografia com ampliação de 1000X do aço 304 para as amostras V750A55R120 (a) e V500A25R30 (b) .....	71
Figura 24 - Metalografia com ampliação de 1000X do aço 2205 para as amostras V250A55R30 (a) e V500A25R30 (b) .....	72

<b>Figura 25 - MEV com ampliação de 4000X do aço 2205 para as amostras V250A55R30 (a) e V500A25R30 (b) .....</b>	<b>72</b>
<b>Figura 26 - ANOVA fração de ferrita e martensita aço 2205 .....</b>	<b>74</b>

## LISTA DE GRÁFICOS

<b>Gráfico 1 - Produção anual de aços inoxidáveis .....</b>	<b>39</b>
<b>Gráfico 2 - Curva tensão-deformação típica para aços inoxidáveis .....</b>	<b>43</b>
<b>Gráfico 3 - Fração volumétrica de martensita <math>\alpha'</math> em função da temperatura de deformação (a) e em função da quantidade de deformação (b).....</b>	<b>45</b>
<b>Gráfico 4 - Dureza e tamanho de grão do aço AISI 304 em função do tempo e temperatura de recozimento .....</b>	<b>46</b>
<b>Gráfico 5 - Rugosidade em função da rotação .....</b>	<b>50</b>
<b>Gráfico 6 - Rugosidade Ra para cones de alumínio estampados utilizando ferramentas distintas .....</b>	<b>51</b>
<b>Gráfico 7 - Ensaio de rugosidade AISI 2205 (a) e AISI 304 (b).....</b>	<b>66</b>

## LISTA DE TABELAS

<b>Tabela 1 - Valores mínimos para tensões de escoamento, limite de resistência e alongamento segundo norma ASTM A815 .....</b>	<b>42</b>
<b>Tabela 2 - Composição química das ligas comerciais de aços inoxidáveis duplex .....</b>	<b>43</b>
<b>Tabela 3 - Parâmetros de estampagem incremental .....</b>	<b>51</b>
<b>Tabela 4 - ANOVA para forças axiais.....</b>	<b>52</b>
<b>Tabela 5 - Rugosidade aço AISI 304 conformado com diferentes parâmetros por estampagem incremental .....</b>	<b>52</b>
<b>Tabela 6 - Parâmetros para estampagem incremental.....</b>	<b>54</b>
<b>Tabela 7 - Composição química aço AISI 2205.....</b>	<b>62</b>
<b>Tabela 8 - Composição química aço AISI 304.....</b>	<b>63</b>
<b>Tabela 9 - Dureza Vickers dos aços AISI 2205 e 304.....</b>	<b>63</b>
<b>Tabela 10 - Propriedades mecânicas aço AISI 2205.....</b>	<b>64</b>
<b>Tabela 11 - Propriedades mecânicas aço AISI 304.....</b>	<b>64</b>
<b>Tabela 12 - Coeficiente de encruamento e constante plástica de resistência dos aços AISI 2205 e AISI 304 .....</b>	<b>65</b>
<b>Tabela 13 - Ensaio de dureza .....</b>	<b>69</b>
<b>Tabela 14 - Fração de fase <math>\alpha</math> aço 2205 .....</b>	<b>73</b>

## LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ASTM	American Society for Testing and Materials
CCC	Cúbica de Corpo Centrado
CFC	Cúbica de Face centrada
CNC	Controle Numérico Computadorizado
EFE	Energia de falha de empilhamento
HV	Dureza Vickers
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
PREN	<i>pitting resistance equivalence number</i> - número de resistência equivalente a pite
Ra	Rugosidade Média
TRIP	Plasticidade Induzida por Deformação
TWIP	Plasticidade Induzida por Maclação
Vf	Velocidade de Avanço

## LISTA DE SÍMBOLOS

$\gamma$	Fase austenítica
$\alpha$	Fase ferrítica
$\alpha'$	Martensita tetragonal de corpo centrado
$\epsilon$	Martensita hexagonal compacta

## SUMÁRIO

<b>1</b>	<b>INTRODUÇÃO</b> .....	<b>35</b>
<b>1.1</b>	<b>Objetivo geral</b> .....	<b>37</b>
<b>1.1.1</b>	<i>Objetivos Específicos</i> .....	<b>37</b>
<b>1.2</b>	<b>Justificativa</b> .....	<b>38</b>
<b>2</b>	<b>REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</b> .....	<b>39</b>
<b>2.1</b>	<b>Aços Inoxidáveis</b> .....	<b>39</b>
<b>2.2</b>	<b>Aços inoxidáveis duplex</b> .....	<b>40</b>
<b>2.3</b>	<b>Transformação martensítica induzida por deformação</b> .....	<b>45</b>
<b>2.4</b>	<b>Estampagem incremental</b> .....	<b>49</b>
<b>3</b>	<b>MATERIAIS E MÉTODOS</b> .....	<b>53</b>
<b>3.1</b>	<b>Estampagem</b> .....	<b>53</b>
<b>3.2</b>	<b>Rugosidade superficial</b> .....	<b>57</b>
<b>3.3</b>	<b>Caracterização</b> .....	<b>58</b>
<b>3.3.1</b>	<i>Ensaio de tração e dureza</i> .....	<b>58</b>
<b>3.3.2</b>	<i>Metalografia</i> .....	<b>59</b>
<b>4</b>	<b>RESULTADOS</b> .....	<b>60</b>
<b>4.1</b>	<b>Caracterização microestrutural do material como recebido</b> .....	<b>60</b>
<b>4.2</b>	<b>Ensaio de rugosidade</b> .....	<b>66</b>
<b>4.3</b>	<b>Dureza e metalografia</b> .....	<b>69</b>
<b>5</b>	<b>CONCLUSÕES</b> .....	<b>75</b>
	<b>REFERÊNCIAS</b> .....	<b>78</b>

## 1 INTRODUÇÃO

Estampagem incremental de ponto único é uma técnica relativamente recente que permite contornar os principais obstáculos associados à estampagem convencional, como custo da matriz e dificuldade de customização das peças. A estampagem incremental de ponto único é um processo de conformação sem matriz, adequado para a produção de pequenos lotes de peças e demonstrou potencial para a conformação de peças com geometrias complexas utilizando ferramentas simples de baixo custo. Áreas potenciais de aplicação incluem a indústria aeroespacial, aplicações biomédicas, produção rápida de protótipos e conformação metálica para a indústria automotiva (DAKHLI *et al.*, 2019).

Os aços inoxidáveis representam uma importante família de materiais, tanto no aspecto científico quanto comercial. Essa classe de materiais apresenta resistência e ductilidade em combinação com excelente resistência à corrosão. Por esses motivos seu consumo anual tem crescido mais rápido do que de outros materiais (SCHINO, 2020).

Os aços inoxidáveis duplex representam uma importante classe de aços inoxidáveis. O uso destes tem se expandido em aplicações estruturais para as indústrias químicas, petroquímicas, nucleares e marinhas. Isto se deve à microestrutura do aço inoxidável duplex possuir uma mistura das propriedades da fase austenítica ( $\gamma$ ) e ferrítica ( $\alpha$ ) (MICHALSKA, SOZAŃSKA, 2006).

As propriedades dos aços inoxidáveis duplex dependem da razão entre as fases de ferrita e austenita. A formação das fases depende da composição química do aço e do tratamento térmico do produto final. Portanto é necessário o controle dos volumes das frações, morfologias e padrões de distribuição das fases. Um ataque eletrolítico seletivo associado a microscopia óptica pode ser utilizada para uma avaliação quantitativa das fases, como demonstrado por Fedorov *et al.* (2021).

A fase austenítica nos aços inoxidáveis duplex tende a ser metaestável, podendo se transformar em martensita por meio do processo de transformação martensítica induzida por deformação, como comprovado nos estudos de Breda *et al.* (2015) e Rodrigues *et al.* (2019). A transformação martensítica depende de fatores inerentes ao material, como composição química, energia de falha de empilhamento

e estabilidade da austenita, bem como de fatores ligados ao processo de deformação, como taxa de deformação e temperatura (TALONEN *et al.* 2007).

A escolha do material para os processos de estampagem deve ser feita balanceando a resistência e a deformabilidade do material, materiais muito resistentes não conseguem ser estampados em geometrias profundas e complexas. Deste modo a transformação de austenita em martensita durante o processo de estampagem pode ser desejável para o desempenho mecânico da peça acabada. É evidente a escassez de trabalhos que estudam a utilização de aços inoxidáveis duplex em conjunto com o processo de estampagem incremental. Assim, este trabalho busca analisar o comportamento mecânico e acabamento superficial da peça estampada, utilizando diversos parâmetros de estampagem incremental.

## 1.1 Objetivo geral

Este trabalho tem como objetivo estudar o comportamento mecânico e acabamento superficial de chapas de aço inoxidável duplex AISI 2205 e aço inoxidável austenítico AISI 304 conformadas por estampagem incremental.

### 1.1.1 Objetivos Específicos

- a) Verificar a influência dos parâmetros de geometria da peça, velocidade de avanço e velocidade de rotação da ferramenta na microestrutura do material após estampagem, bem como a qualidade da superfície da peça estampada.
- b) Comparar os resultados de rugosidade, dureza e microestrutura após estampagem do aço duplex AISI 2205 com os do aço inoxidável austenítico AISI 304, aço inoxidável já utilizado em conjunto com o processo de estampagem incremental.
- c) Avaliar a possibilidade de transformação martensítica no aço AISI 2205 utilizando o método do ataque eletrolítico seletivo e processamento de imagem dos ensaios metalográficos.

## 1.2 Justificativa

A estampagem incremental permite a fabricação de peças feitas sob medida sem o custo de investimento associado a uma matriz de estampagem. A aplicação desta técnica para a produção de peças tem sido estudada exatamente pelo baixo custo e alta velocidade na produção de peças não padronizadas, quando comparada à estampagem convencional.

O aço AISI 2205 apresenta uma boa resistência a corrosão e alta resistência mecânica após conformação a frio, em parte devido à transformação parcial da fase austenítica em martensita. Estas propriedades o tornam um possível candidato para a aplicação em próteses. Existem muitos estudos sobre a transformação martensítica, estabilidade cinemática da austenita e modelos matemáticos como os de Kim *et al.* (2016) e Lee *et al.* (2010). Breda *et al.* (2015) e Rodrigues *et al.* (2019) estudaram a transformação martensítica em aços duplex deformados por laminação a frio. Dwivedy e Kalluri (2019), Cavaler *et al.* (2010), Sales (2018), dentre outros, estudaram os efeitos da alteração dos parâmetros de estampagem incremental no acabamento superficial em chapas de aços convencionais. É evidente a escassez de estudos sobre o aço AISI 2205 em conjunto com o processo de estampagem incremental. Assim, o intuito deste trabalho é avaliar o comportamento da microestrutura do aço AISI 2205 quando submetido ao processo de estampagem incremental, bem como avaliar o acabamento superficial nas diversas condições e comparar os resultados com o aço AISI 304.

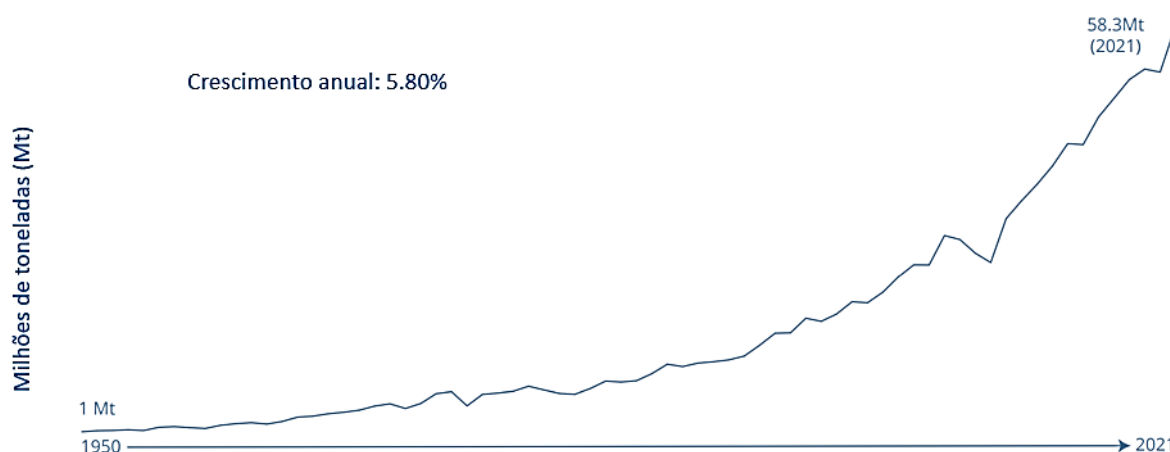
## 2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1 Aços Inoxidáveis

O desenvolvimento dos primeiros aços inoxidáveis ocorreu por volta de 1912, a partir de diversos estudos independentes realizados na Alemanha, Inglaterra e Estados Unidos. Embora disputada, a invenção do aço inoxidável é atribuída a Harry Brearly (1871–1948), devido a um pedido de fabricantes de armas para o desenvolvimento de uma liga metálica que fosse capaz de resistir ao desgaste que ocorria no interior dos canos das armas de fogo. Ao utilizar o cromo na fabricação da liga, ele percebeu que o ácido nítrico não promovia a oxidação da mesma. Ele percebeu então que havia criado uma liga resistente à corrosão, e não ao desgaste (CHIAVERINI, 1996).

Os aços inoxidáveis foram introduzidos ao mercado geral na década de 50, desde então a produção total de aços inoxidáveis tem crescido em média 5,8% ao ano, atingindo uma produção total de 58.3 milhões de toneladas ao ano em 2021 (Gráfico 1).

**Gráfico 1 - Produção anual de aços inoxidáveis**



Fonte: Adaptado de International Stainless Steel Forum (2021)

A classificação dos aços inoxidáveis é feita com base na microestrutura presente na temperatura ambiente, sendo agrupados em cinco categorias: martensíticos, ferríticos, austeníticos, ferrítico-austeníticos (duplex), endurecidos por precipitação.

Os aços inoxidáveis austeníticos são os mais utilizados, em parte devido à sua boa resistência à corrosão, elevada tenacidade e soldabilidade. A estrutura cúbica de face centrada (CFC) é estabilizada a temperatura ambiente pelos elementos de liga gamagêneos, como o níquel, manganês e carbono (COLPAERT, 2008).

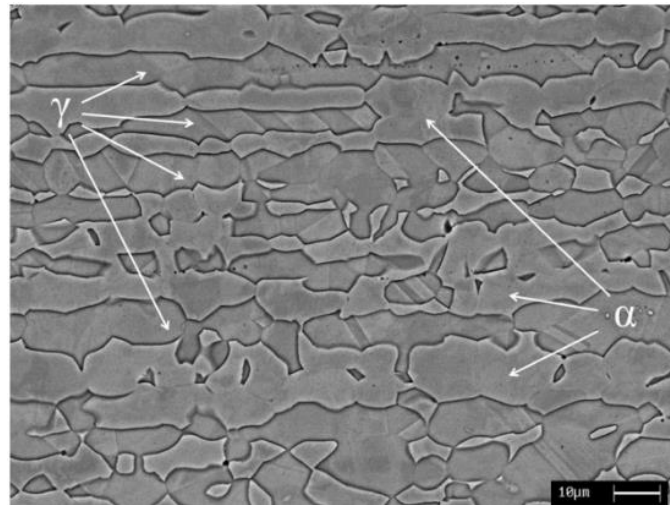
O aço inoxidável austenítico 304 é o mais utilizado no mercado atual. Segundo ASTM A276, a composição química do aço 304 é constituída por 1% Silício, 2% Manganês, de 18 a 20% Cromo e de 8 a 11% de Níquel. Assim como a maioria dos aços inoxidáveis austenítico, o aço inox 304 não é temperável. O aço inox 304 laminado a frio estudado por Milad *et al.* (2008) apresentou limite de escoamento de 258 MPa, limite de resistência de 579 MPa, alongamento máximo superior à 75% e dureza de 188 HV. Quando deformado a frio este aço pode apresentar o fenômeno de transformação martensítica induzida por deformação, Milad *et al.* (2008) observaram a formação de 40% de martensita para uma redução na espessura de 50%. A martensita  $\alpha'$  é ferromagnética, portanto, os aços inoxidáveis austeníticos paramagnéticos tornaram-se ferromagnéticos após a deformação, o que possibilita a utilização de ferritoscópios para aferir a fração transformada.

O aço inoxidável austenítico 316L é o mais utilizado para aplicações médicas. O baixo carbono é desejável pois evita a precipitação de carbonetos de cromo, formados na faixa de temperatura entre 450° e 900°, que podem prejudicar a formação do filme de óxido de cromo que é responsável pela resistência à corrosão (GOTMAN, 1997).

## **2.2 Aços inoxidáveis duplex**

Os aços inoxidáveis duplex foram desenvolvidos como resultado de estudos sobre super plasticidade no início da década de 30. Normalmente possuem estrutura microduplex com grãos muito finos e composição química próxima a 26Cr-6.5Ni (IN-744). O tamanho de grão fino auxilia na resistência e tenacidade, enquanto a superplasticidade promove conformabilidade a quente. Eles exibem boa resistência mecânica e à corrosão. (VOORT, LUCAS e MANILOVA, 2004)

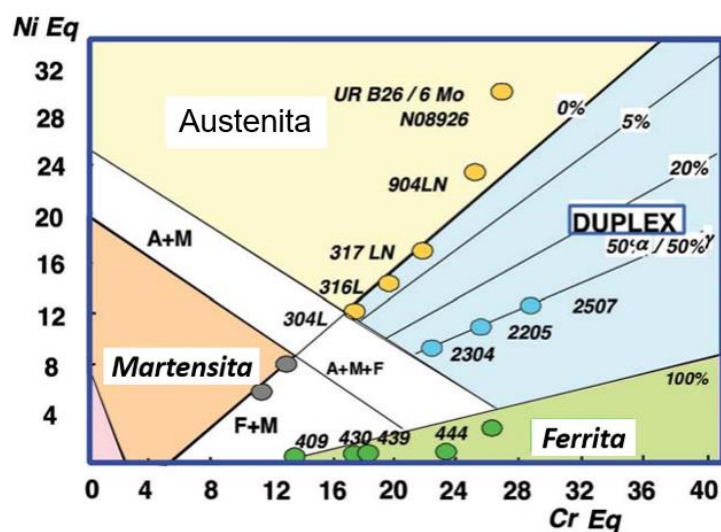
**Figura 1 - Micrografia de um aço duplex**



Fonte: Breda *et al.* (2015)

A Figura 1 apresenta a microestrutura tradicional de um aço inoxidável duplex. A microestrutura bifásica é projetada para possuir 50% de austenita e 50% de ferrita, utilizando elementos como o cromo e molibdênio para estabilizar a ferrita e atingir as propriedades de resistência a corrosão desejadas, e elementos para formar a austenita, principalmente níquel e nitrogênio. Esta estrutura bifásica permite a formação de grãos menores de austenita em uma matriz ferrítica, reforçando o aço. O diagrama de Schaeffler apresentado na Figura 2 demonstra as classes de aço inox por Cr e Ni equivalentes (CHARLES, 2015).

**Figura 2 - Diagrama de Schaeffler ilustrando as famílias de aço inoxidável por composição química**



Fonte: Adaptado de Charles (2015)

Os aços inoxidáveis são classificados quanto a sua resistência à corrosão por pite por meio do número de resistência equivalente a pite (PREN, *pitting resistance equivalence number*), que é altamente dependente das concentrações de cromo, molibdênio e nitrogênio. O PREN pode ser calculado utilizando a equação 1.

$$\text{PREN} = \text{Cr} + 3.3\text{Mo} + 16\text{N} \quad (1)$$

Onde Cr, Mo e N são respectivamente cromo, molibdênio e nitrogênio em porcentagem de peso. Os aços que possuem PREN entre 22 e 27 são classificados como “lean-duplex”, possuem baixas quantidades de Ni, com pouco ou nenhum Mo. Os aços duplex padrões possuem PREN entre 28 e 38, cerca de 22% Cr e 3% Mo. Já os “superduplex” possuem PREN entre 39 e 45, e os que possuem PREN acima de 45 são classificados como “hiperduplex” (International Stainless Steel Forum, 2021).

Dias *et al.* (2020) demonstraram que, para um aço 2205, a utilização de um passe de homogeneização à 1100°C durante 30 minutos favoreceu a formação de um filme passivante com melhor comportamento de resistência à corrosão quando exposto à uma atmosfera de cloreto, além de aumentar a ductilidade em 10%.

A Tabela 1 apresenta os valores mínimos para tensões de escoamento, limite de resistência e alongamento para três classes comuns de aços inoxidáveis duplex.

**Tabela 1 - Valores mínimos para tensões de escoamento, limite de resistência e alongamento segundo norma ASTM A815**

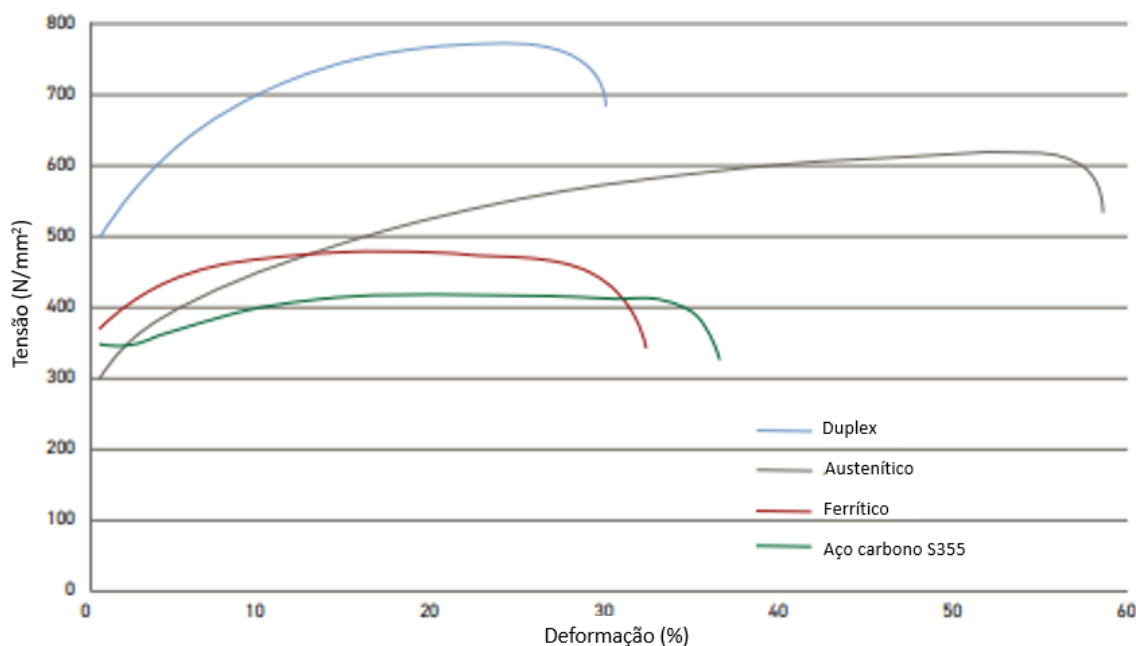
Aço AISI	Tensão de escoamento (MPa)	Limite de resistência (MPa)	Alongamento total (%)
2304	400	600	25
2205	450	650	25
2507	550	795	15

Fonte: Adaptado de International Stainless Steel Forum (2021)

Comparando os aços inoxidáveis duplex com outras famílias de aços inoxidáveis, os aço duplex apresentam um limite de escoamento superior aos demais, como pode ser visto no Gráfico 2.

Para se obter a estrutura duplex contendo frações similares de austenita e ferrita é necessário balancear os componentes estabilizadores destas fases. A Tabela 2 apresenta a composição química de algumas ligas comerciais.

**Gráfico 2 - Curva tensão-deformação típica para aços inoxidáveis**



Fonte: Adaptado de Steel Construction Institute (2017)

**Tabela 2 - Composição química das ligas comerciais de aços inoxidáveis duplex**

UNS No.	Classificação	C	Cr	Mn	Ni	Mo	N	Si	Cu
S32001	Lean		19,5 - 21,5	4,0 - 6,0	1,0 - 3,0	0,60	0,05 - 0,17		1,00
S32205	Standard		19,5 - 22,5		3,0 - 4,0	1,5 - 2,0	0,14 -		-
S31200	25 Cr	0,03	24,0 - 26,0	2,00	5,5 - 6,5	1,2 - 2,0	0,20	0,10	-
S32950	Super		26,0 - 29,0		3,5 - 5,2	1,0 - 2,5	0,15 -		-
S32707	Hyper		26,0 - 29,0	1,50	5,5 - 9,5	4,0 - 5,0	0,3 - 0,5		1,00

Fonte: Adaptado de Kazakov *et al.* (2019)

De acordo com o diagrama de fases pseudo-binário Fe–Cr–Ni para 70% Fe (Figura 3) os aços inoxidáveis duplex solidificam por inteiro em ferrita em um primeiro momento, durante o resfriamento a austenita nucleia na ferrita. Para uma liga 22Cr, é possível atingir uma relação igual de austenita para ferrita utilizando uma temperatura de aproximadamente 1100°C durante o processo (Figura 4) (ZHANG *et al.*, 2022).



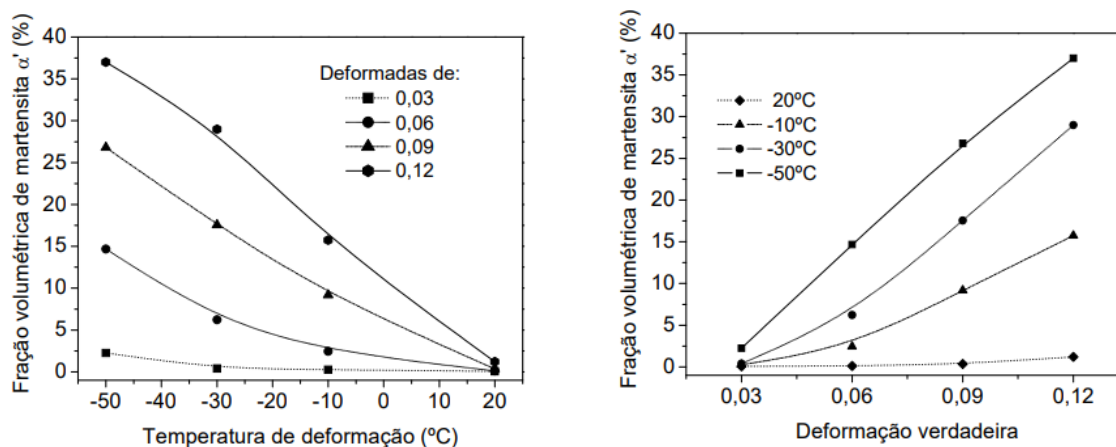
austenita. A estabilidade da austenita influencia profundamente na transformação da austenita em martensita no caso do efeito TRIP, e na formação de maclas no caso do efeito TWIP (RODRIGUES *et al.*, 2019).

### 2.3 Transformação martensítica induzida por deformação

Os aços inoxidáveis austeníticos possuem estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC), que pode ser parcialmente transformada em martensita por meio do processo de transformação induzida por deformação, podendo formar martensita  $\alpha'$  com estrutura tetragonal de corpo centrado (TCC), e martensita  $\epsilon$  que possui estrutura hexagonal compacta (HC). A transformação da austenita se inicia no ponto de intersecção de bandas de cisalhamento, formando um possível núcleo martensítico (DAN *et al.*, 2007).

Vários fatores influenciam a transformação martensítica, sendo os principais composição química do material, estabilidade da austenita, temperatura, taxa de deformação, e energia de falha de empilhamento (EFE). De acordo com os estudos de Santos e Andrade (2008), a temperatura desempenha um papel importante na taxa de transformação martensítica, pois para uma mesma quantidade de deformação, com a elevação da temperatura de ensaio, constatou-se a diminuição de  $\alpha'$  (Gráfico 3a). Observa-se também que a quantidade de martensita  $\alpha'$  aumenta com a deformação, em uma mesma temperatura (Gráfico 3b).

**Gráfico 3 - Fração volumétrica de martensita  $\alpha'$  em função da temperatura de deformação (a) e em função da quantidade de deformação (b).**



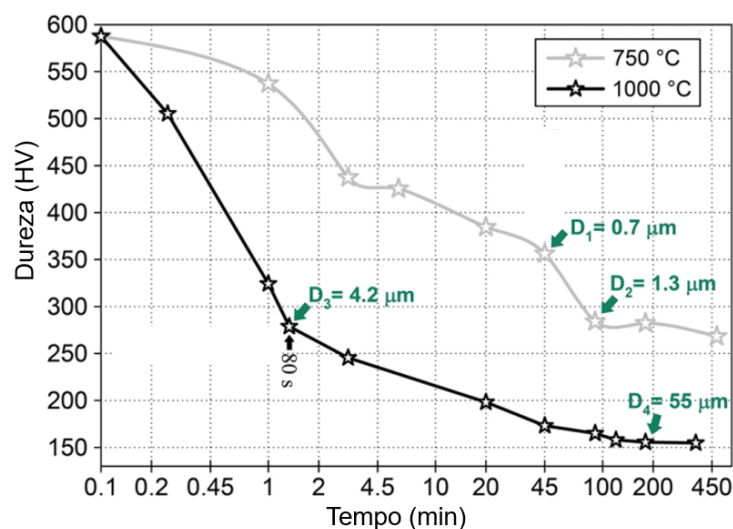
Fonte: Adaptado de Santos e Andrade (2008)

A energia de falha de empilhamento influencia diretamente na interação entre as bandas de cisalhamento, um aumento na EFE reduz a quantidade de interações entre bandas de cisalhamento e conseqüentemente reduz o número de pontos de nucleação e formação de martensita. Aços inoxidáveis usualmente apresentam baixos valores de EFE, promovendo as interações em questão (TALONEN *et al.* 2007).

Breda *et al.* (2015) calcularam uma EFE de 10,9 (mJ/m<sup>2</sup>) para uma amostra de AISI 2205 utilizando o método de Schramm e Reed, fundamentado no alargamento dos picos de difração de raios-X entre o material recozido e deformado a frio. O mesmo procedimento foi realizado para um aço AISI 304L apresentando EFE de 17,2(mJ/m<sup>2</sup>). A formação de maclas ocorre no aço 304 devido a este alto valor de EFE. Valores inferiores a 20 mJ/m<sup>2</sup> permitem a transformação martensítica induzida por deformação, enquanto valores superiores a 20 mJ/m<sup>2</sup> favorecem a formação de maclas.

Em aços austenítico o tamanho de grão influencia diretamente na transformação martensítica. Para aços com grãos inferiores à 50 µm, a redução no tamanho de grão provoca uma redução no efeito TRIP e volume final de martensita. O Gráfico 4 apresenta a correlação esperada entre tamanho de grão e dureza (NAGHIZADEH e MIRZADEH, 2019).

**Gráfico 4 - Dureza e tamanho de grão do aço AISI 304 em função do tempo e temperatura de recozimento**



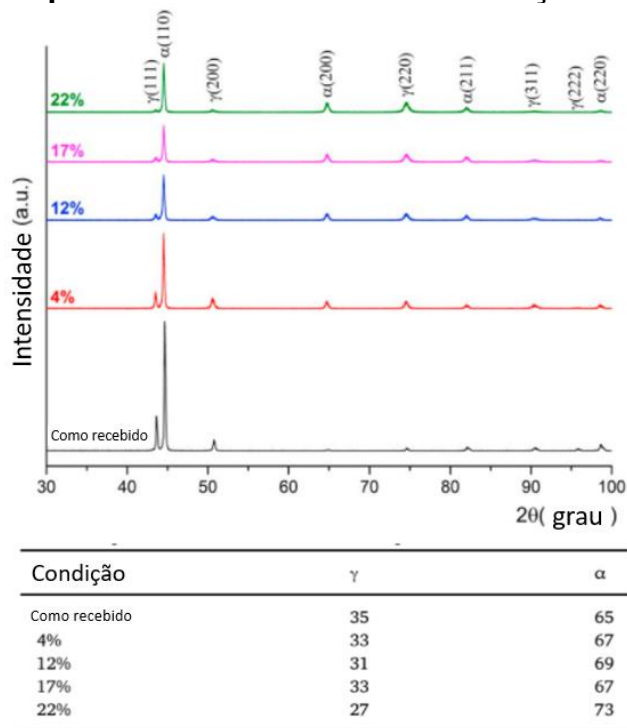
Fonte: Adaptado de Naghizadeh e Mirzadeh (2019)

A formação da martensita  $\alpha'$  pode ocorrer diretamente da austenita  $\gamma$ , apresentando uma relação de orientação Kurdjumov-Sachs (K-S) ou Pitsch, ou pode passar por uma fase intermediária de martensita  $\epsilon$ , apresentando preferencialmente a relação de orientação Nishiyama-Wassermann (N-W) (HE *et al.* 2021).

Em aços austeníticos submetidos à deformações verdadeiras na faixa de 0,03 e 0,12 é possível a formação de martensita  $\epsilon$ , que possui estrutura hexagonal compacta. Utilizando ensaios de dilatométrica é possível observar as temperaturas de reversão tanto da martensita épsilon quanto da martensita alfa. Segundo Santos e Andrade (2008), as temperaturas de início de reversão são de 50 e 500°C, respectivamente para as transformações  $\epsilon \rightarrow \gamma$  e  $\alpha' \rightarrow \gamma$ .

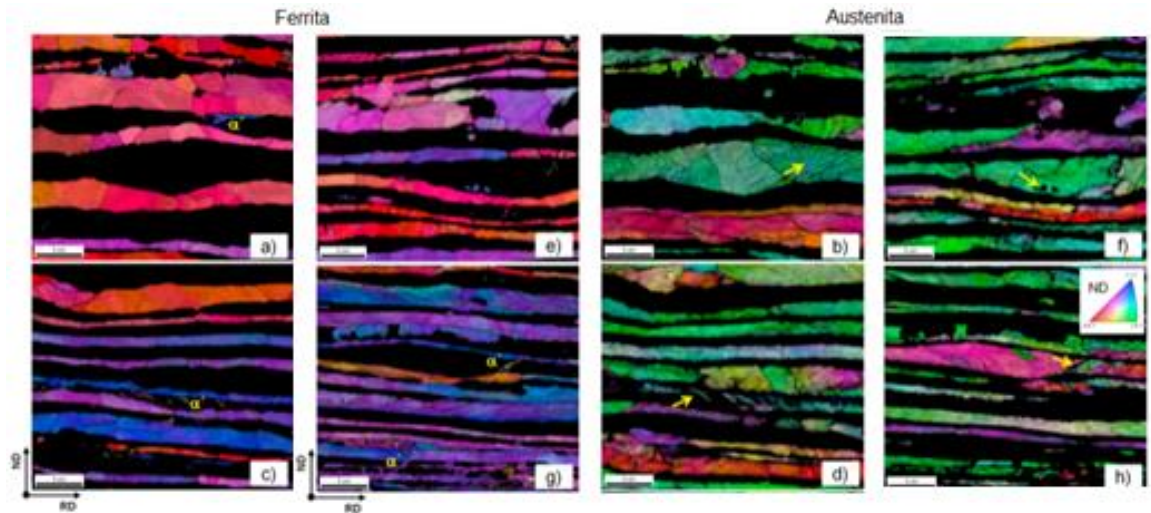
A técnica de difração de raios-X permite avaliar a macrotextura do material, enquanto a difração de elétrons retroespalhados permite determinar a microtextura, necessária para analisar a orientação dos grãos individuais e a relação de orientação entre as fases. Ambas as técnicas podem ser utilizadas para identificar as fases e quantificar a transformação causada pela deformação, como demonstrado respectivamente nas Figuras 5 e 6 (RODRIGUES *et al.*, 2019).

**Figura 5 – Espectro de difração de raios-X e frações das fases de um aço AISI 2304 para diferentes níveis de laminação a frio**



Fonte: Adaptado de Rodrigues *et al.* (2019)

**Figura 6 - Mapa de orientação obtido por EBSD de um aço AISI 2304 para diferentes níveis de laminação a frio**



Fonte: Adaptado de Rodrigues *et al.* (2019)

Segundo estudo de Rodrigues *et al.* (2019), uma redução de 22% na espessura do material proporcionou um aumento de 8% na fase  $\alpha$ , atribuído diretamente à transformação martensítica. Rodrigues *et al.* (2019) utilizou da equação proposta por Schramm e Reed (2) e calculou um valor de 19 mJ/m<sup>2</sup> para a SFE do aço inoxidável lean duplex 2304. Este valor fica entre transformação martensítica e formação de maclas.

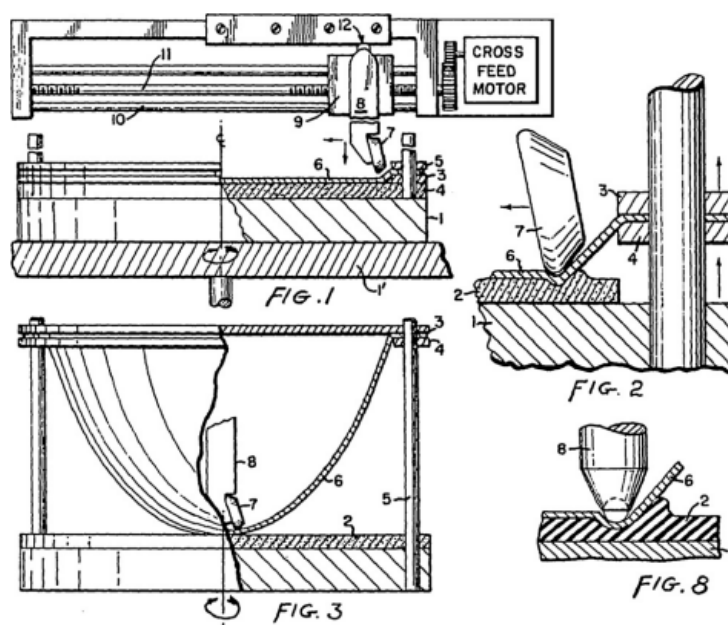
$$\text{EFE (mJ/m}^2\text{)} = -53 + 6.2(\%Ni) + 0.7(\%Cr) + 3.2(\%Mn) + 9.3(\%Mo) \quad (2)$$

Além da transformação que ocorre em processos de conformação, como estampagem, trefilação e laminação, os processos de usinagem, como o fresamento, provocam deformações nas regiões próximas ao corte, podendo comprometer a integridade da superfície. Santos *et al.* (2021) comprovaram a transformação martensítica causada pelo processo de fresamento em um aço duplex 2205, para diferentes parâmetros de corte. Em uma das amostras foi aferida uma transformação de 8,47% da austenita em martensita  $\alpha'$ . O aumento na velocidade de corte provocou um aumento na fração transformada.

## 2.4 Estampagem incremental

A primeira patente para um sistema de estampagem incremental sem matriz foi submetida nos Estados Unidos em 1967, por Leszak. O processo consistia na deformação de uma peça em formato de copo por uma ferramenta que se movimentava somente nos eixos X e Z, enquanto a chapa rotacionava, como pode ser visto na Figura 7.

**Figura 7 - Processo de estampagem proposto por Leszak**



Fonte: Leszak (1967)

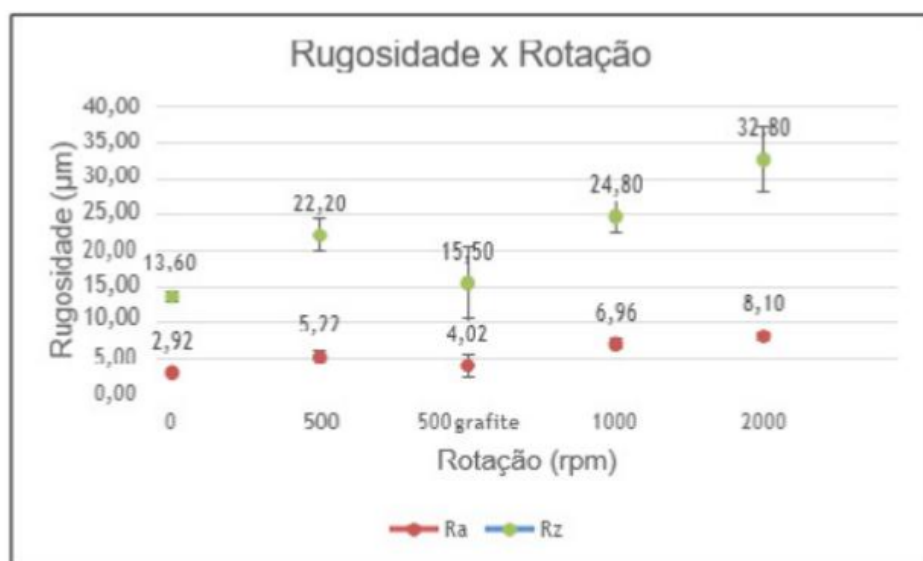
A popularização de sistemas CNC e de softwares CAD possibilitou a fabricação de peças não simétricas, iniciando uma nova onda de estudos para a técnica de estampagem incremental. O Japão foi pioneiro neste segmento, onde em 1993 Iseki e seus colaboradores apresentaram um sistema de estampagem incremental controlado por computador, possibilitando a fabricação de geometrias mais complexas e que conseguia conformar chapas de aço carbono, aço inoxidável e titânio de até 0,7 mm de espessura (EMMENS, 2010).

O tipo de lubrificante e regime de lubrificação afetam diretamente no desgaste e acabamento superficial, os parâmetros do processo de estampagem incremental,

como profundidade, ângulo da parede e espessura da chapa também influenciam no acabamento superficial. É evidente que a utilização de lubrificantes é essencial para o acabamento superficial da peça fabricada e para estender a vida útil da ferramenta de fabricação (DIABB *et al.*, 2017).

Sales (2018) estudou os efeitos dos parâmetros de estampagem incremental no acabamento superficial da peça conformada. Foram estudados os efeitos da escolha do lubrificante, da velocidade de avanço, e da velocidade de rotação da ferramenta na rugosidade. O aumento na velocidade de avanço provocou um aumento na rugosidade, porém em velocidades mais baixas não foi possível completar a estampagem devido a formação de trincas. A rugosidade média (Ra) e rugosidade máxima (Rz) aumentaram com o aumento da rotação, como pode ser visto no Gráfico 5.

**Gráfico 5 - Rugosidade em função da rotação**



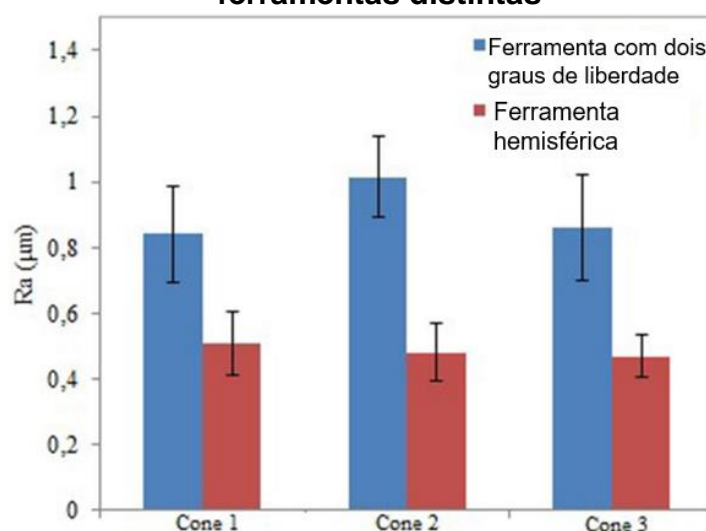
Fonte: Sales (2018)

A geometria e configuração da ferramenta de estampagem influenciam diretamente na rugosidade superficial do produto. Silva *et al.* (2022) avaliaram o acabamento superficial de chapas de alumínio estampadas utilizando ferramentas de contato com diferentes graus de liberdade. A ferramenta com dois graus de liberdade possui uma esfera livre para rotacionar na sua ponta, enquanto a ferramenta hemisférica é completamente rígida. A ferramenta com dois graus de liberdade apresentou valores de rugosidade superficial superior à ferramenta hemisférica, como

pode ser visto no Gráfico 6. Em contrapartida, a ferramenta com dois graus de liberdade permitiu uma maior profundidade máxima de conformação.

Dwivedy e Kalluri (2019) estudaram os efeitos dos parâmetros de espessura de chapa, velocidade de avanço, diâmetro da ferramenta, velocidade de rotação e profundidade do incremento vertical (Tabela 3) nas forças de estampagem incremental em chapas de aço para estampagem profunda.

**Gráfico 6 - Rugosidade Ra para cones de alumínio estampados utilizando ferramentas distintas**



Fonte: Adaptado de Silva *et al.* (2022)

**Tabela 3 - Parâmetros de estampagem incremental**

	Nível 1	Nível 2	Nível 3
Diâmetro da ferramenta (mm)	10	12	14
Espessura da chapa (mm)	0,6	1,0	1,2
Velocidade de avanço (mm/min)	1300	1400	1500
Velocidade de rotação (RPM)	700	800	900
Profundidade do incremento vertical (mm)	0,2	0,3	0,4

Fonte: Adaptado de Dwivedy e Kalluri (2019)

Os resultados de ANOVA (Tabela 4) demonstraram que a espessura da chapa foi o principal fator na força de estampagem, seguido da profundidade do incremento vertical e diâmetro da ferramenta.

**Tabela 4 - ANOVA para forças axiais**

Fonte	F-estatística (F)	Probabilidade (P)
Diâmetro da ferramenta (mm)	25,58	0,005
Espessura da chapa (mm)	74,52	0,001
Velocidade de avanço (mm/min)	1,98	0,252
Velocidade de rotação (RPM)	0,36	0,716
Incremento vertical (mm)	61,54	0,001

Fonte: Adaptado de Dwivedy e Kalluri (2019)

Cavaler *et al.* (2010) estudaram a rugosidade para a estampagem incremental de aços inoxidáveis AISI 304L, variando a profundidade do incremento vertical, raio da ferramenta e ângulo de parede. A Tabela 5 apresenta os resultados deste estudo. O aumento da profundidade do incremento vertical provocou uma redução na rugosidade, bem como o aumento do raio da ferramenta.

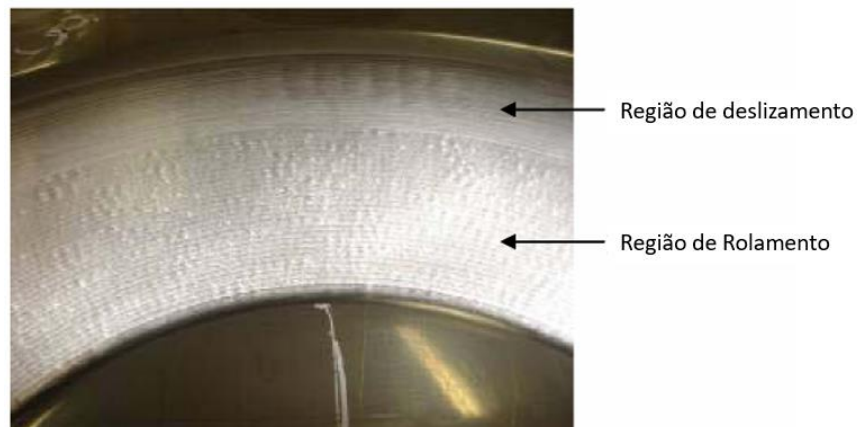
**Tabela 5 - Rugosidade aço AISI 304 conformado com diferentes parâmetros por estampagem incremental**

Raio da ferramenta (mm)	Profundidade do incremento vertical (mm)	Rugosidade Rz ( $\mu\text{m}$ )
8	0,4	8,82
8	0,6	8,32
8	0,8	8,07
10	0,4	10,34
10	0,6	8,27
10	0,8	6,57

Fonte: Adaptado de Cavaler *et al.* (2010)

Para estas configurações o raio da ferramenta se demonstrou o fator mais impactante no acabamento superficial das peças, a combinação de raio de ferramenta maior e maior incremento vertical apresentou o melhor resultado. Porém a utilização de incrementos maiores provocou a formação de trincas e no efeito de “casca de laranja” na região de rolamento (Figura 8).

**Figura 8 - Acabamento superficial com efeito "casca de laranja"**



Fonte: Adaptado de Cavaler *et al.* (2010)

### 3 MATERIAIS E MÉTODOS

Foram utilizadas chapas do aço AISI 2205 e AISI 304 laminadas a frio, ambas com 0,5 mm de espessura. O material foi cortado em chapas de 260x260mm de modo a serem posicionadas no dispositivo prensa-chapas, demonstrado na Figura 9.

**Figura 9 - Dispositivo prensa-chapas**

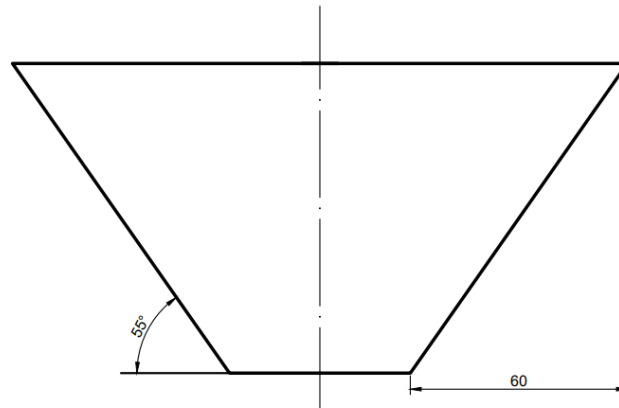


Fonte: Elaborado pelo autor

#### 3.1 Estampagem

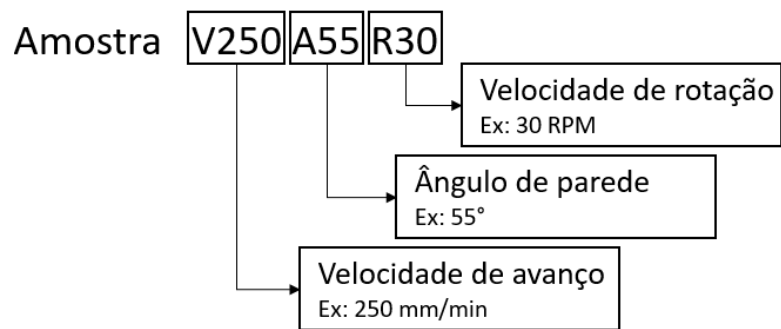
A geometria escolhida para a estampagem foi um tronco de cone (Figura 10), variando o ângulo de parede. As peças foram estampadas utilizando os parâmetros apresentados na Tabela 7, e identificadas conforme a Figura 11.

**Figura 10 - Croqui da geometria com ângulo de 55°**



Fonte: Elaborado pelo autor

**Figura 11 - Esquema de identificação de amostras**



Fonte: Elaborado pelo autor

**Tabela 6 - Parâmetros para estampagem incremental**

Ensaio	Velocidade de avanço (mm/min)	Ângulo da parede (°)	Rotação da ferramenta (RPM)
V250A55R30	250	55	30
V500A55R30	500	55	30
V750A55R30	750	55	30
V250A40R30	250	40	30
V500A40R30	500	40	30
V750A40R30	750	40	30
V250A25R30	250	25	30
V500A25R30	500	25	30

Ensaio	Velocidade de avanço (mm/min)	Ângulo da parede (°)	Rotação da ferramenta (RPM)
V750A25R30	750	25	30
V250A55R120	250	55	120
V500A55R120	500	55	120
V750A55R120	750	55	120
V250A40R120	250	40	120
V500A40R120	500	40	120
V750A40R120	750	40	120
V250A25R120	250	25	120
V500A25R120	500	25	120
V750A25R120	750	25	120

Fonte: Elaborado pelo autor

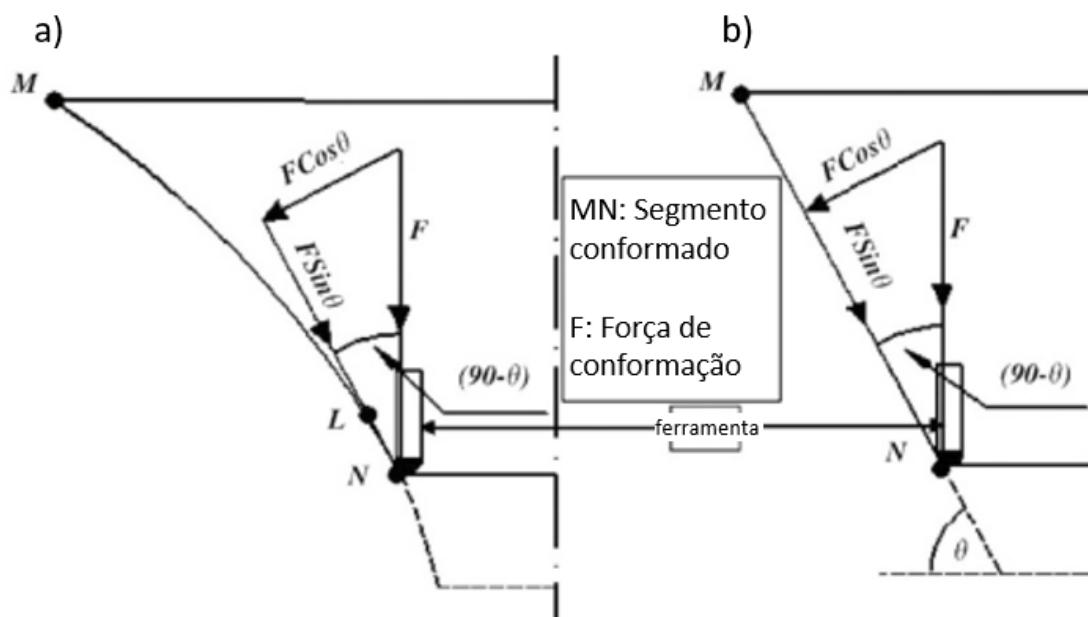
Para todos os ensaios foi utilizado incremento de 0,3 mm e trajetória helicoidal. Como o incremento vertical não foi um dos parâmetros escolhidos para ser estudado neste trabalho, foi utilizado um valor conservador dentro da faixa apresentada na literatura. Foi utilizada ferramenta hemisférica fixa com diâmetro de 10 mm. A ponta esférica da ferramenta foi fabricada utilizando aço SAE 52100 e temperada, de modo a garantir dureza superior à dos materiais a serem conformados, evitando adesão do material da ferramenta nas peças estampadas. Foi utilizado o lubrificante Quimatic 1, que possui densidade entre 1,065 a 1,145 g/mL a temperatura ambiente e temperatura de ebulição de 90°C segundo o fabricante. 10 ml do lubrificante Quimatic 1 foram aplicados sobre a chapa preliminarmente à estampagem, o prensa-chapas ao redor da região a ser conformada e o formato cônico da peça forçaram o lubrificante a permanecer na região em contato com a ferramenta. A velocidade de rotação de 30 RPM foi utilizada pois a CNC não permite a sua operação sem uma rotação mínima, já a velocidade de 120 RPM foi escolhida como a velocidade de rotação máxima para o ensaio pois velocidades superiores provocaram a evaporação do fluido lubrificante, devido ao aumento no atrito.

Uma zona de deformação muito pequena dificultaria no processo de análise da microestrutura, pois provocaria uma diferença grande na deformação de áreas próximas. No intuito de homogeneizar a deformação do material, foi escolhida uma

ferramenta com diâmetro no limite superior das normalmente utilizadas e um incremento vertical mais próximo do limite inferior da faixa presente na literatura.

O ângulo de parede influencia diretamente na quantidade de deformação no material após a estampagem, o aumento do ângulo provoca um aumento na deformação, conseqüentemente aumentando o encruamento e dureza do material após conformado. No intuito de observar o comportamento do material para diferentes deformações, foram escolhidos 3 ângulos, com o maior ângulo se aproximando ao ângulo máximo de estampagem do aço 2205. O ângulo máximo de estampagem foi aferido utilizando o método do cone truncado proposto por Hussain e Gao (2007). Para as velocidades de avanço de 250 e 500 mm/min os ângulos máximos de estampagem foram respectivamente 64° e 72,5°. A diferença no ângulo máximo de estampagem devido à velocidade de avanço também foi observada no estudo de Sales (2018), onde em velocidades mais baixas não foi possível completar a estampagem devido a formação de trincas. Embora estivesse abaixo do valor previsto, ensaios preliminares de estampagem utilizando ângulo de 60° apontaram o rompimento do cone, por este motivo foi adotado um ângulo máximo de 55°. A diferença entre o ângulo previsto pelo método do cone truncado e o ângulo máximo real de estampagem é devido à distribuição da força aplicada pela ferramenta de estampagem. Como demonstrado na Figura 12, no cone truncado a força age somente no segmento LN, enquanto para o cone com ângulo de parede constante a força age em todo o segmento MN, fragilizando o segmento e facilitando o rompimento.

**Figura 12 - Distribuição da força de estampagem para um cone truncado (a) e para um cone com ângulo de parede constante (b)**



Fonte: Adaptado de Silva *et al.* (2022)

### 3.2 Rugosidade superficial

A rugosidade superficial das peças estampadas foi aferida utilizando um rugosímetro eletrônico portátil Surtronic S128 com faixa de corte 0,8 mm, conforme Norma ABNT 6405. Foram realizadas 3 medições de rugosidade para cada corpo de prova, todas na região central do tronco do cone e na direção perpendicular à direção de estampagem.

Após a realização dos ensaios, os dados foram analisados por meio do software Minitab utilizando o método de análise de variância (ANOVA), no intuito de observar a influência que cada parâmetro de estampagem possui na rugosidade das peças estampadas. Da mesma forma, a técnica ANOVA foi utilizada na análise dos resultados de dureza e metalografia.

Como a deformação no processo de estampagem incremental não é uniforme em toda a área conformada, todos os corpos de prova foram retirados da região próxima ao centro do tronco dos cones.

### 3.3 Caracterização

#### 3.3.1 Ensaio de tração e dureza

Parte do material como recebido foi cortado em corpos de tração, nas direções de laminação (0°), perpendicular à direção de laminação (90°), e a 45° da direção de laminação, com geometria segundo norma ISO 6892-1.

Foram confeccionados 4 corpos de prova para cada direção. Os ensaios foram realizados em uma máquina EMIC DL20.000, utilizando uma taxa de deformação de 0,001/s.

A partir dos ensaios de tração foram obtidas as seguintes propriedades. O coeficiente angular na zona elástica representa o módulo de Young obtido através da equação 4, descrita abaixo:

$$E = \frac{\sigma}{\varepsilon} \quad (4)$$

Em que  $\sigma$  é a tensão uniaxial, e  $\varepsilon$  é a deformação proporcional.

Para calcular o limite de escoamento ( $\sigma_e$ ) é utilizado o módulo de Young previamente calculado, é traçada uma reta paralela à região elástica da curva com início na deformação de 0,002. O valor da tensão no ponto onde esta reta intercepta a curva de tração é o limite de escoamento.

O limite de resistência à tração ( $\sigma_r$ ) é dado pela tensão no ponto máximo da curva. As equações 5 e 6 foram utilizadas para corrigir a curva de tensão deformação de engenharia para a curva de tensão deformação verdadeira.

$$\sigma_v = \sigma(1 + \varepsilon) \quad (5)$$

$$\varepsilon_v = \ln(1 + \varepsilon) \quad (6)$$

A equação de Hollomon foi utilizada para modelar o comportamento no regime plástico.

$$\sigma_v = K * \varepsilon_v^n \quad (7)$$

Onde “n” é o coeficiente de encruamento e “K” é a constante plástica de resistência.

Os ensaios de dureza foram realizados conforme norma ISO 6507, carga de 0,196 N e tempo de aplicação de 15 segundos, em um microdurômetro Shimadzu HMV. Foram realizadas 20 medições por amostra.

### 3.3.2 Metalografia

Os corpos de prova foram cortados utilizando um discotom no intuito de reduzir os efeitos térmicos na zona próxima ao corte. Em seguida foi realizado o embutimento a frio, lixamento, e polimento, seguindo procedimento metalográfico convencional. Para revelar a microestrutura foi utilizado um ataque eletrolítico seletivo. Fedorov *et al.* (2021) demonstrou que uma solução de 20 g de NaOH em 100 ml de água à 3 V por 10 segundos é capaz de revelar a ferrita e fase  $\sigma$  no aço AISI 2205. Voort, Lucas e Manilova (2004) citam a solução de KOH como uma alternativa para a revelação da ferrita. Foi utilizada a solução de NaOH, com tensão de 4,5 V e 5 segundos para revelar a ferrita em azul, tempos maiores provocaram uma coloração marrom na austenita facilitando o processamento das imagens no ImageJ. O processamento das imagens consistiu no aumento do contraste e da função de “*color threshold*” em que é especificado um intervalo de cores e retorna uma imagem em preto e branco. O aumento no contraste facilita a identificação das cores e gera um resultado com contornos de grão mais nítidos. Para todos os ensaios do aço 2205 foram processadas 4 imagens com ampliação de 500X para o cálculo das frações das fases.

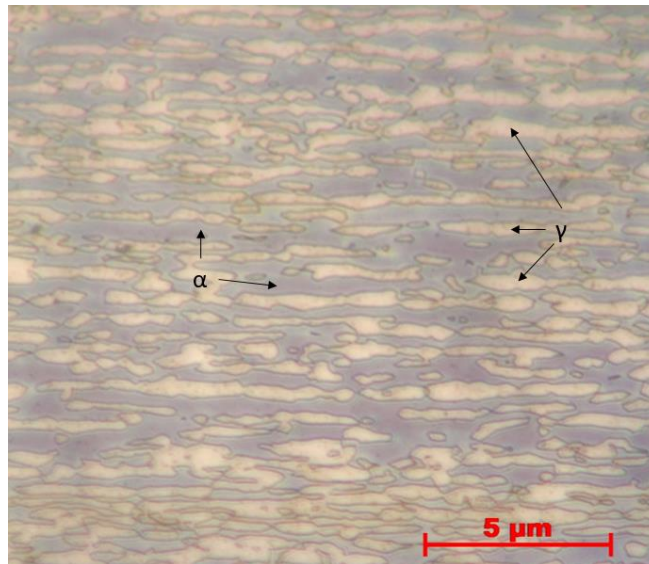
Para o aço AISI 304 foi utilizado um ataque eletrolítico e uma solução composta por 60 ml de ácido nítrico diluído em 40 ml de água, à 1,1 volts por 120 segundos, utilizando um eletrodo de aço 316L.

## 4 RESULTADOS

### 4.1 Caracterização microestrutural do material como recebido

O ataque utilizando solução de NaOH diluída em água colore a ferrita em tom azulado e não reage com a austenita, possibilitando a diferenciação das duas fases, como pode ser visto na Figura 13.

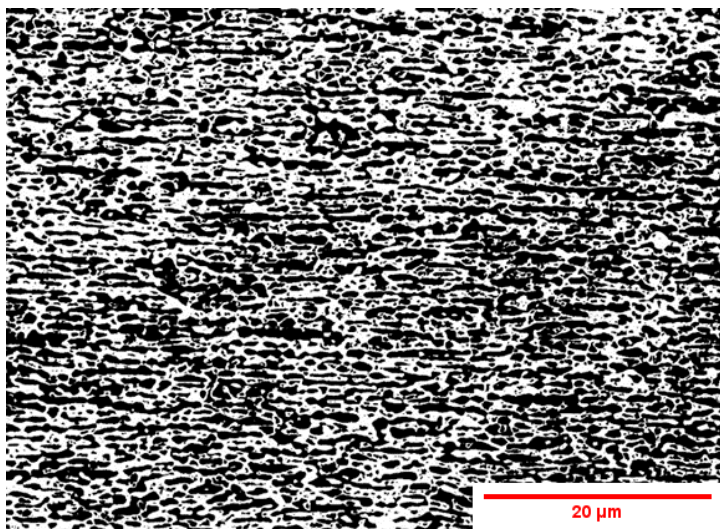
**Figura 13 - Micrografia utilizando solução de NaOH do aço AISI 2205 como recebido. Ferrita azulada e austenita não atacada, ampliação de 1000X**



Fonte: Elaborado pelo autor

Pode-se ver grãos alongados de austenita em uma matriz ferrítica. Utilizando o software ImageJ, as metalografias foram processadas de modo a separar a ferrita que foi atacada e a austenita. Na Figura 14 pode-se ver a austenita em preto, representando 45,7%, e a ferrita em branco, equivalente a 54,3%.

**Figura 14 - Micrografia após processamento de imagem**

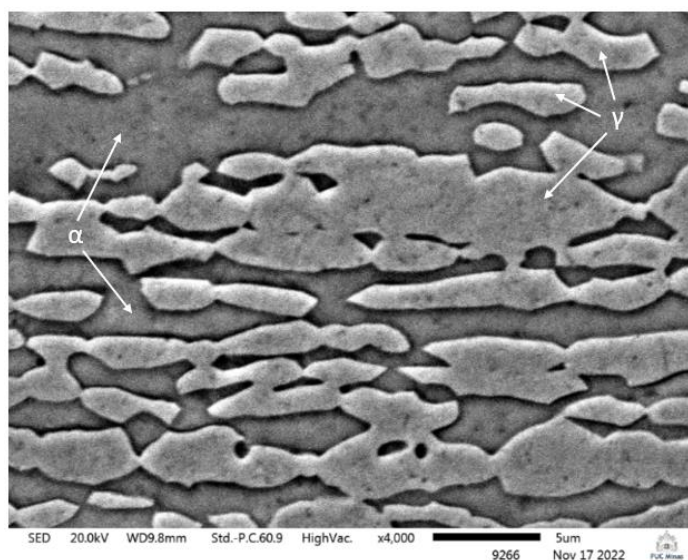


Fonte: Elaborado pelo autor

Em sequência a amostra atacada foi analisada por microscopia eletrônica de varredura e sua composição química aferida por espectroscopia por energia dispersiva (EDS), respectivamente as Figuras 15 e Tabela 7.

Conforme previsto pelo diagrama pseudo-binário Fe–Cr–Ni (Figura 3), pode-se observar uma matriz ferrítica contínua com ilhas de austenita. A Figura 15, imagem gerada por MEV, apresenta as ilhas austeníticas claras e a matriz ferrítica em tom mais escuro.

**Figura 15 - MEV aço AISI 2205, ampliação de 4000X, austenita clara e ferrita escura**



Fonte: Elaborado pelo autor

Foi realizado um EDS geral e um local para aferir a composição química da austenita. A composição química encontrada é similar à apresentada por Kazakov *et al.* (2019). Utilizando a equação 2 e a composição química da austenita pode-se estimar uma EFE de 15,61 mJ/m<sup>2</sup>.

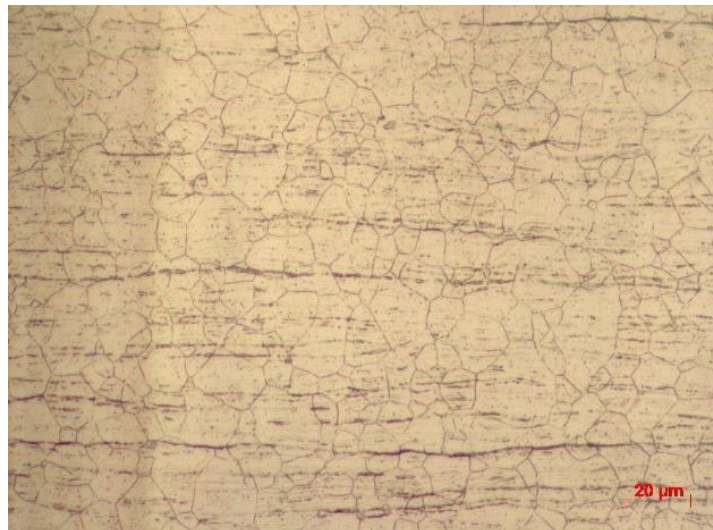
**Tabela 7 - Composição química aço AISI 2205**

2205	Cr	Ni	Mo	Mn	Si
Geral	22,1	5,0	3,1	1,4	0,5
Austenita	19,9	5,2	2,0	1,2	0,5

Fonte: Elaborado pelo autor

O aço AISI 304 apresenta grão equiaxiais (Figura 16), sem grandes deformações visíveis. Não foi aplicado o ataque eletrolítico com solução de ácido oxálico, muito utilizado na literatura, pois o mesmo causou pits de corrosão nos contornos de grão (Figura 17), devido à espessura da chapa e deformação plástica proveniente da laminação a frio. Por esse motivo foi utilizado o ácido nítrico com tensão de 1,1 V durante 120 segundos para a preparação das amostras.

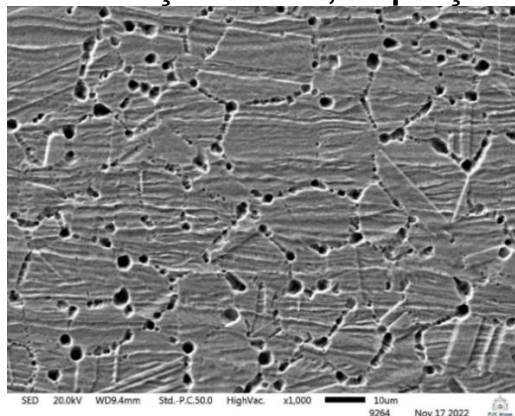
**Figura 16 - Micrografia utilizando solução de HNO<sub>3</sub>, ampliação de 1000X**



Fonte: Elaborado pelo autor

A composição química do aço 304 (Tabela 8) está de acordo com o esperado, apresentando cromo equivalente inferior ao do aço 2205. Utilizando a equação 2 foi estimada uma EFE de 21,27 mJ/m<sup>2</sup>.

**Figura 17 - MEV aço AISI 304, ampliação de 1000X**



Fonte: Elaborado pelo autor

**Tabela 8 - Composição química aço AISI 304**

	Cr	Ni	Mn	Si
304	18,7	9,3	1,1	0,4

Fonte: Elaborado pelo autor

O tamanho de grão foi aferido segundo norma ASTM E112, utilizando o método do intercepto. O aço AISI 2205 apresentou um tamanho médio de grão de 4,9 µm, enquanto o aço AISI 304 apresentou tamanho de grão médio de 12,4 µm, aferidos na direção transversal à laminação.

Os resultados de dureza estão apresentados na Tabela 9.

**Tabela 9 - Dureza Vickers dos aços AISI 2205 e 304**

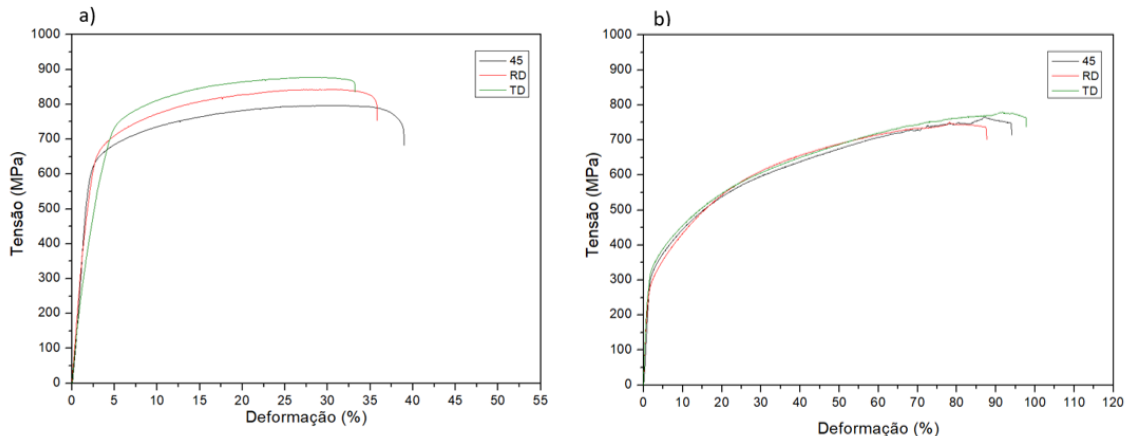
HV 0,02	AISI 2205	AISI 304
Média	272	206
Desvio	5	3

Fonte: Elaborado pelo autor

A combinação de tamanho de grão e dureza condizem com o observado na literatura para o aço AISI 304. Como pode ser visto no Gráfico 4, para uma dureza de aproximadamente 200 HV é esperado um tamanho de grão entre 4,2 e 55 µm.

Os ensaios de tração foram realizados na direção de laminação (RD), transversal a direção de laminação (TD) e a 45° graus da direção de laminação (Gráfico 7). Foram realizados 4 ensaios para cada direção. Um resumo das propriedades mecânicas está disponível nas Tabelas 10, 11 e 12.

**Gráfico 7 - Ensaio de tração dos aços a) AISI 2205 e b) AISI 304**



Fonte: Elaborado pelo autor

**Tabela 10 - Propriedades mecânicas aço AISI 2205**

		Tensão de escoamento (MPa)	Limite de resistência (MPa)	Deformação na ruptura (%)
TD	Média	692	871,9	31,6
	Desvio	35	4,5	1,0
45°	Média	590	795,4	38,2
	Desvio	28	3,6	0,9
RD	Média	599	846,8	35,3
	Desvio	35	2,1	1,0

Fonte: Elaborado pelo autor

**Tabela 11 - Propriedades mecânicas aço AISI 304**

		Tensão de escoamento (MPa)	Limite de resistência (MPa)	Deformação na ruptura (%)
TD	Média	297,7	780,4	98,6
	Desvio	3,2	1,8	0,8
45°	Média	296,3	759,0	92,4
	Desvio	1,1	5,8	1,7
RD	Média	301,7	751	87,7
	Desvio	8,7	4,2	1,5

Fonte: Elaborado pelo autor

**Tabela 12 - Coeficiente de encruamento e constante plástica de resistência dos aços AISI 2205 e AISI 304**

	Aço	n (-)		K (MPa)	
		2205	304	2205	304
TD	Média	0,208	0,468	1468	1627
	Desvio	0,016	0,006	36	11
45°	Média	0,224	0,478	1728	1597
	Desvio	0,013	0,007	124	15
RD	Média	0,253	0,485	1537	1366
	Desvio	0,034	0,007	85	13

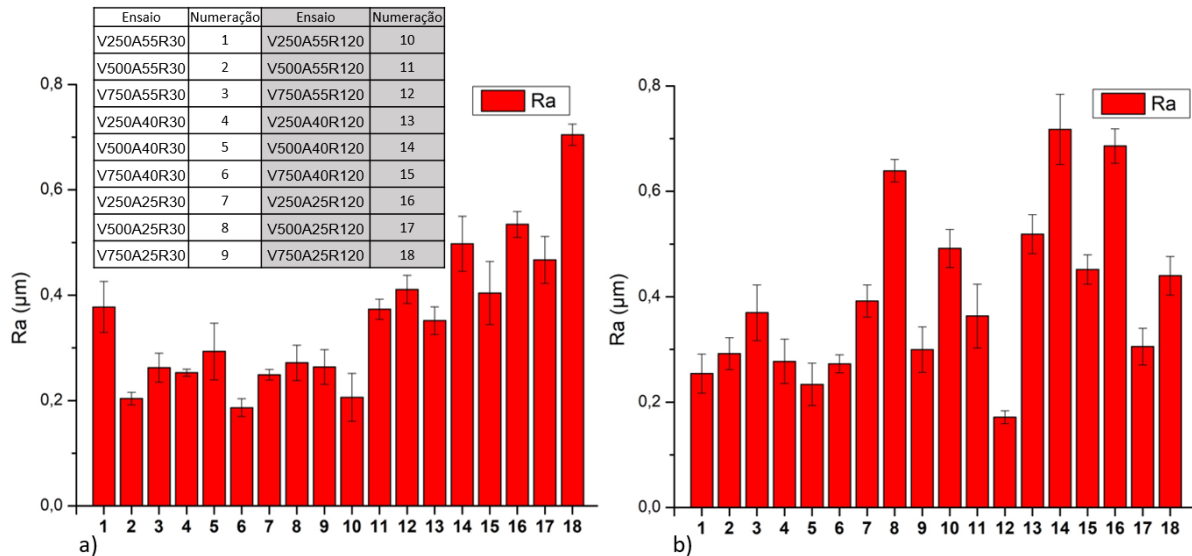
Fonte: Elaborado pelo autor

O aço duplex 2205 possui um limite de escoamento médio de 627 MPa, muito superior ao escoamento de 300 MPa apresentado pelo 304. Já o limite de resistência de ambos os aços foi mais próximo, sendo de 837 MPa para o aço 2205 e 763 MPa para o 304. A deformação máxima também apresentou valores similares aos da literatura, com o aço austenítico atingindo um alongamento percentual 2,6 vezes superior ao duplex. Similarmente, os valores do coeficiente de encruamento apresentados na Tabela 12 espelham a maior capacidade de deformação do inox 304 em relação ao 2205. A diferença nos limites de escoamento pode ser explicada pelo mecanismo de deformação predominante no material, para o aço 304 é a maclação, enquanto para o 2205 existe uma concorrência entre o escorregamento de planos na fase ferrítica e a maclação na fase austenítica. Ambos os aços apresentaram limite de escoamento, limite de resistência e alongamento total superiores aos requisitados pelas normas ASTM. Podemos atribuir a variação nas propriedades mecânicas do aço 2205 nas diferentes orientações à anisotropia causada pelo formato alongado dos grãos, devido ao processo de laminação a frio do material. Embora o aço 304 também seja laminado a frio, não foi observado o alongamento no grãos e conseqüentemente o material não apresentou o mesmo comportamento anisotrópico.

## 4.2 Ensaios de rugosidade

O Gráfico 7 apresenta a rugosidade média Ra e seu desvio para cada ensaio.

**Gráfico 7 - Ensaios de rugosidade AISI 2205 (a) e AISI 304 (b)**



Fonte: Elaborado pelo autor

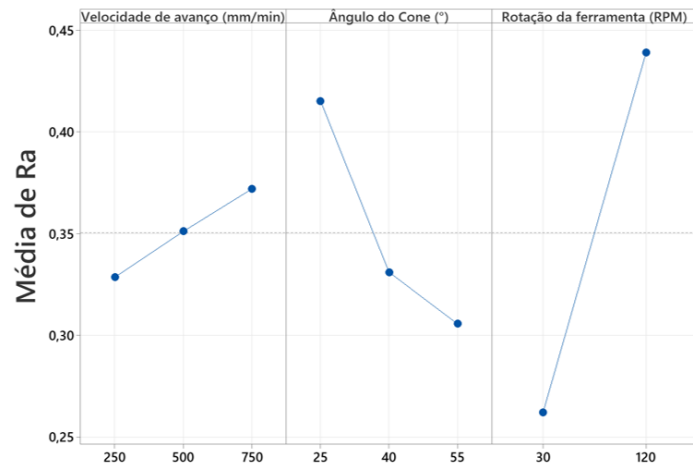
Observando o Gráfico 7a pode-se ver uma tendência da rugosidade média entre os primeiros 9 ensaios, realizados utilizando rotação de 30 RPM, e ensaios utilizando a rotação de 120 RPM, conforme previsto pelo estudo de Sales (2018).

A análise de variância, apresentada na Figura 18, feita utilizando o software Minitab e os dados do Gráfico 7 possibilita observar a interação individual dos parâmetros de estampagem e a rugosidade das peças estampadas.

**Figura 18 - ANOVA rugosidade (Ra) aço 2205**

**Análise de Variância**

Fonte	Valor F	Valor P
Velocidade de Avanço (mm/min)	0,26	0,776
Ângulo do Cone (°)	1,80	0,207
Rotação da ferramenta (RPM)	12,85	0,004



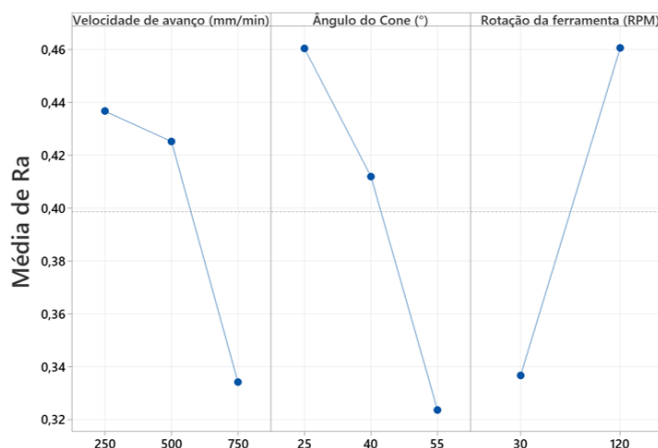
**Fonte: Elaborado pelo autor**

A análise de variância possibilita visualizar de maneira isolada a influência dos parâmetros no acabamento superficial da peça estampada. O aumento no ângulo do cone provocou uma redução na rugosidade média, enquanto o aumento na rotação provocou um aumento na rugosidade. O valor de F na Figura 18 representa a influência de determinado parâmetro em alterar a rugosidade da peça. O valor P representa a confiabilidade desse resultado. A velocidade de rotação apresentou a maior influência na rugosidade, seguido do ângulo do cone. O aumento na velocidade de avanço provocou um leve aumento na rugosidade, saindo de 0,33  $\mu\text{m}$  para a velocidade de 250 mm/min, passando por 0,35  $\mu\text{m}$  para a velocidade de 500 mm/min, e chegando até 0,372  $\mu\text{m}$  para a velocidade de 750 mm/min. Pode-se observar a baixa influência da velocidade de avanço na rugosidade por meio do seu valor de F, porém o alto valor de P impossibilita qualquer conclusão definitiva.

A mesma análise foi feita para o aço 304, conforme Figura 19.

**Figura 19 - ANOVA rugosidade (Ra) aço 304****Análise de Variância**

Fonte	Valor F	Valor P
Velocidade de Avanço (mm/min)	0,85	0,452
Ângulo do Cone (°)	1,29	0,310
Rotação da ferramenta (RPM)	3,10	0,104



**Fonte: Elaborado pelo autor**

O aço AISI 304 apresentou resultados similares ao do aço 2205 quanto à variação do ângulo e da velocidade de rotação. O aumento no ângulo do cone causou uma redução da rugosidade, enquanto o aumento da velocidade de rotação provocou um aumento na rugosidade média. A velocidade de avanço exibiu um comportamento inverso ao observado no aço 2205, o aumento na velocidade provocou uma redução na rugosidade. Esse resultado vai contra o apresentado por Sales (2018) para o mesmo aço AISI 304, onde um aumento da velocidade de avanço ocasionou em um aumento na rugosidade. Em seu trabalho, Sales (2018) obteve em peças estampadas à 250 mm/min um Ra de 3,64 μm enquanto as peças estampadas à 500 mm/min apresentaram um Ra de 7,63 μm, um aumento superior a 109% em relação à primeira velocidade. Neste estudo, para as mesmas velocidades de avanço, as peças estampadas com 250 mm/min apresentaram rugosidade média próxima à 0,439 μm, e as estampadas com 500 mm/min atingiram uma rugosidade média próxima à 0,425 μm. A maior variação ocorreu nas amostras estampadas na velocidade de 750 mm/min, alcançando uma rugosidade média inferior à 0,34 μm.

Fazendo uma comparação direta entre os ensaios, o aço 2205 apresentou uma rugosidade Ra média geral de 0,35 μm e apresentou variações menores quanto aos parâmetros de velocidade de avanço e ângulo de parede. O aço 304 apresentou uma rugosidade Ra média geral de 0,40 μm.

### 4.3 Dureza e metalografia

Foram realizadas 20 medições para o ensaio de dureza de cada amostra. Não foi aferida a dureza individual das fases. Os resultados dos ensaios de dureza foram compilados na Tabela 13.

**Tabela 13 - Ensaio de dureza**

HV 0,02	2205		304	
	Média	Desvio	Média	Desvio
Material como recebido	271,6	5,1	205,8	3,4
V250A55R30	370,6	7,5	427,7	10,0
V500A55R30	375,9	7,8	423,1	9,2
V750A55R30	377,9	3,9	428,4	9,0
V250A40R30	361,5	4,9	363,2	9,0
V500A40R30	361,6	4,9	367,5	5,5
V750A40R30	358,0	7,9	350,2	6,8
V250A25R30	329,2	5,1	298,1	6,8
V500A25R30	338,8	4,1	304,4	5,9
V750A25R30	326,5	3,7	316,1	6,0
V250A55R120	378,8	5,1	397,5	9,4
V500A55R120	370,1	3,0	397,7	8,3
V750A55R120	370,3	4,8	411,9	6,1
V250A40R120	338,8	4,1	332,1	6,3
V500A40R120	358,4	8,6	343,7	5,2
V750A40R120	350,6	4,6	346,8	5,4
V250A25R120	335,2	3,9	287,5	5,6
V500A25R120	334,5	3,6	299,4	3,6
V750A25R120	316,9	7,9	277,0	9,0

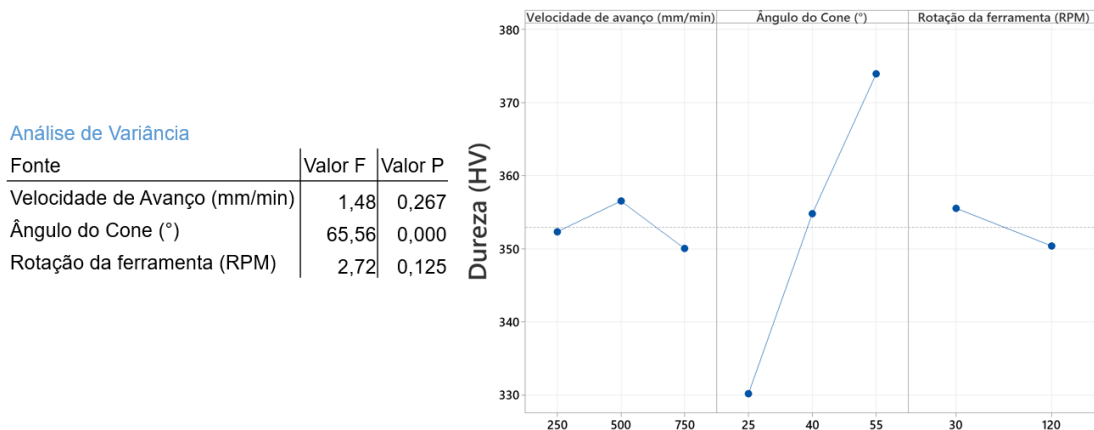
Fonte: Elaborado pelo autor

Utilizando os dados da Tabela 13 foram utilizados para gerar as análises de ANOVA das Figuras 20 e 21.

É possível que a deformação causada pela conformação provoque a formação de martensita  $\epsilon$  no aço austenítico 304. A temperatura localizada no processo de estampagem devido ao aumento no atrito é superior à 50°C, suficiente para iniciar o processo de reversão da martensita  $\epsilon$ , como demonstrado por Santos e Andrade (2008). Essa teoria explica a queda de dureza causada pelo aumento na velocidade de rotação no aço 304, fenômeno que não ocorreu no aço 2205. Para aferir a

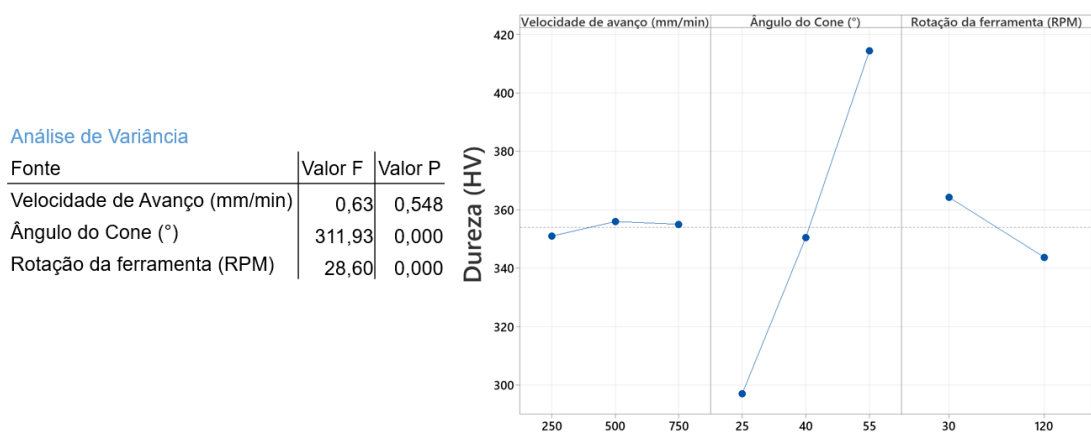
martensita  $\alpha'$  e  $\epsilon$  no aço 304 seria necessário avaliar o espectro de difração de raios X.

**Figura 20 - ANOVA dureza aço 2205**



Fonte: Elaborado pelo autor

**Figura 21 - ANOVA dureza aço 304**



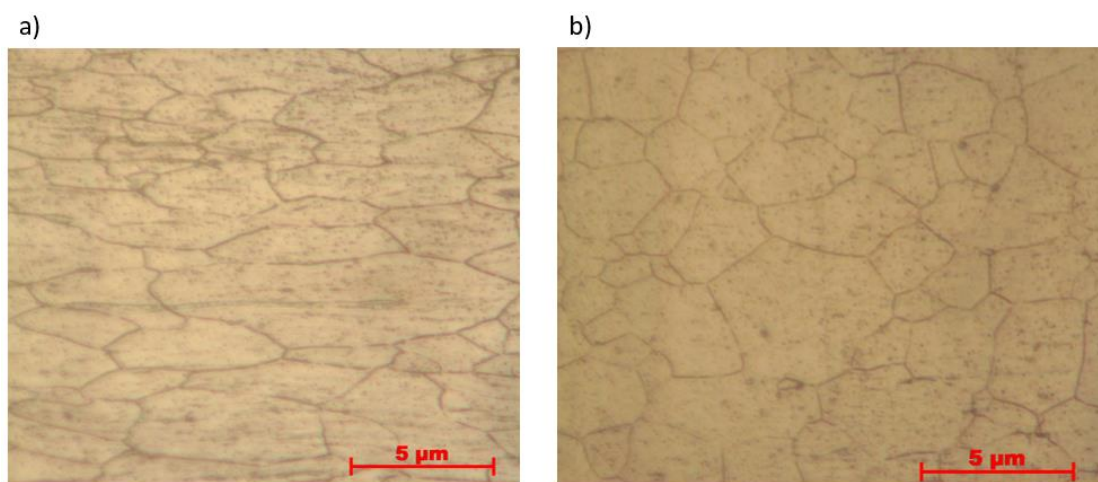
Fonte: Elaborado pelo autor

A dureza do aço 304 foi mais sensível ao aumento da deformação, apresentado aumento percentual superior ao do aço 2205. O ensaio V250A55R30 apresentou um aumento de 207,8% na dureza do material como recebido para o aço 304, enquanto o mesmo ensaio apresentou um aumento de 136,4% para o aço 2205. Valores similares de dureza foram apresentados por Naghizadeh e Mirzadeh (2019) para o aço 304 após encruamento, onde uma amostra encruada atingiu dureza de 600 HV (Gráfico 4). Este aumento na dureza indica a formação de martensita  $\alpha'$ , a maior quantidade de austenita no aço 304 possibilita uma maior fração final de martensita e

consequente uma maior dureza em comparação ao aço 2205, que possui aproximadamente 50% de ferrita.

Comparando a Figura 22a, da amostra V750A55R120 do aço 304, com a Figura 16, pode-se ver o achatamento dos grãos na direção de estampagem. O aumento do ângulo de parede provoca uma maior deformação e encruamento do material. Esse fenômeno pode ser observado pela menor deformação aparente na Figura 22b.

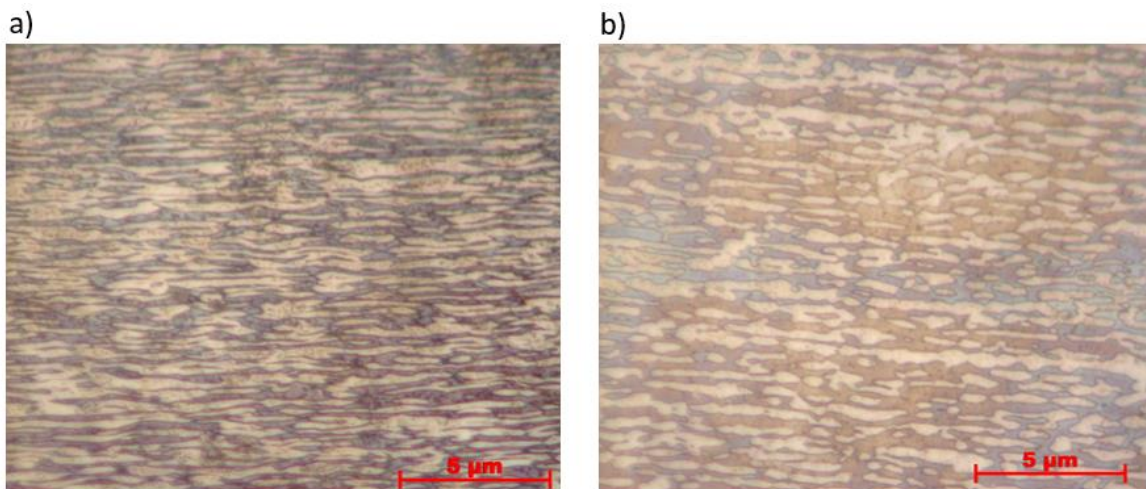
**Figura 22 – Metalografia com ampliação de 1000X do aço 304 para as amostras V750A55R120 (a) e V500A25R30 (b)**



Fonte: Elaborado pelo autor

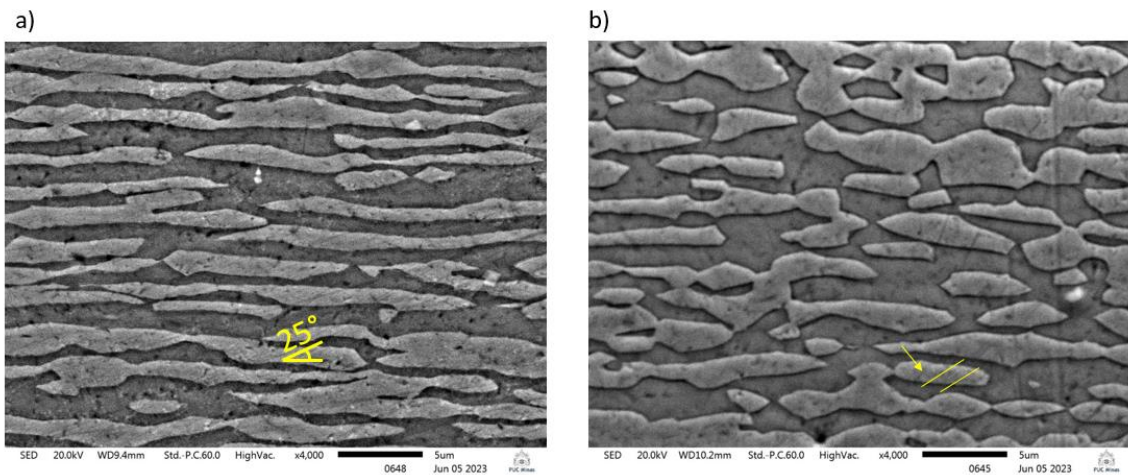
Devido ao aumento na deformação, é esperado um maior encruamento nas peças com ângulo de parede mais elevado, e portanto uma dureza mais alta. O mesmo fenômeno foi constatado no aço 2205, porém como seus grãos já apresentam uma aparência achatada na chapa como recebida o efeito é menos visível. Analisando a Figura 24a é possível observar a formação de bandas de cisalhamento na fase austenítica, com ângulo de 25° em relação à direção de estampagem. O mesmo fenômeno foi observado por Rodrigues *et al.* (2019), com a formação de bandas de cisalhamento na fase austenítica à 25° da direção de laminação. A Figura 24b apresenta bandas de cisalhamento similares, porém menos evidentes devido à menor deformação da amostra.

**Figura 23 - Metalografia com ampliação de 1000X do aço 2205 para as amostras V250A55R30 (a) e V500A25R30 (b)**



Fonte: Elaborado pelo autor

**Figura 24 - MEV com ampliação de 4000X do aço 2205 para as amostras V250A55R30 (a) e V500A25R30 (b)**



Fonte: Elaborado pelo autor

Segundo o modelo descrito por Talonen *et al.* (2007), o aumento na deformação real deve provocar um aumento na quantidade de martensita, enquanto o aumento na taxa de deformação e na temperatura provocam uma redução na quantidade de martensita. Em seu estudo o aumento na temperatura de 40°C para 80°C causou uma redução de 50% na formação de martensita para uma mesma deformação, a mesma tendência foi observada por Santos e Andrade (2008) para as temperaturas entre 20°C e -30°C. Como mencionado previamente, o aumento na rotação provocou um aumento na temperatura do fluido lubrificante próxima ao seu ponto de ebulição de

90°C, logo é esperado que variações nessa faixa de temperatura provoquem alterações na formação de martensita  $\alpha'$ . Portanto é esperado que as amostras com ângulo de estampagem maior apresentem uma fração das fases  $\alpha$  e  $\alpha'$  maior, já que o ataque eletrolítico não diferencia entre ferrita e martensita. O aumento na rotação da ferramenta provoca um aumento no atrito e conseqüentemente um aumento na temperatura, logo as amostras fabricadas na rotação de 120 RPM devem apresentar em média uma fração martensítica inferior às fabricadas com 30 RPM.

**Tabela 14 - Fração de fase  $\alpha$  aço 2205**

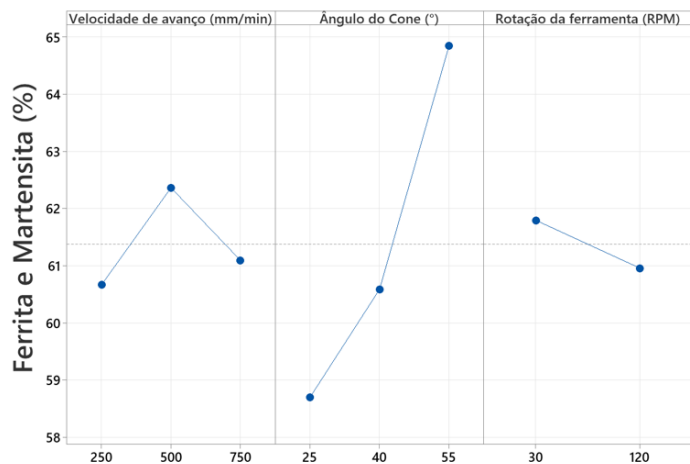
	Fases $\alpha$ e $\alpha'$ (%)	Desvio
Material como recebido	54,33	1,63
V250A55R30	63,43	1,46
V500A55R30	66,69	1,64
V750A55R30	65,80	0,77
V250A40R30	60,47	1,15
V500A40R30	61,83	1,31
V750A40R30	60,69	1,49
V250A25R30	57,23	0,95
V500A25R30	61,52	1,53
V750A25R30	58,49	0,62
V250A55R120	65,87	0,77
V500A55R120	63,45	1,53
V750A55R120	63,85	0,88
V250A40R120	59,47	1,25
V500A40R120	61,99	1,27
V750A40R120	59,07	0,67
V250A25R120	57,55	1,77
V500A25R120	58,71	1,86
V750A25R120	58,68	0,71

Fonte: Elaborado pelo autor

As micrografias obtidas para o aço 2205 utilizando o ataque eletrolítico seletivo foram processadas no software ImageJ identificando a ferrita atacada, possibilitando a quantificação das fases. Os dados obtidos foram compilados na Tabela 14, e em sequência tratados utilizando o método ANOVA no software Minitab (Figura 25). O aumento da fase  $\alpha$  aferida por esta técnica indica a formação de martensita, porém para afirmar que houve de fato a formação de martensita seria necessária a utilização de técnicas de caracterização como a difração de raios-X ou EBSD.

**Figura 25 - ANOVA fração de ferrita e martensita aço 2205****Análise de Variância**

Fonte	Valor F	Valor P
Velocidade de Avanço (mm/min)	3,40	0,776
Ângulo do Cone (°)	43,48	0,207
Rotação da ferramenta (RPM)	2,30	0,004



**Fonte: Elaborado pelo autor**

O modelo apresentado na Figura 25 indica que o ângulo de parede é o parâmetro com maior influência na transformação martensítica. Como previsto, a velocidade de rotação da ferramenta é inversamente proporcional à transformação de fase induzida por deformação, apresentando em média uma variação de 0,85% de ferrita entre as duas configurações. A maior fração de ferrita aferida foi de 66,69% e ocorreu na amostra V500A55R30, utilizando velocidade de avanço intermediária de 500 mm/min, o maior ângulo de parede e menor velocidade de rotação da ferramenta. Já a menor fração aferida dentre as amostras foi de 57,55%, utilizando velocidade de avanço de 250 mm/min, ângulo de 25° e 120 RPM.

Pode-se calcular a fração transformada subtraindo a fração inicial de ferrita da amostra em questão. Para a amostra V500A55R30 encontramos uma fração transformada de 12,36%, valor próximo aos 12% publicado por Breda *et al.* (2015) para uma redução de 85% na espessura após um processo de laminação.

É importante evidenciar que este método para aferir a fração de ferrita é quantitativo, podendo apresentar valores distintos de métodos mais precisos como a difração de raios X. Fedorov *et al.* (2021) utilizou os ataques Behara e NaOH eletrolítico para obter imagens com alto contraste do aço inoxidável AISI 2205 e comparou os resultados com os obtidos por difração de raios X, e observou que os resultados obtidos por análise ótica corroboraram com os resultados previstos embora tenham apresentavam valores mais altos do que os resultados obtidos por difração de raios X.

## 5 CONCLUSÕES

A partir da análise dos resultados pode-se concluir que:

- a) A rugosidade das peças estampadas foi afetada principalmente pela velocidade de rotação da ferramenta, sendo o ângulo de parede o segundo parâmetro em termo de influência. O aço AISI 2205 demonstrou menores variações devido aos parâmetros de estampagem. O aço AISI 304 apresentou uma rugosidade média geral 14% mais alta em comparação ao aço 2205, e se demonstrou mais sensível aos parâmetros de estampagem.
- b) A dureza do aço AISI 304 apresentou um aumento superior à do aço 2205 para os mesmo parâmetros de estampagem. O ensaio V250A55R30 apresentou um aumento de 207,8% na dureza em comparação ao material como recebido para o aço 304, enquanto o mesmo ensaio apresentou um aumento de 136,4% para o aço 2205. O aumento na velocidade de rotação provocou uma redução na dureza do aço 304, o mesmo fenômeno não ocorreu no aço 2205. Uma possível causa seria a reversão da martensita  $\epsilon$  no aço 304. A velocidade de avanço não influenciou na dureza. O aço duplex 2205 apresentou uma EFE de 15,61  $\text{mJ/m}^2$ , favorecendo a transformação martensítica da fase austenítica. Já o aço austenítico 304 apresentou EFE de 21,27  $\text{mJ/m}^2$ , favorecendo a formação de maclas.
- c) Foi possível aferir a fração de martensítica induzida por deformação no aço 2205 utilizando uma combinação de ataque eletrolítico seletivo e processamento das imagens de microscopia ótica. A transformação máxima observada atingiu 12,36%. Utilizando o método de análise de variância foi possível afirmar que o ângulo de parede foi o parâmetro que apresentou maior influência na transformação martensítica, seguido pela velocidade de rotação da ferramenta e pela velocidade de avanço.

## SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS

A partir dos resultados obtidos neste trabalho, as seguintes sugestões de trabalhos futuros podem ser avaliadas:

- a) Verificar os resultados obtidos por microscopia ótica utilizando os métodos de difração de raios X e EBSD, possibilitando também a aferição da fase transformada no aço austenítico AISI 304.
- b) Estudar os efeitos do parâmetro de deslocamento vertical (step) na microestrutura e acabamento superficial em chapas de aço inoxidável estampadas incrementalmente.
- c) Aferir a dureza individual das fases para melhor entender os mecanismos de deformação no aço 2205.

## PUBLICAÇÕES

INFLUÊNCIA DA LUBRIFICAÇÃO NA ESTAMPAGEM INCREMENTAL DOS AÇOS AISI 2205 E AISI 304. Apresentado no 24º Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais (24 CBECIMAT)

Influence of incremental sheet forming parameters on the roughness of AISI 304 and 2205 stainless steels. Aceito para o 27<sup>th</sup> International Congress of Mechanical Engineering (27 COBEM)

## REFERÊNCIAS

BREDA, M.; BRUNELLI, K.; GRAZZI, F.; SCHERILLO, A.; CALLIARI, I.; Effects of Cold Rolling and Strain-Induced Martensite Formation in a SAF 2205 Duplex Stainless Steel, **METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS A**, 2015

CAVALER, L. C. C.; SCHAEFFER, L.; ROCHA, A. S.; PERUCH, F.; Surface roughness in the incremental forming of AISI 304L stainless steel sheets, **Far East Journal of Mechanical Engineering and Physics** Volume 1, Number 2, 2010

CHARLES, J.; Duplex families and applications: a review Part 1: From Duplex Pioneers up to 1991, **Stainless Steel World**, 2015

CHIAVERINI, V.; **Aços e ferros fundidos**. Publicação da Associação Brasileira de metais, 7ª ed. São Paulo, 1996

COLPAERT, HUBERTUS; SILVA, ANDRÉ LUIZ V. DA COSTA; **Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns**, 4a edição, 2008.

DAKHLI, M.; BOULILA, A.; MANACH, P.; TOURKI, Z.; Optimization of processing parameters and surface roughness of metallic sheets plastically deformed by incremental forming process; **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, 2019

DAN, W.J.; ZHANG, W.G.; LI, S.H.; LIN, Z.Q.; A model for strain-induced martensitic transformation of TRIP steel with strain rate, **Computational Materials Science** 40, 2007

DIABB, J.; RODRÍGUEZ, C. A. ; MAMIDI, N.; SANDOVAL, J.A.; TAHA-TIJERINA, J.; MARTÍNEZ-ROMERO, O.; ELÍAS-ZÚÑIGA, A.; Study of lubrication and wear in single point incremental sheet forming (SPIF) process using vegetable oil nanolubricants; **Wear**, Volumes 376–377, Part A, P. 777-785, 2017

DIAS, F. L.; STUMPF, G. C.; DAFÉ ; S. S. F.; SANTOS, D. B.; Homogenisation effect on mechanical and pitting behaviour of 2205 Duplex Stainless Steel, , **Materials Science and Technology**, 2020

DWIVEDY, M.; KALLURI, V.; The effect of process parameters on forming forces in single point incremental forming, **Procedia Manufacturing** 29, 2019

EMMENS, W.C.; SEBASTIANI, G.; A.H. BOOGAARD, van den; The technology of Incremental Sheet Forming—A brief review of the history; **Journal of Materials Processing Technology** 210, 2010

FEDOROV, A.; ZHITENEV, A.; STREKALOVSKAYA, D.; KUR, A.; Quantitative Description of the Microstructure of Duplex Stainless Steels Using Selective Etching; **Mater. Proc.**; 2021

GOTMAN, I.; Characteristics of Metals Used in Implants, **JOURNAL OF ENDOUROLOGY**, 1997

HE, Y.; GAO, J.; HE, Y.; SHIN, K.; A new fcc-bcc orientation relationship observed in the strain-induced martensitic transformation of an austenitic stainless steel, **Materials Letters**, Volume 305, 2021

HUSSAIN, G.; GAO, L.; A novel method to test the thinning limits of sheet metals in negative incremental forming, **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, Volume 47, 2007

International Organization for Standardization.; **ISO 6892-1** Metallic material – Tensile testing- Part 1: Method of test at room temperature; 2009

International Stainless Steel Forum; **Duplex Stainless Steels**; 2021. Disponível em: [https://www.worldstainless.org/files/issf/non-image-files/PDF/ISSF\\_Duplex\\_Stainless\\_Steels.pdf](https://www.worldstainless.org/files/issf/non-image-files/PDF/ISSF_Duplex_Stainless_Steels.pdf) , acesso 28/09/2021

KAZAKOV, A. A.; ZHITENEV A. I.; FEDOROV, A. S.; FOMINA, O. V.; Development of duplex stainless steels compositions, **CIS Iron and Steel Review** , Vol. 18, 2019

KIM, E.; WOO, W.; HEO, Y.; SEONG, B.; CHOI, J.; CHOI, S.; Effect of kinematic stability of the austenite phase on phase transformation behavior and deformation heterogeneity in duplex stainless steel using the crystal plasticity finite element method, **International Journal of Plasticity** 79, 2016

LEE, M.; KIM, S.; HAN, H. N.; Crystal plasticity finite element modeling of mechanically induced martensitic transformation (MIMT) in metastable austenite, **International Journal of Plasticity** 26, 2010

LESZAK, E.; APPARATUS AND PROCESS FOR INCREMENTAL DIELESS FORMING, **US3342051A**, depositada 10 de Agosto de 1964

MICHALSKA, J.; SOZAŃSKA, M.; Qualitative and quantitative analysis of  $\sigma$  and  $\chi$  phases in 2205 duplex stainless steel; **Materials Characterization** 56, 2006

MILAD, M.; ZREIBA; ELHALOUANI, F.; BARADAI, C.; The effect of cold work on structure and properties of AISI 304 stainless steel, **Journal of Materials Processing Technology**, Volume 203, 2008

NAGHIZADEH, M.; and MIRZADEH, H.; Effects of Grain Size on Mechanical Properties and Work-Hardening Behavior of AISI 304 Austenitic Stainless Steel; **Steel Research Int.** 90, 2019

RODRIGUES, D. G.; MARIA, G. G. B.; VIANA, N. A. L.; SANTOS, D. B. ; Effect of low cold-rolling strain on microstructure, texture, phase transformation, and mechanical properties of 2304 lean duplex stainless steel; **Materials Characterization** 150, 2019

SALES, F. S.; Estampagem Incremental e suas aplicações, **Sciencomm** 8a Edição dez. 2018, ISSN 2237-3330

SANTOS, T.F.A; ANDRADE, M.S; Avaliação dilatométrica da reversão das martensitas induzidas por deformação em um aço inoxidável austenítico do tipo ABNT 304; **Revista Matéria**, v. 13, n. 4, pp. 587 – 596, 2008

SANTOS, C. E.; CARNEIRO, J. R. G.; SILVA, G. C.; BRITO, P. P.; SANTOS, Í. B.; CAMPOS, T. R.; Residual stress and surface microhardness post-milling in 2205 duplex steel; **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, 2021

SCHINO, A.; Manufacturing and Applications of Stainless Steels; **Metals** 10, 2020

SILVA, G.C., SOUZA, L.M.R. & PATRÍCIO, L.F.S. Evaluation of surface roughness in the incremental forming process with variation in the degrees of freedom of the contact tool. **J Braz. Soc. Mech. Sci. Eng.** 44, 2022

Steel Construction Institute; **Design Manual for Structural Stainless Steel**; 2017

TALONEN, J.; HÄNNINEN, H.; Formation of shear bands and strain-induced martensite during plastic deformation of metastable austenitic stainless steels, **Acta Materialia** 55, 2007

VOORT, George F. Vander; LUCAS, Gabriel M.; MANILOVA, Elena P.; Metallography and Microstructures of Stainless Steels and Maraging Steels; **ASM Handbook**, Volume 9: Metallography and Microstructures, 2004

ZHANG, D.; LIU, A.; YIN, B.; WEN P.; Additive manufacturing of duplex stainless steels - A critical review, **Journal of Manufacturing Processes** Volume 73, 2022