

PONTIFÍCIA UNIVERSIDADE CATÓLICA DO PARANÁ
ESCOLA POLITÉCNICA
Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica - PPGE

SERGIO LUIZ MANENTI

**INFLUÊNCIA DA MICROESTRUTURA DO FERRO FUNDIDO NODULAR NO DESGASTE
DE MATRIZES DE ESTAMPAGEM DE AÇOS APLICADOS EM CARROCERIA VEICULAR**

CURITIBA
Dezembro - 2023

PONTIFÍCIA UNIVERSIDADE CATÓLICA DO PARANÁ
ESCOLA POLITÉCNICA
Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica - PPGEM

SERGIO LUIZ MANENTI

**INFLUÊNCIA DA MICROESTRUTURA DO FERRO FUNDIDO NODULAR NO DESGASTE
DE MATRIZES DE ESTAMPAGEM DE AÇOS APLICADOS EM CARROCERIA VEICULAR**

Tese apresentada como requisito à obtenção do grau de Doutor em
Engenharia Mecânica, Curso de Pós-Graduação em Engenharia
Mecânica, Escola Politécnica da Pontifícia Universidade Católica do
Paraná

Orientador: Prof. Ricardo Diego Torres, Ph. D

Coorientador: Prof. Paulo V. P. Marcondes, Ph. D

CURITIBA
Dezembro 2023

Dados da Catalogação na Publicação
Pontifícia Universidade Católica do Paraná
Sistema Integrado de Bibliotecas – SIBI/PUCPR
Biblioteca Central
Edilene de Oliveira dos Santos CRB-9/1636

M321i
2023

Manenti, Sergio Luiz
Influência da microestrutura do ferro fundido nodular no desgaste de matrizes de estampagem de aços aplicados em carroceria veicular / Sergio Luiz Manenti; orientador: Ricardo Diego Torres; coorientador: Paulo V. P. Marcondes. -- 2023
120 f. : il. ; 30 cm

Tese (doutorado) – Pontifícia Universidade Católica do Paraná, Curitiba, 2023.
Bibliografia: f. 116-120

1. Engenharia mecânica. 2. Estampagem (Metais). 3. Ferro fundido nodular. 4 Resistência dos materiais. 5. Conformação dos metais. 6. Indústria automobilística. I. Torres, Ricardo Diego. II. Marcondes, Paulo V. P. III. Pontifícia Universidade Católica do Paraná Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica. IV. Título

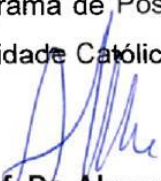
CDD. 20. ed. – 620.1

TERMO DE APROVAÇÃO

Sérgio Luiz Manenti

**Influência da Microestrutura do Ferro Fundido Nodular no Desgaste de
Matrizes de Estampagem de Aços Aplicados em Carroceria Veicular**

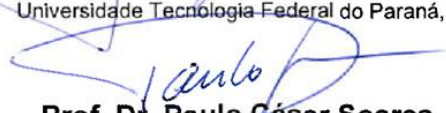
Tese aprovada como requisito parcial para obtenção do grau de doutor no Curso de Doutorado em Engenharia Mecânica, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, da Escola Politécnica da Pontifícia Universidade Católica do Paraná, pela seguinte banca examinadora:



Prof. Dr. Alexandre da Silva Rocha
Universidade Federal do Rio Grande do Sul, UFRS, Relator



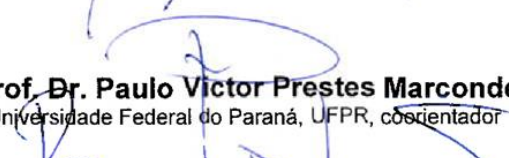
Prof. Dr. Giuseppe Pintaúde
Universidade Tecnológica Federal do Paraná, UTFPR



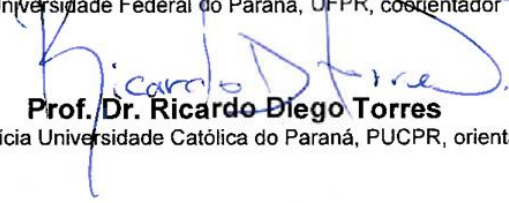
Prof. Dr. Paulo César Soares Júnior
Pontifícia Universidade Católica do Paraná, PUCPR



Prof.ª Dr. Michelle Sostag Meruvia
Pontifícia Universidade Católica do Paraná, PUCPR



Prof. Dr. Paulo Victor Prestes Marcondes
Universidade Federal do Paraná, UFPR, coorientador



Prof. Dr. Ricardo Diego Torres
Pontifícia Universidade Católica do Paraná, PUCPR, orientador

Curitiba, 08 de dezembro de 2023

Quando vou à missa, muitas vezes não oro, /olho.
Sou como uma criança. Olho, /e creio. E o Senhor
me diz/ (com pobres chamas de velas, /
mutualmente dentro de mim, no meu olhar) :/ -
Bravo, fizestes bem em vir. -/ E ao consentimento
secreto, a consciência/ é indevida, reconhecida. E
murmura:/ - Basta assim estejam todos, todos/
agora, comigo. Mesmo aqueles poucos/ a quem fiz
bem. E só eles me deixam, / calados, só no meu
olhar.

“Carlos Betocchi (1899 – 1986)”

AGRADECIMENTOS

- Ao programa de pós-graduação da Pontifícia Universidade Católica do Paraná PPGEM.
 - O presente trabalho foi realizado com apoio da Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior - Brasil (CAPES) - Código de Financiamento 001
 - A minha esposa Rosangela Leandro Pelizzari Manenti, pela compreensão durante o doutoramento.
 - As minhas filhas Luiza Pelizzari Manenti e Camila Pelizzari Manenti, pelo apoio.
 - Aos meus pais Luiz Manenti e Ana Dreviani Manenti, pela vida e sempre estarem ao meu lado.
 - Aos meus irmãos Paulo Luiz Manenti e Ana Marcia Manenti, pelo incentivo.
 - Ao Professor Dr. Paulo Cesar Soares Jr, pela amizade e orientações cedida durante o doutoramento.
 - Ao Professor coorientador Dr. Paulo Victor Prestes Marcondes, pela amizade e orientação durante o doutoramento.
 - Ao Rogério Ferreira da Silva, pela amizade e auxílio prestado durante a fabricação do dispositivo.
 - A todos amigos do PPGEM que direta ou indiretamente participaram deste desenvolvimento acadêmico.
 - Ao Dr. Rodrigo Blödor e Igor dos Santos Roik da UNIFEBE, pelo apoio prestado nos ensaios para investigação do desgaste.
- Ao Dr. Ricardo Diego Torres, meu professor orientador, que sempre me apoiou, depositando confiança no progresso desta tese. Agradeço profundamente por sua constante presença e apoio ao longo desta jornada acadêmica.
- A Deus pela minha vida.

RESUMO

O ferro fundido nodular é um material amplamente utilizado na fabricação de matrizes para conformação de chapas na indústria automotiva, suas grandes vantagens são: baixo custo comparado aos aços ferramenta e por fundição aplica-se o sistema “*near net shape*”, próximo a forma final, facilitando a usinagem. Ferros fundidos nodulares podem ser constituídos basicamente de duas fases, ferríticas, perlíticas ou em balanço, os nódulos de grafita podem ser alterados quanto ao tamanho e distribuição, principalmente modificando a taxa de resfriamento durante a solidificação. A quantidade e a distribuição dos nódulos são fatores que influenciam diretamente nas propriedades mecânicas destes materiais e consequentemente, a fase que predomina a matriz metálica. Durante o processo de estampagem a matriz deve suportar a chapa sob pressão em movimento de deslizamento. Esse processo é recorrente a cada nova chapa estampada pela matriz durante uma produção seriada, vários golpes são realizados para fabricação das peças, causando o desgaste na matriz, como enrustimento, engripamento e riscos “*gallings*”, devido aos danos causados pelos esforços mecânicos gerados no contato matriz-chapa. Desta forma, o objetivo deste trabalho foi investigar o desgaste em matrizes de ferro fundido nodular perlítico, com diferentes distribuições e tamanhos dos nódulos de grafita, durante a estampagem por embutimento de três aços de classificação automotiva: IF (*Interstitial Free*), HSLA (*High Strength Low Alloy*) e AHSS (*Advanced High-Strength Steels*). Para isso, foi desenvolvido um dispositivo de estampagem, com base no processo atual de embutimento da indústria automotiva, permitindo a simulação de desgastes nas matrizes em 27 condições de estampagem. Além disso, as matrizes de ferro fundido nodular perlítico e as chapas de aço foram caracterizadas quanto à microestrutura, propriedades mecânicas e de superfície. No estudo observou-se que a distribuição da grafita, consequentemente o número de nódulos por mm² influencia no desgaste adesivo, principalmente, em aços ferríticos. Em aços DP (dual phase) com revestimentos de zinco-alumínio, o desgaste abrasivo é predominante, e está relacionado diretamente com a resistência mecânica do material estampado.

Palavras-chave: Estampagem, ferro fundido nodular, desgaste, conformação, aços automotivos.

ABSTRACT

Nodular cast iron is one of the widely used materials in the manufacturing of dies for sheet metal forming in the automotive industry. Its major advantages include low cost compared to tool steels, and the casting process allows for a "near net shape" system, close to the final form, facilitating machining. Nodular cast irons can consist of two basic phases: ferritic, pearlitic, or a balance of both. The graphite nodules can be altered in terms of size and distribution, mainly by modifying the cooling rate during solidification. The quantity and distribution of nodules are factors that directly influence the mechanical properties of these materials and, consequently, the phase that predominates in the metallic matrix. During the stamping process, the die must withstand the sheet under pressure in a sliding motion. This process is repeated for each new sheet stamped by the die during a production run, with multiple strokes performed to manufacture the parts, causing wear on the die, such as build-up, seizing, and galling, due to the damage caused by mechanical forces generated in the die-sheet contact. Thus, the objective of this work was to investigate the wear on dies made of pearlitic nodular cast iron, with different distributions and sizes of graphite nodules, during the deep drawing of three automotive classification steels: IF (Interstitial Free), HSLA (High Strength Low Alloy), and AHSS (Advanced High-Strength Steels). For this purpose, a stamping device was developed based on the current deep drawing process in the automotive industry, allowing for the simulation of wear on dies under 27 stamping conditions. Additionally, the pearlitic nodular cast iron dies and the steel sheets were characterized in terms of microstructure, mechanical properties, and surface properties. The study observed that the distribution of graphite, and consequently, the number of nodules per mm², influences adhesive wear, especially in ferritic steels. In dual phase steels with zinc-aluminum coatings, abrasive wear is predominant and is directly related to the mechanical strength of the stamped material.

Key Words: Stamping, Nodular Cast Iron, Wear, Forming, Automotive Steels.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Ferro fundido nodular: ampliação 500x sem ataque químico	21
Figura 2 – Imagens com ataque da superfície com ácido Nital 2% (a) Ferro fundido nodular ferrítico (b) Ferro fundido nodular perlítico (COLPAERT, 2008)	22
Figura 3 – Processo de fundição contínua (Catálogo Técnico Tupy fundições Ltda, 2019)	24
Figura 4 – Classes de ferro fundido nodular previsto na Norma ABNT NBR 6916 (2017) (adaptado de Guesser, 2009)	25
Figura 5 – Classes e requisitos de composição química previsto na Norma ABNT NBR 8650 (2015) (adaptado de Guesser, 2009)	25
Figura 6 – Relação entre ductilidade e resistência de várias categorias de aços utilizados na estrutura dos automóveis adaptado de World Auto Steel (2021)	26
Figura 7 – Tensão (MPa) x Alongamento (%), em diferentes tipos de aços e suas aplicações em carrocerias veiculares Adaptado de World Auto Steel (2017)	28
Figura 8 – Adaptado do modelo “gravata” para ensaio de tração.....	29
Figura 9 – Orientação do sentido de laminação da chapa	29
Figura 10 – Representação gráfica de uma curva tensão-deformação real de metais	31
Figura 11 – Representação da proteção catódica entre revestimento de zinco e metal base.....	32
Figura 12 – Desenho esquemático do processo HDG	33
Figura 13 – Desenho esquemático do processo EG	34
Figura 14 – Mecanismos de desgaste Adaptado de Czichos (2020)	38
Figura 15 –Características de deformação na peça em processo de embutimento tipo copo - Adaptado de Cora <i>et al.</i> (2012)	39
Figura 16 – Deslizamentos e diferentes contato em um processo de embutimento de componentes automotivo - adaptado de Groche <i>et al.</i> (2011).....	40
Figura 17 – Desenho esquemático da chapa (DP600) com amostras de Ferro fundido nodular GGG70L representando a matriz - Adaptado de Groche, <i>et al.</i> (2011)	41
Figura 18 – Representação esquemática do movimento de deslizamento da chapa na matriz de ferro fundido nodular, evidenciando o desgaste e a adesão do zinco - Adaptado de Groche <i>et al.</i> (2011)	41

Figura 19 – Desenho esquemático em corte do “galling” na chapa - Adaptado de Voss <i>et al.</i> (2017).....	43
Figura 20 – Variação do coeficiente de atrito entre amostras de ferro fundido nodular	45
Figura 21 – (a) Desenho esquemático do volume desgastado (b) Imagem em MEV medição “a”	46
Figura 22 – Gráfico representando valores da taxa de desgaste dos pinos de ferro fundido nodular contra chapa de aço IF DX56D em deslizamento recíproco	47
Figura 23 – Coeficiente de atrito entre amostras de ferro fundido nodular perlítico contra chapa IF DX56D com revestimento de Zn-Al	48
Figura 24 – Taxa de desgaste nos pinos de ferro fundido nodular, em pinos normalizados (perlítico) e pinos (ferrítico – perlítico) contra aço IF DX54D com revestimento de Zn-Al.....	49
Figura 25 – Posicionamento das matrizes na barra FUCO® posições S, MR e C.....	52
Figura 26 – (a) Imagem do trajeto do fio para usinagem por eletroerosão a fio, (b) Barra usinada e (c) Modelo 3D final da matriz	53
Figura 27 – Desenho 2D das dimensões e tolerâncias da matriz.....	53
Figura 28 – Parâmetros para tratamento térmico de normalização para ferro fundido cinzento e nodular (GUESSER, 2009)	54
Figura 29 – Amostra embutida em baquelite para caracterização microestrutural	54
Figura 30 – (a) Barra usinada por eletroerosão a fio nas posições (S, MR e C) para a fabricação das amostras de tração e (b) Desenho 2D para usinagem do corpo de prova com as dimensões baseado na norma ASTM E8/E8M-16 (2022)	55
Figura 31 – Imagem do raio da matriz (a) rugosidade na horizontal e (b) rugosidade na vertical	56
Figura 32 – Desenho esquemático do plano de corte a laser das amostras de DC06	57
Figura 33 – Desenho esquemático do plano de corte a laser das amostras de HSLA340	57
Figura 34 – Desenho esquemático do plano de corte a laser das amostras de DP980	57
Figura 35 – Imagem das amostras das chapas embutidas em baquelite para caracterização microestrutural	58

Figura 36 – Modelo “gravata” para ensaio de tração baseado na norma ASTM E646-16 (2022)	59
Figura 37 – Desenho técnico do dispositivo desenvolvido para estampagem	60
Figura 38 - Dispositivo de estampagem instalado na máquina de tração/compressão universal MTS® 100KN	62
Figura 39 – Desenho esquemático simulando a estampagem da peça	63
Figura 40 – (a) Imagem da peça de DC06/matriz, (b) Imagem da peça de HSLA340/matriz e (c) Imagem da peça de DP980/matriz	64
Figura 41 – Imagens do raio da matriz sobreposta para medição dos volumes	65
Figura 42 – Resultados de caracterização da barra nas posições S, MR e C	67
Figura 43 – Imagens da microestrutura para as posições: (a) posição S - 827 nod/mm ² , (b) posição MR - 638 nod/mm ² e (c) posição C - 518 nod/mm ²	69
Figura 44 – Histograma da quantidade de nódulos em função da classificação do tamanho da grafita de acordo com a norma ASTM A 247 - 19 (2021)	70
Figura 45 – Características da barra de ferro fundido nodular S, MR e C: (a) Tamanho médio dos nódulos; (b) Espaçamento médio entre os nódulos; (c) Relação da distância/diâmetro dos nódulos (L/D); (d) Dureza em Brinell (HB)	71
Figura 46 – Rugosidade inicial em 3 posições ao longo do raio das matrizes (S, MR e C).....	72
Figura 47 – Imagens de microscopia ótica dos aços: (a) DC06, (b) HSLA340, (c) DP980	73
Figura 48 – Gráfico da tensão-deformação de engenharia para o aço DC06.....	74
Figura 49 – Gráfico da tensão - deformação de engenharia para o aço HSLA340.....	75
Figura 50 – Gráfico da tensão-deformação de engenharia para o aço DP980.....	75
Figura 51 – Gráfico da tensão-deformação de engenharia para os aços DC06, HSLA340 e DP980, nas três orientações de laminação.....	76
Figura 52 – Rugosidade inicial das chapas (DC06, HSLA340 e DP980).....	77
Figura 53 – Efeito em condições de estampagem sobre o punção, matriz e prensa chapas - Adaptado de Gerrit (2011).....	78
Figura 54 – Desgaste em volume das matrizes (S, MR e C) contra a chapa DC06	79
Figura 55 – Imagens de MEV (a) matriz posição S (b) chapa DC06 – 90°	80
Figura 56 – Imagens de MEV (a) matriz posição MR (b) chapa DC06 – 45°	81
Figura 57 – Imagens de MEV (a) matriz posição C (b) chapa DC06 – 0°	81
Figura 58 – Imagem de MEV e espectro de EDS da chapa DC06	82

Figura 59 – Mapas químicos obtidos por EDS da matriz na posição S	83
Figura 60 – Mapas químicos obtidos por EDS da matriz na posição MR	84
Figura 61 – Mapas químicos obtidos por EDS da matriz na posição C	85
Figura 62 – Desgaste em volume das matrizes (S, MR e C) contra a chapa HSLA340	86
Figura 63 – Imagens de MEV (a) matriz posição S (b) chapa HSLA340	87
Figura 64 – Imagens de MEV (a) matriz posição MR (b) chapa HSLA340	87
Figura 65 – Imagens de MEV (a) matriz posição C (b) chapa HSLA340	88
Figura 66 – Imagem de MEV e espectro de EDS da chapa HSLA340.	88
Figura 67 – Mapas químicos obtidos por EDS da matriz na posição S	89
Figura 68 – Mapas químicos obtidos por EDS da matriz na posição MR	90
Figura 69 – Mapas químicos obtidos por EDS da matriz na posição C	91
Figura 70 – Desgaste em volume das matrizes (S, MR e C) contra a chapa DP980.....	92
Figura 71 – Imagens de MEV (a) matriz posição S (b) chapa DP980	93
Figura 72 – Imagens de MEV (a) matriz posição MR (b) chapa DP980	93
Figura 73 – Imagens de MEV (a) matriz posição C (b) chapa DP980	94
Figura 74 – Mapa químico e espectro de EDS da chapa DP980	94
Figura 75 – Mapas químicos obtidos por EDS da matriz na posição S	95
Figura 76 – Mapas químicos obtidos por EDS da matriz na posição MR	96
Figura 77 – Mapas químicos obtidos por EDS da matriz na posição C	97

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Tamanhos da grafita - baseado na norma ASTM A247-19 (2021)	22
Tabela 2 – Propriedades Mecânicas do Aço IF DC06 - DIN EN 10130 (2007).....	34
Tabela 3 – Composição química do Aço IF DC06 - DIN EN 10130 (2007).....	35
Tabela 4 – Propriedades Mecânicas do Aço HSLA340 - DIN EN 10268 (2013).....	35
Tabela 5 – Composição química do Aço HSLA340 - DIN EN 10268 (2013).....	36
Tabela 6 – Propriedades Mecânicas do Aço DP980 - DIN EN 10338 (2015)	36
Tabela 7 – Composição química do Aço DP980 - DIN EN 10338 (2015).....	37
Tabela 8 - Planejamento experimental.....	51
Tabela 9 – Especificação das peças do dispositivo de estampagem.	60
Tabela 10 – Variáveis e especificações do dispositivo de estampagem	61
Tabela 11 – Valores encontrados de tensão para o ferro fundido nodular nas três posições S, MR e C	71
Tabela 12 – Valores das propriedades mecânicas das três chapas de aço	76

ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

φ_1	Deformação principal na direção do comprimento
φ_2	Deformação principal na direção da largura
φ_3	Deformação principal na direção da espessura
Δr	Coeficiente de anisotropia planar
σ	tensão verdadeira aplicada ao corpo-de-prova
ε	deformação verdadeira sofrida pelo corpo-de-prova
n	expoente de encruamento
μ	coeficiente de atrito
AHSS	<i>Advanced High Strength Steel</i> - Aços Avançados de Alta Resistência.
Al%	Alongamento em porcentagem
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
BH	<i>Bake Hardening effect.</i>
C	Centro posição da barra
CMn	<i>Carbon-Manganese</i>
CP	<i>Complex Phase</i>
DC	Drawing Cold – Conformação a frio
DP	<i>Dual Phase</i> – Duas fases
EEP	Estampagem Extra Profunda
EDS	Espectroscopia de dispersão de energia
EG	<i>Electro Galvanized</i>
FB	<i>Ferritic Bainitic</i>
FEA	<i>Finite Element Analysis</i> – Método de Elementos Finitos
FUCO®	Processo de Fundição Continua
GI	Cristais minimizados
HDG	<i>Hot-dip Galvanized</i>
HB	<i>Harding Brinell</i> (Dureza Brinell)
HF	<i>Hot Forming</i>
HSLA	<i>High Strength Low Alloy</i>
IF	<i>Interstitial Free</i>
IS	<i>Isotropic Steel</i>
L	Distância entre nódulos de grafita

L	Distancia medida no comprimento
LACEM	Laboratório de Caracterização e Engenharia de Materiais
LAUS	Laboratório de Usinagem
LE	Limite de Elástico
LR	Limite de Resistência
K	Coeficiente de resistência do material
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
MPa	Mega Pascal
MR	Meio raio posição da barra
MS	<i>Martensitic Steel</i>
MTS®	Máquina Universal de Tração
P	Carga normal em N
PUCPR	Pontifícia Universidade Católica do Paraná
r	coeficiente de anisotropia ou coeficiente de Lankford
r	Raio do pino
Ra	Rugosidade média
Rm	Anisotropia média
S	Superfície posição da barra
t	Distância medida na espessura
TD	Taxa de Desgaste
TRIP	<i>Transformation Induced Plasticity</i>
Va	Volume aderido
Vr	Volume removido
W	Distância medida na largura

SUMÁRIO

1.	INTRODUÇÃO	18
1.1	OBJETIVO GERAL	20
1.2	OBJETIVOS ESPECÍFICOS	20
2.	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	21
2.1	CARACTERÍSTICAS DOS MATERIAIS EM ESTUDO	21
2.1.1	Ferro Fundido Nodular	21
2.1.2	Processo de Fundição Contínua FUCO®	23
2.2	PROPRIEDADES MECÂNICAS DOS FERROS FUNDIDOS NODULARES 24	
2.3	AÇOS PARA ESTAMPAGEM AUTOMOTIVA	25
2.3.1	Coeficiente de Anisotropia	28
2.3.2	Expoente de Encruamento (n)	30
2.3.3	Revestimentos aplicados para resistência à corrosão para aços automotivos	31
2.3.4	Propriedades do Aço IF DC06	34
2.3.5	Propriedades do Aço HSLA340	35
2.3.6	Propriedades do Aço DP980	36
2.4	MECANISMO DE DESGASTE NA CONFORMAÇÃO DE CHAPAS	37
3.	MATERIAIS E MÉTODOS	50
3.1	PREPARAÇÃO DAS MATRIZES DE FERRO FUNDIDO NODULAR	52
3.1.1	Fabricação das matrizes de ferro fundido nodular com diferentes microestruturas	52
3.1.2	Tratamento térmico	54
3.1.3	Análise microestrutural	54
3.1.4	Propriedades mecânicas e de superfície	55
3.2	PREPARAÇÃO DAS CHAPAS DE AÇO	56
3.2.1	Análise microestrutural das chapas de aço	57
3.2.2	Propriedades Mecânicas e de Superfícies	58
3.3	DESENVOLVIMENTO DO DISPOSITIVO DE ESTAMPAGEM	59
3.3.1	Ensaio de estampagem	62
3.3.2	Parâmetros da estampagem	63

3.3.3	Investigação do desgaste na matriz	64
4.	RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	66
4.1	CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DO FERRO FUNDIDO NODULAR.....	66
4.1.1	Propriedades Mecânicas e de superfícies do Ferro fundido Nodular Perlítico.....	71
4.2	CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DAS CHAPAS DE AÇO	72
4.2.1	Propriedades Mecânicas e de superfícies das chapas	74
4.3	ENSAIOS DA ESTAMPAGEM.....	77
4.3.1	Desgaste das matrizes contra a chapa DC06.....	79
4.3.2	Desgaste das matrizes contra o aço HSLA340	85
4.3.3	Desgaste das matrizes contra o aço DP980	92
5.	CONCLUSÃO	99
6.	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	100
7.	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICA.....	101

1. INTRODUÇÃO

A indústria automotiva é um dos setores mais competitivos da economia onde a inovação e a eficiência são fundamentais para o sucesso. Nesse contexto, o processo de conformação desempenha um papel importante, sendo uma etapa essencial na cadeia de produção de veículos.

Os processos de conformação mecânica são divididos em processos de conformação maciça, como a laminação, extrusão, trefilação, forjamento, e processos em chapas, como o estiramento, embutimento, corte e dobramento, denominando um grupo de operações de estampagem. Ambos os processos podem ser realizados tanto a quente quanto a frio.

No desenvolvimento de aços utilizados em estampagem de carroceria veicular, é mantido um ciclo contínuo de pesquisa em metalurgia e técnicas de fabricação para garantir que as propriedades físicas, químicas e mecânicas estejam adequadas. Isso resulta em resistência mecânica, resistência à corrosão e conformabilidade ideais para fabricação de carrocerias de veículos. Atualmente, várias tecnologias são aplicadas no processo com o objetivo de reduzir o peso das carrocerias, mantendo também a resistência mecânica dos componentes para garantir a segurança dos passageiros. Além disso, há uma preocupação ambiental em relação à redução do consumo de combustível e, por consequência, a diminuição da emissão de gases poluentes. (ZHANG *et al.* 2018).

A estampagem automotiva é o processo de transformar chapas de metal em componentes automotivos complexos, para carrocerias, como painéis e estruturas, que não apenas garantem a segurança e a estética dos veículos, mas também afetam diretamente a eficiência, o desempenho e a economia de combustível. Portanto, a capacidade de fabricar peças automotivas de alta qualidade, de forma precisa e econômica, por meio de processos de conformação avançados, é um dos objetivos da indústria automotiva moderna.

No contexto da conformação mecânica por estampagem a frio, onde é utilizado uma variedade de chapas de aço plano para fabricação de carrocerias automotivas, o presente trabalho se motiva e justifica em avaliar o desgaste das matrizes durante o processo de estampagem, modificando condições no processo o que contribuirá nos estudos para diminuir o desgaste, consequentemente, melhoria da vida útil das matrizes para o processo por embutimento e estiramento.

Muitos processos de estampagem fazem o uso de matrizes fabricadas a partir de ferro fundido devido a acessibilidade do material em termos de custos e facilidades de fabricação, na fundição aplica-se o sistema “*near net shape*”, próximo a forma final, o que facilita a usinagem da matriz. Como na fabricação de automóveis, as peças para carrocerias são de grandes dimensões, as matrizes de grade porte em ferro fundido podem chegar à custos reduzidos, comparado a matrizes de aço por exemplo. (AGARWAL, K. 2013).

Segundo Qiu *et al.* (2016), outra grande vantagem da fundição é a possibilidade de adequar as propriedades mecânicas no processo de resfriamento durante a solidificação. Como exemplo para ferros fundidos nodulares é possível alterar a microestrutura, em quantidade relativa nas fases de ferrita e perlita. O tamanho dos nódulos e o espaçamento entre eles estão diretamente relacionados com o número de nódulos. Em geral, um maior número de nódulos está associado a nódulos menores e mais próximos. O tamanho dos nódulos é influenciado pela taxa de resfriamento durante a solidificação, pelo processo de inoculação e pela composição química do material. Elevados teores de carbono e silício, juntamente com uma taxa de solidificação mais lenta e uma inoculação mais eficiente, tendem a resultar em nódulos maiores (ABEDI *et al.* 2010).

Com base nos estudos de Abedi *et al.* (2010), a perlita, fase frágil do ferro fundido nodular, pode ter se desprendido durante o ensaio de deslizamento, formando um terceiro corpo “*debris*” gerando um mecanismo de desgaste abrasivo, o que contribuiu com o aumento do volume removido do ferro fundido nodular. Como resultado, uma hipótese foi formulada: quanto menor a quantidade de nódulos por milímetro quadrado (nódulos/mm²), maior será a taxa de desgaste do ferro fundido nodular em contato com a chapa de aço IF DX56D.

Para o presente trabalho, as matrizes foram extraídas de uma barra redonda de ferro fundido nodular fundida pelo processo de fundição contínua FUCO®. Divididas em três posições: superfície (S), meio raio (MR) e centro (C), o que altera a taxa de resfriamento durante a solidificação, consequentemente a distribuição e o tamanho dos nódulos de grafita (CASAGRANDE, 2003). Para obtenção da fase perlítica foi realizado o tratamento térmico de normalização (GUESSER, 2009). As chapas foram selecionadas segundo a classificação automotiva: IF (DC06), HSLA (HSLA340) e AHSS (DP980), o que representam aços de baixo, médio e alta resistência mecânica respectivamente. Para investigação tribológica foi desenvolvido um dispositivo de estampagem baseado no conceito experimental “*U-bend*” (canal com perfil chapéu), conforme proposto por Makinouchi *et al.* (1994). O dispositivo foi projetado e fabricado para se adaptar a uma máquina universal de ensaio – MTS®, o que permitiu conduzir uma investigação tribológica abrangente envolvendo uma análise em três chapas automotivas em matrizes de ferro fundido nodular perlítico com três diferentes distribuições de grafita. Desta forma isso possibilitou a análise em condições que se assemelham ao processo real de estampagem por embutimento abordado neste estudo. Além de permitir a simulação do embutimento, o dispositivo de estampagem também oferece a capacidade de investigar outros comportamentos, como o estiramento, o dobramento e condições combinadas, onde a chapa desliza sobre matrizes intercambiáveis.

Desta forma para a contribuição científica o presente trabalho enfatiza a importância de compreender os mecanismos de desgastes durante a estampagem, buscando otimizar

processos de estampagem, para aumentar a vida útil das matrizes, considerando as condições específicas de cada aplicação.

1.1 OBJETIVO GERAL

Investigação da determinação dos mecanismos de desgaste em matrizes de ferro fundido nodular perlítico, com diferentes tamanhos e distribuições de nódulos de grafita, estampando chapas de aços aplicados a indústria automotiva, com baixa, média e alta resistência mecânica, utilizando um dispositivo de estampagem característico do contato mecânico de um processo de estampagem por embutimento.

1.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- Caracterizar a microestrutura das matrizes de ferro fundido nodular, avaliando as características dos nódulos, como tamanho e distribuição.
- Determinar as propriedades mecânicas e de superfície tanto das matrizes de ferro fundido quanto das chapas de aço.
- Investigar o mecanismo de desgaste, considerando a influência da resistência mecânica dos aços e das características microestruturais das matrizes, incluindo tamanho e distribuição dos nódulos.
- Estabelecer a relação entre as características microestruturais de matrizes de ferro fundido e o desempenho de desgaste durante a estampagem das chapas de aço, identificando como a distribuição e tamanho dos nódulos afetam esse processo.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 CARACTERÍSTICAS DOS MATERIAIS EM ESTUDO

2.1.1 Ferro Fundido Nodular

O ferro fundido nodular, segundo Colpaert (2008) e Guessser (2009), é uma liga de ferro, carbono e silício, obtido pela adição de uma pequena quantidade de Magnésio (Mn) e/ou Cério (Ce), na carga metálica antes da solidificação, produzindo uma microestrutura onde a grafita tem a forma de nódulos esféricos conforme imagem na Figura 1.

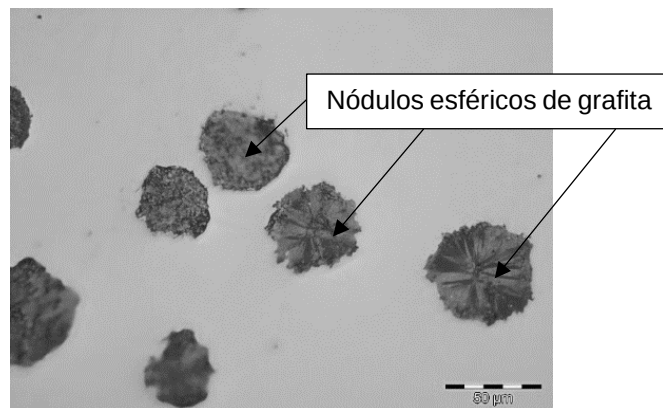


Figura 1 – Ferro fundido nodular: ampliação 500x sem ataque químico

As microestruturas em ferros fundidos nodulares podem se apresentar de duas formas distintas. Na Figura 2 (a), temos uma matriz ferrítica, que exibe valores de limite de resistência na faixa de 380-450 MPa, acompanhados por valores de alongamento entre 10-22%. Por outro lado, na Figura 2 (b), observamos uma matriz perlítica, caracterizada por um limite de resistência que pode atingir até 900 MPa, porém, com valores de alongamento mais reduzidos, em torno de 2%.

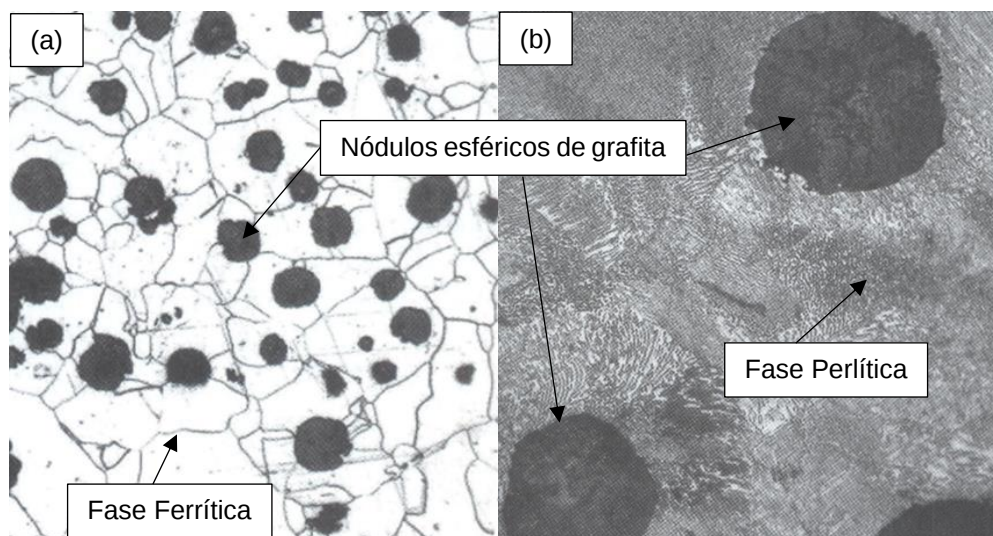


Figura 2 – Imagens com ataque da superfície com ácido Nital 2% (a) Ferro fundido nodular ferrítico
(b) Ferro fundido nodular perlítico (COLPAERT, 2008)

A quantidade e a distribuição dos nódulos são fatores que influenciam diretamente as propriedades mecânicas destes materiais. Em ferros fundidos nodulares perlíticos, um maior número de nódulos leva a um aumento na resistência à tração. No entanto, em ferros fundidos nodulares ferríticos, um maior número de nódulos resulta em um aumento no alongamento (GUESSER, 2009).

Segundo a norma ASTM A247-19 (2021), a classificação do tamanho da grafita é representada por uma escala de 1 a 8, em que o tamanho 1 classifica os nódulos de maiores dimensões valores entre 0,64 mm até 1,28 mm enquanto o tamanho 8 corresponde às dimensões menores, valores entre 0,02 mm até 0,01 mm. A Tabela 1 exibe todas as dimensões possíveis (mm) dos nódulos no ferro fundido nodular.

Tabela 1 – Tamanhos da grafita - baseado na norma ASTM A247-19 (2021)

Grafita: Tamanho	ASTM A247-19 (mm):
8	Max 0,01
7	Max 0,02
6	Max 0,04
5	Max 0,08
4	Max 0,16
3	Max 0,32
2	Max 0,64
1	Max 1,28

Além de classificar o ferro fundido nodular com base na distribuição da grafita, incluindo tamanho, quantidade por unidade de área e espaçamento entre os nódulos, é possível também combinar propriedades de resistência mecânica ao modificar as quantidades relativas de ferrita e perlita na matriz metálica.

Casagrande, (2003) investigou a forma, tamanho, distribuição da grafita e determinou a quantidade relativa de ferrita e perlita na matriz metálica, em três barras redondas distintas obtidas por meio do processo de fundição contínua FUCO® com diâmetros de 50 mm, 100 mm e 150 mm, respectivamente. Em cada barra foram realizadas três divisões ao longo do raio da seção transversal, chamadas de: superfície (S), meio raio (MR) e centro (C). O estudo concluiu que a taxa de resfriamento durante a solidificação é o parâmetro de processo mais relevante a ser controlado no processo de fundição para ajustar ou modificar a matriz metálica em termos de número de nódulos por área (mm^2), tamanho dos nódulos e quantidade relativa de perlita e ferrita. Também foi observado que, ao reduzir a taxa de resfriamento durante a solidificação, o que ocorre na região central (C) ou no núcleo da barra, resulta na diminuição da quantidade de nódulos por milímetro quadrado e, como consequência, no aumento de seus tamanhos, mesmo quando as barras possuem a mesma porcentagem de carbono. Além disso, a quantidade de perlita em peso aumenta, o que consequentemente melhora as propriedades mecânicas do material. Outra característica significativa do ferro fundido é a capacidade de transformar as fases predominantes de perlita ou ferrita por meio de tratamentos térmicos.

2.1.2 Processo de Fundição Contínua FUCO®

O processo FUCO® (Fundição Contínua) é um processo utilizado pela Tupy Fundições Ltda. desde 1975 para a fabricação de produtos fundidos em forma de barras e lingotes longos de ferros fundidos. Através do processo FUCO®, é possível produzir peças com geometrias simples, como seções circulares e retangulares.

No processo FUCO®, conforme ilustrado na Figura 3, a primeira etapa envolve a fusão do metal líquido. Após a fusão, a carga líquida é transferida para o forno de alimentação onde é realizada a inoculação, que garante um número suficiente de centros para nucleação da grafita. Após a fusão, a carga metálica é transferida para um forno de manutenção, neste forno é realizado o tratamento de nodularização, que é realizada em panela fechada, garantindo a formação da grafita nodular. Na etapa seguinte, o metal líquido passa por um molde de grafita refrigerado, onde, além de promover a solidificação do material, definem a geometria do lingote metálico (TUPY FUNDIÇÕES LTDA).

A microestrutura dos ferros fundidos resultante do processo FUCO® depende, principalmente, das dimensões da seção transversal do lingote.

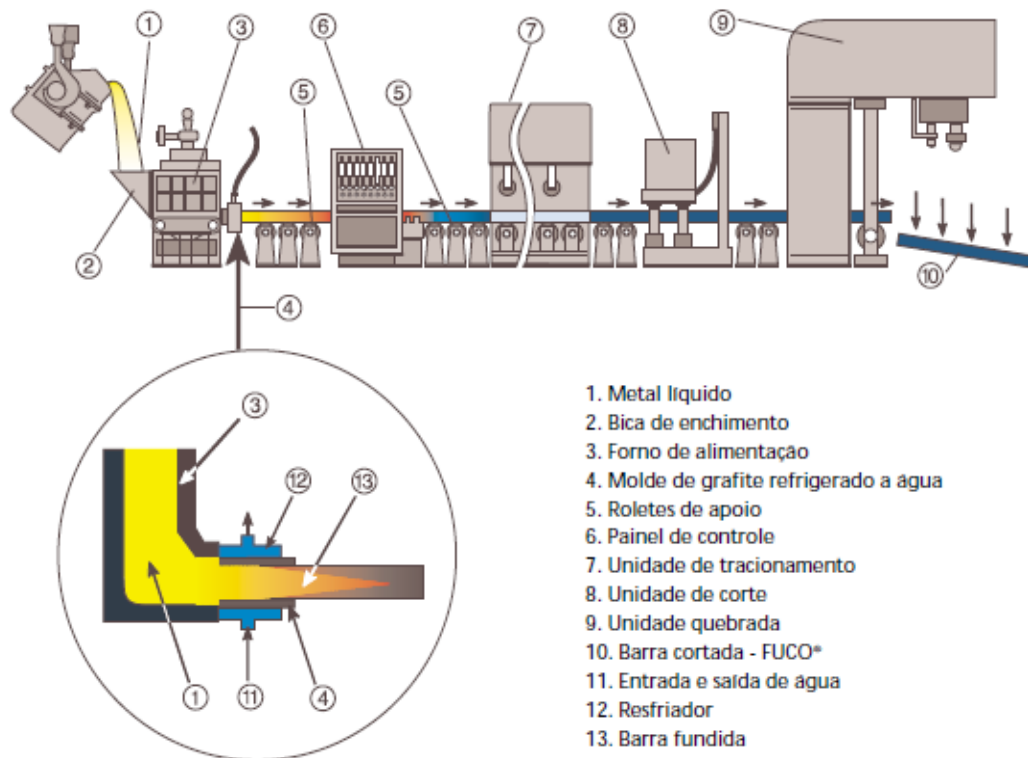


Figura 3 – Processo de fundição contínua (Catálogo Técnico Tupy fundições Ltda, 2019)

2.2 PROPRIEDADES MECÂNICAS DOS FERROS FUNDIDOS NODULARES

O comportamento mecânico do ferro fundido nodular depende das suas propriedades mecânicas, as quais estão intrinsecamente relacionadas com a sua microestrutura. Portanto, as propriedades mecânicas do ferro fundido nodular são influenciadas pela composição química do material, pela natureza e dimensões dos microconstituintes, bem como pela distribuição e forma da grafita (J. HERNANDEZ-AVILA *et al.* 2015).

De acordo com a norma ABNT NBR 6916 (2017), as propriedades mecânicas e as microestruturas predominantes dos ferros fundidos nodulares são classificadas conforme as tabelas da Figura 4. A Figura 5 apresenta as classes e os requisitos de composição química para peças de ferro fundido nodular, conforme estipulado na norma ABNT NBR 8650 (2015).

Classe	LR min (MPa)	LE min (MPa)	Along min (%)	A título informativo	
				Dureza HB	Microestrutura predominante
FE38017	380	240	17,0	140-180	Ferrítica
FE42012	420	280	12,0	150-200	Ferrítica
FE50007	500	350	7,0	170-240	Ferrítico-perlítica
FE60003	600	400	3,0	210-280	Perlítica
FE70002	700	450	2,0	230-300	Perlítica
FE80002	800	500	2,0	240-310	Perlítica
FE38017-RI (*)	380	240	17,0	140-180	Ferrítica

(*) Classe com requisito de impacto.

Figura 4 – Classes de ferro fundido nodular previsto na Norma ABNT NBR 6916 (2017)
(adaptado de Guesser, 2009)

Classe	Aplicação	C %	Si %	Mn max %	P max %	S max %	Cu %	Mg %
FE 38017	Fundidos submetidos à pressão, corpos de válvulas e de bombas, mecanismos de direção, flanges	3,4-3,8	2,1-2,8	0,30	0,09	0,02	-	0,04-0,06
FE 42012	Fundidos para máquinas submetidas a cargas de choque e fadiga, discos de freio	3,4-3,8	2,1-2,5	0,30	0,09	0,02	-	0,04-0,06
FE 50007	Girabrequins, engrenagens	3,4-3,8	2,3-2,8	0,50	0,09	0,02	0,20-0,70	0,04-0,06
FE 60003	Engrenagens de alta resistência, componentes de máquinas, peças automotivas	3,4-3,8	2,5-2,8	0,50	0,09	0,02	0,50-1,00	0,04-0,06
FE 70002	Idem	3,4-3,8	2,3-2,8	1,0	0,09	0,02	0,50-1,00	0,04-0,06
FE 80002	Pinhões, engrenagens, trilhos	3,4-3,8						0,04-0,06

Figura 5 – Classes e requisitos de composição química previsto na Norma ABNT NBR 8650 (2015)
(adaptado de Guesser, 2009)

2.3 AÇOS PARA ESTAMPAGEM AUTOMOTIVA

A concepção de novas ligas está associada às demandas e aos desafios contínuos do mercado do aço. O principal objetivo desse setor é oferecer materiais cada vez mais inovadores (ARCELOR MITAL, 2023). A Figura 6 apresenta uma comparação entre as propriedades mecânicas de diversas classes de aços utilizados na fabricação de carrocerias automotivas. O gráfico abrange uma ampla faixa de tensão de escoamento em relação ao alongamento total, o que essencialmente os qualifica para a produção de carrocerias veiculares. Na primeira faixa, encontram-se aços convencionais com tensões de escoamento de 120 a 780 MPa e alongamento total de 10 a 70%. Esses aços incluem variedades de baixa resistência, como o IF (*Interstitial Free*), que são aços ferríticos isentos de átomos intersticiais e consequentemente, são mais maleáveis.

Em uma faixa intermediária de resistência mecânica, estão os aços HSLA (*High Strength Low Alloy*), ainda classificados como aços convencionais de estrutura ferrítica, são endurecidos com adição de elementos de liga para o refino de grão. Já os aços avançados de alta resistência os AHSS (*Advanced high-strength steels*), abrangem uma faixa de tensão de escoamento de 210 MPa a 1900 MPa e um alongamento total de até 35%. Exemplos

incluem os aços duplex (DP - *Dual Phase*), os aços TRIP (*Transformation Induced Plasticity*) e até mesmo os aços martensíticos (MS - *Martensitic steels*). Outros aços de alta resistência para o mercado automotivo englobam os aços para estampagem a quente, como os aços HF (*Hot Forming*).

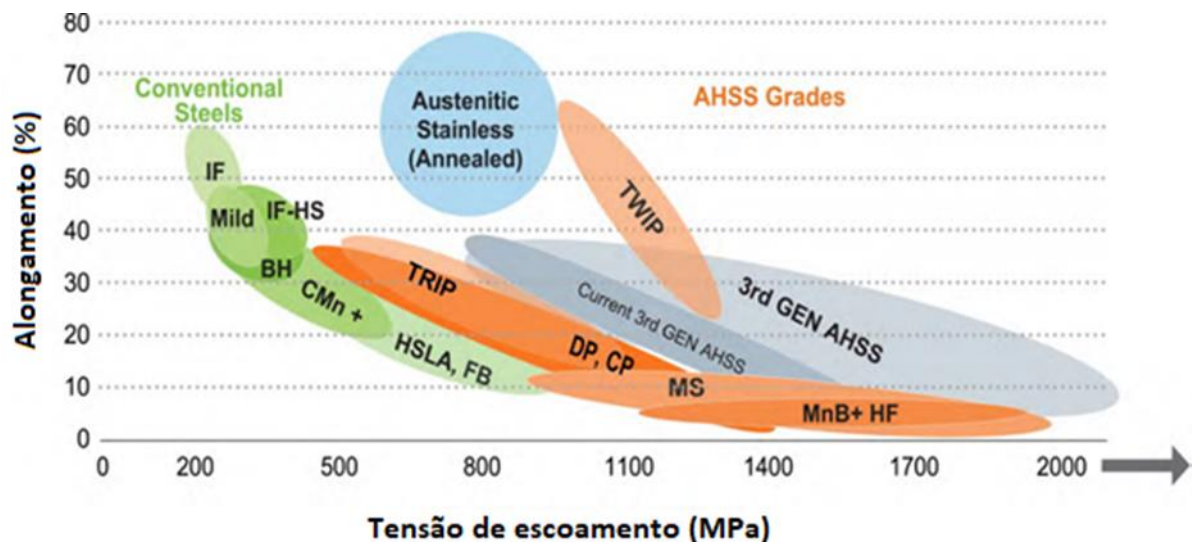


Figura 6 – Relação entre ductilidade e resistência de várias categorias de aços utilizados na aplicação dos automóveis adaptado de World Auto Steel (2021)

Quando há variação de resistência mecânica nos aços, os termos gerais HSLA e AHSS são utilizados para designar todos os aços com maior resistência. Portanto, um aço DP ou TRIP pode abranger uma variedade de graus de resistência que se estendem por diferentes faixas de valores. Além disso, um método adicional de classificação considera diversas propriedades mecânicas e parâmetros de estampagem em diferentes tipos de aços. Isso inclui não apenas o alongamento total, mas também o expoente de encruamento (valor n) ou coeficiente de anisotropia (r). A principal diferença entre os aços HSLA convencionais e AHSS reside na sua microestrutura. Os aços HSLA convencionais são aços ferríticos monofásicos microligados, com potencial para conter alguma quantidade de perlita em aços C-Mn. Em contraste, os AHSS são predominantemente aços com uma microestrutura multifásica contendo uma ou mais fases distintas, como ferrita, perlita, martensita, bainita, austenita e/ou austenita retida, em quantidades suficientes para modificar as propriedades mecânicas. Alguns tipos de AHSS possuem uma maior capacidade de endurecimento com a deformação, resultando em um equilíbrio entre a resistência mecânica e ductilidade, superiores aos aços convencionais. Outros tipos são caracterizados por alta resistência e exibem um comportamento de endurecimento durante o encruamento.

Os principais aços comerciais e suas características fornecidos para indústria automotiva estão detalhadas abaixo: (*ADVANCED HIGH-STRENGTH STEELS APPLICATION GUIDELINES VERSION 7.0, 2021*)

IF - *Interstitial Free* – são aços livres de átomos intersticiais. Estes aços contêm teores ultrabaixos de carbono, com adição de P, Si e Mn para aumento da resistência, e são utilizados para conformação extra profunda.

Mild – *Mild steels* – Os aços macios possuem estrutura predominante ferrítica, servem como base devido à sua grande aplicação em grandes volumes de produção.

BH - *Bake Hardening effect* – são aços reforçados com carbono em solução, onde durante o processo de secagem na pintura, os átomos intersticiais de carbono se difundem para as discordâncias imobilizando-as, aumentando assim a tensão de escoamento.

CMn - *Carbon-Manganese* - Com objetivo de melhorar a resistência e tenacidade, assim como a profundidade de endurecimento, o aço carbono manganês possui tal nomenclatura por possuir até 12% de manganês (Mn), o que contribui para resistência e dureza do material.

HSLA – *High Strength Low Alloy* - são aços com aumento da resistência mecânica principalmente por meio da adição de elementos microligados que contribuem para a precipitação fina de carboneto, reforço substitutivo e intersticial e refinamento do tamanho do grão.

FB – *Ferritic Bainitic* – o aço ferrítico - bainítico é obtido através do refinamento de grãos e normalização da ferrita com a segunda fase de bainita, chegando à tensão de escoamento máxima de 600 MPa. Com isso esse aço é utilizado principalmente para peças sob medida, caracterizado por uso em componentes que exigem alta expansão de furo e de alta fragilidade.

TRIP - *Transformation Induced Plasticity* – são aços que contêm na estrutura cristalina ferrita, austenita e martensita.

DP - *Dual Phase* – são aços que contêm em sua estrutura ferrita e martensita, com alto limite de escoamento e limite de ruptura.

CP – *Complex Phase* – são aços constituídos de ferrita, bainita e martensita. Estes aços apresentam alta resistência e deformação, com baixa conformação.

MS – *Martensitic Steel* – aço constituído de martensita, possui limite de resistência alto, de até 2000 MPa.

HF – *Hot formed* - Os aços de conformação a quente são fabricados de maneira direta ou indireta, com a diferença na sequência de conformação sendo sua base o elemento Boro (B) entre 0.001 - 0.005%, onde passando pelo aquecimento e conformação mantém sua microestrutura ferrítica, mas obtendo martensita apenas após resfriamento e tratamento

Aços como os **DP**, **TRIP**, **CP** e **MS**, são aços que contêm uma excelente combinação de resistência e conformabilidade, com alta taxa de endurecimento por deformação, suas aplicações são definidas pelas suas propriedades mecânicas, e devem atender especificações estruturais de resistência e conformabilidade, para fabricação da carroceria, seus componentes são projetados com a finalidade de suportar todas as condições, mas em particular a segurança, prevendo acidentes, colisões com veículos automotores buscando o bem-estar dos passageiros. Na Figura 7 é apresentada uma relação de aplicação na carroceria, ilustrando a tensão de escoamento em MPa pelo alongamento total em %.

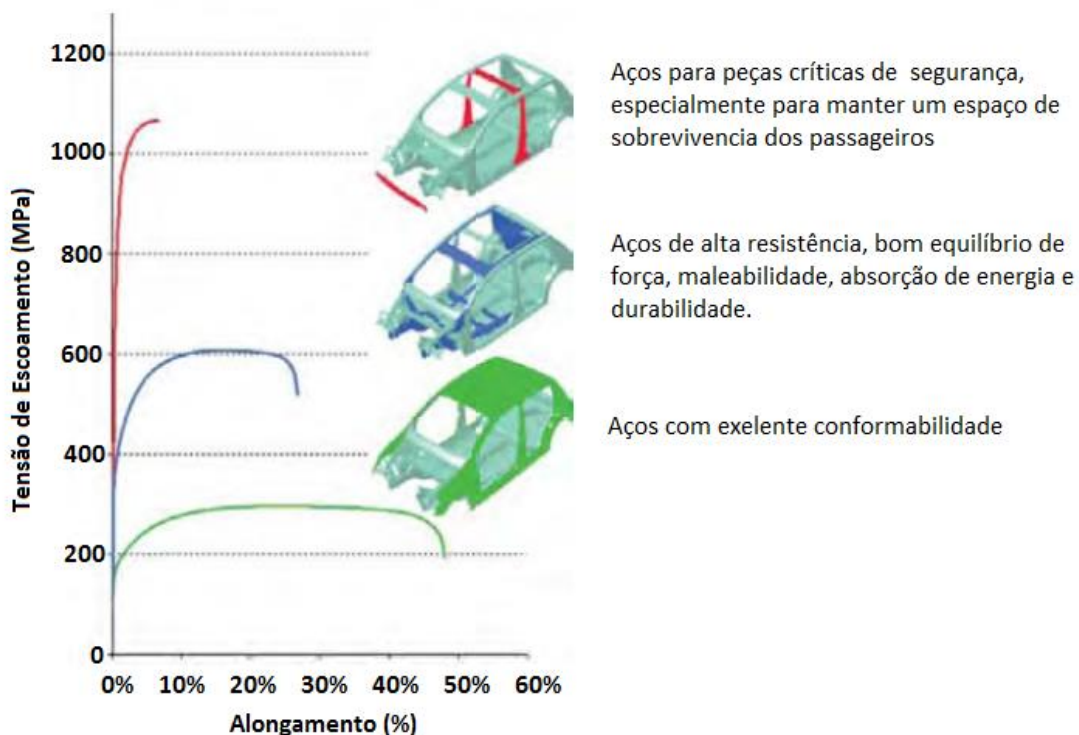


Figura 7 – Tensão (MPa) x Alongamento (%), em diferentes tipos de aços e suas aplicações em carrocerias veiculares Adaptado de World Auto Steel (2017)

2.3.1 Coeficiente de Anisotropia

A obtenção dos coeficientes de anisotropia normal e planar é realizada por meio do ensaio de tração, baseado na norma ASTM E517-00 (2010). Por definição, o coeficiente de anisotropia ou coeficiente de Lankford (r) é determinado pela razão entre as deformações principais na direção da largura (ϕ_2), pela espessura (ϕ_3), conforme representado na equação 1. Como o erro na medição da deformação na direção da espessura pode ser grande principalmente em chapas finas, sugere-se aplicar a lei de constância de volume, que se aplica substituindo o (ϕ_3) da equação 1 por $-(\phi_1 + \phi_2)$, incluindo o (ϕ_1) que é a deformação principal

no comprimento representado na equação 2. No desenho da Figura 8 são apresentados os símbolos que representam em W a largura, t a espessura e L o comprimento, para mensurar todas as deformações verdadeiras (φ_1 , φ_2 e φ_3), o cálculo se aplica com a equação 3, pelo logaritmo da razão da medida inicial de (W_0 , t_0 e L_0) pela medida final de (W_f , t_f e L_f) após o ensaio de tração antes da ruptura, usualmente se aplica uma deformação de 15% em L, do modelo “gravata”.

$$r = -\frac{\varphi_2}{\varphi_3} \quad (1)$$

$$r = -\frac{\varphi_2}{(\varphi_1 + \varphi_2)} \quad (2)$$

$$r = -\frac{\ln \frac{W_0}{W_f}}{\ln \frac{L_f \cdot W_f}{L_0 \cdot W_0}} \quad (3)$$

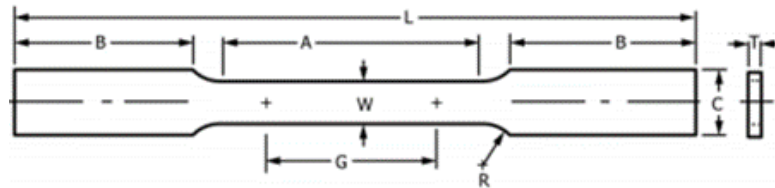


Figura 8 – Adaptado do modelo “gravata” para ensaio de tração
Baseado na norma ASTM E646-16^a (2018)

Em seguida, aplica-se a equação 3, para cada direção de laminação da chapa conforme representado no desenho da Figura 9. Os sentidos de orientação são: r_{0° , r_{45° e r_{90° .

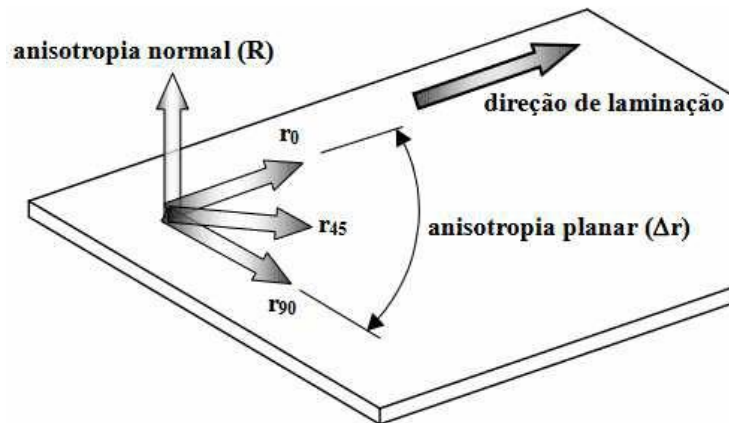


Figura 9 – Orientação do sentido de laminação da chapa

A anisotropia pode ser (transversal) normal (R), ou planar (Δr) em (r_0 , r_{45} e r_{90}), aplicando a equação 4, obtemos a anisotropia normal e aplicando a equação 5 a anisotropia planar.

$$R = \frac{(r_0 + 2r_{45} + r_{90})}{4} \quad (4)$$

$$\Delta r = \frac{(r_0 - 2r_{45} + r_{90})}{4} \quad (5)$$

O valor de anisotropia normal (R) mede a capacidade da chapa resistir a diminuição da espessura ao ser tracionada, e seus valores são referência para as chapas em operações de embutimento. A anisotropia planar (Δr) mede a variação de (r) entre as direções longitudinal e transversal da laminação.

Como exemplo, um aço com coeficiente de anisotropia normal igual 1, significa igualdade entre as deformações da espessura (t) e na largura (W). Quando este índice de anisotropia normal (R), for maior que 1, significa que este aço alonga com maior intensidade na largura (W) e no comprimento (L) do que na espessura (t), e quando o coeficiente de anisotropia normal for menor que 1, significa que o aço reduz a espessura (t), com maior intensidade do que na largura (W) e comprimento (L). Desta forma para embutimento (conformações profundas), são preferidos os aços com elevado valor de (R), onde menor será a redução de espessura sofrida pelo material devido ao aumento no comprimento (W) e da largura (L) e um (Δr) próximo de zero com mínimo de variação planar oriundo da laminação.

2.3.2 Expoente de Encruamento (n)

Encruamento é o comportamento pelo qual um metal dúctil se torna mais duro e mais resistente quando submetido à deformação plástica (CALLISTER, 2008), podendo ser chamado de endurecimento por trabalho a frio, no caso da conformação de chapas, que durante o processo de conformação o excesso de discordâncias cria uma resistência à propagação causando o endurecimento do material.

Uma das considerações observada na região de encruamento uniforme é que a curva tensão - deformação real, conforme representação esquemática da Figura 10, para a maioria dos metais pode ser representada por uma relação expressa pela equação de *Hollomon - Ludwick*, que tem validade somente na região plástica.

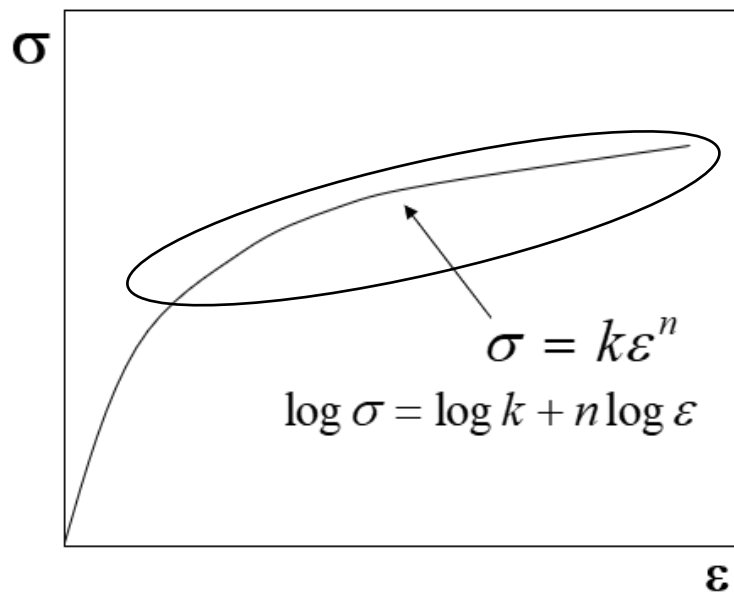


Figura 10 – Representação gráfica de uma curva tensão-deformação real de metais

Para determinação do coeficiente de encruamento, deve-se linearizar a equação de conservação de energia, equação de *Hollomon - Ludwick*, através da aplicação de logaritmos dos valores da fase plástica e então, faz-se uma regressão linear, a partir dos dados obtidos dos ensaios de tração.

Onde:

K = coeficiente de resistência do material;

σ = tensão de escoamento aplicada ao corpo-de-prova;

ϵ = a deformação verdadeira sofrida pelo corpo-de-prova;

n = expoente de encruamento;

O expoente de encruamento (n) indica a capacidade do material de distribuir as deformações ao longo do seu volume, influenciando diretamente na capacidade do material estirar para chapas, reduzir a espessura, ganhando resistência por encruamento.

2.3.3 Revestimentos aplicados para resistência à corrosão para aços automotivos

O grau de resistência à corrosão quando submetidos a diferentes ambientes e sua facilidade de ligação metalúrgica ao aço, tornaram o zinco um dos mais importantes para revestimentos usados como proteção do aço contra corrosão. As principais razões para o uso do zinco como revestimento protetivo para o aço, são as seguintes:

- O zinco se oxida muito mais lentamente que o aço nos ambientes naturais.
- O zinco protege galvanicamente o aço em pequenas descontinuidades no revestimento, conforme representado na Figura 11.
- Pelo processo de galvanização por imersão a quente, o zinco se liga metalurgicamente ao aço base, através de camadas de liga do sistema zinco-ferro, formando um sistema aço/zinco perfeitamente integrado conforme desenho esquemático da Figura 12.

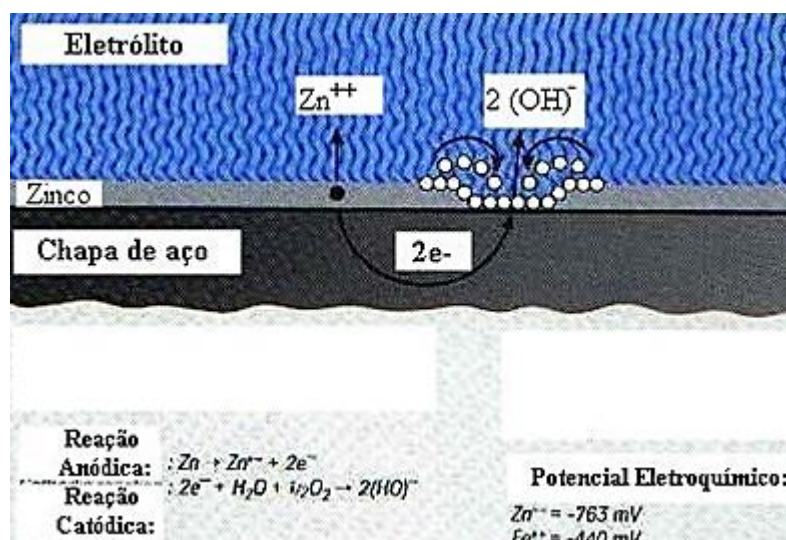


Figura 11 – Representação da proteção catódica entre revestimento de zinco e metal base

A competitividade do uso do aço em relação ao emprego de materiais metálicos não ferrosos como Alumínio e materiais poliméricos, tem ampliado significativamente a utilização de aço zincado nos diferentes segmentos. Esta tendência se justifica pelo fato de que as chapas revestidas por ligas a base de Zinco reunirem em um só produto a resistência mecânica do substrato aço, e a elevada resistência à corrosão conferida pela camada de revestimento de zinco e suas ligas. Aliada a esta tendência, a utilização das modernas tecnologias, atualmente disponíveis, para deposição do zinco sobre o aço, têm tornado o aço zincado ainda mais competitivo, principalmente para aplicações onde não somente a resistência à corrosão oferecida pela camada de revestimento é fundamental, mas também sua uniformidade de espessura, para a boa performance em processos de fabricação posteriores como a conformação e facilidade de pintura. (Catálogo técnico USIMINAS e GALVASUD).

Revestimentos são aplicados por meio de dois processos: o HDG (*hot-dip galvanizing*), cujas características de fornecimento seguem a norma DIN EN 10327 (2007) e EG (*electro galvanized*), baseado na norma DIN EN 10131 (2006).

No caso do EG, o revestimento pode ser aplicado em apenas uma das faces da bobina com diferenças entre faces. Uma alternativa no processo de EG é a eletrogalvanização pré-

fosfatizada, que oferece vantagens, como melhor conformabilidade e qualidade superficial, eliminando a necessidade de processos intermediários para aderência de película de tinta.

Segundo as normas DIN EN 10327 (2007) e DIN EN 10131 (2016), os revestimentos seguem as seguintes características comerciais.

- Z – Revestimento de Zinco por imersão em até 99%.
- ZF – Revestimento de Zinco por imersão em até 99%, subsequente recozimento com ferro normalmente de 8 a 12%.
- ZA – Revestimento de Zinco Alumínio por imersão, preparado com uma composição fundida de aproximadamente 5% de Alumínio.
- AZ – Revestimento de Alumínio e Zinco, preparada por imersão podendo ter em sua composição fundida com 55% de Alumínio, 1,6% de Silício em balanço com o Zinco.
- AS – Revestimento de Alumínio e Silício, produzida por imersão fundida com Alumínio e de 8 a 11% de Silício.

Um desenho esquemático do processo HDG é apresentado na Figura 12, enquanto na Figura 13, encontra-se um desenho esquemático do processo EG.

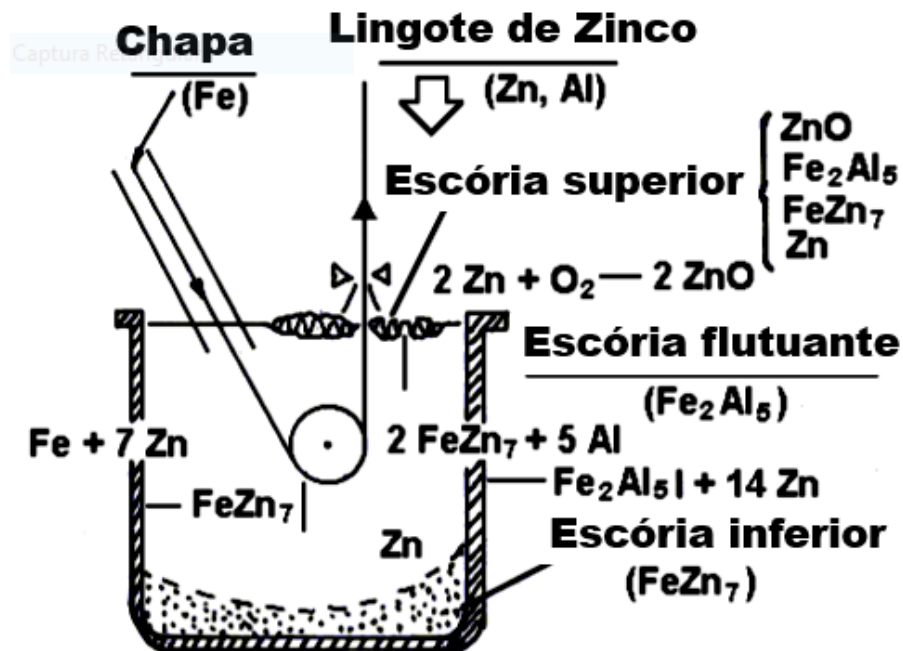


Figura 12 – Desenho esquemático do processo HDG

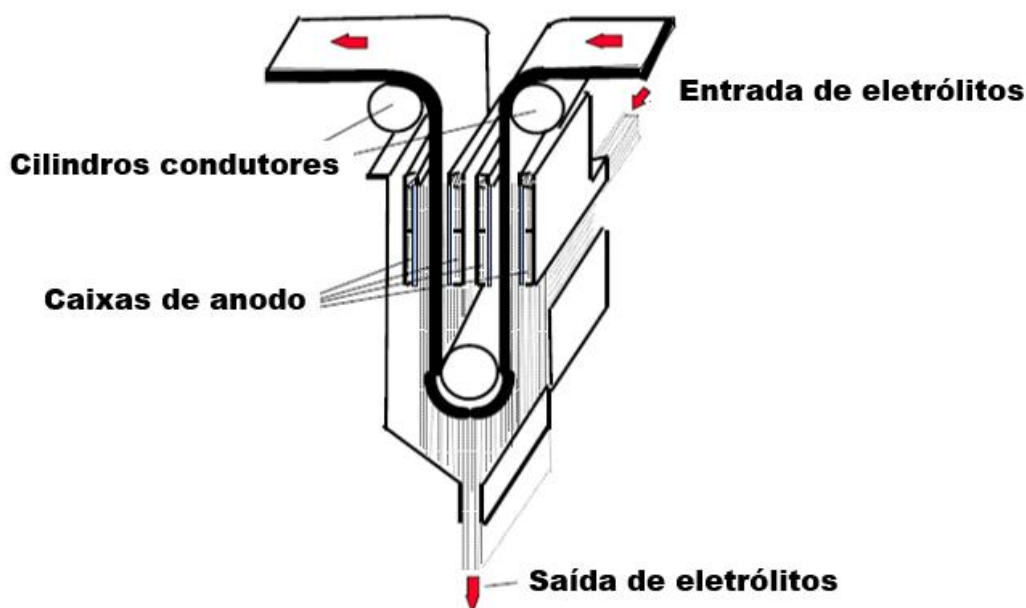


Figura 13 – Desenho esquemático do processo EG

2.3.4 Propriedades do Aço IF DC06

O aço IF DC06, foi selecionado como material para o presente estudo para representar os aços convencionais de baixa resistência mecânica que são frequentemente utilizados na fabricação de peças externas e internas da carroceria veicular, como laterais, portas paralamas tampas dianteiras e traseiras. Normalmente, para a estampagem de tais aços, a matriz é fabricada de ferro fundido nodular. As propriedades mecânicas destes aços estão detalhadas na Tabela 2 e estão de acordo com a norma DIN EN 10130 (2007). Exibem uma tensão de escoamento máxima de 170 MPa e um alongamento total superior a 41%, o que o classifica como um aço convencional do tipo IF. Além disso, o valor de anisotropia normal (r) é superior a 2,1, indicando sua excelente aptidão para o processo de embutimento, enquanto o valor de encruamento (n) acima de 0,22, destaca sua excelente capacidade para os processos de estiramento.

Tabela 2 – Propriedades Mecânicas do Aço IF DC06 - DIN EN 10130 (2007)

Limite de Escoamento max. (MPa)	Limite de Resistência (MPa)	Alongamento total mínimo (%)	Anisotropia normal mínimo (r)	Coefficiente de encruamento mínimo (n)
170	210	41	2,1	0,22

Na Tabela 3, é apresentado a composição química do aço DC06, também referenciado pela norma DIN EN 10130 (2007), evidenciando o ultrabaixo teor de carbono e adição de P, Ti e Mn para aumento da resistência mecânica.

Tabela 3 – Composição química do Aço IF DC06 - DIN EN 10130 (2007)

Elemento químico	Composição química máxima (%) peso
C	0,02
Mn	0,25
P	0,02
S	0,02
Ti	0,30

2.3.5 Propriedades do Aço HSLA340

A escolha do aço HSLA340 para o presente trabalho foi principalmente devido à sua resistência mecânica intermediária. Essa condição foi estabelecida para avaliar o desgaste na matriz de ferro fundido nodular perlítico durante o processo de estampagem. Os aços HSLA (*High-Strength, Low-Alloy*) aumentam a resistência mecânica, principalmente devido à adição de elementos microligados que contribuem para a precipitação fina de carboneto, substitucional, intersticial e refinamento do tamanho do grão. Os aços HSLA, também conhecidos como aços microligados, são amplamente utilizados em aplicações estruturais de carroceria e parte inferior da carroceria, onde é necessária resistência para cargas mais elevadas (AUTO WORD STEEL 2017). As propriedades mecânicas do aço HSLA340 são apresentadas na Tabela 4 e estão em conformidade com a norma DIN EN 10268 (2013). Ele exibe valores de tensão de escoamento na faixa entre 340 até 420 MPa, com alongamento total acima de 21%, o que ainda o classifica dentro da categoria de aços convencionais. Vale destacar que a norma não especifica os valores de anisotropia normal (r) e encruamento (n) para este tipo de aço, devido a classificação deste material não ser apropriada para processos de embutimento.

Tabela 4 – Propriedades Mecânicas do Aço HSLA340 - DIN EN 10268 (2013)

Limite de Escoamento (MPa).	Limite de Resistência (MPa).	Alongamento total mínimo (%).	Anisotropia normal mínimo (r).	Coefficiente de encruamento mínimo (n).
340 – 420	410 - 510	21	-	-

A Tabela 5 exibe a composição química do aço HSLA340, que também está em conformidade com a norma DIN EN 10268 (2013). Este tipo de aço possui uma fase ferrítica e se caracteriza pelo aumento no teor de carbono, bem como pela adição de elementos de liga que contribuem para o refinamento de grãos, resultando em um aumento da resistência mecânica.

Tabela 5 – Composição química do Aço HSLA340 - DIN EN 10268 (2013)

Elemento químico	Composição química máxima (%)
C	0,1
Si	0,5
Mn	1,1
P	0,025
S	0,025
Al	0,015
Ti	0,15
Nb	0,09

2.3.6 Propriedades do Aço DP980

Outro aço selecionado para este estudo foi o aço DP980. Este aço foi escolhido devido à sua alta resistência mecânica, o que o torna desafiador para a estampagem na fabricação de peças de carrocerias veiculares. A sua elevada resistência irá proporcionar uma análise das condições mais severas de desgaste na matriz de ferro fundido nodular perlítico. As propriedades mecânicas deste aço estão detalhadas na Tabela 6, em conformidade com a norma DIN EN 10338 (2015). Apresenta valores de tensão de escoamento variando de 600 a 750 MPa, com alongamento total acima de 10%, o que o classifica como pertencente à categoria dos aços AHSS (*Advanced High Strength Steel*) - aços avançados de alta resistência. Importante observar que a norma não estabelece requisitos para os valores de anisotropia normal (R) e encruamento (n).

Tabela 6 – Propriedades Mecânicas do Aço DP980 - DIN EN 10338 (2015)

Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência (MPa)	Alongamento total mínimo (%)	Anisotropia normal mínimo (R)	Coefficiente de encruamento mínimo (n)
600 – 750	>980	10	-	-

Na Tabela 7, é apresentado a composição química do aço DP980 em estudo, conforme a norma DIN EN 10338 (2015). O aço DP é classificado como um aço bifásico, composto por duas fases distintas: uma fase dura de martensita e outra fase macia de ferrita. A proporção relativa de martensita é o fator responsável pelo aumento da resistência mecânica, e essa característica torna os aços DP adequados para a modificação controlada da resistência mecânica.

Tabela 7 – Composição química do Aço DP980 - DIN EN 10338 (2015)

Elemento químico	Composição química máxima (%)
C	0,230
Si	0,800
Mn	2,500
P	0,080
S	0,015
Al	2h00
Cr + Mo	1,000
Nb + Ti	0,150
V	0,200
B	0,005

O aço em estudo, DP980, foi revestido com Zinco-Alumínio pelo processo de galvanização a quente (HDG - *Hot-dip Galvanized*). Conforme as especificações da norma DIN EN 10327 (2007) o revestimento é classificado como +Z, o que indica a presença de uma camada de Zinco-Alumínio, com cerca de 5% de alumínio, e é referido como GI (cristais minimizados).

2.4 MECANISMO DE DESGASTE NA CONFORMAÇÃO DE CHAPAS

A norma DIN 50320 (1979), classifica e define os mecanismos de desgaste em quatro categorias: adesivo, abrasivo, fadiga e corrosivo.

O desgaste adesivo ocorre quando a ligação adesiva entre as superfícies é forte o suficiente para resistir ao deslizamento. Como resultado dessa adesão, ocorre uma deformação plástica, que pode ser controlada ou não. O atrito resultante deste tipo de adesão é “solda fria não intencional”. No desgaste abrasivo, ocorre a remoção de material na superfície, e a severidade desse desgaste pode variar de acordo com as propriedades mecânicas do material e dos tratamentos térmicos. A fadiga de contato ocorre quando há muitas repetições do movimento de contato entre as superfícies. O desgaste corrosivo ocorre em meios líquidos ou gasosos corrosivos, nos quais produtos químicos reagem com os materiais em contato devido a interações químicas e eletroquímicas. Isso leva à formação de uma camada nas superfícies, que posteriormente é removida. A Figura 14 representa um sistema tribológico com diferentes mecanismos de desgaste. No entanto, é importante destacar que diversos fatores podem afetar esse sistema, incluído o uso de lubrificantes, tratamentos de superfície, bem como a pressão de contato e a velocidade de deslizamento durante o processo de estampagem.

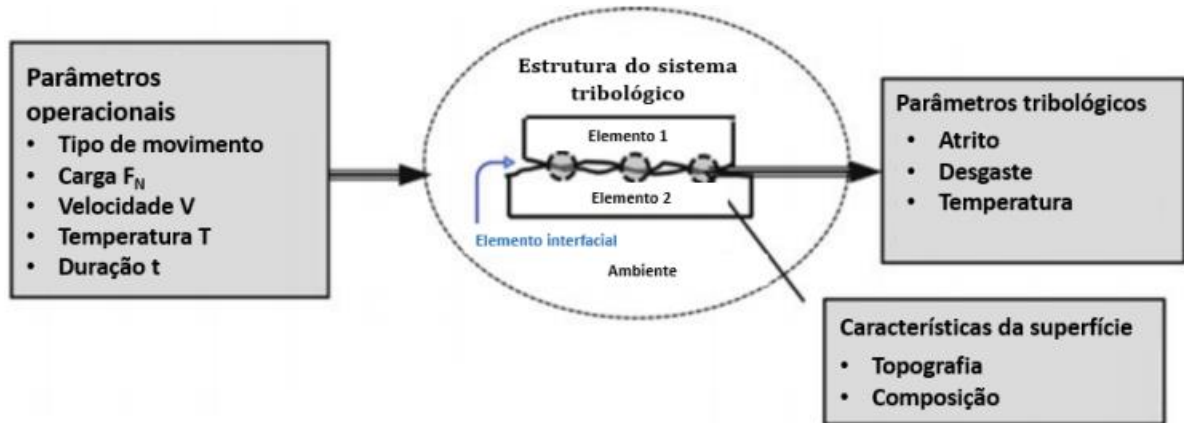


Figura 14 – Mecanismos de desgaste Adaptado de Czichos (2020)

A estampagem envolve processos de conformação por compressão indireta, ou seja, uma matriz de geometria definida é inserida em uma prensa e indiretamente a matriz deforma a chapa inicialmente plana. Nesse processo, os parâmetros de pressão e deslocamento controlado pelo conjunto matriz/prensa, que aplica golpes indiretamente em uma chapa. Isso transforma a chapa, que inicialmente é plana, em um produto estampado, tomados como exemplo da indústria automotiva: para-lamas, capôs, portas, laterais.

No processo de estampagem, a chapa inicialmente plana pode ser conformada por meio da combinação de operações de embutimento e estiramento. Durante o embutimento, a chapa é submetida a tensões complexas que são controladas pela pressão aplicada no prensa chapas, com a finalidade de controlar o deslizamento da chapa para dentro de uma matriz com a mínima redução de espessura. Por outro lado, durante o estiramento, o processo envolve o ato de esticar a chapa, ou seja, o prensa chapas e ou “drawbead” (freio - cordão esticador) deve travar a chapa não permitindo o deslizamento, resultando na conformação da peça com uma redução na espessura do material.

A Figura 15 apresenta um desenho esquemático ilustrando os tipos de contatos em uma operação de embutimento modelo copo – (*cup drawing*) (CORA et al. 2012).

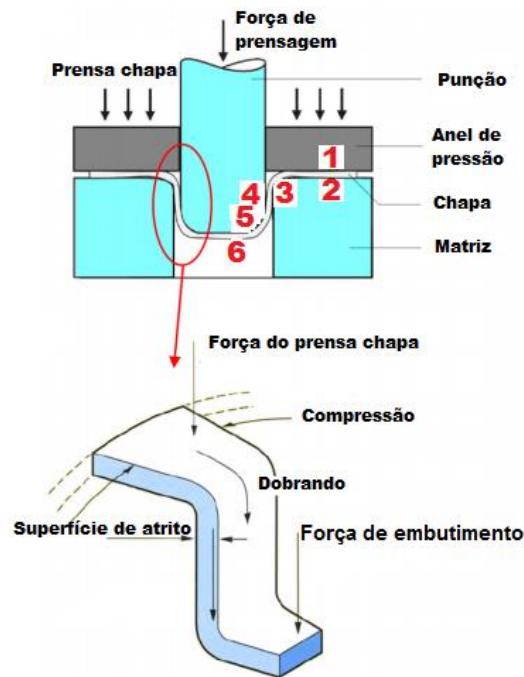


Figura 15 –Características de deformação na peça em processo de embutimento tipo copo -
Adaptado de Cora *et al.* (2012)

As regiões 1 e 2, conforme ilustrado na Figura 15, representam áreas onde ocorre o deslizamento da chapa em relação à matriz e ao prensa-chapas. Nesta região, a chapa está sujeita a esforços de compressão na direção circunferencial. É importante controlar a pressão do prensa-chapas para evitar o enrugamento da chapa, uma vez que estas rugas podem se propagar da borda em direção ao interior da matriz, podendo gerar trincas ou causar o travamento devido a engripamento e riscos tipo “*galling*” no processo, podendo até levar à ruptura da peça.

À medida que a chapa continua a ser conformada em direção à cavidade da matriz, a região 3 é caracterizada pelo dobramento da chapa, que desliza durante o processo. Em seguida, na região 4, ocorre a deformação plana, responsável pela uniformização da espessura da parede através de um leve estiramento do material. Na região 5, a chapa é dobrada seguindo o raio do punção. Por fim, na região 6, a geometria final da peça é definida com o contato do punção no fundo da matriz.

Neste modelo tipo copo, teste de “*Swift*” a área de destaque para estudos tribológicos é a região 3, que corresponde ao raio de entrada da matriz. Nessa região, a chapa desliza sob a influência de uma pressão controlada pelo prensa-chapas até atingir a altura total do copo.

Groche *et al.* (2011), apresentam na Figura 16 um modelo simplificado de matriz para estampagem automotiva. Este modelo identifica os possíveis pontos de contato físico entre a chapa e a matriz durante o processo de deformação por embutimento/estiramento.

- a - “Drawbead” freio – efeito “bauchinger” devido a dobra e desdobra da chapa
- b - Raio de entrada da matriz
- c - Prensa-chapas (raio/plano)
- d - Prensa-chapas (plano/plano)

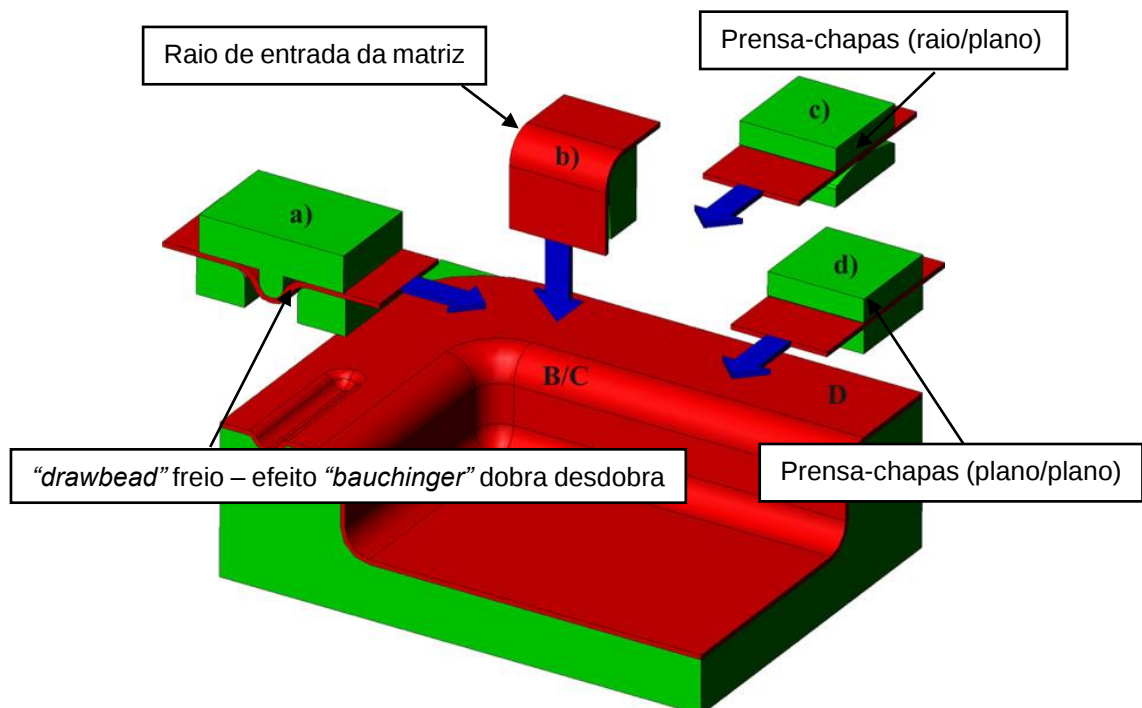


Figura 16 – Deslizamentos e diferentes contato em um processo de embutimento de componentes automotivo - adaptado de Groche *et al.* (2011)

No estudo, Groche *et al.* (2011), empregou o ferro fundido nodular da classe GGG70L (EN-GJS-700-2L, 0,7070L), amplamente utilizado na fabricação de ferramentas de estampagem para operações de embutimento. No experimento, o GGG70L foi empregado sem tratamento térmico e sem revestimento, sendo apenas polido, e em contato com a chapa de aço DP600, com espessura de 1,6 mm revestida com zinco-alumínio. A região de deslizamento foi em uma área de 80 mm², enquanto a orientação da laminação não foi considerada, uma vez que não se observaram diferenças significativas para estes ensaios.

A representação de raio e plano, com a chapa é apresentada na Figura 17.

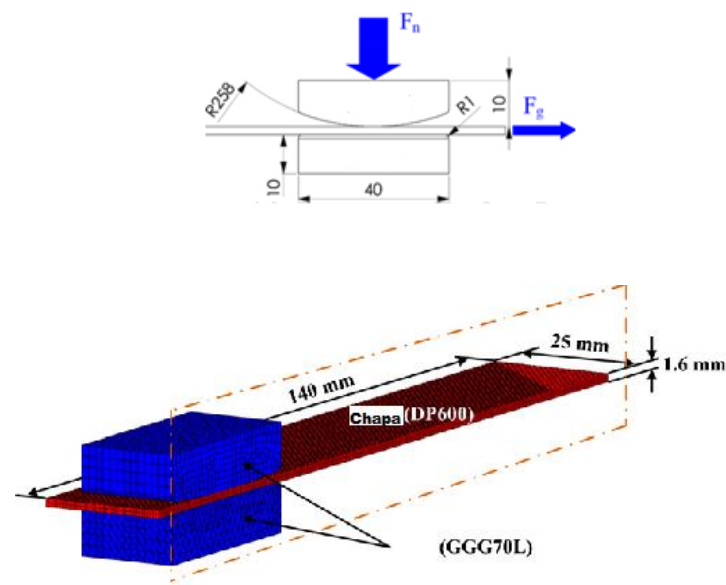


Figura 17 – Desenho esquemático da chapa (DP600) com amostras de Ferro fundido nodular GGG70L representando a matriz - Adaptado de Groche, *et al.* (2011)

Conforme mencionado pelos autores, durante o processo de estampagem, o atrito gerado na conformação evidencia uma combinação de mecanismos de desgaste que inicialmente são adesivos e posteriormente tornam-se abrasivos entre o ferro fundido nodular e a chapa revestida de zinco. Na Figura 18, é apresentada uma sequência que ilustra o mecanismo de desgaste, destacando no caso de chapas revestidas, que a camada de zinco adere na matriz com o movimento da chapa estampada. Inicialmente, esta camada de zinco adere aos nódulos e poros do ferro fundido nodular, os quais são preenchidos, alterando o comportamento do deslizamento, gerando tensões no material até chegar ao desgaste abrasivo.

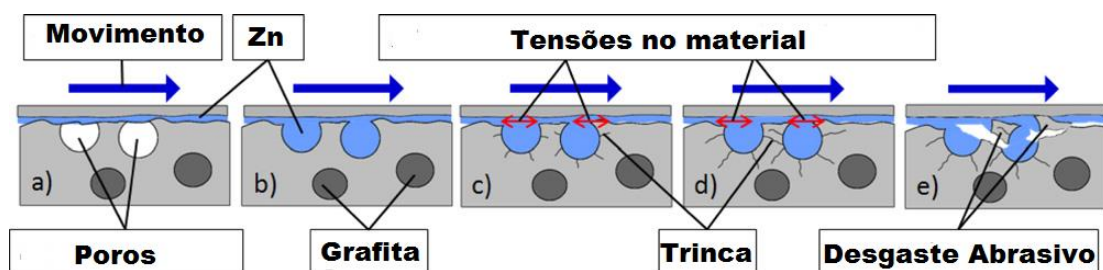


Figura 18 – Representação esquemática do movimento de deslizamento da chapa na matriz de ferro fundido nodular, evidenciando o desgaste e a adesão do zinco - Adaptado de Groche *et al.* (2011)

Como resultado os autores concluem que no desgaste abrasivo, a matriz depende exclusivamente da pressão de contato, enquanto no desgaste adesivo, o fator predominante é a velocidade de deslizamento. Isso implica que quanto maior a força de contato, maior será o desgaste abrasivo, e quanto maior a velocidade de deslizamento, maior será o desgaste adesivo.

Simon Schöler *et al.* (2023), investigaram o comportamento de embutimento de chapas de aço bifásico DP600 com revestimento de zinco obtido pelo processo de imersão (HDG). Para isso, eles empregaram matrizes intercambiáveis de aço ferramenta endurecido a 58 HRC e polidas a 0,02 Ra. Para fins de comparação, uma chapa de aço DC04 com revestimento de zinco, obtido por eletro - galvanização (EG), foi utilizada como referência no processo de embutimento. Uma matriz com formato de copo retangular com insertos intercambiáveis foi desenvolvida e construída especificamente para a realização dos ensaios de embutimento. Essa matriz permite ajustes de força no prensa chapas e também a capacidade de ajustar as dimensões do “*blank*”, ou seja, o recorte da chapa inicialmente plana. Vale ressaltar que os ensaios em ambas as chapas foram realizados a seco.

Como resultado, os autores determinam as correlações no comportamento superficial entre as chapas DC04 e DP600. Inicialmente, a análise se concentrou nos efeitos da formação de defeitos nas peças e, como esperado, observou-se uma maior profundidade de embutimento antes do surgimento de trincas no aço DC04. Além disso, foi realizado uma análise da adesão do revestimento de zinco nas duas chapas e verificou-se que houve adesão à matriz em ambos os casos. Após uma análise detalhada, foi observado uma condição de maior adesão, inclusive nas primeiras peças do aço DP600, em comparação com uma adesão mínima de zinco na superfície da matriz quando estampado com o aço DC04. Portanto, com base nos experimentos, a adesão foi maior quando houve a necessidade de aplicar maiores forças e houve maior contato de deslizamento na matriz. No entanto, foi possível embutir o aço DP600 adequadamente em condições a seco utilizando uma matriz de aço ferramenta endurecido a 58 HRC.

Budinski *et al.* (2015), realizaram uma investigação sobre a interpretação de testes de “*galling*”, também conhecido na indústria como “engripamento” ou “enrustimento” de superfície, conforme definido pela norma ASTM G40 (2022) em relação a desgaste e erosão. O “*galling*” refere-se à formação de saliências na superfície após o contato por atrito entre os componentes tribológicos. Os autores conduziram testes normalizados, incluindo o G98-17, Método de Teste Padrão para Resistência ao “*Galling*” de Materiais, e o ASTM G196, *Standard Test Method for Galling Resistance of Material Couples*. Os resultados indicaram que o material sujeito a “*galling*” é afetado pela plasticidade, ou seja, materiais dúcteis tendem a desenvolver saliências proeminentes devido à sua baixa resistência, juntamente com um mecanismo de desgaste adesivo que provoca “crateramento” na superfície dos componentes

em atrito. Por outro lado, materiais frágeis apresentam "*galling*" sem a formação de saliências, apresentando um aspecto semelhante a "arrancamento" com riscos profundos, característico de um mecanismo de desgaste abrasivo, em que um terceiro corpo atua ao "rasgar" a superfície do material.

VOSS *et al.* (2017), apresentaram exemplos de danos causados pela escoriação do desgaste abrasivo durante o deslizamento da chapa. Um corte transversal, conforme ilustrado na Figura 19, demonstra os defeitos de "riscos" e deformações que resultam no acúmulo de material nas bordas, conhecido como "*pile up*", devido à deformação plástica. Os autores desenvolveram um novo método de investigação para avaliar o desgaste severo em chapas de alta resistência, utilizando um perfilômetro. Esse método envolve a extração e tratamento dos dados brutos do perfil 2D, que consistem nos picos e vales em um determinado comprimento resultante do desgaste, e a medição dos volumes acima ou abaixo de uma superfície de referência. Os resultados obtidos pelos autores mostraram que esse método superou as expectativas, demonstrando sua aplicabilidade no monitoramento e detecção de desgaste severo, como "*galling*" em processos de estampagem. Para validar essa nova abordagem, foram estampadas peças em uma máquina universal por ensaio Erichsen, adaptando o modelo chapéu conhecido como "*U-bend*".

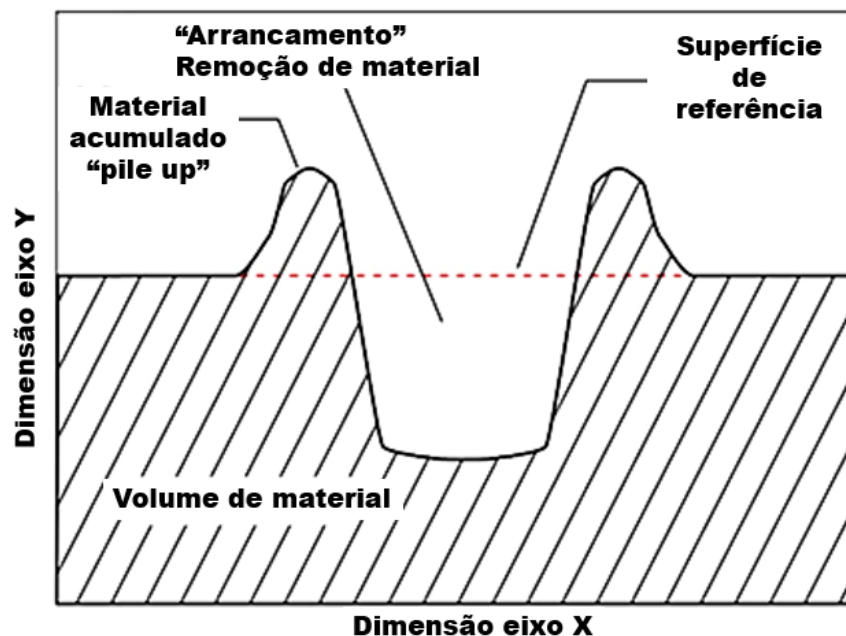


Figura 19 – Desenho esquemático em corte do "*galling*" na chapa - Adaptado de Voss *et al.* (2017)

Em um estudo anterior Manenti, (2016), investigou a influência da quantidade de nódulos na resistência ao desgaste do ferro fundido nodular. Isso foi realizado por meio de ensaios de deslizamento recíproco, segundo a norma ASTM G133-05 (2016), utilizando pinos

de ponta semiesférica fabricados em ferro fundido nodular com diferentes quantidades de nódulos, em contato com uma chapa de aço IF DX56D, com revestimento de zinco-alumínio.

Os pinos de ferro fundido nodular foram obtidos a partir de uma barra redonda produzida por fundição contínua, usando o processo FUCO®. As características dos pinos foram influenciadas pela taxa de resfriamento durante o processo de solidificação, o que afetou a quantidade e a distribuição da grafita. No estudo, uma barra de ferro fundido nodular com um raio de 60 mm foi utilizada. A partir desta barra, foram fabricados pinos em três posições distintas: (S) superfície da barra (onde a velocidade de resfriamento foi maior), (MR) no meio-raio da barra (com velocidade de resfriamento intermediária) e (C) no centro da barra (onde a velocidade de resfriamento foi menor). Através da caracterização microestrutural do material extraído das três posições da barra, foi possível determinar o número de nódulos de grafita, que variou de 500 a 830 nódulos/mm². Além disso, o diâmetro médio dos nódulos variou de 32,61 a 55,37 µm, e o espaçamento médio entre os nódulos variou de 125,34 µm a 208,48 µm. Também foram observadas variações na quantidade relativa de perlita e ferrita nas três posições da barra.

Através de ensaios tribológicos, foi possível identificar que o coeficiente de atrito (μ) não apresentou variações significativas, mesmo quando utilizando três pinos (S, MR e C), cada um com diferentes tamanhos e distribuições de nódulos de grafita. Analisando o gráfico resultante, observou-se um aumento no coeficiente de atrito no início do ensaio, atingindo um valor de $\mu = 0,85$, com uma região de “*running-in*”. Posteriormente, ocorreu a quebra das asperezas entre as superfícies, reduzindo o coeficiente de atrito para $\mu = 0,45$. À medida que o ensaio prosseguiu, houve um ligeiro aumento no coeficiente de atrito, seguido de uma estabilização no valor de $\mu = 0,55$ até o final do ensaio, com uma distância deslizamento de 10 metros. Com base nessas condições de ensaio, foi possível concluir que a quantidade e a distribuição de nódulos de grafita não afetaram o coeficiente de atrito (μ) entre o par tribológico ferro fundido nodular e aço IF. Outro aspecto a ser considerado foi a notável variação observada nas medições do coeficiente de atrito (oscilações). Esse comportamento pode estar relacionado ao “arrancamento” da grafita durante o deslizamento ou à adesão do zinco nos poros da superfície, resultando em enchimento e acúmulo de tensões, conforme discutido no estudo de Groche *et al.* (2011). O gráfico do ensaio está apresentado na Figura 20.

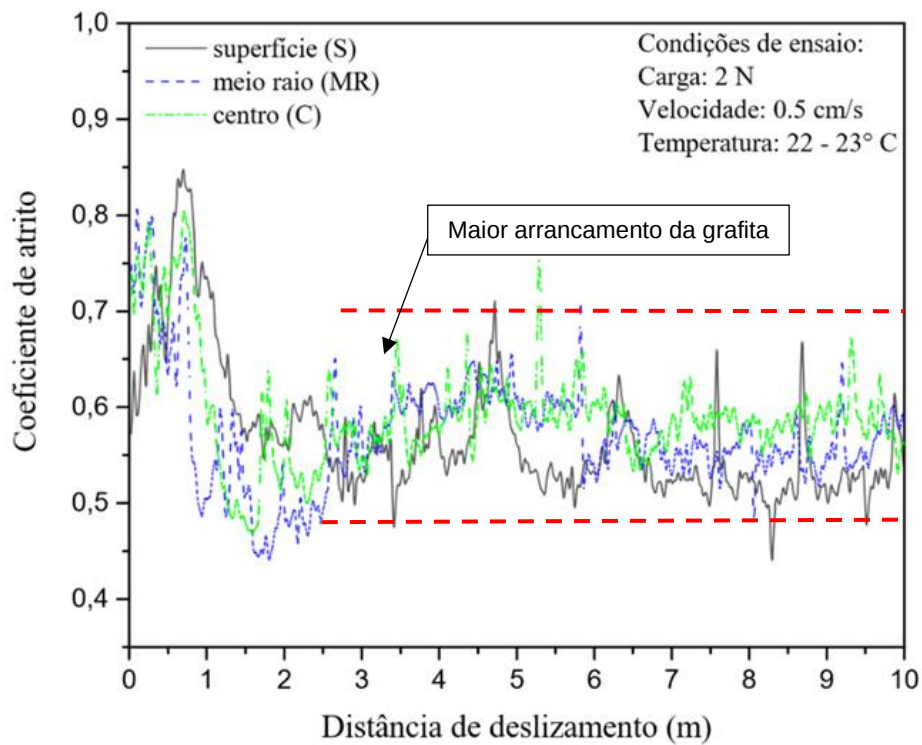


Figura 20 – Variação do coeficiente de atrito entre amostras de ferro fundido nodular

Para medir o volume removido dos pinos após os ensaios tribológicos, foram empregadas relações geométricas, aplicando as equações Eq. 6 e Eq. 7. Essas equações relacionam uma calota desgastada, como ilustrado na Figura 21(a). A dimensão (a), descrita na Eq. 6, foi medida nos pinos após a conclusão de cada ensaio, utilizando microscopia eletrônica de varredura (MEV) (Vega 3, Tescan), conforme representado na Figura 21(b).

$$h = r - (\sqrt{r^2 - a^2}) \quad (6)$$

$$V = \frac{1}{3}\pi h^2(3r - h) \quad (7)$$

Onde:

V = volume removido por desgaste;

a = raio da calota desgastada (medido no MEV);

r = raio do pino inicial (3 mm);

h = altura da calota desgastada;

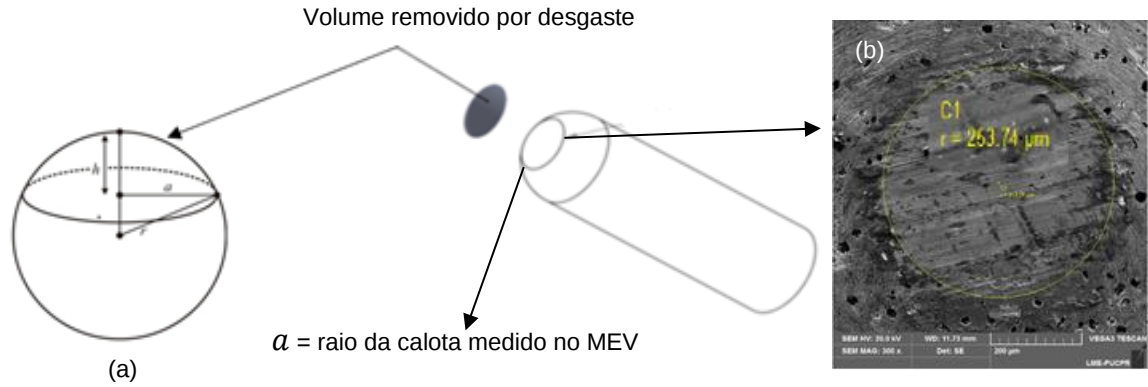


Figura 21 – (a) Desenho esquemático do volume desgastado (b) Imagem em MEV medição " a "

Após o cálculo do volume removido por desgaste nos pinos, aplica-se a Eq. 8, para determinar a taxa de desgaste.

$$D = \frac{V}{L \cdot P} \quad (8)$$

Onde:

TD = Desgaste

V = volume da calota removida em mm^3 , obtido pela Eq.7;

L = distância de deslizamento de 10 m;

P = carga normal de 2 N;

A medida da taxa de desgaste nas três posições (S, MR e C), como apresentado na Figura 22, revelou que o maior volume desgastado ocorreu na posição centro (C). Nessa posição, os nódulos são maiores e, portanto, mais espaçados entre si. Surpreendentemente, apesar da presença de uma maior quantidade relativa de perlita, que normalmente oferece maior resistência ao desgaste, foi observado que na posição (C) houve um aumento na taxa de desgaste.

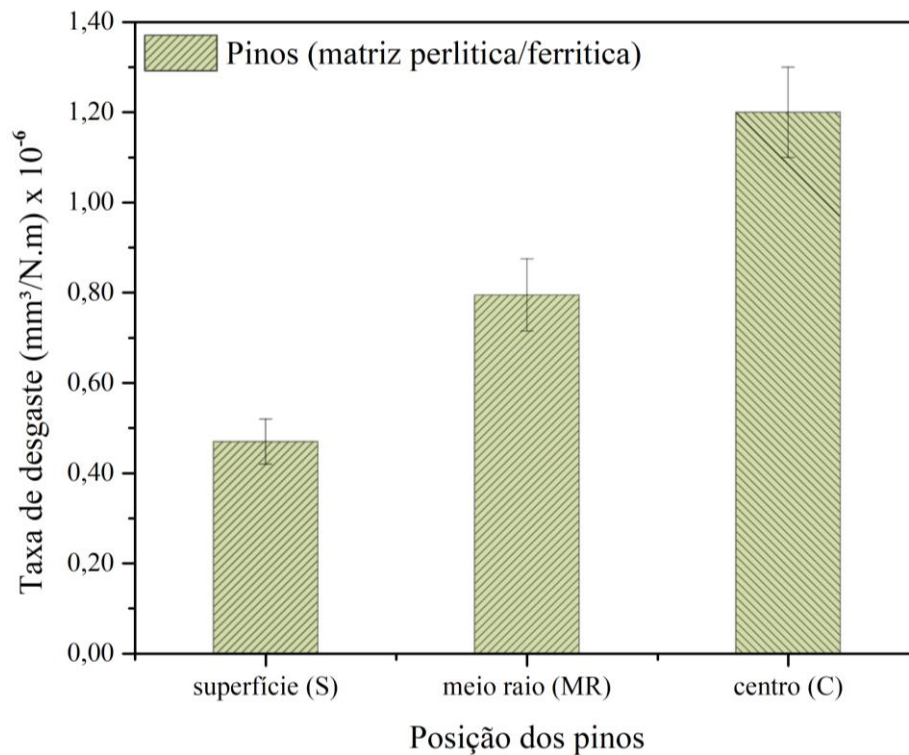


Figura 22 – Gráfico representando valores da taxa de desgaste dos pinos de ferro fundido nodular contra chapa de aço IF DX56D em deslizamento recíproco

Em continuação ao estudo Manenti, (2016), avaliou o desgaste dos pinos de ferro fundido nodular normalizados contra o aço IF DX56D com revestimento de zinco alumínio, usando os mesmos procedimentos experimentais. Com a normalização dos pinos o objetivo foi obter uma fase predominante perlítica no ferro fundido nodular com a mesma distribuição de nódulos. Com base nos ensaios tribológicos, verificou-se que o coeficiente de atrito (μ) não apresentou variações significativas nas três posições da barra (S, MR e C), mesmo quando os pinos foram normalizados. Entretanto, avaliou-se, ao comparar os gráficos da Figura 20 com os da Figura 23, que houve uma maior resistência ao arrancamento de grafita nos pinos normalizados, o que se refletiu na redução da incidência de picos e vales observada no gráfico da Figura 23. Além disso, observou-se uma redução no coeficiente de atrito.

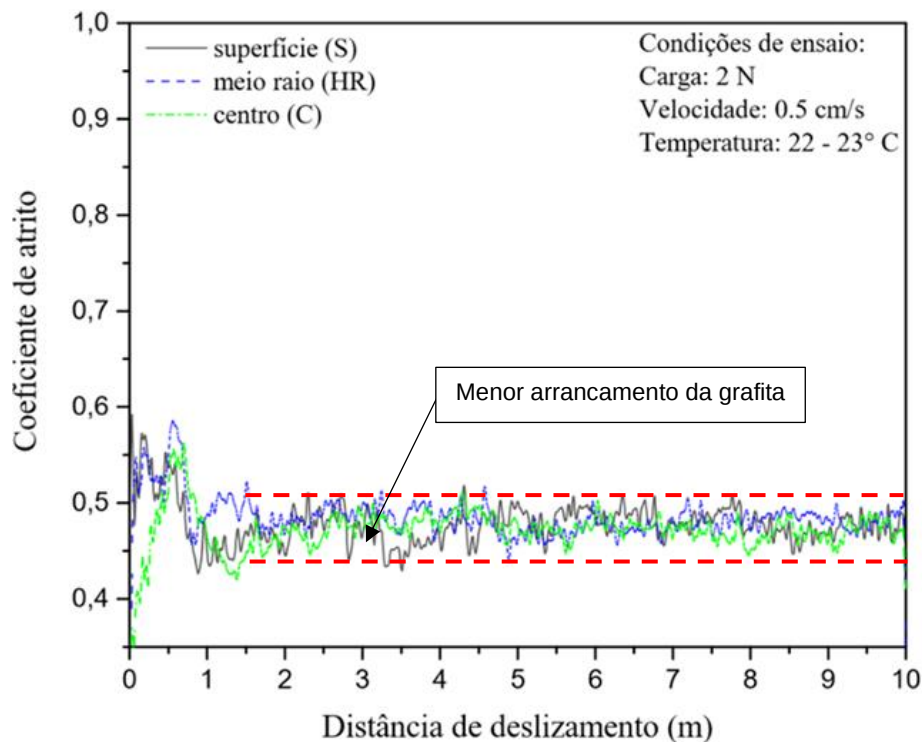


Figura 23 – Coeficiente de atrito entre amostras de ferro fundido nodular perlítico contra chapa IF DX56D com revestimento de Zn-Al

Por fim, foram realizados novamente os cálculos para determinar a taxa de desgaste dos pinos com matriz metálica perlítica. Os resultados foram utilizados para plotar o gráfico. A Figura 24, compara a taxa de desgaste dos pinos com e sem tratamento térmico de normalização. Quando observamos a posição centro (C) do pino sem tratamento térmico em comparação com o pino normalizado, percebe-se uma redução significativa na taxa de desgaste, atingindo um valor cerca de cinco vezes menor.

Essa redução na taxa de desgaste pode ser associada ao nódulo de grafita alojado dentro da matriz perlítica quando normalizado. O nódulo fica em uma matriz resistente ao arrancamento, fazendo com que somente a grafita seja removida e atue como um lubrificante durante o ensaio de deslizamento, o que resulta na redução da taxa de desgaste do pino. Por outro lado, quando a matriz metálica é ferrítica, o nódulo de grafita fica dentro de uma estrutura de ferrita tipo “olho de boi”, não estando alojado em uma matriz resistente. Nesse caso, o nódulo de grafita é “arrancado” junto com a ferrita, e possíveis fragmentos “*debris*” de perlita aumentam o desgaste abrasivo.

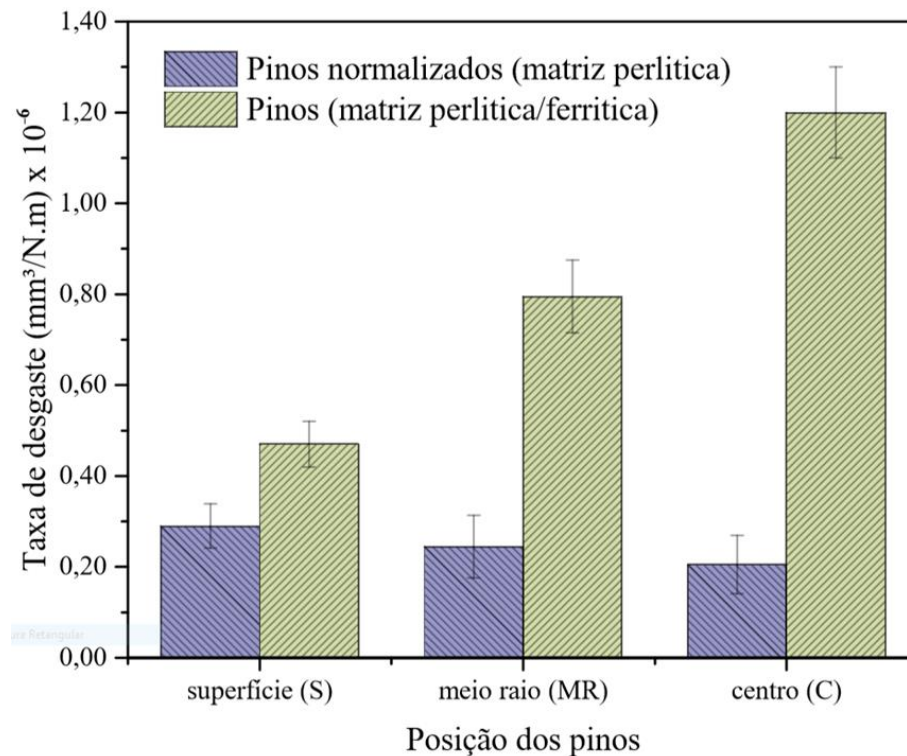


Figura 24 – Taxa de desgaste nos pinos de ferro fundido nodular, em pinos normalizados (perlítico) e pinos (ferrítico – perlítico) contra aço IF DX54D com revestimento de Zn-Al

Podemos sumarizar, então, ressaltando que o desgaste das matrizes durante o processo de estampagem é influenciado por uma série de fatores-chave. A resistência do material da matriz desempenha um papel fundamental, pois matrizes mais resistentes são capazes de suportar cargas de trabalho mais intensas sem sofrer desgaste excessivo. Além disso, a presença e a distribuição dos nódulos de grafita no ferro fundido nodular podem afetar significativamente o desgaste, uma vez que nódulos bem distribuídos e resistentes ao arrancamento contribuem para uma maior durabilidade da matriz. A normalização do material da matriz também se mostrou relevante, pois pode melhorar a resistência ao desgaste, como demonstrado pela redução da taxa de desgaste em pinos normalizados. Por fim, o tipo de aço utilizado na estampagem desempenha um papel crucial na qualidade superficial das peças, com variações na adesão do revestimento de zinco e no comportamento do coeficiente de atrito (μ) entre o par tribológico, afetando diretamente o desgaste das matrizes.

3. MATERIAIS E MÉTODOS

A abordagem experimental para a realização deste estudo foi dividida em três partes:

A primeira parte consistiu na caracterização do ferro fundido nodular utilizado na matriz e de três tipos de aço com diferentes resistências mecânicas, aplicados na estampagem de carrocerias veiculares. Neste contexto, realizou-se ensaios metalográficos em três pontos da barra de ferro fundido nodular, submetida a um tratamento térmico de normalização, com o objetivo de determinar e caracterizar as variações na microestrutura, tanto em termos de tamanho quanto de distribuição dos nódulos de grafita. Além disso, procedeu-se à análise metalográfica das três chapas de aço, destinadas à fabricação de carrocerias automotivas, abrangendo aquelas com baixa resistência mecânica (DC06), média resistência mecânica (HSLA340) e alta resistência mecânica (DP980). A microestrutura desses materiais foi determinada por meio de ensaios metalográficos, e suas propriedades mecânicas foram determinadas por meio de ensaios de tração e dureza.

A segunda etapa do estudo consistiu na fabricação de um dispositivo de estampagem, permitindo a avaliação do mecanismo de desgaste entre as diversas combinações dos pares ferro nodular/chapas de aço. O dispositivo de estampagem permitirá investigar qualquer material de matriz contra qualquer material de chapa aplicados a estampagem.

A terceira etapa envolveu os ensaios de estampagem incluindo as matrizes de ferro fundido nodular perlítico nas posições S – superfície da barra, MR – meio raio e C - centro, em combinação com as chapas de aços (DC06, HSLA 340 e DP980), em três diferentes sentidos de laminação (0°, 45° e 90°), resultando em uma combinação fatorial de 3³; para cada combinação foram realizados 30 ensaios de estampagem, totalizando 810 chapas em 27 condições de ensaios. As condições estão detalhadas no planejamento experimental mostrado na Tabela 8.

Tabela 8 - Planejamento experimental

Matriz	Posição	Ordem
	Superfície	1
	Meio Raio	2
	Centro	3
Aço	Chapa	Ordem
	DC	1
	HSLA	2
	DP	3
Laminação	Sentido	Ordem
	0°	1
	45°	2
	90°	3
3³ - 27 combinações (cada combinação 30 amostras) total de amostras 810 pçs		
Posição (S - MR - C)	Chapa (DC - HSLA - DP)	Sentido (0° - 45° - 90°)
1	1	1
1	1	2
1	1	3
1	2	1
1	2	2
1	2	3
1	3	1
1	3	2
1	3	3
2	1	1
2	1	2
2	1	3
2	2	1
2	2	2
2	2	3
2	3	1
2	3	2
2	3	3
3	1	1
3	1	2
3	1	3
3	2	1
3	2	2
3	2	3
3	3	1
3	3	2
3	3	3

3.1 PREPARAÇÃO DAS MATRIZES DE FERRO FUNDIDO NODULAR

3.1.1 Fabricação das matrizes de ferro fundido nodular com diferentes microestruturas

As matrizes de ferro fundido nodular foram fabricadas a partir de uma barra redonda comercial, da classe FE45012 - Ferro Esferoidal, com uma resistência à tração de 450 MPa e alongamento de 12%. Essa barra tinha um diâmetro de 5" (127 mm) e foi produzida pelo processo de fundição contínua FUCO®. A barra foi dividida em três posições ao longo do raio: superfície (S), situada a 45 mm do centro da barra; meio raio (MR), posicionado a 27 mm do centro; e centro (C) localizado no ponto zero (0 mm), conforme ilustrado na Figura 25. Essa divisão foi necessária devido à variação na taxa de resfriamento durante a solidificação do material fundido. Na posição central, o resfriamento é mais lento, enquanto na superfície, o resfriamento ocorre de maneira mais rápida. Essa variação na taxa de resfriamento influencia significativamente o tamanho e a distribuição dos nódulos de grafita na matriz.

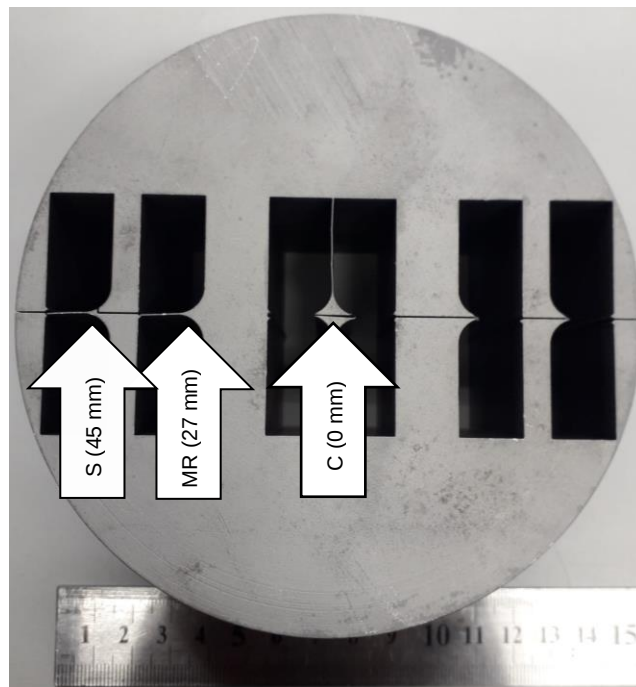


Figura 25 – Posicionamento das matrizes na barra FUCO® posições S, MR e C

A barra FUCO®, originalmente com diâmetro de 5" (127 mm), foi cortada inicialmente em cinco tarugos utilizando uma serra circular. Em seguida, esses corpos de prova foram faceados em um torno mecânico convencional, resultando em peças com 60 mm de altura. Posteriormente, essas peças foram usinadas por eletroerosão a fio, produzindo a matriz com as dimensões de 23 mm x 12 mm x 60 mm. O trajeto da eletroerosão a fio programado para

o corte das peças está representado na Figura 26(a), sendo fundamental o posicionamento do raio da matriz de 5 mm nas posições (S, MR e C), conforme mostrado na imagem da barra usinada na Figura 26(b). Os rebaixos da matriz foram usinados por fresamento, enquanto as furações foram realizadas com broca helicoidal. No total, foram produzidas 60 matrizes, sendo 20 para cada uma das posições (S, MR e C), como ilustrado na Figura 26(c). O desenho 2D, contendo as dimensões e tolerâncias finais da matriz, é apresentado na Figura 27.

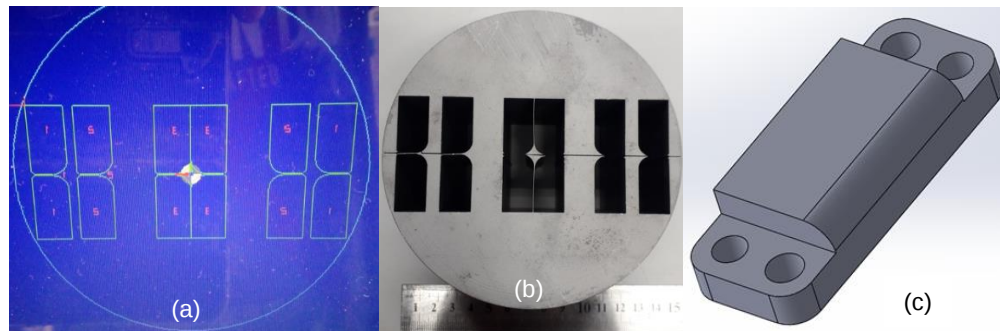


Figura 26 – (a) Imagem do trajeto do fio para usinagem por eletroerosão a fio, (b) Barra usinada e (c) Modelo 3D final da matriz

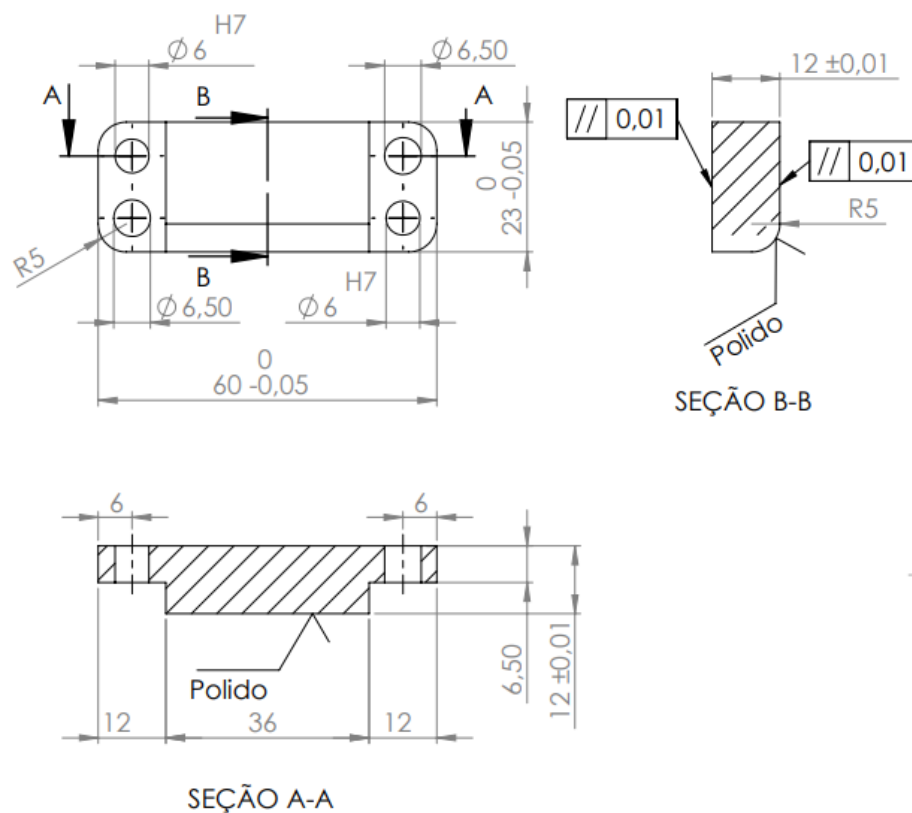


Figura 27 – Desenho 2D das dimensões e tolerâncias da matriz

3.1.2 Tratamento térmico

Para obtenção de uma matriz metálica perlítica, foi realizado um tratamento térmico de normalização, conforme o trabalho de Guesser (2009). Esse tratamento térmico consistiu em aquecer as matrizes em um forno por um período de 2 horas, até uma temperatura de 880 °C, seguido de resfriamento com ar forçado. O ciclo térmico desse processo está detalhado na Figura 28.

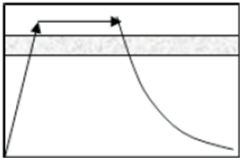
Normalização	Cinza e Nodular
Velocidade de aquecimento	50 a 100 °C/h
Temperatura	850 a 920 °C
Tempo de manutenção	2 h até 25 mm de espessura + 1h por 25 mm que exceder
Resfriamento	Ar forçado
Ciclo térmico	

Figura 28 – Parâmetros para tratamento térmico de normalização para ferro fundido cinza e nodular (GUESSER, 2009)

3.1.3 Análise microestrutural

Para realizar a caracterização microestrutural, as amostras foram usinadas por eletroerosão a fio, onde o corte foi realizado para a retirada de uma fatia da seção transversal da matriz para cada posição (S, MR e C). As amostras foram embutidas em baquelite, conforme ilustrado na Figura 29, seguido de lixamento com lixas de carbeto de silício de granulometrias #500, #800, #1000, #1500 e #2200, seguido de polimento com feltro e pasta diamantada de 3 e 1 µm. As imagens foram analisadas tanto sem ataque químico quanto após ataque químico com Nital 2%. As imagens foram capturadas usando um microscópio óptico com o auxílio do software *analySIS Image Processing* (Olympus).



Figura 29 – Amostra embutida em baquelite para caracterização microestrutural

As caracterizações seguiram as diretrizes da norma ASTM A247-19 (2021). As medições dos nódulos e a distribuição da grafita foram realizadas no microscópio eletrônico de varredura (MEV, Tescan - Vega 3), do LaCEM - Laboratório de Caracterização e Ensaios de Materiais da PUCPR. Para cada posição (S, MR e C), foram obtidas 6 imagens, e em cada imagem foram realizadas 20 medições do diâmetro do nódulo e do espaçamento entre elas, resultando em um total de 120 dados para análise e discussões.

3.1.4 Propriedades mecânicas e de superfície

Para determinar a dureza, foi utilizado o ensaio de dureza Brinell (HB) de acordo com as diretrizes estabelecidas na norma ABNT NBR ISO 6394-80. De acordo com essa norma, foi utilizado um fator de carga igual a 30, para ferros fundidos nodulares, o que resultou em uma carga de 1840 N (187,5 kgf) para uma esfera de 2,5 mm de diâmetro, e um tempo de aplicação da carga de 15 s. A dureza foi medida diretamente nas matrizes, sendo realizadas 5 medições em cada uma das três posições: superfície (S), meio raio (MR) e centro (C).

Para determinar a resistência mecânica, foram realizados ensaios de tração utilizando a máquina universal de ensaios MTS com capacidade de 100 kN, do LaCEM/PUCPR. A preparação dos corpos de prova envolveu um processo inicial de usinagem por eletroerosão a fio nas posições (S, MR e C), conforme ilustrado na Figura 30(a). A usinagem foi finalizada em um torno mecânico, de acordo com as dimensões especificadas na norma ASTM E8/E8M-16 (2022) e ilustradas na Figura 30(b). Para cada uma das posições (S, MR e C) foram fabricadas três amostras, e submetidas ao tratamento térmico de normalização.

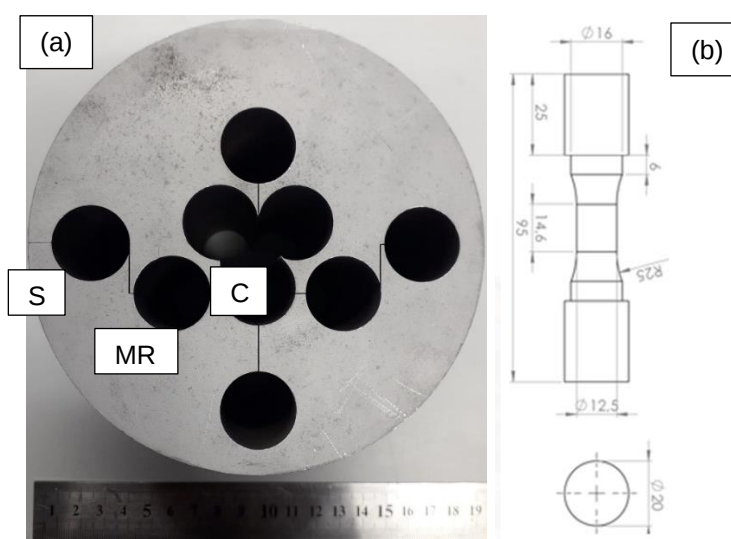


Figura 30 – (a) Barra usinada por eletroerosão a fio nas posições (S, MR e C) para a fabricação das amostras de tração e (b) Desenho 2D para usinagem do corpo de prova com as dimensões baseado na norma ASTM E8/E8M-16 (2022)

A rugosidade inicial foi medida em termos de rugosidade média Ra, usando medição óptica tridimensional. O equipamento empregado foi o microscópio de variação de foco (*Infinite Focus G5, Alicona*), disponível no laboratório de usinagem do Centro Universitário de Brusque – UNIFEBE. As medições foram realizadas ao longo do comprimento de 36 mm do raio da matriz, tanto na direção horizontal, conforme mostrado na Figura 31(a), quanto na direção vertical conforme ilustrado na Figura 31(b). A face do lado esquerdo foi tomada como referência zero (0) peça. O ponto 1 a 7,5 mm da face zero; o ponto 2, a 17,5 mm da face zero e o ponto 3, a 27,5 mm da face zero, conforme representado na Figura 31. Para essas medições foram adotados os parâmetros de 0,25 mm de “*cutoff*” comprimento de amostragem e 1,25 mm de comprimento de avaliação, de acordo com as especificações da norma ABNT NBR ISO 4288 (2008). Foram realizadas medições em um total de 60 matrizes, sendo 20 para a posição superfície (S), 20 para posição meio raio (MR) e 20 para posição centro (C).

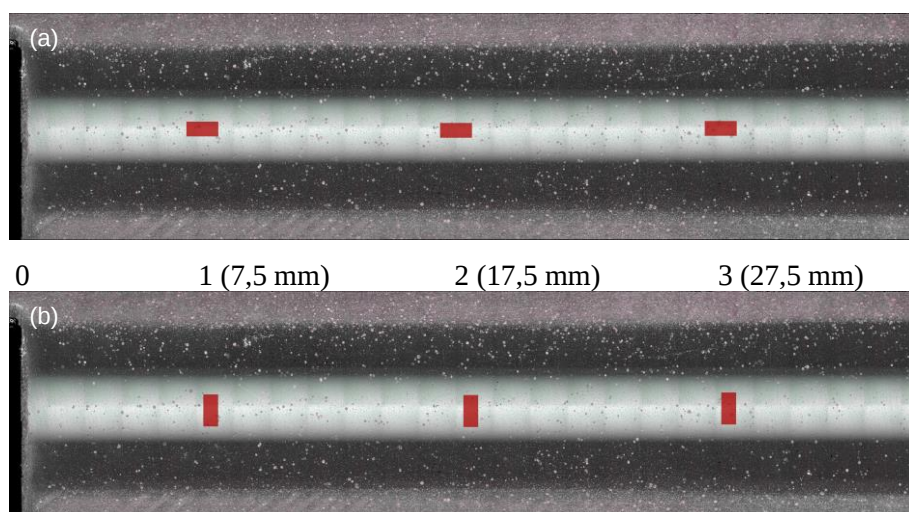


Figura 31 – Imagem do raio da matriz (a) rugosidade na horizontal e (b) rugosidade na vertical

3.2 PREPARAÇÃO DAS CHAPAS DE AÇO

As chapas de aço DC06, HSLA340 e DP980 foram fornecidas por uma empresa de estampagem automotiva. Para cada chapa foi criado um desenho no software CAD “*Solidworks*”, definindo as dimensões dos corpos de prova de 30 x 170 mm e a posição para os cortes a laser nas três direções de laminação (0°, 45° e 90°). O plano de corte a “*laser*” para o aço DC06 foi realizado de acordo com o desenho esquemático apresentado na Figura 32. O plano de corte a laser do aço HSLA340 foi realizado conforme o desenho esquemático da Figura 33. O plano de corte a laser do aço DP980 foi realizado conforme o desenho esquemático da Figura 34.

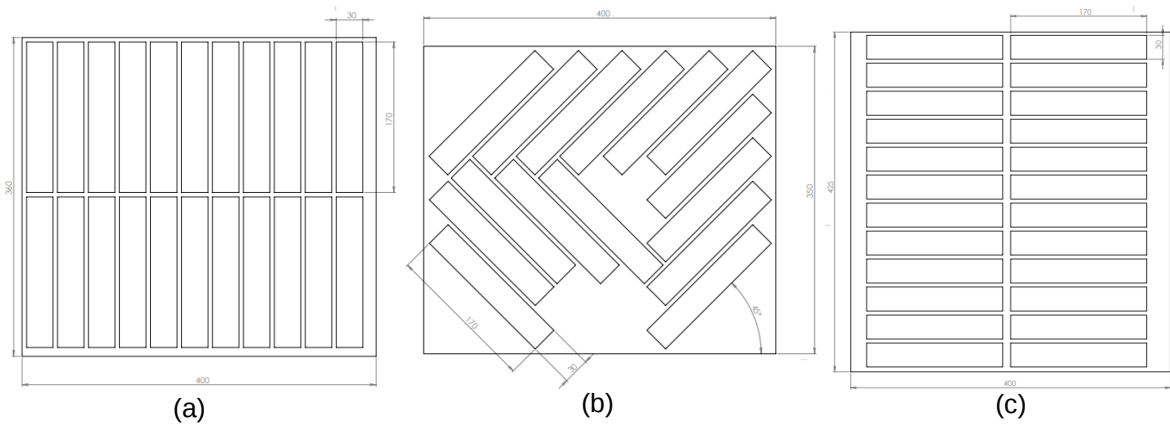


Figura 32 – Desenho esquemático do plano de corte a laser das amostras de DC06
(a) Sentido de laminação (0°), (b) Sentido de laminação 45°, (c) Sentido de laminação 90°

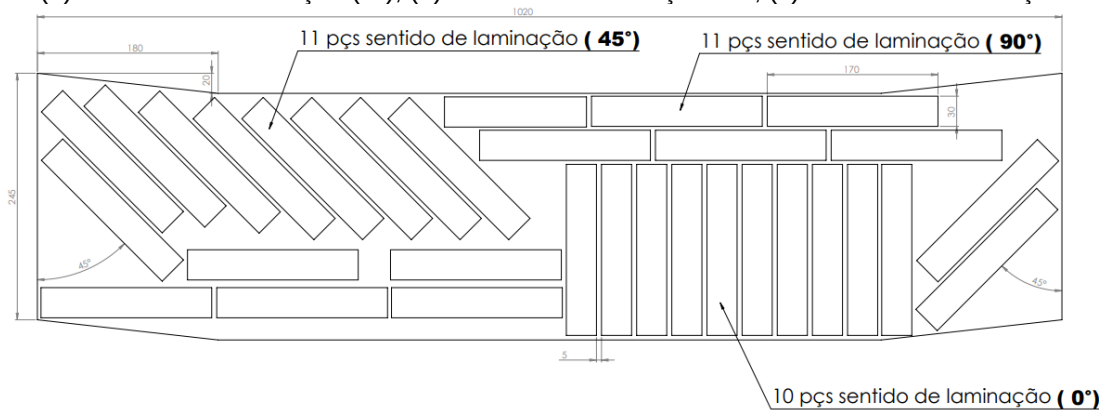


Figura 33 – Desenho esquemático do plano de corte a laser das amostras de HSLA340

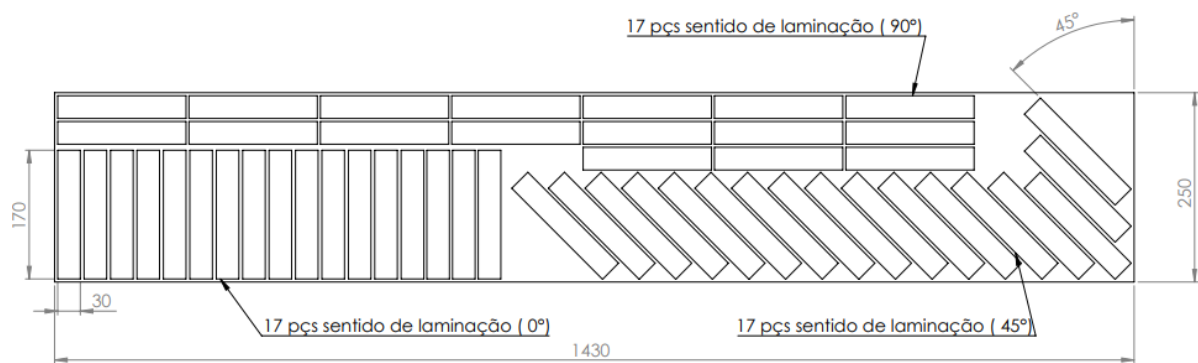


Figura 34 – Desenho esquemático do plano de corte a laser das amostras de DP980

3.2.1 Análise microestrutural das chapas de aço

Para caracterização microestrutural, foi cortada uma amostra de cada chapa de aço utilizando uma guilhotina. Cada amostra de chapa foi embutida em baquelite, conforme ilustrado na Figura 35, a fim de facilitar o manuseio e as operações de lixamento e polimento.

As amostras foram lixadas com lixas de carbeto de silício de granulometrias #500, #800, #1000, #1500 e #2200, seguido de polimento com pasta diamantada de 3 e 1 μm impregnado em um feltro. As amostras foram analisadas sem ataque e com ataque químico com Nital 2%. As imagens foram capturadas em microscópio óptico (Olympus BX61), utilizando o software *analySIS Image Processing* (Olympus).

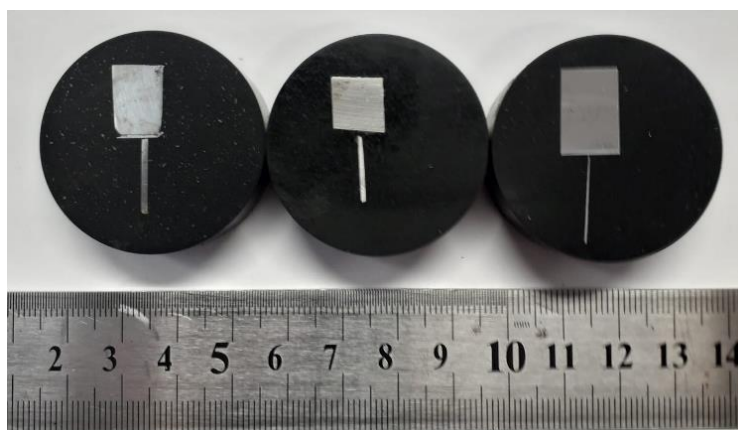


Figura 35 – Imagem das amostras das chapas embutidas em baquelite para caracterização microestrutural

3.2.2 Propriedades Mecânicas e de Superfícies

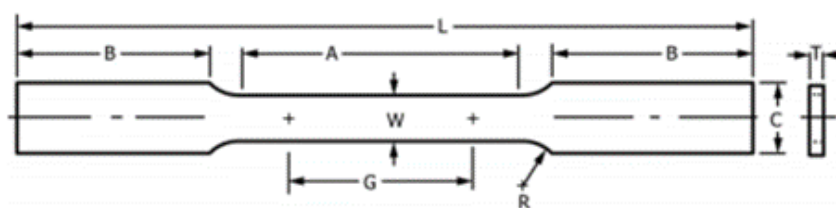
Para avaliar a dureza, foi utilizado o ensaio de dureza Vickers (HV), conforme parâmetros definidos na norma ASTM E92 (2023). De acordo com a norma, a carga selecionada foi de 9,807 N (1 kgf), com tempo de aplicação de carga de 15 segundos.

A medição de dureza foi realizada em amostras polidas, conforme ilustrado na Figura 35. Foram feitas cinco medições em cada um dos aços DC06, HSLA340 e DP980.

Para os ensaios de tração das chapas, foram adotados corpos de prova com formato de gravata, obtidos por corte a laser. As dimensões seguiram a norma ASTM E646-16 (2022), que estabelece as dimensões para o corpo de prova, como indicado na Figura 36. Para cada tipo de material (DC06, HSLA340 e DP980), foram preparadas três amostras para cada orientação de laminação (0° , 45° e 90°). Os ensaios de tração foram realizados na máquina universal de ensaios MTS® com capacidade de 100 kN, no LaCEM/PUCPR.

Os coeficientes de anisotropia e os expoentes de encruamento foram determinados a partir dos valores obtidos nos ensaios de tração em cada chapa.

A medição de rugosidade foi realizada usando o parâmetro R_a , de acordo com a norma ABNT NBR ISO 4288 (2008). Os valores foram obtidos com 0,8 mm de comprimento de amostragem “cutt off”, e 4 mm de comprimento de avaliação, utilizando o rugosímetro Taylor Surf (Taylor Hobson®), no Laboratório de Metrologia da PUCPR.



		Dimensão (mm)
G	Comprimento do medidor	50.0 ± 0.10
W	Largura	12.5 ± 0.25
R	Raio do filete	13
L	comprimento total	200
A	comprimento da seção reduzida	60
B	Comprimento da seção de preensão	50
C	largura da seção de aderência	20

Figura 36 – Modelo “gravata” para ensaio de tração baseado na norma ASTM E646-16 (2022)

3.3 DESENVOLVIMENTO DO DISPOSITIVO DE ESTAMPAGEM

A segunda etapa deste estudo consistiu na avaliação do desgaste dos pares matriz/chapa, com o propósito de avaliar e compreender a influência da microestrutura no desgaste de matrizes de ferro fundido nodular perlítico durante o processo de estampagem de chapas de aços DC04, HSLA440 E DP980. O objetivo principal foi quantificar o volume de material removido e aderido na superfície dos raios das matrizes durante processo de conformação das chapas.

Para conduzir esta investigação, foi desenvolvido um dispositivo de estampagem que possibilitou a avaliação do desgaste gerado durante o deslizamento das chapas de aço em matrizes de ferro fundido nodular perlítico.

O dispositivo proposto neste estudo foi desenvolvido e projetado em CAD, conforme ilustrado na vista em perspectiva do conjunto da Figura 37, juntamente com o detalhamento das peças descrito na Tabela 10. A peça estampada com o dispositivo foi baseada no modelo “U-bend” (canal com perfil chapéu), proposto por Makinouchi *et al.* (1994). Esse modelo é reconhecido por sua capacidade de simular vários comportamentos durante o processo de estampagem.

O dispositivo foi desenvolvido para operar na máquina de ensaio universal (MTS® 100 kN), possibilitando ajustes de parâmetros para os processos de estiramento e embutimento bem como para condições combinadas de deformação da chapa.

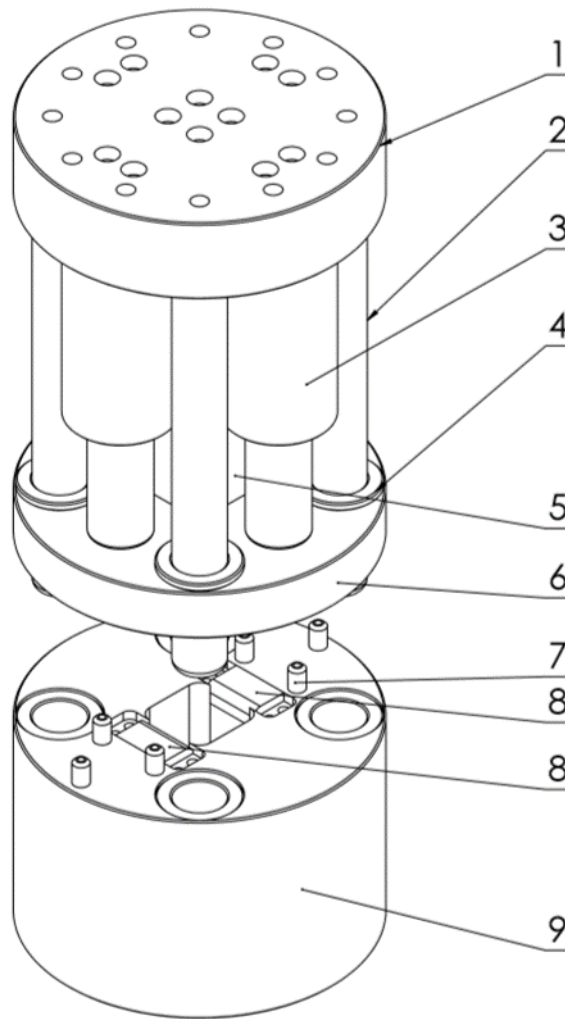


Figura 37 – Desenho técnico do dispositivo desenvolvido para estampagem

Tabela 9 – Especificação das peças do dispositivo de estampagem.

Ítem	Descrição da peça	Material/tratamento	Quantidade
1	Porta punção	Aço SAE 1045	1
2	Coluna guia	Aço SAE 4140/cementado	4
3	Cilindro de nitrogênio (mola a gás)	Comercial – ARCINCO	4
4	Bucha guia	Bronze TM-23	8
5	Punção	Aço VND temperado e revenido	1
6	Prensa chapas	Aço P20 temperado e revenido	1
7	Pinos localizadores	Aço prata temperado e revenido	6
8	Matriz 1 e 2	**Ferro fundido nodular	2
9	Porta matrizes	Aço P20 temperado e revenido	1

O dispositivo foi projetado para processar chapas com espessuras de até 3 mm, e com dimensões de 30 x 170 mm. O prensa-chapas é equipado com quatro cilindros de nitrogênio (mola a gás), posicionados simetricamente e interligados a um sistema com manômetro que possibilita a calibração da pressão de trabalho do prensa-chapas.

O curso máximo de trabalho é de 75 mm. Cada cilindro possui capacidade de 150 bar de pressão, o que proporciona uma força máxima aproximada de 15 kN. Desta forma distribuindo em 4 cilindros, a força inicial máxima no prensa-chapas, quando em posição superior (dispositivo aberto) é de 60 kN. Não há acumulador de pressão, portanto, a força aplicada no prensa-chapas aumenta progressivamente à medida que dispositivo se desloca em compressão até atingir o curso máximo na posição inferior (dispositivo fechado).

Na tabela 10, é apresentado um resumo das principais variáveis do processo e especificações do dispositivo.

Tabela 10 – Variáveis e especificações do dispositivo de estampagem

Operações e variáveis do processo	
Dimensões do punção	40 x 40 mm
Altura de trabalho	75 mm
Folga entre punção e matriz	3 mm
Comprimento da chapa “blank”	170 mm
Largura da chapa “blank”	30 mm
Força máxima do prensa-chapa (matriz aberta)	60 kN
Raio da matriz 1 e 2	5 mm (**condições adotadas)
Raio do punção	5 mm
Espessura máxima da chapa	3 mm
Velocidade de estampagem máxima	300 mm/min – 5 mm/s
Material da matriz intercambiável	Ferro fundido nodular normalizado (**condições adotadas)
Recorte da chapa blank	DC-06, HSLA340 e DP980 (**condições adotadas)

3.3.1 Ensaios de estampagem

Na Figura 38, é apresentada uma imagem do dispositivo de estampagem instalado na máquina universal de ensaios (MTS).

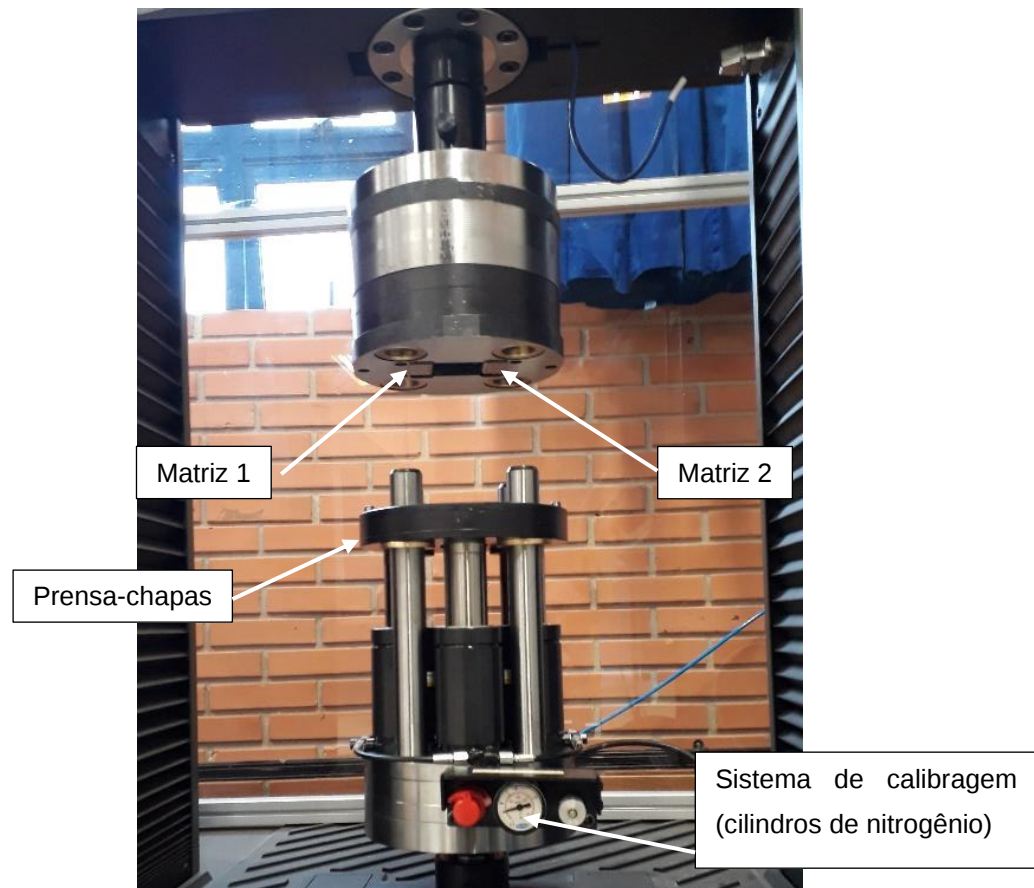


Figura 38 - Dispositivo de estampagem instalado na máquina de tração/compressão universal MTS® 100KN

Para realização dos ensaios, o dispositivo opera de forma similar a uma prensa, onde as forças são medidas durante o deslocamento descendente sob compressão da máquina. A chapa, inicialmente plana, é inserida e centralizada por pinos localizadores no prensa-chapas estampando em formato “*U-bend*”. Durante o movimento de descida em estado de compressão, a chapa desliza nos raios das matrizes 1 e 2, mantida no lugar pelo prensa-chapas cuja força é controlada pela pressão de nitrogênio. A representação de um ciclo de estampagem pode ser visualizada no desenho esquemático da Figura 39.

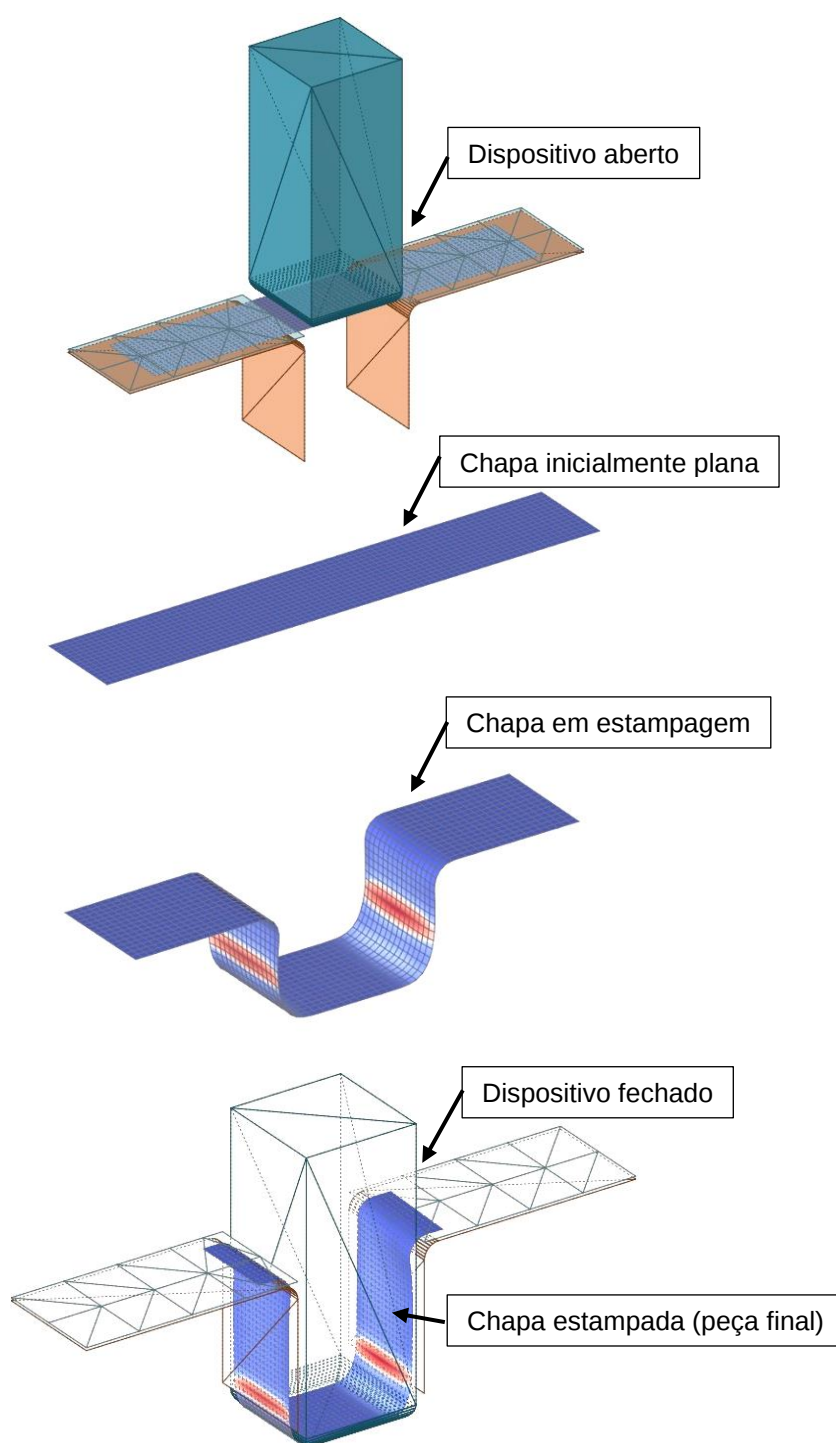


Figura 39 – Desenho esquemático simulando a estampagem da peça

3.3.2 Parâmetros da estampagem

Conforme citado anteriormente, um total de 810 peças foram estampadas, abrangendo 27 condições diferentes de ensaio. Essas condições incluíram as 3 matrizes (S, MR e C), 3 tipos de aços para as chapas e 3 orientações de laminação (0° , 45° e 90°), com 30 peças para

cada condição, conforme detalhado na Tabela 8. Para todas as condições, foram mantidos os parâmetros de pressão no prensa-chapas e altura de estampagem. Após testes preliminares, foi determinado que a pressão ideal no prensa-chapas era de 30 bar e a altura de estampagem da peça de 70 mm. Essa configuração foi adotada para as três chapas (DC06, HSLA340 e DP980), garantindo um deslizamento sobre os raios das matrizes com um mínimo de estiramento, evitando rupturas até a altura de 70 mm. A Figura 40 ilustra pares matriz/chapa (a) DC06/matriz, (b) HSLA340/matriz e (c) DP980/matriz, respectivamente.

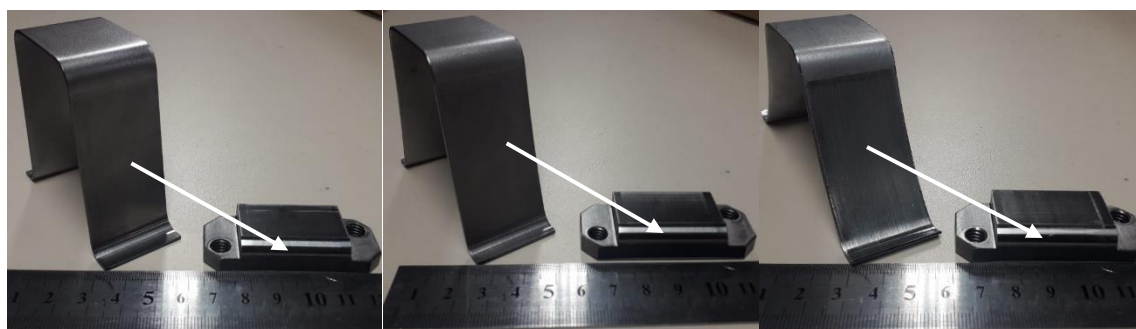


Figura 40 – (a) Imagem da peça de DC06/matriz, (b) Imagem da peça de HSLA340/matriz e (c) Imagem da peça de DP980/matriz

3.3.3 Investigação do desgaste na matriz

As medições de desgaste foram realizadas por escaneamento superficial e medição óptica tridimensional utilizando o microscópio de variação de foco da marca *Infinite Focus G5* (*Alicon®*), do Laboratório de Usinagem do Centro Universitário de Brusque – UNIFEBE.

Para aquisição das imagens e posteriores medições de desgaste, utilizou-se uma lente com ampliação de 15X. Para a análise, as matrizes foram medidas em dois momentos: antes da estampagem, nas superfícies dos raios somente polida, e depois da realização da estampagem experimental. A fim de medir o desgaste em volume, as imagens foram alinhadas e sobrepostas por meio do software do microscópio, selecionando uma área central projetada de 180 mm², conforme ilustrado na Figura 41. Nessa condição, as medições de desgaste foram obtidas em termos de volume aderido (*Va - Volume of peaks above reference surface*) e volume removido (*Vr - Volume of valleys below reference surface*), para cada condição após a estampagem de 30 peças.

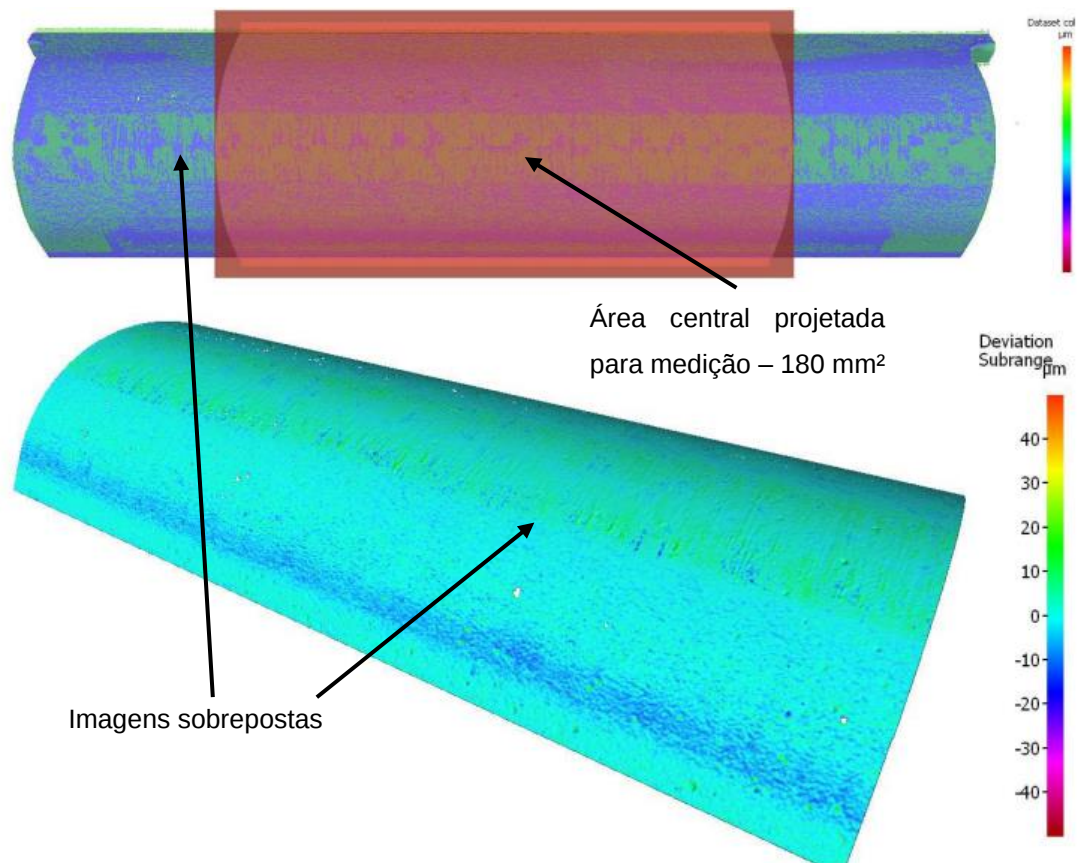


Figura 41 – Imagens do raio da matriz sobreposta para medição dos volumes

4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

Os resultados da primeira etapa abordam a caracterização microestrutural, as propriedades mecânicas e as características de superfície da barra de ferro fundido nodular nas três posições: superfície (S), meio raio (MR) e centro (C), bem como das chapas DC06, HSLA340 e DP980.

4.1 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DO FERRO FUNDIDO NODULAR

A formação de grafita em ferros fundidos nodulares é principalmente determinada pela taxa de resfriamento durante o processo de solidificação. A velocidade com que ocorre o resfriamento durante a solidificação determina o tempo disponível para difusão de carbono, na reação eutética, que por sua vez, define a quantidade de nódulos de grafita por unidade de área, o tamanho de nódulos, o espaçamento entre nódulos. A microestrutura da composição da matriz metálica, por sua vez, que pode ser ferrítica ou perlítica, ocorre na decomposição eutetóide da austenita, (ABEDI *et al.* 2010). Para este estudo, as matrizes foram submetidas a tratamento térmico de normalização, resultando na predominância da fase perlítica na matriz.

O gráfico da Figura 42 apresenta os resultados da caracterização para cada posição na barra (S, MR e C), exibindo valores de quantidade de nódulos por mm², porcentagem de grafita e grau de nodularidade. A representação no gráfico segue o seguinte padrão: no eixo horizontal, o raio da barra é representado em uma escala de 0 a 60 mm, sendo 0 mm a posição centro (C), 27 mm para posição meio raio (MR) e 45 mm para posição superfície (S).

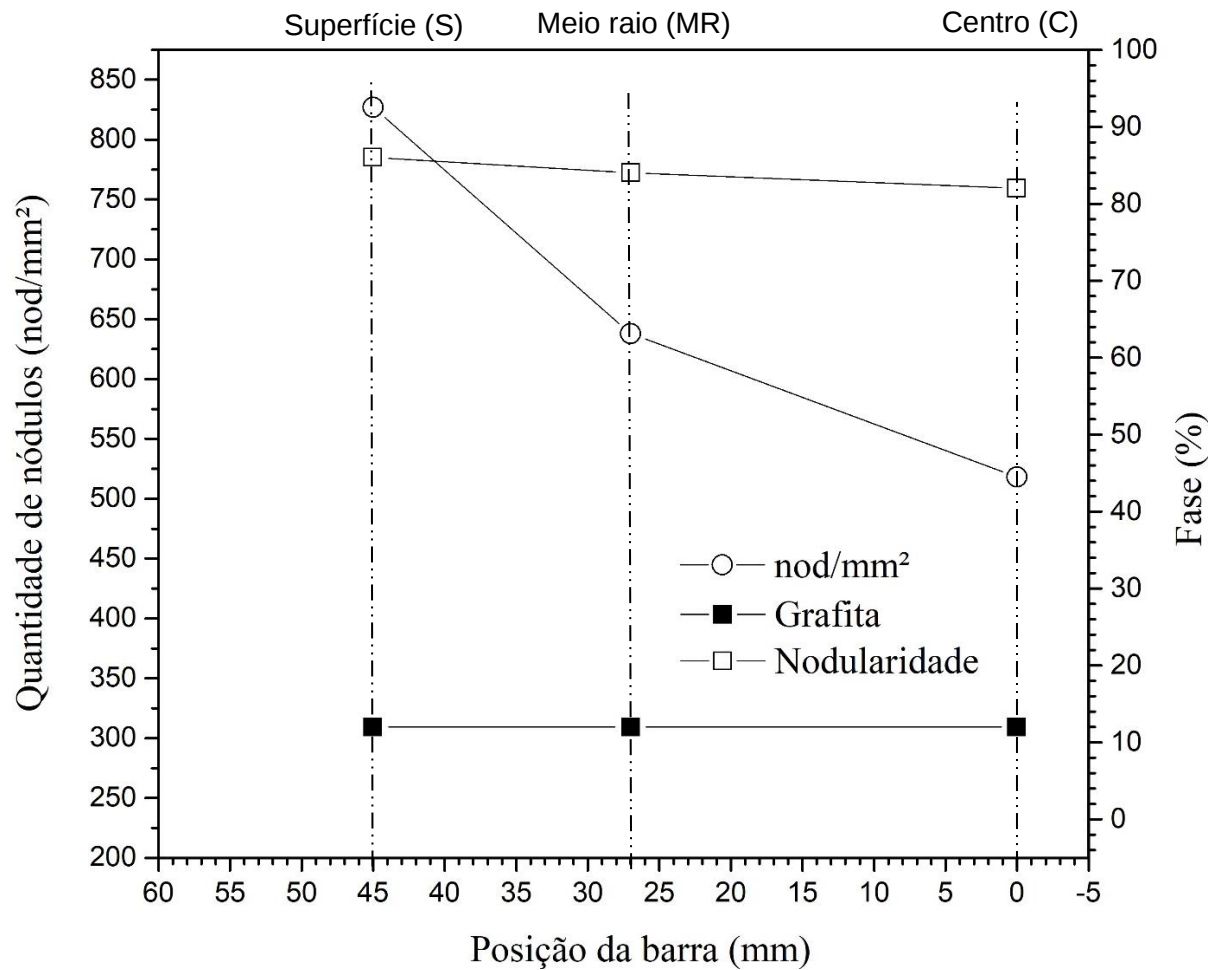
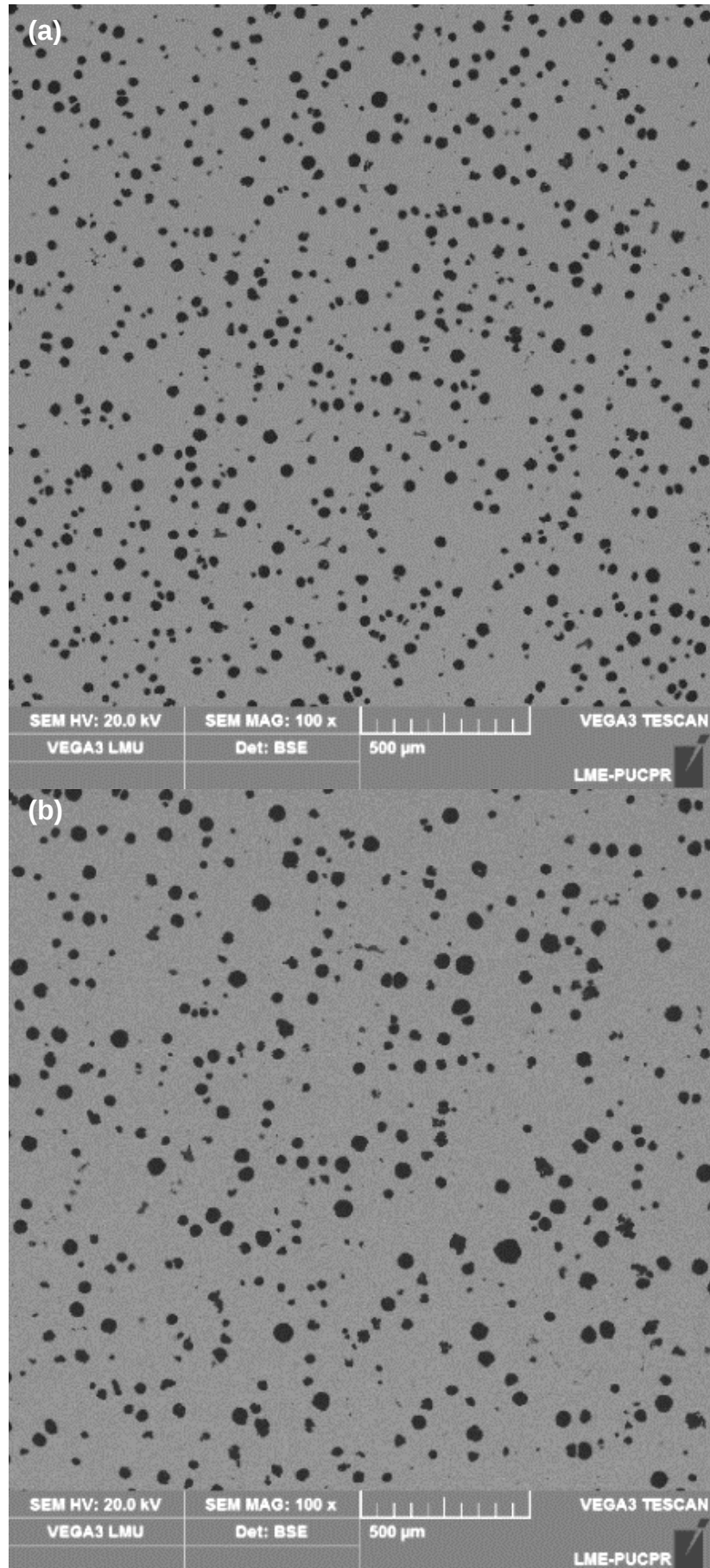


Figura 42 – Resultados de caracterização da barra nas posições S, MR e C

A quantidade média de grafita representa cerca de 12% em volume da matriz metálica para todas as posições, o que se justifica pela uniformidade da quantidade de carbono na barra FUCO®. Portanto os nódulos são maiores, porém em menor quantidade por unidade de área na posição centro (C) e menores, porém em maior quantidade por unidade de área na posição superfície (S). Essa variação, de acordo com Casagrande (2003) e Abedi *et al.* (2010), deve-se à variação na taxa de resfriamento, ou seja, à espessura do fundido durante a solidificação. Na barra, a taxa de resfriamento é menor no centro da barra do que na superfície. O grau de nodularidade excede 80% em todas as três posições, o que classifica o ferro fundido como nodular de acordo com a norma ASTM A 247 – 19 (2021). A quantidade de nódulos/mm² é apresentada na Figura 42 e nas imagens da Figura 43. Os valores médios em cada posição são: 827 nódulos/mm² na posição superfície (S), 638 nódulos/mm² na posição meio raio (MR), e 518 nódulos/mm² na posição centro (C).



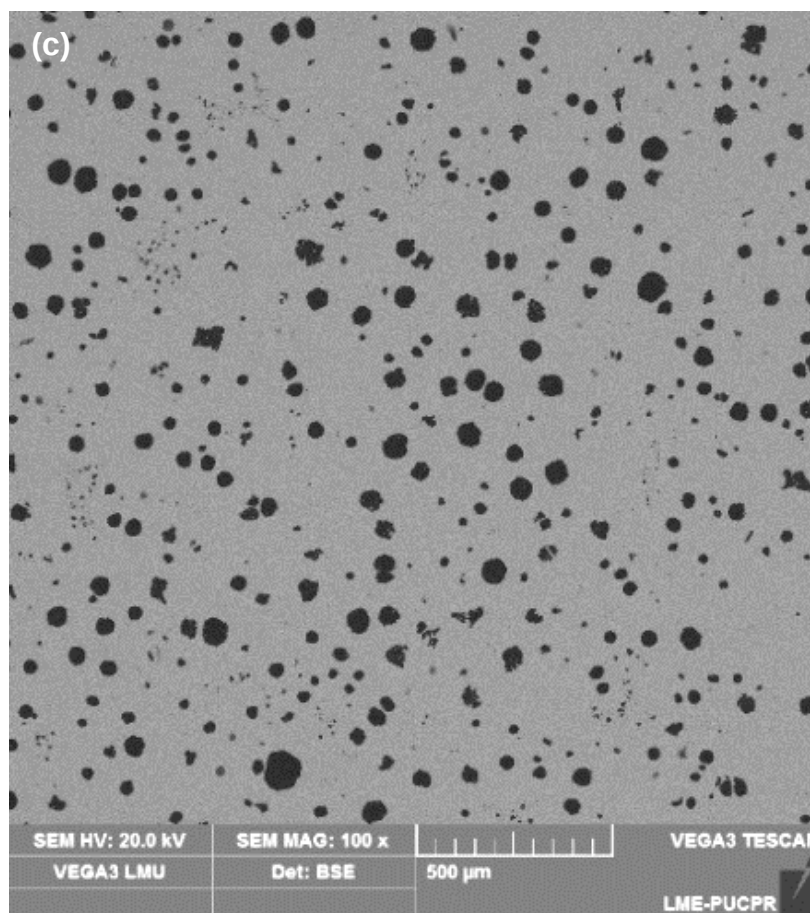


Figura 43 – Imagens da microestrutura para as posições: (a) posição S - 827 nod/mm², (b) posição MR - 638 nod/mm² e (c) posição C - 518 nod/mm².

Os diâmetros médios dos nódulos em cada posição são: 32 μm na posição superfície (S), 44 μm na posição meio raio (MR) e 55 μm na posição centro (C), conforme mostrado na Figura 44 (a). Realizou-se uma classificação de acordo com a norma ASTM A 247 – 19 (2021) em relação ao tamanho dos nódulos na escala de 1 a 8. A norma classifica o tamanho da grafita, como tamanho 1 com diâmetros entre 0,64 mm até 1,28 mm, e o tamanho 8 representando diâmetros menores em escala crescente, com valores de diâmetro mínimo de 0,01 mm, como mostrado na Tabela 1. Desta forma, observamos, de acordo com o gráfico da Figura 44, que na posição superfície (S), os tamanhos dos nódulos mais frequentes são os números 5, 6 e 7, com predominância no tamanho 6 (20 – 40 μm), representando 90 dos 120 nódulos medidos. Já nas posições meio raio (MR) e centro (C), os tamanhos predominantes são 4, 5 e 6, com maior incidência no tamanho 5 (40 – 80 μm), totalizando 80 nódulos no meio raio (MR) e 100 nódulos no centro (C). Isso confirma a menor velocidade de resfriamento no centro da barra, levando à formação de nódulos maiores, porém em menor quantidade.

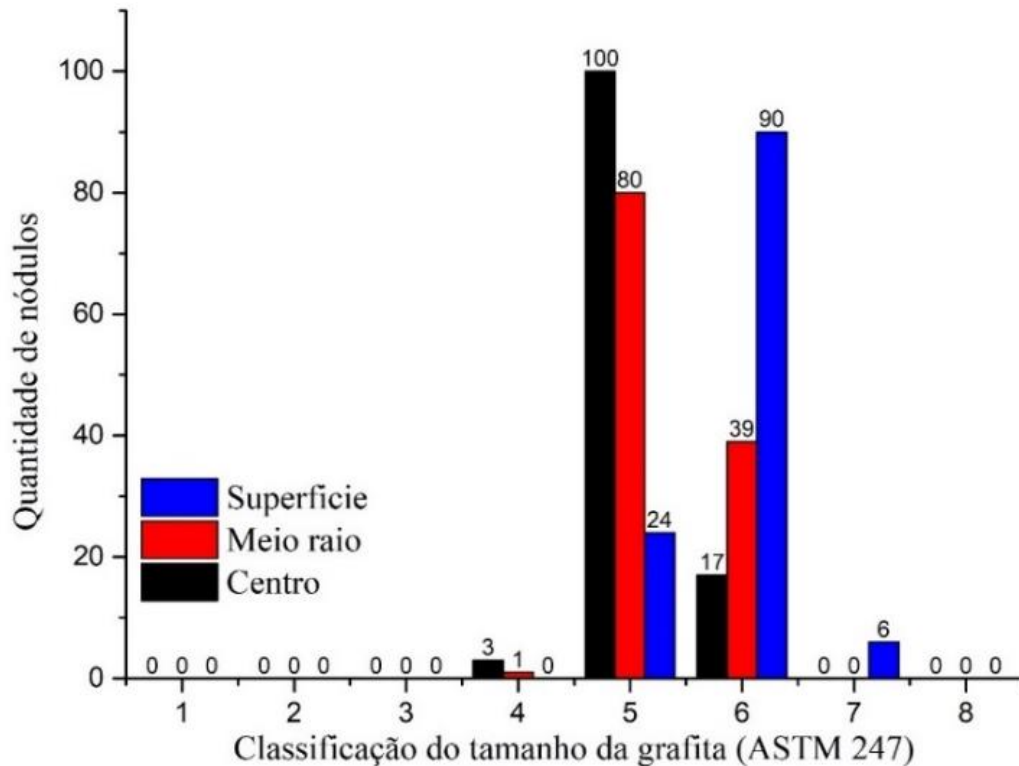


Figura 44 – Histograma da quantidade de nódulos em função da classificação do tamanho da grafita de acordo com a norma ASTM A 247 - 19 (2021)

Na medição do espaçamento médio entre os nódulos, os valores encontrados foram os seguintes: 125 μm na posição superfície (S), 171 μm na posição meio raio (MR) e 208 μm na posição centro (C), conforme ilustrado na Figura 45(b). Além disso, foi calculada a razão entre a distância e o diâmetro dos nódulos (L/D), que resultou em um valor adimensional igual a 3,8 nas três posições (S, MR e C), como apresentado na Figura 45 (c). Isso ratifica que há uma relação direta entre o tamanho e o espaçamento dos nódulos durante o processo de resfriamento na solidificação do ferro fundido nodular.

Desta forma, ao considerar a relação constante e adimensional entre a distância média entre nódulos e o diâmetro médio dos nódulos e levando em conta que o diâmetro da indentação para a medição de dureza em Brinell (HB) é pelo menos dez vezes maior que o diâmetro médio dos nódulos, a influência na medição de dureza para as três posições é principalmente determinada pela matriz metálica perlítica. Não foram observadas diferenças significativas nos valores de medição, com desvio padrão mínimo, apresentando em média, valores de 201 HB na posição superfície (S), 204 HB na posição meio raio (MR) e 209 HB na posição centro (C), conforme representado na Figura 45 (d).

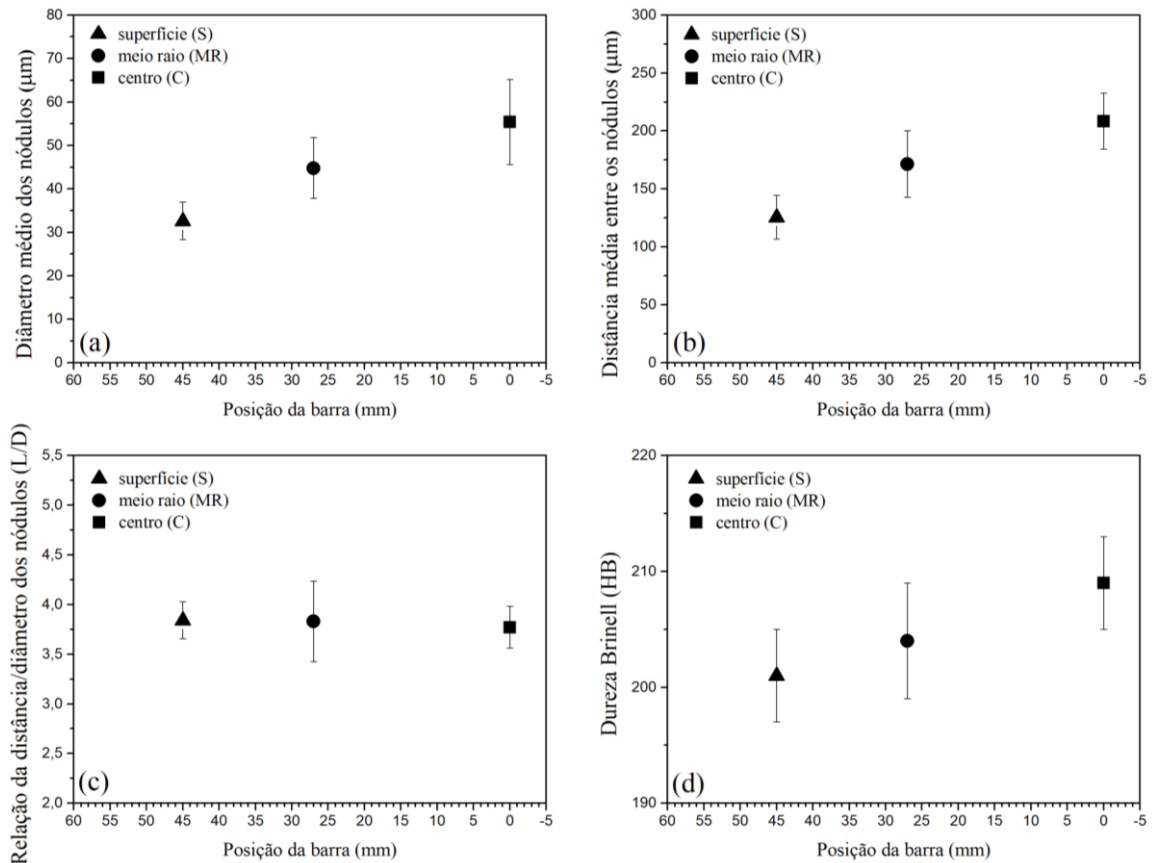


Figura 45 – Características da barra de ferro fundido nodular S, MR e C: (a) Tamanho médio dos nódulos; (b) Espaçamento médio entre os nódulos; (c) Relação da distância/diâmetro dos nódulos (L/D); (d) Dureza em Brinell (HB)

4.1.1 Propriedades Mecânicas e de superfícies do Ferro fundido Nodular Perlítico

Para determinar as propriedades mecânicas do ferro fundido nodular perlítico, foram realizados os ensaios de tração. Através deste ensaio, foram obtidos os valores de tensão máxima ($\sigma_{\max}$), os quais são apresentados na Tabela 11 para cada posição. Nas posições de meio raio (MR) e centro (C), observaram-se valores mais elevados de limite de resistência, e como previsto, todas as amostras exibiram fraturas frágeis.

Os resultados das tensões obtidas são muito semelhantes aos valores apresentados por Guessser (2009) em ferros fundido nodulares perlíticos.

Tabela 11 – Valores encontrados de tensão para o ferro fundido nodular nas três posições S, MR e C

Posição	$\sigma_{\max}$ (MPa)
Superfície	660 ± 68
Meio Raio	905 ± 1
Centro	760 ± 117

Os valores da rugosidade inicial dos raios da matriz foram medidos nos sentidos horizontal e vertical para as 60 matrizes, sendo 20 para cada posição (S, MR e C). O gráfico da Figura 46 apresenta as medições em três regiões ao longo do comprimento do raio da matriz de 36 mm: na região 1 lado esquerdo, na região 2 no centro e na região 3 no lado direito da matriz. Com base nos resultados, pode-se afirmar que todas as matrizes, independentemente das posições S, MR e C, apresentaram valores de rugosidade inicial médios similares e menores no sentido de polimento vertical, correspondente à direção de lixamento.

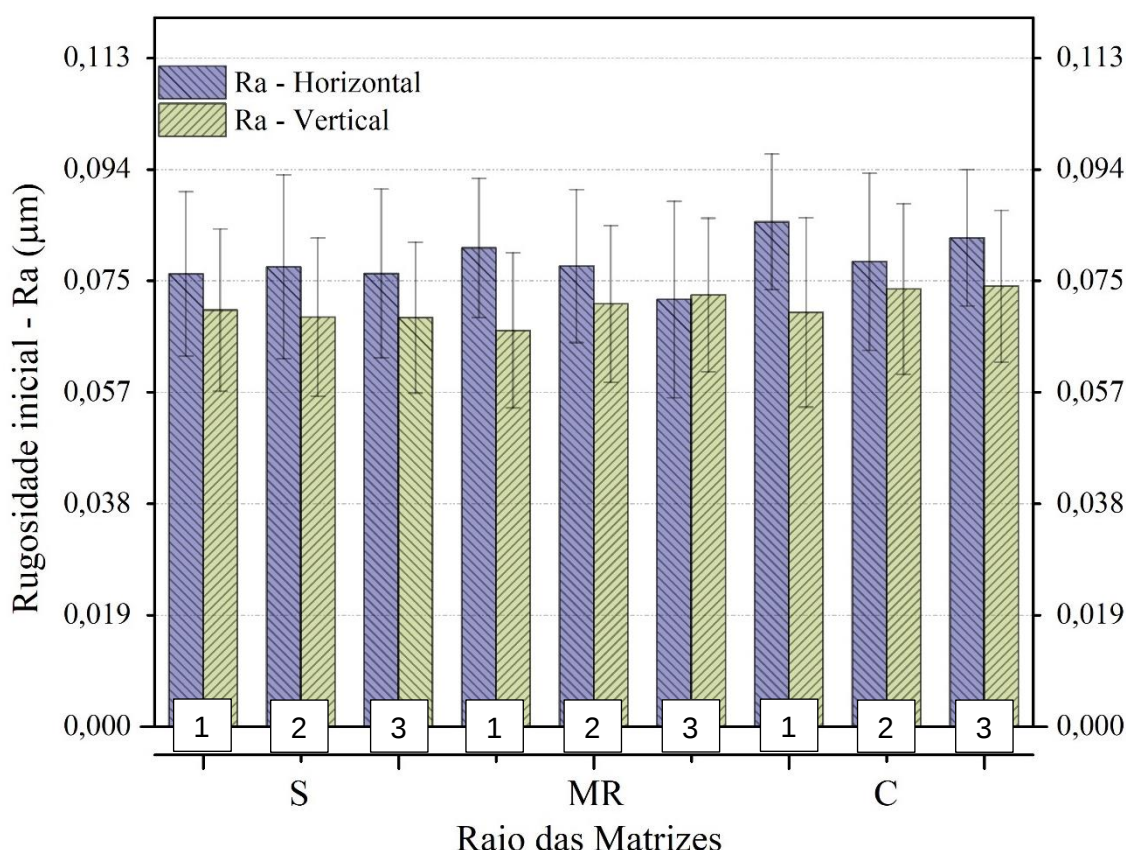


Figura 46 – Rugosidade inicial em 3 posições ao longo do raio das matrizes (S, MR e C)

4.2 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DAS CHAPAS DE AÇO

Para a caracterização das chapas, foram obtidas imagens de microscopia óptica. Para a revelação das microestruturas presentes nos materiais em estudo, foi realizado um ataque químico com Nital 2%. Os resultados são apresentados imagens da Figura 47(a) para o aço DC06, Figura 47(b) para o aço HSLA340, e Figura 47(c) para o aço DP980.

Através das imagens, é possível identificar a fase ferrítica no DC06, a fase ferrítica no HSLA340 com refino de grão, e a fase martensítica no DP980.

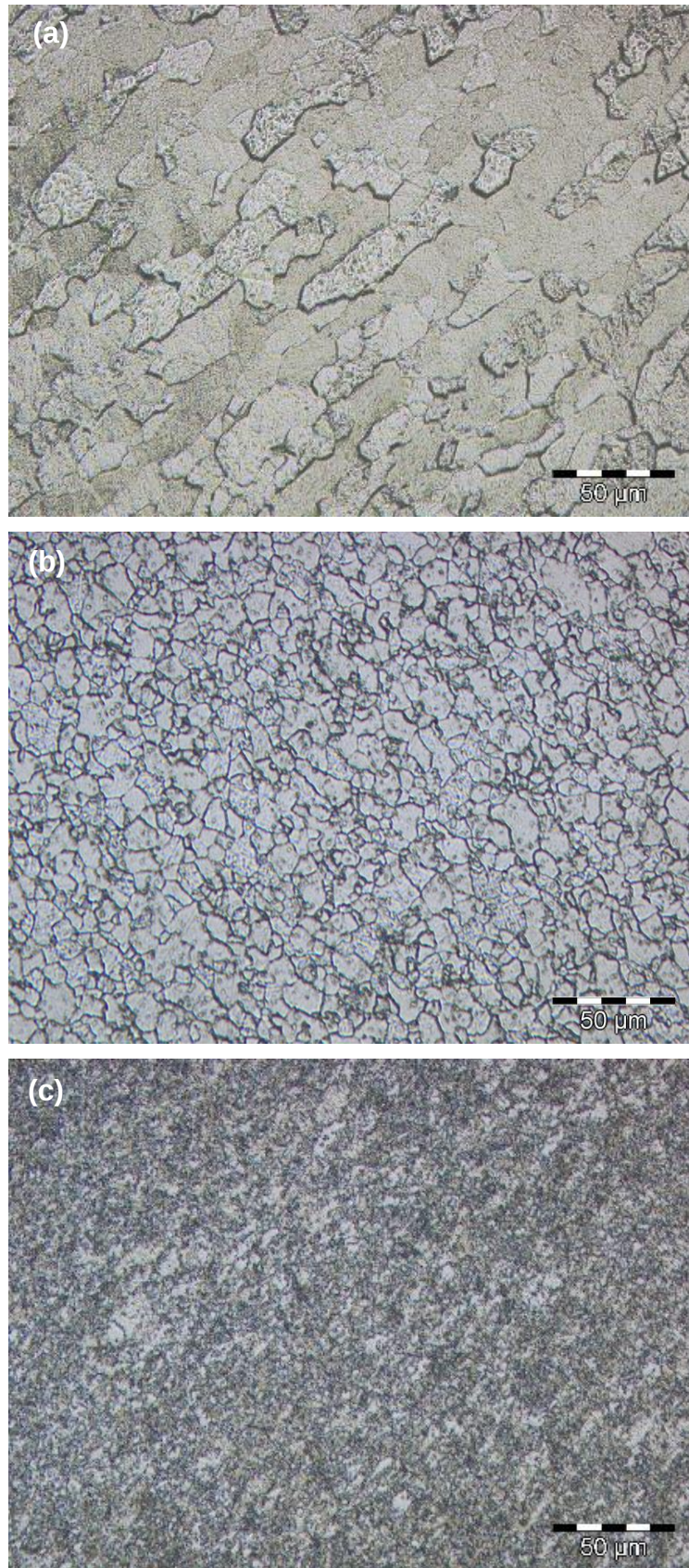


Figura 47 – Imagens de microscopia ótica dos aços: (a) DC06, (b) HSLA340, (c) DP980

4.2.1 Propriedades Mecânicas e de superfícies das chapas

Para determinar as propriedades mecânicas das chapas dos três aços, realizou-se o ensaio de tração. Através deste ensaio, foi possível gerar os gráficos representados nas Figuras 48 para o DC06, Figura 49 para o HSLA340 e Figura 50 para o DP980, contendo respectivamente as curvas de engenharia tensão-deformação para cada orientação de laminação (0° , 45° e 90°). Na Figura 51 são apresentados os resultados das curvas tensão-deformação para as chapas, juntamente com os valores das principais propriedades mecânicas encontradas, mostradas na Tabela 12.

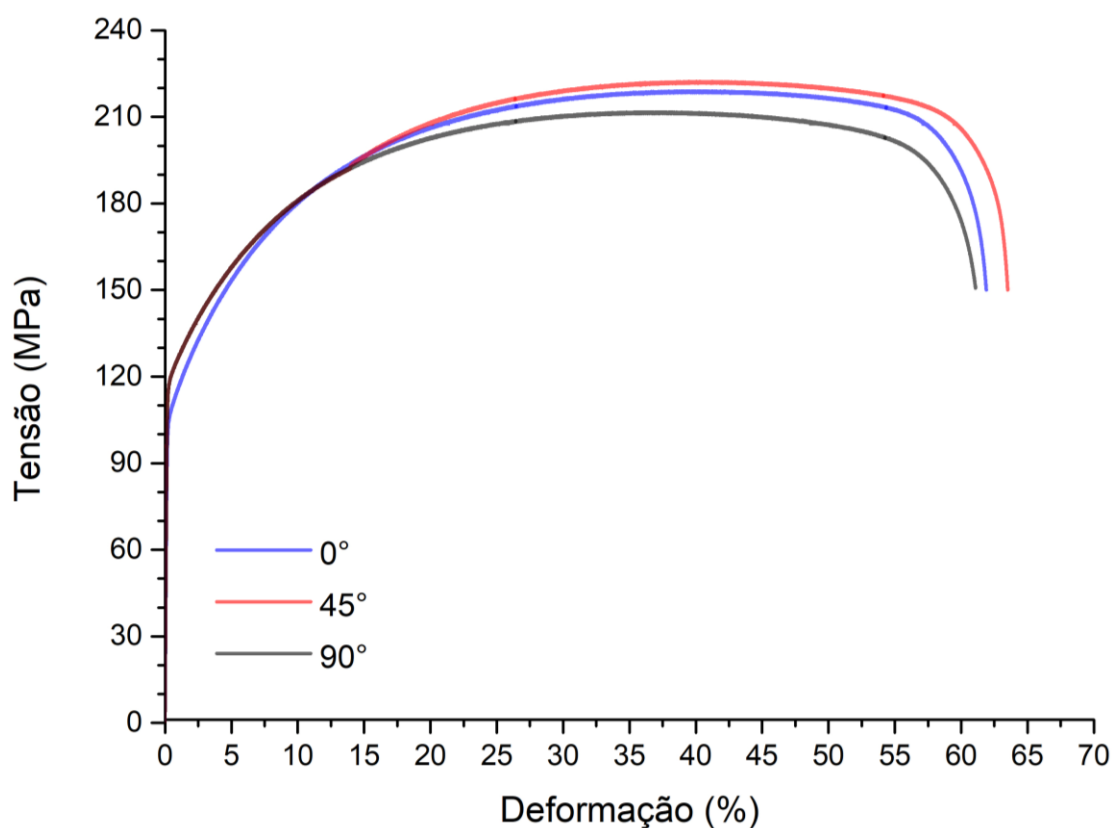


Figura 48 – Gráfico da tensão-deformação de engenharia para o aço DC06

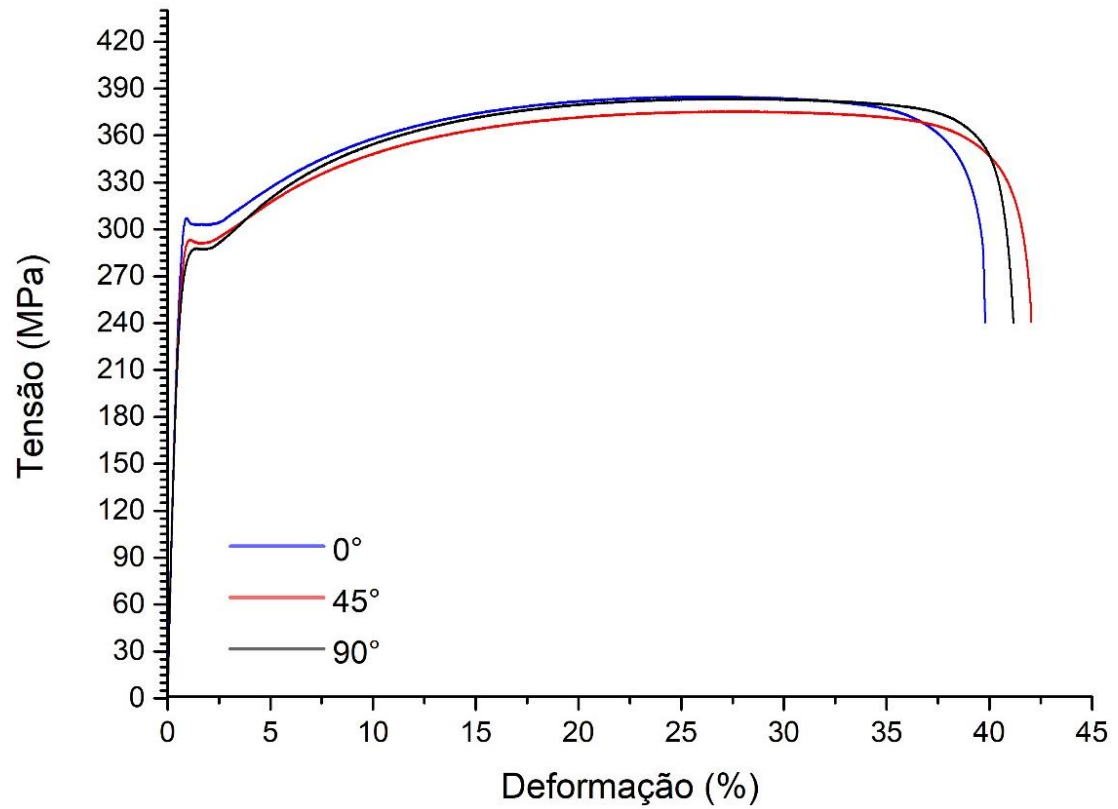


Figura 49 – Gráfico da tensão - deformação de engenharia para o aço HSLA340

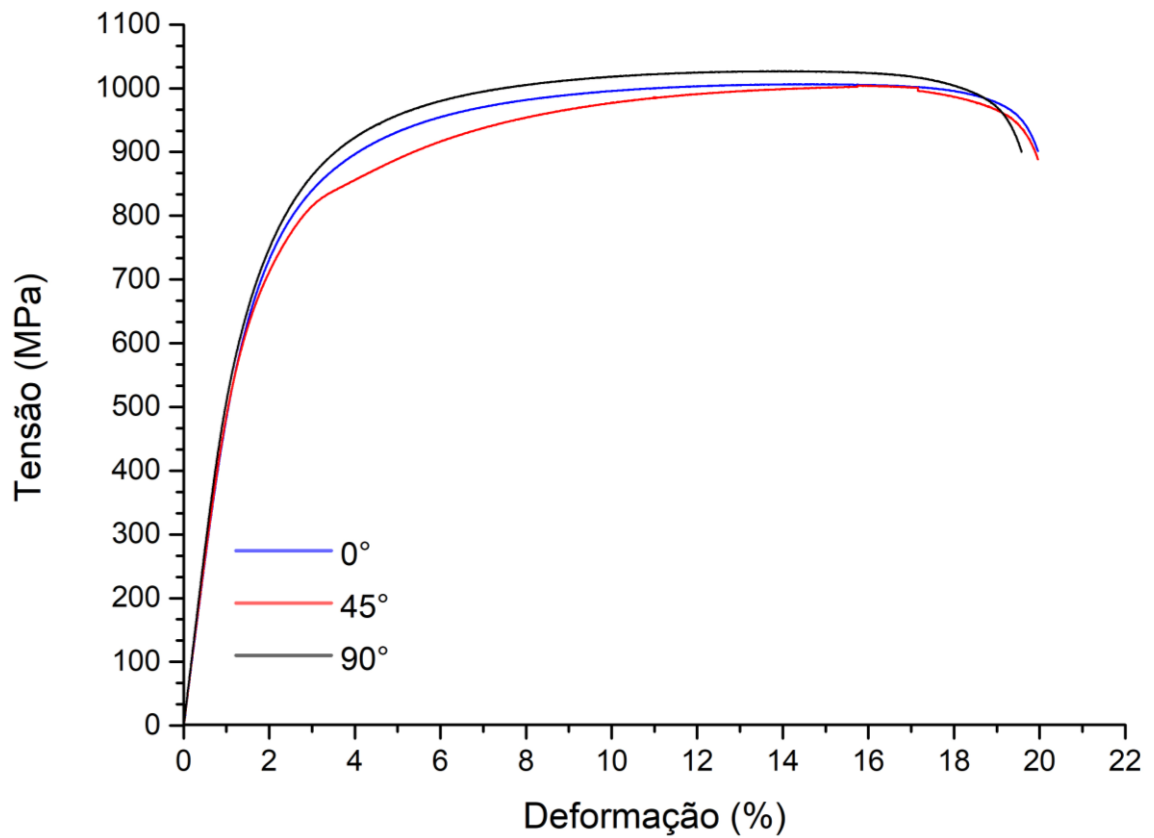


Figura 50 – Gráfico da tensão-deformação de engenharia para o aço DP980

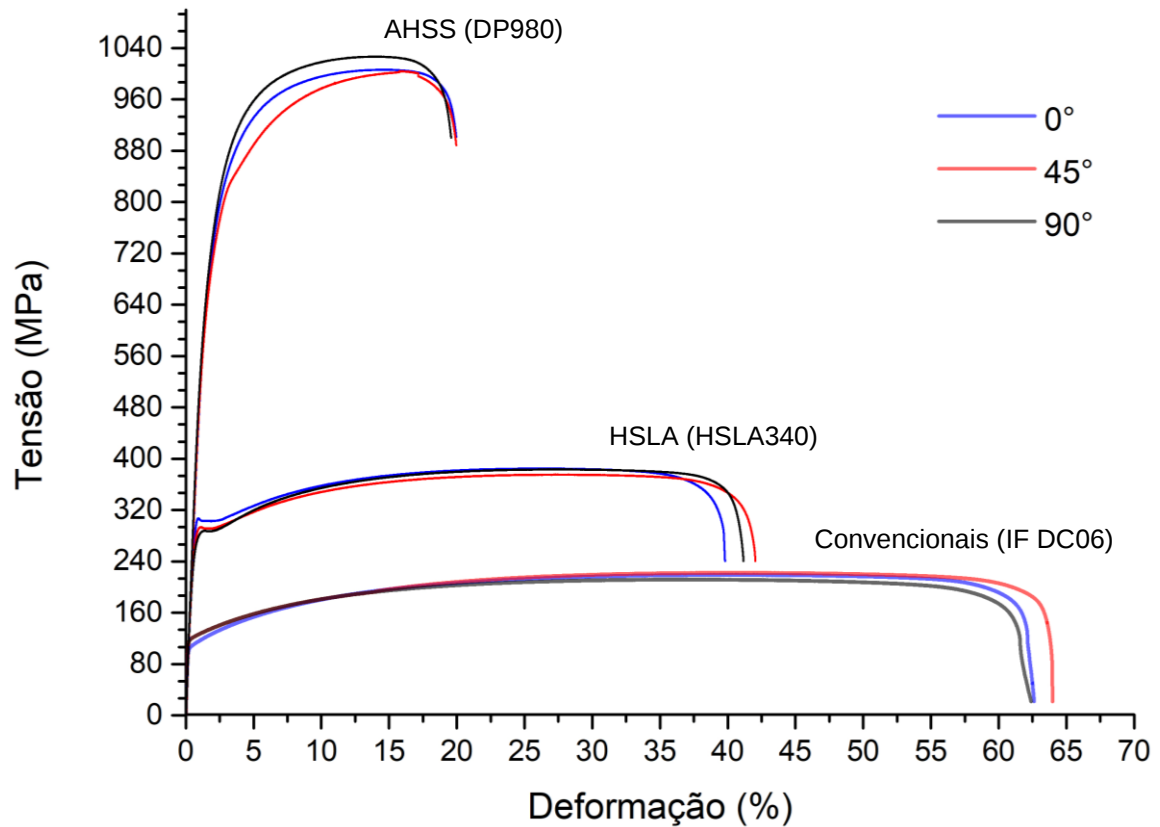


Figura 51 – Gráfico da tensão-deformação de engenharia para os aços DC06, HSLA340 e DP980, nas três orientações de laminação

Tabela 12 – Valores das propriedades mecânicas das três chapas de aço

Aço	Sentido de laminação	Dureza (HV 1)	$\sigma_{\max}$ (MPa)	σ_{esc} (MPa)	anisotropia (R)	Alongamento total (%)	Encruamento (n)
DC06	0°	93 ± 3	219 ± 9	121 ± 9	2,77	62±0,5	0,22
	45°		222 ± 7	120 ± 7	2,1		
	90°		212 ± 9	134 ± 9	2,07		
					R = 2,26		
HSLA340	0°	148 ± 4	385 ± 11	303 ± 11	1,17	41±0,1	0,13
	45°		376 ± 13	292 ± 13	1,04		
	90°		384 ± 10	287 ± 10	0,85		
					R = 1,16		
DP980	0°	317 ± 7	1007 ± 11	713 ± 11	0,98	20±0,3	0,18
	45°		1006 ± 9	732 ± 9	0,96		
	90°		1027 ± 5	750 ± 5	0,94		
					R = 0,96		

Os valores de rugosidade inicial das chapas foram medidos no sentido horizontal e vertical para cada aço (DC06, HSLA e DP980) e para cada orientação de laminação (0°, 45° e 90°). A Figura 52 apresenta os resultados dessas medições. Com base nos resultados, observa-se uma considerável variação na rugosidade entre os diferentes aços, com valores

variando apresentando valores de 0,9 a 2,05 Ra. No entanto, ao analisar os aços individualmente, não foram identificadas diferenças significativas entre as orientações de laminação ou entre as medições realizadas nos sentidos horizontal e vertical. Dessa forma, os valores médios de rugosidade para o DC06 ficaram em torno de 1,4 Ra, enquanto para o HSLA340, os valores foram mais elevados, chegando a 1,9 Ra. Por outro lado, o aço DP980 apresentou menores valores de rugosidade, com 0,9 Ra, atribuído ao revestimento de zinco-alumínio aplicado em sua superfície por imersão (*Hot Dip Galvanizing*).

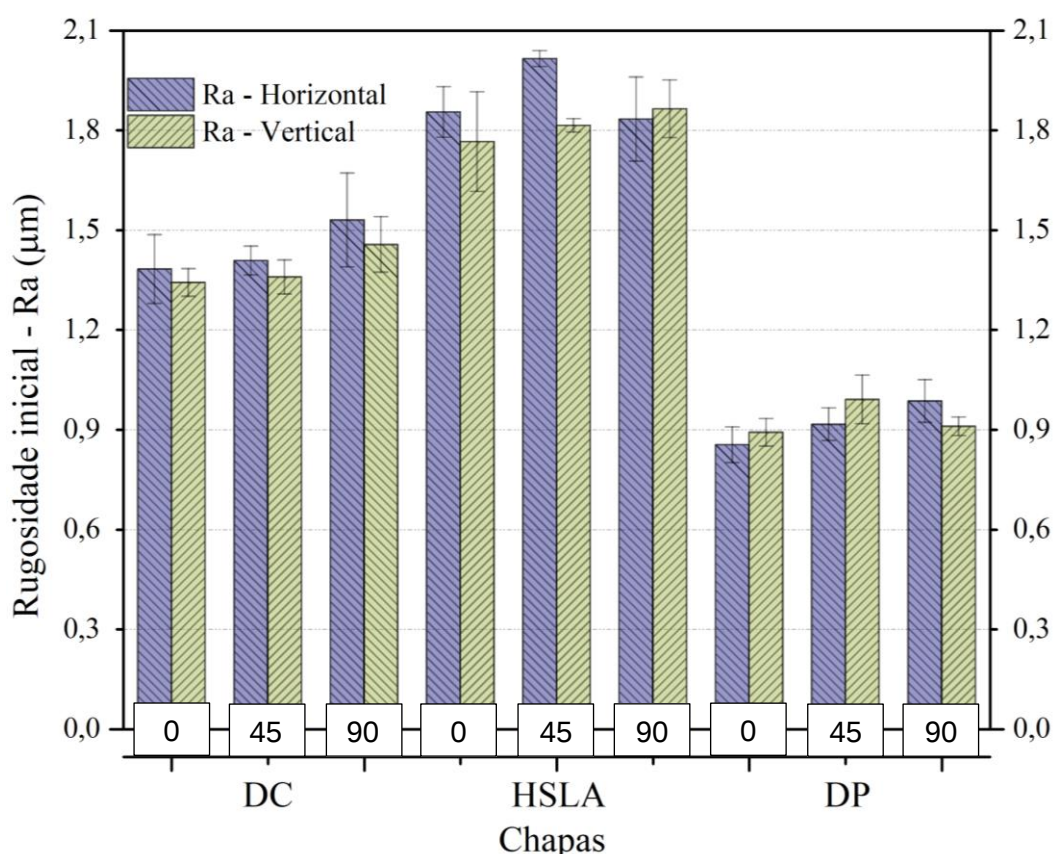


Figura 52 – Rugosidade inicial das chapas (DC06, HSLA340 e DP980)

4.3 ENSAIOS DE ESTAMPAGEM

Nesta segunda etapa, são apresentados os resultados referentes aos ensaios de estampagem. Esses resultados são baseados na acumulação e/ou remoção de material das matrizes quando submetidas a estampagem de chapas de aço. A investigação seguiu o planejamento experimental delineado na Tabela 8.

Em um desenho esquemático representado na Figura 53, conforme apresentado por Gerrit (2011), é ilustrado o efeito das condições de estampagem por embutimento. Nesse estudo foram empregados métodos de elementos finitos (MEF) para analisar a combinação

de esforços mecânicos em diferentes regiões, levando em consideração a pressão, em MPa, e o deslizamento, em milímetros (l - slide), entre o punção, a matriz e o prensa chapas. Em seus resultados, (Gerrit, 2011) determinou que o raio da matriz é a região sujeita às maiores tensões em deslizamento da chapa, em MPa.mm, durante o processo de embutimento.

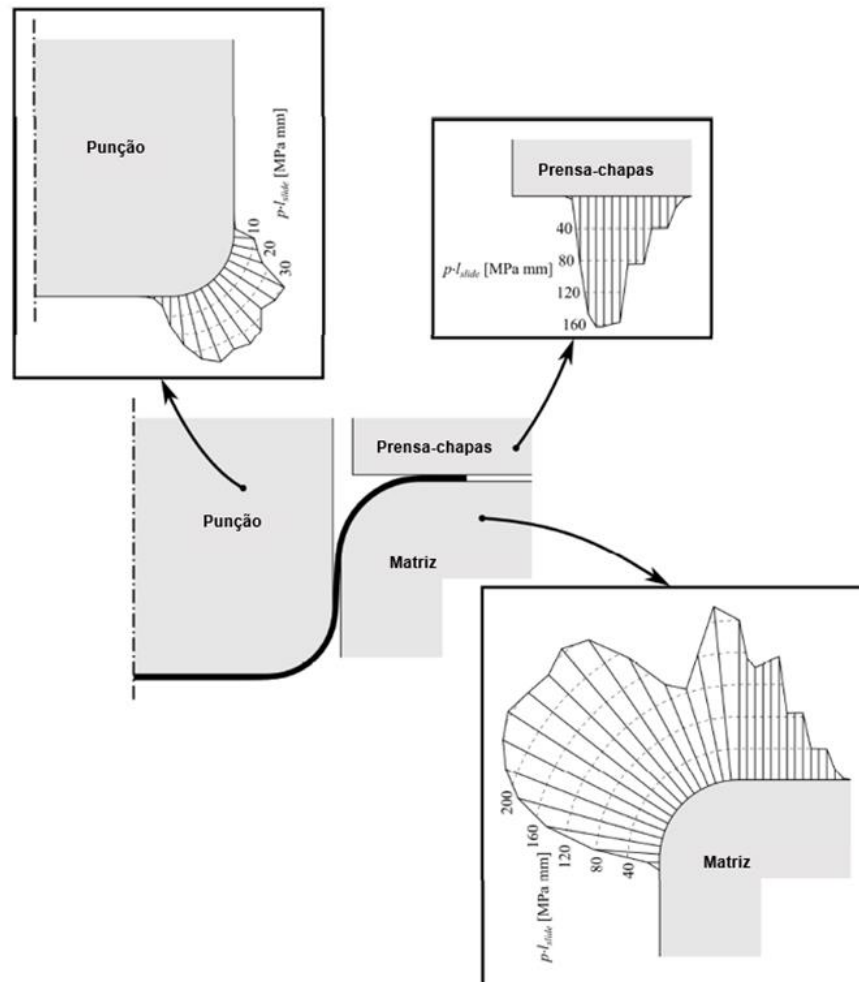


Figura 53 – Efeito em condições de estampagem sobre o punção, matriz e prensa chapas - Adaptado de Gerrit (2011)

O objetivo deste estudo foi investigar o desgaste na região do raio da matriz, que é a área sujeita às maiores solicitações mecânicas, em 27 condições diferentes conforme descritas no Capítulo 3 e detalhadas na Tabela 8.

Na discussão dos resultados, serão apresentados os valores dos volumes encontrados (V_r - volume removido e V_a - volume aderido) nas matrizes em contato com cada uma das chapas (DC06, HSLA340 e DP980). Em seguida, serão analisadas as imagens obtidas por meio de microscopia eletrônica de varredura (MEV) e espectroscopia de dispersão de energia (EDS).

4.3.1 Desgaste das matrizes contra a chapa DC06

No gráfico da Figura 54 são apresentados os valores obtidos nas medições dos volumes removidos (V_r , mm^3) e volumes aderidos (V_a , mm^3) para todas as matrizes nas posições S, MR e C em contato com a chapa DC06, nas orientações de laminação 0° , 45° e 90° .

Observamos um maior volume aderido (V_a), um comportamento que se repete para todas as matrizes. No entanto, particularmente para a posição S, com chapa DC06 direção de laminação a 90° , houve uma menor adesão.

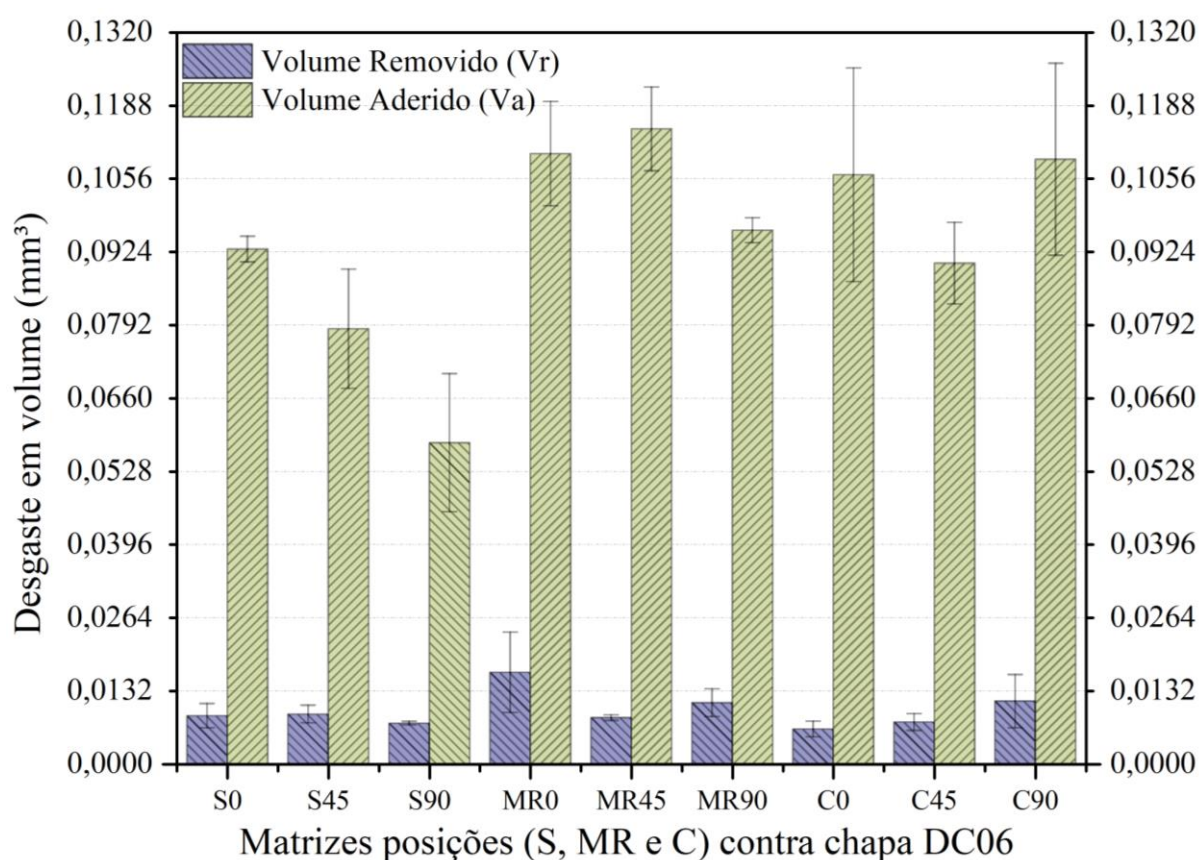


Figura 54 – Desgaste em volume das matrizes (S, MR e C) contra a chapa DC06

Ao analisar o volume removido (V_r), não foram identificadas diferenças significativas entre os valores nas posições das matrizes (S, MR e C) e nas diferentes direções de laminação (0° , 45° e 90°). No entanto, quando comparamos V_r ao V_a , os valores de V_r são de até 10 vezes menores.

Com relação à distribuição da grafita nas diferentes posições (S, MR e C), podemos concluir que o tamanho dos nódulos não influencia significativamente na resistência ao desgaste. O que realmente contribui para a resistência ao desgaste na matriz é a presença da fase metálica perlítica, conforme destacado por Dommarco *et al.* (2004).

É interessante notar uma redução significativa do desgaste na posição S, onde os nódulos são menores e mais próximos uns dos outros. Na Figura 55 é possível identificar uma menor adesão na matriz posição S, quando comparado com a Figura 56, que representa a matriz na posição MR, onde os nódulos são maiores e, conseqüentemente, mais espaçados entre si. Desta forma, podemos assumir uma hipótese que uma matriz de ferro fundido nodular perlítico, com maior quantidade de nódulos/mm², tende a reduzir o desgaste adesivo na estampagem de chapas IF, o que confirma a hipótese de Abedi *et al.*, (2010).

As Figuras 55, 56 e 57 correspondem, respectivamente, ao par S - DC06, MR - DC06 e C - DC06. Essas imagens foram obtidas por MEV e representam as seguintes condições: (a) imagem da matriz após 30 amostras de ensaio e (b) imagem da 30ª chapa estampada. Por meio dessas imagens, é possível observar características de desgaste abrasivo, bem como a presença de riscos profundos, que evidenciam o fenômeno de *galling*, sendo mais pronunciado na posição Centro (C). E na posição superfície (S), a adesão é menor posição de nódulos menores em comparação com a posição MR onde os nódulos são maiores.

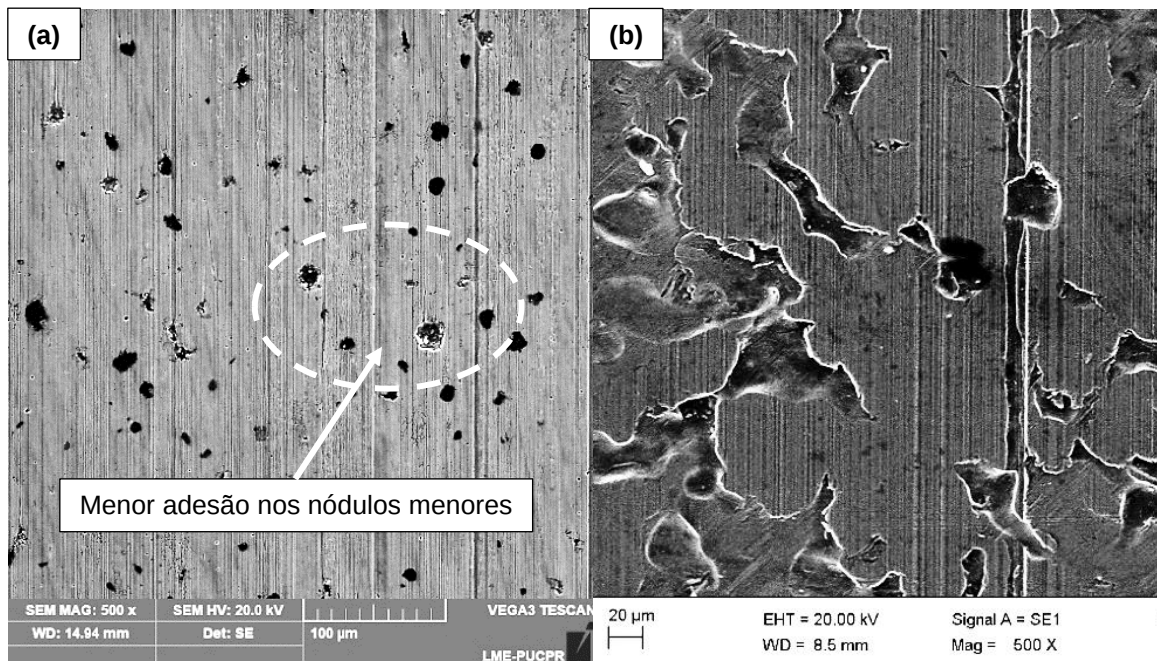


Figura 55 – Imagens de MEV (a) matriz posição S (b) chapa DC06 – 90°

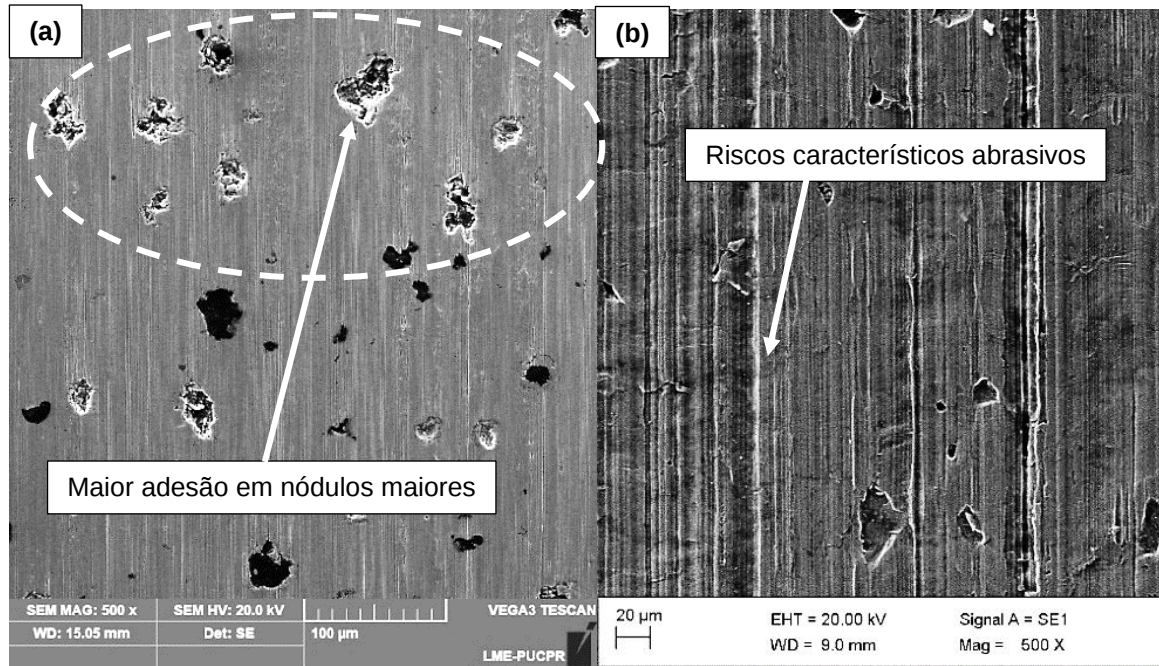


Figura 56 – Imagens de MEV (a) matriz posição MR (b) chapa DC06 – 45°

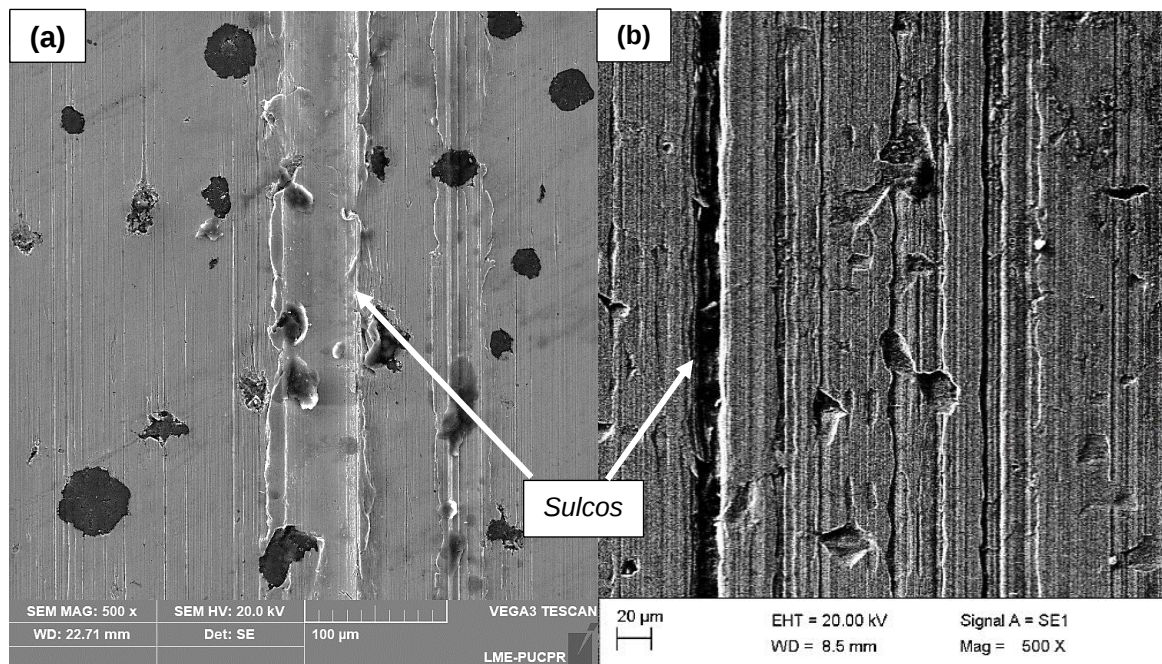


Figura 57 – Imagens de MEV (a) matriz posição C (b) chapa DC06 – 0°

Na Figura 58 é apresentada a análise de EDS da superfície da chapa DC06, composta por ferro α - ferrita e carbono sem revestimento. Pela imagem, foi constatado a presença de apenas Fe e C na superfície da chapa.

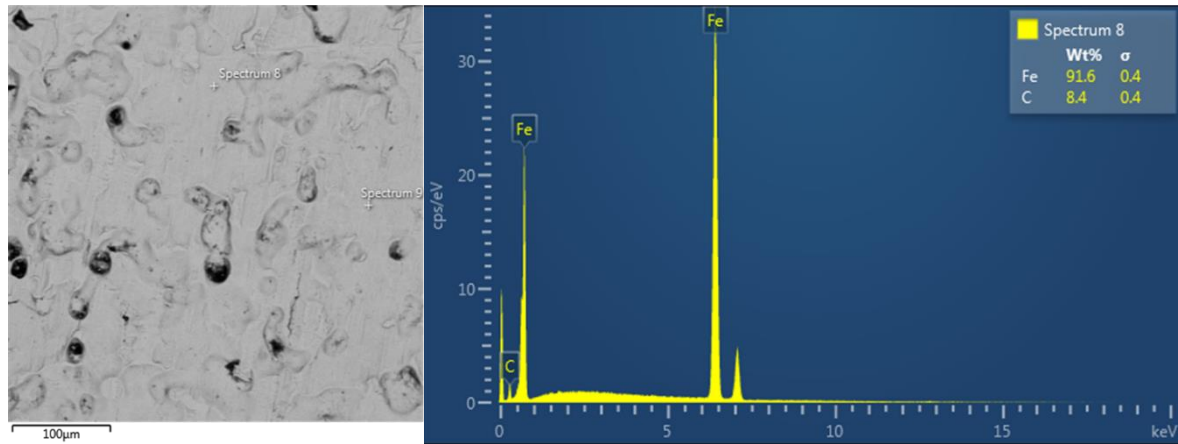


Figura 58 – Imagem de MEV e espectro de EDS da chapa DC06

O mecanismo de desgaste predominante para o par ferro fundido nodular e chapa DC06 é adesivo, como evidenciado pela presença do maior volume aderido (Va). Diante desta condição foram realizadas as análises de EDS para investigar o material aderido na superfície da matriz em relação aos pares: S-DC06, MR-DC06 e C-DC06. Os resultados são apresentados nas Figura 59, 60 e 61, respectivamente. Com base nas observações das imagens e na compreensão do mecanismo de desgaste, podemos confirmar que a ferrita, da chapa juntamente com o ferro da matriz se unem aderindo na superfície da matriz, juntamente com a grafita.

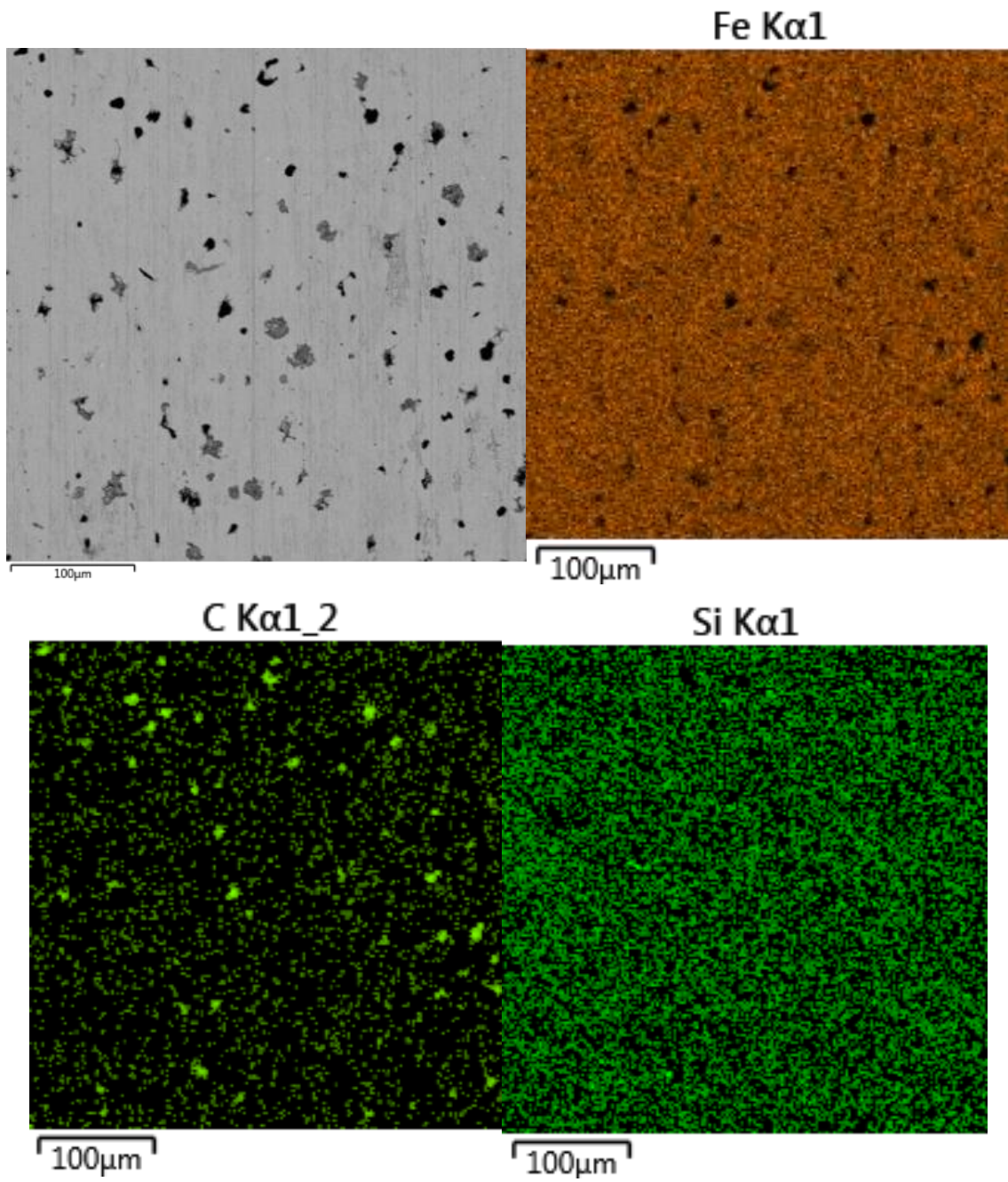


Figura 59 – Mapas químicos obtidos por EDS da matriz na posição S

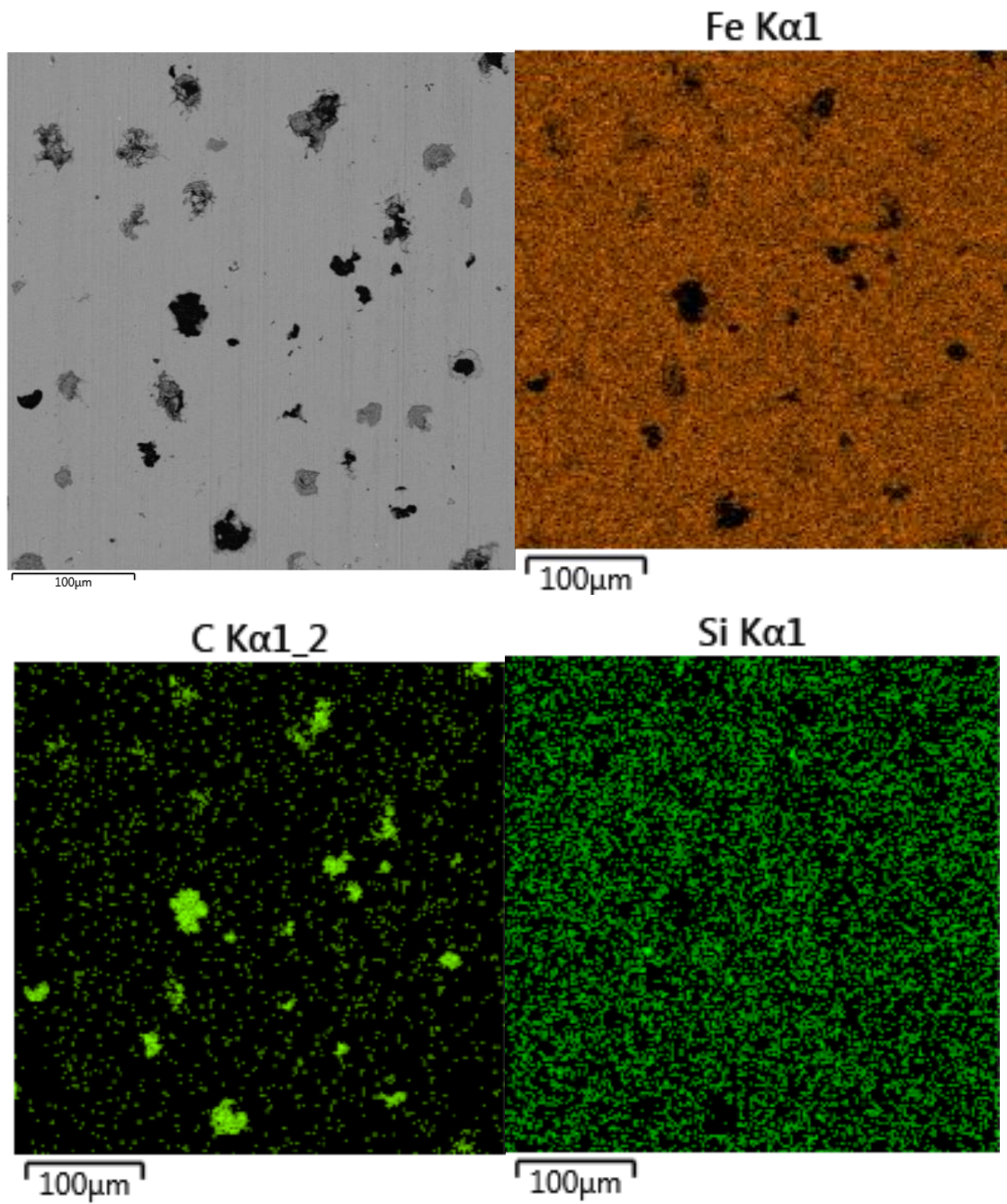


Figura 60 – Mapas químicos obtidos por EDS da matriz na posição MR

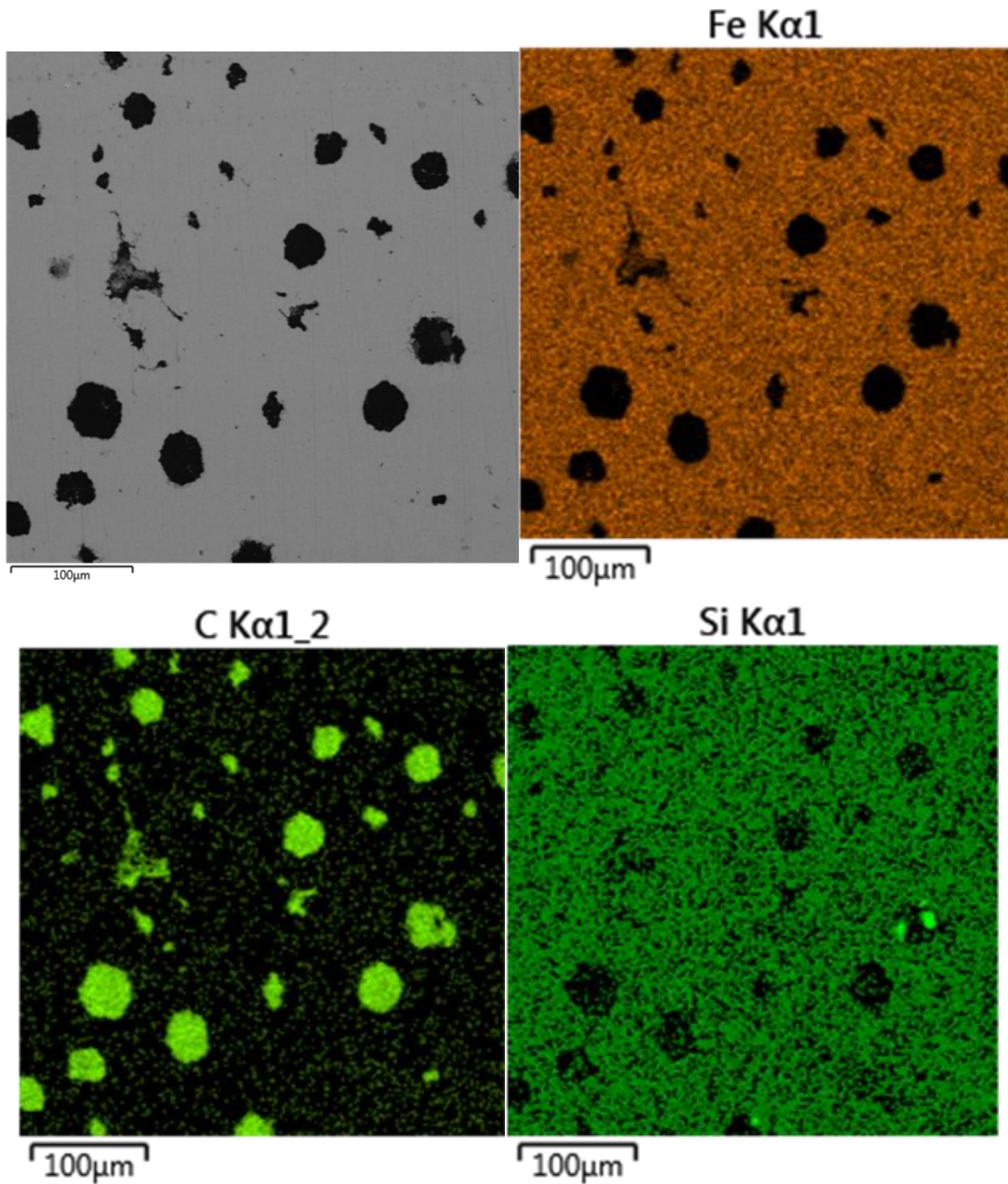


Figura 61 – Mapas químicos obtidos por EDS da matriz na posição C

4.3.2 Desgaste das matrizes contra o aço HSLA340

A chapa HSLA340 é classificada como um aço convencional ferrítico, porém com maior resistência mecânica devido ao tratamento para refino de grão, obtido com a adição de pequenas quantidades de V, Ti e Nb, sendo o HSLA um aço de alta resistência e baixa liga.

Na Figura 62 são apresentados os valores obtidos nas medições dos volumes removido (V_r , mm³) e volume aderido (V_a , mm³), em todas as matrizes nas posições (S, MR e C), em contato com a chapa de aço HSLA340, nas orientações de laminação 0°, 45° e 90°.

Observa-se um aumento no volume removido (Vr), com maior intensidade em comparação com a chapa macia DC06.

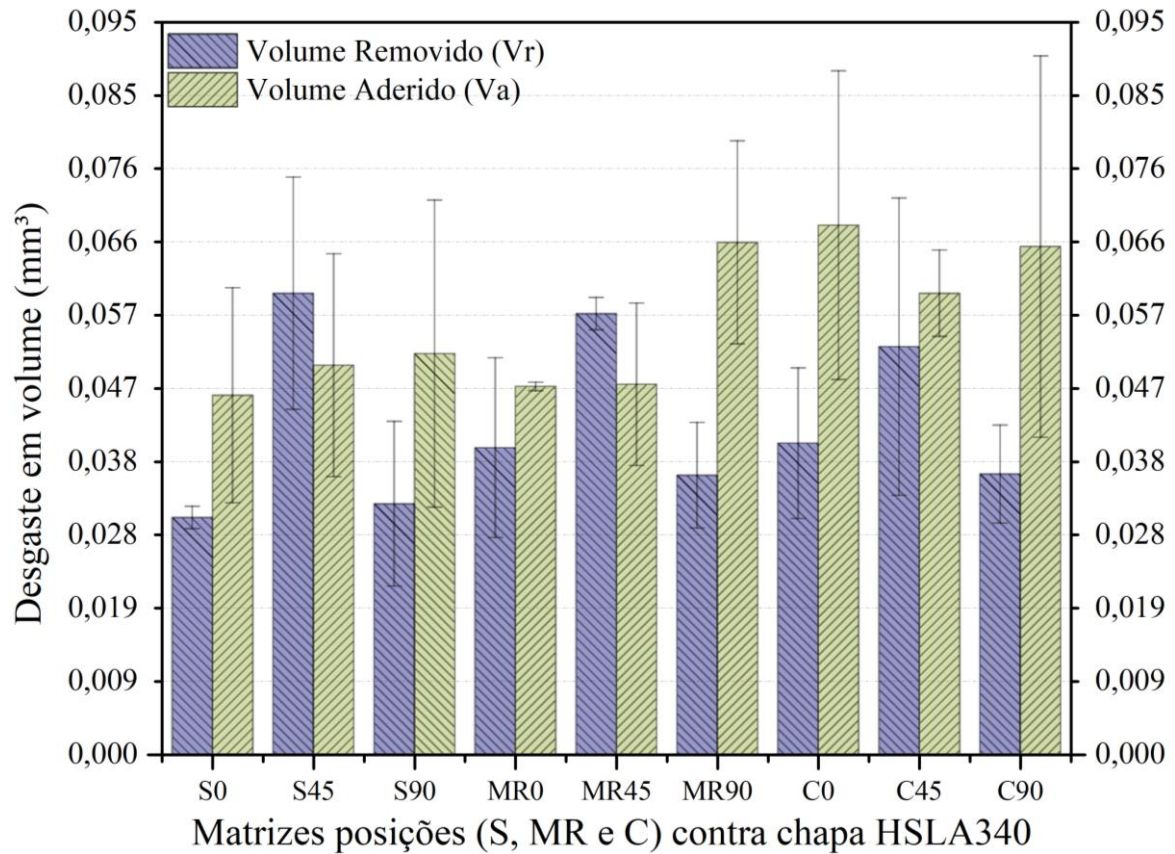


Figura 62 – Desgaste em volume das matrizes (S, MR e C) contra a chapa HSLA340

O volume aderido (Va) permanece significativo devido ao fato de também ser uma chapa predominantemente ferrítica. Esse comportamento está alinhado com o mesmo mecanismo de desgaste adesivo, no qual a ferrita adere à superfície da matriz.

Ao analisar o volume removido (Vr), não observamos diferenças significativas entre os valores nas posições das matrizes (S, MR e C).

Quando comparamos os valores de Vr com os de Va, observamos que esses valores tendem a ser semelhantes, indicando um comportamento de equilíbrio entre os desgastes adesivo e abrasivo.

Avaliando a distribuição da grafita entre as posições (S, MR e C), podemos concluir que o tamanho dos nódulos não influencia a resistência ao desgaste. No entanto, o que também contribui para a resistência da matriz ao desgaste é a presença da fase metálica perlítica.

Nas Figuras 63, 64 e 65, correspondentes aos pares S-HSLA340, MR-HSLA340 e C-HSLA340, respectivamente, são apresentadas as imagens obtidas por MEV nas condições:

(a) imagem da matriz após as 30 peças estampadas (b) imagem da trigésima (30ª) peça estampada. Pelas imagens é possível observar uma grande adesão nos nódulos, e nas imagens da chapa uma expressiva deformação plástica é observado.

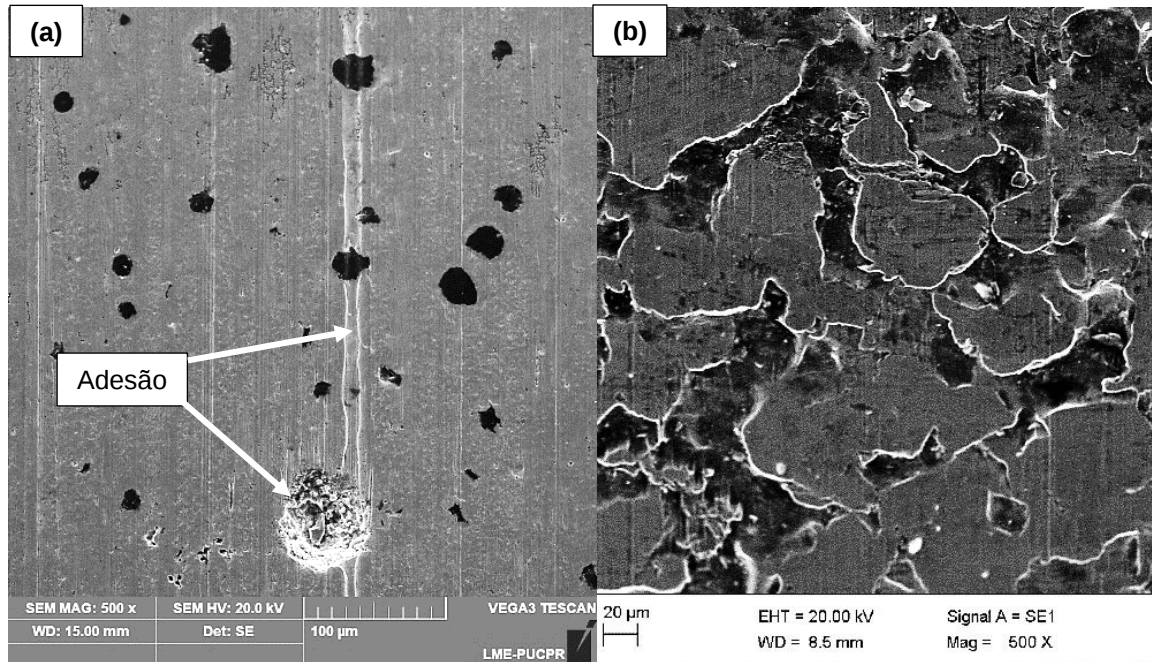


Figura 63 – Imagens de MEV (a) matriz posição S (b) chapa HSLA340

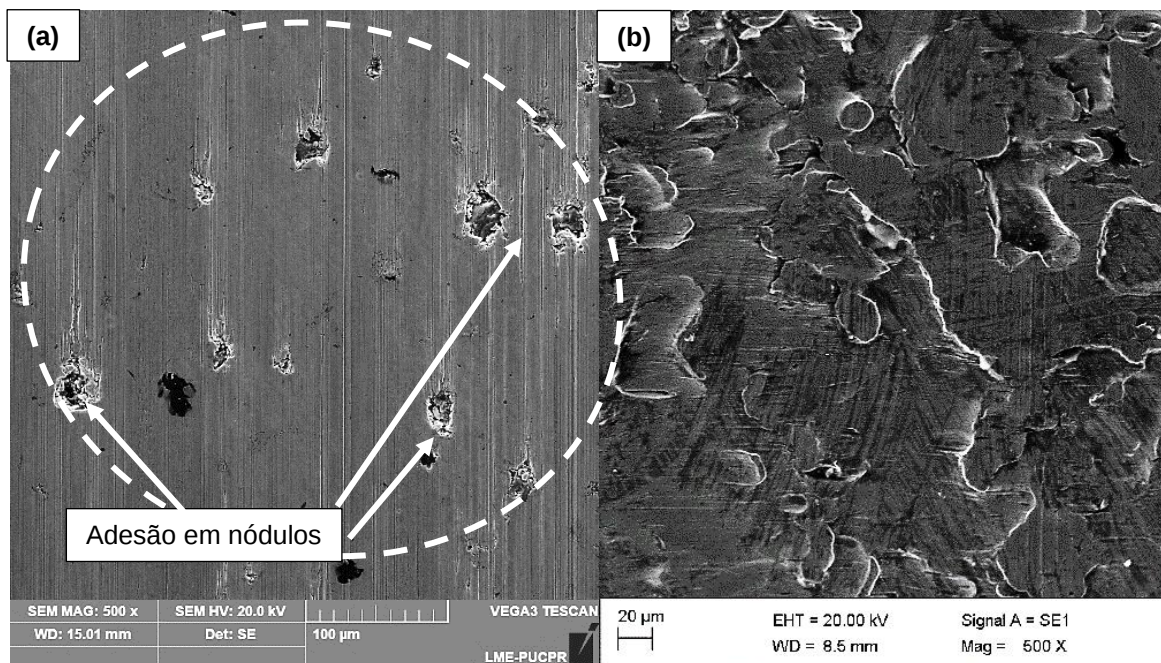


Figura 64 – Imagens de MEV (a) matriz posição MR (b) chapa HSLA340

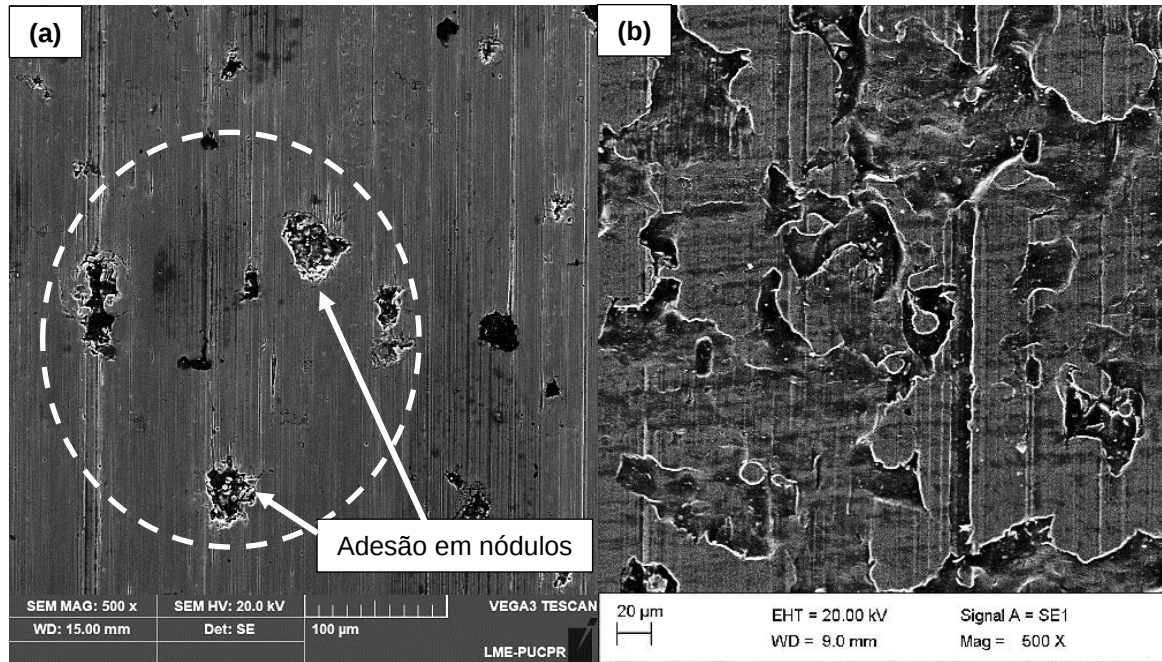


Figura 65 – Imagens de MEV (a) matriz posição C (b) chapa HSLA340

Na Figura 66, é apresentado a análise por EDS da chapa HSLA340, a qual é composta por elementos microligados (Si, Mn, Al, Ti e Nb). No entanto, apenas o manganês foi identificado na matriz ferrítica da chapa, que não apresenta revestimento.

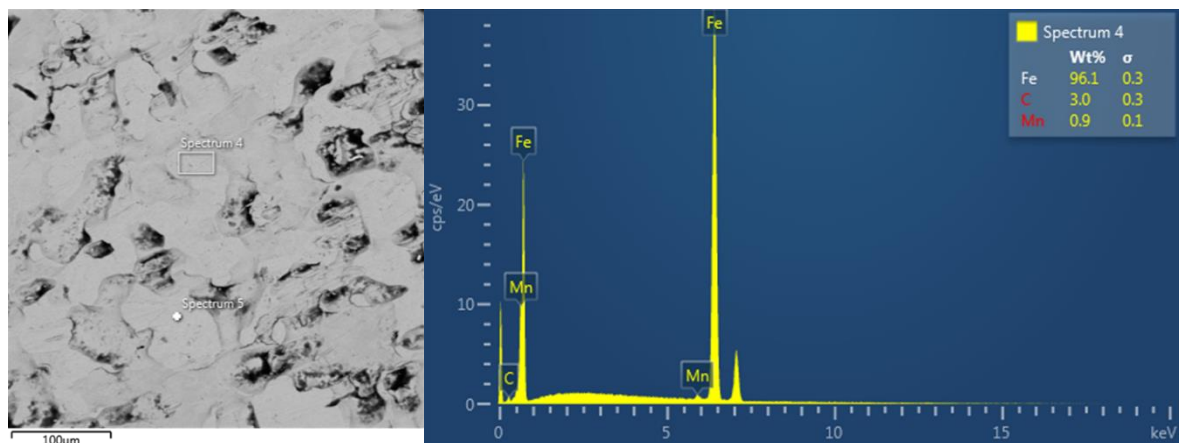


Figura 66 – Imagem de MEV e espectro de EDS da chapa HSLA340.

Desta forma, é possível considerar um mecanismo de desgaste misto para o par ferro fundido nodular e HSLA340, embora o desgaste adesivo seja mais acentuado. Para analisar os materiais aderidos à superfície da matriz, foi realizado o mapa químico por EDS nas matrizes S-HSLA340, MR-HSLA340 e C-HSLA340, cujas imagens são apresentadas na Figuras 67, 68 e 69 respectivamente. Através das imagens, é possível observar a presença de ferro, carbono, silício, fosforo e óxidos proveniente dos elementos da chapa e da superfície da matriz, e esses elementos se repetem em todas as posições (S, MR e C).

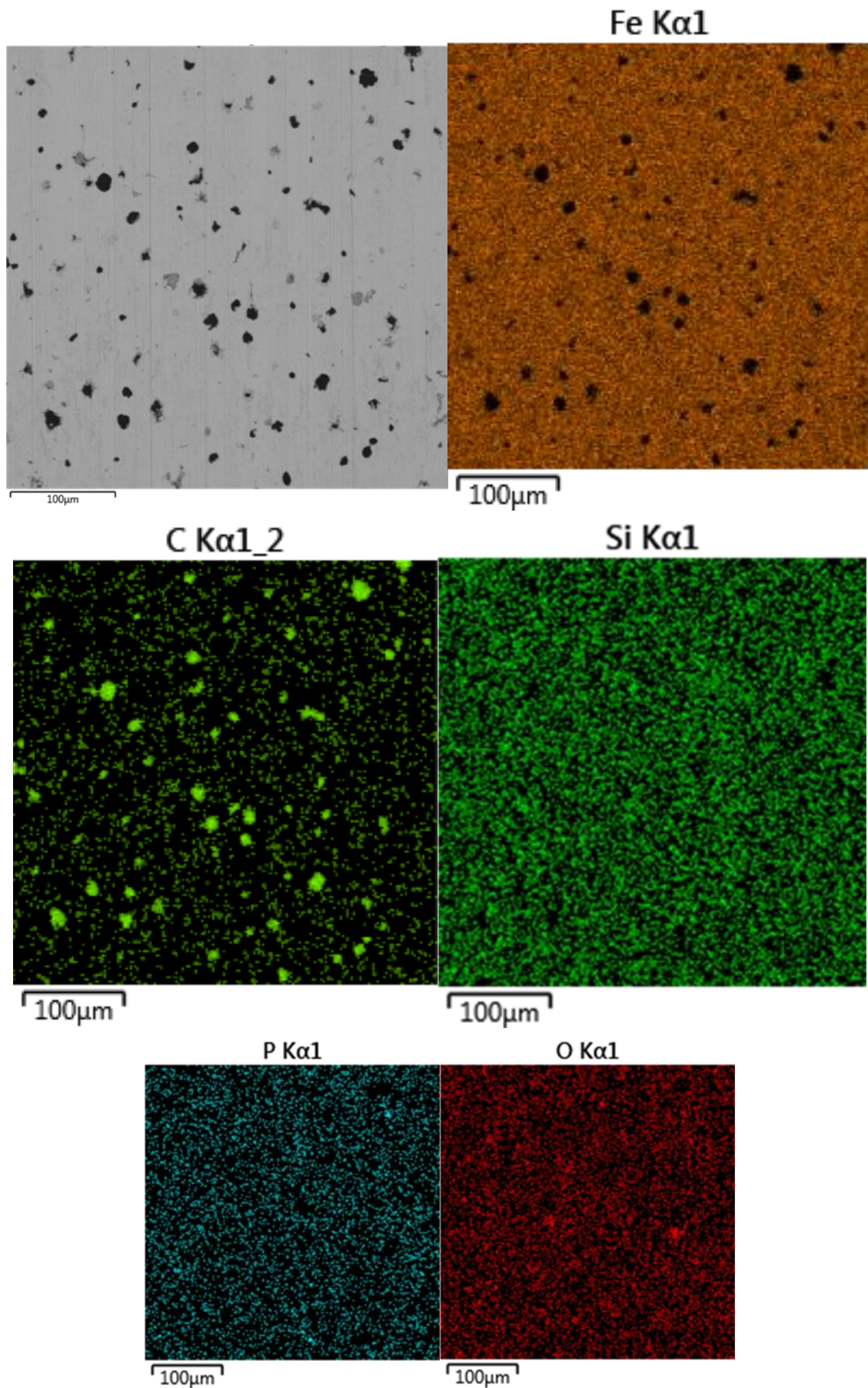


Figura 67 – Mapas químicos obtidos por EDS da matriz na posição S

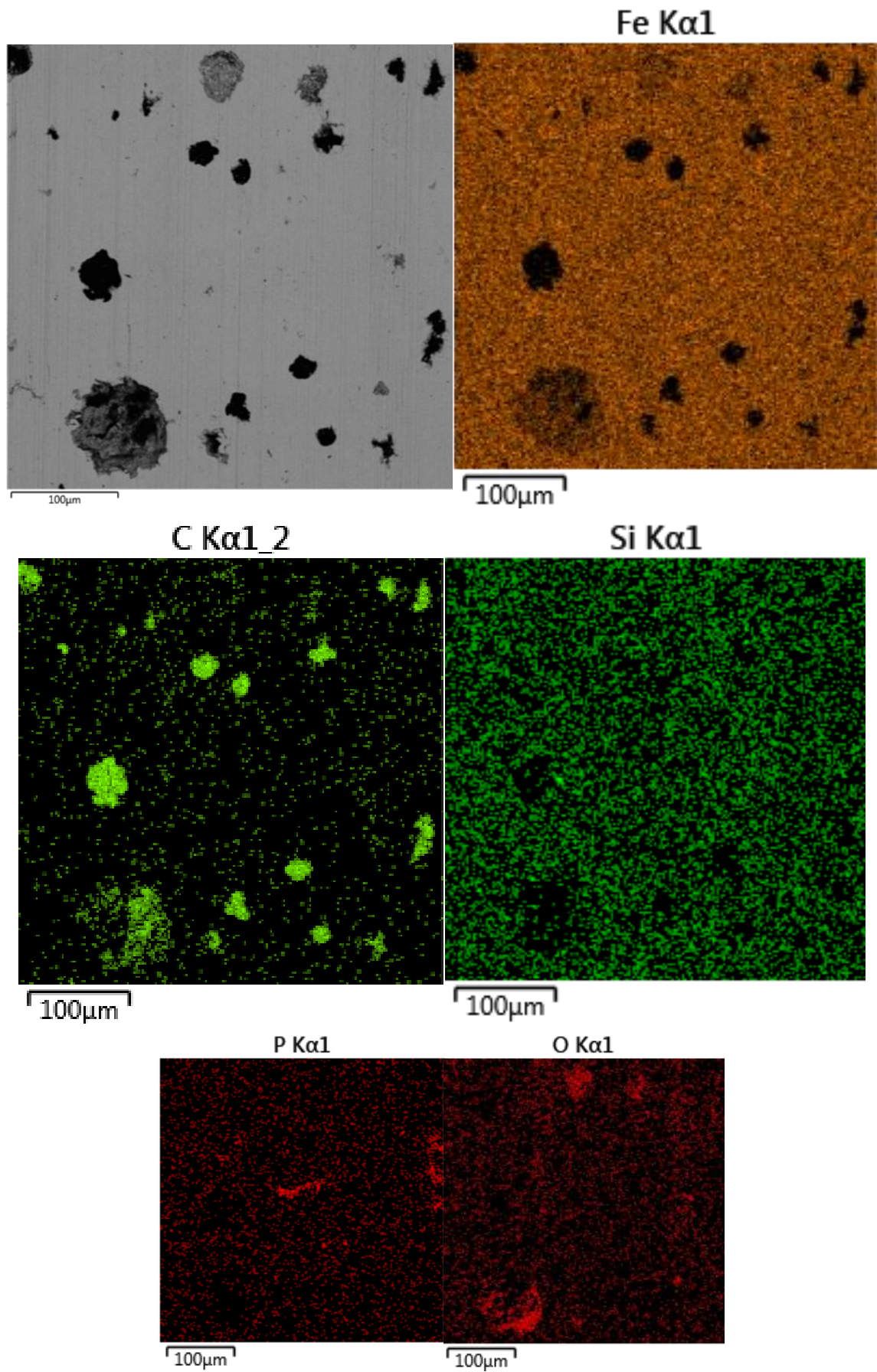


Figura 68 – Mapas químicos obtidos por EDS da matriz na posição MR

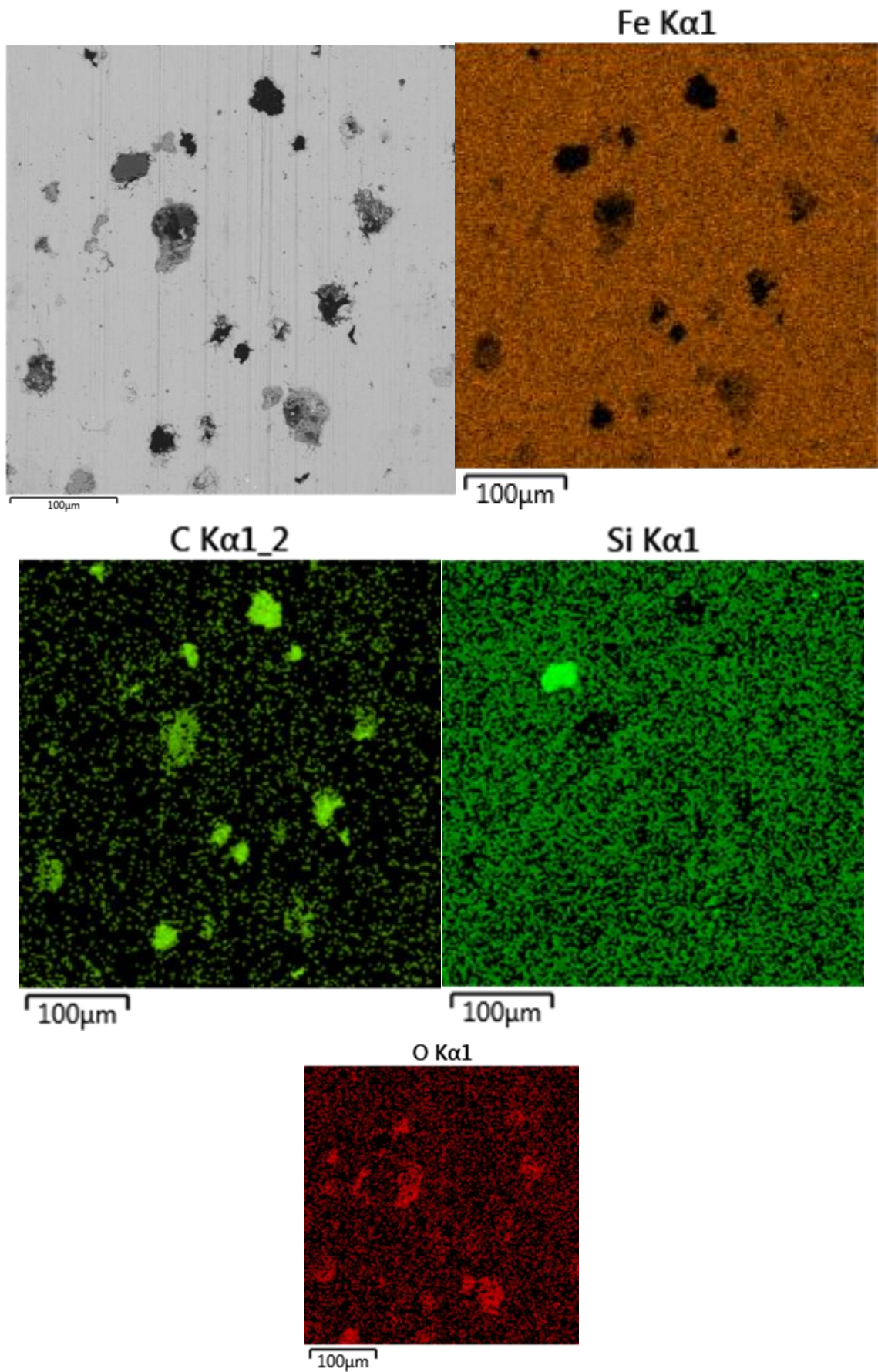


Figura 69 – Mapas químicos obtidos por EDS da matriz na posição C

4.3.3 Desgaste das matrizes contra o aço DP980

A Figura 70 apresenta os valores obtidos nas medições dos volumes removido (V_r , mm^3) e volumes aderido (V_a , mm^3), para todas as matrizes nas posições S, MR e C em relação à chapa DP980, nas diferentes orientações de laminação 0° , 45° e 90° . Esta condição é severa pois a chapa DP980 possui uma maior resistência mecânica do que a matriz, com uma dureza média de 318 HV, contra 210 HV das matrizes. Consequentemente, o desgaste predominante é abrasivo, como indicado pelos valores de volume removido (V_r), que atingem mais de 1 mm^3 , sem diferenças significativas entre as matrizes (S, MR e C) e as orientações de laminação (0° , 45° e 90°).

Ao analisar o volume aderido (V_a), também não foram observadas diferenças significativas entre as matrizes e orientações de laminação, sendo o volume aderido inferior ao removido. Segundo Groche *et al.* (2011), o desgaste abrasivo é influenciado pela pressão de contato, enquanto o desgaste adesivo é afetado pela velocidade de deslizamento. No presente trabalho, tanto a pressão de contato quanto a velocidade de deslizamento foram mantidas constantes em todos os ensaios, não gerando diferenças significativas entre as matrizes. Portanto para o aço DP980, contra matriz de ferro fundido nodular as variáveis aqui estudadas não influenciam no desgaste.

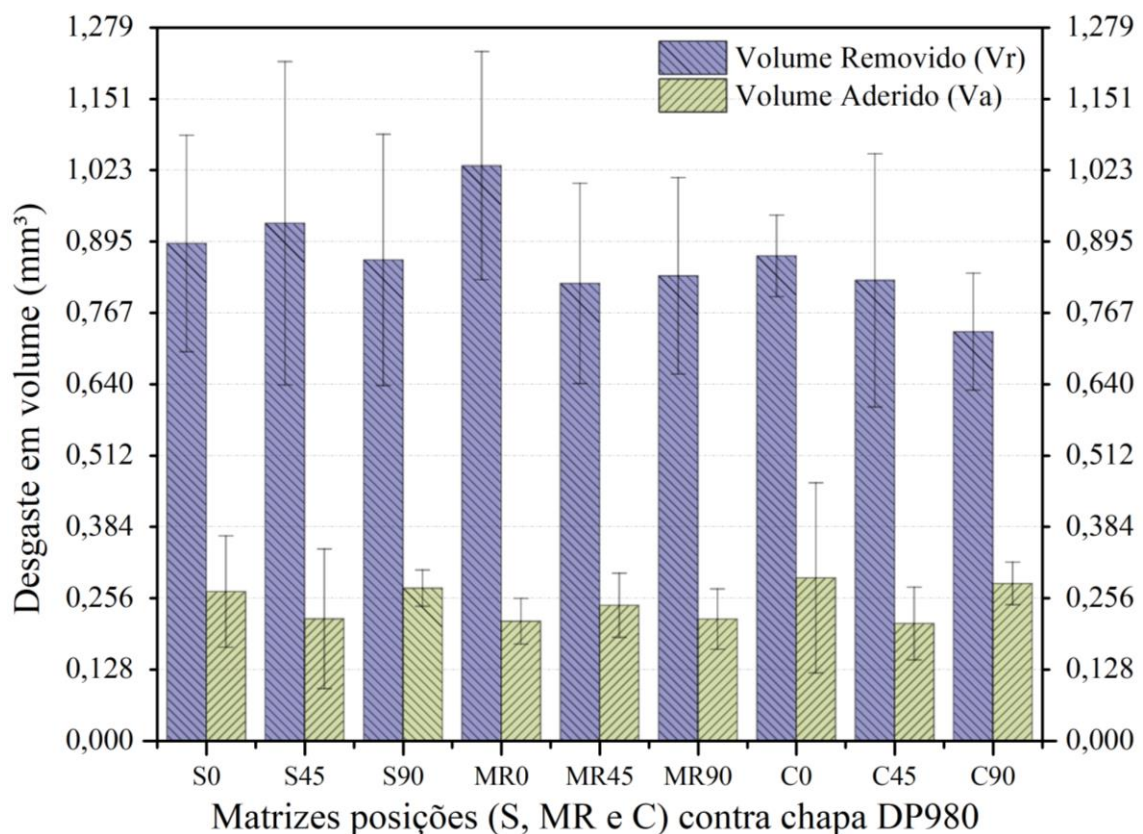


Figura 70 – Desgaste em volume das matrizes (S, MR e C) contra a chapa DP980

Nas Figuras 71, 72 e 73, para os pares S-DP980, MR-DP980 e C-DP980, respectivamente, são apresentadas as imagens obtidas por MEV nas condições: (a) imagem da matriz após as 30 amostras de ensaio (b) imagem da 30° chapa estampada. A análise das imagens revela a severidade do desgaste, com deformação plástica evidente na Figura 73. Nas Figuras 72 e 73, é possível observar a adesão do revestimento do zinco-alumínio da chapa à superfície da matriz, com uma expressiva deformação plástica com remoção severa de material, o que não aconteceu com as chapas DC06 e HSLA340.

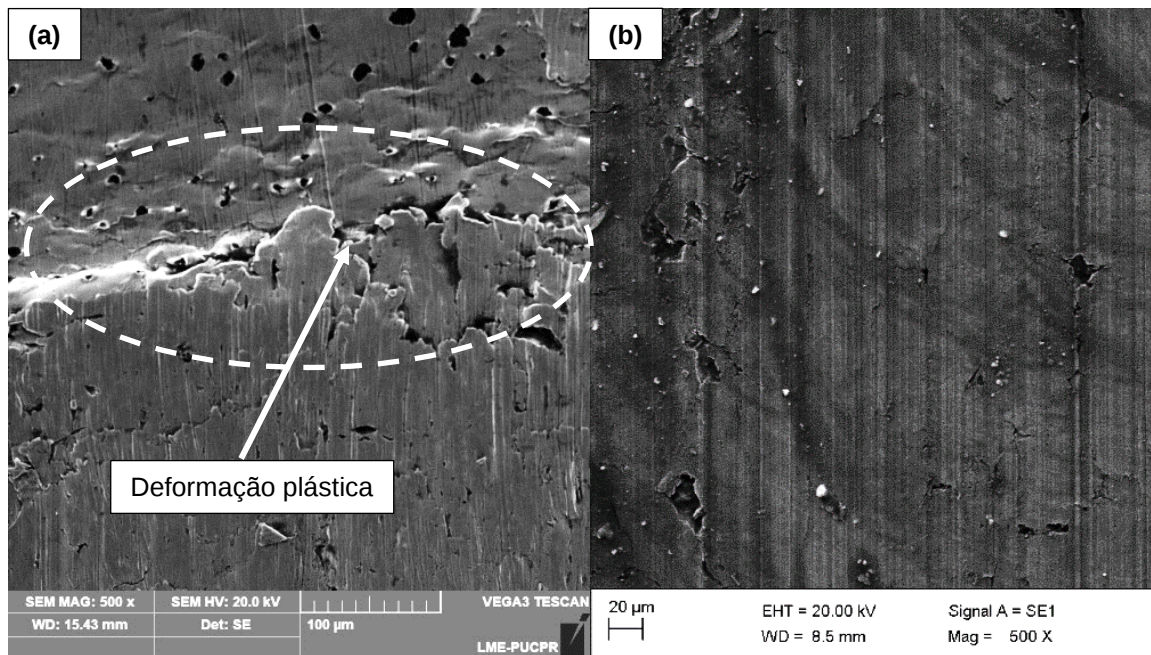


Figura 71 – Imagens de MEV (a) matriz posição S (b) chapa DP980

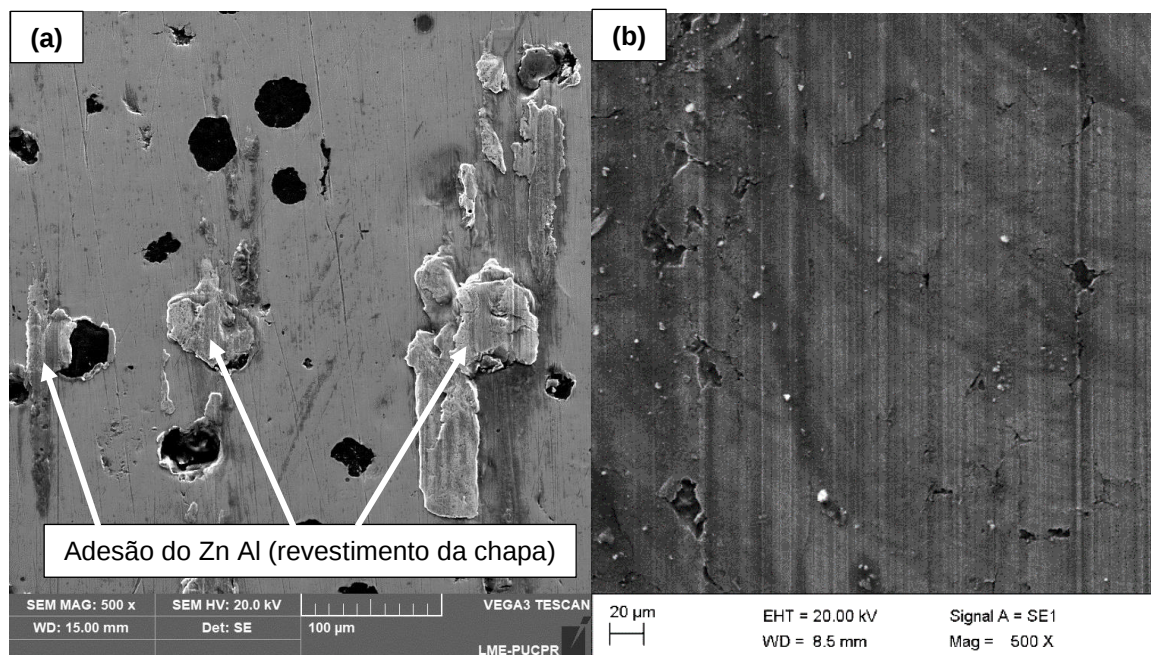


Figura 72 – Imagens de MEV (a) matriz posição MR (b) chapa DP980

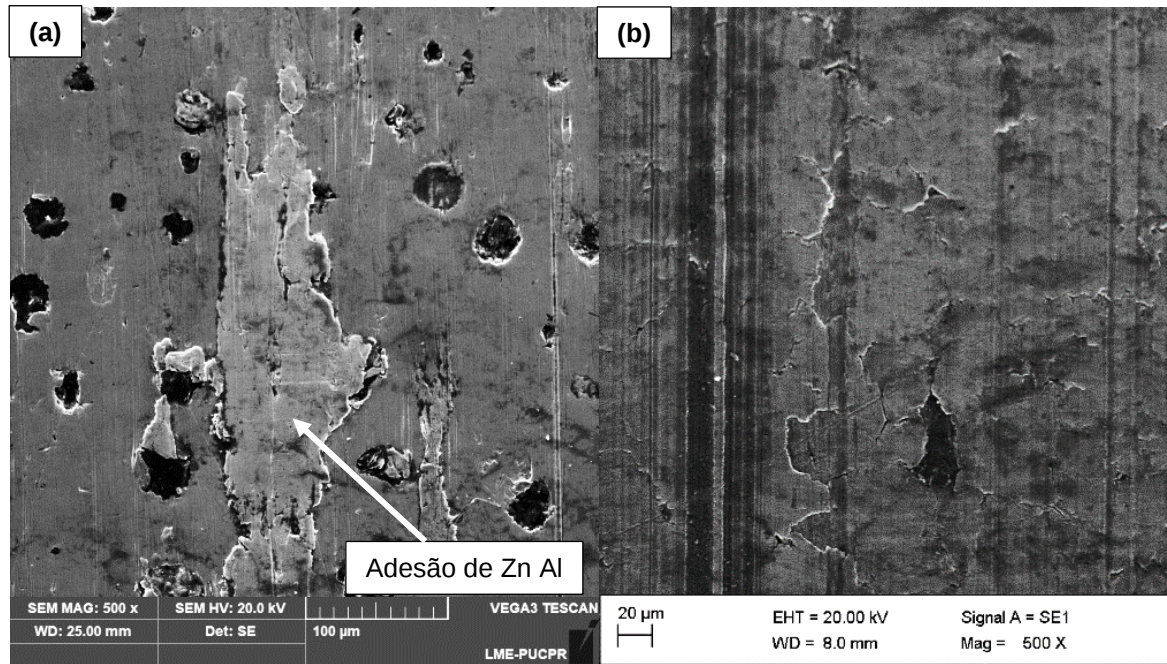


Figura 73 – Imagens de MEV (a) matriz posição C (b) chapa DP980

Na Figura 74 é apresentada a análise por EDS da chapa DP980, um aço bifásico composto por ferrita e martensita, com um revestimento de zinco-alumínio. As imagens mostram a presença dos elementos do revestimento Zn e Al.

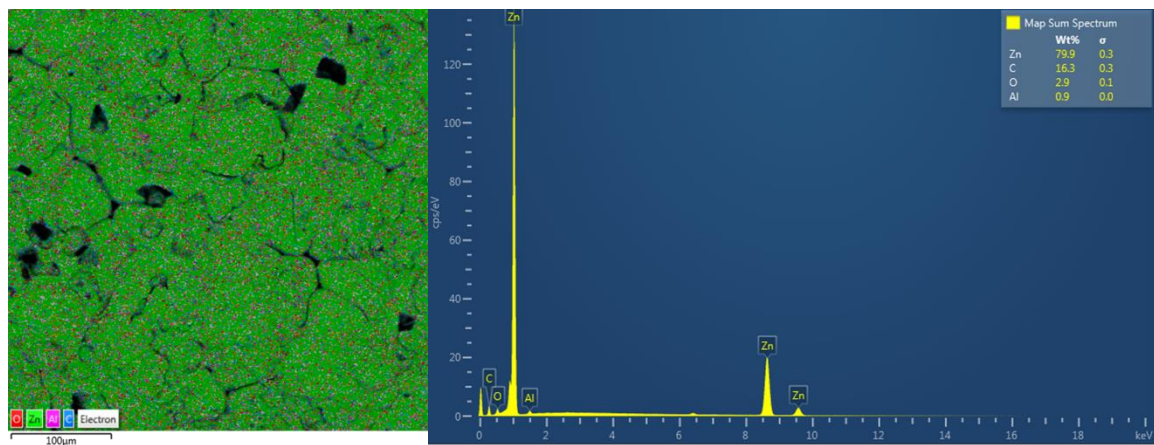


Figura 74 – Mapa químico e espectro de EDS da chapa DP980

O mecanismo de desgaste predominante para o par ferro fundido nodular e DP980 é o desgaste abrasivo, devido à elevada resistência mecânica da chapa de aço DP980. O material aderido na superfície da matriz pode ser observado nos mapas químicos obtidos por EDS nas Figuras 75, 76 e 77 respectivamente, correspondentes aos pares S-DP980, MR-DP980 e C-DP980, onde a adesão é do revestimento de zinco e alumínio da chapa.

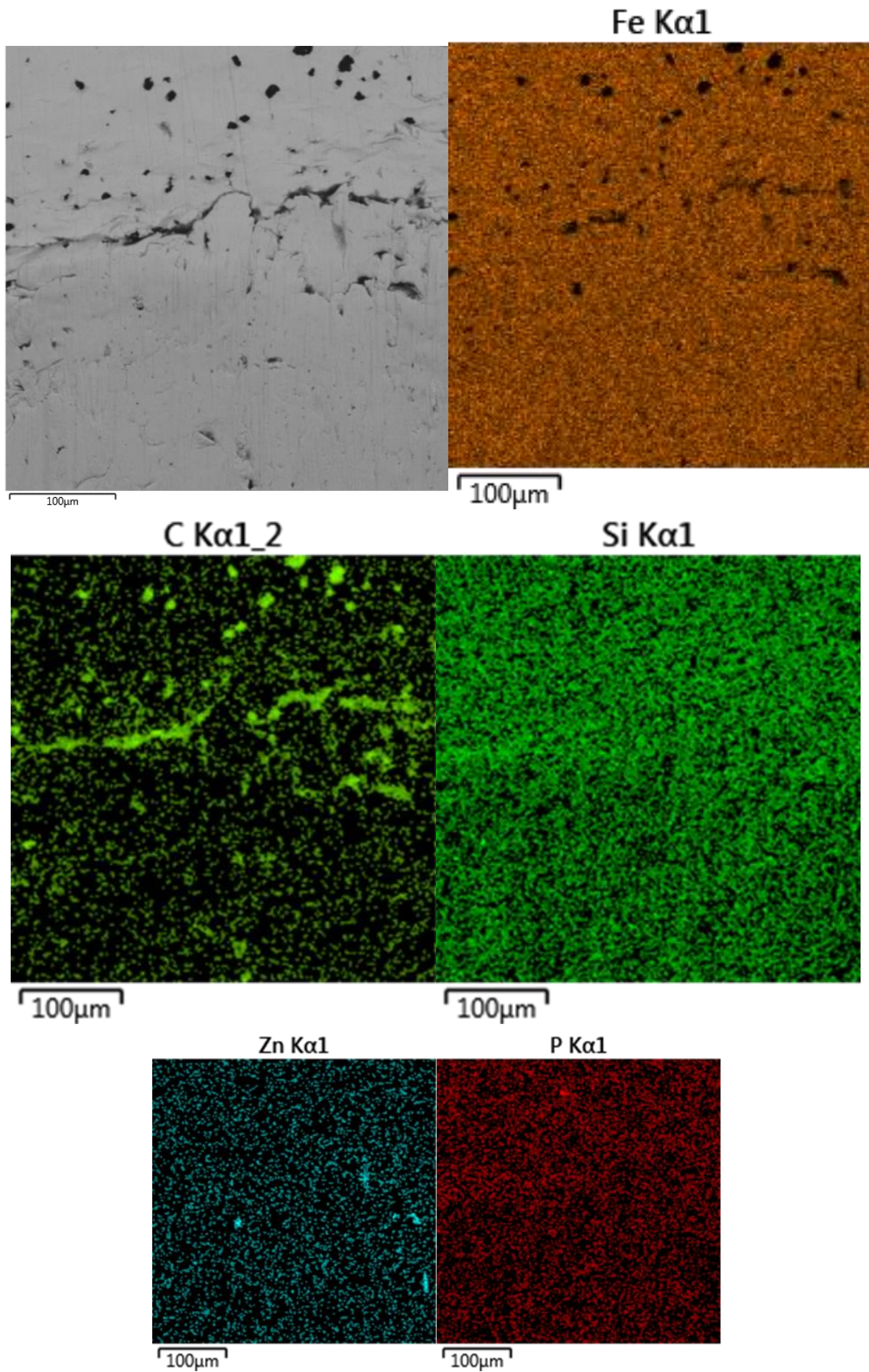


Figura 75 – Mapas químicos obtidos por EDS da matriz na posição S

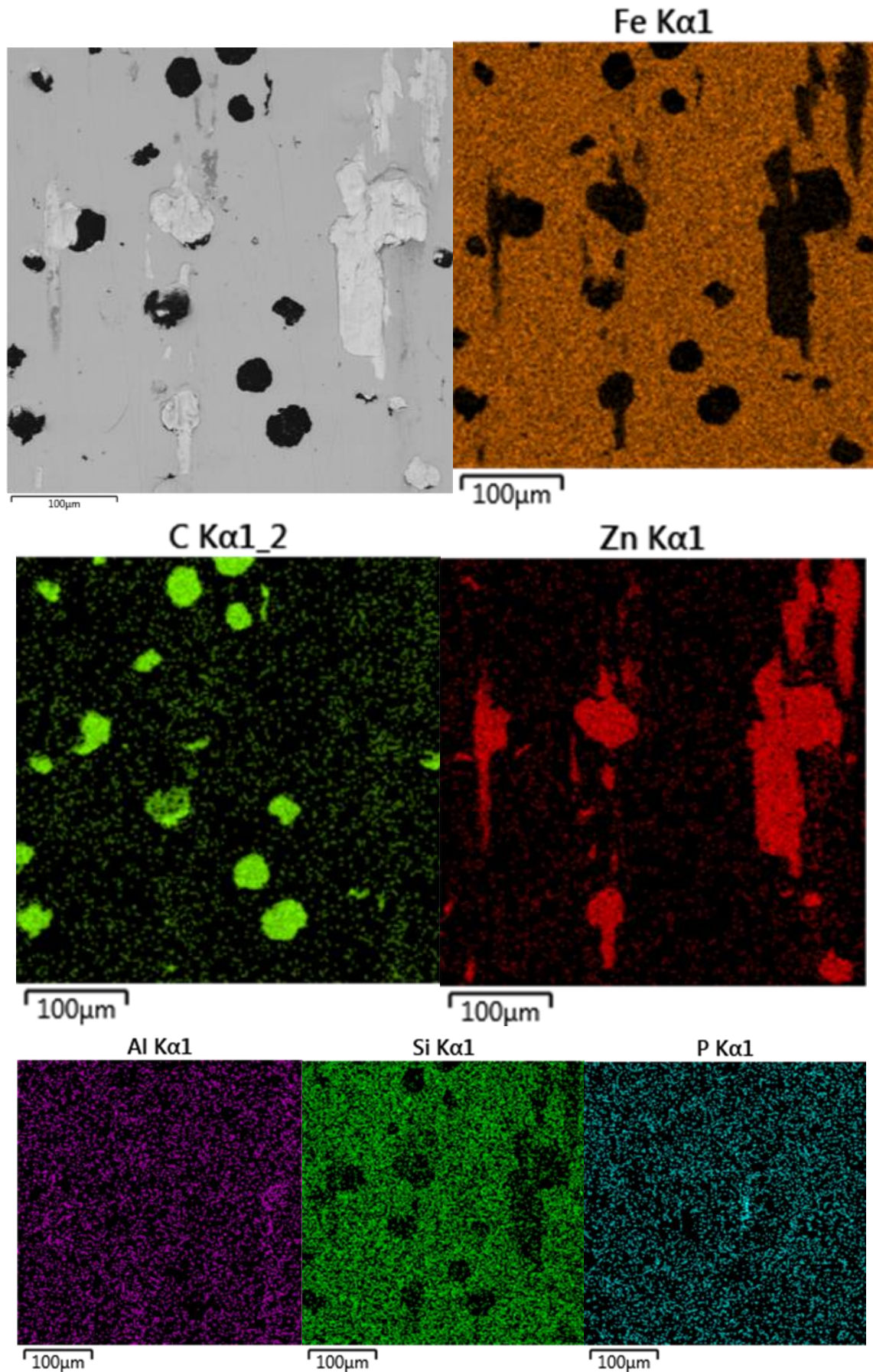


Figura 76 – Mapas químicos obtidos por EDS da matriz na posição MR

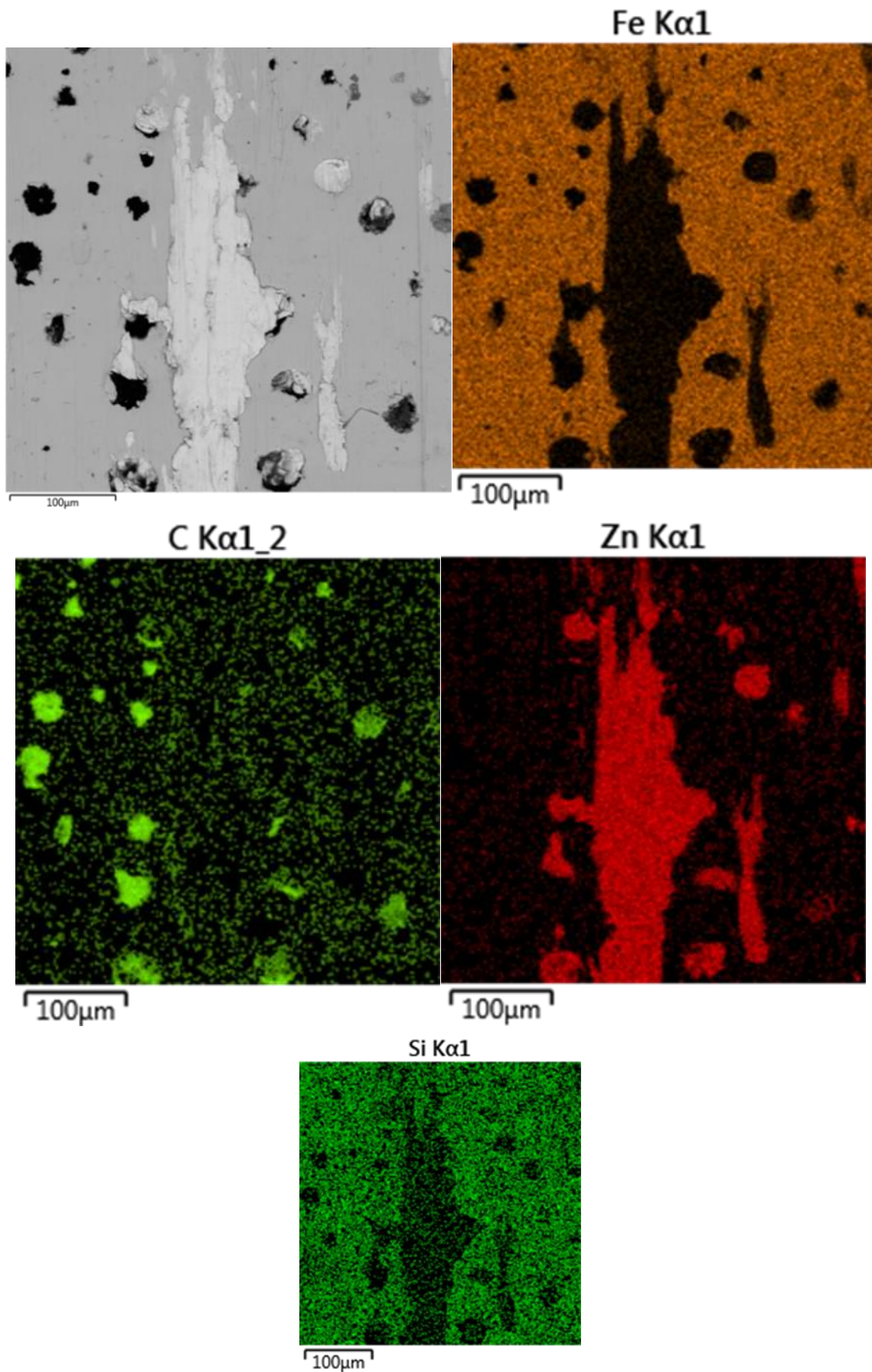


Figura 77 – Mapas químicos obtidos por EDS da matriz na posição C

As análises revelaram que nos ferros fundidos nodulares, a quantidade de nódulos por unidade de área aumenta da posição central (C) em direção à superfície (S). Essa variação na distribuição da grafita, expressa pela relação adimensional D/L (diâmetro/espacamento dos nódulos), é atribuída, principalmente, às variações na taxa de resfriamento durante a solidificação. Os ensaios de tração e dureza revelaram uma redução na resistência mecânica do ferro fundido nodular na posição de superfície (S), que apresenta uma maior quantidade de nódulos por unidade de área, conseqüentemente, nódulos menores. Isso confirma a influência da distribuição e tamanho dos nódulos de grafita na resistência mecânica do material. Quanto às chapas, o aço DC06 possui uma matriz ferrítica, o HSLA340 também é um aço ferrítico, porém com refino de grão, e o DP980 apresenta uma matriz composta principalmente de martensita. Além disso, os ensaios mecânicos mostraram uma baixa resistência mecânica do aço DC06, a resistência média do HSLA340 e a alta resistência mecânica do DP980, influenciada pela presença da martensita.

Ao analisar o desgaste das três chapas de aço DC06, HSLA340 e DP980 em contato com matrizes de ferro fundido nodular, podemos identificar características distintas em cada caso. No caso do aço DC06, observamos um desgaste predominantemente adesivo, conforme evidenciado pelo volume aderido (V_a) mais significativo. Embora não haja diferenças notáveis nos valores de volume removido (V_r), entre diferentes posições de matriz e direções de laminação, a menor adesão na posição S, sugere que a matriz com maior quantidade de nódulos pode reduzir o desgaste adesivo. No entanto, o mecanismo de desgaste adesivo é claramente influenciado pela ferrita proveniente da chapa, conforme demonstrado nas análises de EDS.

No caso do aço HSLA340, que possui uma maior resistência mecânica devido ao tratamento de refino de grão, observamos um desgaste adesivo acentuado. O volume aderido (V_a) permanece significativo devido à natureza predominantemente ferrítica da chapa. Embora não haja diferenças significativas nos valores de volume removido (V_r) entre as posições de matriz, há um aumento notável na direção de laminação a 45°, especialmente nas matrizes S e MR. A análise de EDS revela que o mecanismo de desgaste adesivo é influenciado pela presença de ferro e outros elementos da chapa.

No caso do DP980, caracterizado por uma dureza consideravelmente maior em comparação com as matrizes, observamos um desgaste abrasivo predominante. Os valores de volume removido (V_r) são significativos e sem diferenças consideráveis entre as matrizes. O volume aderido (V_a) é inferior ao volume removido (V_r). A análise de EDS confirma a adesão do revestimento de zinco-alumínio da chapa à matriz.

5. CONCLUSÃO

O presente trabalho foi desenvolvido com o propósito de investigar o desgaste durante o deslizamento de chapas na matriz em processos de estampagem, com foco em chapas utilizadas na indústria automotiva. Para atender a esse objetivo, desenvolvemos um dispositivo que foi incorporado a uma máquina de ensaio universal. A principal meta deste projeto foi avaliar a influência da microestrutura no desgaste de matrizes de ferro fundido nodular perlítico quando submetidas à estampagem de chapas dos aços com diferentes resistências mecânicas DC06, HSLA340 e DP980.

Ao realizar ensaios de estampagem, podemos constatar que o dispositivo funcionou eficazmente em todos os experimentos, demonstrando seu potencial para futuros estudos na área da tribologia na estampagem.

Foi observado que o volume aderido (V_a) predomina quando estampamos chapas de baixa resistência, como o aço DC06, onde o ferro adere na matriz. No entanto, quando estampamos chapas de alta resistência, como o DP980, o que adere à matriz é o revestimento de Zn-Al. Com base nos estudos, concluímos que o tamanho dos nódulos de grafita exerce grande influência na adesão, conforme evidenciado pelas imagens de MEV e EDS, que revelam maior concentração da adesão nos nódulos maiores. Isso sugere a hipótese de que o desgaste adesivo é mais acentuado em ferros fundidos nodulares perlíticos com nódulos maiores.

No que diz respeito ao volume removido (V_r), os resultados não indicam diferenças significativas relacionadas à distribuição da grafita. O fator que resiste ao desgaste abrasivo é a fase dura de perlita. Concluímos, com base em nossos estudos, que o volume removido (V_r) aumenta à medida que a resistência mecânica da chapa aumenta, sendo especialmente severo no caso da chapa DP980. Não foi observado diferenças significativas em relação às diferentes orientações de laminação (0° , 45° e 90°) neste estudo.

Assim, se conclui que diferentes fatores, incluindo a dureza da chapa, sua microestrutura, influenciam o desgaste. Enquanto o desgaste adesivo é observado com maior ênfase nas chapas DC06 e HSLA340, o desgaste abrasivo é predominante na chapa DP980 devido à sua alta dureza. Essa análise ressalta a importância de compreender esses mecanismos para otimizar processos de estampagem e aumentar a vida útil das matrizes, considerando as condições específicas de cada aplicação.

6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Investigar outros materiais de matriz;
- Aplicar revestimentos nas matrizes;
- Realizar ensaios com regime lubrificado;
- Alterar parâmetros para avaliação em outros estados de deformação;
- Investigar retorno elástico;
- Instrumentar o dispositivo em um sistema duplo efeito dedicado;

7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICA

ABBASI H. R; BAZDAR, M; HALVAEE, A. **Effect of phosphorus as an alloying element on microstructure and mechanical properties of pearlitic gray cast iron**, *Materials Science and Engineering*, 444 (2007) - pg 314-317.

ABEDI H.R; FAREGHI A; SAGHAFIAN H; KHEIRANDISH S.H. **Sliding wear behavior of a ferritic–pearlitic ductile cast iron with different nodule count**, *Wear*, 268 (2010) – pg 622 – 628.

ABNT NBR6916 (2017): Ferro fundido nodular ou ferro fundido com grafita esferoidal – especificações.

ABNT NBR8650 (2015): Emprego de ferro fundido nodular para produtos automotivos – procedimentos.

ABNT NBR ISO 4288 (2008): Especificações Geométricas do Produto (GPS) – Rugosidade: Método do perfil – Regras e procedimentos para avaliação de rugosidade.

AGARWAL, KULDEEP. **DC pulsed plasma deposition of nanocomposite coatings for improved tribology of gray cast iron stamping dies**, Elsevier B.V. 2013.

ANTONI WLADYSŁAW ORLOWICZ; ANDRZEJ TRYTEK. **Effect of rapid solidification on sliding wear of iron castings**, *Wear* 254 (2003), pg 154 – 163.

ASTM E517-00 (2010): Standard Test Method for Plastic Strain Ratio r for Sheet Metal. West Conchohocken.

ASTM E92 + REDLINE de (2023): Standard Test Methods for Vickers Hardness and Knoop Hardness of Metallic Materials.

ASTM A 247 – 19 (2021): Standard Test Method for Evaluating the Microstructure of Graphite in Iron Castings.

ASTM E643–84 (1995): Standard Test Method for Ball Punch Deformation of Metallic Sheet Material.

ASTM E646–16 (2022): Standard Test Method for Tensile Strain-Hardening Exponents (n - Values) of Metallic Sheet Materials.

ASTM E8/E8M-16 (2022): Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials.

ASTM G40 (2022): Standard Terminology Relating to Wear and Erosion.

ASTM G133-05 (2016): Standard Test Method for Linearly Reciprocating Ball-on-Flat Sliding Wear

CASAGRANDE, ÂNGELO JR; EDVALDO. **Caracterização de Ferro Fundido Nodular Obtido por Fundição Contínua**. PUC-PR, Curitiba/Pr. Dissertação de mestrado em Engenharia Mecânica – Pontifícia Universidade Católica do Paraná, agosto de 2003.

CATÁLOGO TÉCNICO FUNDIÇÃO TUPY – FUNDIÇÃO CONTÍNUA- FUCO®, acessado em 29/10/2023 www.tupy.com.br.

CHOI K. Y.; M. G. LEE; H. Y. KIM, **Sheet Metal Forming Simulation Considering Die Deformation**, International Journal of Automotive Technology (2013), Vol. 14, N° 6, pg 935 – 940.

COLPAERT, H. **Metalurgia dos produtos siderúrgicos comuns**; revisão técnica André Luiz V. da Costa e Silva – 4ª edição – São Paulo Edgard Blucher 2008.

CZICHOS H., HABIG KH. **Overview of Tribology**. Tribology Hand buch. Springer Vieweg, Wiesbaden. 2020.

DIN EN 10130 (2007): Cold rolled low carbon steel flat products for cold forming - Technical delivery conditions; German version EN 10130:2006.

DIN EN 10131 (2016): Cold rolled uncoated and zinc or zinc-nickel electrolytically coated low carbon and high yield strength steel flat products for cold forming - Tolerances on dimensions and shape; German version EN 10131:2006.

DIN EN 10204 (2005): Metallic products - Types of inspection documents; German version EN 10204:2004.

DIN EN 10268 (2013): Cold rolled steel flat products with high yield strength for cold forming - Technical delivery conditions; German version EN 10268:2006+A1:2013.

DIN EN 10327 (2007): Norma europeia Continuously Hot-Dip Coated Strip and Sheet of Low Carbon Steels for Cold Forming.

DIN EN 10338 (2015): Hot rolled and cold rolled non-coated products of multiphase steels for cold forming. HDT980X, Hot Rolled Dual-Phase Steel.

DIN EN 1563 (2005): Norma européia Fundação Ferros Fundidos com Grafita Esférica, Versão alemã EN 1563: 1997 + A1: 2002 + A2: 2005.

DIN EN 945 (1975): Norma europeia Determinação da microestrutura de grafite, Versão alemã EN ISO 945: 1994.

DOMMARCO R.C; SOUSA M.E; SIKORA J.A. **Abrasion resistance of high nodule count ductile iron with different matrix microstructures**, Wear, 257 (2004), pg 1185 – 1192.

FRANCIS E. KENNEDY; YUAN LU; LAN BAKER. **Contact temperatures and their influence on wear during pin-on-disk tribotesting**, Tribology International, 82 (2015) pg 534 – 542.

GERRIT, VAN DER LINDE. **Predicting galling behaviour in deep drawing processes**, PhD Thesis, University of Twente, Enschede, the Netherlands, November 2011.

GROCHE P; MOELLER N; HOFFMANN H; SUH J. **Influence of gliding speed and contact pressure on the wear of forming tools**, Wear, 271 (2011) pg 2570-2578.

GUESSER, WILSON LUIZ. Propriedades mecânicas dos ferros fundidos – São Paulo: Editora Blucher, 2009.

GUIDELINES, Versão 5.0, 2017. Disponível em: www.worldautosteel.org.br, acessado 20/10/2023.

H. HOFFMANN; G. NURNBERG; K. ERSOY-NURNBERG. **A new approach to determine the wear coefficient for wear prediction of sheet metal forming tools**, Prod. Eng. Res. Devel. (2007) 1:357–363 DOI 10.1007/s11740-007-0065-1.

HEIDE E. VAN DER; M. BURLAT; P.J. BOLT; D.J. SCHIPPERC. **Wear of soft tool materials in sliding contact with zinc-coated steel sheet**, Journal of Materials Processing Technology 141 (2003) pg 197 – 201.

J. HERNANDEZ-AVILA, E. SALINAS-RODRIGUEZ, E. CERECEDO-SAENZ, I. RIVERA-LANDERO, E. CARDOSOLEGORRETA, J. FLORES-BADILL. **The Effect of Molybdenum on the Microstructure of Nodular Iron**", European Scientific Journal, vol. 11, 2015.

KATO K ADACHI, K. **Wear Mechanisms**, MODERN TRIBOLOGY HANDBOOK, Ed. CRC Press LLC Vol2, 2001.

KENNETH G. BUDINSKI, STEVEN T. BUDINSKI. **Interpretation of galling tests**, Wear, 332-333 - (2015), pg 1185 – 1192.

KIRKHORN L; BUSHLYA, V; ANDERSSON M; STAHL J.-E. **The influence of tool steel microstructure on friction in sheet metal forming**, Wear, 302 (2013) pg1268-1278.

LE ROUX S; BOHER C; PENAZZI L; DESSAIN C; TAVERNIER B. **A methodology and new criteria to quantify the adhesive and abrasive wear damage on a die radius using white light profilometry**, Tribology International, 52 (2012) pg 40-49.

LUIS N. LÓPEZ de LACALLE, LAMIKIZ A; SÁNCHEZ J.A; ARANA J.L. **Improving the surface finish in high speed milling of stamping dies**, Journal of Materials Processing Technology, 123 (2002) 292–302.

LUKASZ WOJCIECHOWSKI; THOMAS G. MATHIA. **Conjecture and paradigm on limits of boundary lubrication**, Tribology International, 82 (2015) pg 577-585.

MAKINOUCHI. A. **Sheet metal forming simulation in industry**, Journal of Materials Processing Technology 60 (1996) pg 19 - 26.

MAKINOUCHI. A; M. KAWKA. **Process simulation in sheet metal forming**, Journal of Materials Processing Technology 46 (1994) pg 291-307.

MANENTI, SERGIO LUIZ. **Influência dos Nódulos na Resistência ao Desgaste do Ferro Fundido Nodular em Deslizamento Recíproco Contra a Chapa de Aço EEP-IF**. PUC-PR, Curitiba/Pr. Dissertação de mestrado em Engenharia Mecânica – Pontifícia Universidade Católica do Paraná, junho de 2016.

MARCOS VINÍCIUS MELCONIAN. **MODELAGEM NUMÉRICA E COMPUTACIONAL COM SIMILITUDE E ELEMENTOS FINITOS**, Desenvolvimento de Equação Preditiva para o Cálculo da Força de Retenção em Freios de Estampagem. São Paulo: editora Blucher open access, 2014.

MARK BELTOWSKI; PETER J. BLAU; QU J. **Wear of spheroidal graphite cast irons for tractor drive train components**, Wear, 267 (2009) pg 1752-1756.

MARTÍNEZ M; MASSETTI A; SVOBODA H. **Effect of the pin geometry on the wear behavior of weld-deposited hardfacing**, Procedia Materials Science, 1 (2012) pg 305-312.

MERIC C; SAHIN S; BACKIR B; KOKSAL N.S. **Investigation of the boronizing effect on the abrasive wear behavior in cast Irons**, Materials and Design, 27 (2006) 751–757.

MICHAEL P. PEREIRA; JOHN L. DUNCAN; WENYI YANG; BERNARD F. **Contact pressure evolution at the die radius in sheet metal stamping**, Journal of Materials Processing Technology 209 (2009) 3532–3541.

MICHAEL P. PEREIRA; WENYI YANG; BERNARD F. ROLFE. **Wear at the die radius in sheet metal stamping**, Wear, 274-275 (2012) pg 355-367.

MIYAUCHI T; TSULIMURA T; HANDA K; NAKAYAMA J; SHIMUZU K. **Influence of silicon carbide filters in cast iron composite brake blocks on brake performance and development of a production process**, Wear, 267 (2009), pg 833 – 838.

ÖMER NECATI CORA; ALI AGCAYAZI; KUNIO NAMIKI; HASAN SOFUOGLU; MUAMMER KOÇ. **Die wear in stamping of advanced high strength steels – Investigations on the effects of substrate material and hard-coating**, Tribology International, 52 (2012) pg 50-60.

ÖMER NECATI CORA; MUAMMER KOÇ. **Experimental investigations on wear resistance characteristics of alternative die materials for stamping of advanced high-strength steels (AHSS)**, International Journal of Machine Tools & Manufacture, 49 (2009) pg 897-905.

OMOLAYO M. IKUMAPAYI, SUNDAY A. AFOLALU, JOSEPH F. KAYODE, RASAQ A. KAZEEM, SAHEED AKANDE. **A concise overview of deep drawing in the metal forming operation**, Proceedings, 62 (2022) pg 3233 – 3238.

PATRIK SCHWINGENSCHLÖGL; PHILIPP NIEDERHOFER; MARION MERKLEIN. **Investigation on basic friction and wear mechanisms within hot stamping considering the influence of tool steel and hardness**, Wear 426–427 (2019) pg 378–389.

QIU Y.; J.C. PANGN; S.X. LI; E.N. YANG; W.Q. FUB; M.X. LIANG; Z.F. ZHANG. **Influence of thermal exposure on microstructure evolution and tensile fracture behaviors of compacted graphite iron**, Materials Science and Engineering: A10 May 2016.

RUIQIANG ZHANG; ZHUTAO SHAO; JIANGUO LIN. **A review on modelling techniques for formability prediction of sheet metal forming**, International Journal of Lightweight Materials and Manufacture, (2018) pg 115 – 125.

SIMON SCHÖLER, ANDRÉ LANGOHR, FAHRETTIN ÖZKAYA, KAI MÖHWALD, BERND-ARNO BEHRENS, HANS JÜRGEN MAIER. **Investigations of hot-dip galvanized dual-phase steel (DP600+Z) sheet metal on selectively oxidized tool steel surfaces under dry deep-drawing conditions**, Wear (2023).

SUGWON KIM; COCKCROFT S.L; OMRAN A.M. **Optimization of the process parameters affecting the microstructures and properties of compacted graphite iron - Journal of Alloys and Compounds**, 476 (2009) 728–732.

TAKAYUKI HAMA; KEISUKE KOJIMA; YOSHIHIKO NISHIMURA; HITOSHI FUJIMOTO; HIROHIKO TAKUDA. **Variation of lubrication condition during sheet hydroforming**, Procedia Engineering, 81 (2014) pg 1029-1034.

VOSS BRENDAN M.; MICHAEL P. PEREIRA; BERNARD F. ROLFE; MATTHEW C. DOOLAN. **A new methodology for measuring galling wear severity in high strength**, Wear 390–391 (2017) pg 334 – 345.

WALID GHENNAI; OUZINE BOUSSAID; HOCINE BENDJAMA; BADIS HADDAG; MOHAMMED NOUARI. **Experimental and numerical study of DC04 sheet metal behaviour—plastic anisotropy identification and application to deep drawing**, The International Journal of Advanced Manufacturing Technology (2019) 100:361–371 <https://doi.org/10.1007/s00170-018-2700-8>.

WORLD AUTO STEEL, Advanced High Strength Steel (AHSS) Application, <https://www.worldautosteel.org>, acessado em 09/10/2023.

WURONG WANG; YUZHANG ZHAO; ZIMIN WANG; MENG HUA; XICHENG WEI. **A study on variable friction model in sheet metal forming with advanced high strength steels**, Tribology International 93 (2016) pg 17 – 28.

X. WEI; S.A. ASGARI; J.T. WANG; B.F. ROLFE; H.C. ZHU; P.D. HODGSON. **Micromechanical modelling of bending under tension forming behaviour of dual phase steel 600**, Computational Materials Science 108 (2015) pg 72 – 79.

ZHANG DONGYA, YUE LI, XIN DU, HONGWEI FAN, FENG GAO. **Microstructure and tribological performance of boride layers on ductile cast iron under dry sliding conditions**, Engineering Failure Analysis 134 (2022) 106080.

ZHANG JIANWEI; YANWU XU; PING HU; KUNMIN ZHAO. **Development and Applications of Forming-Condition-Based Formability Diagram For split concerns in stamping**, Journal of Manufacturing Processes, 17 (2015) pg151- 161.

ZIMBA J; SAMANDI M; YU D; CHANDRA T; NAVARA E; SIMBI D.J. **Un-lubricated sliding wear performance of unalloyed austempered ductile iron under high contact stresses**, Materials and Design, 25 (2004) pg 431-438.