

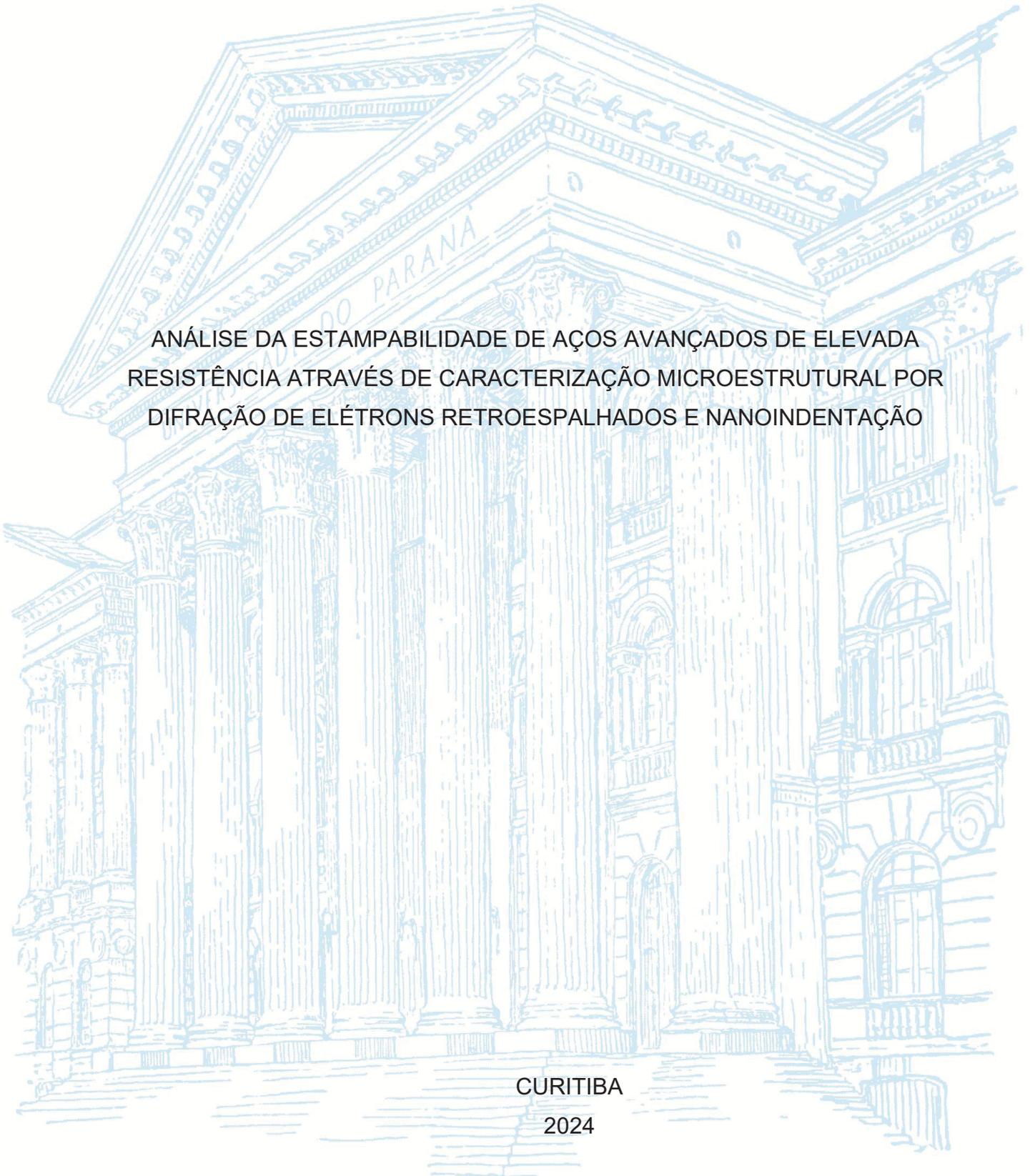
UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARANÁ

RAFAEL GUETTER BOHATCH

ANÁLISE DA ESTAMPABILIDADE DE AÇOS AVANÇADOS DE ELEVADA
RESISTÊNCIA ATRAVÉS DE CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL POR
DIFRAÇÃO DE ELÉTRONS RETROESPALHADOS E NANOINDENTAÇÃO

CURITIBA

2024



RAFAEL GUETTER BOHATCH

ANÁLISE DA ESTAMPABILIDADE DE AÇOS AVANÇADOS DE ELEVADA
RESISTÊNCIA ATRAVÉS DE CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL POR
DIFRAÇÃO DE ELÉTRONS RETROESPALHADOS E NANOINDENTAÇÃO

Tese apresentada ao curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Setor de Tecnologia, Universidade Federal do Paraná, como requisito parcial à obtenção do título de Doutor em Engenharia Mecânica, na área de concentração de Engenharia de Materiais e Fabricação.

Orientador: Prof. Dr. Paulo Victor Prestes Marcondes

Coorientador: Prof. Dr. Raviilson Antônio Chemin Filho

CURITIBA

2024

DADOS INTERNACIONAIS DE CATALOGAÇÃO NA PUBLICAÇÃO (CIP)
UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARANÁ
SISTEMA DE BIBLIOTECAS – BIBLIOTECA DE CIÊNCIA E TECNOLOGIA

Bohatch, Rafael Guetter

Análise da estampabilidade de aços avançados de elevada resistência através de caracterização microestrutural por difração de elétrons retroespalhados e nanoindentação / Rafael Guetter Bohatch. – Curitiba, 2024.

1 recurso on-line : PDF.

Tese (Doutorado) - Universidade Federal do Paraná, Setor de Tecnologia, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica.

Orientador: Paulo Victor Prestes Marcondes

Coorientador: Ravilson Antônio Chemin Filho

1. Aço de alta resistência. 2. Nanoindentação. 3. Resistência de materiais. I. Universidade Federal do Paraná. II. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica. III. Marcondes, Paulo Victor Prestes. IV. Chemin Filho, Ravilson Antônio. V. Título.

Bibliotecário: Leticia Priscila Azevedo de Sousa CRB-9/2029

TERMO DE APROVAÇÃO

Os membros da Banca Examinadora designada pelo Colegiado do Programa de Pós-Graduação ENGENHARIA MECÂNICA da Universidade Federal do Paraná foram convocados para realizar a arguição da tese de Doutorado de **RAFAEL GUETTER BOHATCH**, intitulada: **ANÁLISE DA ESTAMPABILIDADE DE AÇOS AVANÇADOS DE ELEVADA RESISTÊNCIA ATRAVÉS DE CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL POR DIFRAÇÃO DE ELÉTRONS RETROESPALHADOS E NANOINDENTAÇÃO**, que após terem inquirido o aluno e realizada a avaliação do trabalho, são de parecer pela sua APROVAÇÃO no rito de defesa. A outorga do título de doutor está sujeita à homologação pelo colegiado, ao atendimento de todas as indicações e correções solicitadas pela banca e ao pleno atendimento das demandas regimentais do Programa de Pós-Graduação.

CURITIBA, 17 de Dezembro de 2024.

Assinatura Eletrônica

10/03/2025 15:53:38.0

RAVILSON ANTONIO CHEMIN FILHO

Presidente da Banca Examinadora

Assinatura Eletrônica

26/02/2025 15:16:24.0

ALEXANDRE DA SILVA ROCHA

Avaliador Externo (UNIVERSIDADE DO RIO GRANDE DO SUL)

Assinatura Eletrônica

02/01/2025 17:15:32.0

RAMON SIGIFREDO CORTES PAREDES

Avaliador Interno (UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARANÁ)

Assinatura Eletrônica

07/01/2025 07:18:55.0

FABIANO OSCAR DROZDA

Avaliador Externo (UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARANÁ)

Centro Politécnico - CURITIBA - Paraná - Brasil

CEP 81531980 - Tel: 41 3361-3701 - E-mail: pgmec@ufpr.br

Documento assinado eletronicamente de acordo com o disposto na legislação federal Decreto 8539 de 08 de outubro de 2015.

Gerado e autenticado pelo SIGA-UFPR, com a seguinte identificação única: 420399

Para autenticar este documento/assinatura, acesse <https://siga.ufpr.br/siga/visitante/autenticacaoassinaturas.jsp> e insira o código 420399

DEDICATÓRIA

À Deus.

À minha amada esposa Ângela, pelo enorme apoio, amor, confiança e que sempre esteve presente nestes anos de luta, derrotas e glórias!

Ao pequeno Thomas, amado e estimado filho, que na inocência de sua infância, estava sempre tão próximo e com um sorriso no rosto!

À minha mãe Nádia, ao meu pai Antônio, ao meu irmão Luiz Henrique e ao jovem Rogério Luiz pelo incentivo, pelos conselhos e pela complacência durante esta fase longa e difícil!

Ao meu sogro César Lúcio e à minha sogra Maria Denir, pelo encorajamento, estímulo e compreensão ao longo desses anos!

À minha baba Estefânia (*in memoriam*), ao dido Haroldo (*in memoriam*), à baba Martha (*in memoriam*) e ao dido Waldomiro (*in memoriam*) que tenho como referência pela sua humanidade, generosidade, simplicidade e ensinamentos ao longo da vida.

AGRADECIMENTOS

À Universidade Federal do Paraná pelo constante incentivo à qualificação do seu quadro de docentes e discentes;

Ao Prof. Dr. Paulo Victor Prestes Marcondes, pela orientação acadêmica, amizade, paciência, compreensão e apoio;

Ao Prof. Dr. Ravilson Antônio Chemin Filho, pela brilhante co-orientação acadêmica, pela proximidade, perseverança, equilíbrio e assistência;

À Spectroscan Tecnologia de Materiais, empresa especializada em diversas atividades laboratoriais, em especial ao Prof. MSc. César Lúcio Molitz Allenstein e à engenheira Dra. Ângela Nardelli Allenstein;

À Usiminas pelo fornecimento do material para pesquisa, dentro do acordo de cooperação técnica firmado com a Universidade;

Aos estimados Prof. Dr. Sérgio Henke, Prof. Dr. Adriano Scheid, Prof. Dr. Ramon Sigifredo Cortés Paredes, Prof. Dr. Leonardo Evangelista Lagoeiro, Prof. Dr. Thiago Gomes da Silva e à Prof. Dra. Ana Sofia Clímaco Monteiro d'Oliveira pelo apoio e suporte durante à pesquisa além dos ensinamentos e orientações;

Ao aluno e colega de pesquisa, mestre Alex Raimundo de Oliveira;

À minha família, que sempre me apoiou em meus estudos;

À minha esposa, pelo apoio, companheirismo e compreensão no período em que desenvolvi esta pesquisa;

Aos amigos, que direta ou indiretamente contribuíram para execução deste trabalho;

Ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica do Setor de Tecnologia da Universidade Federal do Paraná, ao técnico de laboratório Márcio Brandani Tenório e ao secretário Jonatas Ricardo Zanoto.

“Talvez não tenha conseguido fazer o melhor, mas lutei para que o melhor fosse feito. Não sou o que deveria ser, mas Graças a Deus, não sou o que era antes”.

(Martin Luther King)

RESUMO

Nas últimas décadas a indústria automotiva tem como desafios a melhoria da eficiência energética, a redução da emissão de poluentes, o aumento da segurança dos ocupantes e a redução dos custos de produção. Com o intuito de resolver estes desafios, se faz necessário reduzir o peso das carrocerias dos veículos. Desta maneira, a indústria siderúrgica tem desenvolvido ligas metálicas mais eficientes.

Na busca de aliar redução de peso veicular com melhoria da performance às deformações em caso de impacto, uma nova família de aços avançados de elevada resistência se faz presente, os AHSS (*Advanced High Strength Steels*). Entretanto, esta família de aços tem conformabilidade inferior e maior retorno elástico em comparação aos aços convencionais. As propriedades mecânicas dos AHSS sofrem algumas alterações como o aumento da resistência mecânica e conseqüentemente a redução do alongamento total, por isso tem impacto em sua estampabilidade. No entanto, o emprego de microestruturas adequadas permite minimizar a perda de ductilidade sob maiores níveis de resistência mecânica. Um dos principais fatores que determinam a forma final de um produto estampado é o efeito do retorno elástico. Se este não for controlado de forma adequada, afetará diretamente na precisão do produto e na sua qualidade. Além do retorno elástico, existe um outro fenômeno que ocorre em determinadas regiões no sistema chapa – punção – matriz, que é conhecido como efeito Bauschinger. Tal efeito se faz presente através da redução da tensão de escoamento à tração quando o material é descarregado e recarregado à compressão no regime plástico e aplicada uma tração na mesma direção. Com estes processos de dobra, desdobra e redobra do material, o aparecimento do efeito Bauschinger, além do encruamento é esperado e não pode ser desprezado. Este trabalho tem como proposta, estudar a estampabilidade em chapas de aço DP600 conformadas à frio, na região do raio da matriz, utilizando o ensaio Nakazima modificado, seguida da medição de nanodureza e caracterização do material, por difração de elétrons retroespalhados (EBSD). As avaliações de dureza foram consistentes na região do raio da matriz e evidenciaram influências do encruamento e de tal fenômeno.

Palavras-chave: aços avançados de elevada resistência; efeito Bauschinger; Curva CLC; nanoindentação; EBSD.

ABSTRACT

In recent decades, the automotive industry has faced the challenges of improving energy efficiency, reducing pollutant emissions, increasing occupant safety and reducing production costs. In order to solve these challenges, it is necessary to reduce the weight of vehicle bodies. In this way, the steel industry has developed more efficient metal alloys. In order to combine vehicle mass reduction with improved performance to deformations in case of impact, a new family of advanced steels is present, the AHSS (Advanced High Strength Steels). However, this family of steels has lower formability and greater springback compared to conventional steels. The mechanical properties of AHSS suffers some changes, such as the increase in mechanical strength and, consequently, the reduction of total elongation, impacting its stampability. However, the use of suitable microstructures allows minimizing the loss of ductility under higher levels of mechanical strength. One of the main factors that determine the final shape of a formed product is the springback effect. If it is not properly controlled, it will directly affect the accuracy of the product and its quality. In addition to springback, there is another phenomenon that occurs in certain regions of the sheet-punch-die system, which is known as the Bauschinger effect. This effect is present through the reduction of the yield tensile stress when the material is unloaded and reloaded to compression in the plastic region and a tension is applied in the same direction. With these processes of bending, unbending and rebending on the material, the appearance of the Bauschinger effect in sheets is expected and cannot be neglected.

This work aims to study the stampability cold-formed DP600 steel sheets, in the region of the matrix shoulder, through the modified Nakazima test, followed by nanohardness evaluation and characterization of the material, through the electron backscattering diffraction (EBSD). The hardness evaluations were consistent in matrix radius and demonstrated the hardening influence and such phenomenon.

Key-words: advanced high strength steel; Bauschinger effect; FLC curve; nanoindentation; EBSD.

LISTA DE FIGURAS

FIGURA 1 – PROGRAMAS DE DESENVOLVIMENTO AHSS	21
FIGURA 2 – DIAGRAMA DA RELAÇÃO ENTRE RESISTÊNCIA À TRAÇÃO E DEFORMAÇÃO DE DIFERENTES AHSS ATUAIS	22
FIGURA 3 – DISTRIBUIÇÃO DE AHSS EM CARROCERIAS: (A) CHEVROLET CRUZE, (B) KIA SPORTAGE	23
FIGURA 4 – APLICAÇÕES DE AÇOS DUAL PHASE EM CARROCERIAS.....	24
FIGURA 5 – (A) ESQUEMATIZAÇÃO DA TOPOLOGIA DAS MICROESTRUTURAS COM DUAS FASES, (B) MEV COM A FORMA E DITRIBUIÇÃO DAS FASES EM UM AÇO DP.....	24
FIGURA 6 – COMPORTAMENTO EM TRAÇÃO UNIAXIAL DE AÇOS AVANÇADOS	25
FIGURA 7 – ESQUEMA DO TRATAMENTO TÉRMICO UTILIZADO PARA OBTENÇÃO DA MICROESTRUTURA BIFÁSICA DO AÇO DUAL PHASE.....	26
FIGURA 8 – TRANSFORMAÇÕES DOS AÇOS BIFÁSICOS DURANTE OS CICLOS TÉRMICOS EM LINHAS DE GALVANIZAÇÃO POR IMERSÃO À QUENTE.....	27
FIGURA 9 – REGIÃO INTERCRÍTICA DO DIAGRAMA FE-C LIMITADA POR A1 E A3.....	28
FIGURA 10 – REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DA FORMAÇÃO DE ILHAS DE MARTENSITA NO CONTORNO DE GRÃO DA FERRITA.....	30
FIGURA 11 – MICROESTRUTURAS OBTIDAS POR MEV EM AMOSTRAS COM DIFERENTES FRAÇÕES DE MARTENSITA E TAMANHOS DE GRÃO FERRÍTICO	31
FIGURA 12 – TAXA DE DEFORMAÇÃO VERSUS FORÇA DO PRENSA-CHAPAS (AÇO DP600).....	33
FIGURA 13 – CLC PROPOSTA PARA AÇO DP600 AOS MICROMEKANISMOS DA FRATURA GERADA POR TENSÕES UNI E BI-AXIAIS.....	34
FIGURA 14 – INFLUÊNCIA DA CARGA DO PRENSA-CHAPAS E DO <i>DRAWBEAD</i> NA CLC DO AÇO DP780.....	35
FIGURA 15 – DESLIZAMENTO DA CHAPA PELOS <i>DRAWBEADS</i>	36
FIGURA 16 – EFEITO BAUSCHINGER E CIRCUITO DE HISTERESE.....	38

FIGURA 17 – CURVA OBTIDA ATRAVÉS DE ENSAIO DE TRAÇÃO, SEGUIDO DE COMPRESSÃO	39
FIGURA 18 – REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DO EMPILHAMENTO DE DISCORDÂNCIAS E UMA LINHA MÓVEL DE DISCORDÂNCIAS INTERAGINDO COM VÁRIOS PONTOS SENSÍVEIS	44
FIGURA 19 – CHAPA COM ORIENTAÇÃO DOS CRISTAIS AO ACASO (SEM TEXTURA)	48
FIGURA 20 –TEXTURA (OU COMPONENTE) EM CHAPA	49
FIGURA 21 – PROCESSOS DE INTERAÇÃO DURANTE A INCIDÊNCIA DE UM FEIXE DE ELÉTRONS EM UMA AMOSTRA.....	51
FIGURA 22 – ESQUEMA DA FORMAÇÃO DE UM PAR DE LINHAS DE KIKUCHI	54
FIGURA 23 – ESQUEMA DE UMA FIGURA DE DIFRAÇÃO DE UM CRISTAL COM ESTRUTURA CFC E GRUPO ESPACIAL DO TIPO FM3M	55
FIGURA 24 – REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DO SETUP EXPERIMENTAL PARA EBSD.....	56
FIGURA 25 – PADRÕES DE DIFRAÇÃO MOSTRANDO AS LINHAS DE KIKUCHI OBTIDAS PARA DOIS GRÃOS ADJACENTES E QUANDO O FEIXE INCIDE SOBRE O CONTORNO DO GRÃO	57
FIGURA 26 – CURVA OBTIDA DO ENSAIO DE INDENTAÇÃO E COMPORTAMENTO DA SUPERFÍCIE DA AMOSTRA	60
FIGURA 27 – ENSAIO DE NANOINDENTAÇÃO (A) IMAGEM DE MEV, (B) CURVA DOS VALORES EM DUREZA VICKERS VERSUS DISTÂNCIA	63
FIGURA 28 – ESQUEMA MACRO DA PARTE EXPERIMENTAL	64
FIGURA 29 – CORPO DE PROVA SEGUNDO A NORMA ASTM E8-E8M.....	65
FIGURA 30 – EQUIPAMENTO DE CORTE À LASER UTILIZADO PARA OBTENÇÃO DOS CORPOS DE PROVA SEGUNDO A NORMA ASTM E8-E8M	66
FIGURA 31 – ESQUEMA DA RETIRADA DOS CORPOS DE PROVA DA CHAPA .	66
FIGURA 32 – DESENHO DOS <i>BLANKS</i> UTILIZADOS NO ENSAIO NAKAZIMA MODIFICADO	68
FIGURA 33 – <i>BLANK</i> PARA ENSAIO DE ESTAMPAGEM COM MALHA DE CÍRCULOS.....	69
FIGURA 34 – PRENSA HIDRÁULICA PARA ENSAIOS DE ESTAMPAGEM.....	70
FIGURA 35 – PRINCIPAIS ELEMENTOS DA PRENSA HIDRÁULICA	71

FIGURA 36 – RAIOS DA MATRIZ DA FERRAMENTA	72
FIGURA 37 – FERRAMENTA DO ENSAIO DE ESTAMPAGEM, COM <i>DRAWBEAD</i> INTERCAMBIÁVEL.....	72
FIGURA 38 – GEOMETRIA DOS <i>DRAWBEAD</i> : A) PLANO, B) CIRCULAR, C) QUADRADO	73
FIGURA 39 – FERRAMENTA DE ENSAIO ESTAMPAGEM PARA USO DE DIFERENTES GEOMETRIAS DE <i>DRAWBEAD</i>	74
FIGURA 40 – REPRESENTAÇÃO DO ENSAIO ESTAMPAGEM: (A) DETALHE DO <i>BLANK</i> POSICIONADO, (B) CÂMERA ACOPLADA, (C) IMAGEM DA CÂMERA.....	74
FIGURA 41 – <i>BLANKS</i> APÓS ENSAIO DE ESTAMPAGEM COM <i>DRAWBEAD</i> QUADRADO	76
FIGURA 42 – <i>BLANK</i> ENSAIADO E SECCIONADO PARA RETIRADA DE AMOSTRAS.....	77
FIGURA 43 – EMBUTIMENTO E PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS PARA ANÁLISES.....	78
FIGURA 44 – POLIMENTO E PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS PARA ANÁLISES	79
FIGURA 45 – (A) EQUIPAMENTO DE NANOINDENTAÇÃO, (B) DETALHE DO PORTA AMOSTRA.....	81
FIGURA 46 – MATRIZ DE INDENTAÇÃO NAS AMOSTRAS PARA CADA PONTO DE INTERESSE.....	83
FIGURA 47 – MICROESTRUTURA AÇO DP 600 (A) 800x, (B) 10.000x	85
FIGURA 48 – RELAÇÃO DE ALGUNS PONTOS DA AMOSTRA COM O SISTEMA CHAPA E FERRAMENTAL.....	89
FIGURA 49 – FIGURAS DE PÓLO INVERTIDO PARA <i>DRAWBEAD</i> PLANO	96
FIGURA 50 – FIGURAS DE PÓLO INVERTIDO PARA <i>DRAWBEAD</i> CIRCULAR...	97
FIGURA 51 – FIGURAS DE PÓLO INVERTIDO PARA <i>DRAWBEAD</i> QUADRADO.	98
FIGURA 52 – ÍNDICE MÉDIO DE CONFIANÇA PARA <i>DRAWBEAD</i> PLANO.....	99
FIGURA 53 – ÍNDICE MÉDIO DE CONFIANÇA PARA <i>DRAWBEAD</i> CIRCULAR .	100
FIGURA 54 – ÍNDICE MÉDIO DE CONFIANÇA PARA <i>DRAWBEAD</i> QUADRADO	101
FIGURA 55 – MAPA DE DEFORMAÇÃO PARA <i>DRAWBEAD</i> PLANO.....	102
FIGURA 56 – MAPA DE DEFORMAÇÃO PARA <i>DRAWBEAD</i> CIRCULAR.....	103

FIGURA 57 – MAPA DE DEFORMAÇÃO PARA <i>DRAWBEAD</i> QUADRADO	104
FIGURA 58 – FIGURAS DE POLO PARA <i>DRAWBEAD</i> PLANO.....	105
FIGURA 59 – FIGURAS DE POLO PARA <i>DRAWBEAD</i> CIRCULAR	105
FIGURA 60 – FIGURAS DE POLO PARA <i>DRAWBEAD</i> QUADRADO	106

LISTA DE GRÁFICOS

GRÁFICO 1 – TÉCNICAS EMPREGADAS NAS PUBLICAÇÕES PARA AVALIAÇÃO DO EFEITO BAUSCHINGER.....	40
GRÁFICO 2 – CLC DO AÇO DP600 COM 118 TF OU 1157 kN.....	88
GRÁFICO 3 – RESULTADOS DE NANODUREZA COM PERFIL PLANO.....	90
GRÁFICO 4 – RESULTADOS DE NANODUREZA COM PERFIL CIRCULAR.....	90
GRÁFICO 5 – RESULTADOS DE NANODUREZA COM PERFIL QUADRADO	90
GRÁFICO 6 – RESULTADOS DE NANODUREZA PARA AS 3 GEOMETRIAS DE <i>DRAWBEAD</i>	91
GRÁFICO 7 – RESULTADOS DE NANODUREZA PARA O RAIOS DA MATRIZ (R) EM FUNÇÃO DA GEOMETRIA DO <i>DRAWBEAD</i>	95

LISTA DE QUADROS

QUADRO 1 – QUANTIDADE DE CORPOS DE PROVA PARA DETERMINAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS	67
QUADRO 2 – MATRIZ EXPERIMENTAL DE ENSAIOS ESTAMPAGEM.....	75
QUADRO 3 – MATRIZ EXPERIMENTAL DE ENSAIOS	77
QUADRO 4 – MATRIZ EXPERIMENTAL PARA EBSD	81
QUADRO 5 – MATRIZ EXPERIMENTAL PARA NANOINDENTAÇÃO	82
QUADRO 6 – RESUMO DOS RESULTADOS ENCONTRADOS	107

LISTA DE TABELAS

TABELA 1 – PROPRIEDADES MECÂNICAS DE TRAÇÃO ESPECIFICADAS PARA OS AÇOS <i>DUAL PHASE</i> DA USIMINAS	29
TABELA 2 – TÉCNICAS EXPERIMENTAIS UTILIZADAS PARA AVALIAÇÃO DO EFEITO BAUSCHINGER.....	41
TABELA 3 – TIPOS DE AÇOS UTILIZADOS PARA AVALIAÇÃO DO EFEITO BAUSCHINGER.....	41
TABELA 4 – PROPRIEDADES MECÂNICAS DE TRAÇÃO ESPECIFICADAS PARA OS AÇOS DP.....	66
TABELA 5 – RESULTADO DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA OBTIDA POR ESPECTROMETRIA DE EMISSÃO ÓPTICA DA AMOSTRA COMPARADO COM A COMPOSIÇÃO QUÍMICA DA CORRIDA.....	84
TABELA 6 – COMPARATIVO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS LE, LR E AL DO AÇO DP600, OBTIDAS ATRAVÉS DOS ENSAIOS DE TRAÇÃO, NORMA DIN EN 10338, FORNECIDAS PELO FABRICANTE DO AÇO E POR OUTROS AUTORES.....	86
TABELA 7 – PARÂMETROS DE ESTAMPAGEM r , n , $r_{\text{médio}}$ E Δr DO AÇO DP600, OBTIDOS POR ENSAIOS DE TRAÇÃO E FORNECIDOS PELO FABRICANTE DO AÇO E POR OUTROS AUTORES.....	87

LISTA DE ABREVIATURAS OU SIGLAS

- ABNT – Associação Brasileira de Normas Técnicas
- ACI – *Average Confidence Index* (Índice Médio de Confiança)
- AHSS – *Advanced High Strength Steel* (Aços Avançados de Elevada Resistência)
- Al – Alongamento percentual
- API – *American Petroleum Institute* (Instituto Americano de Petróleo)
- ASTM – *American Society for Testing and Materials* (Sociedade Americana de Ensaios e Materiais)
- ARBL – Aços de Alta Resistência e Baixa Liga
- BIW – *Body-in-White*
- BH – *Bake Hardening*
- BHF – *Blank Holder Force*
- BKD – *Backscatter Kikuchi Diffraction*
- CCC – Cúbico de Corpo Centrado
- CFC – Cúbico de Face Centrada
- CLC – Curvas Limite de Conformação
- CLP – Controlador Lógico Programável
- CME – Centro de Microscopia Eletrônica
- DC04 – *Cold Rolled Steel*
- DC06 – *Cold Rolled Steel*
- DDL – Diagonal à Direção de Laminação (0°)
- DIN – *Deutsches Institut für Normung* (Instituto Alemão para Normalização)
- DL – Direção de Laminação (45°)
- DOI – *Digital Object Identifier*
- DP – *Dual Phase* (Aço Bifásico)
- DP600 – *Dual Phase*, com limite de resistência de 600MPa
- DP780 – *Dual Phase*, com limite de resistência de 780MPa
- EBSD – *Electron Backscatter Diffraction* (Difração de Elétrons Retroespalhados)
- EDS – *Energy Dispersive X-ray Spectroscopy* (Energia Dispersiva através de Espectroscopia de raios-X)
- FEG – *Field Emission Gun*
- FPC – Força do Prensa-Chapas
- FSV – *Future Steel Vehicle*

GPa – Giga Pascal

HSLA – *High Strength Low Alloy Steel* (Elevada Resistência Baixa Liga)

HSS – *High Strength Steel* (Aço de Elevada Resistência)

HV – *Hardness Vickers* (Dureza Vickers)

IPF – *Inverse Pole Figure* (Figura de Polo Inversa)

IQ – *Image Quality* (Qualidade da Imagem)

ISO – *International Organization of Standardization*

KAM – *Kernel Average Misorientation* (Desorientação Média de Kernel)

LE – Limite de escoamento em MPa

LR – Limite de resistência em MPa

MEV – Microscopia Eletrônica de Varredura

MET – Microscopia Eletrônica de Transmissão

MPa – Mega Pascal

PVD – *Physical Vapor Deposition* (Deposição Física em fase Vapor)

SS – *Structural Steel* (Aço Estrutural)

TCC – Tetragonal de Corpo Centrado

TDL – Transversal à Direção de Laminação (90°)

TEM – *Transmission Electron Microscopy* (Microscópio Eletrônico de Transmissão)

tf – tonelada força

TRIP – *Transformation Induced Plasticity Steel* (Plasticidade Induzida por Transformação)

TWIP – *Twinning-induced Plasticity Steel* (Plasticidade Induzida por Maclação)

ULSAB – *Ultra Light Steel Auto Body*

ULSAB-AVC – *ULSAB Advanced Vehicle Concepts*

ULSAC – *Ultra Light Auto Closures*

ULSAS – *Ultra Light Auto Suspensions*

LISTA DE SÍMBOLOS

© - copyright

® - marca registrada

Σ - somatório de números

d_f – tamanho de grão da ferrita

f_m – fração volumétrica da martensita

n – coeficiente de encruamento

r – coeficiente de anisotropia

R – Raio da matriz

τ_{BK} - tensão contrária desenvolvida pelas discordâncias empilhadas

τ_F - tensão de atrito no plano de deslizamento

τ_i - tensão de cisalhamento aplicada

σ_0 - fluxo de tensão de base

σ_{BK} - tensão contrária

σ_{for} - efeito de endurecimento pelas interações de discordâncias

$\{hkl\}$ – índices de uma família de plano cristalográficos

(hkl) – índice de um plano cristalográfico específico

$\langle uvw \rangle$ - índices de Miller de uma família de direções cristalográficas

$[uvw]$ – índice de Miller de uma direção cristalográfica específica

$\{hkl\}\langle uvw \rangle$ - componentes de textura

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	16
1.1 JUSTIFICATIVA	18
1.2 HIPÓTESE	18
1.3 INOVAÇÃO DA TESE	19
1.4 OBJETIVOS	19
1.4.1 Objetivos específicos.....	20
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	20
2.1 AÇOS AVANÇADOS DE ELEVADA RESISTÊNCIA	20
2.2 AÇOS DUAL PHASE.....	23
2.3 PROCESSAMENTO DE AÇOS BIFÁSICOS	25
2.4 PROPRIEDADES MECÂNICAS DOS AÇOS BIFÁSICOS.....	29
2.5 MICROESTRUTURA DOS AÇOS BIFÁSICOS.....	29
2.6 VARIÁVEIS DA FERRAMENTA DE ESTAMPAGEM.....	31
2.7 EFEITO BAUSCHINGER	36
2.7.1 Teorias sobre o efeito Bauschinger	43
2.7.1.1 Teoria das tensões internas, proposta por Masing (1924).....	43
2.7.1.2 Teoria do deslocamento, proposta por Orowan (1958)	44
2.8 TEXTURA CRISTALOGÁFICA	47
2.9 DIFRAÇÃO DE ELÉTRONS RETROESPALHADOS (EBSD).....	50
2.9.1 Linhas de Kikuchi e a formação da figura de difração	54
2.9.2 Sistemas de detecção e análise.....	55
2.10 NANOINDENTAÇÃO.....	59
3 MATERIAIS E MÉTODOS	64
3.1 CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL	64
3.1.1 Espectrometria de emissão óptica	65
3.1.2 Corpos de prova para ensaio de tração	65
3.2 ENSAIOS DE ESTAMPAGEM PARA DEFINIÇÃO DA CURVA LIMITE DE CONFORMAÇÃO.....	68
3.2.1 Curva Limite de Conformação de referência	69
3.2.2 Ensaio de estampagem para avaliação da influência do <i>drawbead</i> e da força do prensa-chapas.....	74
3.3 PREPARAÇÃO METALOGRÁFICA DAS AMOSTRAS	76

3.4 TÉCNICAS DE MICROSCOPIA.....	79
3.4.1 Caracterização por microscopia eletrônica de varredura (MEV)	79
3.4.2 Caracterização por difração de elétrons retro espalhados (EBSD)	80
3.5 ENSAIOS DE NANOINDENTAÇÃO.....	81
4 APRESENTAÇÃO E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS	84
4.1 CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL RECEBIDO	84
4.1.1 Espectrometria	84
4.1.2 Microscopia eletrônica de varredura (MEV)	85
4.1.3 Propriedades mecânicas	86
4.2 ENSAIOS DE ESTAMPAGEM	87
4.3 CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL APÓS ESTAMPAGEM	88
4.3.1 Resumo dos pontos nas amostras	88
4.3.2 Ensaio de nanoindentação	89
4.3.2.1 Análise de resultados de nanoindentação no raio da matriz (R)	94
4.3.3 Varreduras com EBSD	95
5 CONSIDERAÇÕES FINAIS	108
6 CONCLUSÃO	110
7 RECOMENDAÇÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	112
REFERÊNCIAS.....	113

1 INTRODUÇÃO

Nas últimas décadas a indústria automotiva tem como desafios a melhoria da eficiência energética, a redução da emissão de poluentes, o aumento da segurança dos ocupantes e a redução dos custos de produção. Num primeiro momento, parecem expectativas antagônicas, mas este é o desafio em busca de materiais mais eficientes e que aliem tais características. Com o intuito de resolver estes desafios, faz-se necessário reduzir o peso das carrocerias dos veículos, sem prejudicar a segurança dos ocupantes.

Com o objetivo de atender tais exigências, Gorni (2009) relata que a indústria siderúrgica propõe como solução aços com microestruturas e propriedades mecânicas que permitem a produção de chapas mais finas e com elevada capacidade de conformação, além de maior resistência mecânica. Os primeiros resultados ante aos desafios, foi a produção de aços de elevada resistência e baixa liga (ARBL) e dos aços bifásicos (*Dual Phase*). Neste contexto, os aços de microestrutura ferrítico-martensítica levam vantagem em termos de resistência mecânica sobre os aços ARBL e em relação aos aços de microestrutura ferrítica-bainítica, muito embora estes apresentem maior conformabilidade.

Na busca de aliar redução do peso veicular com melhoria da performance às deformações em caso de impacto, uma nova família de aços avançados de elevada resistência se faz presente, os AHSS (*Advanced High Strength Steels*). Entretanto, esta família de aços tem conformabilidade inferior e maior retorno elástico em comparação aos aços convencionais. As propriedades mecânicas dos AHSS sofrem algumas alterações como o aumento da resistência mecânica e consequentemente a redução do alongamento total, por isso tem sua estampabilidade inferior, se comparada aos aços carbono. No entanto, o emprego de microestruturas adequadas permite minimizar a perda de ductilidade sob maiores níveis de resistência mecânica. Aços bifásicos, se caracterizam por conciliarem, de maneira otimizada, alta resistência mecânica, boa conformabilidade e alta taxa de encruamento inicial. Tal ductilidade provém de sua microestrutura que associa fases extremamente duras (ilhas de martensita ou bainita) dispostas em uma matriz ferrítica pura (KEELER; KIMCHI; MOONEY, 2017).

Um dos principais fatores que determinam a forma final de um produto estampado é o efeito do retorno elástico. Se este não for controlado de forma

adequada, afetará diretamente na precisão do produto e na sua qualidade. Trabalhar no controle do retorno elástico é uma tarefa complexa, o qual normalmente é resolvido por métodos de tentativa e erro, que são demorados e custosos.

Em processos de dobramento de chapas, o material passa por uma considerável recuperação elástica durante a descarga e tal efeito não pode ser desprezado. O projeto de conformação de chapas deve ser capaz de incorporar a precisão de recuperação elástica, que sofre influência de muitos parâmetros de processo, tais como: (a) formas e dimensões de ferramenta; (b) condições de contato e de atrito; (c) propriedades dos materiais; (d) espessura e outros. Desta forma, no projeto de ferramentas é importante determinar o nível de conformabilidade de determinado material para cada peça a ser estampada, haja vista, que materiais iguais podem ter diferentes resultados em função dos parâmetros utilizados em seu processamento. Como a estampabilidade do material é um parâmetro de produção de elevada complexidade, durante o *try-out* de ferramentas de conformação é necessário fazer mudanças ou ajustes em algumas de suas características: desde ajuste no projeto de matrizes, punções, prensa-chapas e *drawbead*, até a troca de lubrificantes ou mesmo a escolha de outro material com melhor estampabilidade, a fim de obter o resultado esperado. O *drawbead* também é conhecido como cordão esticador, freio ou quebra rugas. As ações corretivas listadas, elevam significativamente os custos de produção e, geralmente estão associados à falta de conhecimento das reais condições de deformação dos aços empregados na indústria automotiva.

Além do retorno elástico, existe um outro fenômeno que ocorre em determinadas regiões no sistema chapa – punção – matriz, que é conhecido como efeito Bauschinger. Tal efeito se faz presente através da redução da tensão de escoamento à tração quando o material é descarregado e recarregado à compressão no regime plástico e aplicada uma tração na mesma direção. Com estes processos de dobra, desdobra e redobra do material, o aparecimento do efeito Bauschinger em chapas é esperado e não pode ser desprezado, além da influência do encruamento.

Este trabalho tem como proposta, estudar a estampabilidade de chapas em AHSS conformadas à frio, na região do raio da matriz, utilizando o ensaio Nakazima modificado, seguida de caracterização do material por técnicas de microscopia,

como MEV (Microscopia Eletrônica de Varredura) e EBSD (*Electron Backscatter Diffraction*), além do levantamento do perfil de nanodureza.

1.1 JUSTIFICATIVA

Os processos de conformação de chapas de aço são de elevada complexidade, uma vez que envolvem uma grande variedade de parâmetros que afetam significativamente o comportamento plástico do material durante o processamento. Em função dessa característica, há a necessidade do desenvolvimento de técnicas avaliativas, que permitam a compreensão mais aprofundada do real efeito dos parâmetros do ferramental na conformabilidade das chapas metálicas, especialmente dos aços avançados destinados a indústria automotiva. Com um conhecimento mais preciso em relação ao comportamento metúrgico da chapa deformada, em função do encruamento microestrutural ocasionado, tornar-se possível a otimização dos processos de estampagem na prática, através de ajustes e melhorias de processamento que visam a redução de tempo e desperdício nas linhas de produção. Os resultados também permitiram o aprimoramento dos modelos de simulação numérica, que também representam substanciais ganhos de tempo e qualidade na fase de desenvolvimento dos projetos dos ferramentais.

1.2 HIPÓTESE

Estudos, como os de Haus (2011), Pham *et al.* (2016), além de Haertel *et al.* (2019), David *et al.* (2021), apontam efeitos deletérios e prejudiciais à estampabilidade das chapas metálicas, como o efeito Bauschinger, por exemplo. Outras referências mais antigas, apontam ainda, de forma superficial, parâmetros benéficos e prejudiciais à estampabilidade dos aços em geral, sem um embasamento científico consistente. Além disso, o trabalho de Oliveira *et al.* (2022), aborda o efeito direto de variáveis do ferramental de estampagem na conformabilidade do material, diagnosticada pelas CLC (Curvas Limite de Conformação). Algo pouco explorado, porém, em trabalhos de pesquisa, é a utilização de técnicas experimentais mais sofisticadas, que avaliem de forma mais precisa o impacto destes efeitos e dos parâmetros da ferramenta sobre a chapa

metálica, justificando os níveis de conformabilidade caracterizados pelas curvas limite de conformação.

Com base nisso, a hipótese do presente trabalho concentra-se em quantificar o grau de encruamento sofrido pela chapa metálica durante a estampagem, nas diferentes regiões da amostra, a fim de se obter uma explicação assertiva quanto ao desempenho da chapa conforme os resultados das CLC.

Sabe-se que cada uma das diferentes regiões do corpo de prova estampado, como o flange, a parede do corpo e a ponta do punção, ficam submetidas a diferentes estados de tensões e deformações, determinados pelas inúmeras variáveis do processo, como atrito/lubrificação e geometria da ferramenta (forma da matriz e do punção), além da força do prensa-chapas e a geometria do *drawbead* utilizados, que induzem o material a diferentes modos de deformação. Assim, entende-se que o grau de encruamento em cada uma dessas regiões, pode ser avaliada pela morfologia (imagem) dos grãos e pelo endurecimento do material, que permitirão a determinação do perfil de variação do encruamento da chapa, desde o flange até a ponta do punção, definindo regiões críticas de fragilização que, conseqüentemente, implicarão na estampabilidade do material.

1.3 INOVAÇÃO DA TESE

A principal inovação da tese concentra-se na utilização de ensaios de nanoindentação e a utilização da técnica de microscopia eletrônica conhecida como difração de elétrons retroespalhados (EBSD), para avaliação da conformabilidade de chapas de um aço bifásico, em operações de estampagem.

1.4 OBJETIVOS

O objetivo principal do trabalho, foi o desenvolvimento de técnicas avançadas de análise, para uma avaliação da estampabilidade através do grau de encruamento de chapas metálicas do aço DP600 (*Dual Phase* com 600 MPa de limite de resistência mecânica), submetidas ao ensaio de estampagem Nakazima modificado, variando as geometrias de *drawbead*.

1.4.1 Objetivos específicos

Além do objetivo principal desta pesquisa, os objetivos específicos podem ser elencados conforme abaixo:

- a) Avaliar a conformabilidade do aço DP600, utilizando as curvas limite de conformação determinadas a partir do ensaio Nakazima modificado, com variação da geometria do *drawbead*;
- b) Aplicar a técnica de difração de elétrons retroespalhados (EBSD), para avaliação do grau de encruamento do aço DP600, por meio de imagens, desde a região do flange da chapa até o pólo do punção;
- c) Aplicar a técnica de nanoindentação, para avaliação do grau de encruamento do aço DP600 pelo endurecimento do material, desde a região do flange da chapa até o pólo do punção;
- d) Determinar o perfil de variação de dureza, associado com imagens da microestrutura de diferentes regiões da chapa metálica, desde o flange até o pólo do punção, a fim de definir regiões críticas de encruamento do material, em função da variação da geometria do *drawbead*;
- e) Buscar uma explicação para a estampabilidade apresentada pelo aço DP600, baseado nas CLC, em função dos níveis de encruamento atingidos em cada região do perfil das amostras ensaiadas;
- f) Obter dados mais sofisticados de análise quanto ao comportamento do aço DP600, que possa ser aplicado em ajustes de ferramentas de estampagem, desenvolvimento de projetos de ferramentas e modelos de simulação numérica.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

A presente revisão bibliográfica, está estruturada de maneira a apresentar ao leitor, os assuntos numa ordem lógica para compreensão da pesquisa. A revisão se inicia com uma abordagem sobre os aços avançados de elevada resistência com enfoque no aço bifásico, *Dual Phase* (DP). Posteriormente, será apresentada uma revisão sobre ensaio de embutimento Nakazima e as CLC (Covas Limite de Conformação). Outros tópicos importantes abordados são: o efeito do encruamento no material, o efeito Bauschinger e as técnicas para caracterização do material objeto da pesquisa, como o perfil de nanodureza e o EBSD (*Electron Backscatter Diffraction*), ou Difração de Elétrons Retroespalhados.

2.1 AÇOS AVANÇADOS DE ELEVADA RESISTÊNCIA

Conforme Andrade, Batista, Taiss e Rosa (2000), o desenvolvimento de novas ligas para indústria automotiva é de suma importância, visto os inúmeros projetos em desenvolvimento, que envolve diversos pesquisadores e grandes indústrias siderúrgicas espalhadas pelo mundo. O grande objetivo deste setor é obter métodos e técnicas de produção industrial com ênfase na descoberta de produtos mais seguros e com peso reduzido.

Em 1994, um consórcio de 35 produtores de chapas de aço de 18 países, iniciou o *UltraLight Steel Auto Body* (ULSAB), programa para projetar uma estrutura de carroceria mais leve de aço e que atendesse a uma ampla gama de segurança e metas de desempenho. O *body-in-white* (BIW) revelado em 1998 validou os conceitos de *design* do programa, e o ULSAB provou ser leve, estruturalmente sólido, seguro, executável e acessível. Um dos principais contribuintes para o sucesso do ULSAB foi um grupo de novos tipos e classes de aço chamado Aços Avançados de Elevada Resistência (AHSS). A família dos AHSS tem microestruturas únicas e utiliza complexos processos de deformação e transformação de fase para obter combinações de resistência e ductilidade que ainda não haviam sido evidenciados. A grande vantagem desta família de materiais é a utilização de equipamentos de fabricação já existentes de estampagem e montagem para sua produção. Ao final da década de 1990 surgiram os aços avançados de elevada resistência, onde combinando um bom projeto de liga com um processo

termomecânico adequado, foi possível obter inúmeras combinações de propriedades, tais como: alta resistência associada à ductilidade, tenacidade e conformabilidade (KEELER; KIMCHI; MOONEY, 2017).

Ainda segundo Keeler, Kimchi e Mooney (2017), mais projetos foram desenvolvidos para demonstrar a capacidade destes aços para atender às demandas de maior segurança e eficiência de combustível pela redução de peso de diversas estruturas de veículos, conforme apresentado na Figura 1. O programa original, desencadeou outros novos programas: (a) o programa *Ultra Light Steel Auto Closures* (ULSAC) desenvolveu capotas, portas e tampas de porta-malas; (b) o programa *Ultra Light Steel Auto Suspensions* (ULSAS) desenvolveu peças de ligação ao solo, como sistemas de suspensão, berços, amortecedores e discos de freio; (c) o programa *Advanced Vehicle Concepts* (ULSAB-AVC) apresentou um veículo avançado com carroceria ainda mais leve de aço e contou com métodos de fabricação mais refinados em conjunto com estes novos materiais, para obter uma redução de peso ainda maior com AHSS. Por fim, em 2008, a *World Auto Steel* começou outro programa chamado *Future Steel Vehicle* (FSV), onde houve o desenvolvimento de novos níveis de AHSS, ampliando ainda mais a gama de aplicação. O programa FSV elevou a resistência dos aços à escala de Giga Pascal e alcançou 39% de redução de peso na estrutura das carrocerias. O desenvolvimento oriundo dessa grande iniciativa foi a introdução dos aços de alta resistência – HSS (*High Strength Steel*) nas estruturas dos automóveis, destacando-se os aços *Bake-Hardening* – BH e os Aços de Alta Resistência e Baixa Liga – HSLA (*High Strength Low Alloy*).

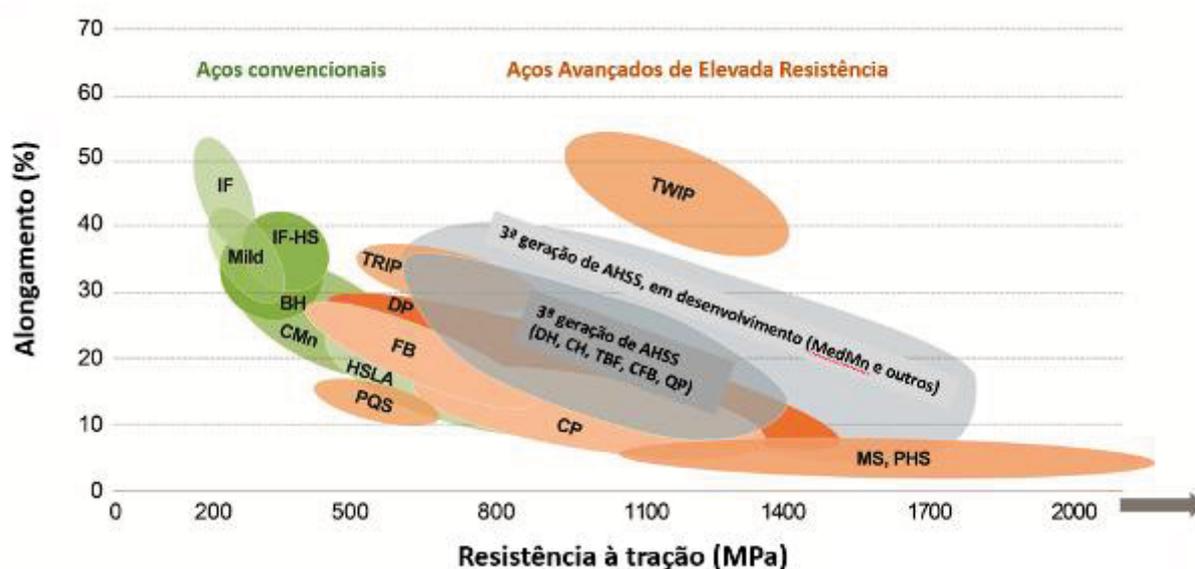
FIGURA 1 – PROGRAMAS DE DESENVOLVIMENTO AHSS



FONTE: Keeler, Kimchi e Mooney (2017)

Do ponto de vista de Abeyrathna et al. (2015), os AHSS são materiais complexos e sofisticados, com composições químicas cuidadosamente selecionadas e com microestruturas multifásicas resultantes de processos de aquecimento e resfriamento controlados com precisão. Vários mecanismos de fortalecimento são empregados para alcançar uma gama de resistência, ductilidade, tenacidade e propriedades de fadiga. Na família dos AHSS, estão os aços bifásicos (DP), de fases complexas (CP), ferrítico-bainítico (FB), martensítico (MS ou MART), de plasticidade induzida por transformação (TRIP), e o de plasticidade induzida por maclação (TWIP). Para e Barlo et al. (2019), estes aços pertencem à primeira e segunda gerações de AHSS e são obtidos com um processo de fabricação de chapas cuidadosamente controlado, de maneira que a taxa de resfriamento e os elementos de liga presentes formem uma microestrutura com quantidade definidas de martensita, bainita, austenita retida e ferrita. A Figura 2 apresenta uma relação entre resistência à tração e deformação das diferentes categorias de aços utilizados em carrocerias de veículos. Os aços bifásicos e TRIP são excelentes para utilização em zonas de impacto do veículo pelo fato de absorver elevados níveis de energia.

FIGURA 2 – DIAGRAMA DA RELAÇÃO ENTRE RESISTÊNCIA À TRAÇÃO E DEFORMAÇÃO DE DIFERENTES AHSS ATUAIS

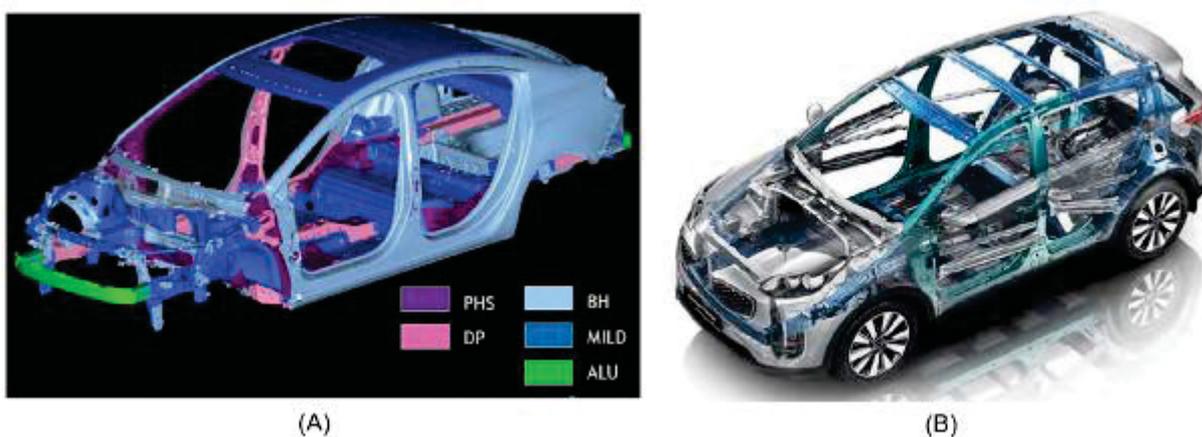


FONTE: O autor (2024), adaptado de Keeler, Kimchi e Mooney (2017)

Nos últimos 20 anos, diversas melhorias vêm sendo implementadas nas carrocerias veiculares, aumentando o percentual de utilização de AHSS, que é comum para muitos fabricantes de veículos de passeio e comerciais. A título de

curiosidade, o Chevrolet Cruze teve uma redução de 52 kg no peso e o Kia Sportage passou a utilizar 51% de AHSS em sua carroceria, segundo Keeler, Kimchi e Mooney (2017). A Figura 3 apresenta uma distribuição de AHSS para o modelo Kia Sportage, bem como para o modelo da Chevrolet, onde PHS são aços *Press Hardened Steels*, BH são aços *Bake Hardening*, MILD são aços com microestrutura ferrítica e ALU é alumínio.

FIGURA 3 – DISTRIBUIÇÃO DE AHSS EM CARROCERIAS: (A) CHEVROLET CRUZE, (B) KIA SPORTAGE



FONTE: Keeler, Kimchi e Mooney (2017)

2.2 AÇOS DUAL PHASE

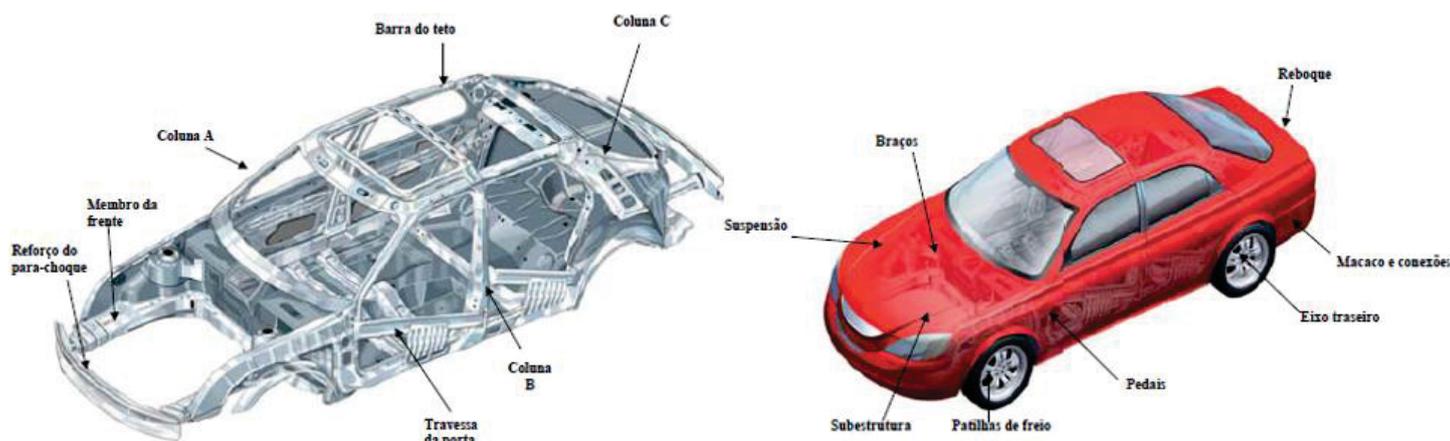
Para Marra, Taiss e Turani (2008), os aços DP tem sua aplicação mais específica em componentes de carrocerias veiculares conforme a Figura 4, representando em torno de 25% de sua composição.

Conforme Gorni (2009), o aço bifásico ferrítico-martensítico apresenta microestrutura constituída por uma matriz com 80 a 85% de ferrita poligonal macia somada com 15 a 20% de martensita dura.

Para Raabe (2024), este material é composto de ferrita macia e uma segunda fase martensítica dura, dispersa em forma de ilhas. Geralmente são materiais de baixa liga e baixo teor de carbono, de 10% à 40% em volume de martensita dura, incorporadas em uma matriz de ferrita dúctil, conforme apresentado pela Figura 5, onde as regiões escuras correspondem à ferrita (indicada como “F”) e as regiões claras correspondem a fase martensítica (indicada como “M”). Diferente dos aços convencionais, onde o limite de escoamento está diretamente relacionado

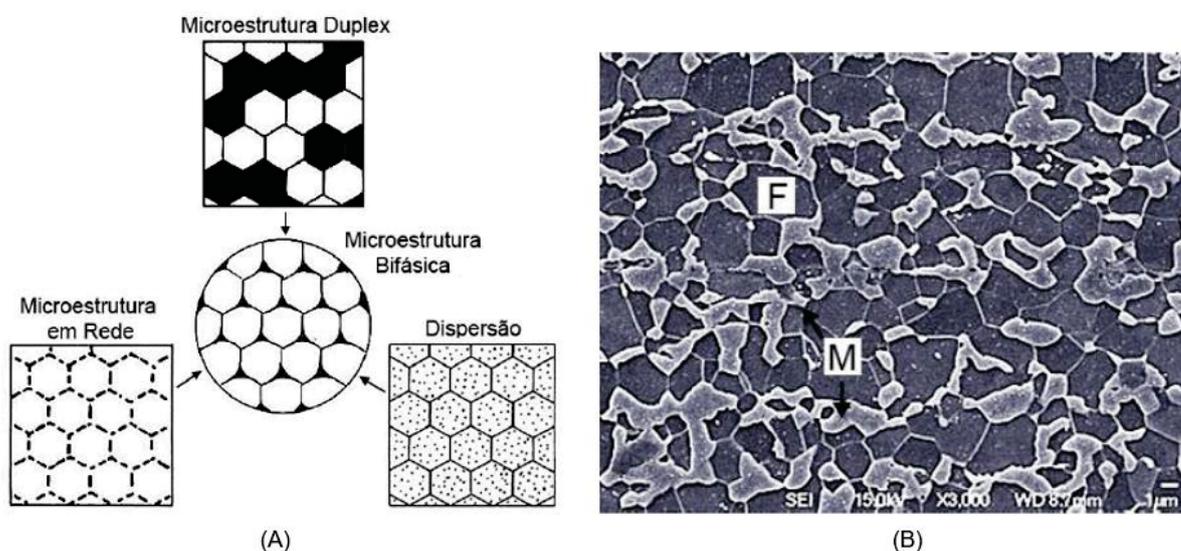
com o tamanho de grão, nos aços DP a distância média entre as ilhas de martensita determina essa propriedade. A martensita é uma solução sólida, intersticial, supersaturada de carbono de estrutura tetragonal de corpo centrado (TCC), correspondendo a uma estrutura CCC distorcida. É o constituinte estrutural da têmpera dos aços e sua microestrutura apresenta-se na forma de agulhas cruzadas, onde o carbono em excesso distorce sua estrutura cristalina.

FIGURA 4 – APLICAÇÕES DE AÇOS DUAL PHASE EM CARROCERIAS



FONTE: Marra, Taiss e Turani (2008)

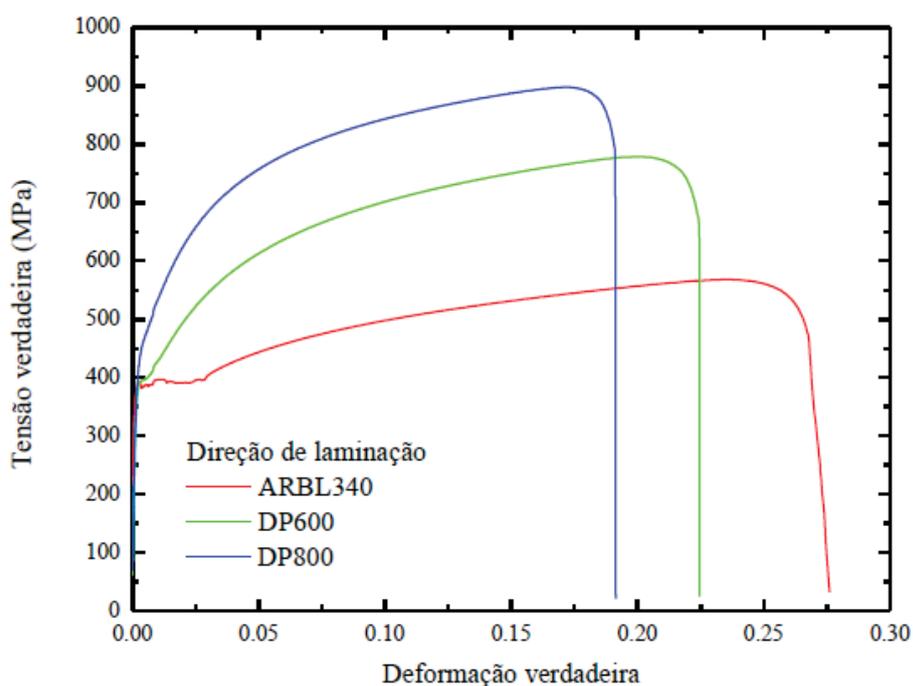
FIGURA 5 – (A) ESQUEMATIZAÇÃO DA TOPOLOGIA DAS MICROESTRUTURAS COM DUAS FASES, (B) MEV COM A FORMA E DISTRIBUIÇÃO DAS FASES EM UM AÇO DP



FONTE: O autor (2024), adaptado de Hornbogen et al. (1980) e Calcagnotto et al. (2011)

Por combinarem alta resistência e boa conformabilidade, com baixos custos de produção, são amplamente utilizados para aplicações automotivas. Por vezes as regiões martensíticas podem surgir na forma de faixas alongadas, o que não é desejável. Entre as características de destaque que justificam a vasta aplicação na indústria automotiva, estão o limite de escoamento, a ausência do patamar de escoamento e a elevada razão elástica, que é a razão entre os limites de resistência e de escoamento. Quanto à composição química, se assemelha muito aos aços de alta resistência e baixa liga (ARBL), entretanto, diferenciam-se pela sua microestrutura que lhes garante maior resistência mecânica associada ao maior alongamento. O alongamento dos aços DP também pode ser comparado ao de aços ARBL de mesmo limite de escoamento, conforme apresentado na Figura 6.

FIGURA 6 – COMPORTAMENTO EM TRAÇÃO UNIAXIAL DE AÇOS AVANÇADOS



FONTE: O autor (2024), adaptado de Cardoso (2016)

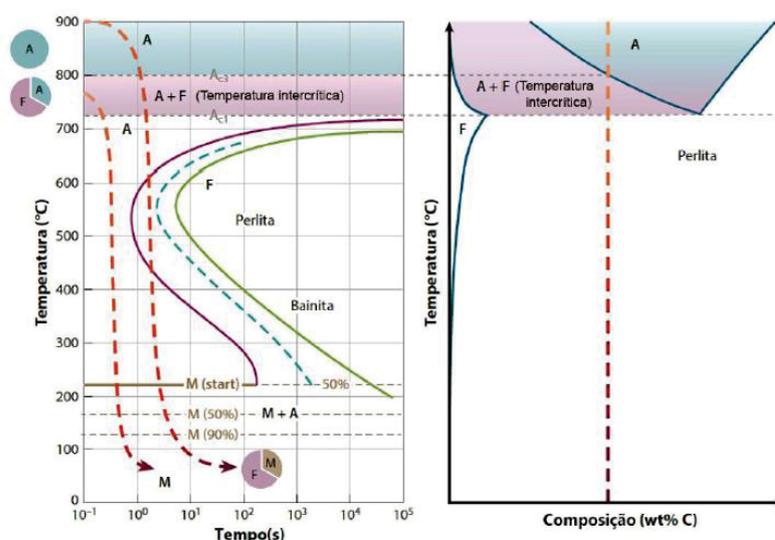
2.3 PROCESSAMENTO DE AÇOS BIFÁSICOS

Conforme o catálogo online da Usiminas (2020), os aços bifásicos são processados como aços de microestrutura convencional (ferrítico e ferrítico-perlítico) até a etapa de laminação e apresentam duas opções como rota de processamento, sendo elas as rotas por laminação à quente e laminação à frio. Pela rota de

laminação à quente, o aço é aquecido em fornos até atingir o campo austenítico ($\sim 1200^{\circ}\text{C}$), nele permanecendo de duas à três horas e, em seguida, tem sua espessura reduzida por diversos passes de laminação, podendo variar entre 1,3 e 13 mm. Os aços laminados à frio são gerados a partir da redução à frio aplicada ao produto laminado à quente, alcançando espessuras entre 0,2 e 3,0 mm ao final do processo.

A microestrutura bifásica é gerada após a laminação, durante o recozimento contínuo sob temperaturas intercríticas ou até mesmo por meio do recozimento em caixa. Durante o recozimento intercrítico, a chapa é desbobinada e passa aberta pela linha, permitindo o aquecimento em alguns segundos. Já no recozimento em caixa, as bobinas são sobrepostas levando a um maior tempo de aquecimento (Usimininas Laminados à Frio, 2021). As taxas de resfriamento no recozimento em caixa são mais lentas ($\sim 10^{\circ}\text{C}/\text{h}$) que as utilizadas no recozimento intercrítico ($\sim 6^{\circ}\text{C}/\text{s}$) (METALS HANDBOOK). Dado o menor tempo de processamento e a sua maior produtividade, as linhas de produção aplicam, em geral, o recozimento intercrítico. A formação da austenita é acompanhada pela recristalização da microestrutura laminada à frio. Subsequentemente, o aço é temperado para obter a transformação da austenita em martensita e produzir a microestrutura final formada por ferrita e martensita, conforme Figura 7.

FIGURA 7 – ESQUEMA DO TRATAMENTO TÉRMICO UTILIZADO PARA OBTENÇÃO DA MICROESTRUTURA BIFÁSICA DO AÇO DUAL PHASE

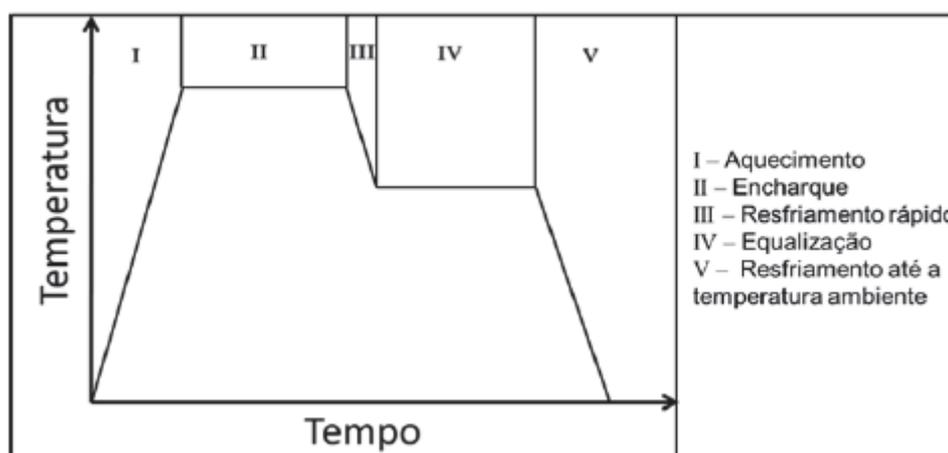


FONTE: O autor (2024), adaptado de Tasan et al. (2015)

Para Gorni (2009), a presença da martensita como segunda fase dura dispersa na matriz ferrítica garante a ductilidade e conformabilidade do conjunto. A razão dessas características fica associada a fatores como: distribuição da segunda fase dura, a diferença de dureza entre as duas fases, o livre caminho médio da ferrita e o grau de contiguidade das duas fases. A martensita induz o movimento de discordâncias com baixos esforços, motivo pelo qual esses aços apresentam baixos limites de escoamento, produzindo um comportamento ótimo ao endurecimento por deformação.

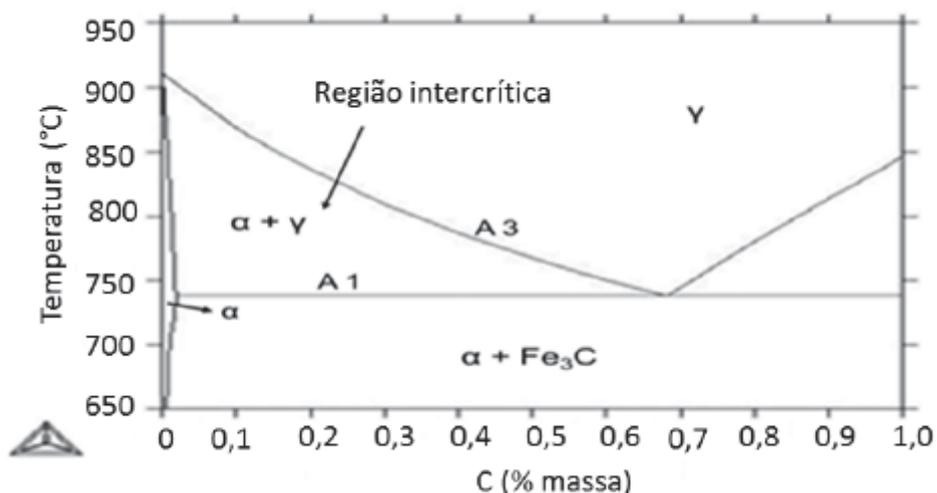
O diagrama apresentado na Figura 8 traz a sequência de processamento para os aços bifásicos, laminados à frio, nas linhas de galvanização por imersão à quente. Na etapa de aquecimento (I), a temperatura do material é elevada até o campo bifásico ($\alpha + \gamma$), campo este limitado pelas linhas A1 e A3 indicadas na Figura 9. Ao atingir a região intercrítica, inicia-se o encharque (II), uma etapa isotérmica, em que a chapa com microestrutura convencional permanece por dado intervalo de tempo. Segundo o *Metals Handbook*, durante o recozimento intercrítico, a austenita nucleia quase que instantaneamente nos contornos de grão da ferrita e na perlita, mais especificamente na interface ferrita-cementita e conforme Mazaheri *et al.* (2014), o surgimento e crescimento de sítios nucleadores de austenita também ocorrem na matriz ferrítica, porém de forma mais lenta.

FIGURA 8 – TRANSFORMAÇÕES DOS AÇOS BIFÁSICOS DURANTE OS CICLOS TÉRMICOS EM LINHAS DE GALVANIZAÇÃO POR IMERSÃO À QUENTE



FONTE: O autor (2024), adaptado de Silveira (2017)

FIGURA 9 – REGIÃO INTERCRÍTICA DO DIAGRAMA FE-C LIMITADA POR A1 E A3



FONTE: O autor (2024), adaptado de Forgas (2009)

Conforme Sudersanan *et al.* (2012), após o tratamento térmico, o material passa por uma cortina de água à fim de transformar a austenita em martensita por meio do resfriamento rápido (III). O teor de martensita no aço depende da fração volumétrica de austenita nucleada durante o recozimento intercrítico, como consequência da temperatura e do tempo desse tratamento. Os aços bifásicos laminados à frio, podem ser encontrados sem revestimento ou passar pelo processo de galvanização. Quando galvanizados, a chapa passa pela etapa de equalização (IV), para uniformizar a temperatura antes da imersão à quente no banho de zinco fundido, afim de criar uma camada protetora contra corrosão. Finalmente, acontece o resfriamento até a temperatura ambiente (V).

Conforme Silveira (2017) o tamanho de grão das fases ferrita e martensita, assim como as frações volumétricas variam conforme o processamento do material. Este é um dos motivos que diversos estudos buscam testar o efeito de elementos de liga e o desenvolvimento de rotas de processamento que potencializem as propriedades mecânicas destes aços. Como a fração volumétrica da martensita exerce grande impacto sobre as propriedades mecânicas, sobretudo, na taxa de encruamento, os parâmetros de processo que influenciam sua formação e a formação da austenita necessitam ser bem controlados.

2.4 PROPRIEDADES MECÂNICAS DOS AÇOS BIFÁSICOS

Segundo Marra, Taiss e Turani (2008), a Usiminas produz aços bifásicos processados à frio em quatro níveis de limite de resistência mecânica (DP450, DP600, DP800 e DP1000), como não revestidos, e em três níveis de resistência (DP450, DP600 e DP800), como galvanizados à quente. Estes últimos podem ser fabricados na condição de GI (revestimento a base de zinco puro, com “cristais minimizados”) ou GA (revestimento a base de ligas de Zn-Fe). A Tabela 1 apresenta as propriedades mecânicas (a) limite de escoamento; (b) limite de resistência; (c) alongamento e (d) coeficiente de encruamento n (para duas faixas de deformação) dos aços DP da Usiminas, que cobrem um espectro de resistência de 450 a 980 MPa.

TABELA 1 – PROPRIEDADES MECÂNICAS DE TRAÇÃO ESPECIFICADAS PARA OS AÇOS *DUAL PHASE* DA USIMINAS

Aço	Propriedades				
	LE [MPa]	LR _{min} [MPa]	Al [%]	n (10-20%)	n (4-6%)
Usi DP450	250-330	450	27	0,16	NA
Usi DP600	305-450	590	20	0,14	0,18
Usi DP800	380-580	780	15	0,11	0,15
Usi DP1000	500-885	980	8	NA	0,08
Usigal DP450	260-340	450	26	0,2	0,16
Usigal DP600	320-470	590	19	0,18	0,14
Usigal DP800	420-600	780	13	0,15	0,11

(*) condições de cura: 170 °C durante 20min

FONTE: Marra, Taiss e Turani (2008)

2.5 MICROESTRUTURA DOS AÇOS BIFÁSICOS

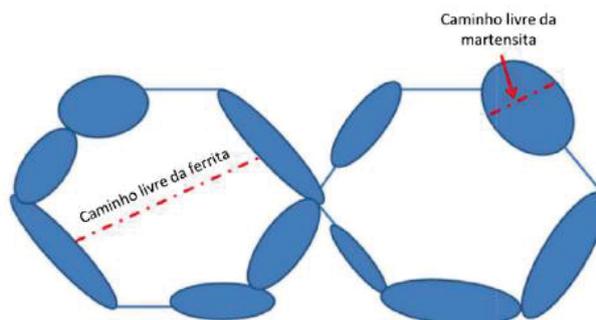
O processo de obtenção dos aços ferríticos-martensíticos descrito no item anterior gera uma microestrutura composta por uma matriz ferrítica com ilhas de martensita dispersas, porém, pode haver eventualmente, a presença de perlita, austenita retida e de bainita (*METALS HANDBOOK*).

Segundo Avramovic-Cingara *et al.* (2009) e Taylor *et al.* (2014) a ferrita é a fase predominante nos aços bifásicos em termos de fração volumétrica. É uma fase

relativamente macia e responsável por receber a deformação da rede. Em contrapartida, a martensita constitui-se por partículas de elevada dureza, com influência direta sobre as propriedades mecânicas do material, de forma que maiores teores desta fase aumentam a resistência mecânica, diminuindo a ductilidade. Para Ramazani *et al.* (2013) e Amirmaleki *et al.* (2016), a bainita é uma fase que consiste na combinação entre a ferrita e os carbonetos. É muito comum de ser encontrada nos aços bifásicos, haja vista que pode ser formada pela decomposição da austenita durante a têmpera. Embora esteja presente em pequenas frações, desempenha um importante papel por ter resistência intermediária entre a ferrita e a martensita, sendo capaz de amenizar a diferença entre as propriedades destas fases. Sua presença contribui para diminuição da razão elástica e para aumentar o alongamento destes aços.

Conforme Lai *et al.* (2016), durante a têmpera, a martensita se forma no local anteriormente ocupado pela austenita. Desta maneira, as ilhas de martensita ficam dispostas nos contornos de grão da ferrita, de forma a se interconectar formando uma estrutura de colar, como apresentado na Figura 10.

FIGURA 10 – REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DA FORMAÇÃO DE ILHAS DE MARTENSITA NO CONTORNO DE GRÃO DA FERRITA

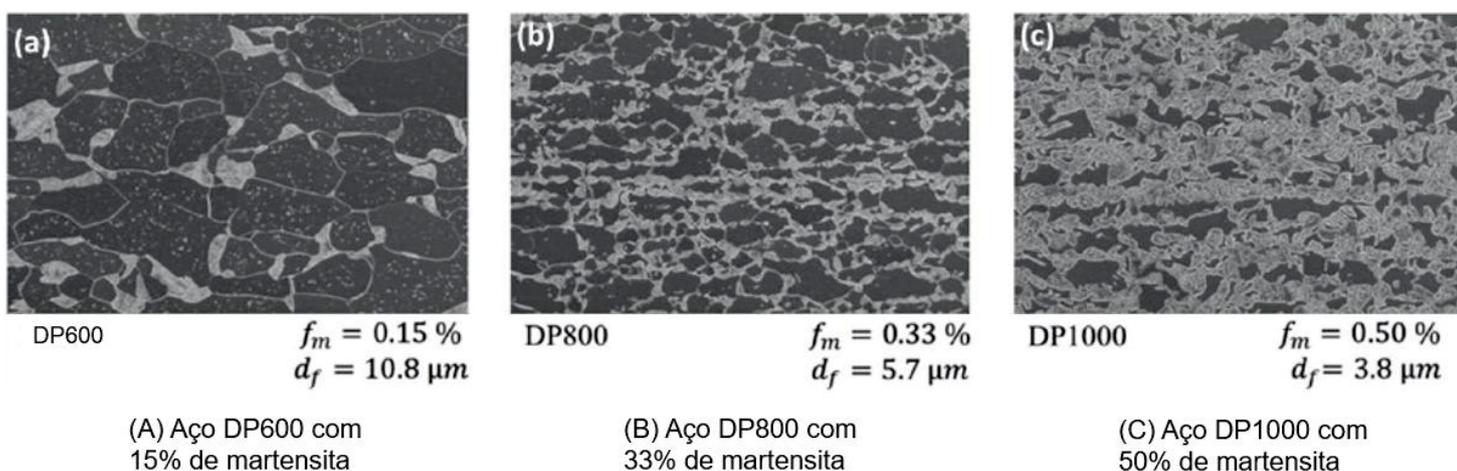


FONTE: O autor (2024), adaptado de Lai (2016)

A disposição da martensita formada nos contornos de grão da ferrita faz com que o tamanho de grão desta última varie em função da fração volumétrica de martensita. A pesquisa realizada por Wang e Wei (2013), apresenta tal constatação, no qual foram analisados três tipos de aços bifásicos, o DP600 com 18% de martensita, DP800 com 32% de martensita e o DP1000 com 50% de martensita. As imagens da microestrutura mostraram que no DP600 e DP800 a martensita está disposta na forma de ilhas e no DP1000 a martensita se apresenta na forma de rede

contínua, levando a um menor tamanho de grão ferrítico. Saai *et al.* (2014) também estudou o efeito da fração volumétrica de martensita (f_m) distribuída pela matriz ferrítica, encontrando morfologias de rede muito semelhantes às de Wang e Wei (2013), conforme apresentado na Figura 11, que utilizou magnificação de 4000 vezes. Nas imagens abaixo, a ferrita tem coloração cinza escuro e a martensita se apresenta em tons de cinza mais claro. A notação d_f representa o tamanho de grão da ferrita.

FIGURA 11 – MICROESTRUTURAS OBTIDAS POR MEV EM AMOSTRAS COM DIFERENTES FRAÇÕES DE MARTENSITA E TAMANHOS DE GRÃO FERRÍTICO



FONTE: O autor (2024), adaptado de Saai *et al.* (2014)

2.6 VARIÁVEIS DA FERRAMENTA DE ESTAMPAGEM

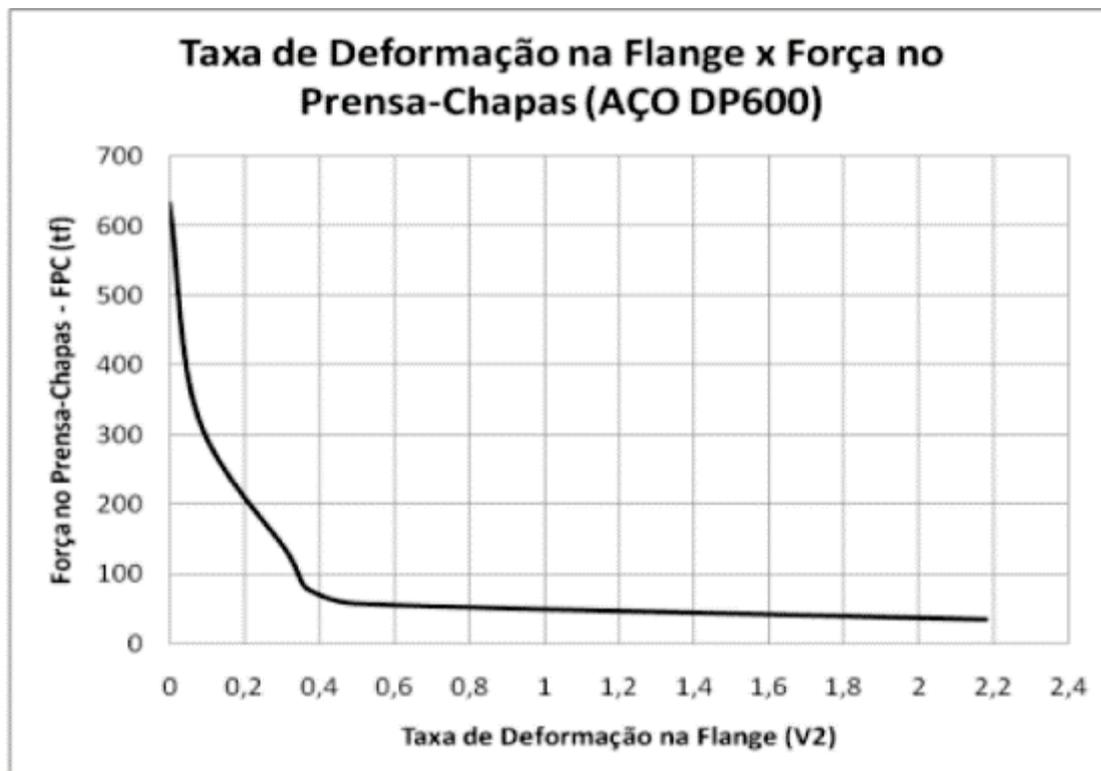
Há muitos trabalhos com o objetivo de estabelecer os fatores que interferem na avaliação da conformabilidade dos materiais. Alguns destes fatores são independentes e devem ser estudados de forma separada. Uma maneira consagrada de comparar ganhos ou perdas na conformabilidade é por intermédio da construção da CLC do material, podendo ao final das análises estabelecer dados quantitativos.

Conforme Chemin Filho (2004) dentre os elementos que compõem a ferramenta de estampagem, a matriz atua de maneira que a chapa será empurrada pelo punção para o interior de sua cavidade, servindo como uma espécie de forma que vai delimitar o diâmetro do corpo externo embutido. Com o intuito de facilitar o

fluxo do material para o interior da cavidade da matriz, é confeccionado na entrada desta um raio, conhecido como raio da matriz. Este elemento deve ser previsto no projeto da ferramenta, haja vista que, raios hipo ou hiper dimensionados podem diminuir ou aumentar o fluxo de material, causando falhas na estampagem, como: (a) enrugamento, (b) trincas ou (c) falta de conformação na chapa.

Com base na norma ISO 12004-2 (2008), uma maneira de evitar o escoamento do material para dentro da matriz é utilizando um *drawbead* no ferramental, entretanto, isso não reflete na maior parte dos processamentos por estampagem. Mais uma vez Chemin Filho (2011), em sua pesquisa propôs um ensaio Nakazima modificado, de modo que fosse possível avaliar diferentes cargas do prensa-chapas sem *drawbead* no levantamento final da CLC. Os ensaios contemplaram um comparativo entre os resultados obtidos para o aço *Dual Phase* DP600, com cargas de 58tf, 80tf e 130tf no prensa-chapas visando restringir a movimentação do material. Foram utilizados corpos de prova com 200mm de largura por 150mm de comprimento e corpos de prova quadrados com 200mm de lado, prevalecendo o modo de deformação por estiramento. Neste estudo, observou-se que a carga do prensa-chapas tem influência direta na estampabilidade do material em questão. Na Figura 12 é possível observar a melhor conformabilidade do material em função do aumento da carga em toneladas força. Ao final do estudo proposto por Chemin Filho (2011), foi possível encontrar um limite de escoamento de material com o objetivo de obter-se melhor conformabilidade do material, refletido pela CLC. Todavia, os menores valores da FPC (Força no Prensa-Chapas) resultaram no decréscimo das propriedades de estampagem em função do elevado escoamento de material. Tais informações são muito úteis nos processos de manufatura pois minimizam despesas na produção em cadência de chapas conformadas.

FIGURA 12 – TAXA DE DEFORMAÇÃO VERSUS FORÇA DO PRENSA-CHAPAS (AÇO DP600)

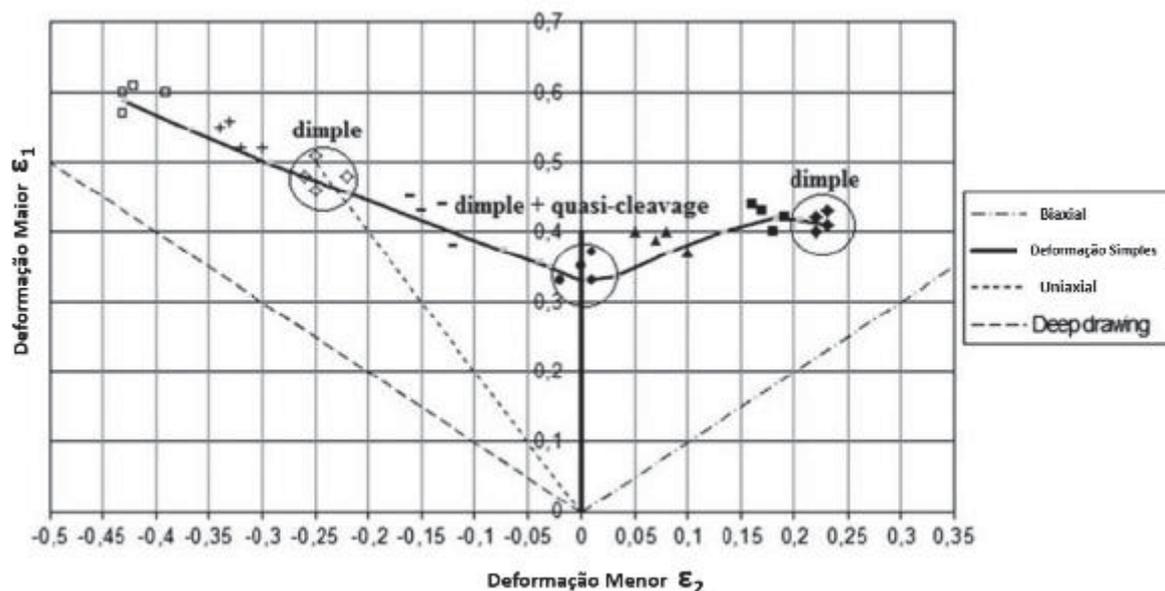


FONTE: Chemin Filho (2011)

Segundo Leocata *et al.* (2019), outro elemento determinante para conhecimento do limite de conformação de uma chapa metálica e do modo de deformação que um material sofreu é o *drawbead*. Este elemento tem influência direta na conformabilidade de chapas metálicas. Alguns parâmetros como: (a) geometria, (b) altura, (c) distância do centro do punção são fatores que determinam se o processo absorverá toda capacidade de conformabilidade do material. No estudo de Tigrinho, Chemin Filho e Marcondes (2013), é possível evidenciar os fortes efeitos do ferramental no processamento do aço DP600, levando às transformações microestruturais, conforme ilustrado pela Figura 13.

No estudo proposto por Schmid, Hetz e Merklein (2019), foi utilizado um pré carregamento de 7,5 MPa no processamento com diferentes materiais como DC04, DP800 e uma liga de alumínio AA6014 onde evidenciou-se diferenças existentes na conformabilidade antes e depois da passagem pelo *drawbead*.

FIGURA 13 – CLC PROPOSTA PARA AÇO DP600 AOS MICROMECHANISMOS DA FRATURA GERADA POR TENSÕES UNI E BI-AXIAIS



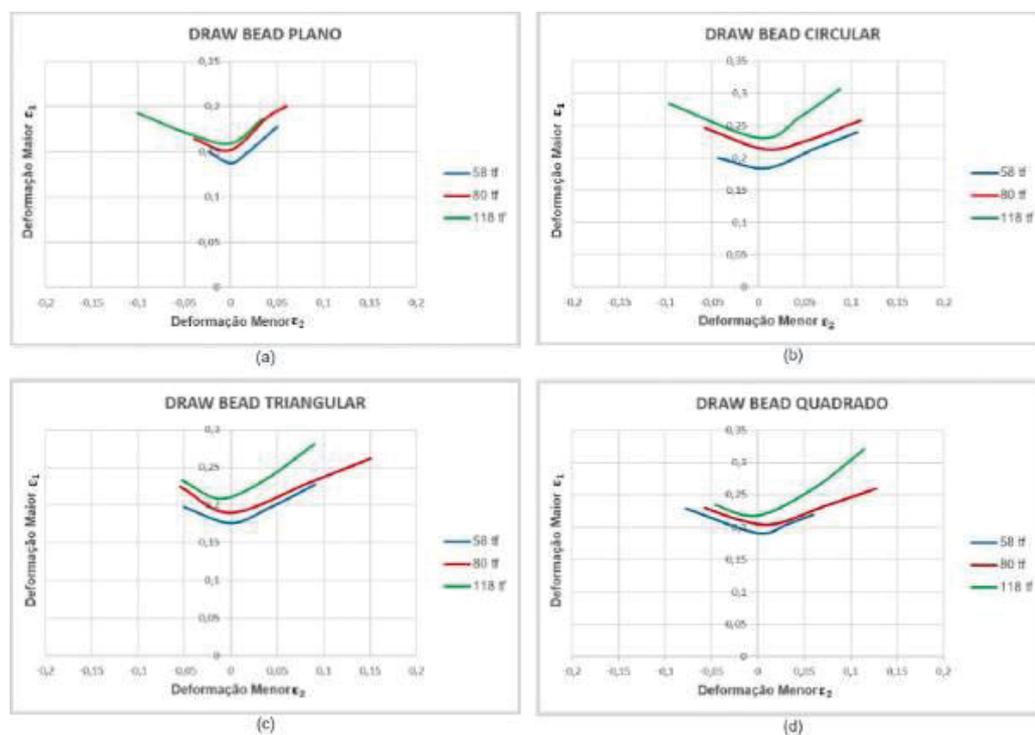
FONTE: Tigrinho, Chemin Filho e Marcondes (2013)

Na pesquisa realizada por Wang *et al.* (2017), foi desenvolvido um método de simulação por elementos finitos, seguido de testes experimentais para sua validação, onde foi possível verificar que o design da ferramenta tem influência no formato final da peça. No processo de estampagem profunda ou embutimento podem ocorrer defeitos como: (a) enrugamento de partes críticas, (b) trincas e (c) um fenômeno conhecido com *springback*, ou retorno elástico. Durante a simulação numérica foi constatado que com a utilização de *drawbead* existe melhora considerável na qualidade da estampagem. Ainda segundo os mesmos autores, o *drawbead* é um dos elementos mais importantes no controle do fluxo de material e tem influência direta na qualidade final dos produtos processados. A força de restrição do *drawbead* é principalmente relacionada com sua geometria, tamanho e localização.

No recente trabalho de Oliveira *et al.* (2022), foi elaborado um comparativo entre diferentes geometrias de *drawbead* para o aço DP780, conforme a Figura 14. O trabalho propôs geometria (a) plana, (b) circular, (c) triangular e (d) quadrada associada com outras variáveis, como posição em relação ao centro do punção e carga no prensa-chapas. O objetivo foi estudar a influência exercida pelo *drawbead* na CLC construída para o material em questão. Foi evidenciado pelo autor mudanças na espessura e na região do raio da matriz, concluindo que para o aço

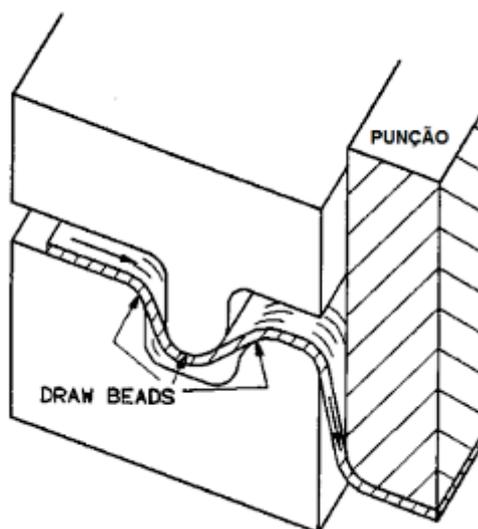
DP780 os melhores resultados foram obtidos com uma carga de 118 tf associado com *drawbead* de geometria circular.

FIGURA 14 – INFLUÊNCIA DA CARGA DO PRENSA-CHAPAS E DO *DRAWBEAD* NA CLC DO AÇO DP780



FONTE: Oliveira *et al.* (2022)

O efeito Bauschinger, estudado por Weinmann, Rosenberger e Sanchez (1988) em chapas, é um fenômeno que ocorre durante o processamento dos materiais e que acarreta alterações na relação de tensão por deformação a partir de mudanças microestruturais na tensão distribuída do material. Em chapas, tal efeito aparece principalmente devido ao escoamento da chapa pelo *drawbead*, no qual ocorre um processo de três dobras e desdobras, além de mais uma dobra e desdobra da chapa durante o movimento de entrada da chapa da cavidade da matriz, conforme ilustrado pela Figura 15. Como este efeito é um dos pontos centrais deste trabalho, se faz necessário abordá-lo em um tópico específico.

FIGURA 15 – DESLIZAMENTO DA CHAPA PELOS *DRAWBEADS*

FONTE: Weinmann, Rosenberger e Sanchez (1988)

2.7 EFEITO BAUSCHINGER

Tal efeito é assim denominado em homenagem ao engenheiro alemão Johann Bauschinger, que em 1886 relatou como sendo, a diminuição da tensão de escoamento após mudança no sentido da carga, tipicamente quando o carregamento de tração é seguido por compressão. Essa dependência do sentido do carregamento e o comportamento assimétrico das tensões são conhecidos como efeito Bauschinger. Desde então, este fenômeno tem sido amplamente estudado. É evidente que as descobertas propostas pelo autor trataram apenas uma parte dos fenômenos envolvidos e que o comportamento direcional na relação tensão-deformação é mais complexo que o pensamento original. Ante tais dificuldades, muitos conceitos foram propostos.

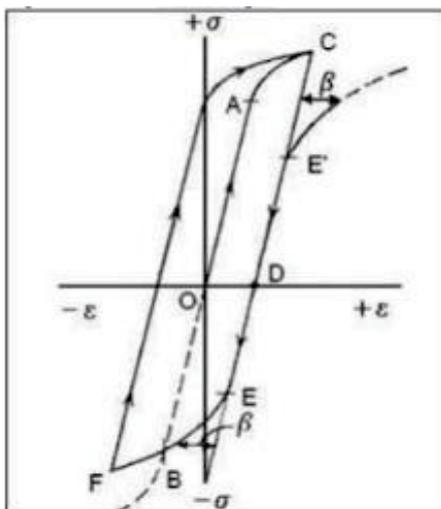
Em seu trabalho sobre influência do efeito Bauschinger no retorno elástico nos AHSS, Haus (2011) traz diversas definições para tal efeito. Para Cottrell (1953), se um corpo é altamente deformado em uma direção e então imediatamente recarregado na direção oposta, ele começa a fluir nessa direção com uma redução da tensão. Para Van Bueren (1960), o efeito Bauschinger denota certa dependência da tensão de escoamento e taxa de encruamento sobre o histórico do metal e foi originalmente observado em policristais, no entanto também foi encontrado em cristais simples. Segundo McClintock e Argon (1966), o efeito Bauschinger envolve

não só uma deformação plástica prematura, mas também uma certa quantidade de amolecimento permanente ou não encruamento.

Buckley e Entwistle (1956), assim como Sachs e Shoji (1927), demonstraram que o efeito Bauschinger é muito mais complexo a partir de uma perspectiva microestrutural, observando efeitos semelhantes em monocristais de alumínio e de latão. No entanto, Woolley (1953) demonstrou que o mesmo ocorre numa variedade de materiais, a partir de monocristais, de policristais, de metal puro, ligas e à dispersão de materiais endurecidos. O autor também observou que o efeito foi mais pronunciado em materiais com estrutura CFC comparados aos materiais com estrutura CCC.

Conforme Dieter (1981), a redução do limite de elasticidade, quando a deformação em uma direção é seguida por deformação na direção oposta, é chamada de efeito Bauschinger e apresentada na Figura 16. Na figura (A) representa a tensão de escoamento do material sob efeito de tração. Caso o mesmo material fosse testado em compressão, a tensão de escoamento seria aproximadamente a mesma indicada no ponto (B) da curva pontilhada. Considera-se um material sob tração, passando a tensão de escoamento até (C) ao longo do caminho O-A-C. Se o material for então descarregado, ele seguirá o caminho C-D, sendo desprezado um pequeno efeito de histerese elástica. Porém, caso uma tensão compressiva seja aplicada, o escoamento plástico se iniciará numa tensão correspondente ao ponto (E), a qual é inferior com relação à tensão de limite de escoamento compressiva do material (B). Enquanto a tensão de escoamento na tração foi aumentada, devido ao encruamento de (A) até (C), a tensão de escoamento na compressão foi diminuída. Trata-se da mudança de direção do limite de elasticidade de um metal policristalino ou liga metálica após uma deformação plástica. Ao deformar o metal em uma direção até que seja ultrapassado o limite de elasticidade, e deformando-o após na direção contrária, seu limite de proporcionalidade nesta última direção é menor. O motivo para que isso ocorra são as adições e bloqueios de discordâncias (falhas) no material.

FIGURA 16 – EFEITO BAUSCHINGER E CIRCUITO DE HISTERESE

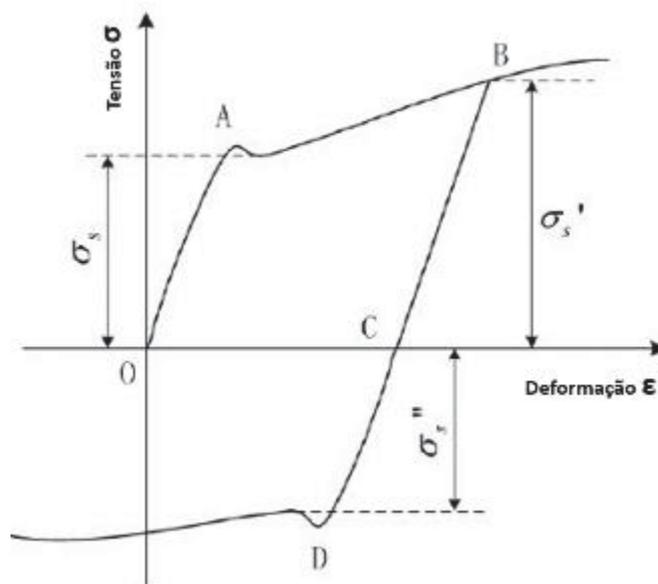


FONTE: Dieter (1981)

Do ponto de vista de Demir e Raabe (2010), o efeito Bauschinger é caracterizado por uma redução no limite de escoamento após a reversão da carga, ou mudança no sentido da carga.

De acordo com Li, Wei e Long (2020), o aumento de resistência mecânica devido à deformação plástica dos metais é diretamente influenciada pelo efeito Bauschinger. O estudo realizado pelos autores se deu em barras de aço, utilizando técnicas experimentais associadas com análise por elementos finitos. Os resultados experimentais e de simulação mostram que o limite de escoamento do reforço que é produzido pela deformação plástica diminui notavelmente durante o carregamento reverso repetido, além disso, o limite de escoamento diminui apenas uma vez no processo de carregamento reverso subsequente. Sendo possível concluir que o esforço necessário para deformar o material na direção reversa é menor que o esforço utilizado para continuar deformando o material na mesma direção. Durante o ensaio de tração, seguido de compressão, o metal é carregado até um valor de pré-deformação, gerando a tensão $\sigma's$ da Figura 17. O valor do novo limite de escoamento à compressão $\sigma''s$ é menor comparado ao valor obtido na pré-deformação $\sigma's$. Isto implica que ciclo a ciclo, o fluxo de tensão, que determina o início do regime plástico do material, diminui.

FIGURA 17 – CURVA OBTIDA ATRAVÉS DE ENSAIO DE TRAÇÃO, SEGUIDO DE COMPRESSÃO

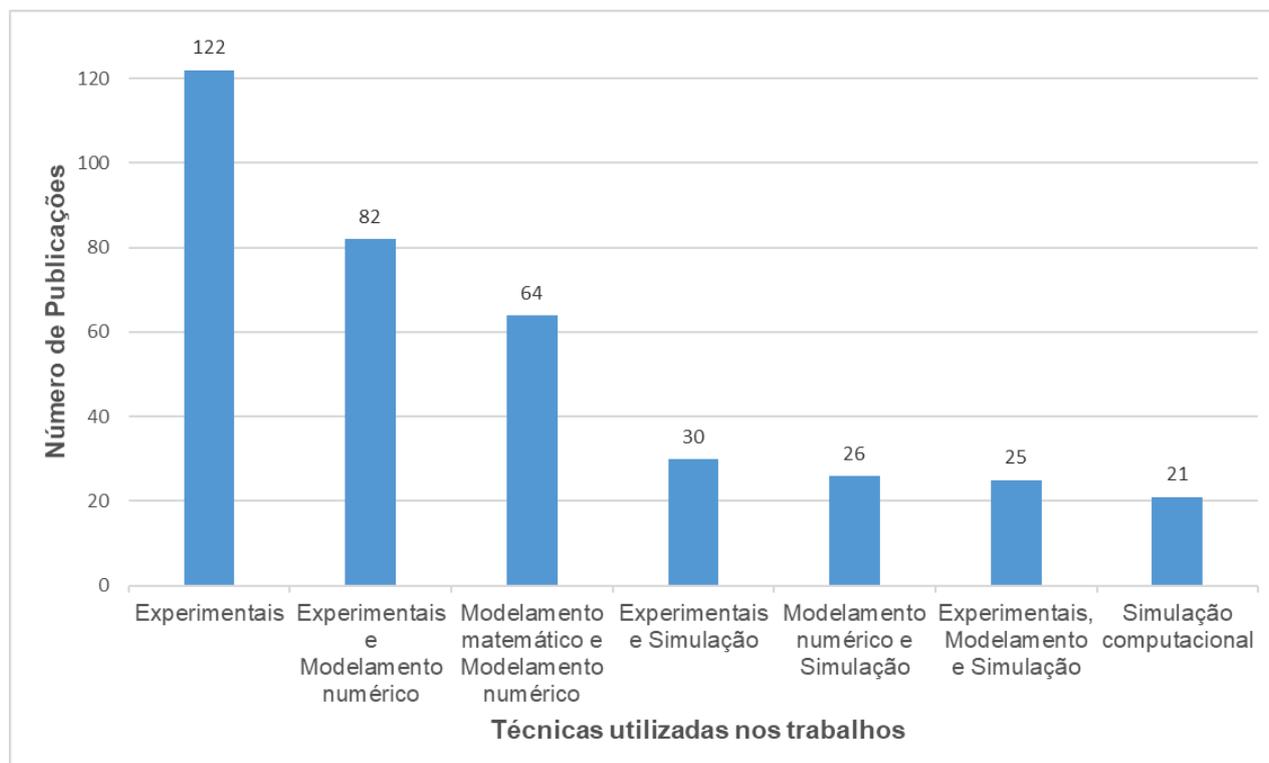


FONTE: Li, Wei e Long (2020)

O trabalho de David *et al.* (2021), envolveu um levantamento bibliométrico de trabalhos acadêmicos que tiveram como tema o efeito Bauschinger em aços. Tal levantamento identificou 370 trabalhos nacionais e internacionais publicados entre os anos 1990 até 2021. Os dados foram armazenados em planilhas onde foi possível levantar as principais metodologias e resultados, servindo como uma base de partida para futuras pesquisas. O trabalho utilizou cinco algoritmos de pesquisa nas bases de dados *Scopus* e *Web of Science*. Os algoritmos foram construídos utilizando a combinação de operadores booleanos e palavras-chave nos campos: (a) Título, (b) Tipo de documento, (c) Ano de publicação, (d) Idioma, (e) Resumo e (f) Palavras-chave. Todos os artigos encontrados possuem DOI (*Digital Object Identifier*) e estão relacionados apenas com aços. Dentro do período estabelecido nesta pesquisa, os anos de 2013, 2016 e 2017 são os que tiveram o maior número de publicações (25, 26 e 25 respectivamente). Os anos de 1991 e 1996 tiveram o menor número de publicações, com apenas uma para cada ano. Os países que tiveram a maior contribuição com este tema em número de publicações foram: (a) Coreia do Sul (51), (b) China (48), (c) Estados Unidos (42), (d) Japão (37), (e) França (26), (f) Reino Unido (23) e (g) Alemanha (19). Também foi possível identificar neste trabalho as técnicas de avaliação do efeito Bauschinger em aços. As técnicas foram classificadas como experimentais, modelamento numérico,

modelamento matemático, e simulação computacional, conforme apresentadas no Gráfico 1.

GRÁFICO 1 – TÉCNICAS EMPREGADAS NAS PUBLICAÇÕES PARA AVALIAÇÃO DO EFEITO BAUSCHINGER



FONTE: David *et al.* (2021)

Os trabalhos combinaram diferentes técnicas para avaliação de tal efeito, desta forma, 259 publicações utilizaram técnicas experimentais, 133 publicações utilizaram técnicas de modelamento matemático / numérico e 102 publicações utilizaram técnicas de simulação computacional. As técnicas de caracterização experimentais utilizadas se dividem em 17 e estão apresentadas na Tabela 2. Os aços utilizados nas pesquisas estão apresentados na Tabela 3. Foi possível evidenciar muitos trabalhos que utilizaram os aços *Dual Phase* com diferentes limites de resistência mecânica, como DP350, DP450, DP500, DP590, DP600, DP780, DP800, DP980, DP1000 e DP1180. A mesma lógica seguiu para os aços API (*American Petroleum Institute*), como o X60, X65, X70 e X80. Além destes, outros aços avançados foram utilizados na pesquisa, como os HSS, HSLA, SS, TRIP e TWIP (DAVID *et al.*, 2021).

TABELA 2 – TÉCNICAS EXPERIMENTAIS UTILIZADAS PARA AVALIAÇÃO DO EFEITO BAUSCHINGER

Técnica	Número de citações em artigos científicos
Ensaio de tração-compressão	164
Ensaio de tração	105
Microscopia eletrônica	64
Microscopia óptica	43
Ensaio de flexão	35
Difração de raios-X	20
Ensaio de cisalhamento	19
Ensaio de dureza / microdureza	18
Ensaio de fadiga	17
EBSD	16
Ensaio de difração de neutrons	14
Ensaio de tração multi axial	13
Ensaio de compressão	10
Ensaio de conformação	10
Ensaio de torção	9
Ensaio de cisalhamento cíclico	8
Outros	45

FONTE: David *et al.* (2021)

TABELA 3 – TIPOS DE AÇOS UTILIZADOS PARA AVALIAÇÃO DO EFEITO BAUSCHINGER

Tipo de aço	Número de citações em artigos científicos
Dual Phase (DP)	80
Aço Carbono	66
Aço Inoxidável	59
Aço Micro ligado	43
Aço API	42
High Strenght Steel (HSS)	38
High Strenght Low Alloy Steel (HSLA)	21
Aço Estrutural (SS)	19
Transformation induced plasticity (TRIP)	16
Twinning-induced plasticity steel (TWIP)	13

FONTE: David *et al.* (2021)

A pesquisa realizada por Gui, Li e Huang (2015), avaliou a influência do efeito Bauschinger no processo de laminação de chapas, onde este fenômeno leva a diferentes taxas de redução em cada cilindro laminador. O estudo foi baseado em modelagem matemática e diferentemente de outros trabalhos, o modelo foi proposto pelo método de elemento de contorno multipolar rápido. Posteriormente para

simulação, foi utilizado o software ANSYS. A importância do estudo do fenômeno Bauschinger se dá, pois o mesmo pode causar um escoamento reverso na superfície das chapas laminadas. Este escoamento reverso é causado por tensões residuais altamente compressivas, podendo afetar diretamente as características de desempenho e qualidade do produto. Segundo os autores, muitos estudos discutem sobre a influência de diversos fatores que afetam a laminação de chapas, como a distância entre rolos, o distanciamento entre rolos superiores e inferiores, o material dos laminadores e as forças aplicadas no processamento. Entretanto, poucos destes estudos abordaram a influência do efeito Bauschinger.

O trabalho de Kim e Park (2020), avaliou a dependência da direção de laminação de chapas de aço API X70 com o efeito Bauschinger. Foram conduzidos testes de tração e deformação reversa ao longo da direção de laminação, na direção transversal e à 45 graus. A microestrutura deste aço consiste em ferrita poligonal e acicular, típica de materiais com estrutura CCC (cúbica de corpo centrado). Durante a deformação em tração, o ponto de escoamento, que envolve a ocorrência de descontinuidades e desenvolvimento das deformações de Lüders, ocorre em todas as direções de laminação. Entretanto, o material apresentou menor resistência ao escoamento e maior deformação de Lüders sob tensão à 45 graus se comparado à direção longitudinal ou transversal. O efeito Bauschinger, que ocorre sob subsequente tensão reversa após compressão, é também mais presente na direção à 45 graus. Estes resultados são atribuídos ao fato de que o escorregamento das discordâncias é ativado com maior facilidade nesta direção. O movimento das discordâncias é fortemente afetado pela caracterização microestrutural como estrutura cristalográfica, tamanho de grão, textura e presença de precipitados. Diversos estudos mostraram que a resistência ao escoamento de molas laminadas e de tubos variam consideravelmente em função da quantidade de precipitados e as deformações para conformação t/D (onde t e D são a espessura da mola e o diâmetro do tubo respectivamente).

Ao longo dos anos, o tema vem sendo estudado por diversos autores. Como resultado deste esforço, muitas teorias e mecanismos foram propostos na tentativa de explicar o fenômeno, em escala micro e macroscópica. Dentre as teorias existentes, destacam-se a teoria das tensões internas, proposta por Masing em 1924 e a teoria do deslocamento, proposta por Orowan em 1958 (TORIBIO *et al.*, 2020).

2.7.1 Teorias sobre o efeito Bauschinger

Inicialmente acreditava-se que a causa de tal fenômeno era em decorrência das tensões internas e das tensões residuais macroscópicas desenvolvidas em função da deformação não-homogênea de grãos individuais de um metal policristalino. Conforme citado anteriormente, existem duas escolas principais para explicar o efeito Bauschinger, conforme segue.

2.7.1.1 Teoria das tensões internas, proposta por Masing (1924)

Tomando como base Haus (2011), o engenheiro metalúrgico alemão, Friedrich Emil Heyn, propôs em 1918 uma teoria para explicar a redução da elasticidade observada na inversão da carga. O autor construiu três hipóteses:

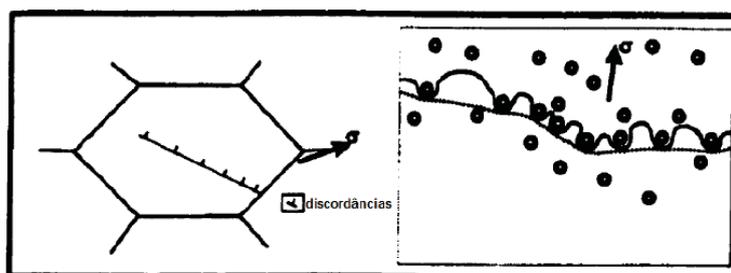
- (1) O material é composto de elementos de pequeno volume, que tem uma curva de tensão-deformação ideal, por isso a resposta elástica muda em uma extensão plástica não endurecida em um nível de tensão constante;
- (2) O limite elástico de vários elementos de volume não é igual entre si;
- (3) O valor absoluto do limite elástico de qualquer elemento de volume é independente da direção de deformação, que é o mesmo em tração e compressão.

Com estes pressupostos, a teoria descreve que há uma curvatura na curva de tensão inicial, na transição elasto-plástica. A deformação elástica é homogênea e uniforme na seção de carga. Já durante a deformação plástica, a distribuição de tensões não é uniforme e, portanto, após a descarga, tensões residuais que surgem são responsáveis pelo efeito de redução da elasticidade ao se reverter a carga. Tais ideias foram fortemente apoiadas por Masing (1924) em ensaios de compressão com bronze; e pelos resultados encontrados nos ensaios de torção em ferro fundido, bronze, cobre e fios de alumínio. O efeito Bauschinger foi explicado devido a ação de tensões internas residuais em metal trabalhado à frio.

2.7.1.2 Teoria do deslocamento, proposta por Orowan (1958)

A teoria das tensões internas é enfraquecida quando se leva em conta os resultados de diversos experimentos que demonstraram a existência de efeito Bauschinger em monocristais, portanto, uma abordagem diferente é necessária para explanação do efeito. Há duas abordagens principais sobre esta teoria. A primeira foi adotada por Mott (1952) e posteriormente desenvolvida por Brown (1977). Nesta abordagem foi sugerido que, durante a pré-deformação, uma larga faixa de tensões é construída pela formação de empilhamentos de discordâncias nas barreiras ou obstáculos, apresentado na Figura 18.

FIGURA 18 – REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DO EMPILHAMENTO DE DISCORDÂNCIAS E UMA LINHA MÓVEL DE DISCORDÂNCIAS INTERAGINDO COM VÁRIOS PONTOS SENSÍVEIS



FONTE: Brown (1977)

As barreiras, assim como os contornos de grão, são fortes o suficiente para bloquear o movimento das discordâncias. Como resultado, as tensões centrais (*back stresses*), produzidas pelas discordâncias empilhadas ajudarão o movimento na direção inversa. Desta forma a equação para a tensão de cisalhamento pode ser descrita como:

$$\tau_i = \tau F + \tau BK \quad (1)$$

onde τBK é a tensão contrária desenvolvida pelas discordâncias empilhadas, τF é a tensão de atrito no plano de deslizamento e τ_i é a tensão de cisalhamento aplicada. Mott (1952) assume que a concentração de tensões em torno das discordâncias daria origem à deformação plástica por deslizamento na intersecção dos planos de deslizamento.

Dentro da mesma linha de raciocínio, Embury (1985) apresentou uma forma alternativa para explicar a tensão de escoamento pela introdução de três termos: σ_0 que é o fluxo de tensão de base; σ_{BK} que é a tensão contrária e σ_{for} que é o efeito de endurecimento pelas interações de discordâncias. Assim sendo:

$$\sigma_F = \sigma_0 + \sigma_{for} + \sigma_{BK} \quad (2)$$

$$\sigma_R = \sigma_0 + \sigma_{for} - \sigma_{BK} \quad (3)$$

onde σ_F e σ_R são as tensões no sentido inicial e reverso, respectivamente.

Para ter a tensão contrária assistindo a carga reversa, as discordâncias movidas para frente devem permanecer na mesma posição que estavam antes da descarga. A mobilização das discordâncias destes planos é combinada com as regiões de discordâncias que se formaram e as fortes barreiras de empilhamento na pré-deformação dos bloqueios Lomer-Cottrell (1953). Este último termo representa a não mobilidade de discordâncias, que impede o movimento de outras discordâncias em seus respectivos planos e que, portanto, impediria o empilhamento do retorno, quando a carga é removida (EMBURY, 1985).

A segunda abordagem com relação a teoria do deslocamento foi proposta por Orowan (1958). Os resultados preliminares de seu grupo de pesquisa em revestimentos de cobre, alumínio, latão, níquel e magnésio chamou a atenção que: na deformação reversa, a curva tensão-deformação muda na tensão negativa e a relação tensão-deformação altera a sua forma parabólica, havendo um real amolecimento permanente do material, e não o efeito Bauschinger. O amolecimento permanente, na realidade, foi observado, mas sua magnitude indica que o efeito da tensão contrária é relativamente pequeno. Desta forma, o autor sugeriu que existem outros mecanismos que também contribuem. O debate em relação ao problema foi em termos dos efeitos de dois tipos de obstáculos, (a) fortes e (b) permeáveis. Os fortes eram esperados para promover a tensão contrária de endurecimento, em função dos anéis de discordâncias. Neste caso a tensão em questão, deve ser eliminada em grande parte por deformação plástica invertida, uma circunstância que dá origem ao amolecimento permanente. Por outro lado, uma série de obstáculos permeáveis poderia produzir uma força de baixo fluxo inicial no sentido inverso, sem causar amolecimento permanente sensível. Neste caso, estaria previsto que as

discordâncias móveis avançariam através dos obstáculos móveis com uma menor tensão de fluxo, rompendo barreiras individuais, sob a pressão dos poucos empilhamentos de discordâncias. No final da pré-deformação, a maioria das discordâncias chegariam a um ponto onde seriam amarradas contra uma determinada linha de obstáculos, geralmente fechando os espaços.

Ainda segundo o mesmo autor, na reversão da tensão, as discordâncias se moveriam para trás da linha de obstáculos, e esse movimento teria início com uma tensão aplicada relativamente baixa, mas na ausência de empilhamento de discordâncias. O fluxo de tensão aumentaria rapidamente na direção do valor obtido na pré-deformação, até as discordâncias encontrarem outra linha de obstáculos ligeiramente espaçados. Este mecanismo é mais comum nos metais que têm numerosos obstáculos às movimentações de discordâncias, como policristais (contornos de grão), ou endurecidos por dispersão de metais (com partículas).

Em outros casos, uma linha de discordâncias pode ser vista interagindo com uma série de defeitos imóveis. Quando discordâncias imóveis estão espaçadas, elas são chamadas de "floresta" de discordâncias. Na carga máxima (conforme indicado pela linha sólida), a linha das discordâncias é bloqueada por defeitos pontuais, mas ela se curva no ponto de aplicação do esforço. Quando a carga é removida, a linha (conforme indicado pela linha pontilhada) recua para reduzir a energia. É sabido que a energia da linha de discordância é proporcional ao quadrado do comprimento da linha. Novamente, a recuperação irá produzir uma pequena quantidade de deformação na direção oposta à deformação plástica inicial, acrescentado ao efeito anelástico. Quando a carga é invertida, haverá uma área com relativamente poucas barreiras para o movimento de discordâncias, causando um menor ponto de escoamento. Este mecanismo tem sido chamado de floresta e abordagem de deslizamento de discordâncias e é mais comum em ligas e metais, sendo extinto a partir de uma temperatura elevada (neste caso, haverá uma grande porcentagem das vacâncias presentes).

Outro aspecto desse mecanismo é que após a carga reversa, discordâncias com um sinal irão eliminar discordâncias de sinal oposto, quando entrarem em contato, reduzindo o encruamento e ponto de escoamento do material sobre o carregamento reverso. Este mecanismo irá ocorrer em ligas onde uma segunda fase está presente, e na dispersão de metais endurecidos.

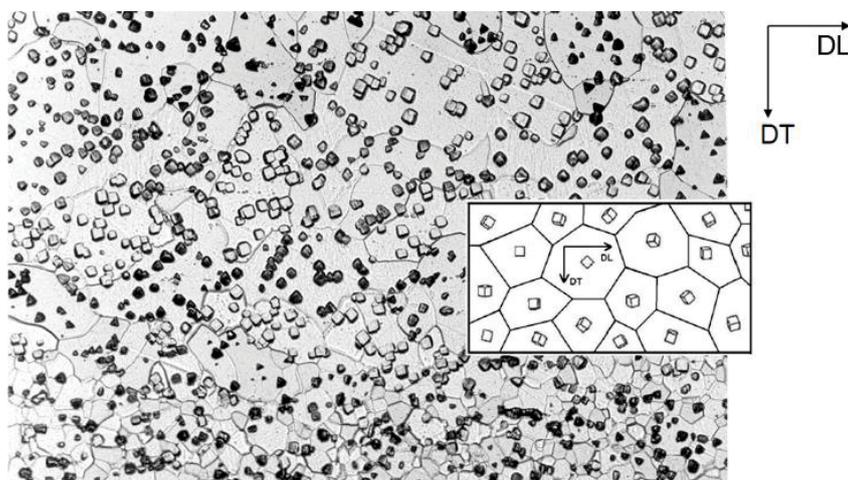
Como mencionado anteriormente, discordâncias de sinais contrários irão interagir para eliminar umas às outras. Além disso, outras discordâncias podem interagir para formar linhas de discordâncias, tornando-as parte das discordâncias imóveis. Depois de uma discordância tornar-se imóvel por essa interação, ela já não contribui para o efeito Bauschinger no material, porque já não está disponível para contribuir para a tensão contrária em um empilhamento de discordâncias. Assim, somente discordâncias reversíveis (móveis) podem contribuir para o efeito Bauschinger.

Conforme aumenta a deformação plástica, aumenta a densidade de discordâncias, e a interação entre as discordâncias. No entanto, como novas discordâncias sempre são geradas durante a deformação plástica, um valor de saturação será atingido quando houver uma fração constante de discordâncias móveis e imóveis no material. Portanto, espera-se que um valor de saturação do efeito Bauschinger ocorre após que certa deformação plástica ser obtida.

2.8 TEXTURA CRISTALOGÁFICA

Para Viana (2001), os materiais policristalinos são constituídos de pequenos cristais, denominados grãos ou cristalitos, os quais são separados uns dos outros por fronteiras denominadas contornos de grão. A grande maioria dos materiais policristalinos tem grão com tamanho médio na faixa de 10 μm a 1 mm. Os materiais trabalhados apresentam tamanhos de grão em uma faixa ainda mais estreita 10 a 100 μm . Portanto as peças e componentes policristalinos são constituídos de um número enorme de grãos. As propriedades do policristal dependem da forma, do tamanho e da orientação do grão. Cada grão em um agregado policristalino tem orientação cristalográfica diferente da dos seus vizinhos. Isto quer dizer que os planos e as direções cristalinas têm orientação espacial diferente de grão para grão. De modo geral, as orientações de todos os grãos podem estar concentradas, em maior ou menor escala, ao redor de alguma ou de algumas orientações particulares, conforme a Figura 19, obtida pela técnica de “*etch pit*”, sendo possível observar as cavidades de corrosão em cada grão, por meio de um ataque químico que expõe os planos com baixos índices de Miller. Nesta última condição, o agregado policristalino apresenta orientação preferencial ou textura cristalográfica.

FIGURA 19 – CHAPA COM ORIENTAÇÃO DOS CRISTAIS AO ACASO (SEM TEXTURA)



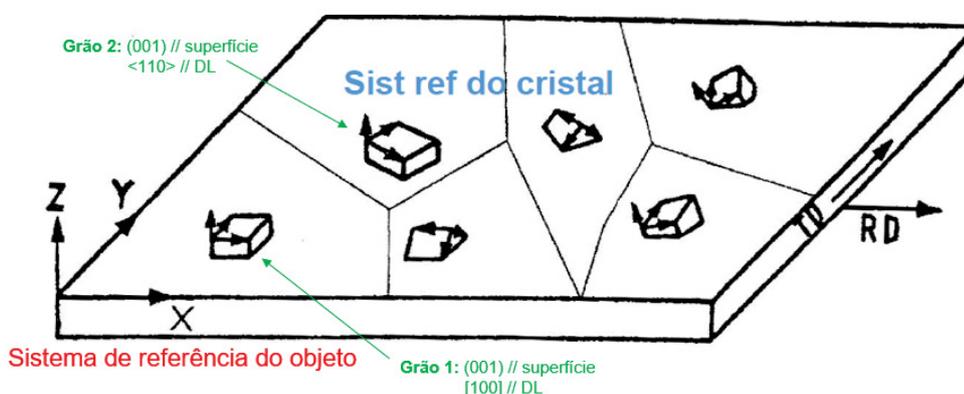
FONTE: Viana (2001)

Segundo Dieter (1981), um metal que tenha sofrido uma grande quantidade de deformação, como na laminação ou na trefilação de arames, desenvolve uma orientação preferencial, na qual certos planos cristalográficos tendem a se orientar de uma maneira preferencial com relação à orientação de máxima deformação. As orientações preferenciais são determinadas por difração de raios X. A figura de raios X de um metal de grãos finos orientados aleatoriamente mostra anéis correspondentes à diferentes planos, onde os ângulos satisfazem a condição de Bragg para a reflexão. Se os grãos estão orientados aleatoriamente, a intensidade dos anéis é uniforme para todos os ângulos, mas se existir uma orientação preferencial, os anéis se quebrarão em pequenos arcos, ou manchas. As áreas densas das fotografias de raios X indicam a orientação dos polos dos planos correspondentes ao anel de difração em questão. A orientação dos grãos de uma orientação cristalográfica particular, com respeito à direção principal de trabalho, é melhor interpretada por uma figura de polo.

Ainda segundo Viana (2001), a orientação preferencial pode ser introduzida no material por diversos modos, como: (a) a solidificação direcional, onde os grãos crescem mais rápido em certas direções; (b) epitaxia, onde os grãos crescem com a orientação do substrato; (c) recristalização e transformações de fase, onde novos grãos surgem com novas orientações; (d) deformação plástica, onde os grãos sofrem rotação durante a deformação. Em geral, diz-se que a textura é formada por componentes. Uma componente é representada por uma orientação cristalina

próxima da qual as orientações de um razoável volume do material (número de grãos) se agrupam. A orientação de um cristal pode ser descrita pelo índice de Miller do plano cristalino do cristal que é paralelo à superfície e pelo índice de Miller da direção cristalina que é paralela à direção de laminação (DL). No caso de uma chapa laminada, a componente é representada pelo plano cristalino $\{hkl\}$, que é paralelo ao plano da chapa, e pela direção $\langle uvw \rangle$, pertencente ao plano $\{hkl\}$, que é paralela à DL. Isto fixa a posição do cristal em relação aos eixos DL, DT (direção transversal) e DN (direção normal) da chapa, conforme indicado pela Figura 20, indicando a orientação $(001)[100]$.

FIGURA 20 –TEXTURA (OU COMPONENTE) EM CHAPA



FONTE: O autor (2024), adaptado de Viana (2001)

Para Marcondes e Woellner (2024), a textura pode ser genericamente definida como uma condição na qual a distribuição de orientações dos grãos de um policristal não é aleatória. Finalmente, é importante destacar que a textura não se refere à forma do grão, mas sim à forma como a rede cristalina desses grãos é arranjada no espaço, durante o processo de fabricação do aço por solidificação.

Conforme Raabe *et al.* (1991), materiais com estrutura CCC, laminados à frio em geral, tais como os aços de baixo teor de carbono, apresentam boa concordância quanto à textura cristalográfica. As componentes principais geralmente são $\{001\} \langle 110 \rangle$ e as fibras do tipo $\{hkl\} \langle 110 \rangle$ e $\{111\} \langle uvw \rangle$.

Segundo Humphreys *et al.* (2017), as texturas de laminação à frio dos materiais CCC se caracterizam por apresentarem suas orientações principais localizadas em duas fibras parciais: $\{hkl\} \langle 110 \rangle$ e $\{111\} \langle uvw \rangle$. A orientação

{001}<110> é característica de laminação à frio de aços ferríticos e tende a ser “consumida” durante a recristalização.

Em processos de laminação de chapas, as mudanças dimensionais são acompanhadas pela deformação plástica do metal, principalmente pelo escorregamento dos cristais ao longo de certas direções cristalográficas. Esse escorregamento ocorre preferencialmente ao longo dos planos cristalinos mais densamente ocupados pelos átomos. Para que a deformação seja acomodada no material, os grãos sofrem rotações de direções iniciais para orientações cristalográficas mais favoráveis desenvolvendo a chamada textura de deformação.

2.9 DIFRAÇÃO DE ELÉTRONS RETROESPALHADOS (EBSD)

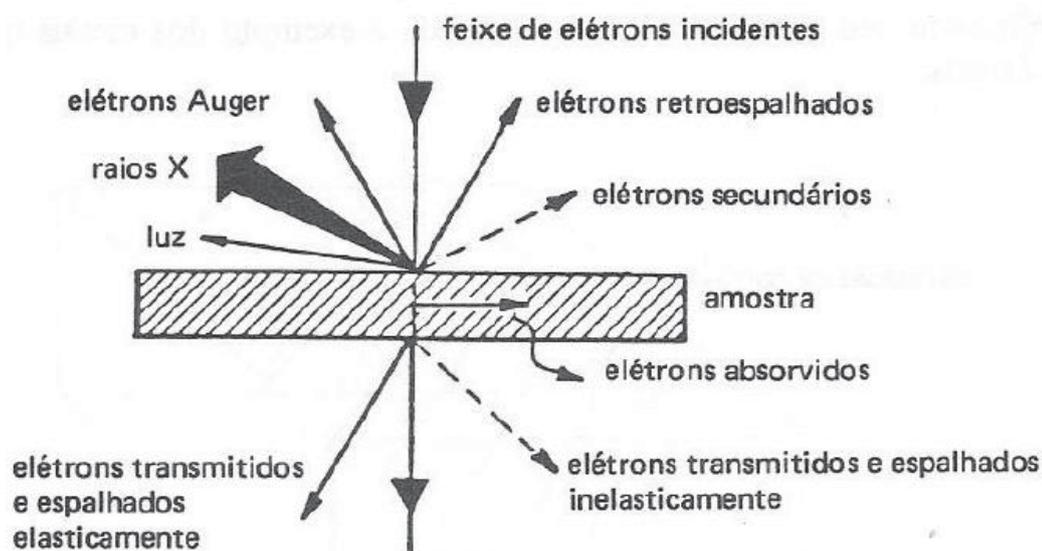
Baseado em Wilkinson *et al.* (2014), o EBSD está entre as técnicas de caracterização microestrutural que mais rapidamente se difundiram nas últimas quatro décadas, haja vista as contribuições de Wilhelm Conrad Roentgen (1845-1923) com relação ao raio X, Max von Laue (1879-1960) com a difração pelos cristais e também por Bragg (pai e filho), Petrus Debye, Paul Scherrer e Albert Hall, onde a técnica de difração de raios X pelos cristais se tornaria uma ferramenta bastante poderosa no estudo da estrutura dos materiais.

Conforme Carneiro e Simões (2020), é uma técnica utilizada na caracterização de materiais que passaram por tratamento térmico e também no estudo da recristalização dos metais. A medição de características como estrutura cristalina, orientação cristalográfica e tamanho/contorno de grão em nano escala é bastante importante para o desenvolvimento da ciência dos materiais. No entanto, os métodos de caracterização microestrutural e mecânica dos materiais são bastante desafiadores e o profundo conhecimento da estrutura dos materiais permite conhecer melhor suas propriedades mecânicas. O EBSD associado ao MEV é uma das técnicas que oferecem as melhores oportunidades de gerar informações qualitativas precisas sobre orientação cristalográfica, estrutura cristalina ou deformação dos grãos.

Para Raabe (2024), o EBSD, também conhecido como *Backscatter Kikuchi Diffraction* (BKD), é um retroespalhamento tipicamente baseado em MEV ou técnica de difração de elétrons de transmissão para recuperar a orientação cristalográfica e informações de fase de materiais cristalinos, com uma resolução espacial de alguns

mícrons até a escala nanométrica ao utilizar instrumentos de emissão de campo eletromagnético (FEG). O método é baseado na obtenção de mapas com padrões de retroespalhamento de elétrons de regiões cristalinas individuais. Os padrões consistem em bandas dispostas simetricamente, chamadas linhas ou bandas de Kikuchi, de intensidade ligeiramente maior em relação ao fundo não uniforme. O contraste se deve à difração do retroespalhado pelo cristal. Esses elétrons gerados por um feixe incidente no MEV, espalham-se abaixo da superfície da amostra em todas as direções, produzindo uma fonte divergente de elétrons dentro de um volume de interação na amostra, que irá difratar com os planos cristalinos de acordo com a condição de Bragg. Os elétrons viajam da fonte em todas as direções, para cada conjunto de planos para os quais a condição de Bragg é satisfeita, onde os feixes difratados ficam na superfície de um cone cujo eixo é normal ao plano difratado. Tais cones se cruzam com uma tela de fósforo colocada na frente da amostra e darão origem aos padrões. Para Dingley *et al.* (1995), quando um feixe de elétrons incide sobre a superfície de uma amostra ocorrem diversos eventos tais como emissão de elétrons secundários e de elétrons Auger, retroespalhamento, absorção e transmissão de elétrons, emissão de raios-x e de luz. A Figura 21 apresenta de forma esquemática e simplificada os principais eventos, que podem ser utilizados para obter informações sobre a amostra.

FIGURA 21 – PROCESSOS DE INTERAÇÃO DURANTE A INCIDÊNCIA DE UM FEIXE DE ELÉTRONS EM UMA AMOSTRA



FONTE: Dingley *et al.* (1995)

Ainda para os autores, os elétrons secundários, retroespalhados e absorvidos podem ser utilizados para fazer imagens da superfície da amostra no MEV, enquanto os elétrons transmitidos são utilizados para observar defeitos cristalinos e precipitados finos no interior da amostra no microscópio eletrônico de transmissão (MET). Os raios-x e os elétrons Auger fornecem informações sobre a composição química da micro região que os emitem, enquanto os elétrons difratados e retroespalhados fornecem informações sobre a estrutura cristalina. Os elétrons que deixam a superfície superior da amostra podem ser grosseiramente classificados em dois grupos: baixa energia e alta energia. O grupo de baixa energia inclui os elétrons secundários, por convenção possuem energia inferior à 50 eV, e os elétrons Auger. A maioria dos elétrons secundários tem energia na faixa de 2 a 5 eV e são utilizados para fazer imagem de alta resolução no MEV. Os elétrons Auger possuem energia pouco superior aos elétrons secundários, no entanto os elétrons retroespalhados têm praticamente a mesma energia dos elétrons do feixe incidente, sendo os únicos com energia suficiente para causar luminescência numa tela de fósforo ou penetrar a gelatina de uma emulsão fotográfica e efetivamente contribuir para formação da figura de difração.

Baseado em Carneiro e Simões (2020), a contribuição que a técnica de EBSD pode dar para o estudo da microestrutura e para o entendimento das transformações de fase é enorme. No estudo da estrutura cristalina e das relações de orientação de fases maiores que 0,5 μm , a sua contribuição é de suma importância. Na faixa de 0,5 à 10 μm , as fases já são muito grandes para serem estudadas cristalograficamente por difração de elétrons em área selecionada no MET e são ainda muito pequenas ou estão presentes em baixas frações volumétricas para serem estudadas por métodos de difração de raios X. A possibilidade de observação direta e de realização quase que simultânea de outros tipos de análise no MEV, tais como estudo da composição química por comprimentos de onda (WDS) ou por dispersão de energia (EDS), também favorece o uso do EBSD no MEV. Trata-se de uma técnica indispensável na atualidade para o estudo da deformação plástica, da evolução da textura cristalográfica, das transformações de fase e das reações de restauração no estado sólido (recuperação, recristalização e crescimento de grão) em materiais metálicos e cerâmicos. Fenômenos metalúrgicos importantes como a formação de martensita induzida por deformação, a transformação martensítica e a precipitação no estado

sólido em diferentes famílias de aços podem ser acompanhados com o uso do EBSD, permitindo a identificação dos mecanismos associados. Mais do que permitir a identificação de diferentes fases em materiais com microestruturas complexas, a maior vantagem desta técnica é permitir a rápida quantificação dessas microestruturas.

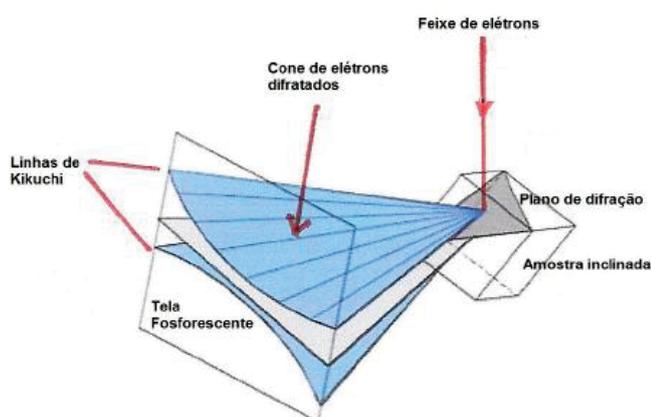
O trabalho de Li *et al.* (2019), faz referência ao estudo do comportamento em deformação plástica do aço DP600 após ensaio de tração uniaxial, focando principalmente na caracterização dos grãos deste material. Diferentemente de outras pesquisas, a técnica empregada na preparação da amostra, foi de bombardeamento de alta energia com íons de argônio, ao invés do polimento mecânico com sílica coloidal ou do polimento eletrolítico. Concluíram que a deformação plástica reside principalmente nos grãos da ferrita, haja vista que a plasticidade entre as duas fases tem comportamento diferente. Com o aumento da deformação, o ângulo de desorientação médio diminuiu, enquanto que a fração de contornos de baixo ângulo aumentou, que está relacionado com o movimento das discordâncias.

A pesquisa de Sarand e Misirglou (2024), definiu características e propriedades da ferrita e da martensita no aço DP600 utilizando simulação numérica, aplicando método de elementos finitos baseado na plasticidade dos cristais presentes em suas diferentes fases. Os dados da microestrutura foram capturados por EBSD e as características cristalográficas das fases foram então alimentadas num modelo matemático para rodar as simulações. O modelo matemático proposto foi construído no software MATLAB e utilizou sub rotinas escritas na linguagem de programação FORTRAN. O software utilizado para rodar as simulações numéricas foi o MSC MARC e contou com outros modelos matemáticos desenvolvidos em outras pesquisas. As simulações estabeleceram uma forte correlação entre morfologia, densidade de discordâncias e resposta do material com relação às tensões e deformações em diferentes carregamentos. Por meio de simulações numéricas, foi possível estabelecer características e propriedades da ferrita e da martensita e confrontá-las entre si, concluindo que a martensita facilitou consideravelmente a heterogeneidade na distribuição das tensões e deformações, aumentando a desorientação dos cristais e por consequência aumentando o encruamento do material, sobretudo nas regiões vizinhas à ferrita, em função do deslocamento das discordâncias.

2.9.1 Linhas de Kikuchi e a formação da figura de difração

Baseado em Schwartz *et al.* (2009), muitos elétrons do feixe incidente ao colidirem com átomos da amostra sofrem o espalhamento e produzem um feixe divergente logo abaixo da superfície. Este feixe divergente por sua vez, incide nos planos cristalinos do cristal em todas as direções e sofre espalhamento elástico. Quando a lei de Bragg é satisfeita, cones de difração são formados. Cada conjunto de planos cristalinos forma dois cones de difração: um proveniente do lado superior do plano e o outro do lado inferior, conforme a Figura 22.

FIGURA 22 – ESQUEMA DA FORMAÇÃO DE UM PAR DE LINHAS DE KIKUCHI

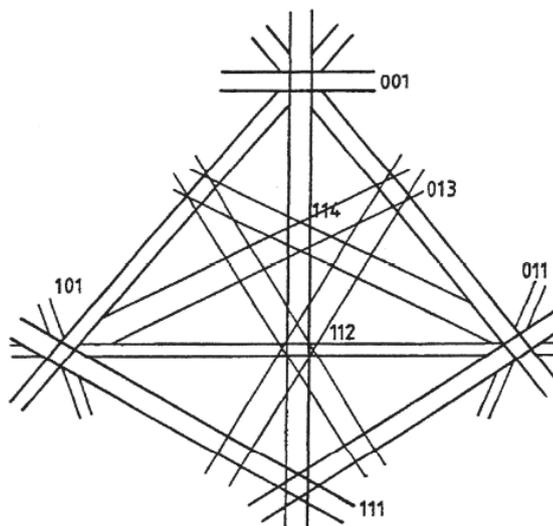


FONTE: O autor (2024), adaptado de Schwartz *et al.* (2009)

Segundo Dingley *et al.* (1995), a intersecção dos cones de Kikuchi com um filme fotográfico ou com uma tela fosforescente, colocados na frente da amostra, resulta em pares de linhas paralelas: uma clara e outra escura. Os elétrons espalhados inelasticamente contribuem para a formação de um fundo difuso. Estes pontos de intersecção estão associados com os respectivos eixos das zonas de planos. As linhas de Kikuchi comportam-se como se estivessem rigidamente acopladas ao cristal. Por exemplo, no microscópio eletrônico de transmissão, quando a lâmina fina é inclinada, as linhas de Kikuchi movimentam-se. Indexar a figura de difração, significa identificar os planos (pares de linhas paralelas) presentes e os eixos das zonas. Geralmente, na figura de difração indexada escreve-se apenas os eixos das zonas de planos. As linhas de Kikuchi são projeções dos planos cristalinos do cristal. A figura de difração é constituída por conjuntos de pares de linhas paralelas sobre um fundo difuso. A distância entre cada par de linhas é

inversamente proporcional ao espaçamento interplanar da respectiva família de planos, conforme a Figura 23.

FIGURA 23 – ESQUEMA DE UMA FIGURA DE DIFRAÇÃO DE UM CRISTAL COM ESTRUTURA CFC E GRUPO ESPACIAL DO TIPO FM3M



FONTE: Dingley et al. (1995)

Conforme descrito anteriormente, o EBSD é uma técnica de caracterização microestrutural que fornece informações cristalográficas no MEV. A direção dos padrões obtidos, são usados para determinar a orientação dos cristais, o tamanho de grão, a identificação das fases, a textura, a caracterização do limite de grão e as deformações. A qualidade dos padrões de direção, que influenciará no índice médio de confiança da indexação, depende fortemente da preparação da amostra. A preparação deve ser bastante cuidadosa, uma vez que a superfície deve estar perfeitamente plana e livre de danos para obtenção dos padrões de Kikuchi com alta qualidade. O uso do EBSD na caracterização de materiais tem sido mais utilizado nos últimos anos, associado ao MEV em função da alta velocidade na taxa de aquisição de dados e em diferentes áreas conforme os trabalhos de Zaefferer *et al.* (2008), Haertel *et al.* (2019), Atreya *et al.* (2021) e Ma *et al.* (2022).

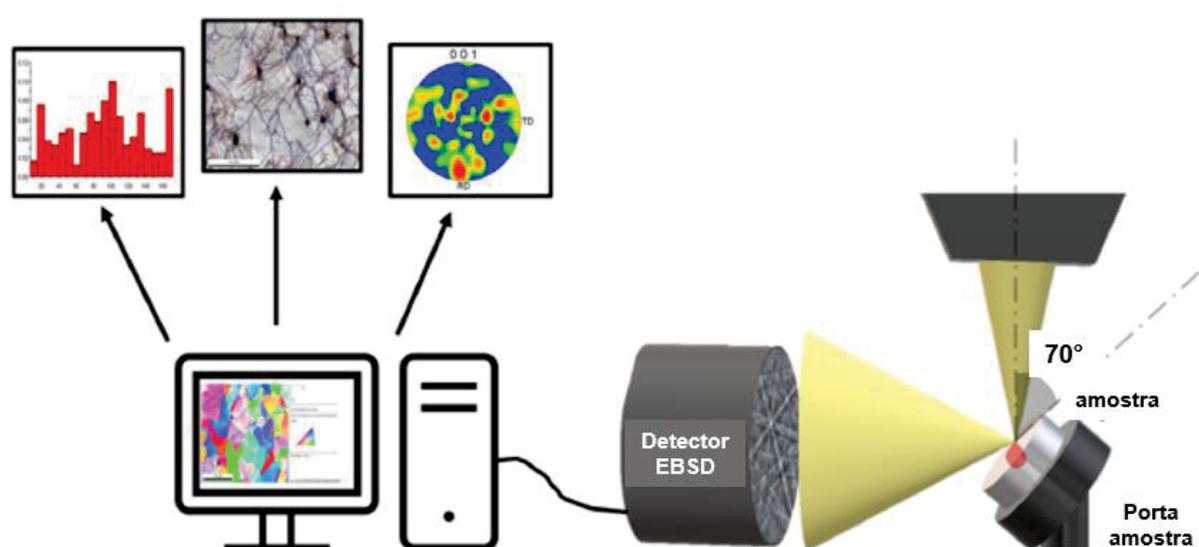
2.9.2 Sistemas de detecção e análise

Para Carneiro e Simões (2020), um feixe de elétrons é acelerado por uma diferença de potencial tipicamente de 20 kV. Os principais elementos do sistema de

detecção são apresentados pela Figura 24. O feixe incide em uma determinada região da microestrutura de uma amostra estacionária, inclinada com um ângulo de 70° em relação ao detector do MEV. Uma tela fosforescente de cerca de 50 mm de diâmetro é colocada a uma distância de cerca de 40 mm da amostra e nela incidem os elétrons retroespalhados formando as figuras de difração, apresentadas anteriormente. A imagem da tela fosforescente é capturada por uma câmera, sensível à pequenas quantidades de luz, colocada no lado externo em frente a uma janela transparente de vidro de chumbo. O vidro de chumbo permite a passagem de luz e absorve os raios X.

Segundo Randle e Engler (2009), a imagem capturada é processada, tem inicialmente seu contraste melhorado por meio da subtração do *background* e é, em seguida, digitalizada e indexada automaticamente com auxílio de um computador. A identificação via computador das linhas de Kikuchi e a indexação da figura de difração exige o conhecimento prévio da estrutura cristalina da fase que está sendo analisada. O computador comanda o movimento do feixe de elétrons, processa as imagens, realiza a indexação das figuras de difração e calcula os índices e parâmetros desejados.

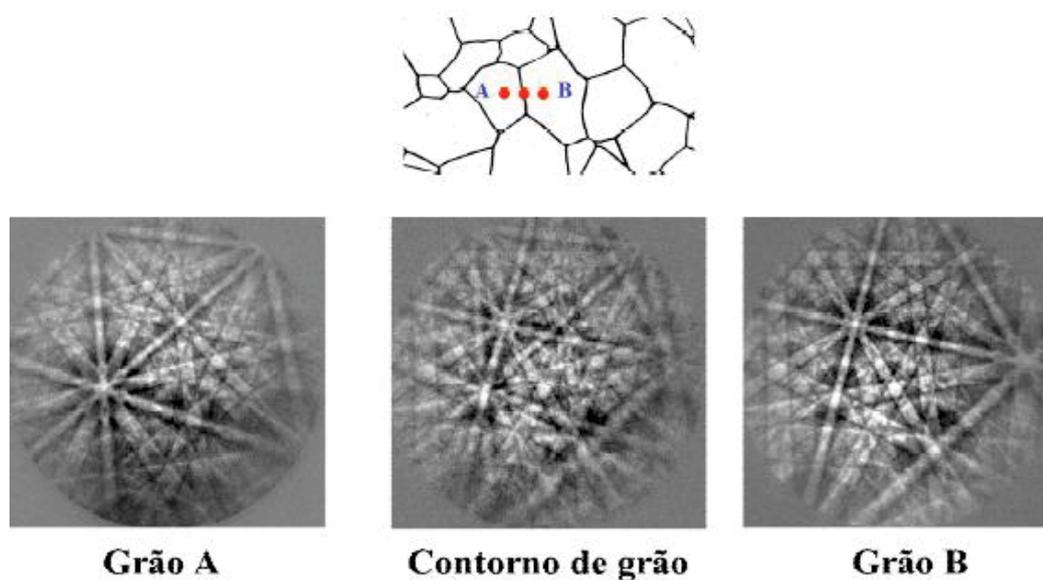
FIGURA 24 – REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DO SETUP EXPERIMENTAL PARA EBSD



FONTE: O autor (2024), adaptado de Carneiro e Simões (2020)

Dentre os índices, parâmetros e gráficos que são calculados e produzidos pode-se mencionar: (a) a orientação de cada microregião, (b) a diferença de orientação e (c) as frequências de contornos especiais presentes. Pode haver problemas na indexação automatizada dos padrões de Kikuchi devido a diversos fatores como: (1) elevada distorção local causada por deformação plástica (discordâncias livres ou contornos de baixo ângulo), (2) acentuada oxidação na superfície da amostra e (3) relevo acentuado na superfície por conta da preparação metalográfica inadequada. Em outras circunstâncias, o feixe pode ter sido posicionado ao acaso sobre uma partícula de segunda fase não prevista na biblioteca do software ou no contorno de grão. No caso dos contornos de grão, a figura de difração gerada tem informação de dois grãos numa única imagem, impossibilitando sua indexação apropriada, conforme apresentado na Figura 25 (RANDLE e ENGLER, 2009).

FIGURA 25 – PADRÕES DE DIFRAÇÃO MOSTRANDO AS LINHAS DE KIKUCHI OBTIDAS PARA DOIS GRÃOS ADJACENTES E QUANDO O FEIXE INCIDE SOBRE O CONTORNO DO GRÃO



FONTE: Randle e Engler (2009)

Para Bate *et al.* (2005) e Brough *et al.* (2013), a indexação rápida e automatizada dos sistemas de EBSD existentes baseia-se na fotografia com alta resolução dos padrões de Kikuchi para posterior análise. No entanto, deve-se ressaltar que existem limites para determinação de desorientações na amostra. Desorientações menores que 2° são obtidas tipicamente em microscópios

eletrônicos de varredura com filamento termoemissor de tungstênio, com resolução angular inferior à obtida num microscópio eletrônico de transmissão, onde desorientações da ordem de décimos de grau podem ser medidas. No caso de microscópios com canhão de emissão de campo (*Field Emission Gun*), este valor cai para cerca de $1 - 1,5^\circ$.

Para Carneiro e Simões (2020), as principais determinações de EBSD podem ser classificadas em três classes: (1) medidas de orientação de grãos (textura), (2) identificação de fases e (3) medidas de tensões internas. Nas medidas tradicionais de textura, para as quais é frequentemente utilizada a técnica de difração de raios X, é determinada a orientação de milhares de grãos. As medições são feitas em um volume relativamente grande de material, cerca de $0,4 \text{ cm}^2$ de área por cerca de $2 \text{ }\mu\text{m}$ de profundidade. Os resultados representam a frequência com que os planos cristalinos de cada grão estão orientados preferencialmente em relação a uma distribuição ao acaso (sem textura), com referência a dimensões externas da amostra (direções X, Y e Z e planos XY, XZ e ZY). Geralmente, procura-se associar estas direções e planos com direções e planos relevantes no processamento dos materiais, tais como plano e direção de laminação. As figuras de pólo resultantes representam um número enorme de grãos, mas a orientação de cada grão individualmente não pode ser identificada no conjunto de resultados. Nas análises de textura, é medida a orientação de cada grão ou sub-grão e seus vizinhos. Os contornos de grão e a fronteira entre eles são caracterizados cristalograficamente. Desta forma pode-se obter a distribuição de diferenças de orientação do conjunto de grãos e sub-grãos examinados, segundo contornos de alto ângulo, contornos de médio ângulo e contornos de baixo ângulo. Ainda segundo os autores, a identificação de fases por meio de linhas de Kikuchi é um método utilizado em microscopia de transmissão há mais de 50 anos, enquanto seu uso rotineiro associado ao microscópio eletrônico de varredura é mais recente.

Para Wilkinson (1997), as figuras de difração contendo as linhas de Kikuchi possibilitam a identificação inequívoca da estrutura cristalina de uma fase, onde a técnica de EBSD oferece também a possibilidade de determinação da variação de tensões em escala submicrométrica. O fator IQ (*Image Quality*) representa uma descrição quantitativa da nitidez das bandas no padrão EBSD. Uma rede cristalina distorcida por defeitos cristalinos, como discordâncias e contornos entre subgrãos afetam a qualidade do padrão Kikuchi, levando a valores de IQ mais baixos.

Segundo Wu e Jensen (2008), a técnica de EBSD tornou-se uma ferramenta importante para o estudo da deformação plástica, da recuperação e da recristalização. O fator CI (*Confidence Index*) varia de 0 até 1 e fornece a qualidade dos padrões de difração de retroespalhamento. O CI é calculado usando a indexação automatizada de padrões de difração de um sistema de classificação, quantificando a confiabilidade do padrão indexado. Estes dois fatores são muito sensíveis à distorção da rede induzida pela deformação plástica durante as etapas de lixamento e polimento, razão pela qual não é recomendável compará-los diretamente com os valores absolutos reportados em outros trabalhos, uma vez que as rotas de preparação e os ataques metalográficos podem ser diferentes.

Baseado em Wright, Suzuki e Nowell (2016), a maioria dos softwares comerciais de análise de EBSD, permite analisar a microestrutura de materiais deformados e acompanhar sua evolução no recozimento em termos da presença de gradientes locais de orientação causados pelo armazenamento não homogêneo de defeitos (discordâncias) na matriz deformada. Deformações de natureza plástica e elástica, além da densidade de discordâncias também podem ser estimadas por esta técnica.

2.10 NANOINDENTAÇÃO

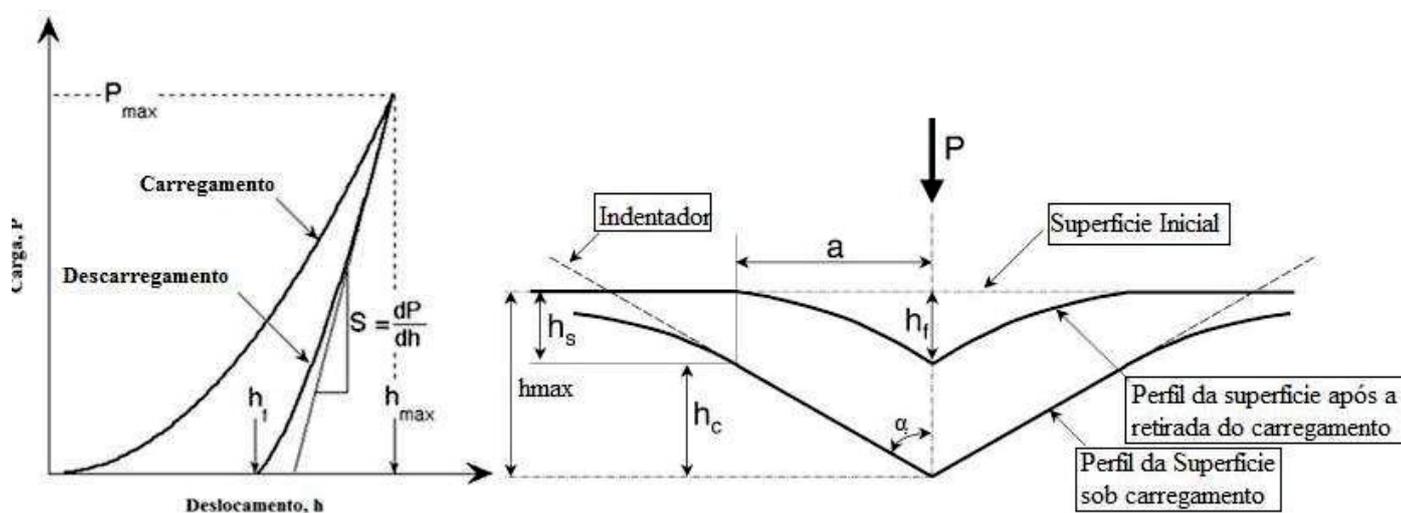
O ensaio de indentação instrumentada ou nanoindentação, é uma ferramenta bastante utilizada para medição de propriedades mecânicas, como módulo de elasticidade e dureza de materiais em escala micro e nanométrica, conforme apresentado por Oliver e Pharr (1992).   uma técnica que utiliza a profundidade de penetração registrada de uma indentação na superfície de um material juntamente com a carga aplicada medida para determinar a área de contato entre o indentador e a peç a. Mais recentemente o ensaio tem sido utilizado para levantamento de propriedades elasto-plásticas como a tensão de escoamento e o coeficiente de encruamento, conforme os estudos de Dao *et al.* (2001) e Casals *et al.* (2005). Para Fischer-Cripps (2004), em função da magnitude de carga, é ideal para avaliar as propriedades mecânicas de superfícies modificadas e interface de fases de um material met lico, filmes finos e revestimentos.

Para Lepienski *et al.* (2004), na nanoindentação uma determinada carga é aplicada a um indentador piramidal (conhecido como Berkovich), esférico ou plano,

em contato com a superfície da amostra. Quando a carga é aplicada, a profundidade de penetração na amostra é medida fornecendo resultados experimentais na forma de curvas de carga-deslocamento para o processo de carregamento e o descarregamento, apresentado pela Figura 26. Uma análise dos dados de descarregamento fornece um valor da profundidade de contato com a carga máxima. Conforme Fischer-Cripps (2006), nesta região ocorrem deformações plásticas e elásticas. Após o descarregamento, ocorre o retorno elástico, porém permanece no material a deformação plástica gerada pelo processo onde é determinada a dureza do material em estudo.

A área de contato na carga máxima é determinada à partir do ângulo ou raio do indentador. A dureza é determinada dividindo a carga pela área de contato. A inclinação da curva de descarregamento fornece uma medida do módulo elástico, onde P_{max} é a carga máxima aplicada quando o indentador encontra-se na profundidade máxima (h_{max}) e S (equivalente a dP/dh) é a rigidez e contato obtida da curva de descarregamento (LEPIENSKI *et al.*, 2004).

FIGURA 26 – CURVA OBTIDA DO ENSAIO DE INDENTAÇÃO E COMPORTAMENTO DA SUPERFÍCIE DA AMOSTRA



FONTE: O autor (2024), adaptado de Oliver e Pharr (1992)

Ainda segundo Lepienski *et al.* (2004) e Oliver-Pharr (1992), durante o carregamento, o penetrador é deslocado produzindo uma deformação elasto-plástica da amostra. Isso faz com que se tenha uma impressão de dureza na região indentada (h_c), também chamada de profundidade de contato. A região de contato é

igualmente caracterizada pelo raio de contato (a). Na etapa de descarregamento, ocorre a recuperação elástica do material e o deslocamento do mesmo até a profundidade residual (h_r). O deslocamento medido durante o processo de indentação inclui o deslocamento da superfície da amostra ao redor do perímetro de contato (h_s) e inclui, também o deslocamento na profundidade de contato (h_c) como indicado na Figura 26. Para determinar a profundidade de contato, definida como a profundidade em que o indentador e a amostra ficam em contato a uma carga máxima, utiliza-se a equação, onde ϵ é um fator de correção que depende da geometria do indentador (para o tipo Vickers equivale à 0,75).

$$h_c = h_{max} - \epsilon \frac{P_{max}}{S} \quad (4)$$

Pelo método de Oliver-Pharr, a área de contato (A_c) não é diretamente extraída como nos ensaios de dureza convencionais, mas sim como uma função calibrada, para o indentador na profundidade de contato ($A_c = f(h_c)$), à partir do qual são extraídos o módulo de elasticidade (E) e dureza do material (H).

Com base em Lepienski *et al.* (2004) e Casals *et al.* (2005), a unidade de medida para nanoindentação é expressa em GPa. No entanto, existe uma correlação que pode ser feita para obtenção dos valores medidos na unidade HV, conforme segue. A dureza Vickers é expressa por:

$$HV = \frac{F}{A} \quad (5)$$

onde F está em [Kgf] e A é obtida conhecendo as medidas das diagonais da pirâmide, sendo possível calcular a área da base quadrada (A), utilizando a fórmula:

$$A = \frac{d^2}{2 \operatorname{sen}\left(\frac{136^\circ}{2}\right)} \quad (6)$$

onde d está em [mm], logo,

$$HV = \frac{F}{\frac{d^2}{2 \times \sin(68^\circ)}} \Rightarrow HV = \frac{F \times 2 \sin(68^\circ)}{d^2} \Rightarrow HV = \frac{1,8544 \times F}{d^2} \quad (7)$$

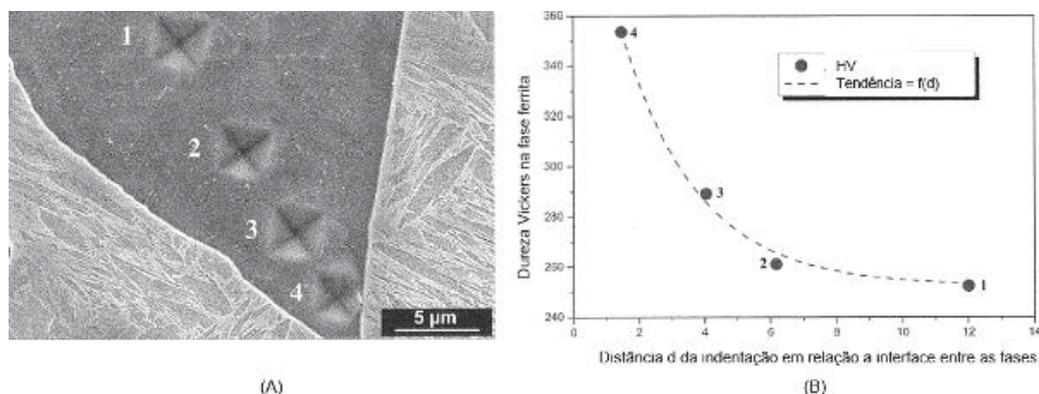
Para nanoindentação, a dureza é expressa por:

$$H = \frac{F}{A} \quad (8)$$

onde F está em [N] e A em [mm²]. Para converter HV para GPa, basta multiplicar os valores por 0,009807. Os softwares de medição mais atuais já fazem tal correlação automaticamente e apresentam os resultados nas duas unidades de medida, GPa e HV, como forma de auxílio nas análises de dureza. O resultado de 1 / 0,009807 é aproximadamente 101,97, ou seja, para transformar o valor medido em giga Pascal para Vickers, basta multiplicar os valores por 101,97.

No estudo de Pierman *et al.* (2014) foi apresentada a influência da microestrutura e da composição no comportamento plástico de um aço *Dual Phase*, onde a indentação instrumentada foi empregada para avaliar o endurecimento local das fases em função da distância entre os limites de grão. Mediante esta técnica, observou-se que com o aumento de partículas duras na martensita, a quantidade necessária de deslocamentos resultantes da transformação martensítica aumenta. Tais deslocamentos localizam se preferencialmente na interface entre os grãos de ferrita e martensita, e que o aumento do teor de carbono provoca o endurecimento da martensita. Tsipouridis *et al.* (2011) avaliaram a resistência mecânica dos grãos da ferrita e na interface com ilhas de martensita de um aço bifásico, observando que os valores médios de dureza da fase ferrítica depende diretamente da fase martensita. A medida que se aproxima da interface entre as fases, os valores médios de dureza da ferrita aumentam em detrimento do acúmulo de discordâncias. No estudo foi utilizado, uma carga de 20 mN, buscando medir em grãos de diferentes tamanhos, respeitando assim a heterogeneidade característica do material. A Figura 27 exhibe a morfologia da indentação, sendo possível observar a diminuição das diagonais geradas pelo penetrador causada pelo aumento da dureza da fase, bem como o gráfico com os valores de dureza registrados pelo equipamento.

FIGURA 27 – ENSAIO DE NANOINDENTAÇÃO (A) IMAGEM DE MEV, (B) CURVA DOS VALORES EM DUREZA VICKERS VERSUS DISTÂNCIA



FONTE: O autor (2024), adaptado de Tsipouridis (2011)

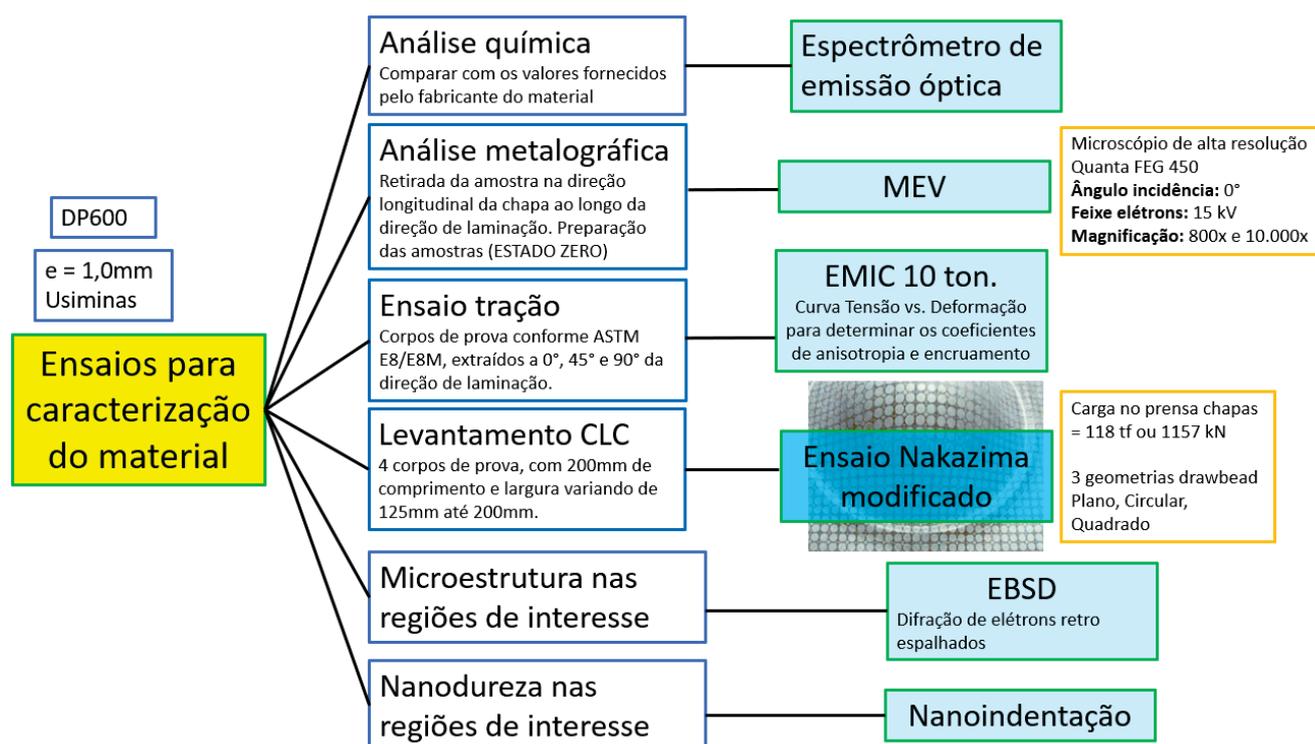
O trabalho de Gallardo-Basile *et al.* (2023) foi o desenvolvimento de um método para determinação de parâmetros da plasticidade dos cristais de materiais monofásicos, com estrutura CCC, empregando testes de compressão com diferentes cargas. O material ensaiado foi um HSLA com grãos poligonais de ferrita. Foram realizadas 2700 indentações nas direções de laminação, normal e transversal dos corpos de prova, utilizando o método de Oliver-Pharr. Após as indentações, varreduras com EBSD foram realizadas para correlacionar cada ponto com a respectiva orientação cristalográfica, com o intuito de alimentar um modelo matemático para simulação numérica.

O método desenvolvido por Oliver e Pharr é amplamente empregado em estudos que envolvem a técnica de nanoindentação. Esta técnica tem sido empregada como método complementar de caracterização de diferentes materiais e normalmente estão associados a análise de microestruturas de materiais monofásicos ou de múltiplas fases. Neste âmbito, outros trabalhos que merecem destaque são os de Liu *et al.* (2021) e de Zhang *et al.* (2024), que teve como objetivo avaliar a resistência mecânica de camada de TiN depositada por PVD (*Physical Vapor Deposition*), utilizando como substrato ligas de alumínio. A resistência mecânica da camada foi avaliada segundo ensaios de erosão com areia e ensaios utilizando um indentador tipo Berkovich. Outra técnica utilizada neste estudo, foi a microscopia eletrônica de transmissão para determinação do tamanho de grão na camada depositada, onde houve uma correlação positiva entre a dureza do revestimento e o tamanho de grão.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

Para uma melhor organização das informações, esta sessão foi dividida em 5 tópicos. Neste trabalho, foram utilizadas chapas de aço DP600 com 1 mm de espessura, produzido e fornecido pela Usiminas do Brasil, que tem como principais características, segundo a norma DIN EN 10338: (a) tensão de escoamento de 340 a 420 MPa; (b) limite mínimo de resistência à tração de 600 MPa e (c) alongamento mínimo de 20%. O material foi fornecido na forma de chapas nas dimensões 1200 x 500 mm, identificados pela sigla 2AS-DP590, obtida na corrida número 452135 e com a indicação da direção de laminação. Para facilitar o entendimento do leitor, um esquema macro da parte experimental é apresentado pela Figura 28.

FIGURA 28 – ESQUEMA MACRO DA PARTE EXPERIMENTAL



FONTE: O autor (2024)

3.1 CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL

A caracterização inicial do material foi realizada utilizando as técnicas de espectrometria de emissão óptica e microscopia eletrônica de varredura. Para o levantamento das propriedades mecânicas do material, como: (a) limite de

escoamento, (b) limite de resistência, (c) alongamento percentual, (d) coeficiente de anisotropia e (e) coeficiente de encruamento, foi utilizada uma máquina universal para ensaio de tração.

Nas sessões seguintes serão abordados o método de obtenção da CLC, a preparação metalográfica das amostras, bem como as técnicas de microscopia utilizadas e os ensaios de nanoindentação.

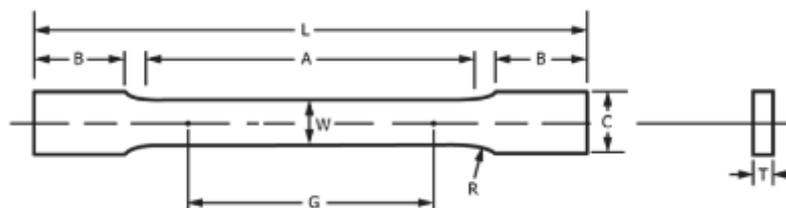
3.1.1 Espectrometria de emissão óptica

A partir da chapa fornecida, foi retirada uma pequena amostra para caracterização química do material. A análise da composição química do material foi realizada num laboratório parceiro, Spectroscan Tecnologia de Materiais, localizado na região de Curitiba. Foi utilizada a técnica de espectrometria de emissão óptica, conforme a norma de referência ASTM E415-2021 (*Standard Test Method for Analysis of Carbon and Low-Alloy Steel by Spark Atomic Emission Spectrometry*). A superfície da amostra foi preparada respeitando uma sequência de lixamento com granulometrias (#) 120, 200, 320, 400, 600, 800 e 1200, utilizando uma lixadeira rotativa do fabricante Arotec. Após as etapas de lixamento, as amostras foram polidas utilizando pasta de alumina.

3.1.2 Corpos de prova para ensaio de tração

Os corpos de prova para ensaio de tração foram confeccionados no laboratório de Usinagem da Universidade Federal do Paraná, respeitando a norma ASTM E8/E8M, conforme a Figura 29 e a Tabela 4.

FIGURA 29 – CORPO DE PROVA SEGUNDO A NORMA ASTM E8-E8M



FONTE: Norma ASTM E8/E8M (2016)

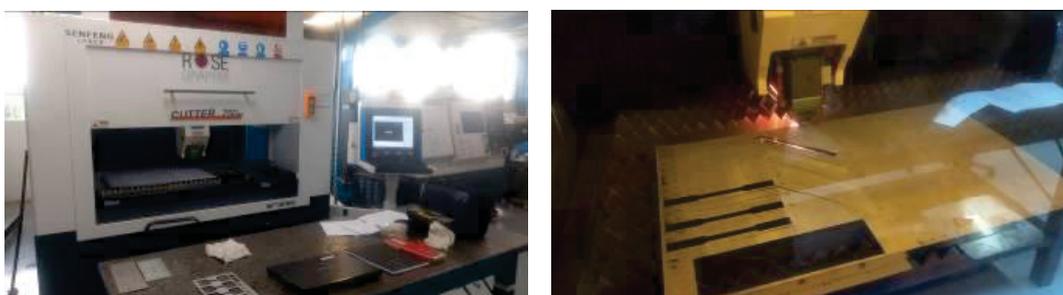
TABELA 4 – PROPRIEDADES MECÂNICAS DE TRAÇÃO ESPECIFICADAS PARA OS AÇOS DP

Cota	Dimensões, mm
G - Comprimento L0	50 ± 0,25
W - Largura	12,5 ± 0,25
T - Espessura	1
R - Raio de filete, mínimo	13
L - Comprimento total, mínimo	200
A - Comprimento da seção reduzida	75
B - Comprimento da seção a garra, mínimo	50
C - Largura da seção da garra, aproximadamente	20

FONTE: Norma ASTM E8/E8M (2016)

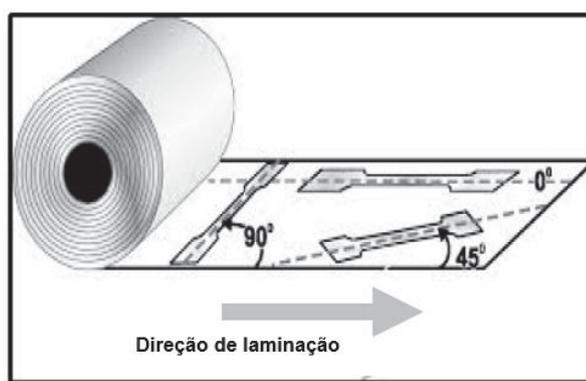
Os corpos de prova, foram retirados de uma chapa com dimensões 675 x 600 x 1 mm, em três direções (0°, 45° e 90°) em relação ao sentido de laminação, utilizando um equipamento de corte à laser Senfeng 750W, modelo SF1313G e velocidade de corte de 2 m/min, com pressão de corte de 2 bar, conforme Figura 30 e Figura 31.

FIGURA 30 – EQUIPAMENTO DE CORTE À LASER UTILIZADO PARA OBTENÇÃO DOS CORPOS DE PROVA SEGUNDO A NORMA ASTM E8-E8M



FONTE: O autor (2024)

FIGURA 31 – ESQUEMA DA RETIRADA DOS CORPOS DE PROVA DA CHAPA



FONTE: O autor (2024), adaptado de Keeler, Kimchi e Mooney (2017)

Para determinação das propriedades mecânicas do material, foram utilizados três corpos de prova na direção de laminação da chapa (0° ou DL), mais três na direção diagonal à laminação (45° ou DDL) e mais três na direção transversal à laminação (90° ou TDL), conforme apresentado no Quadro 1, baseado nas normas correlatas e citadas mais à frente.

QUADRO 1 – QUANTIDADE DE CORPOS DE PROVA PARA DETERMINAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS

Direção de laminação	Quantidade de corpos de prova para determinar LR, LE e Al	Quantidade de corpos de prova para determinar r	Quantidade de corpos de prova para determinar n
DL (0°)	3	3	1
DDL (45°)	3	3	1
TDL (90°)	3	3	1

FONTE: O autor (2024)

As propriedades mecânicas, são obtidas à partir das curvas tensão-deformação do material, com auxílio de uma máquina universal de ensaios EMIC DL 3000, utilizando extensômetro calibrado. Os ensaios mecânicos foram realizados no laboratório parceiro, Spectroscan Tecnologia de Materiais.

Os corpos de prova foram posicionados na máquina universal de ensaios juntamente com o extensômetro, para determinação das propriedades mecânicas, onde LE representa o limite de escoamento em MPa, LR é o limite de resistência em MPa e Al é o alongamento percentual do material.

Para determinação do coeficiente de anisotropia (r), proposto por Lankford e do coeficiente de encruamento (n), mede-se os valores da espessura e da largura da região útil dos corpos de prova antes do ensaio. Os dados de entrada para o software utilizado no ensaio são a espessura inicial, largura inicial, comprimento útil, direção de laminação, além do alongamento percentual encontrado. A determinação destes parâmetros seguiu a norma ASTM E517 para o fator de anisotropia e a norma ASTM E646 para o coeficiente de encruamento.

A determinação do coeficiente de encruamento ocorreu em função da equação de Hollomon, que visa estudar o comportamento das tensões e deformações na região plástica, onde a lei de Hooke não se aplica. A curva tensão-deformação é dividida em três regiões a saber: elástica, escoamento inicial e região plástica. A equação de Hollomon é um ajuste à curva tensão-deformação verdadeira, e se resume ao expoente n da equação abaixo:

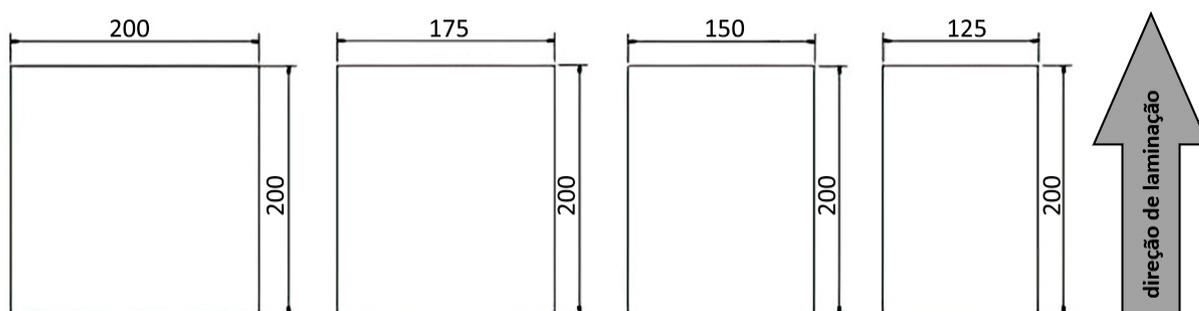
$$\sigma_v = K\varepsilon^n \quad (9)$$

onde n é o coeficiente de encruamento e K é o limite de resistência do material.

3.2 ENSAIOS DE ESTAMPAGEM PARA DEFINIÇÃO DA CURVA LIMITE DE CONFORMAÇÃO

Originalmente o ensaio de estampagem Nakazima prevê um total de dezoito corpos de prova, todos com 200 mm de comprimento, com largura variando de 25 mm até 200 mm. O ensaio proposto por Nakazima não define uma força a ser aplicada no prensa-chapas e utiliza *drawbead* triangular e uma força suficiente para travar a chapa por completo. O ensaio Nakazima modificado prevê as dimensões originais da ferramenta e do punção, no entanto varia-se a força no prensa-chapas e a geometria do *drawbead*. Também há uma redução na quantidade dos corpos de prova, onde a largura variou de 125 mm até 200 mm, conforme a Figura 32. A variação na largura dos corpos de prova é fator determinante para simulação dos modos de deformação por estiramento. A seleção do conjunto com apenas 4 *blanks* se deve ao fato de que a largura da amostra é suficiente para plena atuação do prensa-chapas em todo o contorno do material estampado, passando pela deformação plana, até o embutimento. Desta forma, foi traçado apenas o lado direito da CLC (Curva Limite de Conformação) de referência do material, que é o lado do estiramento. Os ensaios foram realizados utilizando uma prensa hidráulica e ferramental do Laboratório de Conformação Mecânica da UFPR, apresentadas na seção 3.2.1.

FIGURA 32 – DESENHO DOS *BLANKS* UTILIZADOS NO ENSAIO NAKAZIMA MODIFICADO



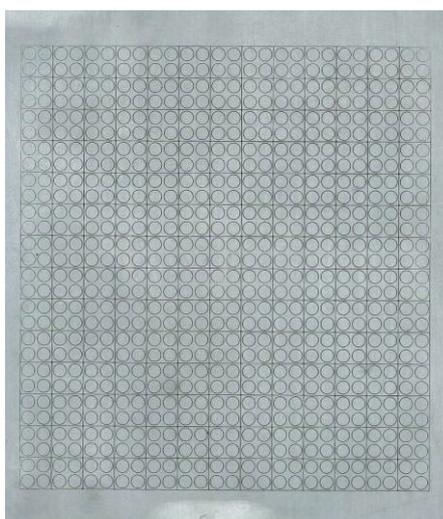
FONTE: O autor (2024)

3.2.1 Curva Limite de Conformação de referência

A CLC é uma representação gráfica que mostra a relação entre a tensão aplicada e a deformação resultante em um material até sua ruptura. Trata-se de uma ferramenta importante na avaliação da conformabilidade de chapas metálicas. O levantamento da CLC referência foi realizado utilizando uma força de 118 tf ou 1157 kN no prensa-chapas. Com relação aos corpos de prova apresentados na Figura 32, os mesmos não possuem o perfil circular na cota de comprimento. Tal perfil costuma ser utilizado para aços de maior resistência, especificamente nos corpos de prova mais estreitos, para evitar a ruptura fora da região do punção. Os corpos de prova que sofrem ruptura na região do flange ou no raio da matriz, não devem ser considerados para determinação da curva, uma vez que não caracterizam o real limite de conformação da chapa até o instante da ruptura.

Após o corte do material, os mesmos foram limpos para impressão da malha de círculos com diâmetro de 5 mm, pelo método *silk screen*. A substância é composta por 90% de tinta epóxi e 10% de ácido nítrico. A malha impressa na superfície do *blank* é necessária para medição das deformações sofridas pelo material após o ensaio de estampagem, conforme Chemin Filho (2011), apresentado na Figura 33.

FIGURA 33 – *BLANK* PARA ENSAIO DE ESTAMPAGEM COM MALHA DE CÍRCULOS



FONTE: O autor (2024)

A prensa hidráulica utilizada nos ensaios de estampagem, apresentada na Figura 34, é composta por um pistão hidráulico, duas matrizes, um punção hemisférico, bomba hidráulica, transdutor de pressão, *encoder* de deslocamento linear, válvulas direcionais e manômetros.

FIGURA 34 – PRENSA HIDRÁULICA PARA ENSAIOS DE ESTAMPAGEM

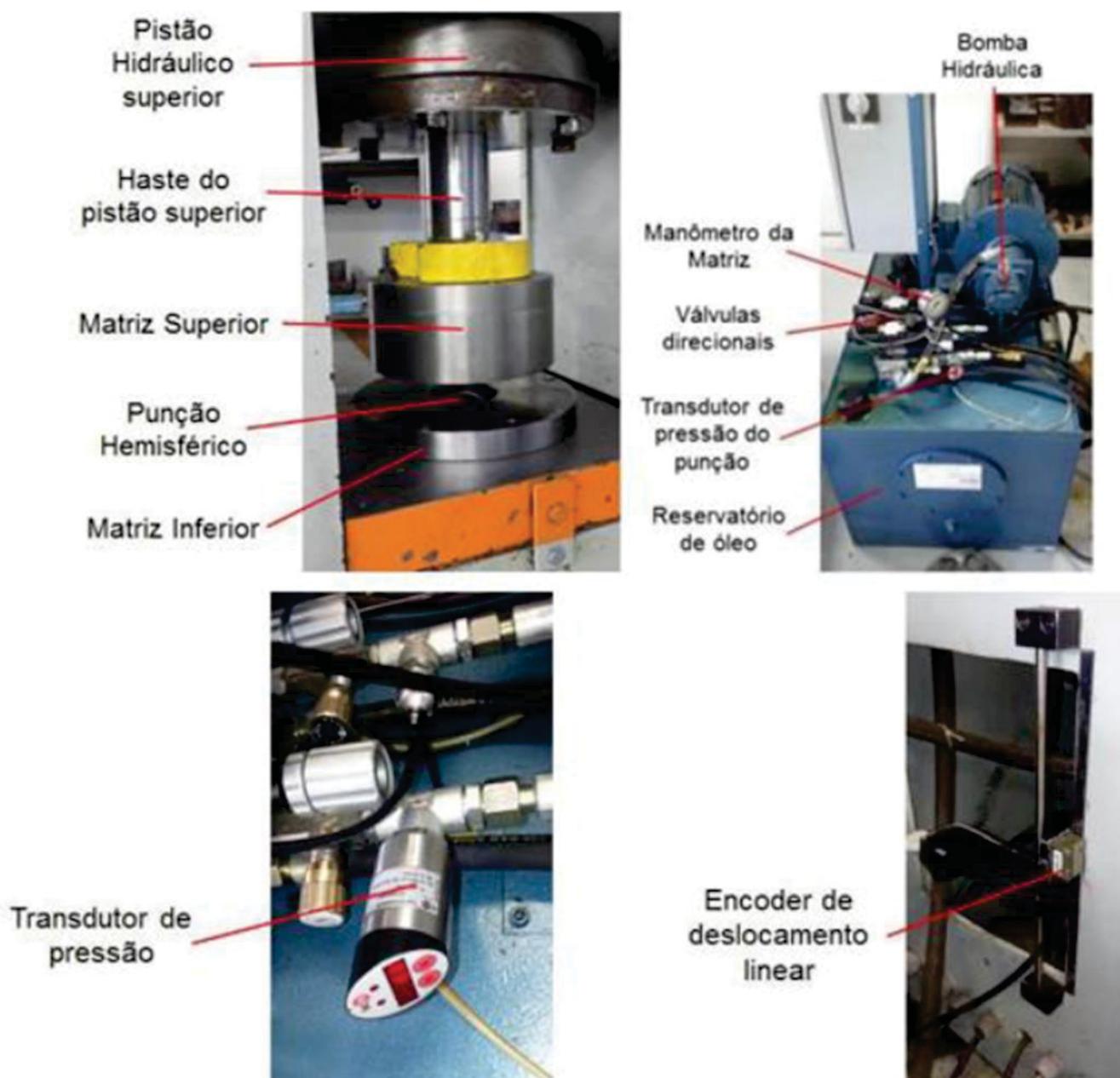


FONTE: O autor (2024)

Os principais elementos e funções da prensa hidráulica estão apresentados na Figura 35. São elas: (a) Cilindro superior, onde está o pistão hidráulico que atua sobre a matriz superior. Sua função é deslocar a matriz contra o prensa-chapas e regular a carga que será aplicada no mesmo, capacidade de 145×10^3 kgf; (b) Cilindro inferior, onde está a matriz inferior, associado ao suporte da matriz que fixa no êmbolo. Tem a função de deslocar o punção com velocidade constante e controlada com capacidade de estampagem de 52×10^3 kgf; (c) Punção, que é o responsável direto pela deformação do material, possuindo geometria hemisférica, com raio de 50 mm, utilizado para determinação da CLC e também obter o estado biaxial de tensões; (d) Matriz, que possui diâmetro interno de 108 mm e raio de 10 mm (raio da matriz), atua de maneira que a chapa seja empurrada pelo punção para dentro de sua cavidade central, servindo como uma espécie de molde que delimita o diâmetro externo do copo embutido. Possui duas configurações, com e sem *drawbead*; (e) Prensa-chapas, que possui diâmetro interno de 100 mm, é o responsável por posicionar e prender a chapa a ser ensaiada, de forma que esta

fique devidamente alinhada com o equipamento. Sua função é regular o fluxo da chapa (sem *drawbead*) ou evitar o fluxo (com *drawbead*) para dentro da matriz, sob efeito do punção; (f) *Drawbead*: também conhecido como cordão esticador, ou quebra rugas. É responsável pela fixação da chapa, pois funciona como uma resistência ao fluxo e para que a mesma não deslize para dentro da matriz.

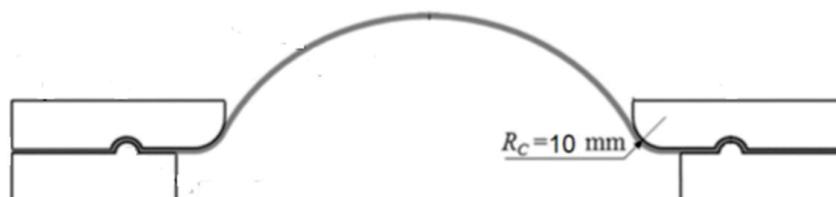
FIGURA 35 – PRINCIPAIS ELEMENTOS DA PRENSA HIDRÁULICA



FONTE: O autor (2024)

O ferramental utilizado nos ensaios de estampagem foi desenvolvido internamente pelo Laboratório de Conformação de Chapas, em parceria com o Laboratório de Usinagem da Universidade Federal do Paraná. Na Figura 36, é apresentada uma característica importante do ferramental para este trabalho, que é o raio da matriz, conhecido como R, com dimensão de 10mm.

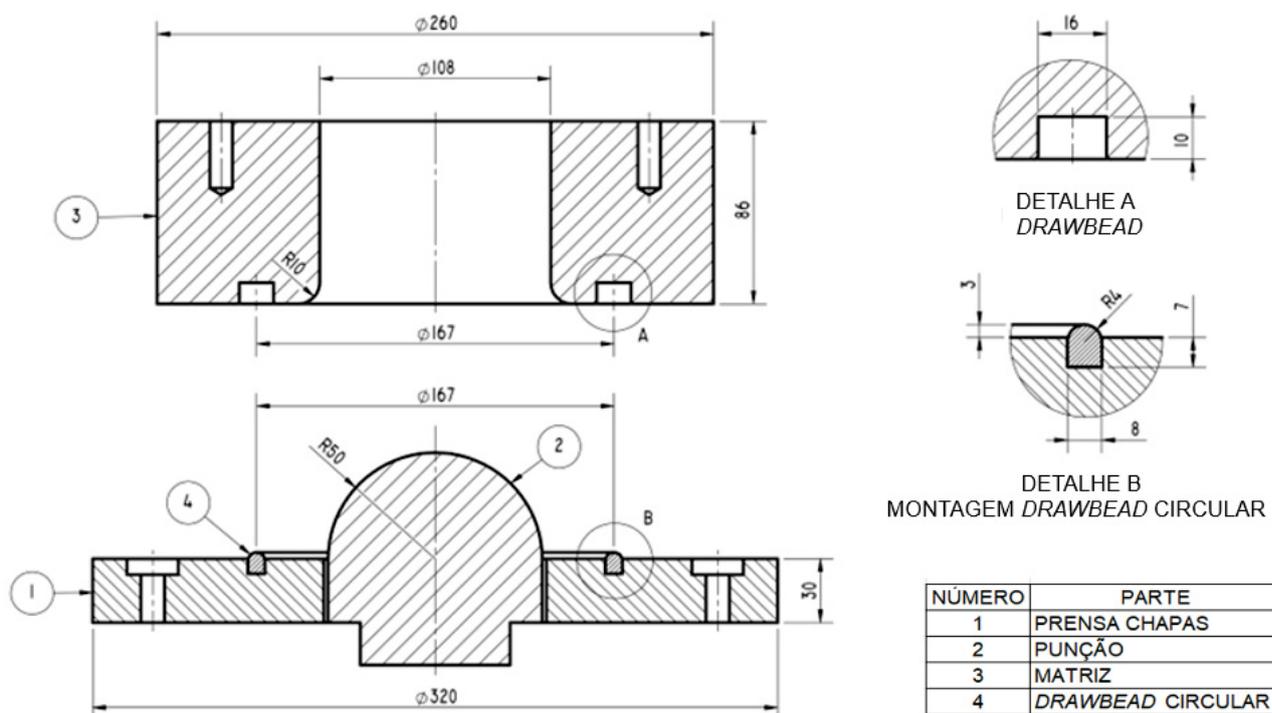
FIGURA 36 – RAIOS DA MATRIZ DA FERRAMENTA



FONTE: O autor (2024)

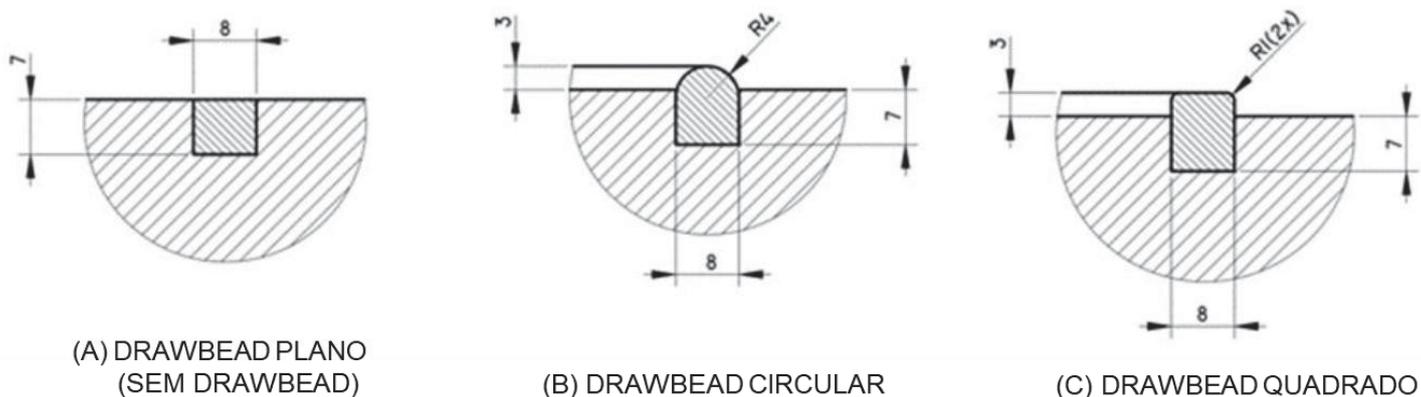
A ferramenta utilizada nos ensaios de estampagem é apresentada pela Figura 37, que foi adaptada por Oliveira *et al.* (2022) para utilização de diferentes geometrias de *drawbead* (plano, circular e quadrado), representados na Figura 38.

FIGURA 37 – FERRAMENTA DO ENSAIO DE ESTAMPAGEM, COM *DRAWBEAD* INTERCAMBIÁVEL



FONTE: Oliveira et al. (2022)

FIGURA 38 – GEOMETRIA DOS DRAWBEAD: A) PLANO, B) CIRCULAR, C) QUADRADO

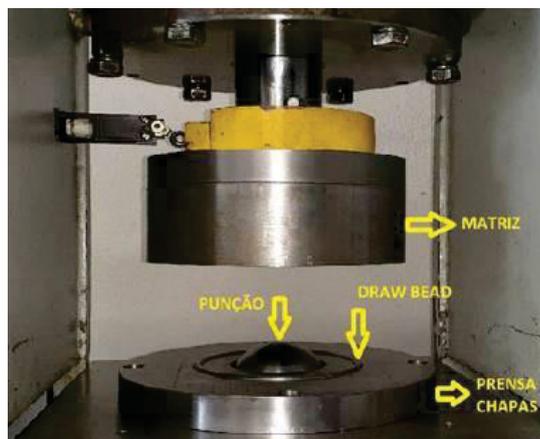


FONTE: O autor (2024), adaptado de Oliveira et al. (2022)

Após a montagem da ferramenta na prensa hidráulica, foi realizado o ajuste dos dispositivos de controle e aquisição de dados do ensaio, composto por duas válvulas de controle de fluxo, um sensor de deslocamento, dois manômetros e um controlador lógico programável (CLP). As válvulas reguladoras de fluxo dos cilindros hidráulicos permitem o controle da velocidade de acionamento da matriz, que se desloca e vai de encontro ao prensa-chapas, e da velocidade de avanço do punção, ajustada para 90 mm/min, conforme a norma ISO 12004-2:2008. Tais elementos estão melhor representados na Figura 39. O ensaio foi acompanhado por uma câmera instalada na matriz superior da prensa, Figura 40.

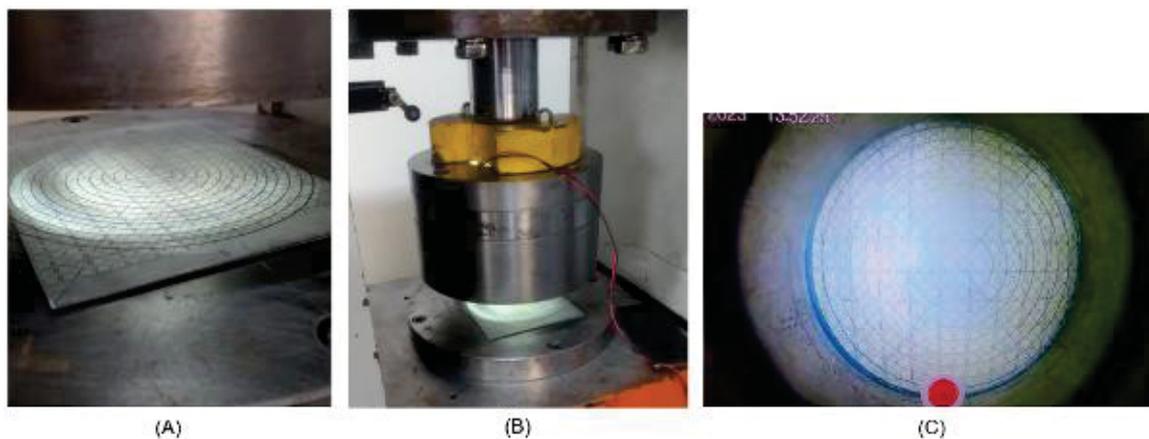
Os dois manômetros fornecem: (a) o valor de pressão no prensa-chapas e (b) o valor de pressão de atuação do punção sobre o material durante a deformação plástica, que está associada à resistência mecânica do material conformado. O manômetro instalado na linha hidráulica do punção é interligado ao CLP do equipamento. O *encoder* de deslocamento linear está instalado na haste do cilindro inferior, também ligado ao CLP e faz a leitura do deslocamento do punção no decorrer do ensaio, desde o instante que o mesmo toca o *blank* até o momento da máxima deformação do material, onde o mesmo fratura. Por meio da aquisição de dados pelo CLP, é possível visualizar em tempo real o gráfico da variação da força necessária para deformar o material em função do deslocamento do punção, que coincide com a imagem da câmera. O pico do gráfico acusa o momento da ruptura do material e término do ensaio. Neste momento é possível escutar o material se rompendo.

FIGURA 39 – FERRAMENTA DE ENSAIO ESTAMPAGEM PARA USO DE DIFERENTES GEOMETRIAS DE *DRAWBEAD*



FONTE: O autor (2024)

FIGURA 40 – REPRESENTAÇÃO DO ENSAIO ESTAMPAGEM: (A) DETALHE DO *BLANK* POSICIONADO, (B) CÂMERA ACOPLADA, (C) IMAGEM DA CÂMERA



FONTE: O autor (2024)

3.2.2 Ensaios de estampagem para avaliação da influência do *drawbead* e da força do prensa-chapas

Durante os ensaios de estampagem foram definidas três geometrias de *drawbead* para o estudo (plano, circular e quadrado), associado à uma carga no prensa-chapas de 118 tf ou 1157 kN, com o objetivo de avaliar a influência destas quatro variáveis na estampabilidade do material. A matriz de ensaios pode ser encontrada no Quadro 2, que totaliza nove conjuntos. Cada conjunto corresponde aos quatro corpos de provas apresentados anteriormente na Figura 32.

QUADRO 2 – MATRIZ EXPERIMENTAL DE ENSAIOS ESTAMPAGEM

	Carga no prensa-chapas
Geometria <i>drawbead</i>	1157 kN
Plano (P)	3
Circular (C)	3
Quadrado (Q)	3

FONTE: O autor (2024)

O número de três repetições nos ensaios de estampagem ocorre por uma questão estatística, para que se tenha uma boa repetibilidade e assertividade nos resultados. Após a estampagem, os círculos da malha, inicialmente com 5 mm de diâmetro, deformaram-se em consonância com o material, assumindo formato elíptico. Desta maneira e seguindo a mesma metodologia adotada por Tigrinho (2011), Chemin Filho (2011) e Oliveira *et al.* (2022), foram medidas as maiores elipses formadas na região de deformação. Essas elipses correspondem às maiores deformações atingidas pelo material até a ruptura. Como as maiores deformações tendem a ocorrer na altura da trinca do *blank*, a medição das elipses foram realizadas na mesma altura, porém no lado oposto à fratura. As medições foram realizadas com um paquímetro digital de precisão 0,01 mm. Foram medidos os eixos de maior e menor deformações, D1 e D2 respectivamente, de cada elipse. Através das equações 4 e 5, é calculada a deformação convencional e_1 e e_2 . Nas equações o termo D0 corresponde ao diâmetro inicial do círculo.

$$e_1 = (D1 - D0) / D0 \quad (10)$$

$$e_2 = (D2 - D0) / D0 \quad (11)$$

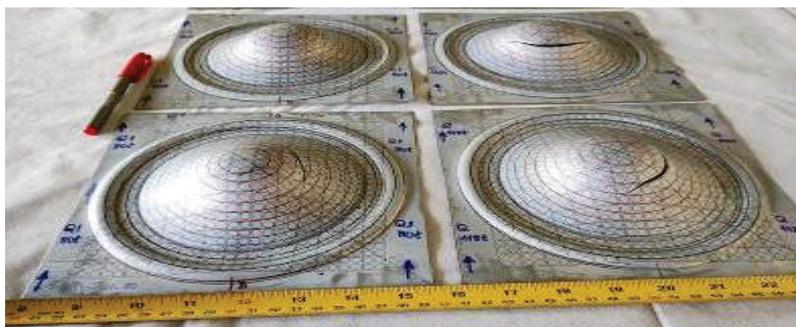
À partir das deformações convencionais, foram calculadas as deformações verdadeiras maior ε_1 e menor ε_2 no plano da chapa, utilizando as equações 6 e 7:

$$\varepsilon_1 = \ln (e_1 + 1) \quad (12)$$

$$\varepsilon_2 = \ln (e_2 + 1) \quad (13)$$

As deformações verdadeiras medidas foram inseridas num gráfico ϵ_2 por ϵ_1 para determinação das curvas limite de conformação, obtendo um total de três CLC, uma para cada condição de ensaio, conforme o Quadro 2. A Figura 41 apresenta o conjunto de *blanks* após os ensaios de estampagem, apenas na dimensão de 200 x 200 mm, para as três geometrias de *drawbead*.

FIGURA 41 – *BLANKS* APÓS ENSAIO DE ESTAMPAGEM COM *DRAWBEAD* QUADRADO

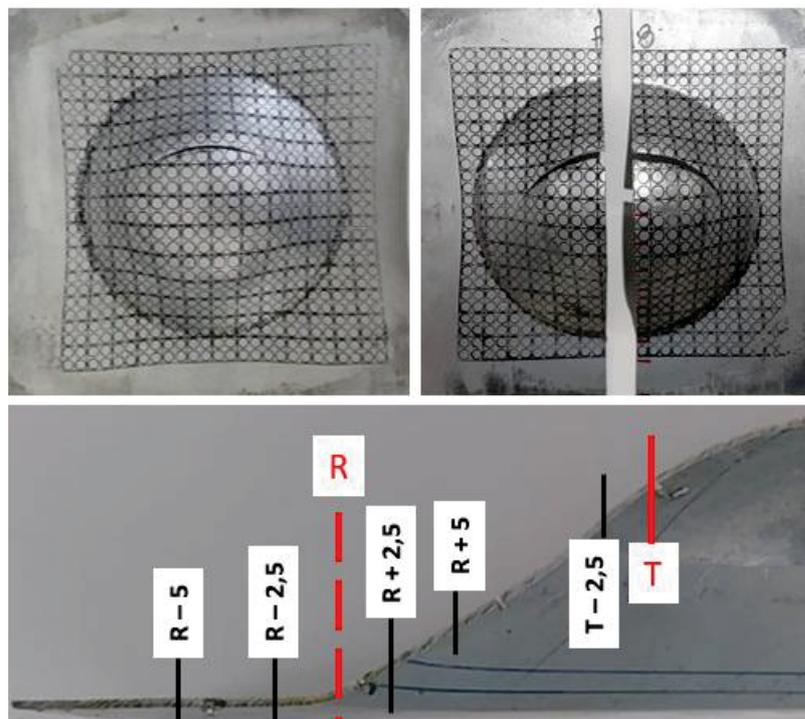


FONTE: O autor (2024)

3.3 PREPARAÇÃO METALGRÁFICA DAS AMOSTRAS

Após a estampagem dos *blanks* pelo ensaio Nakazima modificado, os mesmos foram seccionados no centro para retirada de amostras para preparação metalográfica, conforme a Figura 42. As regiões selecionadas para análise estão representadas no Quadro 3, onde R representa o raio da matriz e T representa a região da trinca. Ambos podem ser utilizados como pontos de referência para as demais regiões analisadas. As amostras foram retiradas com auxílio de um disco de corte da seção transversal da chapa, seguindo o sentido de laminação. Na região da trinca, as amostras foram retiradas no lado oposto à sua formação. As amostras foram retiradas apenas do *blank* de 200 x 200 mm, submetidos à 118 tf no prensa-chapas, para as três geometrias de *drawbead*, resultando em seis “partes”.

FIGURA 42 – BLANK ENSAIADO E SECCIONADO PARA RETIRADA DE AMOSTRAS



FONTE: O autor (2024)

QUADRO 3 – MATRIZ EXPERIMENTAL DE ENSAIOS

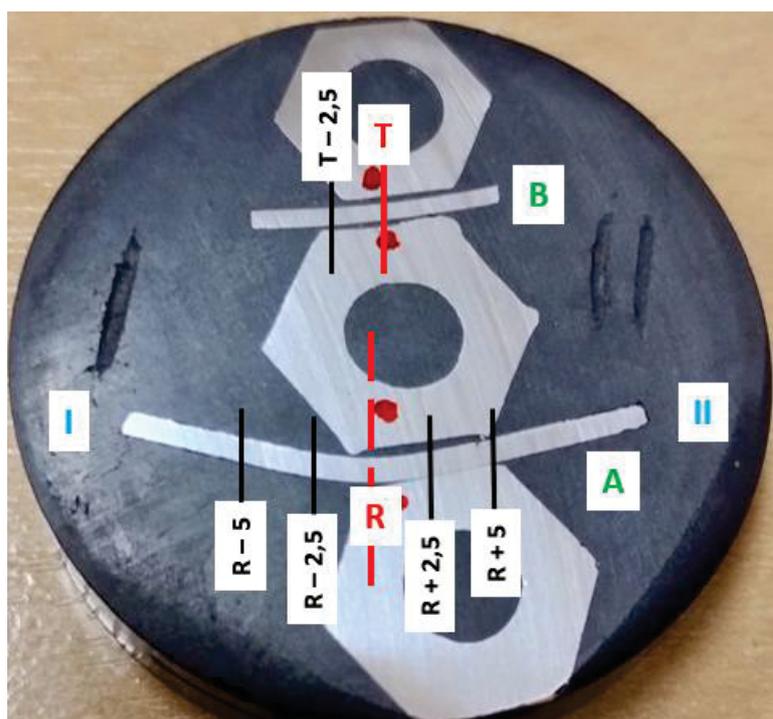
Ponto da amostra para nanoindentação	Ponto da amostra para EBSD	Cota no eixo x [mm]	Regiões do blank
R - 5	R - 5	5mm antes do R	Flange
R - 2,5		2,5mm antes do R	Raio da matriz
R	R	R	
R + 2,5		2,5mm depois do R	
R + 5	R + 5	5mm depois do R	Entre raio da matriz e pólo do punção
T - 2,5		2,5mm antes da trinca	Estampagem (pólo punção)
T	T	trinca	

FONTE: O autor (2024)

Após retirada das amostras nas regiões de interesse conforme indicado na seção 3.3, as mesmas foram embutidas em resina condutora Buehler KONDUCTOMET 1 para embutimento à quente, utilizada para polimento eletrolítico e também para observação em microscopia eletrônica de varredura, associada à técnica de EBSD. A preparação das amostras ocorreu no laboratório parceiro, Spectroscan Tecnologia de Materiais. De cada *blank* estampado, foram retiradas duas “partes”. As mesmas foram agrupadas em pares em função das três

geometrias de *drawbead*, resultando em três embutimentos. Um embutimento para *drawbead* plano, um embutimento para *drawbead* circular e um embutimento para *drawbead* quadrado. As duas “partes” de cada *blank* estampado foram separadas por porcas no momento do embutimento, para garantir que a superfície com as regiões de interesse ficasse voltada para cima. Na Figura 43, está representada uma amostra embutida em resina, onde (A) é a “parte” que detém os pontos R – 5; R – 2,5; R; R + 2,5 e R + 5 e (B) é a “parte” que detém os pontos T – 2,5 e T do Quadro 3, (I) refere-se ao lado do *drawbead*, (II) refere-se ao lado da trinca e (R) refere-se ao raio da matriz. Ainda foi preparada uma quarta amostra, que se refere ao estado zero, sendo a chapa que não passou pelos ensaios de estampagem, para base de comparação.

FIGURA 43 – EMBUTIMENTO E PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS PARA ANÁLISES



FONTE: O autor (2024)

A preparação metalográfica das amostras para análises de microscopia e nanoindentação, envolveu a sequência de lixamento com granulometrias (#) 120, 200, 320, 400, 600, 800 e 1200, utilizando uma lixadeira rotativa do fabricante Arotec. Após as etapas de lixamento, as amostras foram submetidas ao polimento eletrolítico no equipamento ElectroMet 4 do fabricante Buehler disponível no

Laboratório de Materiais da UFPR, apresentado na Figura 44. As amostras foram polidas utilizando eletrólito composto por 800ml de etanol, 140ml de água destilada e 60ml de ácido perclórico 60%, utilizando 35V por 15s, conforme Tabela 2 (disponível na página 18 do manual do equipamento).

FIGURA 44 – POLIMENTO E PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS PARA ANÁLISES



FONTE: O autor (2024)

3.4 TÉCNICAS DE MICROSCOPIA

Para as técnicas de MEV e EBSD, foram utilizados equipamentos disponíveis no Centro de Microscopia Eletrônica da UFPR.

3.4.1 Caracterização por microscopia eletrônica de varredura (MEV)

A fim de uma caracterização mais detalhada das amostras, micrografias com foram obtidas por MEV no microscópio de alta resolução FEI™ Quanta FEG 450. As imagens foram obtidas utilizando a técnica de elétrons secundários com 20 kV de voltagem de aceleração do feixe de elétrons, com ângulo de 0° de incidência sobre a amostra, com magnificação 800 e 10.000 vezes. Para caracterização das fases presentes no material, a amostra passou pela sequência de lixamento apresentada anteriormente e depois foi polida com solução de alumina. Após o polimento, a

amostra foi atacada com solução de Nital 4% por 10s, já que com este ataque, a microestrutura oferece uma ótima distinção das fases devido às diferenças topográficas geradas pela reatividade química de cada fase.

3.4.2 Caracterização por difração de elétrons retro espalhados (EBSD)

As varreduras utilizando a técnica de EBSD foram realizadas em regiões específicas das amostras, segundo o Quadro 4. As análises de EBSD ocorreram no microscópio de alta resolução FEITM Quanta FEG 450, utilizando ângulo de 70° de incidência do feixe de elétrons com 20 kV de voltagem de aceleração, 0,2 µm de passo durante a varredura e magnificação de 2.500 vezes nas regiões de interesse já mencionadas anteriormente. Os dados coletados foram analisados no software TSL OIM Analysis 8. As ferramentas utilizadas para análise dos mapas de EBSD utilizando o software OIM foram:

- a) O índice de qualidade de imagem (IQ, *Image Quality*), ferramenta que mede a qualidade do padrão de difração dos elétrons retroespalhados. Qualitativamente o IQ mostra a distorção do reticulado cristalino gerando imagens com padrões difusos. Quanto maior a distorção do reticulado cristalino, menor o IQ. Este IQ pode ser atribuído a um indicador chamado ACI, *Average Confidence Index*, ou índice médio de confiança, que varia de zero até um.
- b) Figura de pólo inversa (IPF, *Inverse Pole Figure*), opção que permite calcular a distribuição de um sistema específico de direções cristalográficas de um determinado plano, referente a um cristal de referência.
- c) Desorientação média de Kernel (KAM, *Kernel Average Misorientation*), mostra a desorientação média ponto a ponto tomando como referência um ponto central. Utilizada para caracterizar mudanças de orientação de baixo ângulo, destacando regiões de alta deformação.
- d) Figuras de pólo (Textura).

QUADRO 4 – MATRIZ EXPERIMENTAL PARA EBSD

Ponto da amostra	Cota no eixo x [mm]	Cota no eixo y [mm]	Regiões do blank
R - 5	5mm antes do R	0,5	Flange
R	raio da matriz	0,1	Raio da matriz
		0,5	
		0,9	
R + 5	5mm depois do R	0,5	Entre raio da matriz e pólo do punção
T	trinca	0,5	Estampagem (pólo punção)

FONTE: O autor (2024)

3.5 ENSAIOS DE NANOINDENTAÇÃO

Para obtenção do perfil de nanodureza das amostras, foi utilizado o equipamento do laboratório de propriedades nanomecânicas, do departamento de Física da UFPR. As análises de nanodureza, ou indentação instrumentada, ocorreram no equipamento Zwick-Roell da Figura 45, utilizando indentador piramidal tipo Berkovich com ângulo de 120° , com carga de 5g e o software Inspector X (versão 4.7.8).

FIGURA 45 – (A) EQUIPAMENTO DE NANOINDENTAÇÃO, (B) DETALHE DO PORTA AMOSTRA



FONTE: O autor (2024)

Conforme referenciado no item 2.10, as medidas de nanoindentação são expressas em [GPa], no entanto, o software calcula a correlação existente e também fornece os resultados em Vickers [HV], unidade de medida utilizada neste trabalho.

Para o levantamento do perfil de nanodureza foi utilizado o método de Oliver-Pharr (1992), com um tempo de carregamento-contato-descarregamento 10s-5s-10s em temperatura ambiente de 22°C e 61% de umidade relativa do ar. Foram consideradas as três geometrias de *drawbead* além da amostra sem estampagem. Nas amostras com *drawbead*, foram definidas três cotas no eixo y (à partir da superfície superior) e sete cotas no eixo x, resultando em 21 pontos de medição por amostra, conforme o Quadro 5.

QUADRO 5 – MATRIZ EXPERIMENTAL PARA NANOINDENTAÇÃO

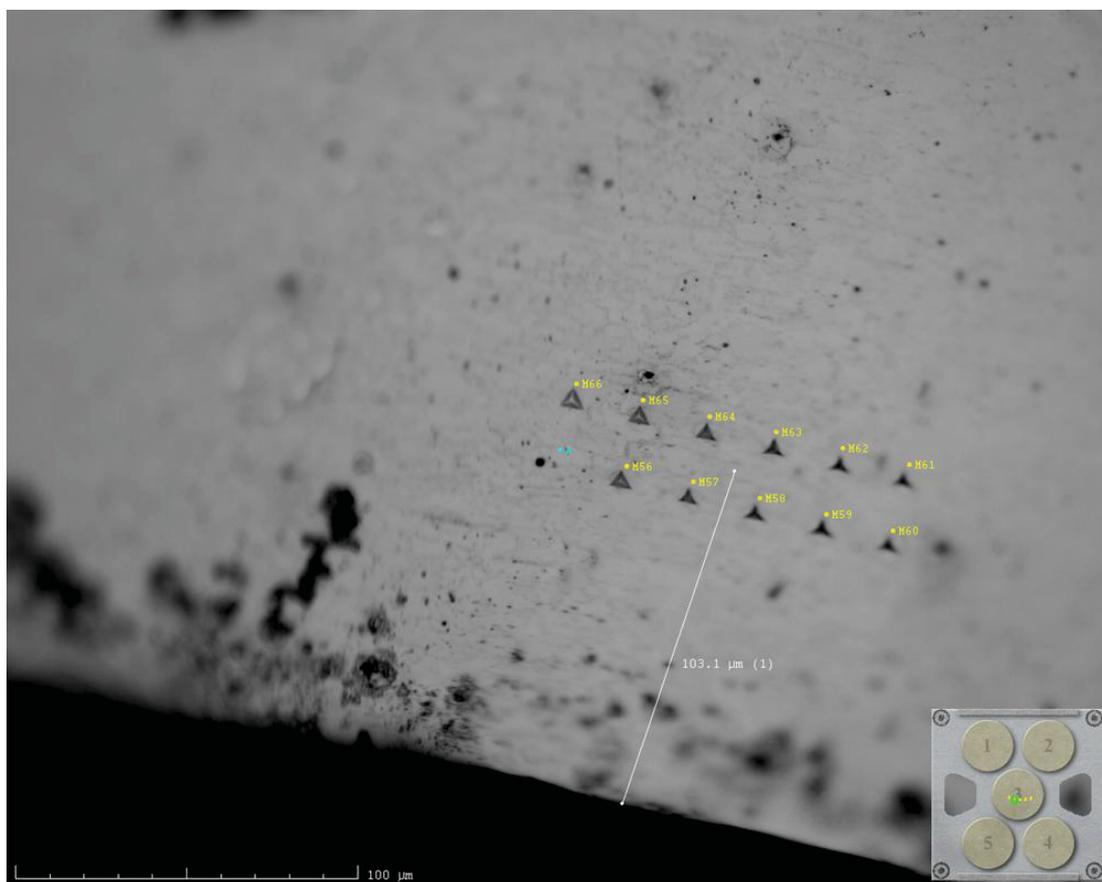
Quantidade de pontos na amostra	Cota no eixo x [mm]	Cota no eixo y [mm]	Regiões do blank	
1	5mm antes do R (R - 5)	0,1	Flange	
2		0,5		
3		0,9		
4	2,5mm antes do R (R - 2,5)	0,1	Raio da matriz	
5		0,5		
6		0,9		
7	R	0,1		
8		0,5		
9		0,9		
10	2,5mm depois do R (R + 2,5)	0,1		
11		0,5		
12		0,9		
13	5mm depois do R (R + 5)	0,1		Entre raio da matriz e pólo do punção
14		0,5		
15		0,9		
16	2,5mm antes da trinca (T - 2,5)	0,1	Estampagem (pólo punção)	
17		0,5		
18		0,9		
19	T	0,1		
20		0,5		
21		0,9		

FONTE: O autor (2024)

Na amostra sem estampagem, foram definidas apenas uma cota no eixo y e uma cota no eixo x. Para as medições nos pontos das amostras, foi construída uma matriz de duas linhas e seis colunas, com espaçamento de 20µm, em cada ponto de medição da amostra, conforme a Figura 46. Das 12 indentações resultantes desta matriz, desconsidera-se a primeira, haja vista que o indentador toca a superfície de interesse e serve como referência para as 11 medições seguintes. Cada amostra

tem um total de 252 medições, distribuídos pelos sete pontos identificados em cada amostra, conforme apresentado no Quadro 3, compilado no Quadro 5.

FIGURA 46 – MATRIZ DE INDENTAÇÃO NAS AMOSTRAS PARA CADA PONTO DE INTERESSE



FONTE: O autor (2024)

4 APRESENTAÇÃO E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

Este capítulo está dividido em três sub itens trazendo os resultados obtidos nos ensaios de caracterização do material recebido, nos ensaios de estampagem e na caracterização após a estampagem dos *blanks*.

4.1 CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL RECEBIDO

Este sub item está subdividido com os resultados de espectrometria, microscopia eletrônica de varredura e propriedades mecânicas do material recebido.

4.1.1 Espectrometria

Os resultados obtidos (% peso), estão apresentados na Tabela 5, onde a amostra analisada cumpre com os requisitos de composição química do material obtido pela corrida. Foi utilizada a norma FCA MS.50002:2017 como base comparativa. Tal documento pertence a um renomado fabricante de veículos da Europa.

TABELA 5 – RESULTADO DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA OBTIDA POR ESPECTROMETRIA DE EMISSÃO ÓPTICA DA AMOSTRA COMPARADO COM A COMPOSIÇÃO QUÍMICA DA CORRIDA

(continua)

Elemento químico	Composição química Usiminas Sigla 2AS-DP590	Norma FCA MS.50002 (ed. 2017)	Composição química Amostra 69805 - DP600
C (Carbono)	0,08	0,15 _{máx}	0,067
Si (Silício)	0,51	0,75 _{máx}	0,508
Mn (Manganês)	1,95	2,5 _{máx}	2,01
P (Fósforo)	0,024	0,080 _{máx}	0,017
S (Enxofre)	0,004	0,015 _{máx}	0,001
Al (Alumínio)	0,045	0,01 - 1,5	0,041
Cu (Cobre)	0,01	0,20 _{máx}	0,0094
Nb (Nióbio)	0,004	-	0,0082
V (Vanádio)	0,003	-	0,001
Ti (Titânio)	0,002	-	0,0005
Cr (Cromo)	0,03	-	0,028

(conclusão)

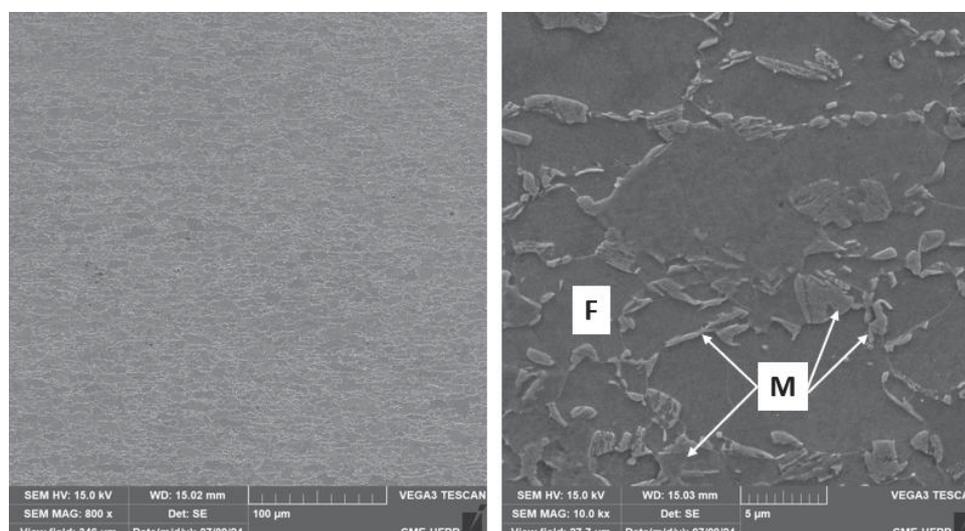
Elemento químico	Composição química	Norma FCA MS.50002	Composição química
	Usiminas Sigla 2AS-DP590	(ed. 2017)	Amostra 69805 - DP600
Ni (Níquel)	0,01	-	0,002
Mo (Molibdênio)	0,01	-	0,021
Sn (Estanho)	0,002	-	0,001
Co (Cobalto)	0,006	-	0,005
As (Arsênio)	0,007	-	0,015
B (Boro)	0,0001	0,005 _{máx}	0,001
Ca (Cálcio)	0,0023	-	0,0035
Zr (Zircônio)	0,001	-	0,01
Ti + Nb	-	0,15 _{máx}	0,0087
Cr + Mo	-	1,40 _{máx}	0,049
Fe (Ferro)	Balanço	-	Balanço

FONTE: O autor (2024)

4.1.2 Microscopia eletrônica de varredura (MEV)

A microestrutura do aço DP600 conforme recebido, capturada por microscopia eletrônica de varredura está apresentada na Figura 47, com magnificações de 800 e 10.000 vezes. A figura indica que a microestrutura consiste em ferrita (cinza escuro) e martensita (cinza claro), conforme referenciado por Raabe (2024), Wang e Wei (2013), Saai *et al.* (2014) e *Metals Handbook*. A martensita está distribuída principalmente ao longo dos limites de grãos da ferrita e diversas pequenas ilhas de martensita dispersas na matriz.

FIGURA 47 – MICROESTRUTURA AÇO DP 600 (A) 800x, (B) 10.000x



FONTE: O autor (2024)

4.1.3 Propriedades mecânicas

Os valores das propriedades mecânicas obtidas como: (a) limite de escoamento, (b) limite de ruptura e (c) alongamento encontram-se na Tabela 6, na cor azul. O trabalho de Tigrinho, Chemin Filho e Marcondes (2013) apresenta um estudo comparativo de propriedades mecânicas do aço DP600 obtidas por meio de ensaios de tração, em comparação aos valores fornecidos pelo fabricante, da norma DIN EN 10338 e de outros trabalhos realizados com o mesmo aço, como o de Huh *et al.* (2008), Kim *et al.* (2011), Wang *et al.* (2011) e Wu *et al.* (2012).

TABELA 6 – COMPARATIVO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS LE, LR E AL DO AÇO DP600, OBTIDAS ATRAVÉS DOS ENSAIOS DE TRAÇÃO, NORMA DIN EN 10338, FORNECIDAS PELO FABRICANTE DO AÇO E POR OUTROS AUTORES

Propriedades mecânicas do aço DP600			
Propriedades	LE (MPa)	LR (MPa)	Al (%)
Ensaio de tração	370	660	26,0
Norma DIN EN 10338	340 - 420	≥600	≥20
Fabricante do aço	385	621	23,9
DP600 (Huh <i>et al.</i> 2008)	422	632	26,9
DP590 (Kim <i>et al.</i> 2011)	380	619	28,2
DP600 (Wang <i>et al.</i> 2011)	412	676	27,0
DP600 (Wu <i>et al.</i> 2012)	365	612	25,1
DP600 (Tigrinho <i>et al.</i> 2013)	385	602	23

FONTE: O autor (2024)

A Tabela 7 apresenta, além dos valores médios do coeficiente de anisotropia e do coeficiente de encruamento para as direções de 0°, 45° e 90°, o valor da anisotropia média ($r_{\text{médio}}$) e da anisotropia planar (Δr). Tais parâmetros são mandatórios na avaliação das características de estampabilidade de chapas, servindo de parâmetro para análise das condições do material em relação ao grau de conformabilidade ao qual foi submetido durante o processo de laminação. O índice de encruamento de 0,22 e alongamento de 26%, indicam que o material possui boa conformabilidade ao estiramento.

Os resultados obtidos foram comparados aos fornecidos pelo fabricante do aço e com valores obtidos em outros trabalhos como: Tigrinho, Chemin Filho e

Marcondes (2013), Altan *et al.* (2010), Kim *et al.* (2011), Wang *et al.* (2011), Wu *et al.* (2012) e Li *et al.* (2019).

TABELA 7 – PARÂMETROS DE ESTAMPAGEM r , n , $r_{\text{médio}}$ E Δr DO AÇO DP600, OBTIDOS POR ENSAIOS DE TRAÇÃO E FORNECIDOS PELO FABRICANTE DO AÇO E POR OUTROS AUTORES

Parâmetros de estampabilidade do aço DP600									
Parâmetros	$r_{\text{médio}}$	r_{0°	r_{45°	r_{90°	Δr	$n_{\text{médio}}$	n_{0°	n_{45°	n_{90°
Ensaio de tração	1,02	0,99	0,87	1,22		0,22	0,22	0,21	0,22
Fabricante do aço	0,84	0,70	1,06	0,70		0,18	0,17	0,19	0,17
DP600 (Altan <i>et al.</i> 2010)	1,01	0,94	1,01	1,08	0,001				
DP590 (Kim <i>et al.</i> 2011)	0,98	0,82	1,02	1,08		0,22	0,22	0,23	0,22
DP600 (Wang <i>et al.</i> 2011)	0,88	1,16	0,67	1,02		0,21			
DP600 (Wu <i>et al.</i> 2012)	0,90	1,04	0,84	0,87		0,20	0,20	0,20	0,20
DP600 (Tigrinho <i>et al.</i> 2013)	0,94	0,68	1,04	1,00	0,20	0,19	0,19	0,19	0,18

FONTE: O autor (2024)

4.2 ENSAIOS DE ESTAMPAGEM

A CLC obtida após o ensaio Nakazima modificado é apresentada pelo Gráfico 2, onde está contemplado os resultados das variáveis de ensaio combinadas com variação dos tipos de *drawbead* (plano, circular e quadrado) e carga no prensa-chapas (118 tf ou 1157 kN). Neste gráfico é apresentado apenas o lado do “estiramento”. É possível verificar que o *drawbead* circular teve o melhor desempenho em estampabilidade, seguido pelo perfil quadrado. O pior desempenho foi atribuído ao perfil plano, devido à falta de resistência ao fluxo da chapa quando escoar para o interior da cavidade da ferramenta.

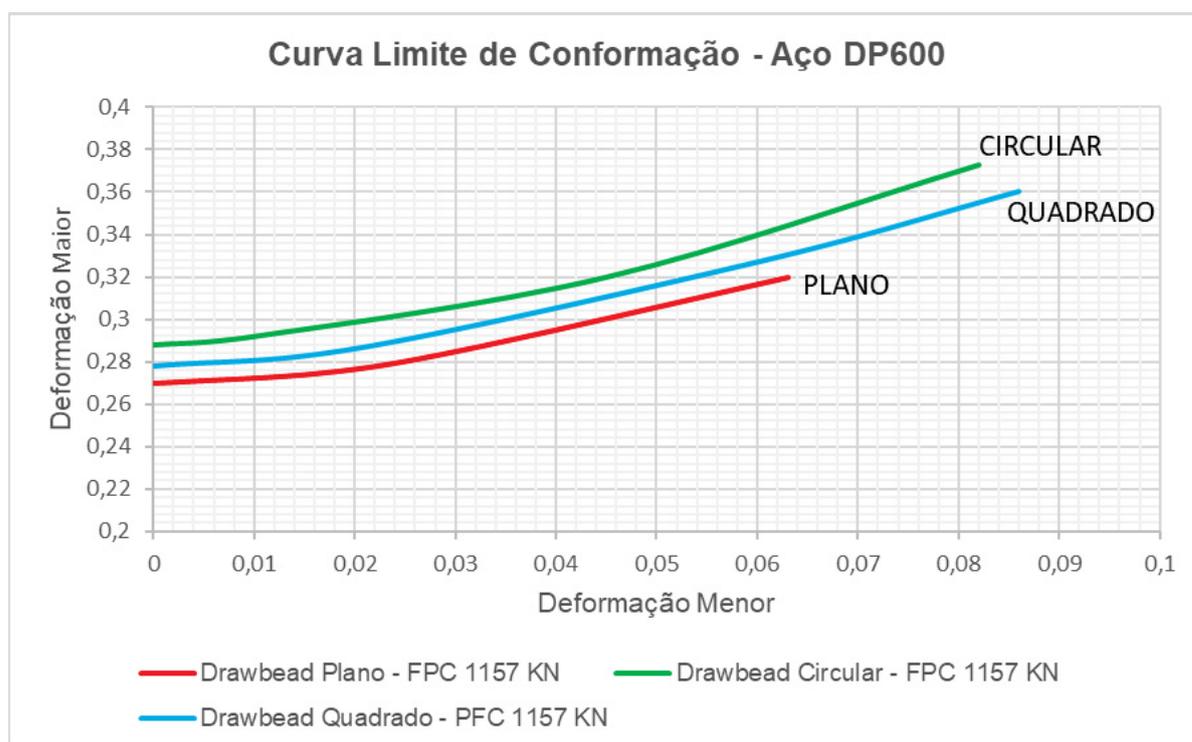


GRÁFICO 2 – CLC DO AÇO DP600 COM 118 TF OU 1157 KN

FONTE: O autor (2024)

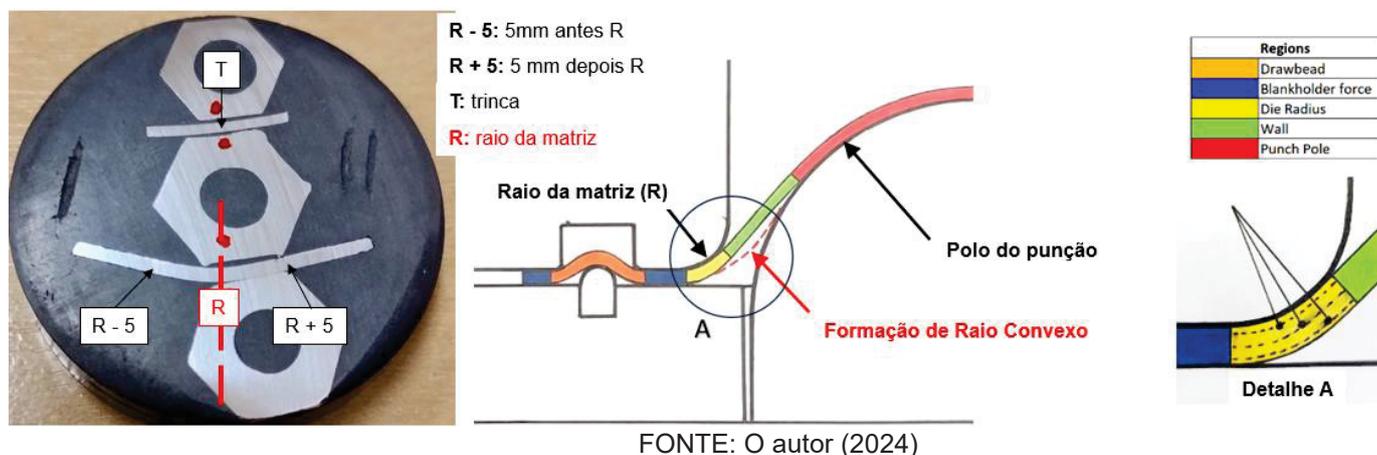
4.3 CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL APÓS ESTAMPAGEM

Este sub item está subdividido em três seções trazendo um resumo dos pontos medidos em cada uma das amostras para o EBSD. Além disso, ainda apresenta os resultados obtidos nos ensaios de nanoindentação e nas varreduras com EBSD.

4.3.1 Resumo dos pontos nas amostras

Para facilitar a compreensão dos resultados apresentados a seguir, a Figura 48 traz uma indicação visual dos pontos analisados nas amostras pela técnica de EBSD, já referenciada anteriormente pelo Quadro 4, associado ao perfil da chapa e alguns elementos importantes, como raio da matriz, polo do punção, *drawbead* e prensa-chapas. Lembrando que esta figura traz informações parciais com relação aos pontos medidos pela nanoindentação. A relação completa dos pontos analisados pela técnica de nanoindentação está no Quadro 5.

FIGURA 48 – RELAÇÃO DE ALGUNS PONTOS DA AMOSTRA COM O SISTEMA CHAPA E FERRAMENTAL



No detalhe A da figura estão os três pontos medidos ao longo da espessura da chapa em relação à superfície superior, como sendo 0,1 mm, 0,5 mm e 0,9 mm ou 10,1 mm, 10,5 mm e 10,9 mm adicionando a cota de 10 mm do raio da matriz, caso essa seja a preferência do leitor.

4.3.2 Ensaio de nanoindentação

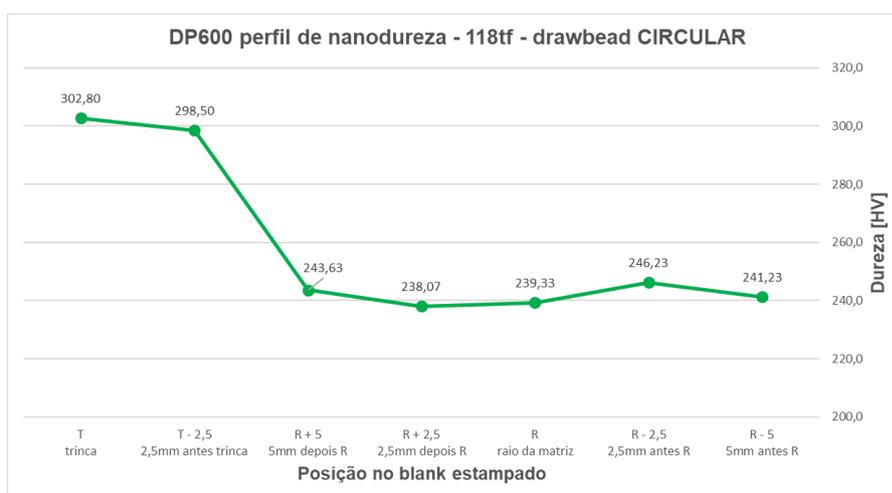
Inicialmente serão apresentados os resultados de nanodureza encontrados nas amostras para cada tipo de *drawbead*, conforme referenciado pelo Quadro 5. O Gráfico 3 refere-se ao tipo plano, o Gráfico 4 apresenta os resultados do tipo circular e o Gráfico 5 aborda a geometria quadrada. Em seguida será apresentado o Gráfico 6 que compila os resultados obtidos com as três geometrias de *drawbead* juntamente com a discussão.

GRÁFICO 3 – RESULTADOS DE NANODUREZA COM PERFIL PLANO



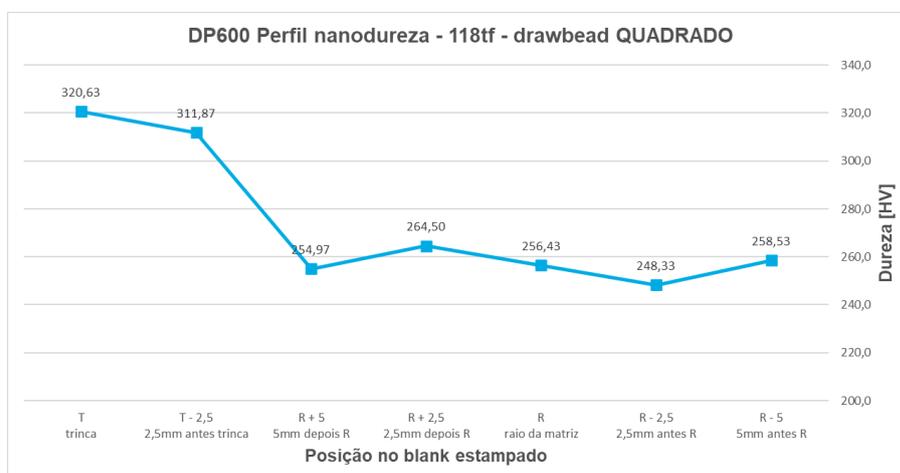
FONTE: O autor (2024)

GRÁFICO 4 – RESULTADOS DE NANODUREZA COM PERFIL CIRCULAR



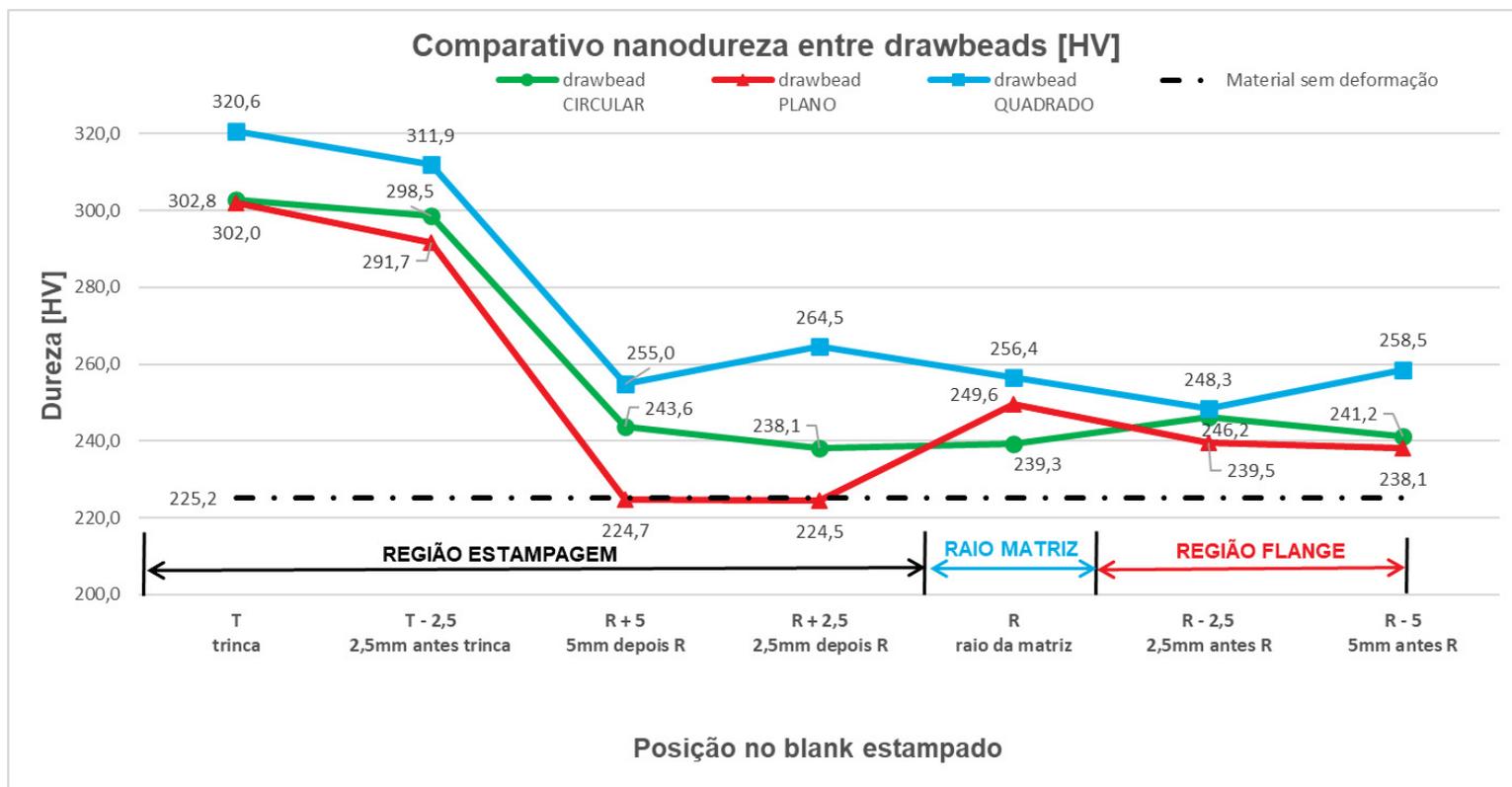
FONTE: O autor (2024)

GRÁFICO 5 – RESULTADOS DE NANODUREZA COM PERFIL QUADRADO



FONTE: O autor (2024)

GRÁFICO 6 – RESULTADOS DE NANODUREZA PARA AS 3 GEOMETRIAS DE
DRAWBEAD



FONTE: O autor (2024)

Na região da trinca (ponto T das amostras), a dureza é muito próxima comparando os *drawbead* plano e circular, em torno de 302 HV. O valor registrado para o quadrado foi de 320,6 HV, aumento de aproximadamente 5%.

Para o *drawbead* plano, a variação de dureza entre os pontos R + 5 e T – 2,5 foi de 224,7 HV e 291,7 HV respectivamente, até atingir a ruptura. Para geometria circular, a variação de dureza entre os mesmos pontos da amostra foi de 243,6 HV e 298,5 HV respectivamente, chegando até 302,8 HV até a ruptura. Para o perfil quadrado, a variação de dureza entre os pontos foi de 255 HV e 311,9 HV respectivamente, chegando a 320,6 HV no ponto T. A variação de dureza entre os três tipos de *drawbead* nesses pontos foi respectivamente: (a) 67 HV para o plano, (b) 54,9 HV para o circular e (c) 56,9 HV para o quadrado. A maior variação para geometria plana aponta para uma deformação heterogênea, comparando com as outras geometrias, comprometendo a conformabilidade do material. A menor variação de dureza apresentada pelo tipo circular e quadrado, aponta para uma distribuição de deformação mais amena, que se apresentou melhor para estampagem.

Para a geometria plana, a dureza é estável entre os pontos $R + 2,5$ e $R + 5$ da amostra, caracterizado como uma “zona morta”. Durante a deformação da chapa, sob a ação do punção na região de estampagem, ocorre simultaneamente um fluxo da chapa da região do flange para o raio da matriz (R). Devido à menor força restritiva imposta à chapa pelo *drawbead* plano, esta flui com maior velocidade sobre a matriz, acentuando o efeito do encruamento no raio (maior aumento de dureza neste ponto). Além de causar diferença de velocidade entre as diferentes regiões da chapa, onde a velocidade no raio de saída é maior que no início da região estampada, provocando um esforço de compressão no ponto de descontinuidade (sem atrito), entre o raio da matriz e o pólo do punção. Ao variar a geometria do *drawbead* para circular e quadrado, há um maior equilíbrio no fluxo de material durante a estampagem, representado por uma menor variação na velocidade da chapa nas diferentes regiões. Esta é uma possível causa para a formação da “zona morta” encontrada para o tipo plano.

O ponto $R - 5$ das amostras é o mais próximo do *drawbead*, que influencia os resultados de perfil de dureza ao longo do *blank* estampado. O perfil de dureza para o plano é o mais baixo, pois o *drawbead* não causa nenhuma deformação na chapa. A maior dureza atribuída ao perfil quadrado, se deve à maior deformação causada por ele quando atua sobre a chapa, antes que o punção comece a deformar a chapa. O tipo circular também deforma o *blank*, porém o aumento de dureza é menor em relação ao tipo quadrado, ficando mais próximo dos valores alcançados pelo plano. Esta maior deformação causada pelo tipo quadrado, quando o prensa-chapas atua antes do início da ação do punção, é o que explica o nível de dureza mais alto para o quadrado em todos os pontos da amostra de $R - 5$ até $R + 5$. O *drawbead* de geometria circular, é o que apresentou variação de dureza mais uniforme em todo perfil do *blank* estampado (pontos $R - 5$ até $R + 5$) e apresentou menor nível de dureza em relação ao de geometria quadrada, apresentando o melhor desempenho na estampagem, evidenciado pelas CLC. O tipo quadrado apresentou menor variação de dureza que o tipo plano e maior variação se comparado ao tipo circular, além disso, o quadrado apresentou o maior nível de dureza em todo o *blank* estampado, o que resultou em melhor desempenho em relação ao plano, porém menor comparando com o de geometria circular, evidenciado também pelas CLC. A variação de dureza entre os pontos $R - 5$ e $R + 5$ das amostras, apresentou resultados muito próximos entre as geometrias circular e

quadrada (2,4 HV e 3,5 HV respectivamente), evidenciando que o *drawbead* atenua esta variação, o que é positivo para uma melhor conformabilidade da chapa, corroborando com os resultados da CLC. No entanto, para o tipo quadrado, os níveis de dureza foram superiores ao do tipo circular, explicando o menor desempenho mediante as CLC. Estes tipos de *drawbead* impõem maior restrição ao fluxo da chapa, colocando mais tensão na região da parede do copo estampado, produzindo deformações positivas em todo perfil. O *drawbead* com geometria plana apresentou variação de dureza de 13,4 HV nesta mesma região, mostrando que não impõe restrição ao fluxo da chapa, proporcionando uma curvatura mais acentuada na região da parede do copo estampado, próximo ao raio do punção, gerando um esforço de compressão neste ponto, o que explica uma menor dureza no ponto R + 5 da amostra e conseqüentemente uma maior variação de dureza na zona de estampagem.

No ponto R – 2,5 de cada uma das amostras, a variação de dureza foi de (a) 17,8 HV para o *drawbead* plano, (b) 6,7 HV para o *drawbead* circular e (c) 5,4 HV para o *drawbead* quadrado. Esta variação refere-se à diferença nas medidas de espessura de 0,1mm, 0,5mm e 0,9mm à partir da superfície superior da chapa. A maior variação foi registrada com a geometria plana. Para as geometrias circular e quadrada, a variação foi próxima entre si, sendo menor no quadrado, no entanto, a dureza média neste ponto foi maior, se comparado ao circular. No ponto R de cada uma das amostras, a variação de dureza foi de (a) 29,7 HV para *drawbead* plano, (b) 22,5 HV para *drawbead* circular e (c) 20,6 HV para *drawbead* quadrado. Tal variação de dureza é consistente com as CLC e impacta diretamente no encruamento do material. A variação de dureza entre os pontos R – 2,5 e R de cada amostra, levando em consideração a cota de 0,9mm à partir da superfície superior da chapa, apresentou aumento de dureza de 25,4 HV para o perfil plano, aumento de 10 HV para o perfil circular e aumento de 9,3 HV para o perfil quadrado.

4.3.2.1 Análise de resultados de nanoindentação no raio da matriz (R)

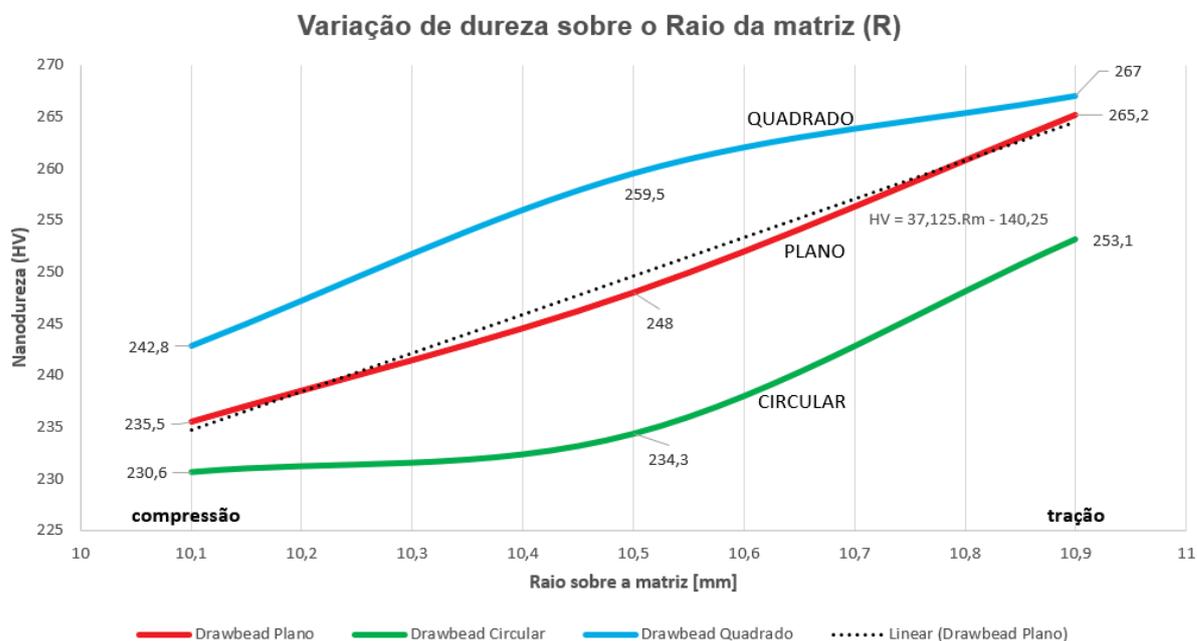
De todos os pontos das amostras, o ponto de maior interesse deste trabalho é o raio da matriz (R), pelo fato de haver sucessivas reversões de carga, que pode ser associado ao efeito Bauschinger e também por influência do encruamento. Desta maneira, este ponto foi avaliado em três diferentes cotas da espessura da chapa em função de cada geometria de *drawbead*. Conforme apresentado anteriormente, o raio da matriz tem dimensão de 10mm e para este ponto específico, as medições de nanodureza ocorreram em três diferentes cotas da espessura da chapa (10,1 mm; 10,5 mm e 10,9 mm) para as três geometrias de *drawbead*. Tais resultados são apresentados pelo Gráfico 7.

Foi possível evidenciar que independente da geometria do *drawbead*, os valores de nanodureza aumentaram em função do aumento da cota que representa a distância em relação à linha neutra da chapa, onde o ponto 10,1 mm é mais próximo ao (R), submetido a esforços de compressão, ao passo que o ponto 10,9 mm é mais próximo ao pólo do punção, sendo submetido a esforços de tração.

É possível verificar que o *drawbead* plano apresentou uma maior variação de dureza (29,7 HV), no entanto a curva tem um perfil muito próximo ao linear. A variação de dureza entre os *drawbead* circular e quadrado foi muito próxima, com valores de 22,5 HV e 24,2 HV respectivamente, entretanto as curvas tiveram perfis e patamares de dureza distintos entre si.

O menor patamar de dureza ocorreu para geometria circular, ou seja, é o *drawbead* que gera menor comprometimento da chapa em decorrência de sofrer maior influência do efeito Bauschinger, aliviando as tensões de escoamento e reduzindo a dureza pelo encruamento. Já o perfil quadrado foi o que apresentou maior patamar de endurecimento sobre o raio da matriz, ou seja, sofre maior influência do encruamento, pois restringe mais o escorregamento da chapa em função de sua geometria. O perfil plano, apesar de estar num patamar inferior de endurecimento por encruamento sobre o raio da matriz, em relação ao quadrado, apresentou pior desempenho na CLC devido a formação da “zona morta”, no início da região da parede do corpo de prova estampado. Como o *drawbead* circular, tem menor influência do encruamento, é justamente essa geometria que apresentou melhor desempenho de estampagem, conforme evidenciado pela CLC.

GRÁFICO 7 – RESULTADOS DE NANODUREZA PARA O RAIOS DA MATRIZ (R) EM FUNÇÃO DA GEOMETRIA DO *DRAWBEAD*



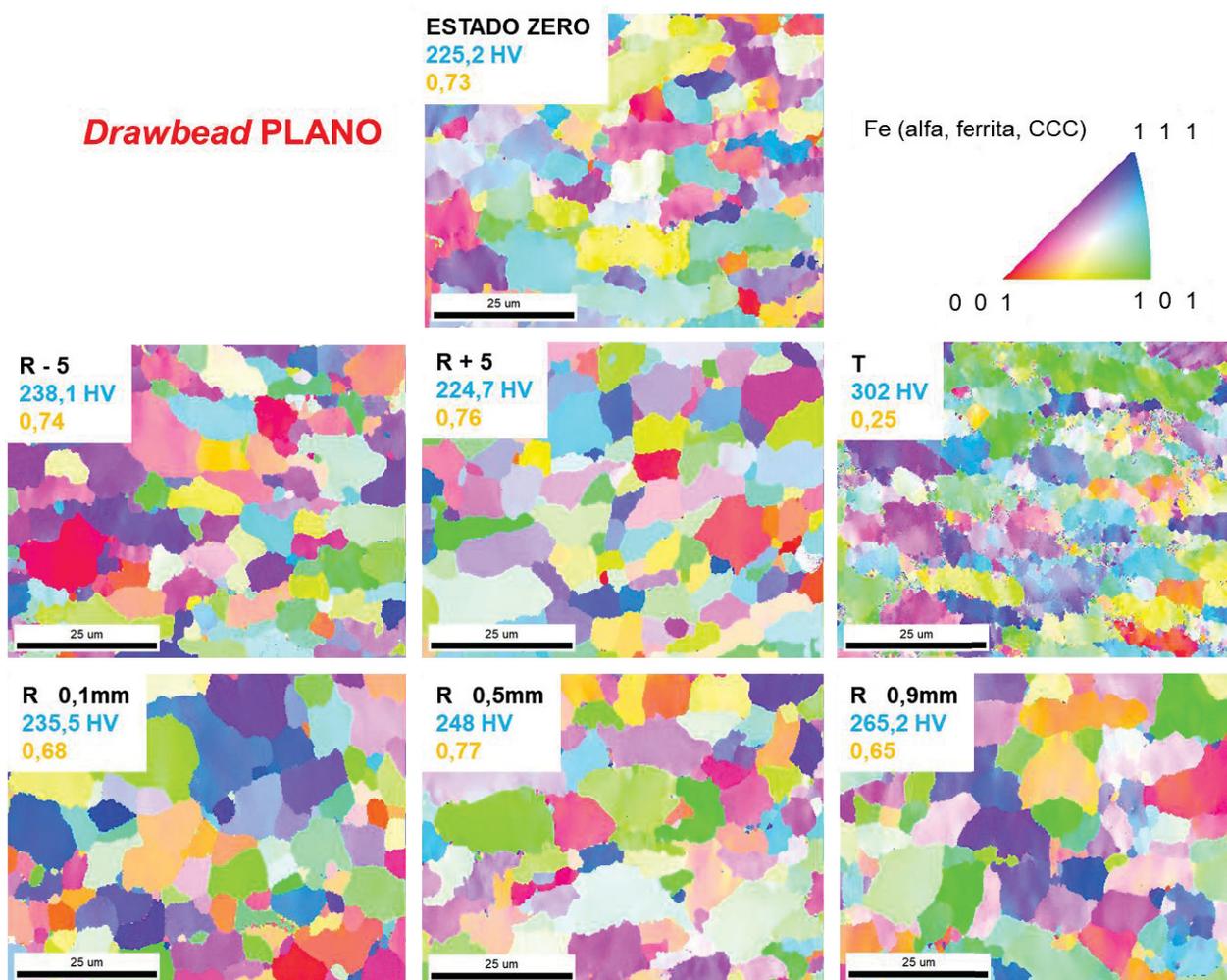
A formação da “zona morta” no *drawbead* plano, se deve a uma transição de uma deformação convexa para côncava, na região da parede do copo estampado. Pelo fato desse *drawbead* não possuir o dente ou saliência, não há o acréscimo da força restritiva do mesmo e, conseqüentemente a chapa escorrega mais durante a estampagem. Isso produz um menor estiramento da chapa nessa região de transição entre a deformação convexa e côncava, formando a “zona morta”, que produz uma maior variação de dureza na região da parede até a trinca, comprometendo a conformabilidade da chapa.

4.3.3 Varreduras com EBSD

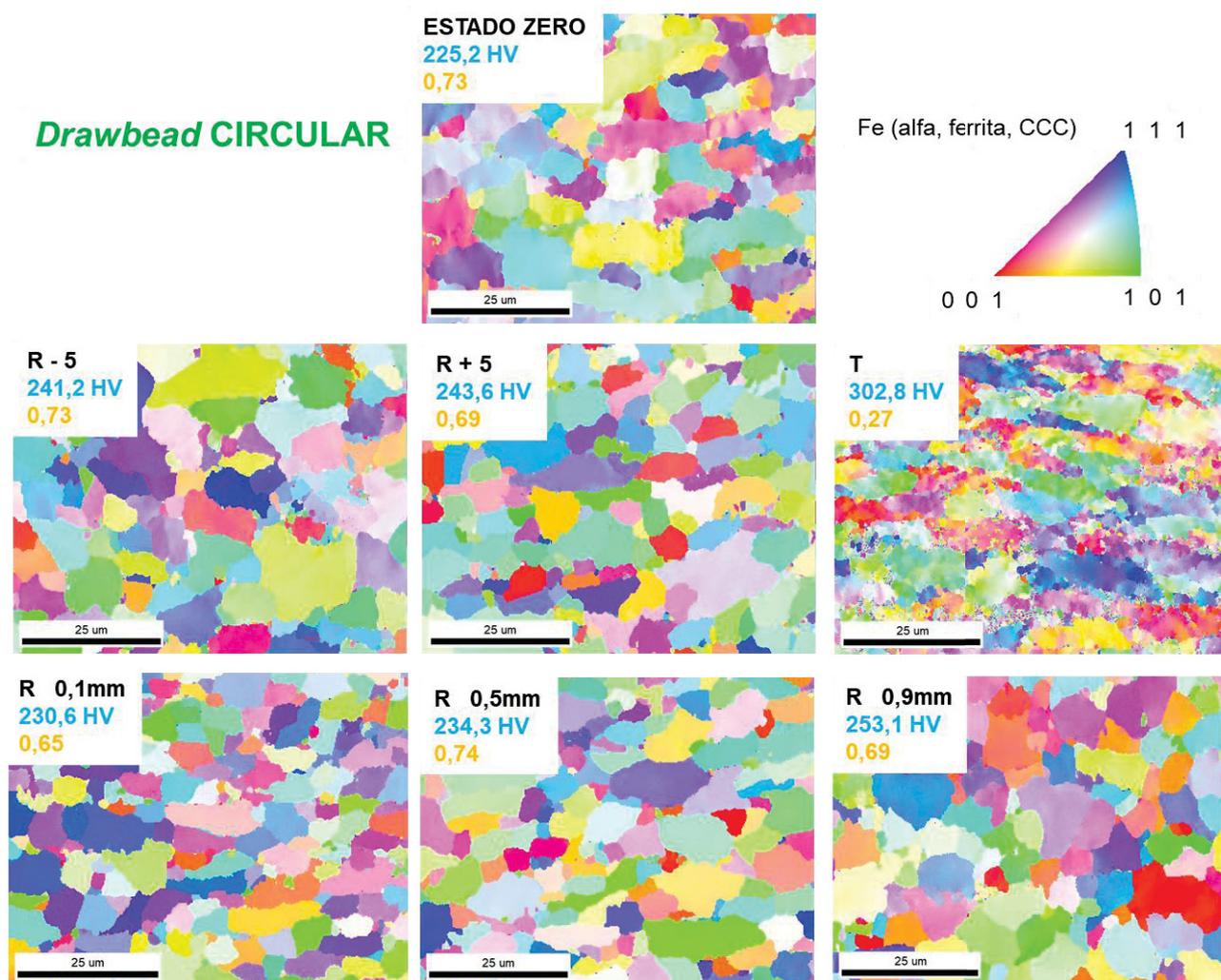
Nesta sessão serão apresentados os mapas e imagens obtidos pelo retroespalhamento de elétrons realizado em cada uma das amostras, em função do tipo de *drawbead*, conforme apresentado no Quadro 4 e na Figura 43. As figuras serão apresentadas em “blocos”, que contém sete imagens cada. Uma imagem se refere ao estado zero (chapa que não passou pelos ensaios de estampagem) como base comparativa. As outras seis imagens se referem à cada um dos pontos analisados. Sobre cada imagem, há um quadro que descreve o ponto analisado, o

valor de dureza médio encontrado, além do índice médio de confiança obtido. As Figura 49, Figura 50 e Figura 51 são as figuras de polo invertido para cada um dos três tipos de *drawbead*.

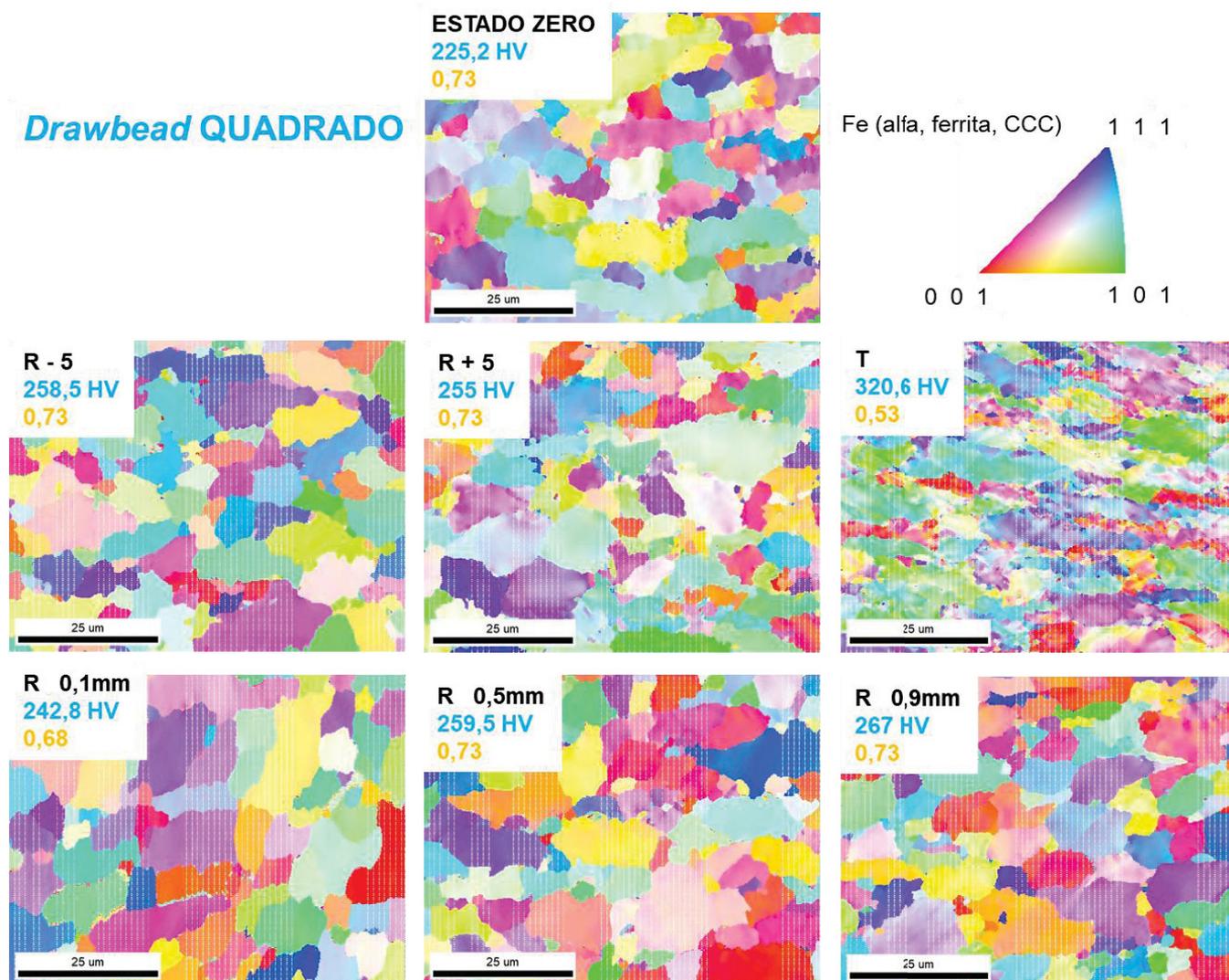
FIGURA 49 – FIGURAS DE PÓLO INVERTIDO PARA *DRAWBEAD* PLANO



FONTE: O autor (2024)

FIGURA 50 – FIGURAS DE PÓLO INVERTIDO PARA *DRAWBEAD* CIRCULAR

FONTE: O autor (2024)

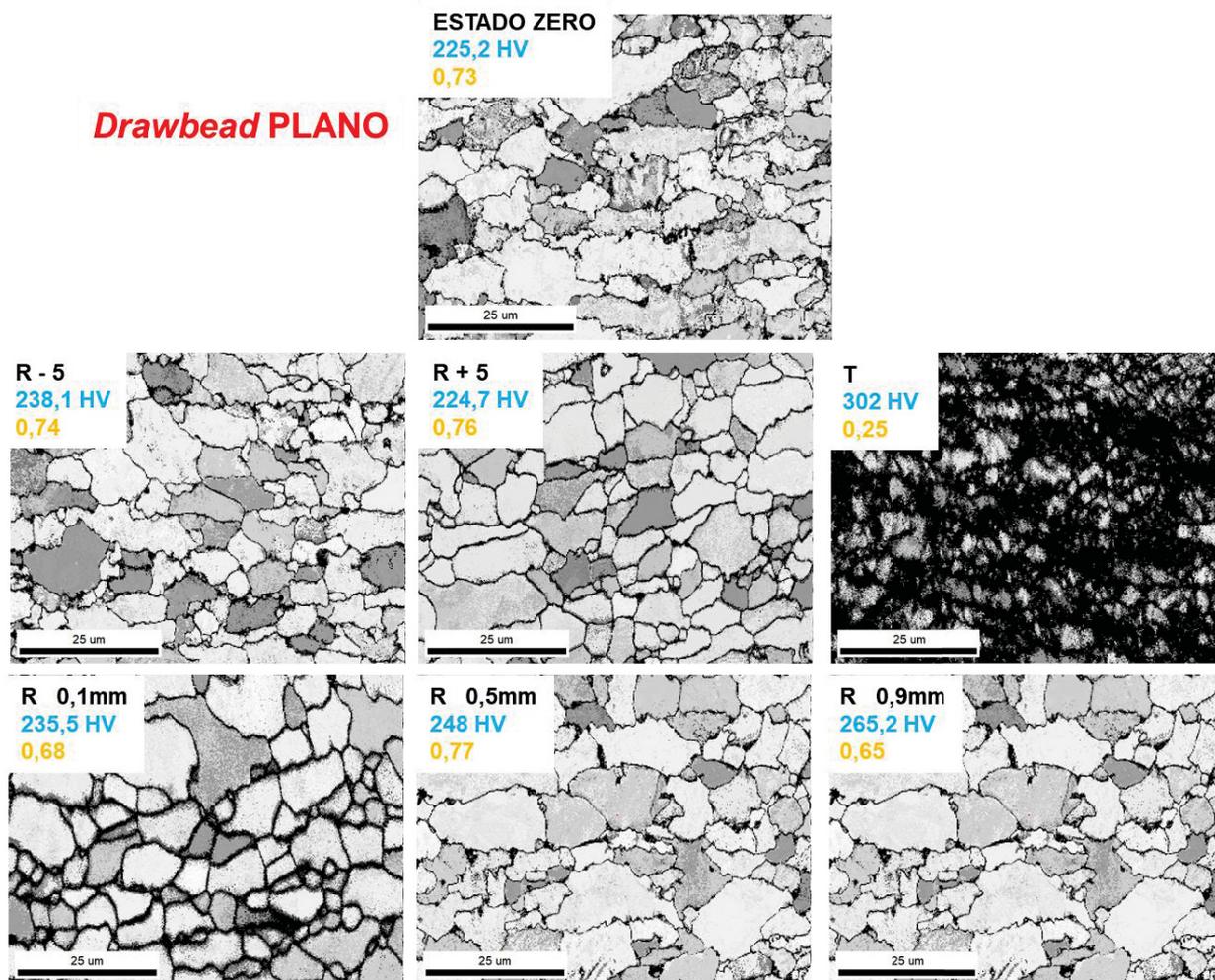
FIGURA 51 – FIGURAS DE PÓLO INVERTIDO PARA *DRAWBEAD* QUADRADO

FONTE: O autor (2024)

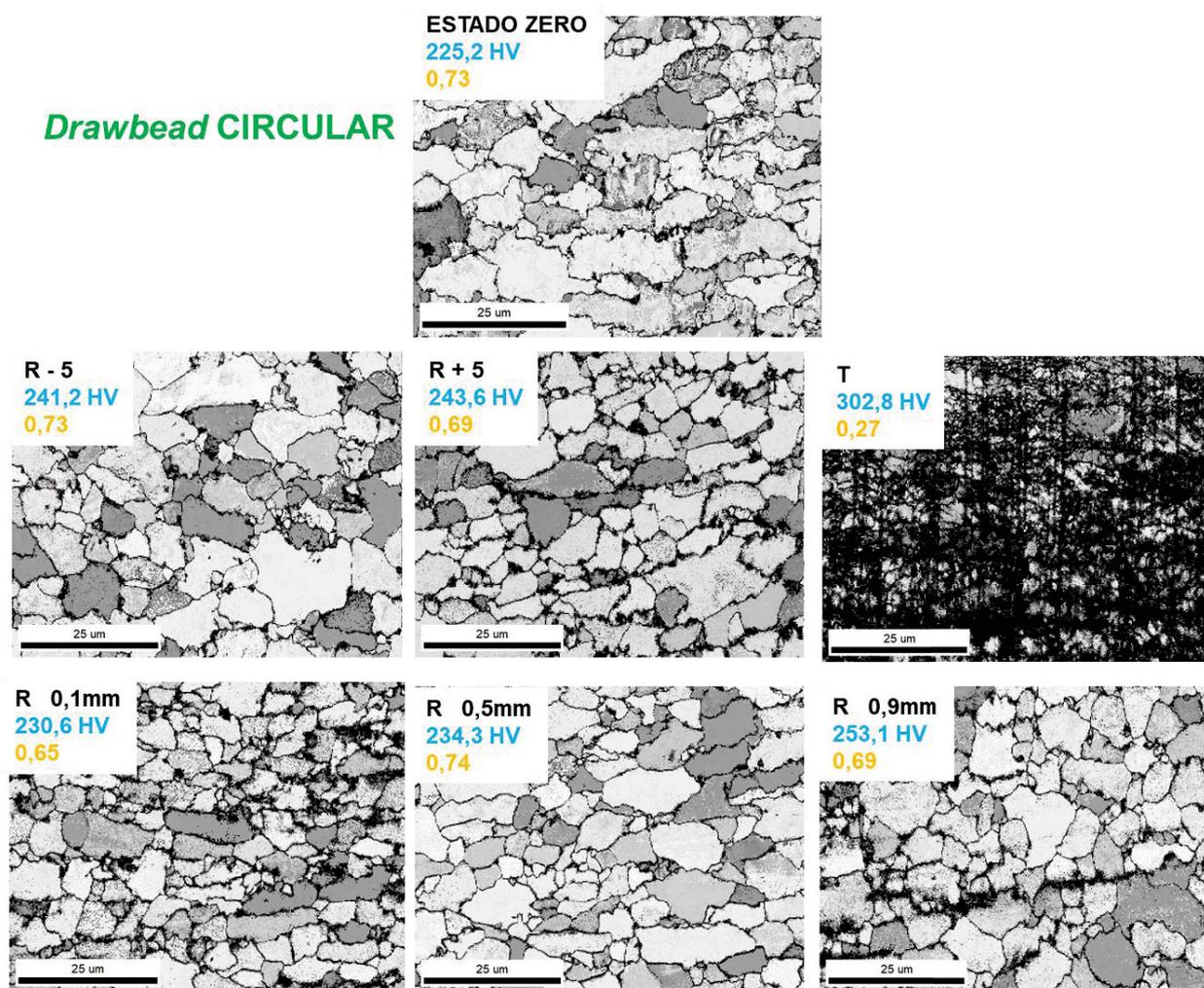
Em relação ao estado zero, não houve mudanças significativas do padrão apresentado para cada um dos pontos avaliados nas amostras. Para as três geometrias de *drawbead*, o ponto T (região da trinca) em relação aos demais pontos, teve uma deformação maior dos grãos. Os valores de dureza neste ponto, foram os maiores em relação aos demais pontos, corroborando com as imagens apresentadas. A Figura 52, a Figura 53 e a Figura 54, apresentam o ACI de cada um

dos pontos e da mesma forma, as imagens na região da trinca apresentaram a pior resolução.

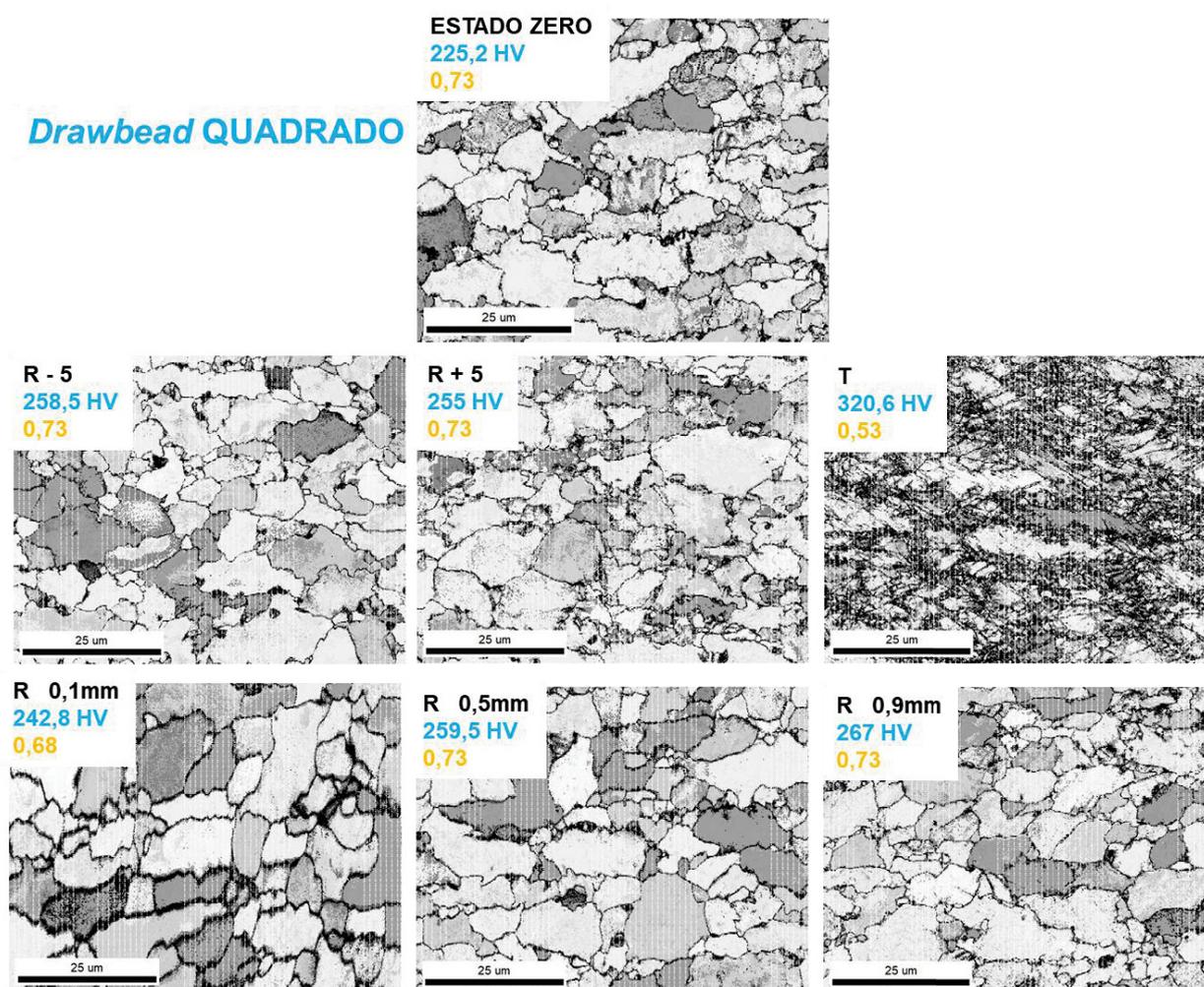
FIGURA 52 – ÍNDICE MÉDIO DE CONFIANÇA PARA *DRAWBEAD* PLANO



FONTE: O autor (2024)

FIGURA 53 – ÍNDICE MÉDIO DE CONFIANÇA PARA *DRAWBEAD* CIRCULAR

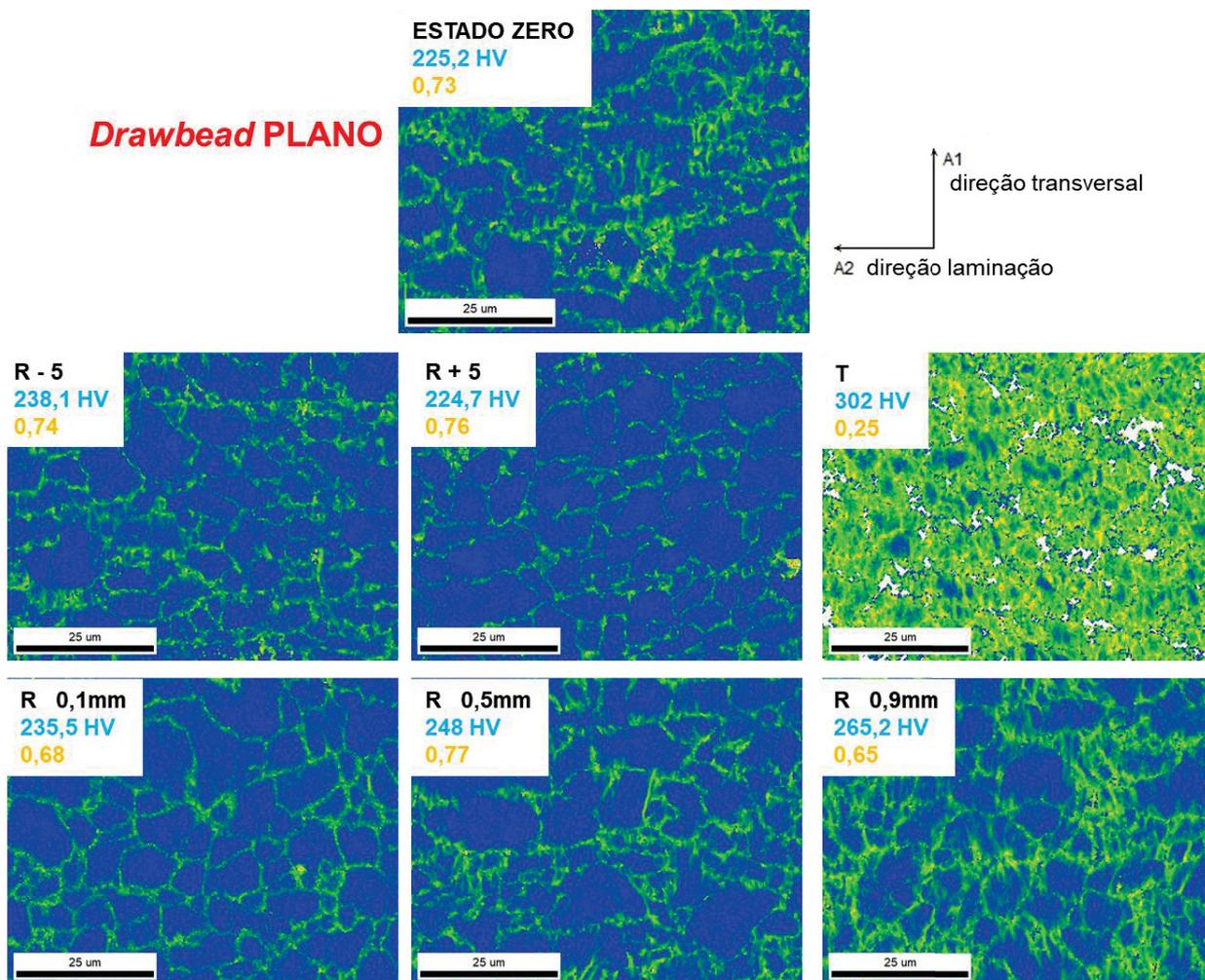
FONTE: O autor (2024)

FIGURA 54 – ÍNDICE MÉDIO DE CONFIANÇA PARA *DRAWBEAD* QUADRADO

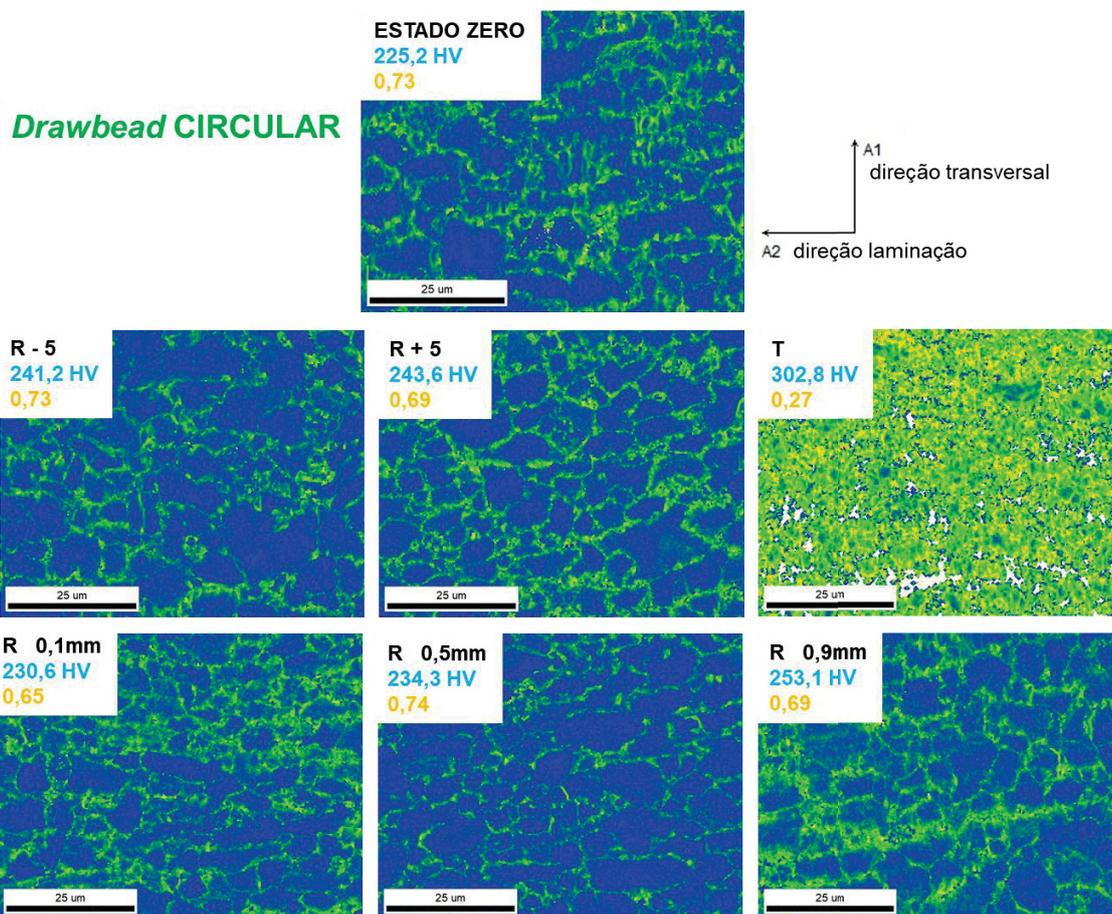
FONTE: O autor (2024)

Os mapas de deformação ou KAM estão apresentados pelas Figura 55, Figura 56 e a Figura 57. É possível notar uma alteração na microestrutura, onde a qualidade piora com o aumento da deformação, o que é esperado em função do aumento da desorientação, devido à intensa movimentação de discordâncias. É possível observar que no ponto R (raio da matriz), os níveis de deformação aumentaram em função do aumento da cota que representa a distância em relação à linha neutra da chapa, haja vista que o ponto com 10,1 mm é mais próximo ao R e o ponto com 10,9 mm é mais próximo ao polo do punção, submetido à esforços trativos.

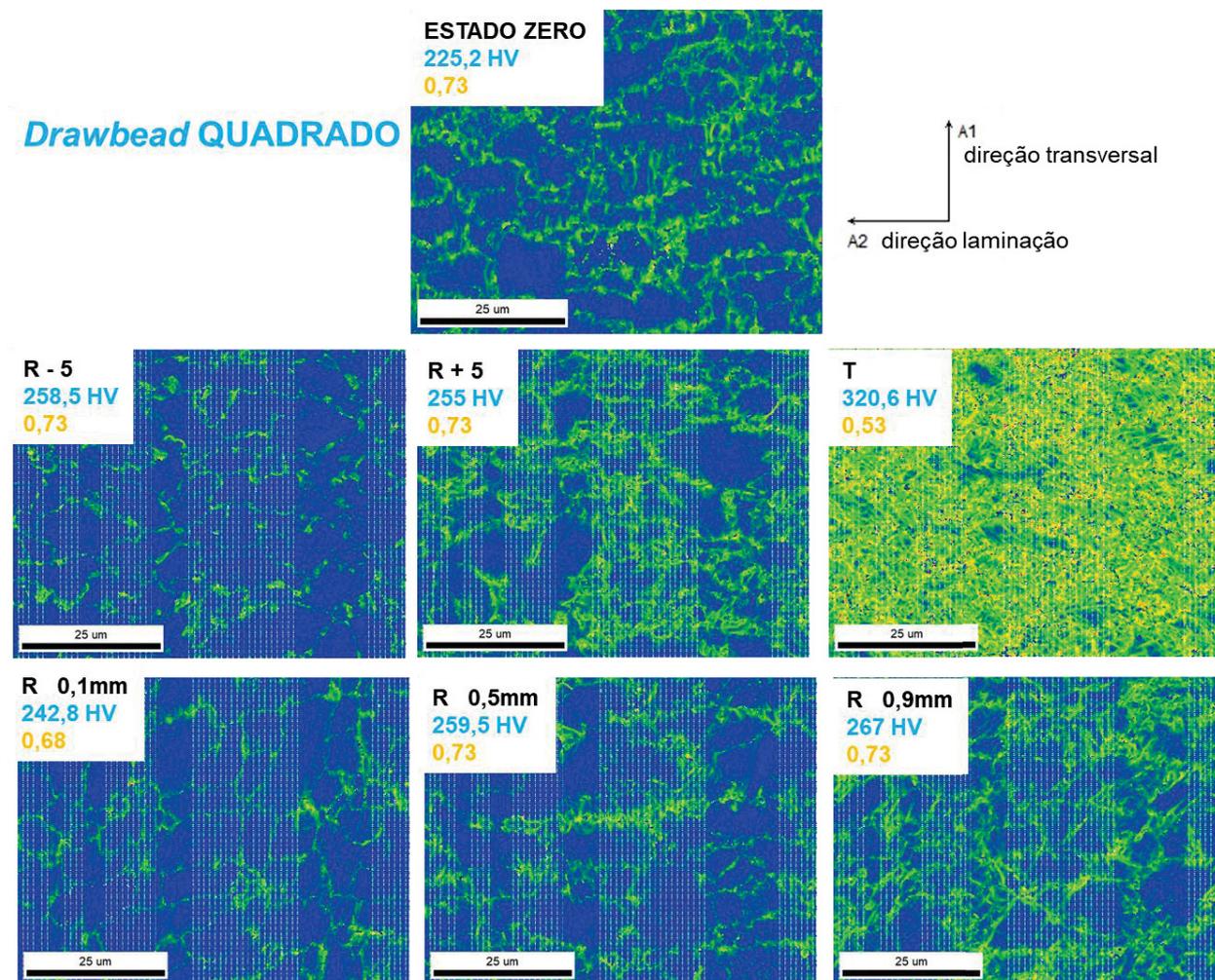
FIGURA 55 – MAPA DE DEFORMAÇÃO PARA DRAWBEAD PLANO



FONTE: O autor (2024)

FIGURA 56 – MAPA DE DEFORMAÇÃO PARA *DRAWBEAD* CIRCULAR

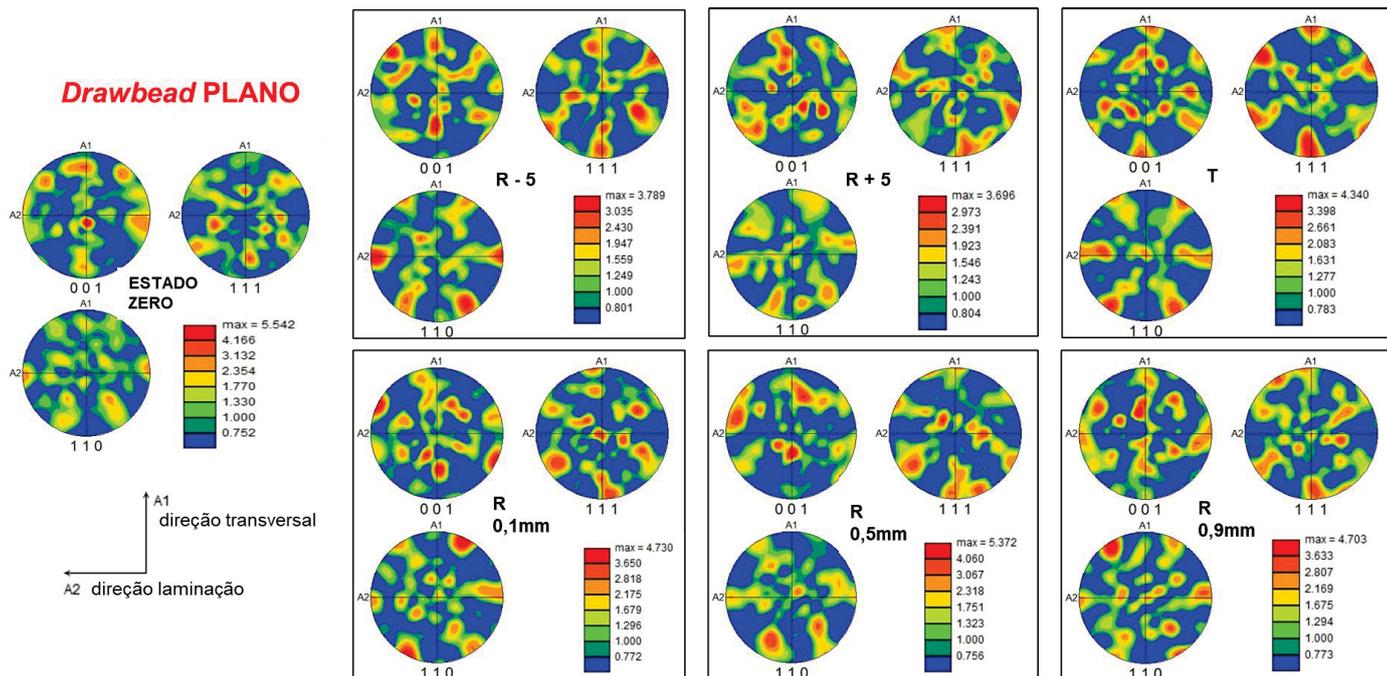
FONTE: O autor (2024)

FIGURA 57 – MAPA DE DEFORMAÇÃO PARA *DRAWBEAD* QUADRADO

FONTE: O autor (2024)

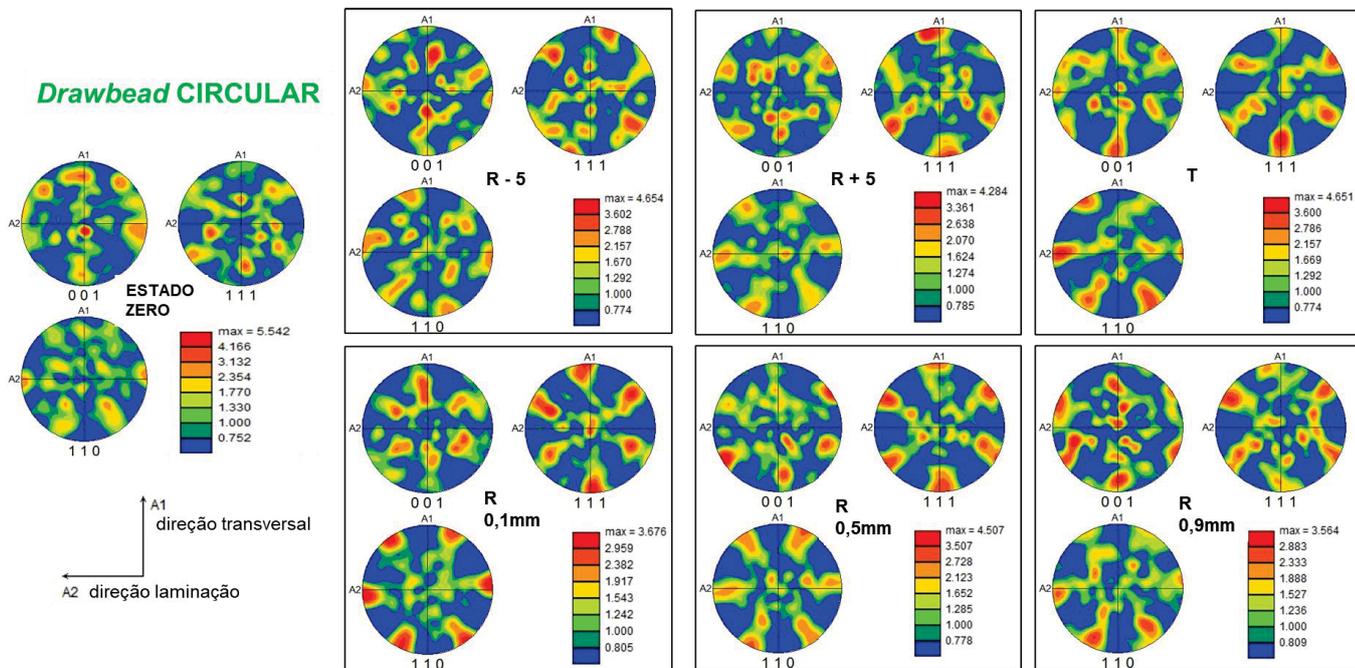
A orientação cristalográfica preferencial é um componente importante no que diz respeito ao comportamento dos materiais. Uma textura mais forte em que determinados pólos ou planos se alinham na direção do esforço aplicado, pode criar anisotropias em termos de comportamento do agregado policristalino. As figuras de polo estão representadas pelas Figura 58, Figura 59 e a Figura 60.

FIGURA 58 – FIGURAS DE POLO PARA *DRAWBEAD* PLANO

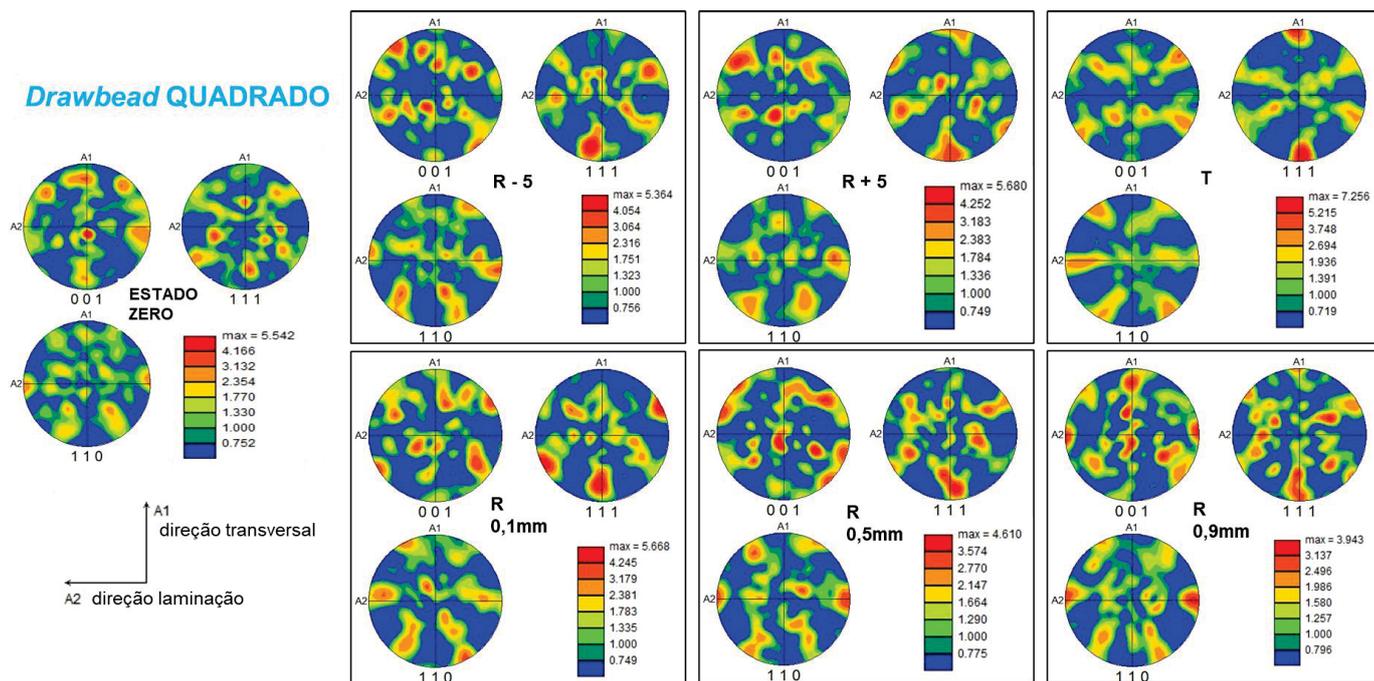


FONTE: O autor (2024)

FIGURA 59 – FIGURAS DE POLO PARA *DRAWBEAD* CIRCULAR



FONTE: O autor (2024)

FIGURA 60 – FIGURAS DE POLO PARA *DRAWBEAD* QUADRADO

FONTE: O autor (2024)

Neste caso não houve uma modificação do padrão de distribuição dos elementos cristalográficos. Houve apenas uma ligeira modificação na distribuição, mantendo o padrão original. Isso significa que as propriedades do material não sofreram mudanças significativas. No entanto é bom ter em mente que o aumento no grau de desorientação, pela criação e multiplicação dos defeitos lineares, levou a uma fragilização do material, tornando-o mais duro e frágil. Isso se deve ao fato de que as taxas de deformação são mais altas do que a velocidade de recuperação do material, pelo fato da deformação ter acontecido à frio, ocorrendo um endurecimento cinemático em função do encruamento. Observa-se uma modificação na textura, mas sem uma mudança no padrão e que está relacionado com a deformação plástica e ao rearranjo de discordâncias, sem recristalização dinâmica. O Quadro 6 traz um compilado de informações com os resultados de dureza, bem como os resultados da difração do retroespalhamento de elétrons.

QUADRO 6 – RESUMO DOS RESULTADOS ENCONTRADOS

ZERO	Ponto amostra	local amostra	ACI	Dureza [HV]		Textura máxima
	0,5 mm	aleas	0,73	225,2		5,542
PLANO	Ponto amostra	local amostra	ACI	Dureza [HV]	média Dureza [HV]	Textura máxima
	R-5 0,5mm	5mm antes R	0,74	238,1		3,789
	R+5 0,5mm	5mm depois R	0,76	224,7		3,696
	T 0,5mm	trinca	0,25	302,0		4,340
	R 0,1mm	R	0,68	235,5	249,6	4,730
	R 0,5mm	R	0,77	248,0		5,372
	R 0,9mm	R	0,65	265,2		4,703
CIRCULAR	Ponto amostra	local amostra	ACI	Dureza [HV]	média Dureza [HV]	Textura máxima
	R-5 0,5mm	5mm antes R	0,73	241,2		4,654
	R+5 0,5mm	5mm depois R	0,69	243,6		4,284
	T 0,5mm	trinca	0,27	302,8		4,651
	R 0,1mm	R	0,65	230,6	239,3	3,676
	R 0,5mm	R	0,74	234,3		4,507
	R 0,9mm	R	0,69	253,1		3,564
QUADRADO	Ponto amostra	local amostra	ACI	Dureza [HV]	média Dureza [HV]	Textura máxima
	R-5 0,5mm	5mm antes R	0,73	258,5		5,364
	R+5 0,5mm	5mm depois R	0,73	255,0		5,680
	T 0,5mm	trinca	0,53	320,6		7,256
	R 0,1mm	R	0,68	242,8	256,4	5,668
	R 0,5mm	R	0,73	259,5		4,610
	R 0,9mm	R	0,73	267,0		3,943

FONTE: O autor (2024)

5 CONSIDERAÇÕES FINAIS

Além da caracterização das propriedades mecânicas do material, foram satisfatoriamente utilizadas as técnicas de nanoindentação e EBSD para avaliação do grau de encruamento do aço DP600, submetido ao ensaio Nakazima modificado, variando a geometria do drawbead. O levantamento dos dados experimentais foi importante para uma avaliação mais precisa deste fenômeno que impacta diretamente a estampabilidade do material. Utilizando as técnicas de microscopia foi possível avaliar qualitativamente algumas características do material, após estampagem.

O *drawbead* de geometria circular, apresentou a variação de dureza mais uniforme ao longo do perfil do *blank* estampado, que contempla a região do flange, o raio da matriz e a região de estampagem. Também apresentou menores valores de dureza em relação ao de geometria quadrada, sendo evidenciado pela CLC. Considerando estas duas geometrias, percebe-se que a variação de dureza ao longo do perfil do *blank* estampado apresentou resultados muito próximos (delta de 1,1 HV), concluindo que o *drawbead* atenua tal variação, contribuindo para uma melhor estampabilidade da chapa e que corrobora com os resultados da CLC. Agora comparando as três geometrias, mas desta vez tomando como referência o raio da matriz (R), a variação de dureza foi consistente, de acordo com as CLC, evidenciando diretamente o efeito do encruamento na chapa.

Conforme mencionado anteriormente neste trabalho, o ponto de maior incidência de tal fenômeno ocorre no raio da matriz, onde o maior valor de dureza foi encontrado com o *drawbead* quadrado (256,4 HV) e o menor valor de dureza, com o *drawbead* circular (239,3 HV). O *drawbead* plano apresentou a menor dureza na região do flange por não possuir o “dente” que causa a deformação inicial, porém teve um aumento considerável de dureza ao longo do raio da matriz (249,6 HV), com posterior formação de uma “zona morta” no início da região estampada, pois permite um fluxo de chapa mais acentuado. O aumento de dureza no raio da matriz, seguido da formação de uma “zona morta”, provocou uma maior variação de dureza, justamente na entrada da região estampada, afetando negativamente a estampabilidade da chapa, o que foi evidenciado mais uma vez pelas CLC.

O menor patamar de dureza ocorreu para geometria circular, ou seja, é o *drawbead* que gerou o menor comprometimento da chapa em decorrência de sofrer

maior influência do efeito Bauschinger, aliviando as tensões de escoamento e reduzindo a dureza pelo encruamento. Já o perfil quadrado foi o que apresentou maior patamar de endurecimento sobre o raio da matriz, ou seja, sofre maior influência do encruamento, pois restringe mais o escorregamento da chapa em função de sua geometria. A formação da “zona morta” no *drawbead* plano, se deve a uma transição de uma deformação convexa para côncava, na região da parede do copo estampado. Pelo fato desse *drawbead* não possuir o “dente” ou saliência, não há o acréscimo da força restritiva do mesmo e, conseqüentemente a chapa escoia mais durante a estampagem. Isso produz um menor estiramento da chapa nessa região de transição entre a deformação convexa e côncava, formando a “zona morta”, que produz uma maior variação de dureza na região da parede até a trinca, comprometendo a conformabilidade da chapa.

De uma forma geral, as análises qualitativas de EBSD não apresentaram mudanças significativas do padrão apresentado em função da variação nas geometrias de *drawbead* e nos diferentes pontos das amostras, no que se refere as figuras de polo invertido e as imagens com o índice médio de confiança. Tais figuras mostram os grãos alongados em decorrência do sentido de laminação da chapa e dos ensaios de estampagem.

As figuras de polo que apresentam a textura cristalográfica, não indicaram uma alteração significativa no padrão e de forma geral, os valores de textura máxima são muito próximos entre si, independentemente da geometria do *drawbead* e dos pontos analisados nas varreduras. No raio da matriz, observou-se modificação na textura, mas sem mudança no padrão, o que está relacionado ao aumento nos níveis de deformação plástica e no rearranjo de discordâncias sem recristalização dinâmica.

6 CONCLUSÃO

Por meio da caracterização das propriedades mecânicas do material, como: (a) limite de escoamento, (b) limite de ruptura, (c) alongamento, (d) coeficiente de anisotropia e (e) coeficiente de encruamento, evidenciou-se que o material apresentou resultados coerentes com trabalhos anteriores.

Mediante o levantamento da CLC do material em função da variação da geometria do *drawbead*, ficou evidente o melhor desempenho do tipo circular em relação aos demais. Observou-se também que o pior desempenho ocorreu para o tipo plano, reforçando a necessidade de utilização do *drawbead* para uma melhor estampabilidade do aço em questão.

Dentre as geometrias de *drawbead* analisadas, o de geometria circular, apresentou a variação de dureza mais uniforme ao longo do perfil do *blank* estampado e também apresentou menores valores de dureza em relação às outras geometrias, concluindo-se que o *drawbead* atenua tal variação, contribuindo para uma melhor estampabilidade da chapa e que corrobora com os resultados da CLC. Considerada a região mais crítica da amostra de acordo com os testes, no raio da matriz, novamente o *drawbead* circular apresentou um menor nível de dureza em relação aos demais, o que caracteriza menor influência do encruamento e, conseqüentemente, menor efeito desta variação para estampabilidade do aço.

Pela análise qualitativa dos mapas de deformação, foi possível evidenciar que no raio da matriz, os níveis de deformação aumentaram em função do aumento da distância em relação à linha neutra da chapa até a superfície externa da curvatura, cujo esforço predominante é de tração. Majoritariamente, existe uma sutil diferença nos mapas de deformação quando se compara o *drawbead* plano com as duas outras geometrias, que apresentaram muita similaridade em relação às deformações, sobretudo no raio da matriz.

Os parâmetros utilizados na difração de elétrons retroespalhados, foram satisfatórios quanto a geração das imagens para revelar a morfologia dos grãos do material. No entanto, tais imagens, não evidenciaram de forma clara os níveis de encruamento decorrentes da deformação plástica sofrida pela chapa após os ensaios de estampagem. As técnicas utilizadas no trabalho, possibilitaram uma quantificação do encruamento do material, e uma avaliação qualitativa desse efeito através das imagens. Como as imagens de EBSD não corroboraram com o objetivo

do trabalho, não permitindo a quantificação do encruamento do aço pela variação geométrica dos grãos, conclui-se que os níveis de deformações impostos à chapa são insuficientes para uma variação morfológica mais acentuada dos grãos, ao passo que a medição da nanodureza de fato supriu essa necessidade.

7 RECOMENDAÇÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Aprofundar os estudos com relação à textura cristalográfica haja vista que as orientações preferenciais trazem efeitos importantes nas propriedades de produtos comerciais. Uma amostra de metal com textura aleatória possuirá propriedades idênticas em todas as direções (contanto que não haja nenhuma inclusão alongada ou segregações), mas uma amostra com uma orientação preferencial terá propriedades direcionais ou anisotrópicas que podem ser ou não ser desejáveis em função do uso pretendido. As propriedades mecânicas diferentes causadas por uma textura inadequada em uma chapa podem causar dificuldades ou desperdício em certas operações de estampagem profunda. Assim, um copo tirado de uma chapa pode ter uma borda desigual, ou apresentar “orelhamento” após uma operação de estampagem profunda. A anisotropia controlada durante a laminação da chapa, pode amenizar tais impactos.

Aprimorar as condições de processamento da amostra, com o objetivo de aumentar o índice médio de confiança através da técnica de EBSD e também refinar os parâmetros de análise para estudos mais aprofundados do efeito Bauschinger.

Utilizar os dados das varreduras de EBSD para alimentar modelos matemáticos visando a simulação numérica, conforme alguns trabalhos referenciados nesta pesquisa, bem como iniciar estudos em escala nanométrica utilizando a microscopia eletrônica de transmissão para uma melhor visualização do movimento das discordâncias.

REFERÊNCIAS

- ABEYRATHNA, Buddhika *et al.* A first step towards a simple in-line shape compensation routine for the roll forming of high strength steel. **International Journal of Material Forming**, [s.l.], v. 9, n. 3, p.423-434, 18 abr. 2015. DOI: <http://dx.doi.org/10.1007/s12289-015-1238-7>.
- ALTAN, T.; NASSER, A.; YADAV, A.; PATHAK, P. Determination of the flow stress of five AHSS sheet materials (DP600, DP780, DP780-CR, DP780-HY, and TRIP780) using the uniaxial tensile and the biaxial Viscous Pressure Bulge (VPB) tests. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 210, p. 429-436, 2010. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2009.10.003>.
- AMIRMALEKI, M., SAMEI, J., GREEN, D.E.; VAN RIEMSDIJK, I; STEWART, L. 3D micromechanical modeling of dual phase steels using the representative volume element method. **Mechanics of Materials**, v. 101, p. 27-39, 2016. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.mechmat.2016.07.011>.
- ANDRADE, S. L.; BATISTA, J. F.; TAISS, J. M.; ROSA, L. K. **ULSAB-AVC – O aço no automóvel do futuro: A estratégia da USIMINAS**. In: 55º Congresso da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2000, Rio de Janeiro, Anais. Rio de Janeiro, Julho 2000.
- ATREYA, V.; BOS, C.; SANTOFIMIA, M.J. Understanding ferrite deformation caused by austenite to martensite transformation in dual phase steels. **Scripta Materialia**, v. 202, p. 114032, 2021.
- ASTM E8/E8M. Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials. ASTM International, West Conshohocken, 2016.
- ASTM E415. Standard Test Method for Analysis of Carbon and Low-Alloy Steel by Spark Atomic Emission Spectrometry. ASTM International, West Conshohocken, 2021.
- ASTM E517. Standard Test Method for Plastic Strain Ratio r for Sheet Metal. ASTM International, West Conshohocken, 2019.
- ASTM E646. Standard Test Method for Tensile Strain-Hardening Exponents (n -values) of Metallic Sheet Materials. ASTM International, West Conshohocken, 2016.
- AVRAMOVIC-CINGARA, G.; SALEH, Ch.A.R.; JAIN, M.K.; WILKINSON, D.S. Void Nucleation and Growth in Dual-Phase Steel 600 during Uniaxial Tensile Testing. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v.40, p. 3117-3127, 2009. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11661-009-0030-z>.
- BARLO, A.; SIGVANT, M.; ENDELT, B. On the Failure Prediction of Dual-Phase Steel and Aluminium Alloys Exposed to Combined Tension and Bending. **Iop Conference Series: Materials Science and Engineering**, v. 651, p.012030-12040, 2019. DOI: <http://dx.doi.org/10.1088/1757-899x/651/1/012030>.

BATE, P.S.; KNUTSEN, R.D.; BROUGH, I.; HUMPHREYS, F.J. The characterization of low-angle boundaries by EBSD. **Journal of Microscopy**, v. 220, p. 36-46, 2005. DOI: <https://doi.org/10.1111/j.1365-2818.2005.01513.x>.

BAUSCHINGER, J. Über die Veränderung der Elastizitätsgrenze und der Festigkeit des Eisens und Stahls durch Strecken und Quetschen, durch Erwärmen und Abkühlen und durch oftmals wiederholte Beanspruchung, **Mitt. Mech. -Techn. Lab. K. Techn. Hochsch**, München, v.13, p.108-112, 1886.

BROUGH, I.; BATE, P.S.; HUMPHREYS, F.J. **Optimising the angular resolution of EBSD**. *Materials Science and Technology*, v. 22, p. 1279-1286, 2013. DOI: <https://doi.org/10.1179/174328406X130902>.

BROWN, L.M. Orowan's explanation of the Bauschinger Effect. **Scripta Metallurgica**, v. 11, p. 127-131, 1977. DOI: [https://doi.org/10.1016/0036-9748\(77\)90291-5](https://doi.org/10.1016/0036-9748(77)90291-5).

BUCKLEY, S.N.; ENTWISTLE, K.M. The Bauschinger effect in super-pure aluminum single crystals and polycrystals. **Acta Metallurgica**, v. 4, p. 352-361, 1956. DOI: [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(56\)90023-2](https://doi.org/10.1016/0001-6160(56)90023-2).

BUEHLER ELECTROMET 4, Polisher/Etcher, Operation and Maintenance Instructions.

CALCAGNOTTO, M.; ADACHI, Y.; PONGE, D.; RAABE, D. Deformation and fracture mechanisms in fine and ultrafine-grained ferrite/martensite dual-phase steels and the effect of aging. **Acta Materialia**, v. 59, p. 658-670, 2011. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2010.10.002>.

CARDOSO, M.C. **Caracterização experimental e modelamento do comportamento plástico de chapas de aços bifásicos DP600 e DP800**. 139f. Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica), Universidade Federal Fluminense, 2016.

CARNEIRO, I.; SIMOES, S. Recent Advances in EBSD Characterization of Metals. **Metals**, v. 10, p. 1097, 2020. DOI: <https://doi.org/10.3390/met10081097>.

CASALS, O.; ALCALA, J. The duality in mechanical property extractions from Vickers and Berkovich instrumented indentation experiments. **Acta Materialia**, v. 53, p. 3645-3661, 2005. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2005.03.051>.

CHEMIN FILHO, R.A. **Avaliação das Deformações de Chapas Finas e Curvas CLC para Diferentes Geometrias de Punções**. 127f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Setor de Tecnologia, Universidade Federal do Paraná, 2004.

CHEMIN FILHO, R.A. **Estudo da Fratura de Aços de Nova Geração DP600 através da Variação de Pressão no Prensa-Chapas**. 149f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Setor de Tecnologia, Universidade Federal do Paraná, 2011.

COTTRELL, A.H. Dislocations and plastic flow in crystals. **American Journal of Physics**, University of Rochester, v. 22, p. 242, 1953. DOI: <https://doi.org/10.1119/1.1933704>.

DAO, M.; CHOLACCOOP, N.; VAN VLIET, K.J.; VENKATESH, T.A.; SURESH, S. Computational modeling of the forward and reverse problems in instrumented sharp indentation. **Acta Materialia**, v. 49, p. 3899-3918, 2001. DOI: [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(01\)00295-6](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(01)00295-6).

DAVID, F.F.; VASCONCELOS, L.M.C.; LIBERATO, F.M.; DA COSTA, A.R.; **Academic production about the Bauschinger Effect in steels: a bibliometric study between 1990 and 2021**, Conference Paper, First South Florida Congress of Development, Miami, 2021. DOI: <https://doi.org/10.47172/sfcdv2021-0003>.

DEMIR, E.; RAABE, D. Mechanical and microstructural single-crystal Bauschinger effects: Observation of reversible plasticity in copper during bending. **Acta Materialia**, v. 58, p. 6055-6063, 2010. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2010.07.023>.

DIETER, G.E. **Metalurgia Mecânica**. 2ª ed., Rio de Janeiro: Guanabara, 1981.

DIN EN 10338. Hot rolled and cold rolled non-coated products of multiphase steels for cold forming – Technical delivery conditions, 2015.

DINGLEY, D.J.; BABA-KISHI, K.Z.; RANDLE, V. **Atlas of Backscattering Kikuchi Diffraction Patterns**. Institute of Physics Publishing, Bristol and Philadelphia, 1995, ISBN 0-7503-0212-7.

EMBURY, J.D. Plastic flow in dispersion hardened materials. **Metallurgical Transactions A**, v. 16, p. 2191-2200, 1985.

FCA MS.50002. Sheet Metal for Automotive Application, 2017

FISCHER-CRIPPS, A.C. A simple phenomenological approach to nanoindentation creep. **Materials Science & Engineering A**, v. 385, p. 74-82, 2004. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2004.04.070>.

FISCHER-CRIPPS, A.C. Critical review of analysis and interpretation of nanoindentation test data. **Surface and Coatings Technology**, v. 200, p. 4153-4165, 2006. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2005.03.018>.

FORGAS, A. **Influência da Temperatura de Recozimento Intercrítico no Comportamento Mecânica de um Aço Bifásico Baixo Carbono**. 125f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica), Centro Universitário da FEI, 2009.

GALLARDO-BASILE, F.J.; ROTERS, F.; JENTNER, R.M.; BEST, J.P.; KIRCHLECHNER, C.; SRIVASTAVA, K.; SCHOLL, S.; DIEHL, M. Application of a nanoindentation-based approach for parameter identification to a crystal plasticity

model for bcc metals. **Materials Science & Engineering A**, v. 881, 2023. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2023.145373>.

GORNI, A. Caracterização Topológica da Microestrutura dos Aços Bifásicos. **Revista Escola de Minas**, p. 40-44, 1995.

GORNI, A. **Aços avançados de alta resistência: microestrutura e propriedades mecânicas**. Trabalho apresentado no 5º Congresso de Corte e Conformação de Metais, São Paulo, Outubro de 2009.

GUI, H.L.; LI, Q.; HUANG, Q.X. The influence of Bauchinger Effect in Straightening Process. **Mathematical Problems in Engineering**, v. 2015, DOI: <http://dx.doi.org/10.1155/2015/612840>.

HAERTEL, M.; ILLGEN, C.; BRUDER, E.; FRINT, P.; WAGNER, M.F.X. Microstructural evolution during uniaxial tension-compression in-plane deformation of an IF steel. **Materials Science and Engineering: A**, v. 744, p. 652-660, 2019. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.12.073>.

HAUS, S.A. **Influência do Efeito Bauschinger no Retorno Elástico em Aços Avançados de Elevada Resistência**. 92f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Setor de Tecnologia, Universidade Federal do Paraná, 2011.

HEYN, E. Einige Fragen aus dem Gebiet der Metallforschung. **Metall und Erz.**, v. 15, p. 411-422 p. 436-441, 1918.

HORNBOGEN, E; BECKER, J.; STRATMANN, P. Dual-Phase Gefüge. **Zeitschrift für Metallkunde**, v. 71, p. 27-31, 1980.

HUH, H.; KIM, S.B.; SONG, J.H.; LIM, J.H. Dynamic tensile characteristics of TRIP-type and DP-type steel sheets for an auto-body. **International Journal of Mechanical Sciences**, v. 50, p. 918-931, 2008. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijmecsci.2007.09.004>.

HUMPRHEYS, F.J.; ROHRER, G.S.; ROLLET, A. **Recrystallization and Related Annealing Phenomena**. 3ª ed. Elsevier, 2017.
ISO 12004-2 Metallic Materials – Sheet and Strip – Deformation of Forming Limit Curve. European Committee for Standardization, 2008.

KEELER, S.; KIMCHI, M.; MOONEY, P. Advanced High-Strength Steels Application Guidelines Version 6.0. **WorldAutoSteel**, 2017.

KIM, H.L.; PARK, S.H. Loading Direction Dependence of Yield-Point Phenomenon and Bauschinger Effect in API X70 Steel Sheet. **Metals and Materials International**, v. 26, p. 14-24, 2020. DOI: <https://doi.org/10.1007/s12540-019-00325-z>.

KIM, S.B.; HUH, H.; BOK, H.H.; MOON, M.B. Forming limit diagram of auto-body steel sheets high-speed sheet metal forming. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 211, p. 851-862, 2011. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2010.01.006>.

LAI, Q.; BRASSART, L.; BOUAZIZ, O.; GOUNÉ, M.; VERDIER, M.; PARRY, G.; PERLADE, A.; BRÉCHET, Y.; PARDOEN, T. Influence of martensite volume fraction and hardness on the plastic behavior of dual-phase steels: Experiments and micromechanical modeling. **International Journal of Plasticity**, v. 80, p. 187-203, 2016. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2015.09.006>.

LEPIENSKI, C.M.; PHARR, G.M.; PARK, Y.J.; WATKINS, T.R.; MISRA, A.; ZHANG, X. Factors limiting the measurement of residual stress in thin films by nanoindentation. **Thin Solid Films**, v. 447-448, p. 251-257, 2004. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0040-6090\(03\)01103-9](https://doi.org/10.1016/S0040-6090(03)01103-9).

LEOCATA, S.; SENNER, T.; SAUBIEZ, J.M.; BROSIUS, A. Influence of binder pressure zones on the robustness of restraining forces in sheet metal forming. **Procedia Manufacturing**, v. 29, p. 209-216, 2019. DOI: <https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/>.

LI, S.; GUO, C.; HAO, L.; KANG, Y.; AN, Y. In-situ EBSD study of deformation behaviour of 600 MPa grade dual phase steel during uniaxial tensile tests. **Materials Science & Engineering A**, v. 759, p. 624-632, 2019. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.05.083>.

LIU, G.; DU, D.; WANG, K.; PU, Z.; ZHANG, D.; CHANG, B. Microstructure and nanoindentation creep behavior of IC10 directionally solidified superalloy repaired by laser metal deposition. **Materials Science & Engineering A**, v. 808, 2021. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.140911>.

MA, H.; LI, Y.; ZHANG, H.; LI, Q.; CHEN, F.; CUI, Z. A virtual laboratory based on full-field crystal plasticity simulation to characterize the multiscale mechanical properties of AHSS. **Scientific Reports**, v. 12, p. 5054, 2022. DOI: <https://doi.org/10.1038/s41598-022-09045-8>.

MARCONDES, P.V.P.; WOELLNER, N. **Projeto Aurora**. 1ª ed., Maringá: Viseu, 2024.

MARRA, K.M.; TAISS, E.J.M.; TURANI, L.O. **AÇOS DUAL PHASE PROCESSADOS A FRIO: CARACTERÍSTICAS E POTENCIAL DE APLICAÇÃO - PRODUTOS USIMINAS**, p. 466-476. In: *45º Seminário de Laminação, Processos e Produtos Laminados e Revestidos*, Porto de Galinhas - PE, 2008. ISSN: 2594-5297, DOI 10.5151/2594-5297-0048.

MASING, G. Zur Heynschen Theorie der Verfestigung der Metalle durch verborgen elastische Spannungen. *Wiss. Veröffent.* **Siemens-Konzern**, v. 3, n. 1, p. 231-239, 1924.

MAZAHERI, Y.; KERMANPUR, A.; NAJAFIZADEH, A.; SAEIDI, N. Effects of initial microstructure and thermomechanical processing parameters on microstructures and mechanical properties of ultrafine grained dual phase steels. **Materials Science & Engineering A**, v.612, p.54-62, 2014. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.06.031>.

MCCLINTOCK, F.A.; ARGON, A.S. **Mechanical behavior of materials**. Addison-Wesley. p. 185, 1966.

METALS HANDBOOK. Properties and Selection: Irons Steels and High-Performance Alloys, v. 1, p. 1102-1106. ASM International.

MOTT, N.F. **Advances in Physics**: Quarterly Supplement of Philosophical Magazine, 1952.

OLIVER, W.C.; PHARR, G.M. An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments. **Journal of Materials Research**, v. 17, p. 1564-1583, 1992.

OLIVEIRA, A.R.; LAJARIN, S.F. REBEYCA, C.J.; CHEMIN FILHO, R.A.; NIKHARE, C.P.; MARCONDES, P.V.P. Influence of drawbead geometry and blank holder force on the dual phase steel formability. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, [S.L.], v. 121, n. 9-10, p. 5823-5833, 19 jul. 2022. DOI: <http://dx.doi.org/10.1007/s00170-022-09603-4>.

OROWAN, E. **Cause and effect of internal stresses – internal stresses and fatigue in metals**. Detroit, 1958.

PHAM, C.H.; THUILLIER, S., MANACH, P.Y. Prediction of flow stress and surface roughness of stainless steel sheets considering an inhomogeneous microstructure. **Materials Science & Engineering A**, v. 678, p. 377-388, 2016. DOI: <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2016.09.101>.

PIERMAN, A.P.; BOUAZIZ, O.; PARDOEN, T.; JACQUES, P.J.; BRASSART, L. The influence of microstructure and composition on the plastic behaviour of dual phase steels. **Acta Materialia**, v. 73, p. 298-311, 2014. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2014.04.015>.

RAABE, D. Max-Planck Institut für Eisenforschung. Düsseldorf, 2024. Disponível em: <https://www.dierk-raabe.com/dual-phase-steels/>. Acesso em 31 jul. 2024.

RAABE, D.; LUCKE, K.; HOLSCHER, M. Rolling and Recrystallization Textures of BCC Steels. **Steel Research**, v. 62, p. 567-575, 1991. DOI: <https://doi.org/10.1002/srin.199100451>.

RAMAZANI, A.; PINARD, P.T.; RICHTER, S.; SCHWEDT, A.; PRAHL, U. Characterisation of microstructure and modelling of flow behaviour of bainite-aided dual-phase steel. **Computational Materials Science**, v. 80, p. 134-141, 2013. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2013.05.017>.

RANDLE, V.; ENGLER, O. **Introduction to Texture Analysis: microtexture, microtexture and orientation mapping**. Boca Raton, 2ª edição: 2009. DOI: <https://doi.org/10.1201/9781420063660>.

SAAI, A.; HOPPERSTAD, O.S.; GRANBOM, Y.; LADEMO, O.G. Influence of Volume Fraction and Distribution of Martensite Phase on the Strain Localization in Dual

Phase Steels. **Procedia Materials Science**, v. 3, p. 900-905, 2014. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.mspro.2014.06.146>.

SACHS, G.; SHOJI, H. Zug-Druckversuche an Messingkristallen (Bauschingereffekt). **Z. Physik**, v. 45, p. 776-796, 1927. DOI: <https://doi.org/10.1007/BF01329555>.

SARAND, M.H.J; MISIRLIOGLU, I.B. A physics-based plasticity study of the mechanism of inhomogeneous strain evolution in dual phase 600 steel. **International Journal of Plasticity**. v.174, 2024. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2024.103918>.

SCHMID, H.; HETZ, P.; MERKLEIN, M. Failure behavior of different sheet metals after passing a drawbead. **Procedia Manufacturing**, v. 34, p. 125-132, 2019. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.promfg.2019.06.129>.

SCHWARTZ, A.J.; KUMAR, M.; ADAMS, B.L.; FIELD, D.P. **Electron Backscatter Diffraction in Materials Science**. New York: Springer, 2009. ISBN-13:978-1489993342.

SILVEIRA, L.B. **Análises mecânica e microestrutural de chapas de aços bifásicos DP600 e DP800**. 81f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica), Universidade Federal Fluminense, 2017

SUDERSANAN, P.D.; KORI, N.; APRAMEYAN, S.; KEMPAIAH, U.N. The effect of carbon content in martensite on the strength of dual phase steel. **Bonfring International Journal of Industrial Engineering and Management Science**, 2012. DOI: 10.9756/bijiems.1254.

TASAN, C.C; DIEHL, M.; YAN, D.; BECHTOLD, M.; ROTERS, F.; SCHEMMANN, L.; ZHENG, C.; PERANIO, N.; PONGE, D.; KOYAMA, M.; TSUZAKI, K.; RAABE, D. An Overview of Dual-Phase Steels: Advances in Microstructure-Oriented Processing and Micromechanically Guided Design. **Annual Review of Materials Research**, v. 45, p. 391-431, 2015. DOI: <https://doi.org/10.1146/annurev-matsci-070214-021103>.

TAYLOR, M.D.; CHOI, K.S.; SUN, X.; MATLOCK, D.K.; PACKARD, C.E.; XU, L.; BARLAT, F. Correlations between nanoindentation hardness and macroscopic mechanical properties in DP980 steels. **Materials Science and Engineering A**, v. 597, p. 431-439, 2014. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2013.12.084>.

TIGRINHO, L.M.V. **Análise da Fratura de Chapas do Aço Avançado de Alta Resistência DP600 quando Submetido a Diferentes Estados de Tensões**. 129f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Setor de Tecnologia, Universidade Federal do Paraná, 2011.

TIGRINHO, L.M.V.; CHEMIN FILHO, R.A; MARCONDES, P.V.P. Fracture analysis approach of DP600 steel when subjected to different stress/strain states during deformation. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 69, p. 1017-1024, 09 jun. 2013. DOI: 10.1007/s00170-013-5104-9.

TORIBIO, J.; KHARIN, V.; AYASO, F.J.; LORENZO, M. GONZALEZ, B.; MATOS, J.C.; AGUADO, L. Analysis of the Bauschinger Effect in Cold Drawn Pearlitic Steels. **Metals**, v. 10, p.114, 2020. DOI: <https://doi.org/10.3390/met10010114>.

TSIPOURIDIS, P.; KOLL, L.; KREMPASZKY, C.; WERNER, E. On the strength of grain and phase boundaries in ferritic-martensitic dual-phase steels. **International Journal of Materials Research**, v. 102, p. 674-686, 2011. DOI: [10.3139/146.110519](https://doi.org/10.3139/146.110519).

Usiminas catálogo online, 2020.

Usiminas Laminados à frio, 2021.

VAN BUEREN, H.G. Imperfections in Crystals. **North-Holland Publishing Company Amsterdam**, p. 240, 1960. DOI: <https://doi.org/10.1063/1.3057469>.

VIANA, C.S.C. **Deformação, Recristalização e Textura**. 1ª ed., São Paulo: ABM – Associação Brasileira de Materiais, 2001.

WANG, W.; WEI, X. The effect of martensite volume and distribution on shear fracture propagation of 600-1000 MPa dual phase sheet steels in the process of deep drawing. **International Journal of Mechanical Sciences**, v. 67, p. 100-107, 2013. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijmecsci.2012.12.011>.

WANG, W.R.; HE, C.W.; ZHAO, Z.H.; WEI, X.C. The limit drawing ratio and formability prediction of advanced high strength dual-phase steels. **Materials and Design**, v.32, p. 3320-3327, 2011. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2011.02.021>.

WANG, Z. *et al.* A robust and accurate geometric model for automated design of drawbeads in sheet metal forming. **Computer-Aided Design**, v. 92, p. 42-57, 2017.

WEINMANN, K.J.; ROSENBERGER, A.H.; SANCHEZ, L.R. **The Bauschinger Effect of Sheet Metal Under Cyclic Reverse Pure Bending**. Michigan Technological University, 1988.

WILKINSON, A.J. Methods for determining elastic strains from electron backscatter diffraction and electron channelling patterns. **Materials Science and Technology**, v. 13, p. 79-84, 1997. DOI: <https://doi.org/10.1179/mst.1997.13.1.79>.

WILKINSON, A.J.; BRITTON, T.B.; JIANG, J.; KARAMCHED, P.S. A review of advances and challenges in EBSD strain mapping. **IOP Conf. Ser.: Materials Science and Engineering**, 2014. DOI: <https://doi.org/10.1088/1757-899X/55/1/012020>.

WRIGHT, S.I.; SUZUKI, S.; NOWELL, M. In situ EBSD observations of the evolution in crystallographic orientation with deformation. **The Journal of the Minerals**, v. 68, p. 2730-2736, 2016.

WU, X.; BAHMANPOUR, H.; SCHMID, K. Characterization of mechanically sheared edges of dual phase steels. **Journal of Material Processing Technology**, v. 212, p. 1209-1224, 2012. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2012.01.006>.

WU, G.; JENSEN, D.J. Automatic determination of recrystallization parameters based on EBSD mapping. **Materials Characterization**, v. 59, p. 794-800, 2008. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2007.06.015>.

ZAEFFERER, S.; ROMANO, P.; FRIEDEL, F. EBSD as a tool to identify and quantify bainite and ferrite in low-alloyed Al-TRIP steels. **Journal of Microscopy**, v. 230, p. 499-508, 2008.

ZHANG, Z.; REN, Y.; ZHANG, Y.; ZHANG, Z.; HE, G. Grain size-dependent mechanical response of metal nitride coating under nanoindentation and its sand erosion performance. **Ceramics International**, v. 50, p. 17544-17555, 2024. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2024.02.244>.