

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA MARIA
CENTRO DE TECNOLOGIA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA
CURSO DE ENGENHARIA MECÂNICA

Julia Brescovici Badke

**CARACTERIZAÇÃO EXPERIMENTAL DA ANISOTROPIA EM
CHAPAS DE ALUMÍNIO DA SÉRIE 5XXX CLASSE 5052-H32**

Santa Maria, RS
2021

Julia Brescovici Badke

**CARACTERIZAÇÃO EXPERIMENTAL DA ANISOTROPIA EM CHAPAS DE
ALUMÍNIO DA SÉRIE 5XXX CLASSE 5052-H32**

Trabalho de conclusão apresentado ao Curso de Graduação em Engenharia Mecânica, da Universidade Federal de Santa Maria (UFSM, RS), como requisito parcial para obtenção do título de **Bacharel em Engenharia Mecânica**.

Orientador: Prof. Cristiano José Scheuer, Dr. Eng.

Santa Maria, RS
2021

Julia Brescovici Badke

**CARACTERIZAÇÃO EXPERIMENTAL DA ANISOTROPIA EM CHAPAS DE
ALUMÍNIO DA SÉRIE 5XXX CLASSE 5052-H32**

Trabalho de conclusão apresentado ao Curso de Graduação em Engenharia Mecânica, da Universidade Federal de Santa Maria (UFSM, RS), como requisito parcial para obtenção do título de **Bacharel em Engenharia Mecânica**.

Aprovado em 18 de outubro de 2021

Prof. Cristiano José Scheuer, Dr. Eng. (DEM/UFSM)
(Presidente/Orientador)

Prof^a. Natália de Freitas Daudt, Dra. Enga. (DEM/UFSM)

Prof. Tiago dos Santos, Dr. Eng. (DEM/UFSM)

Santa Maria, RS

AGRADECIMENTOS

Aos meus pais, Geolar e Vânia, que sempre me apoiaram em todas as decisões, oportunidades, momentos fáceis e difíceis, e fizeram o melhor para esse ciclo acontecer. Sem vocês eu não estaria aqui hoje e nem seria essa pessoa, obrigada!

À minha irmã Luiza, que sempre me acolheu desde que eu nasci e até o momento que cheguei em Santa Maria para iniciar esse novo ciclo, me apoiando, me ensinando e sendo minha família mais próxima, obrigada Lu.

Aos meus outros familiares que sempre estiveram presentes por algum momento em Santa Maria, sempre me incentivando, me apoiando, me recepcionando e se colocando à disposição em momentos necessários. Obrigada vó Cyrce (*in memorian*), tio Beto, tia Li, tio Jojô, Vivi, tio Hamilton, tia Mana, tio Fernandinho e dinda Mana.

Aos meus amigos, tanto os da minha cidade natal, como os de Santa Maria que conheci durante estes últimos anos, e aos que estiveram presentes pelo menos em algum momento da minha vida universitária, vocês sabem o quanto sou grata por ter a presença de vocês na minha vida, por ter sido muito bem acolhida e ajudada quando precisei. Só vocês sabem o quão importantes vocês são na minha vida.

Aos professores do curso de engenharia mecânica da UFSM, por terem me proporcionado diversas oportunidades, sábias conversas e grandes aprendizados, sem vocês eu não teria seguido esse caminho. Vocês são inspirações para nós alunos, em especial ao professor Cristiano pela orientação, pelas conversas e por todas as dicas durante a graduação.

À empresa Bruning Tecnometal nas pessoas do supervisor de Pesquisa e Desenvolvimento Dr. Eng. Diego Tolotti de Almeida e do engenheiro mecânico Kawe Allan De Lima Goulart, pelo fornecimento do material e usinagem dos corpos de prova.

Ao Colégio Técnico Industrial de Santa Maria (CTISM) pela disponibilização do equipamento universal de ensaios, e ao Prof. Miguel Guilherme Antonello por acompanhar a sua realização.

Ao Laboratório de Microscopia e Microanálise pela disponibilização da infraestrutura, e à professora Natália de Freitas Daudt pela colaboração nas caracterizações por microscopia eletrônica de varredura.

Ao Laboratório de Magnetismo e Materiais Magnéticos na pessoa do professor Lucio Strazzabosco Dorneles, pela disponibilização da infraestrutura, e ao mestrando Diego Michael Cornelius dos Santos pela colaboração nas caracterizações por difratometria de raios-X.

RESUMO

CARACTERIZAÇÃO EXPERIMENTAL DA ANISOTROPIA EM CHAPAS DE ALUMÍNIO DA SÉRIE 5XXX CLASSE 5052-H32

AUTORA: Julia Brescovici Badke
ORIENTADOR: Cristiano José Scheuer

As ligas de alumínio da série 5000 são amplamente utilizadas em aplicações de engenharia devido às suas características como alta condutividade térmica, alta resistência à corrosão, boa soldabilidade e conformabilidade. Especificamente, a classe 5052 está sendo cada vez mais utilizada em substituição ao aço nas indústrias naval e automotiva. Atualmente, essas indústrias buscam melhorias contínuas em seus processos produtivos e na qualidade dos produtos, evitando problemas intimamente relacionados ao planejamento inadequado das operações de produção. Neste sentido, a caracterização mecânica e microestrutural dos materiais constitui uma importante ferramenta para o dimensionamento adequado do processo de fabricação e das respectivas características do produto final, permitindo identificar condições que levam a variações no comportamento do material durante seu processamento. Buscando contribuir neste assunto, este trabalho tem como objetivo avaliar as características microestruturais e propriedades mecânicas da liga de alumínio 5052-H32. A caracterização microestrutural foi realizada por meio de microscopia óptica, eletrônica de varredura e difração de raios-X, enquanto a caracterização mecânica foi realizada por meio de ensaios de tração e dureza. A partir do resultado das caracterizações microestrutural e mecânica, foram determinadas as características anisotrópicas e parâmetros de endurecimento da liga estudada. Os resultados obtidos evidenciam que a microestrutura do material é constituída por partículas de intermetálicos tipos Al_3Fe e Al_3Mg_2 , e por inclusões de Al_2O_3 em uma matriz de alumínio ($\alpha-Al$). Os valores da plasticidade aumentam no intervalo entre 0° à 45° em relação ao sentido de laminação, e diminuem de 45° à 90° ; enquanto que a elasticidade tem comportamento inverso e a dureza não sofre influência da orientação de laminação. Os valores de índice de anisotropia médio e de anisotropia planar indicam a adequabilidade do material ao processamento por conformação mecânica. Por fim, os valores do expoente de encruamento e coeficiente de resistência indicam que a liga apresenta menor conformabilidade que outras ligas de Al empregadas em aplicações similares.

Palavras-chave: Liga de alumínio 5052-H32. Anisotropia. Caracterização microestrutural. Propriedades mecânicas. Características anisotrópicas. Parâmetros de endurecimento.

ABSTRACT

EXPERIMENTAL CHARACTERIZATION OF THE ANISOTROPY ON 5XXX CLASS 5052-H32 ALUMINUM SHEETS

AUTHOR: Julia Brescovici Badke

ADVISOR: Cristiano José Scheuer

Aluminum alloys of 5000 series are widely employed in engineering applications due characteristics such as high thermal conductivity, high corrosion resistance, good weldability and conformability. Specifically, class 5052 is increasingly replacing steels in marine and automotive industries. Currently, these industries seek continuous improvements regarding their productive processes and product quality, avoiding issues closely related to unsuitable production operations planning. Important tools towards the adequate design of manufacturing process and related final product characteristics are the microstructural and mechanical characterization, which allows identifying conditions leading to variations in the material behavior during its processing. As an effort to contribute on this matter, this work aims on evaluating the microstructural characteristics and mechanical properties of the 5052-H32 aluminum alloy. Microstructural characterization was performed using optical microscopy, scanning electron microscopy and X-ray diffraction techniques, while mechanical characterization was conducted means of tensile and hardness tests. From the microstructural and mechanical characterizations results, the anisotropic characteristics and conformability parameters of the studied alloy were determined. The obtained results show that the materials microstructure is constituted such as Al_3Fe and Al_3Mg_2 intermetallic particles and Al_2O_3 inclusions precipitated in an aluminum matrix (α -Al). Plasticity increases regarding the rolling orientation from 0° to 45° and decreases from 45° to 90° , while elasticity has an opposite behavior and hardness is not affected by the rolling direction. The mean and planar anisotropy indexes values indicate the suitability of the material by forming processing. Finally, the strength coefficient and strain hardening exponent values indicate that the alloy has lower formability than other Al alloys used in similar applications.

Keywords: 5052-H32 Aluminum alloys. Anisotropy. Microstructural characterization. Mechanical properties. Anisotropic characteristics. Conformability parameters.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1. Crescimento no uso do alumínio nos veículos leves na América do Norte.	14
Figura 2. Utilização de alumínio em veículos leves.	15
Figura 3. Consumo do alumínio no Brasil.	20
Figura 4. Comparação do consumo de alumínio nos setores em outros países.	21
Figura 5. Diagrama de fases binário para o sistema Al-Mg (série 5XXX).	22
Figura 6. Relação entre as propriedades mecânicas (limite de resistência à tração – σ_u e alongamento percentual – δ) e teor de magnésio das ligas da série 5XXX.	23
Figura 7. Microestrutura típica da liga de Al classe 5052 no estado bruto de fusão (a), homogeneizada (b), encruada 15% (c) e encruada 75% (d).	26
Figura 8. Representação esquemática das estruturas cristalinas usuais dos metais.	27
Figura 9. Operações de conformação de chapas metálicas.	29
Figura 10. Sequência da operação de corte de chapas metálicas por conformação mecânica.	30
Figura 11. Esquemas ilustrando (a) os parâmetros geométricos da operação de dobramento de chapas; e (b) a distribuição de esforços gerada ao longo da seção transversal das chapas.	31
Figura 12. Esquemas ilustrando (a) dobramento em ‘V’; e (b) dobramento de flange.	32
Figura 13. Esquemas ilustrando (a) o embutimento de uma peça na forma de copo; e (b) a geometria inicial do <i>blank</i> e final do produto.	33
Figura 14. (a) Tensões atuantes no esboço durante o processo de embutimento; e (b) esforços atuantes nas diversas regiões do copo.	34
Figura 15. Diagrama tensão-deformação típico dos metais dúcteis.	36
Figura 16. Esquemas ilustrando (a) o comportamento tensão-deformação típico de um metal; e (b) o comportamento tensão-deformação encontrado em alguns aços que apresentam uma oscilação nos níveis de tensão de escoamento.	37
Figura 17. Representações esquemáticas (a) do comportamento tensão-deformação para metais frágeis e dúcteis; e (b) do módulo de resiliência do metal.	39
Figura 18. (a) Comparação entre as curvas de tensão-deformação de engenharia e verdadeira; e (b) representação do gráfico duplo-logarítmico da curva tensão-deformação verdadeira.	40
Figura 19. Formato e dimensões dos corpos de prova para o ensaio de tração seguindo as normas ABNT NBR 6673, ASTM E 646 e DIN EN 10 002-1.	45
Figura 20. Orientações dos corpos de prova em relação ao sentido de laminação da placa.	45
Figura 21. Método para determinação do alongamento percentual.	47
Figura 22. Microestrutura das amostras extraídas em (a) 0°, (b) 30°, (c) 45°, (d) 60°, e (e) 90° em relação ao sentido de laminação da placa de alumínio classe 5052-H32, considerando o plano da placa e obtidas por MO.	51
Figura 23. Padrão de DRX da amostra extraída em 0° em relação ao sentido de laminação da placa de alumínio classe 5052-H32.	52

Figura 24. Mapas de distribuição dos elementos químicos obtidos por EDS a partir da amostra extraída em 0° em relação ao sentido de laminação da placa de alumínio classe 5052-H32.	53
Figura 25. Mapas de distribuição dos elementos químicos obtidos por EDS a partir da amostra extraída em 90° em relação ao sentido de laminação da placa de alumínio classe 5052-H32.	53
Figura 26. Microdureza medida no plano e na seção transversal das amostras extraídas em diferentes direções em relação ao sentido de laminação da placa de alumínio classe 5052-H32.	54
Figura 27. Curva tensão-deformação de engenharia para os corpos de prova extraídos em (a) 0°, (b) 30°, (c) 45°, (d) 60°, e (e) 90° em relação ao sentido de laminação da placa de Al classe 5052-H32. Em (f) é mostrado o comparativo entre as curvas.....	56
Figura 28. Comportamento anisotrópico das tensões limite de escoamento e limite de resistência à tração, e do alongamento da placa de alumínio classe 5052-H32.	57
Figura 29. Diagrama do \ln (tensão) vs. \ln (deformação verdadeira) indicando como foram determinados os valores do (a) expoente de encruamento – n , e (b) coeficiente de resistência – K	60
Figura 30. Curva tensão verdadeira-deformação verdadeira para a placa de alumínio classe 5052-H32.	62
Figura 31. Mapas de distribuição dos elementos químicos obtidos por EDS a partir das amostras extraídas em (a) 30°, (b) 45° e (c) 60° em relação ao sentido de laminação da placa de alumínio classe 5052-H32.....	69
Figura 32. Diagrama do \ln (tensão) vs. \ln (deformação verdadeira) indicando os valores do (i) expoente de encruamento – n , e (ii) coeficiente de resistência – K para as amostras (a) 0°_1, (b) 0°_2 e (c) 0°_3.	71
Figura 33. Diagrama do \ln (tensão) vs. \ln (deformação verdadeira) indicando os valores do (i) expoente de encruamento – n e (ii) coeficiente de resistência – K , para as amostras (a) 30°_1, (b) 30°_2 e (c) 30°_3.....	72
Figura 34. Diagrama do \ln (tensão) vs. \ln (deformação verdadeira) indicando os valores do (i) expoente de encruamento – n e (ii) coeficiente de resistência – K , para as amostras (a) 45°_1, (b) 45°_2 e (c) 45°_3.....	73
Figura 35. Diagrama do \ln (tensão) vs. \ln (deformação verdadeira) indicando os valores do (i) expoente de encruamento – n e (ii) coeficiente de resistência – K , para as amostras (a) 60°_1, (b) 60°_2 e (c) 60°_3.....	74
Figura 36. Diagrama do \ln (tensão) vs. \ln (deformação verdadeira) indicando os valores do (i) expoente de encruamento – n e (ii) coeficiente de resistência – K , para as amostras (a) 90°_1, (b) 90°_2 e (c) 90°_3.....	75

LISTA DE TABELAS

Tabela 1. Propriedades do alumínio puro.....	18
Tabela 2. Classificação das ligas de alumínio.....	19
Tabela 3. Designação dos tratamentos para ligas de alumínio.....	19
Tabela 4. Composição química e aplicações das ligas Al-Mg.....	24
Tabela 5. Propriedades mecânicas gerais da liga de Al classe 5052.....	24
Tabela 6. Propriedades mecânicas da liga de Al da série 5052 submetida aos diferentes tratamentos de têmpera.....	25
Tabela 7. Composição química da liga Al 5052 (% em peso – w.t.).....	44
Tabela 8. Demais propriedades mecânicas medidas para a placa de alumínio classe 5052-H32.....	58
Tabela 9. Índices de anisotropia plástica medidos para a placa de alumínio classe 5052-H32.....	58
Tabela 10. Expoente de encruamento (n) e coeficientes de resistência (K) determinados para a placa de alumínio classe 5052-H32 em função do sentido de sua laminação.....	60
Tabela 11. Equações de Hollomon para descrever o comportamento plástico da placa de alumínio classe 5052-H32 em função do sentido de sua laminação.....	62
Tabela 12. Valores de expoente de encruamento e coeficientes de resistência determinados a partir da Figura 29.....	76

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
ABAL	Associação Brasileira do Alumínio
AA	Associação do Alumínio (<i>Aluminium Association</i>)
CCNE	Centro de Ciências Naturais e Exatas
ICDD	Centro Internacional de Dados de Difração (<i>International Centre for Diffraction Data</i>)
CT	Centro de Tecnologia
CTISM	Colégio Técnico Industrial de Santa Maria
CCC	Cúbica de Corpo Centrado
CFC	Cúbica de Face Centrada
DEM	Departamento de Engenharia Mecânica
DRX	Difração de raios-X
CO ₂	Dióxido de Carbono
PLC	Efeito Portevin-Le Chatelier
EDS	Espectroscopia de raios-X por dispersão de energia (<i>Energy-dispersive X-ray spectroscopy</i>)
HC	Hexagonal Compacta
DIN	Instituto Alemão para Normatização (<i>Deutsches Institut für Normung</i>)
LMMM	Laboratório de Magnetismo e Materiais Magnéticos
MDL	Mecanismo de Desenvolvimento Limpo
MEF	Método dos Elementos Finitos
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
MO	Microscopia Óptica
%WT	Percentual em Peso (<i>for weight</i>)
ASTM	Sociedade Americana para Testes e Materiais (<i>American Society for Testing and Materials</i>)
TCC	Trabalho de Conclusão de Curso
UFMS	Universidade Federal de Santa Maria

LISTA DE SÍMBOLOS

AL	Alongamento de Área
δ	Alongamento Percentual
ε_t	Alongamento Total
ε_u	Alongamento Uniforme
A_0	Área de Seção Transversal Inicial
A_f	Área de Seção Transversal Final
R^2	Coefficiente de Confiabilidade dos Resultados
k	Coefficiente de Resistência
L	Comprimento do Corpo de Prova
L_0	Comprimento Inicial
L_f	Comprimento Final
ε	Deformação
ε_v	Deformação Verdadeira
ε_{rt}	Deformação Verdadeira na Espessura
ε_{rb}	Deformação Verdadeira na Largura
t_0	Espessura Inicial
t_f	Espessura Final
n	Expoente de Encruamento
\bar{r}	Índice de Anisotropia Normal
Δr	Índice de Anisotropia Planar
r	Índice de Anisotropia Plástica
r_{0°	Índice de Anisotropia Plástica de corpo de prova extraído em 0°
r_{45°	Índice de Anisotropia Plástica de corpo de prova extraído em 45°
r_{90°	Índice de Anisotropia Plástica de corpo de prova extraído em 90°
w	Largura do Corpo de Prova
w_0	Largura Inicial
w_f	Largura Final
σ_e	Limite de Escoamento
σ_p	Limite de Proporcionalidade
σ_u	Limite de Resistência à Tração
σ_f	Limite de Ruptura
U_r	Módulo de Resiliência
U_t	Módulo de Tenacidade
E	Módulo de Young
RA	Redução de Área
σ	Tensão
σ_v	Tensão Verdadeira

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	13
1.1	APRESENTAÇÃO	13
1.2	JUSTIFICATIVA	15
1.3	OBJETIVOS	16
1.3.1	Objetivo geral	16
1.3.2	Objetivos específicos	16
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	17
2.1	ALUMÍNIO E SUAS LIGAS	17
2.1.1	Ligas de alumínio da classe 5XXX	21
2.1.2	Mecanismos de deformação plástica nas ligas de alumínio	26
2.2	PROCESSOS DE CONFORMAÇÃO DE CHAPAS METÁLICAS	28
2.2.1	Corte	29
2.2.2	Dobramento	31
2.2.3	Embutimento	32
2.3	PARÂMETROS TECNOLÓGICOS NA CONFORMAÇÃO DE CHAPAS	35
2.3.1	Propriedades mecânicas	35
2.3.2	Parâmetros de endurecimento	39
2.3.3	Propriedades anisotrópicas	41
3	MATERIAIS E MÉTODOS	44
3.1	ESPECIFICAÇÃO DO MATERIAL	44
3.2	PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS	44
3.3	DETERMINAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS	46
3.4	DETERMINAÇÃO DOS PARÂMETROS DE ENDURECIMENTO	47
3.5	DETERMINAÇÃO DAS PROPRIEDADES ANISOTRÓPICAS	48
3.6	DETERMINAÇÃO DA MICROESTRUTURA E DUREZA	48
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES	50
4.1	CARACTERIZAÇÃO DA MICROESTRUTURA E DA MICRODUREZA	50
4.2	CARACTERIZAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS	54
4.3	CARACTERIZAÇÃO DAS PROPRIEDADES ANISOTRÓPICAS	58
4.4	CARACTERIZAÇÃO DOS PARÂMETROS DE ENDURECIMENTO	59
5	CONSIDERAÇÕES FINAIS	63
5.1	CONCLUSÕES	63
5.2	SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS	63
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	65
	APÊNDICE A - MAPAS DE DISTRIBUIÇÃO DOS ELEMENTOS QUÍMICOS	69
	APÊNDICE B - DIAGRAMA DO LN ($\sigma_{VERDADEIRA}$) VS. LN ($\epsilon_{VERDADEIRA}$)	71

1 INTRODUÇÃO

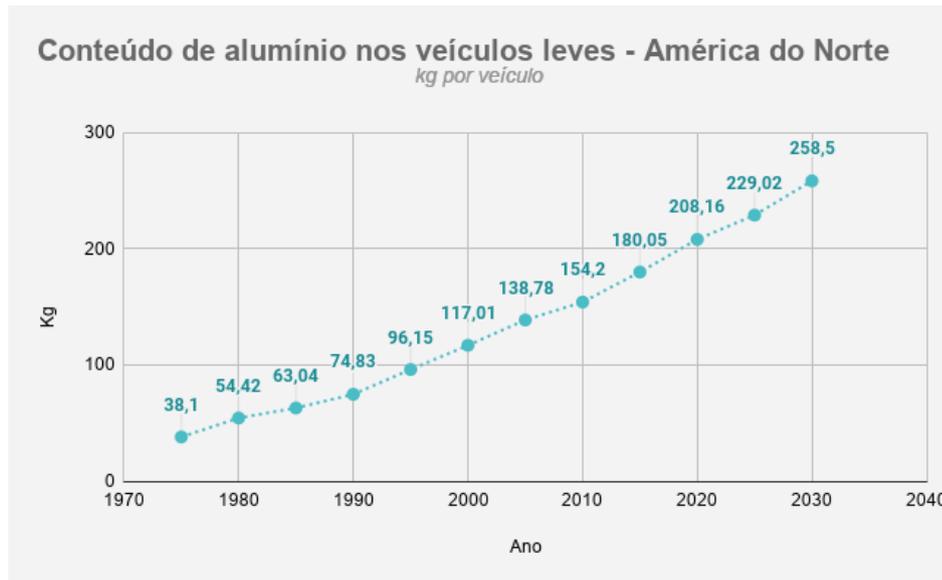
1.1 APRESENTAÇÃO

A redução dos gases de efeito estufa na atmosfera é um tema em discussão não somente entre os cientistas, mas entre políticos, público em geral e governantes. Dada a eminente necessidade de reduzir as suas emissões, o Acordo de Paris estabeleceu novas metas para os países desenvolvidos e economias em transição, com o objetivo principal de mitigar a emissão destes gases, especialmente o dióxido de carbono (CO₂). Neste sentido, as partes compartilham uma visão de longo prazo sobre a importância de tornar plenamente efetivos o desenvolvimento e a transferência de tecnologias, a fim de melhorar a resiliência à mudança do clima e reduzir as emissões de gases de efeito (CQNUMC, 2015).

Diante desse cenário, a eficiência energética tornou-se foco de interesse de estudos, os quais concentram-se principalmente na indústria automobilística, onde regulamentações foram implementadas nas vendas e no desenvolvimento dos novos veículos, considerando a redução da sua massa e níveis de emissões de CO₂, criando-se assim um desafio para a engenharia. Como consequência, o requisito de redução de peso dos veículos de passageiros tornou-se mandatório no desenvolvimento de novos veículos (KULKARNI *et al.* 2018).

A substituição do aço pelo alumínio (Al) em determinados componentes dos automóveis, para prover a redução do seu peso sem, no entanto, reduzir o seu desempenho, corresponde à solução ideal. Isso se deve em função da densidade do Al ser um terço em relação à do aço, e suas resistência e rigidez específicas serem da mesma ordem de grandeza (KELKAR *et al.* 2001). Essa substituição vem sendo feita desde 1975 nos automóveis norte-americanos com uma taxa de crescimento anual de 3,5%, conforme a Figura 1. Entretanto, a substituição do aço pelo Al não é economicamente viável, uma vez que o custo de produção do último é cerca de cinco vezes maior que o do primeiro. Este elevado custo deve-se principalmente à operação de refino da bauxita, devido aos danos causados ao meio ambiente pelos gases tóxicos emitidos pelos resíduos resultantes do processamento primário (LAJARIN, 2012).

Figura 1. Crescimento no uso do alumínio nos veículos leves na América do Norte.

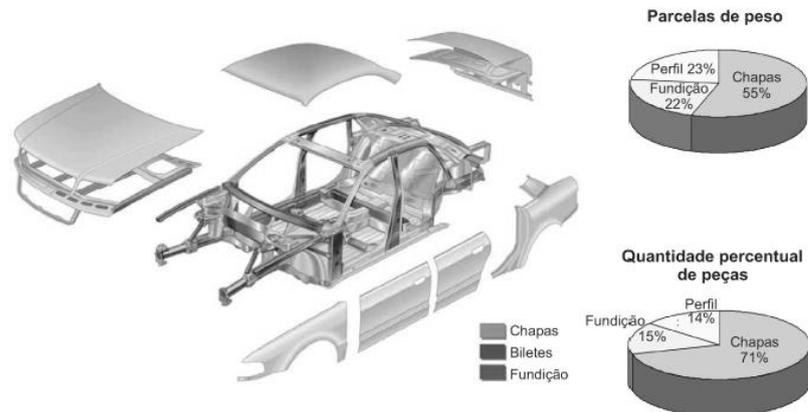


Fonte: REVISTA ALUMÍNIO (2016).

Contudo, visando cumprir as metas estabelecidas pelo Acordo de Paris, a indústria automotiva fomentou o desenvolvimento de novas ligas de Al com alta resistência, e o aprimoramento de ligas de Al já consagradas, de modo a viabilizar a substituição do aço pelo Al, principalmente em componentes estampados, conforme Figura 2. Para otimizar as rotas de processamento destes “novos” materiais, simulações numéricas empregando o Método de Elementos Finitos (MEF) e validações experimentais em ensaios de bancada são costumeiramente realizadas, permitindo a sua viabilização e planejamento. A realização de tais simulações e ensaios contribuem para a redução do tempo de execução e dos custos das operações de fabricação (ANDERSSON, 2005).

No entanto, para a correta realização dos ensaios experimentais e simulações numéricas, é necessário identificar o comportamento mecânico destes materiais durante o seu processamento. Isso decorre em virtude de variações microestruturais e de resistência que ocorrem durante a deformação plástica promovidas pelas operações de processamento, que geram variações no comportamento do material. Logo, a caracterização da magnitude dessas variações e o conhecimento dos seus efeitos é fundamental para melhorar a precisão dos *softwares* e ensaios usados no planejamento de operações de fabricação, principalmente no que se refere aos processos de conformação de chapas (LAJARIN, 2012). A caracterização do comportamento do material é realizada por meio de avaliação microestrutural, e da determinação das propriedades mecânicas, características anisotrópicas e dos parâmetros de endurecimento dos materiais.

Figura 2. Utilização de alumínio em veículos leves.



Fonte: Hirsch (2003).

Sumarizando, visando-se atender aos critérios ambientais estabelecidos pelo Protocolo de Kyoto, o almejado aumento de eficiência dos veículos automotores por meio da redução do seu peso será atingido pela substituição dos materiais tradicionalmente empregados na sua fabricação por outros com elevada relação resistência-rigidez/peso. Entretanto, para viabilizar o emprego de tais materiais, é necessário otimizar as suas rotas de processamento, visando torná-las econômica e tecnicamente viáveis. Para tanto, é necessário prever o comportamento destes materiais durante o seu processamento, por meio da sua caracterização mecânica e microestrutural.

Neste sentido, neste trabalho de conclusão de curso (TCC) será realizada a caracterização experimental da anisotropia em chapas de Al da série 5XXX, classe 5052-H32, material frequentemente empregado pela indústria automotiva, visando a melhoria da previsão do seu comportamento durante o processamento por operações de conformação a frio, a partir da determinação das suas propriedades mecânicas, características anisotrópicas e parâmetros de endurecimento.

1.2 JUSTIFICATIVA

Ao longo dos últimos 25 anos, tem-se observado uma crescente demanda pelas ligas de Al, principalmente por parte da indústria automotiva. Dentro deste segmento, o setor de transportes é o principal consumidor de chapas e folhas de Al, dobrando o consumo nos últimos dez anos (SANDERS *et al.* 2004). A caracterização do comportamento das ligas de Al durante o seu processamento tem sido uma preocupação constante dos fornecedores e consumidores destes materiais, buscando o aumento de produtividade e redução de custos dos seus processos

de fabricação, devido à substituição dos aços convencionais pelas ligas de Al na indústria automobilística. Segundo Sanders *et al.*, os parâmetros tecnológicos de maior interesse no processamento mecânico/termomecânico das ligas de Al correspondem às suas propriedades mecânicas, suas características anisotrópicas e parâmetros de endurecimento. Nos processos de conformação de chapas, a matéria-prima deve possuir baixos índices de anisotropia, e elevada ductilidade e resistência mecânica. Tendo em vista a ampla aplicação da liga de Al da classe 5052 no setor automotivo e considerando o panorama exposto nesse parágrafo, a realização deste TCC é justificado uma vez que as características mecânicas e microestruturais da referida liga serão aqui investigadas.

1.3 OBJETIVOS

1.3.1 Objetivo geral

O objetivo geral deste TCC é estudar o efeito da anisotropia sobre os parâmetros tecnológicos (propriedades mecânicas, características anisotrópicas e parâmetros de endurecimento) no processo de estampagem a frio de chapas de Al da classe 5052-H32, por meio da sua caracterização microestrutural e mecânica.

1.3.2 Objetivos específicos

Para atender ao propósito principal do trabalho, os seguintes objetivos específicos deverão ser atingidos:

- Realizar uma revisão bibliográfica sobre o alumínio e suas ligas, processos de conformação de chapas e parâmetros tecnológicos na conformação de chapas (propriedades mecânicas, características anisotrópicas e parâmetros de endurecimento);
- Caracterizar microestruturalmente o material a partir de amostras extraídas em orientações de 0°, 30°, 45°, 60° e 90° em relação ao sentido de laminação das chapas;
- Determinar as seguintes propriedades mecânicas dos corpos de prova em função da direção de laminação: limite de escoamento (σ_e), limite de resistência (σ_u), alongamento uniforme (ε_u) e alongamento total (ε_t);
- Determinar os seguintes parâmetros de endurecimento do material: coeficiente de resistência (k) e expoente de encruamento (n);
- Determinar as seguintes características anisotrópicas do material: índice de anisotropia plástica (r); índice de anisotropia normal (\bar{r}) e índice de anisotropia planar (Δr).

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

O peso dos veículos automotores é um fator determinante do seu consumo de combustível. Assim, a utilização de materiais mais leves na sua fabricação é uma das soluções previstas pela indústria automotiva para alcançar a redução das emissões de gases de efeito estufa estabelecidas pelo Acordo de Paris. Neste sentido, o uso de chapas e placas de ligas leves está tornando-se cada vez mais comum neste segmento industrial. Segundo Otomar (2010), como alternativa inicial, as montadoras de veículos automotores buscam substituir peças produzidas a partir de ligas ferrosas (aços e ferros fundidos) por materiais de menor densidade. Neste ponto, as ligas de Al correspondem ao principal material de interesse, em virtude de apresentarem rotas de processamento já estabelecidas e custo mais atrativo quando comparado às demais ligas leves.

Embora as ligas de Al são empregadas industrialmente há décadas e já possuam rotas de manufatura consolidadas, o seu processamento por operações de fabricação distintas das usualmente utilizadas, como a AA3104, AA6016, AA6005A, AA6063 e AA6013 (PRILLHOFER *et al.*, 2014), corresponde uma limitante à difusão do seu emprego como matéria-prima. Neste ponto, destaca-se o uso de chapas e placas de ligas de Al como matéria-prima para fabricação de produtos estampados, produzidos por operações de conformação mecânica. Para a especificação das condições de realização de tais operações, é necessário um entendimento prévio a respeito das alterações microestruturais e do comportamento que o material sofre à medida em que é conformado. Dessa forma, a determinação dos parâmetros tecnológicos (propriedades mecânicas, características anisotrópicas e parâmetros de endurecimento) do referido processo é mandatória.

Considerando o exposto, e tendo em vista os objetivos deste TCC, na seção inicial deste capítulo será realizada uma breve revisão sobre as ligas de Al, dando especial atenção às ligas da série 5XXX as quais são objetos de estudo neste trabalho. Posteriormente, serão sumariamente descritos os principais processos de conformação de chapas metálicas. Por fim, serão detalhados os parâmetros tecnológicos que exercem efeito sobre os processos descritos (propriedades mecânicas, características anisotrópicas e parâmetros de endurecimento).

2.1 ALUMÍNIO E SUAS LIGAS

O alumínio é o elemento metálico mais abundante na crosta terrestre. O Al não é encontrado naturalmente em estado metálico, sendo obtido a partir do refino da bauxita, minério

este presente nas geografias de clima mediterrâneo, tropical e subtropical. Atualmente, o Brasil apresenta a terceira maior reserva de bauxita do mundo, reservas estas distribuídas nos estados de Minas Gerais, Goiás e Pará, compostas por minério de ótima qualidade (ABAL, 2017).

O Al e suas ligas são caracterizados por uma massa específica relativamente baixa, alta condutividade térmica e elétrica, e ótima resistência à corrosão. Esta última característica é atribuída devido à formação de um filme duro e fino de óxido de Al – a alumina (Al_2O_3), na superfície do metal (GROOVER, 2014). Em relação ao seu processamento, as ligas de Al são muito dúcteis, apresentando uma boa conformabilidade plástica, característica definida como a capacidade do metal, ou da liga metálica, pode ser processada por deformação plástica sem apresentar defeitos ou fraturas na peça. Como a conformabilidade plástica está intimamente associada ao processo de conformação, a qualidade do metal fica mais precisamente especificada se for determinada a sua capacidade de ser conformado por estampagem, ou por forjamento ou por outro processo específico (BRESCIANI FILHO *et al.* 2011). Na Tabela 1 são compilados os valores de algumas propriedades físicas e mecânicas do Al.

Tabela 1. Propriedades do alumínio puro.

Propriedades	Valor	Unidade
Densidade	2,71	g/cm ³
Temperatura de Fusão	660	°C
Tensão de Escoamento	12,7	MPa
Resistência à Tração	48	MPa
Módulo de Elasticidade	69	GPa
Dureza Brinell	20	HB

Fonte: Ferrari (2008).

Conforme indicado na Tabela 1, o Al puro apresenta baixa resistência à tração. Entretanto, a resistência do Al pode ser aumentada por operações de trabalho a frio e/ou pela formação de ligas, podendo nestes casos atingir valores de resistência mecânica equiparáveis aos das ligas ferrosas. O Cobre (Cu), Magnésio (Mg), Manganês (Mn), Silício (Si) e Zinco (Zn) são os principais elementos químicos adicionados ao alumínio para a formação de ligas. Tais ligas são geralmente tratadas termicamente ou mecanicamente, sendo classificadas como fundidas ou forjadas (CALLISTER; RETHWISCH, 2012).

O sistema de classificação das ligas de alumínio utiliza um código numérico composto por quatro dígitos, separado em duas partes, uma para peças forjadas (1XXX) e outra para peças fundidas (1XX.X). A diferença entre a classificação das ligas forjadas e fundidas está no ponto decimal, que é usado após o terceiro dígito para o caso das ligas fundidas (GROOVER, 2014).

De acordo com a ABNT (Associação Brasileira de Normas Técnicas) as ligas de alumínio são nomeadas conforme os elementos de ligas adicionados, formando 8 classes distintas (Tabela 2).

Tabela 2. Classificação das ligas de alumínio.

Ligas	Classe
Alumínio 99% ou mais de pureza	1XXX
Cobre	2XXX
Manganês	3XXX
Silício	4XXX
Magnésio	5XXX
Magnésio e Silício	6XXX
Zinco	7XXX
Outros elementos	8XXX

Fonte: ABNT (2000).

As ligas de Al também são classificadas de acordo com o seu tratamento mecânico ou térmico. Neste caso, após os quatro dígitos indicativos da classe, introduz-se um hífen e a especificação do tratamento realizado, o qual geralmente é composto por uma letra junto com um conjunto de números. A escolha do tratamento utilizado nas ligas de alumínio depende de sua composição química e da sua aplicação (GROOVER, 2014).

Tabela 3. Designação dos tratamentos para ligas de alumínio.

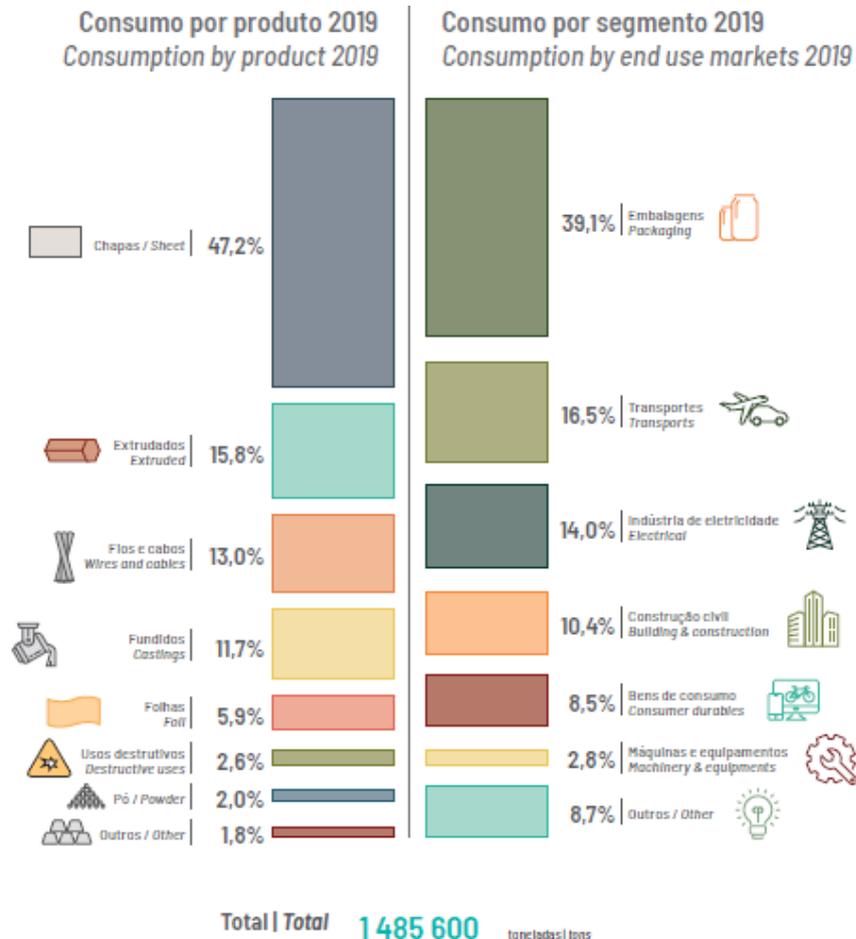
Descrição	Tratamento
Estado de fabricação – sem nenhum tratamento especial.	F
Encruado – seguido por dois números, o primeiro indica o tratamento térmico e o segundo o grau de trabalho a frio remanescente.	H
Recozido – redução da resistência ao seu estado mais baixo.	O
Tratamento térmico para produzir estruturas estáveis diferentes das obtidas nos tratamentos anteriores – seguido por um dígito para indicar o tratamento específico.	T
Tratamento térmico de solubilização – aplica às ligas que endurecem em serviço (tratamento instável).	W

Fonte: Groover (2014) e Mello *et al.* (2009).

A aplicação do Al e suas ligas vai desde utensílios domésticos ao meio industrial (segmento automotivo, aeroespacial, petroquímico, etc.), sendo amplo o campo de utilização devido principalmente à sua leveza. Atualmente, a maior aplicação mundial concentra-se no setor de transporte, que abrange a indústria automotiva, aeronáutica e naval. No Brasil, entretanto, a maior aplicação ainda está no setor de embalagens, que engloba a indústria

farmacêutica e alimentícia (Figura 3). Dependendo da aplicação das ligas de Al, deve-se considerar a diminuição da resistência à corrosão, devido ao processo de aumento da resistência mecânica, e sua baixa temperatura de fusão de 660°C (CALLISTER; RETHWISCH, 2012).

Figura 3. Consumo do alumínio no Brasil.



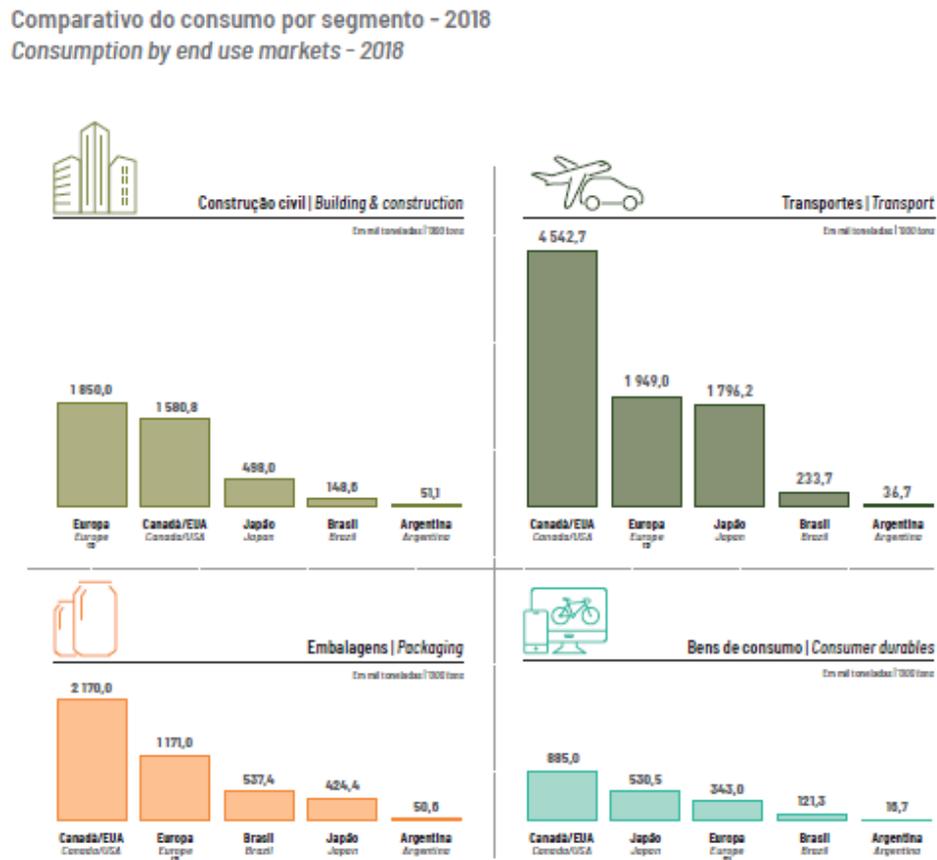
Fonte: ABAL (2020).

De acordo com os dados disponibilizados pela ABAL (2020), o Brasil está em desvantagem em relação aos outros países, no que se refere à aplicação do alumínio e suas ligas no setor de transportes (Figura 4). Esse panorama deve-se às características socioeconômicas e sobretudo ao nível de desenvolvimento tecnológico dos processos de fabricação.

Dentre as diversas classes de ligas de Al, as da série 5XXX têm apresentado crescente interesse na fabricação de componentes manufaturados a partir da conformação de chapas e placas. Estas ligas têm como principal elemento adicionado o magnésio, que lhe confere aumento da resistência mecânica e da capacidade de encruamento. Além disso, estas ligas são amplamente empregadas devido à sua excelente soldabilidade, elevada resistência à corrosão, e também por exibirem boa resposta aos processos de anodização. Mesmo não apresentando

uma atrativa usinabilidade, esta série de liga de Al é aplicada também na produção de componentes por outras rotas de processamento além da conformação de chapas (BARBOSA, 2014). Neste contexto, na unidade seguinte é feita uma breve descrição das ligas de Al da série 5XXX, dando especial atenção à liga 5052 aqui estudada.

Figura 4. Comparação do consumo de alumínio nos setores em outros países.



Fonte: ABAL (2020).

2.1.1 Ligas de alumínio da classe 5XXX

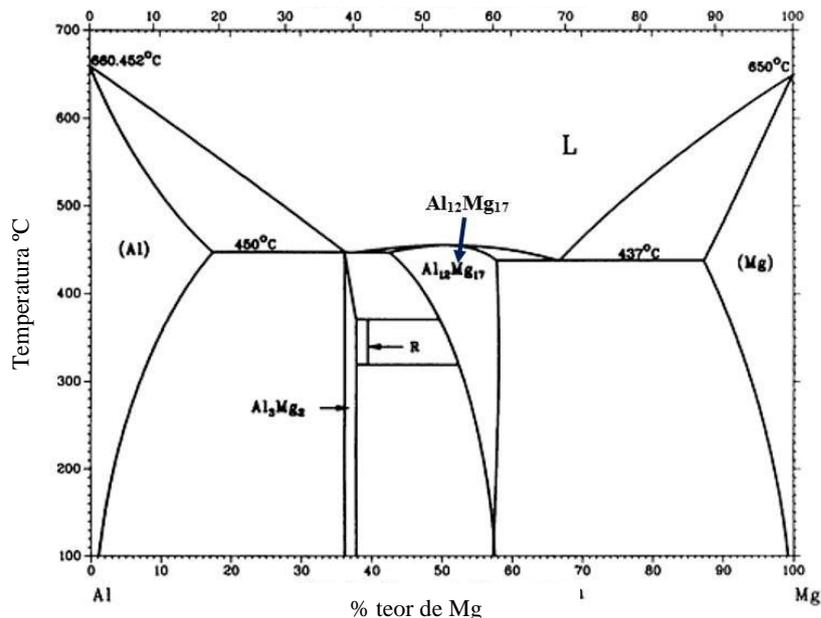
As ligas que fazem parte da série 5XXX (ligas Al-Mg) possuem como principal elemento de liga o magnésio e são mais leves do que o alumínio puro, devido à baixa densidade do elemento adicionado. Esta série é aquela que apresenta a melhor combinação entre resistência mecânica, resistência à corrosão (tanto atmosférica como marinha) e ductilidade; além de apresentar boa soldabilidade (OTOMAR, 2010).

As ligas da série 5XXX constituem ligas não tratáveis termicamente, ou seja, não são endurecíveis através de tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento, sendo endurecidas por meio de solução sólida e encruamento, ou seja, por trabalho mecânico

(GOMES; BRESCIANI FILHO, 1987). Em relação ao encruamento, devem ser trabalhadas em temperaturas altas para evitar a formação de tensões residuais, e não devem ser severamente encruadas, para evitar a precipitação de intermetálicos que promovam a sua fragilização (Al_3Mg_2). Logo, os tratamentos do tipo H3x são os mais recomendados para evitar a fragilização (MELLO *et al.* 2009).

Na Figura 5 é mostrado o diagrama de fases para um sistema binário Al-Mg. Verifica-se que a temperatura eutética das ligas da série 5XXX é 450°C , e o teor de Mg que corresponde ao ponto eutético é de 35%. A fase de equilíbrio com o alumínio ($\alpha\text{-Al}$) é a Al_3Mg_2 com 37,3% de Mg. A fase Al_8Mg_5 com 36,4% de Mg, corresponde à composição da fase sólida e é frequentemente encontrada na microestrutura das ligas de Al-Mg, formada sob condições de resfriamento fora de equilíbrio. A solidificação por equilíbrio termodinâmico destas ligas só é alcançada empregando-se taxas de resfriamento inferiores à $5 \times 10^{-6}^\circ\text{C/h}$. A solidificação em condições de não equilíbrio leva à segregação, com a fase Al_8Mg_5 ocorrendo para teores de Mg tão baixos quanto 4 ou 5%. Esta fase é frágil em temperaturas abaixo de 330°C , apresentando alguma plasticidade em temperaturas superiores à esta (GOMES; BRESCIANI FILHO, 1987).

Figura 5. Diagrama de fases binário para o sistema Al-Mg (série 5XXX).



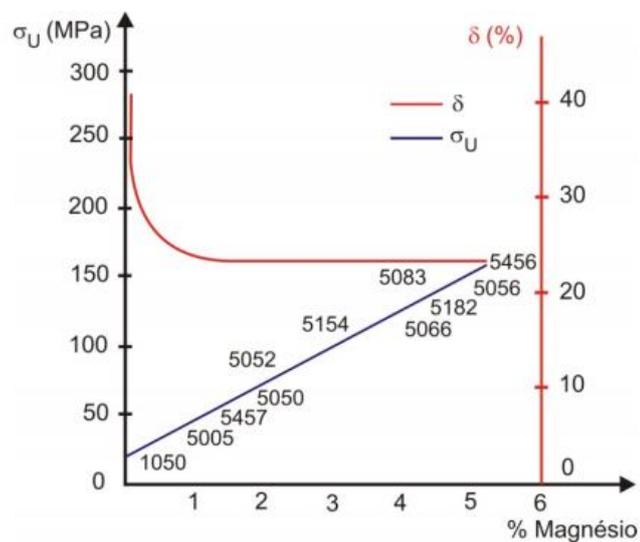
Fonte: Mello *et al.* (2009).

Conforme pode ser visto no diagrama da Figura 5, a solubilidade máxima de Mg nas ligas de Al é de 15,4%. Em virtude disso, outros elementos de liga são adicionados à composição das ligas da série 5XXX, como o ferro (Fe), cromo (Cr), silício, manganês, cobre

e zinco (OTOMAR, 2010). Devido à adição destes elementos, os constituintes finais dependerão dos teores específicos adicionados de cada elemento. Por exemplo, adições de Mn, Si, Zn, Cr e Cu podem promover a formação dos seguintes dispersoides: $Al_{10}(Mg, Mn)_3$, $Al_8Mg_3Mn_3$, Mg_2Si , $Al_2Mg_3Zn_3$, $Al_{18}Cr_2Mg_3$, Al_2CuMg e Al_6CuMg_4 (ZOLOTOREVSKY *et al.* 2007). Separadamente, a adição de Si em teores superiores a 0,5% promove a formação da fase Mg_2Si , que causa o endurecimento por precipitação das ligas (BARBOSA, 2014). As ligas de Al-Mg com teores de Mg entre 4 a 6,5% são sensíveis às adições de Fe em teores residuais, isso se deve à influência negativa da sua adição sobre as propriedades mecânicas e a resistência à corrosão, neste último caso devido ao caráter catódico dos precipitados formados. Por sua vez, o Mn é adicionado de modo a reduzir a influência negativa do Fe sobre a resistência à corrosão da liga (BARBOSA, 2014).

Conforme mostrado na Figura 6, o limite de resistência à tração (σ_u) das ligas de Al da série 5XXX aumenta com o incremento do teor de Mg. Em contrapartida, o alongamento percentual (δ) é pouco afetado pela adição de Mg acima de 1%.

Figura 6. Relação entre as propriedades mecânicas (limite de resistência à tração – σ_u e alongamento percentual – δ) e teor de magnésio das ligas da série 5XXX.



Fonte: Vargel (2004).

Na Tabela 4 são indicadas as principais ligas de Al da série 5XXX, sua composição química e suas principais aplicações (MELLO *et al.* 2009). Dentre todas as ligas listadas, àquelas que encontram aplicação na indústria automotiva correspondem às classes 5052, 5086 e 5232. Dentre estas, a liga 5052 constitui uma das ligas de Al-Mg de uso mais antigo, sendo

por isso empregada em diversos segmentos industriais. Além daquelas aplicações indicadas na Tabela 4, podem-se listar também produção de rebites, barcos, placas de sinalização, tubos de óleo, tanques de combustível e carrocerias de ônibus e furgões (BARBOSA, 2014).

Conforme indicado na Tabela 4, a liga de Al classe 5052 contém usualmente 2,5% de teor de Mg e 0,25% de Cr. Esta classe de liga de Al apresenta boa conformabilidade, e elevada resistência mecânica, à fadiga e à corrosão (BHOWMIK; MISHRA, 2018). As propriedades físicas e mecânicas gerais dessa liga são indicadas nas Tabela 5 e Tabela 6.

Tabela 4. Composição química e aplicações das ligas Al-Mg.

Liga	% Composição	Aplicações
5005	0,8 Mg	Peças, utensílios, enfeites arquitetônicos, condutores elétricos.
5050	1,4 Mg	Ferramentas para construção, enfeites de refrigeradores, tubos em espiral.
5052	2,5 Mg, 0,25 Cr	Chapas serradas, tubos hidráulicos, autopeças.
5056	0,12 Mn, 5,4 Mg, 0,12 Cr	Cabos revestidos, rebites para magnésio, telas metálicas.
5083	0,7 Mn, 4,45 Mg, 0,15 Cr	Impróprio para cilindro de pressão; utilização marinha.
5086	0,45 Mn, 4 Mg, 0,15 Cr	Automotiva, partes de aeronaves, criogênica, torres de TV, aparelhos de perfuração, componentes de mísseis, capas para couraças.
5154	3,5 Mg, 0,25 Cr	Estruturas soldadas, tanques para armazenamento, cilindros de pressão, serviços em água salgada.
5252	2,5 Mg	Automobilístico e peças de enfeite.
5254	3,5 Mg, 0,25 Cr	Peróxido de hidrogênio e tanques de estoque químico.
5356	0,12 Mn, 5 Mg, 0,12 Cr	Eletrodos de solda, arames e eletrodos.
5454	0,8 Mn, 2,7 Mg, 0,12 Cr	Estruturas soldadas, cilindros de pressão, serviços marinhos, tubos.
5456	0,8 Mn, 5,1 Mg, 0,12 Cr	Estruturas soldadas de alta resistência, tanques de estocagem, cilindros de pressão, serviços marinhos.
5457	0,3 Mn, 1 Mg	Peças de enfeite (boa plasticidade em recozimento).
5652	2,5 Mg, 0,25 Cr	Peróxido de hidrogênio e tanques de estocagem química.
5657	0,8 Mg	Peças de enfeite (bom brilho).

Fonte: Mello *et al.* (2009).

Tabela 5. Propriedades mecânicas gerais da liga de Al classe 5052.

Propriedades Físicas	Liga de Al série 5052	Unidades
Densidade	2,68	g/cm ³
Temperatura de Fusão	605	°C
Tensão de Escoamento	130	MPa
Resistência à Tração	210 - 260	MPa
Módulo de Elasticidade	70	GPa
Dureza Brinell	61	HB

Fonte: AALCO (2021).

Tabela 6. Propriedades mecânicas da liga de Al da série 5052 submetida aos diferentes tratamentos de têmpera.

Têmpera	Limite de resistência à tração (MPa)	Limite de resistência ao escoamento (MPa)	Alongamento (%)	Dureza Brinell (HB)	Resistência à fadiga (MPa)
O	195	90	25	47	110
H16	270	230	3,7	76	98
H22	230	170	9,3	61	130
H28	310	240	2,6	81	99
H32	230	180	12	60	120
H34	260	200	10	68	130
H38	300	250	5,2	78	140

Fonte: Makeitfrom (2021).

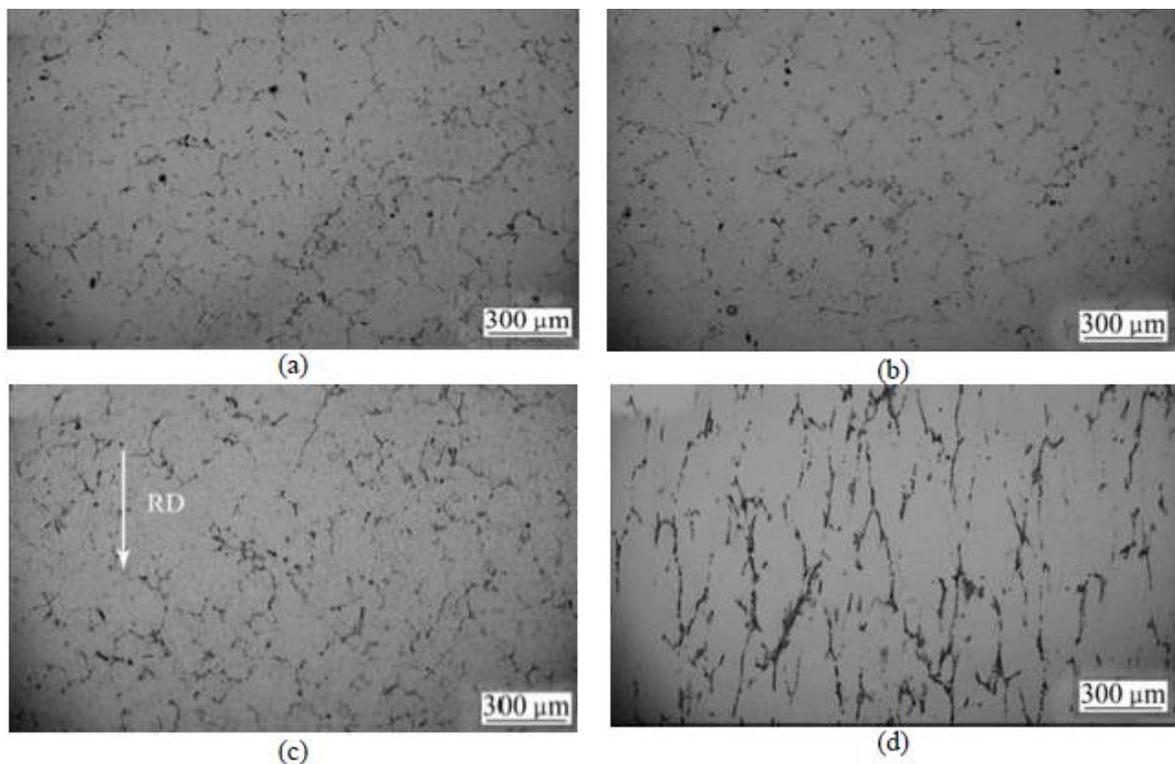
Como o mecanismo de endurecimento causado pela adição dos elementos de liga não é suficiente para atender as necessidades das estruturas de engenharia, e como os tratamentos térmicos são inócuos, as ligas de alumínio da série 5XXX sofrem processos de conformação a frio, que conferem aumento das propriedades mecânicas por deformação plástica (BIANCHI *et al.* 2019). Neste sentido, as ligas de Al da série 5052 estão disponíveis comercialmente nos estados recozido e encruado (indicados, nesta ordem, pelas letras O e H conforme Tabela 3). O encruamento é gerado por trabalho mecânico para produzir as têmperas de encruamento. No caso da série 5052, as têmperas de encruamento correspondem à H1X, H2X e H3X¹, gerando diferentes níveis de encruamento, resultando em uma ampla faixa de valores de propriedades mecânicas, conforme mostrado na Tabela 6. A liga de Al da série 5052 que será empregada neste trabalho foi submetida à têmpera H32, ou seja, trabalhada a frio e estabilizada em baixa temperatura. O dígito 2 indica um grau de endurecimento, cuja resistência à tração da liga é, aproximadamente, igual a média entre a resistência à tração da condição “O” (recozida) e da condição “4” (1/4 endurecida) (BARBOSA, 2014).

A Figura 7 mostra as microestruturas típicas da liga 5052 nos estados (a) bruta de fusão, (b) homogeneizada, (c) encruada com 15% de trabalho a frio e (d) encruada com 75% de trabalho a frio. No estado fundido, a liga é constituída por uma estrutura dendrítica típica com matriz α -Al, e uma grande quantidade de segundas fases distribuídas ao longo dos limites dendríticos (Figura 7a). Após aplicação do tratamento de homogeneização, verifica-se a já esperada ocorrência do crescimento de grão, e a dissolução parcial da

¹ As têmperas H1X, H2X e H3X correspondem, nesta ordem à: trabalhada a frio, trabalhada a frio e depois recozida parcialmente, e trabalhada a frio e estabilizada em baixa temperatura para prevenir o envelhecimento. Nos três casos, X indica o percentual de trabalho a frio (BARBOSA, 2014).

estrutura dendrítica e de alguns precipitados de maior tamanho (Figura 7b). Após trabalho a frio, verifica-se que os grãos são alongados no sentido da deformação. Na amostra encruada por 15% de trabalho a frio (Figura 7c), observa-se que os grãos apresentam pouca alteração quando comparados à amostra homogeneizada (Figura 7b). Como esperado, a alteração na textura dos grãos é mais evidenciada para a amostra encruada por 75% de trabalho a frio (Figura 7d), sendo mais proeminente o ataque químico na região do contorno de grão devido à precipitação de intermetálicos de Al_3Fe e Mg_2Si promovida pelo trabalho a frio (WANG et al. 2015).

Figura 7. Microestrutura típica da liga de Al classe 5052 no estado bruto de fusão (a), homogeneizada (b), encruada 15% (c) e encruada 75% (d).



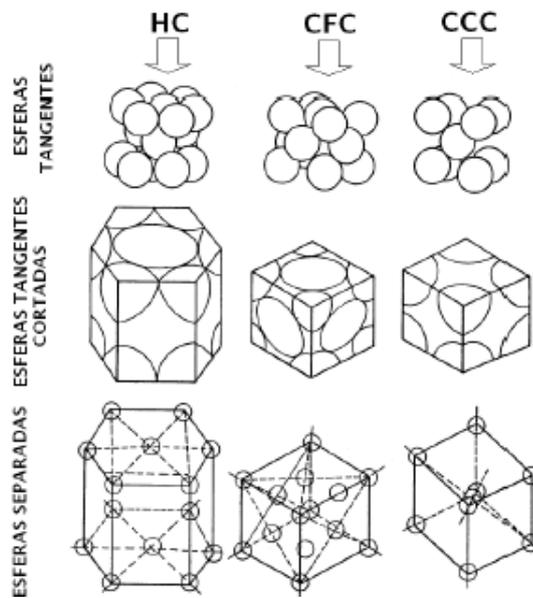
Fonte: Wang *et al.* (2015).

2.1.2 Mecanismos de deformação plástica nas ligas de alumínio

Para um melhor entendimento dos mecanismos de deformação plástica nas ligas de alumínio, é preciso compreender alguns conceitos fundamentais da estrutura cristalina dos metais. Normalmente, os átomos de uma estrutura sólida estão arranjados entre si segundo uma determinada ordem que repete no espaço tridimensional, criando um reticulado cristalino, onde cada ponto equivale à uma posição de um átomo (CALLISTER; RETHWISCH, 2012). Então,

esse arranjo dos átomos pode formar diferentes formas geométricas, que definem a estrutura cristalina do material. No caso dos metais, existem três estruturas cristalinas que podem ser observadas: cúbica de corpo centrado (CCC), cúbica de face centrada (CFC) e hexagonal compacta (HC), ilustradas na Figura 8. O alumínio e suas ligas são caracterizados por exibir uma estrutura cristalina do tipo CFC (BRESCIANI FILHO *et al.* 2011).

Figura 8. Representação esquemática das estruturas cristalinas usuais dos metais.



Fonte: Bresciani Filho *et al.* (2011).

As estruturas cristalinas dos sólidos apresentam um desalinhamento entre os átomos, formando um defeito cristalino conhecido por discordância. O movimento dessas discordâncias (fenômeno conhecido por escorregamento) é o principal responsável pela deformação plástica nos metais. Estas discordâncias podem ser classificadas em três tipos: aresta, espiral ou mista; dependendo das orientações relativas da linha de discordância e do vetor de Burgers, o qual representa a magnitude e a direção da distorção promovida na rede (CALLISTER; RETHWISCH, 2012).

No processo de escorregamento, o movimento das discordâncias acontece ao longo de um sistema de escorregamento. Este sistema de escorregamento é composto por planos e direções de escorregamento. Os planos correspondem àqueles de maior densidade planar e as direções àquelas do plano que possuem uma maior densidade linear. O número de sistemas de escorregamento depende da estrutura cristalina do metal, sendo que aqueles que possuem estrutura CFC apresentam no mínimo 12 sistemas de escorregamento. Para o alumínio e suas ligas, os planos de escorregamento correspondem àqueles que integram a família $\{111\}$ e as

direções de escorregamento àquelas da família $\langle 1\bar{1}0 \rangle$. Face a isso, as ligas de Al são bastante dúcteis, deformando-se extensamente ao longo dos vários sistemas de escorregamento atuantes (CALLISTER; RETHWISCH, 2012).

A deformação plástica é o meio a partir do qual a matéria-prima é transformada em produto com maior valor agregado nos processos de conformação mecânica. Os processos de conformação mecânica de metais são classificados de acordo com a forma do metal trabalhado, em processos de conformação de chapas e processos de conformação maciça, ou processos volumétricos (BRESCIANI FILHO *et al.* 2011). Tendo em vista o escopo deste TCC, na seção seguinte do trabalho são descritos os principais processos de conformação de chapas metálicas.

2.2 PROCESSOS DE CONFORMAÇÃO DE CHAPAS METÁLICAS

A fabricação de peças produzidas a partir da deformação de matéria-prima plana (chapa ou placa), em uma ou mais etapas, é denominada conformação de chapas (DIETER, 1981). Dessa forma, a conformação de chapas corresponde à um conjunto de processos de transformação mecânica, que consistem em conformar chapas ou placas, denominadas *blank*, em forma de uma matriz, pela aplicação de esforços transmitidos através de um punção (KIMINAMI *et al.* 2013).

Segundo Schaeffer (2004), o rápido crescimento das indústrias automobilística e aeroespacial nos últimos anos, proporcionou o desenvolvimento e o aperfeiçoamento das máquinas e ferramentas empregadas nos processos de conformação de chapas, expandindo as suas aplicações. Atualmente, o ritmo médio de produção pode facilmente atingir a ordem de 5000 peças/hora, apresentando uma alta produtividade (RODRIGUES; MARTINS, 2010^b).

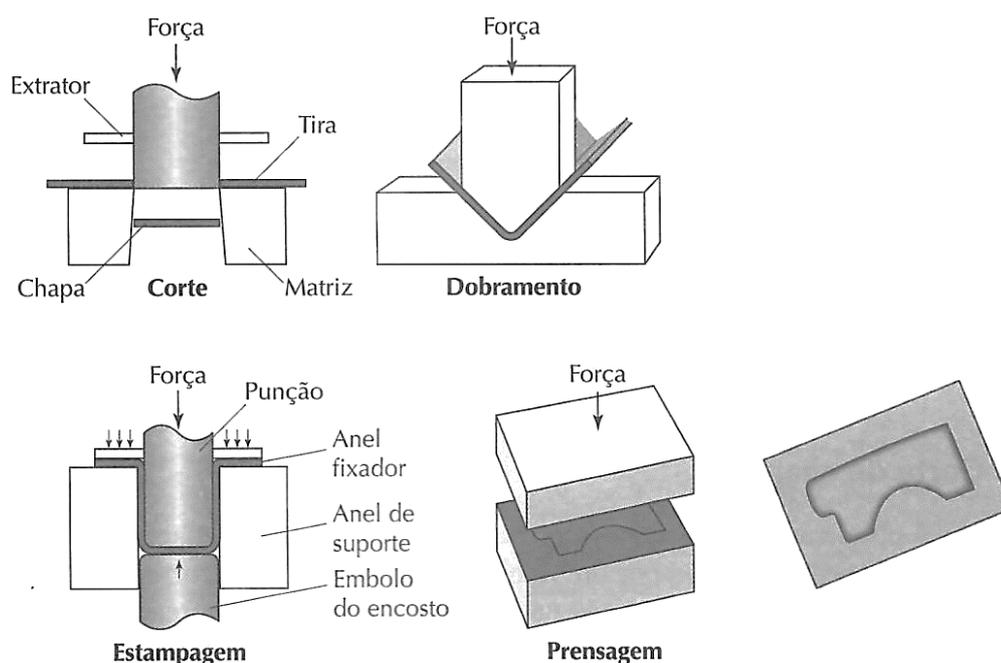
A importância comercial dos processos de conformação de chapas é significativa, tendo em vista que o número de produtos que utilizam peças produzidas a partir de chapas metálicas é considerável. Destaca-se principalmente a indústria automotiva, com a produção de painéis, capôs, tampas de válvulas, tanques de combustível, entre outras peças. Ainda, as indústrias aeroespaciais, aeronáuticas, alimentícias, domésticas, decorativas, eletrodomésticas e hospitalares também são focos de aplicação da conformação de chapas (RODRIGUES; MARTINS, 2010^b).

A maior parte da produção seriada de peças conformadas a partir de chapas ou placas é realizada em prensas mecânicas ou hidráulicas. Nas prensas mecânicas, a energia requerida para a deformação plástica da matéria-prima é, geralmente, acumulada por um volante e transferida para um cursor móvel no êmbolo da prensa. Estas prensas são quase sempre de ação rápida,

aplicando golpes de curta duração; ao passo que, as prensas hidráulicas são de ação mais lenta. Sobre a mesa e o cursor móvel dessas prensas, são montadas as matrizes e os punções de conformação. O punção, normalmente é o elemento móvel, corresponde à uma ferramenta convexa que se acopla na matriz côncava (KIMINAMI *et al.* 2013).

Os processos de conformação de chapas são usualmente realizados em temperatura ambiente (trabalho a frio). Entretanto, em casos específicos, como quando o *blank* é grosso ou seu material é frágil, ou a deformação acumulada é muito elevada; empregam-se operações a morno (GROOVER, 2014). Independente da temperatura de realização, as operações de conformação de chapas compreendem geralmente as seguintes operações: corte, dobramento e embutimento (estampagem e/ou prensagem). Estas operações são esquematicamente ilustradas na Figura 9 e sumariamente descritas nas unidades a seguir.

Figura 9. Operações de conformação de chapas metálicas.



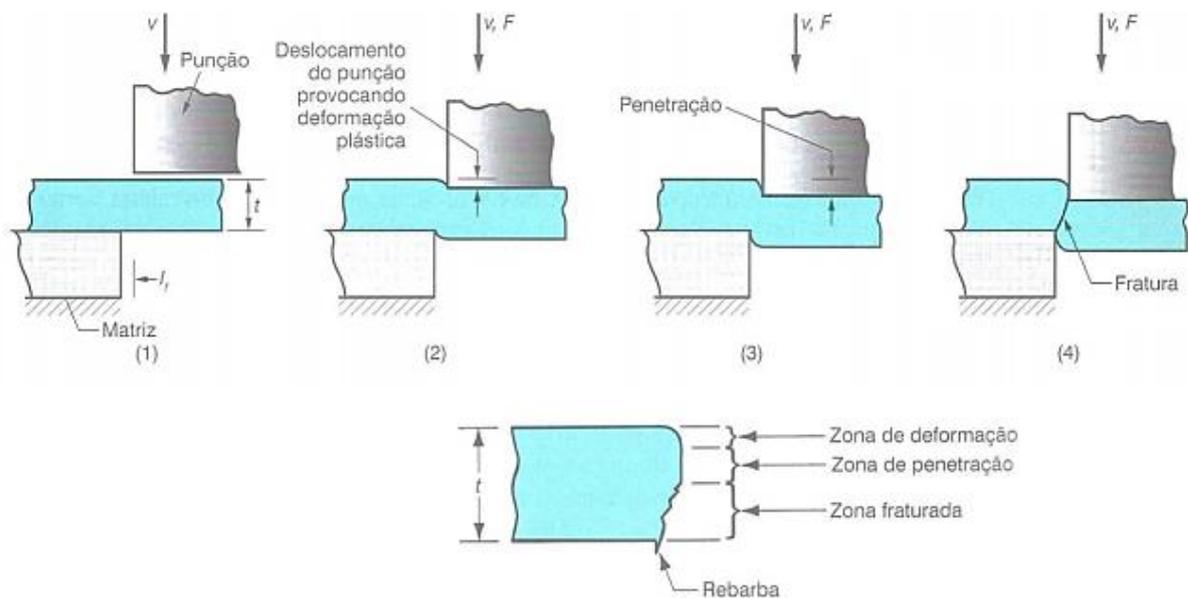
Fonte: Kiminami *et al.* (2013).

2.2.1 Corte

A operação de corte de chapas por conformação mecânica é realizada pela ação de cisalhamento promovido por dois gumes afiados, conforme a sequência de operações e eventos ilustrados de forma esquemática na Figura 10. Conforme a Figura 10, o corte da chapa procede-se em passos sequenciais: a medida em que o gume superior de corte (punção) se move para

baixo em direção ao gume inferior estacionário (matriz), ocorre a penetração na qual o punção comprime a chapa e corta o metal (a extensão da zona de penetração é de geralmente $1/3$ da espessura da chapa). A medida em que o punção avança em relação à chapa, inicia-se a fratura do *blank*, propagando-se a partir da interface dos dois gumes de corte. Se a folga entre o punção e a matriz estiver adequada, as duas linhas da fratura encontram-se, resultando na completa separação do material em duas partes (GROOVER, 2014).

Figura 10. Sequência da operação de corte de chapas metálicas por conformação mecânica.



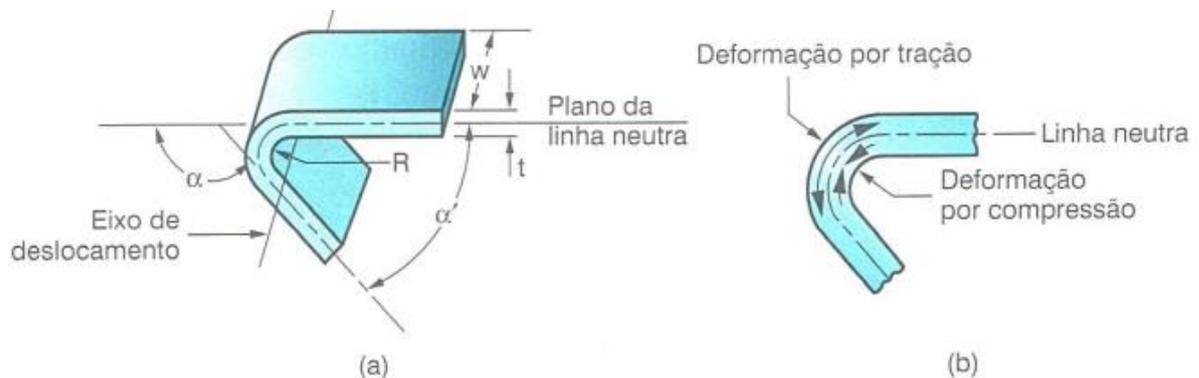
Fonte: Groover (2014).

As bordas de cisalhamento da chapa têm os aspectos característicos mostrados na parte inferior da Figura 10. No topo da superfície de corte, há uma região chamada zona de deformação, que corresponde à depressão feita pelo punção no metal antes do cisalhamento. Logo abaixo da zona de deformação, ocorre a zona de penetração, que é resultante da penetração do punção no metal, provocando grande deformação por cisalhamento antes de iniciar a fratura. Abaixo da zona de penetração, ocorre a zona fraturada, que é caracterizada por apresentar uma superfície relativamente rugosa na borda de corte formada durante a fratura do metal. Por fim, no fundo da borda da chapa forma-se a rebarba, a qual corresponde à um canto vivo decorrente do alongamento do metal durante a separação final das duas partes (GROOVER, 2014).

2.2.2 Dobramento

O dobramento é o processo que produz curvaturas nas chapas, transformando as superfícies planas em superfícies curvas. Nesta operação, a chapa metálica é submetida à esforços aplicados em duas direções opostas de modo a provocar a flexão e a deformação plástica, modificando a forma plana para duas formas concorrentes com um ângulo de curvatura e um raio de concordância em sua junção, conforme ilustrado na Figura 11a (KIMINAMI *et al.* 2013). Então, a parte interna do raio de concordância da chapa é comprimida e a parte externa é tracionada (Figura 11b), formando uma dobra. Devido à presença de esforços opostos, forma-se uma linha neutra na chapa ao longo da qual as tensões são nulas. A linha neutra é utilizada como referência para o estabelecimento das dimensões da chapa a ser dobrada, uma vez que o comprimento da linha neutra é constante antes e depois do dobramento (BRESCIANI FILHO *et al.* 2011).

Figura 11. Esquemas ilustrando (a) os parâmetros geométricos da operação de dobramento de chapas; e (b) a distribuição de esforços gerada ao longo da seção transversal das chapas.

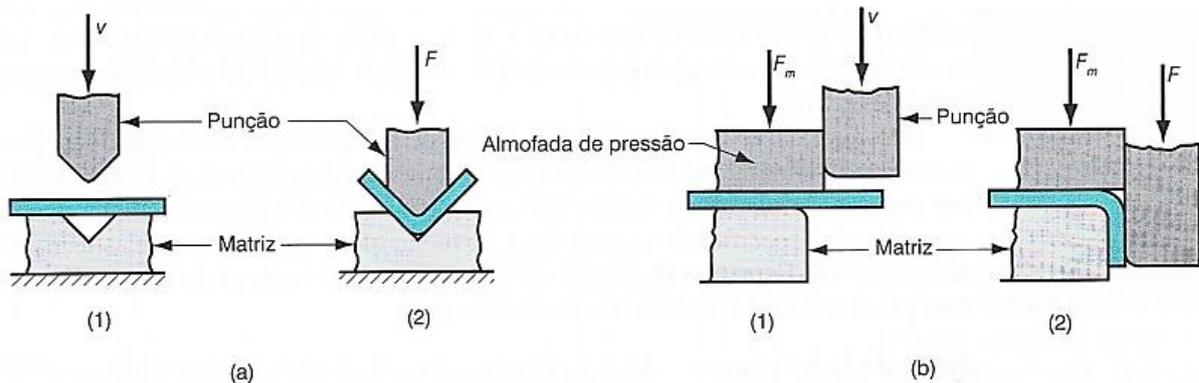


Fonte: Groover (2014).

As operações de dobramento de chapas, assim como as operações de corte, são realizadas utilizando punção e matriz. Os dois métodos usuais de dobramento correspondem ao dobramento em ‘V’, realizado em uma matriz com formato em V (Figura 12a); e o dobramento de flange, ou flangeamento, realizado em uma matriz de deslizamento (Figura 12b). O dobramento em ‘V’ corresponde à uma operação de conformação de chapas de baixa produtividade, sendo realizado frequentemente em prensas do tipo viradeira mecânica; utilizando matrizes simples e de baixo custo. O flangeamento envolve o carregamento em balanço da chapa metálica, empregando uma almofada de pressão para aplicar uma força de aperto para manter a chapa contra a matriz, enquanto o punção força a mesma a escoar e dobrar-

se em torno do raio de adoçamento da matriz. Devido à necessidade de uso da almofada, as matrizes de deslizamento são mais complexas e custosas em relação às matrizes em ‘V’, sendo por isso empregadas em operações de alta produtividade (GROOVER, 2014; KIMINAMI *et al.* 2013).

Figura 12. Esquemas ilustrando (a) dobramento em ‘V’; e (b) dobramento de flange.



Fonte: Groover (2014).

É importante destacar que após a deformação plástica promovida pelo dobramento, ocorre o retorno elástico do material para sua forma inicial, devido à energia elástica armazenada na peça. Logo, o ângulo de dobramento deve ser maior na prática do que na teoria para amenizar o referido efeito. Alguns fatores intensificam o retorno elástico, como menor raio de dobramento, maior limite de escoamento, ângulo de dobramento e espessura da chapa (BRESCIANI FILHO *et al.* 2011). O dobramento é usado para peças em geral, dos mais diversos ângulos e formas, além de ser responsável por grande parte da deformação em outros processos de conformação (FERREIRA, 2010).

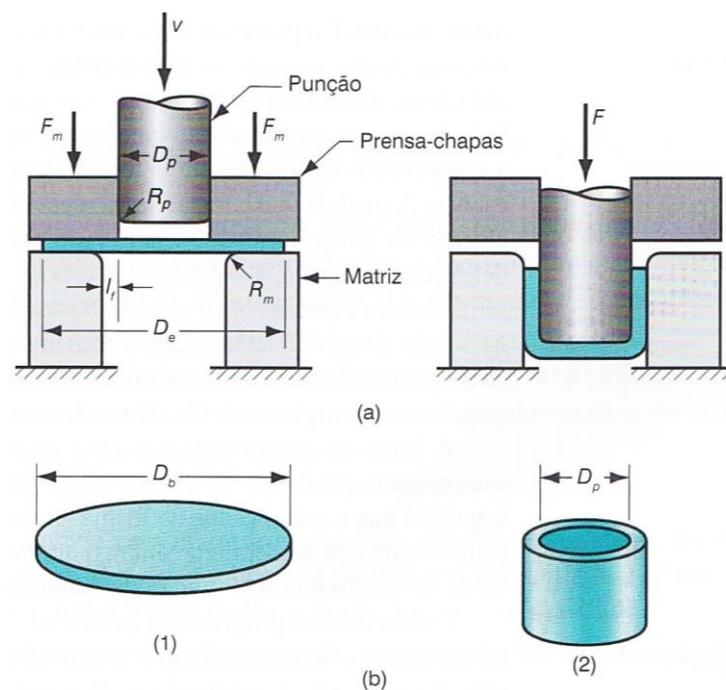
2.2.3 Embutimento

O embutimento é uma operação de conformação de chapas empregada para produzir peças na forma de copos, caixas ou outras formas curvadas e côncavas. Esta operação é realizada pelo posicionamento do *blank* sobre a cavidade de uma matriz, o qual é empurrado para o interior desta pela ação de um punção. O esboço metálico é usualmente fixado para baixo contra a matriz, por meio da ação de uma prensa chapas (Figura 13). Em geral, as chapas conformadas por estas operações constituem aços carbono e de baixa liga, aços inoxidáveis, ligas de alumínio e ligas de cobre, pois apresentam alta plasticidade (SWIFT; BOOKER, 2014).

As peças fabricadas por embutimento incluem latas de bebidas, cápsulas de munição, pias, painéis de cozinha, para-lamas e painéis externos de automóveis (GROOVER, 2014; KIMINAMI *et al.* 2013).

Os processos de embutimento podem ser classificados em embutimento raso ou profundo. Essa distinção é arbitrária, sendo o termo estampagem rasa geralmente utilizado para designar um produto conformado com profundidade menor que o seu diâmetro; ao passo que, na estampagem profunda a profundidade do produto conformado é maior que seu diâmetro (KIMINAMI *et al.* 2013).

Figura 13. Esquemas ilustrando (a) o embutimento de uma peça na forma de copo; e (b) a geometria inicial do *blank* e final do produto.

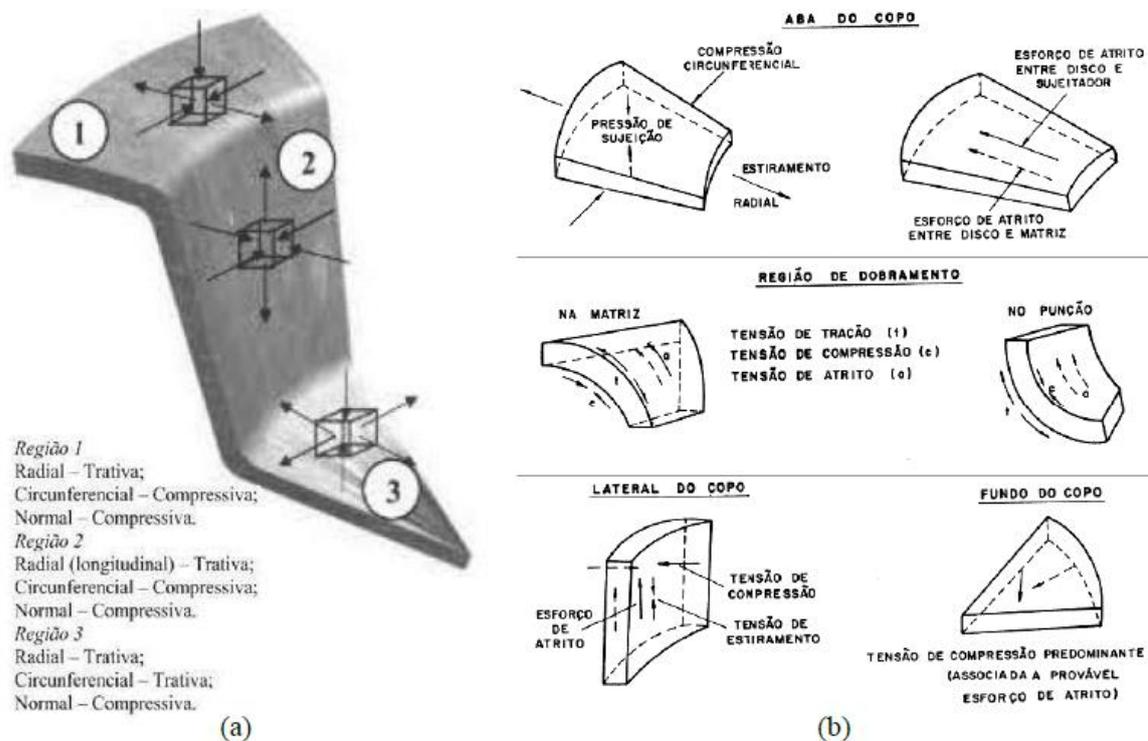


Fonte: Groover (2014).

Durante a execução do processo de embutimento, o material passa por dobramentos e estiramentos contínuos, formando tensões do tipo trativas e compressivas em todas as principais direções (Figura 14a) (FERREIRA, 2010). A Figura 14b mostra os esforços atuantes nas diferentes partes do *blank* à medida em que este é embutido. Na região da aba ocorre uma redução gradativa da circunferência do *blank* à medida que sua região central penetra na cavidade da matriz. Nessa região atuam esforços de compressão circunferencial que tendem a enrugar a chapa. Para evitar esse enrugamento, aplica-se uma tensão de compressão através da prensa chapas, denominada pressão de sujeição. Essa pressão de sujeição deve ser alta o

suficiente para evitar o enrugamento, e suficientemente baixa para permitir o movimento da aba do disco em direção à região central. Sobre a aba ainda atuam esforços de tração (denominados por tensões de estiramento radial) e esforços de atrito (que dependem do nível de tensão de sujeição, do acabamento das superfícies e do tipo de lubrificante empregado). Na região de dobramento, as tensões atuantes variam entre o raio de adoçamento da matriz e do punção. Na região do raio de adoçamento da matriz, tensões de compressão são formadas na superfície interna do *blank*, e tensões de tração na superfície externa. Na região do raio de adoçamento do punção, os carregamentos são opostos: tensões de compressão na superfície externa e tensões de tração na superfície interna do *blank*. À essas tensões associam-se também esforços de atrito. Nas laterais atuam tensões de tração, de compressão e de atrito. Por fim, no fundo do *blank* o esforço dominante é a tensão de compressão exercida pela extremidade do punção, que é transmitida às demais partes do copo através de tensões de tração radiais (BRESCIANI FILHO *et al.* 2011).

Figura 14. (a) Tensões atuantes no esboço durante o processo de embutimento; e (b) esforços atuantes nas diversas regiões do copo.



Fonte: (a) Ferreira (2010) e (b) Bresciani Filho *et al.* (2011).

No que se refere ao planejamento das operações de conformação de chapas, é importante dispor do conhecimento das limitações em relação à quantidade de deformação que pode ser

realizada no material a ser conformado. Isso é obtido por meio da determinação dos parâmetros tecnológicos do processo: propriedades mecânicas, características anisotrópicas e parâmetros de endurecimento. Tais parâmetros são descritos de forma resumida na seção seguinte.

2.3 PARÂMETROS TECNOLÓGICOS NA CONFORMAÇÃO DE CHAPAS

Conforme discutido anteriormente, durante o processo de conformação de chapas, o metal está sujeito à esforços distintos. A resposta do material aos esforços é expressa por seus parâmetros tecnológicos: propriedades mecânicas, características anisotrópicas e parâmetros de endurecimento. A determinação destes parâmetros possibilita um melhor entendimento do comportamento do material à sequência das operações realizadas durante a sua conformação. Devido à importância destes parâmetros no que se refere à parametrização das operações de conformação de chapas, ensaios mecânicos são realizados a fim de determiná-los, visando executar uma operação bem-sucedida de conformação e a eliminação de possíveis falhas (GROOVER, 2014). Neste sentido, ao longo desta seção serão discutidas as propriedades mecânicas, os parâmetros de endurecimento e as propriedades anisotrópicas dos metais.

2.3.1 Propriedades mecânicas

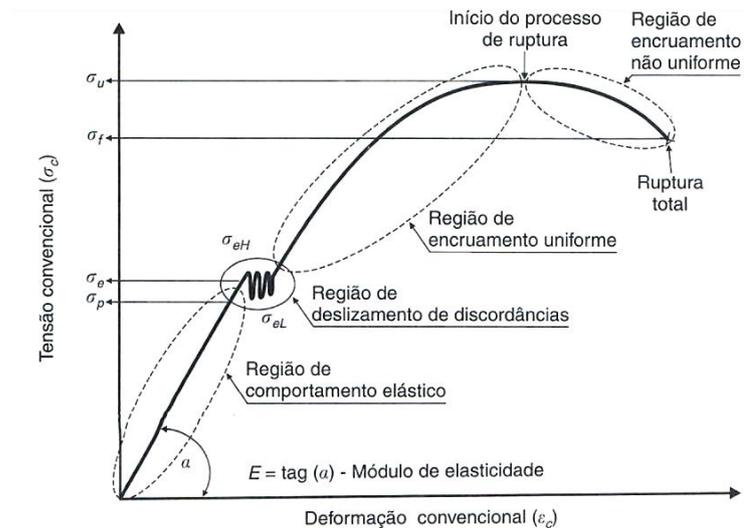
De modo geral, os materiais são submetidos à diferentes esforços durante o seu processamento ou utilização, e a sua resposta a estes esforços é determinada por suas propriedades mecânicas, as quais incluem rigidez, resistência, tenacidade e ductilidade. No processamento por conformação de chapas, as propriedades mecânicas de maior influência correspondem às: tensão de escoamento (que indica o valor de tensão mínimo que deve ser efetuado pela ferramenta para promover a deformação plástica do material), tensão limite de resistência à tração (que determina a máxima tensão que pode ser efetuada pela ferramenta para gerar uma deformação uniforme ao material) e ductilidade (que indica o quanto o material pode se deformar durante a conformação sem sofrer ruptura) (GROOVER, 2014).

Para a determinação das propriedades mecânicas, aplicam-se ensaios mecânicos que buscam reproduzir condições similares às de serviço. Para a realização destes ensaios, alguns fatores devem ser considerados, como a natureza da carga aplicada, a duração da sua aplicação e também as condições ambientais. Os materiais podem ser submetidos à três diferentes tipos de tensões: tensão de tração (a qual tende alongar o material nas extremidades), tensão de compressão (a qual tende comprimir o material nas extremidades), e tensão de cisalhamento (a

qual provoca o deslizamento das tensões em partes adjacentes) (CALLISTER; RETHWISCH, 2012).

O ensaio mecânico comumente utilizado é o de tração, devido à sua simplicidade e rapidez. Este ensaio permite a determinação da variação das dimensões de um corpo de prova padronizado como função da carga aplicada sobre este, gerando um diagrama tensão-deformação. A carga de tração é aplicada uniaxialmente ao longo do eixo do corpo de prova e é aumentada gradativamente, até atingir o valor que promove a ruptura do corpo de prova. O diagrama de tensão-deformação obtido no ensaio apresenta quatro regiões de comportamentos distintos do material: região de comportamento elástico, região de deslizamento de discordâncias, região de encruamento uniforme e região de encruamento não uniforme, até a ruptura total, conforme ilustrado na Figura 15 (GARCIA *et al.* 2012).

Figura 15. Diagrama tensão-deformação típico dos metais dúcteis.



Fonte: Garcia *et al.* (2012).

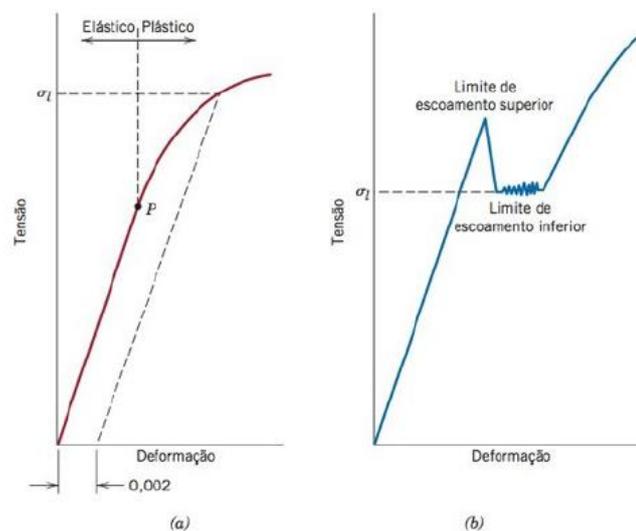
A análise do diagrama tensão-deformação é de grande relevância para o entendimento do comportamento elástico-plástico dos materiais de engenharia. Na região de comportamento elástico, a tensão e a deformação são proporcionais entre si e comportam-se de maneira linear. Essa relação é chamada de lei de Hooke e é expressa pela equação (1) apresentada abaixo.

$$\sigma = E\varepsilon \text{ (Pa)} \quad (1)$$

Na equação (1) σ representa a tensão, ε a deformação e o módulo de elasticidade, ou módulo de Young. Nessa região linear, o processo de deformação é elástico, ou seja, o material consegue retornar à sua condição inicial (indeformado) se retirados os esforços (CALLISTER; RETHWISCH, 2012). O comportamento elástico do corpo de prova acontece até atingir o limite de proporcionalidade (σ_p), e a partir desse ponto, o material passa a apresentar um comportamento plástico.

A região de deslizamento de discordâncias representa o início da deformação plástica do material, onde ocorre o rompimento de ligações entre os átomos vizinhos originais, e a formação de novas ligações com outros átomos adjacentes, fenômeno já conhecido como escorregamento de discordâncias (previamente descrito na seção 2.1.2). A partir desse momento, a tensão não é mais proporcional à deformação, e a deformação sofrida é permanente (CALLISTER; RETHWISCH, 2012). O limite de transição da região elástica para a plástica é o limite de escoamento (σ_e), geralmente definido como a tensão para a qual ocorre um desvio de deformação (de 0,2% para os metais ferrosos e 0,5% para as ligas de Al) da linha retilínea e é influenciado pela temperatura do trabalho e taxa de deformação (FERREIRA, 2010; GROOVER, 2014). Em alguns materiais, essa transição pode ocorrer com uma oscilação nos níveis de tensão, apresentando um limite de escoamento inferior e superior, conforme esquema mostrado na Figura 16 (CALLISTER; RETHWISCH, 2012).

Figura 16. Esquemas ilustrando (a) o comportamento tensão-deformação típico de um metal; e (b) o comportamento tensão-deformação encontrado em alguns aços que apresentam uma oscilação nos níveis de tensão de escoamento.



Fonte: Callister; Rethwisch (2012).

Na região de encruamento uniforme ocorre o aumento de tensão para a continuidade da deformação, até o material atingir o limite de resistência à tração (σ_u), sendo que a deformação corresponde ao máximo valor com o alongamento uniforme (ε_u). A partir deste ponto, a dimensão da seção transversal do corpo de prova começa a diminuir rapidamente sofrendo estricção, e a tensão para manter a deformação virtualmente diminui até atingir a tensão limite de ruptura (σ_f), onde a deformação corresponde ao alongamento total (ε_t) (GARCIA *et al.* 2012).

Além dos limites e regiões observados no ensaio de tração, a análise da quantidade de deformação que o corpo de prova suporta antes de falhar também é relevante. A capacidade do material de se deformar plasticamente sem nenhuma fratura define a sua ductilidade, e pode ser expressa como o percentual de alongamento segundo a equação (2).

$$\% AL = \left(\frac{L_f - L_0}{L_0} \right) \quad (2)$$

Na equação (2), L_0 é o comprimento útil inicial, L_f é o comprimento no momento da ruptura. Também, a ductilidade pode ser expressa pelo percentual de redução de área, segundo a equação (3).

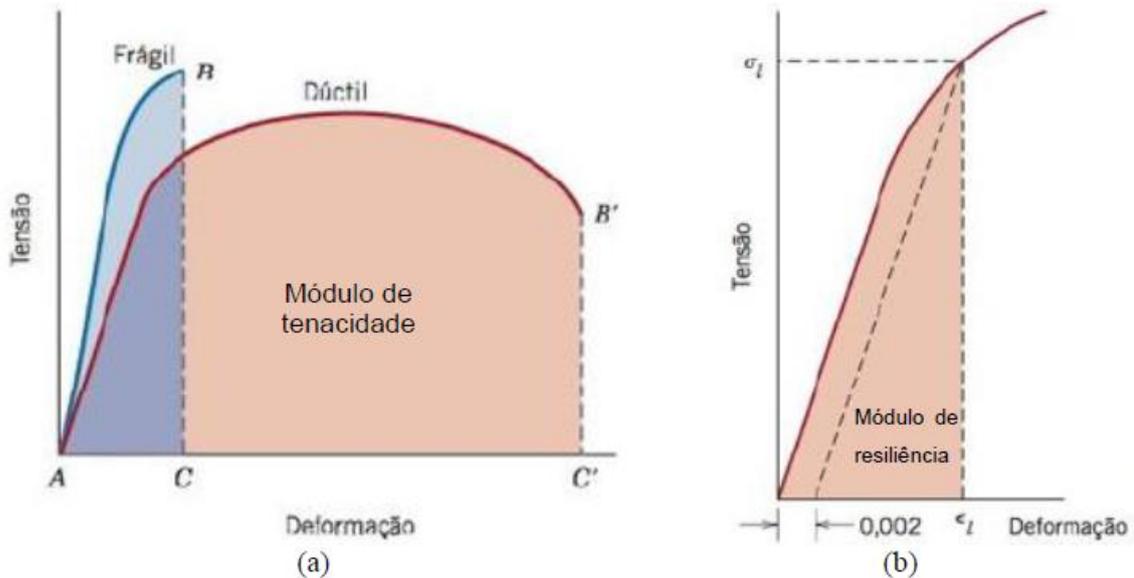
$$\% RA = \left(\frac{A_0 - A_f}{A_0} \right) \quad (3)$$

Na equação (3), A_0 é a área da seção transversal inicial e A_f é a área da seção transversal no momento da ruptura. Caso o material apresente sob tração uma deformação plástica desconsiderável antes de sofrer ruptura, este é caracterizado como sendo de comportamento frágil, conforme ilustrado na Figura 17a, comparando o comportamento tensão-deformação deste com de outro material dúctil (CALLISTER; RETHWISCH, 2012).

Ao longo da região de deformação elástica, o metal é capaz de absorver a energia necessária para tensionar o corpo de prova desde o estado inicial até o limite de escoamento. Essa capacidade caracteriza o módulo de resiliência do metal (U_r), e é definida pela área sob a curva de tensão-deformação até o escoamento (CALLISTER; RETHWISCH, 2012), conforme ilustrado na Figura 17b. O módulo de resiliência é determinado através da equação (4), considerando-se o valor da tensão de escoamento (σ_e) e do módulo de elasticidade (E).

$$U_r = \frac{\sigma_e}{2E} \text{ (Pa)} \quad (4)$$

Figura 17. Representações esquemáticas (a) do comportamento tensão-deformação para metais frágeis e dúcteis; e (b) do módulo de resiliência do metal.



Fonte: Callister; Rethwisch (2012).

A tenacidade, que pode também ser referida pelo termo módulo de tenacidade (U_t) corresponde à energia absorvida durante a fratura do material, sendo esta propriedade determinada a partir da área sob a curva tensão-deformação segundo indicação da Figura 17a. Para os materiais dúcteis, como é o caso das ligas de Al, o módulo de tenacidade pode ser calculado utilizando a equação (5) considerando-se os valores das tensões limite de escoamento (σ_e), tensão limite de resistência à tração (σ_u) e deformação total (ϵ_t) (GARCIA *et al.*, 2012).

$$U_t = \frac{\sigma_e + \sigma_u}{2} \cdot \epsilon_t \text{ (N}\cdot\text{m/m}^3\text{)} \quad (5)$$

2.3.2 Parâmetros de endurecimento

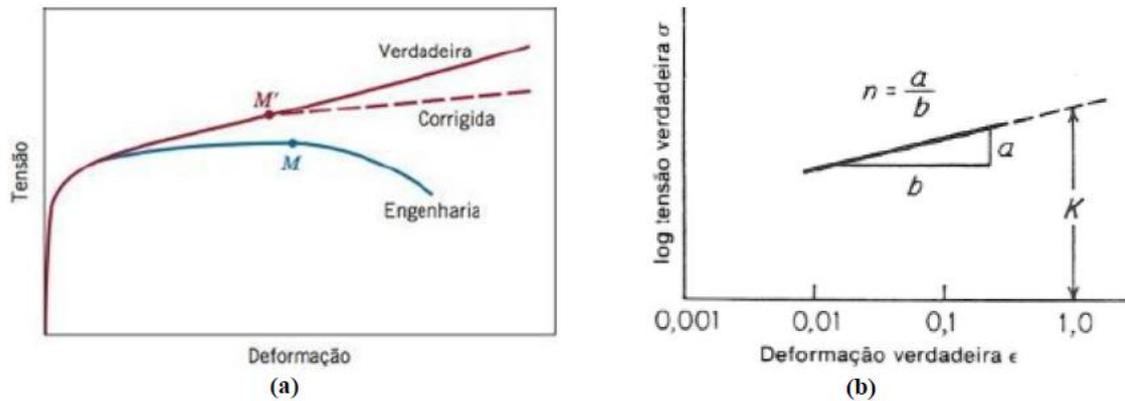
Em tese, a precisão do ensaio de tração evidencia as melhores condições em que é possível obter um produto final sem apresentar falhas ou fraturas, com determinadas propriedades mecânicas e dimensões. Essas condições caracterizam a conformabilidade do material, que é influenciada por fatores de natureza mecânica e metalúrgica (BRESCIANI FILHO *et al.* 2011). Entretanto, a curva tensão-deformação convencional obtida

por meio do ensaio de tração considera somente as dimensões originais do corpo de prova, as quais são modificadas durante a aplicação das tensões e conseqüente deformações sofridas. Logo, faz-se necessário a utilização das tensões e deformações verdadeiras para melhor prever a conformabilidade do material (GARCIA *et al.* 2012).

No diagrama tensão-deformação da Figura 15, observa-se uma queda de tensão aplicada a partir do ponto do limite do escoamento, provocando um declínio da curva até a ruptura total do corpo de prova. Ao contrário, ao considerar a tensão verdadeira, a curva tensão-deformação aumenta continuamente até a fratura do corpo de prova, como está esquematizado na Figura 18a (DIETER, 1981). A tensão verdadeira neste caso é calculada através de medidas instantâneas da carga e da área da seção transversal, sendo a deformação verdadeira determinada utilizando-se a equação (6), considerando os comprimentos inicial (L_0) e final (L_f) do corpo de prova.

$$\varepsilon_v = \ln \frac{L_f}{L_0} \quad (6)$$

Figura 18. (a) Comparação entre as curvas de tensão-deformação de engenharia e verdadeira; e (b) representação do gráfico duplo-logarítmico da curva tensão-deformação verdadeira.



Fonte: (a) Callister; Rethwisch (2012), (b) Dieter (1981).

Para alguns metais, como o alumínio, a curva de escoamento verdadeira na região de encruamento uniforme, desde o início da deformação plástica até o ponto inicial do pescoço, é expressa utilizando o modelo de Hollomon, descrito pela equação (7).

$$\sigma_v = k\varepsilon_v^n \quad (\text{N/m}^2) \quad (7)$$

Na equação (7), n é o coeficiente de encruamento, representando a capacidade do material de distribuir-se uniformemente durante a conformação ao longo de seu volume, e K é o coeficiente de resistência, quantificando o nível de resistência que o material exerce contra a sua deformação. A determinação dos coeficientes pode ser feita a partir da disposição dos pontos em um gráfico duplo-logarítmico (Figura 18b), onde o coeficiente n representa a inclinação da reta, e K a tensão verdadeira quando $\varepsilon = 1$. O valor do expoente n pode variar entre 0 e 1, e para a maioria dos metais, apresenta um valor entre 0,10 e 0,50 (DIETER, 1981).

2.3.3 Propriedades anisotrópicas

Comumente observa-se que as propriedades mecânicas dos metais trabalhados são diferentes em todas as direções cristalográficas, gerando uma dependência entre as propriedades e as direções em que estas são medidas. Essa dependência caracteriza a anisotropia do material, a qual pode ser resultado da orientação preferencial dos grãos que sofreram uma intensa deformação plástica, afetando as propriedades mecânicas do material (DIETER, 1981). A simetria da estrutura cristalina interfere diretamente na extensão e magnitude dos efeitos da anisotropia, de forma que quanto menor for a simetria estrutural, maior será o grau de anisotropia (CALLISTER; RETHWISCH, 2012).

Na estampagem de chapas, as chapas metálicas utilizadas são laminadas, e, dependendo do sentido de laminação podem ocorrer variações das propriedades mecânicas, originando a anisotropia. O cálculo da anisotropia é o principal método para se avaliar indiretamente a conformabilidade de chapas metálicas (FERRARINI, 2004). Três situações distintas podem ocorrer nestes casos:

- i. Isotropia total: $r_{0^\circ} = r_{45^\circ} = r_{90^\circ} = 1$
- ii. Anisotropia normal e planar: $r_{0^\circ} = r_{45^\circ} = r_{90^\circ} \neq 1$
- iii. Anisotropia normal + planar: $r_{0^\circ} \neq r_{45^\circ} \neq r_{90^\circ} \neq 1$

A anisotropia é avaliada pelo coeficiente de Lankford, também nomeado por índice de anisotropia plástica (r), que representa a razão das deformações verdadeiras na largura (ε_{rb}) e na espessura (ε_{rt}) que acontecem no corpo de prova durante o ensaio de tração (REIS, 2002). Vale ressaltar que essa deformação varia de 10% a 20%. A equação (8) indica como o valor de r é determinado.

$$r = \frac{\varepsilon_{rb}}{\varepsilon_{rt}} = \frac{\ln \frac{w_f}{w_0}}{\ln \frac{t_f}{t_0}} \quad (8)$$

Na equação (8), w_0 e t_0 correspondem à largura e espessura iniciais, e w_f e t_f à largura e espessura finais (REIS, 2002; FERRARINI 2004). O processo de estampagem profunda das chapas é influenciado pela anisotropia, o material escoia melhor nas direções com maior índice de anisotropia. Este comportamento caracteriza a anisotropia planar, representada pelo índice de anisotropia planar (Δr). Essa anisotropia é responsável pela formação de orelhas no material, quando a deformação é maior em determinadas direções simétricas em relação à direção principal de laminação. Buscando minimizar esse efeito, a chapa deve ser processada em uma sequência de passes de laminação, recozimentos de recristalização intermediários e baixas deformações (BRESCIANI FILHO *et al.* 2011). O valor de Δr é determinado por meio da equação (9):

$$\Delta r = \frac{1}{2} (r_{0^\circ} + r_{90^\circ} - 2r_{45^\circ}) \quad (9)$$

Na equação (9), r_{0° , r_{45° e r_{90° correspondem aos índices de anisotropia plástica de corpos de prova extraídos em 0° , 45° e 90° em relação ao sentido de laminação da chapa, também conhecidos por coeficientes de Lankford, os quais são determinados utilizando a equação (8) apresentada anteriormente.

Para um melhor aproveitamento do processo de estampagem, espera-se uma boa conformabilidade de modo que o material seja facilmente deformado plasticamente sem sofrer rupturas, ou seja, que apresente uma boa estampabilidade. O parâmetro da estampabilidade depende da resistência do *blank* à redução de espessura durante o embutimento, resistência que pode ser avaliada por meio da média ponderada das medidas em três orientações específicas do plano, ou, pelo seu índice de anisotropia normal (\bar{r}), o qual é determinado empregando-se a equação (10) (BRESCIANI FILHO *et al.* 2011; REIS, 2002).

$$\bar{r} = \frac{1}{4} (r_{0^\circ} + 2r_{45^\circ} + r_{90^\circ}) \quad (10)$$

Evidentemente, tanto o \bar{r} como o Δr dependem da textura da chapa laminada. Neste sentido, se a chapa apresenta ausência de textura, isto é, se contiver grãos orientados ao acaso,

ela é perfeitamente isotrópica e, então, tem-se que os valores de r_{0° , r_{45° e r_{90° serão iguais a unidade. Consequentemente, o valor de \bar{r} será um e de Δr será zero. Em contrapartida, se a chapa apresentar um determinado grau de texturização, isto é, se contiver uma certa proporção de grãos orientados preferencialmente segundo determinadas direções, pode-se ter um índice de anisotropia médio maior ou menor a 1. No primeiro caso tem-se que a direção de maior resistência é a perpendicular ao plano da chapa, ao passo que no segundo, é paralela ao plano da chapa. Dessa maneira, para ter uma melhor condição de estampabilidade, deve-se procurar obter na fabricação da chapa por laminação valores elevados do índice de anisotropia normal média e valores baixos para o índice de anisotropia planar (BRESCIANI FILHO *et al.* 2011).

3 MATERIAIS E MÉTODOS

Nesta seção são descritos os materiais e procedimentos experimentais adotados para a realização do trabalho proposto, buscando atender aos objetivos geral e específicos estabelecidos na seção 1.3.

3.1 ESPECIFICAÇÃO DO MATERIAL

Conforme explicitado anteriormente, o material empregado é a liga de alumínio da série 5XXX classe 5052. A Tabela 7 compara a composição deste material indicada pelo fornecedor (empresa Novelis) com aquela estabelecida pela *Aluminium Association* (AA). Confrontando estes valores, observa-se que a composição do material fornecido está dentro dos limites estabelecidos pela AA.

Tabela 7. Composição química da liga Al 5052 (% em peso – w.t.).

	Mg	Cr	Cu	Fe	Mn	Si	Zn	Al
Novelis	2,5	0,3	0,07	0,32	0,07	0,23	0,08	Balanço
<i>Aluminium Association</i>	2,2-2,8	0,15-0,35	≤ 0,10	≤ 0,40	≤ 0,10	≤ 0,25	≤ 0,10	Balanço

Fonte: Novelis (2021) e *Aluminium Association* (2021).

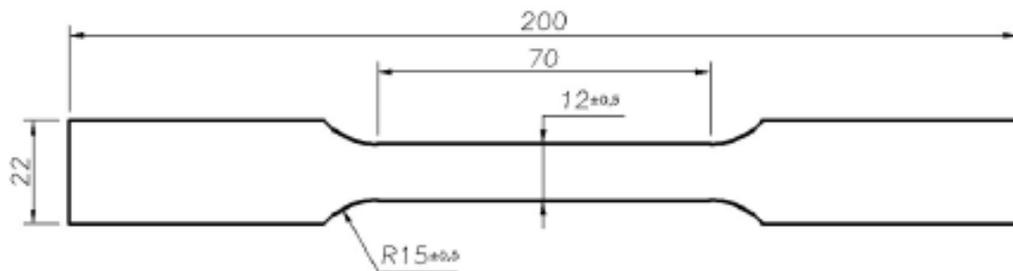
A liga AA5052 laminada a frio foi fornecida na forma de uma placa com 2,5 mm de espessura, apresentando têmpera de encruamento classe H32 (trabalhada a frio e estabilizada em baixa temperatura).

3.2 PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS

Para possibilitar a realização dos ensaios de tração, foram usinados a partir da placa fornecida corpos de prova segundo a geometria tipo “gravata” e dimensões mostradas na Figura 19. Os corpos de prova foram fabricados por corte a laser, de modo a não gerar alterações de ordem microestrutural no material. Após usinagem, os corpos de prova foram submetidos à uma operação de limagem manual, visando retirar as rebarbas e marcas resultantes da operação prévia de usinagem. Tais imperfeições podem tornar-se pontos de concentração de tensão comprometendo os resultados do ensaio. Conforme o procedimento adotado por Lajarin (2012),

o dimensionamento e o formato dos corpos de prova obtidos seguem as normas ABNT NBR 6673, ASTM E 646 e DIN EN 10 0002-1. Estas normas não estabelecem as medidas exatas dos corpos de prova, mas sim valores mínimos e máximos para estas. Dessa forma, as dimensões foram escolhidas de modo que os valores estejam dentro dos limites estipulados pelas três normas.

Figura 19. Formato e dimensões dos corpos de prova para o ensaio de tração seguindo as normas ABNT NBR 6673, ASTM E 646 e DIN EN 10 0002-1.

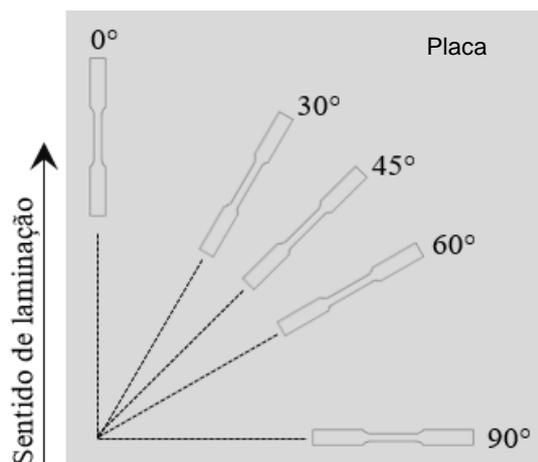


Cotas dadas em mm.

Fonte: Lajarin (2012).

De modo a possibilitar o estudo da anisotropia do material, os corpos de prova foram usinados seguindo ângulos orientados em 0° , 30° , 45° , 60° e 90° em relação ao sentido de laminação da placa (vide Figura 20). Para cada orientação foram usinados cinco corpos de prova, totalizando 25 considerando todas as condições avaliadas. Estes mesmos corpos de prova foram empregados para a determinação das propriedades mecânicas do material e dos parâmetros de endurecimento.

Figura 20. Orientações dos corpos de prova em relação ao sentido de laminação da placa.



Fonte: Kapp (2021).

3.3 DETERMINAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS

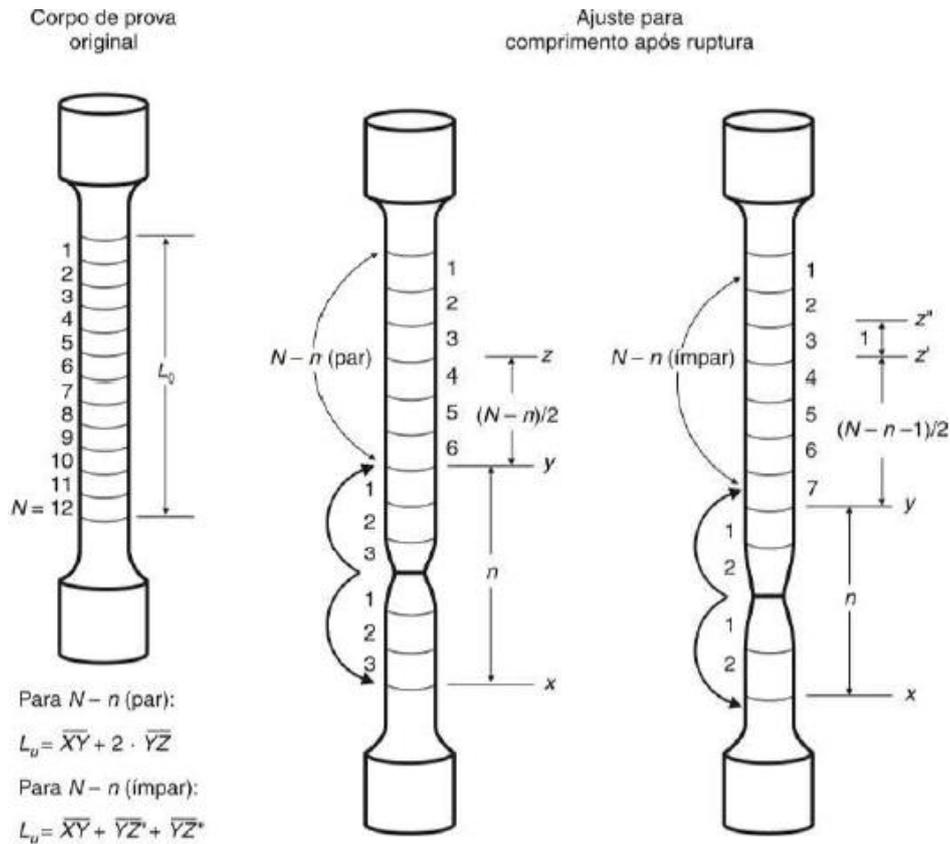
Os ensaios de tração uniaxial foram realizados em uma máquina universal de ensaios marca EMIC® modelo DL100, junto ao Laboratório de Metalografia do Colégio Técnico Industrial da UFSM (CTISM). Em todos os ensaios realizados, aplicou-se uma taxa de deformação de 0.5 mm/min, seguindo orientação das normas anteriormente indicadas. Tanto a programação deste equipamento quanto a obtenção dos valores de carga e deformação medidos durante o ensaio, foram gerenciados utilizando o *software* Tesc Emic instalado em um computador interfaceado diretamente ao equipamento. Nos ensaios foram utilizados no mínimo três corpos de prova para cada orientação avaliada.

No ensaio de tração, os corpos de prova foram tracionados uniaxialmente pela aplicação de uma carga que variou de 0 N (descarregado) até um valor que promovesse a completa ruptura dos corpos de prova. A partir dos dados de carga e deformação obtidos pelo equipamento, foram plotadas as curvas de tensão-deformação de engenharia, e a partir destas as propriedades mecânicas foram determinadas segundo os procedimentos e equações previamente descritos na seção 2.3.1.

É importante explicitar que para a determinação do alongamento dos corpos de prova, foi adotado o procedimento descrito em Garcia *et al.* (2012), que é indicado para os casos onde a ruptura não ocorre no centro do comprimento original do corpo de prova (caso verificado nos corpos de prova ensaiados neste trabalho). A técnica descrita pelos referidos autores consiste em “rebater” a região de deformação da parte maior do corpo de prova para a sua parte menor, considerando-se assim uma deformação aparentemente uniforme ao entorno da fratura. Para tanto, executa-se os passos descritos abaixo, os quais estão esquematicamente ilustrados na Figura 21:

- i. Dividir o comprimento original em um número ‘N’ de partes, utilizando uma caneta para realizar a sua marcação;
- ii. Após a fratura, contar o número de divisões na parte menor do corpo de prova e rebater esse número para a parte maior, determinando-se o valor de ‘n’;
- iii. Contar o número de divisões restantes na parte maior do corpo de prova ($N-n$), e caso o número seja par, tem-se o comprimento final determinado por $L = \overline{XY} + 2 \cdot \overline{YZ}$; e,
- iv. Caso o número seja ímpar, o comprimento final do corpo de prova será dado por $L = \overline{XY} + \overline{YZ'} + \overline{YZ''}$.

Figura 21. Método para determinação do alongamento percentual.



Fonte: Garcia *et al.* (2012).

3.4 DETERMINAÇÃO DOS PARÂMETROS DE ENDURECIMENTO

Para os materiais que apresentam uma curva tensão-deformação contínua na região de deformação plástica, a equação de Hollomon (eq. 7) é aplicada para a obtenção dos parâmetros de endurecimento. Neste sentido, os procedimentos adotados para determinação do coeficiente de resistência (K) e expoente de encruamento (n) seguiram os preceitos da norma ASTM E-646, o qual foi descrito previamente na seção 2.3.2. A partir dos valores de K e n determinados, é possível representar a curva tensão-deformação real empregando-se a equação de Hollomon.

Conforme mencionado previamente, o valor de K quantifica o nível de resistência que o material exerce contra sua deformação, ou seja, quanto maior for o seu valor, maiores serão os esforços necessários para promover a sua deformação permanente. Por sua vez, o valor de n representa a capacidade do material em distribuir a deformação ao longo do seu volume (GARCIA *et al.*, 2012). Dessa forma, materiais com baixos valores de n tendem a localizar o encruamento em pequenas porções de volume, fazendo com que níveis baixos de tensões levem o material a condições críticas ou mais próximas da fratura; do que aqueles observados em materiais com valores elevados de n . Ainda, materiais com baixo n são caracterizados por

grandes variações de deformação para variações relativamente pequenas de aplicação de tensão na zona plástica. Tanto K quanto n são características particulares do material, embora possam ser modificados pela aplicação de tratamentos térmicos/termoquímicos.

3.5 DETERMINAÇÃO DAS PROPRIEDADES ANISOTRÓPICAS

Para a determinação das propriedades anisotrópicas dos materiais, seguiu-se o procedimento firmado pela norma ASTM E-517 anteriormente descrito na seção 2.3.3 do trabalho. Na prática, em função da dificuldade de medir com precisão a espessura do corpo de prova após ruptura no ensaio de tração, adotou-se uma relação equivalente à deformação verdadeira na espessura (ε_{rt}), assumindo-se a constância do volume do material durante a deformação plástica. Tais considerações possibilitaram o cálculo da variação da espessura por meio da variação do comprimento (L) e da largura (w) utilizando a equação 10 (DIETER, 1981).

$$r = \frac{\ln \frac{w_0}{w_f}}{\ln \left(\frac{L_f \cdot w_f}{L_0 \cdot w_0} \right)} \quad (11)$$

A medição do comprimento final foi feita por meio do procedimento anteriormente descrito, e a medição de largura foi efetuada utilizando um paquímetro digital.

3.6 DETERMINAÇÃO DA MICROESTRUTURA E DUREZA

Partindo-se de corpos de prova não ensaiados, foram produzidas amostras para realização da caracterização microestrutural e da microdureza. A caracterização microestrutural consistiu na avaliação da microestrutura utilizando as técnicas de microscopia óptica (MO) e eletrônica de varredura (MEV), e pela determinação das fases presentes por meio da técnica de difração de raios-X (DRX).

A caracterização por DRX foi realizada na configuração Bragg-Brentano (θ - 2θ), utilizando um difratômetro marca Bruker modelo D8-Advance, empregando radiação $\text{CuK}\alpha$, com comprimento de onda $\lambda = 1,5406 \text{ \AA}$. O tubo de raios-X deste equipamento opera em tensão de aceleração de 40 kV e corrente de 20 mA. O intervalo de varredura para a configuração θ - 2θ adotado foi entre 20° à 110° , com velocidade de varredura de $1 \theta/\text{min}$. O equipamento utilizado compõe a infraestrutura do Laboratório de Magnetismo e Materiais Magnéticos (LMMM) do Centro de Ciências Naturais e Exatas (CCNE) da UFSM. A identificação das fases

presentes foi realizada utilizando o banco de dados do Centro Internacional de Dados de Difração (*International Centre for Diffraction Data – ICDD*).

Para a caracterização da sua microestrutura, as amostras do material foram embutidas em resina baquelite, e posteriormente submetidas às operações de lixamento e polimento seguindo o procedimento padronizado por Vander Voort e James (1992). Após preparo metalográfico, as amostras foram limpas em banho de ultrassom com álcool etílico por 10 minutos e secas na sequência sob fluxo de ar quente. Para a revelação da microestrutura, utilizou-se o reagente Tucker (450 ml de HCl; 150 ml de HNO₃; 150 ml de HF e 250 ml de H₂O). A microestrutura foi analisada utilizando tanto a técnica de MO quanto de MEV, fazendo uso, nesta ordem, de um microscópio óptico da marca Zeiss modelo AXIO LAB A1 presente no Laboratório de Metalografia do CTISM; e de um microscópio eletrônico de varredura da marca JEOL modelo JSM 6360, presente no Laboratório de Microscopia e Microanálise do Departamento de Engenharia Mecânica (DEM). Adicionalmente, mapas de composição química foram obtidos utilizando um sistema de espectroscopia de raios-X por dispersão de energia (EDS) (marca Bruker, modelo NanoCompact) interfaceado ao MEV.

Por fim, a microdureza Vickers foi medida utilizando um microdurômetro marca Shimadzu modelo HMU-2, presente no Laboratório de Metalurgia Física do DEM. Para a realização destas medições foi adotada uma carga de 300 gf aplicada durante 15 segundos. Os valores obtidos representam a média aritmética simples de cinco leituras.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Nesta seção são apresentados e discutidos os resultados obtidos a partir das diferentes caracterizações realizadas sobre o material de estudo, as quais foram anteriormente descritas na seção 3.

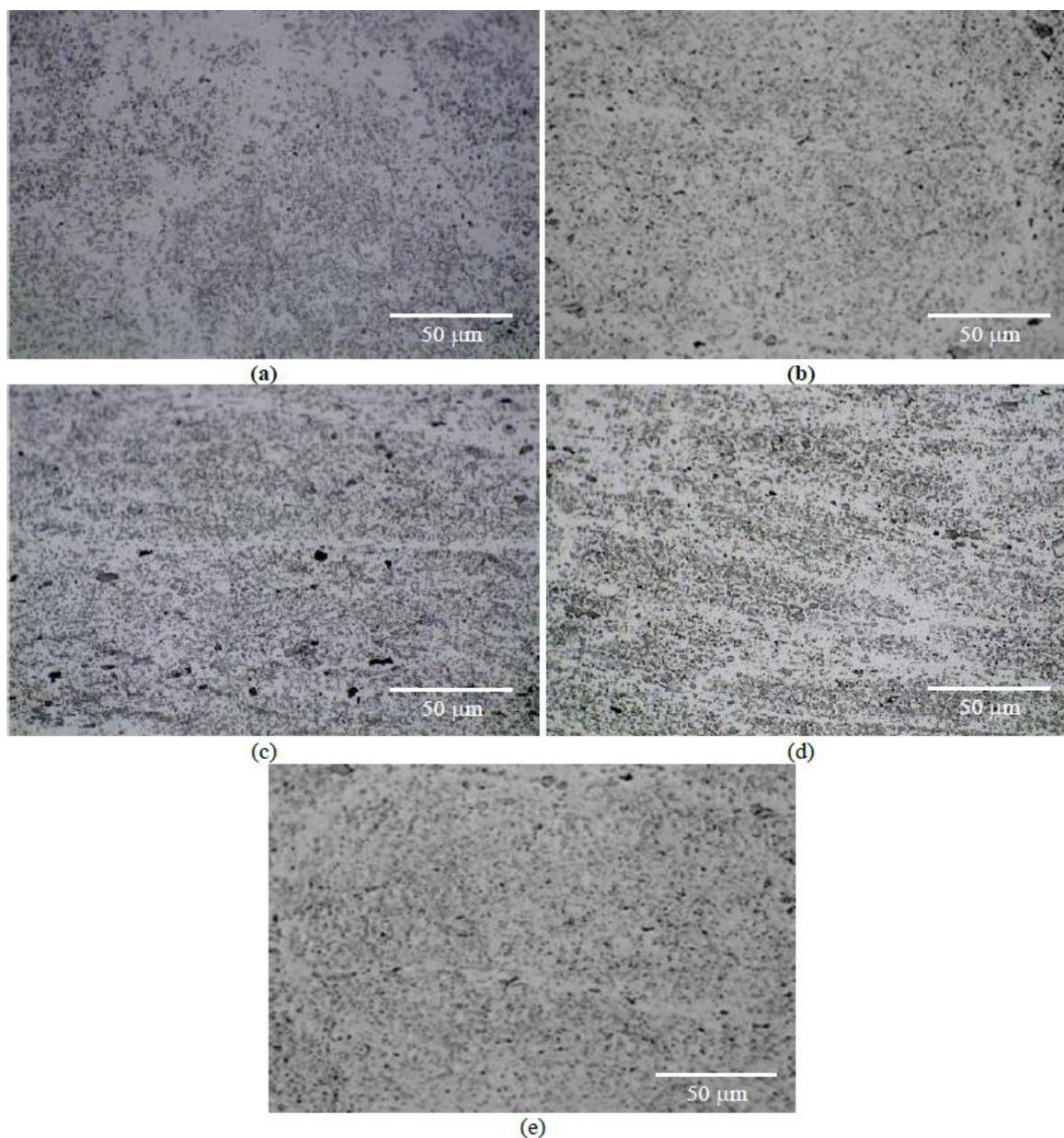
4.1 CARACTERIZAÇÃO DA MICROESTRUTURA E DA MICRODUREZA

Na Figura 22 é mostrada a microestrutura, no plano da placa, das amostras extraídas em diferentes orientações em relação ao seu sentido de laminação obtidas por MO. Verifica-se que a microestrutura de todas as condições avaliadas é constituída por precipitados e dispersóides não dissolvidos, distribuídos aleatoriamente na matriz metálica de α -alumínio (α -Al). Conforme discutido na seção 2.1.1, a fase de equilíbrio com o α -Al corresponde ao intermetálico Al_3Mg_2 com 37,3% de Mg; podendo ocorrer também a formação da fase intermetálica Al_8Mg_5 com 36,4% de Mg, formada quando adotada condições de solidificação fora do equilíbrio. A formação de ambas as fases promove prejuízo na resistência à corrosão sob tensão, e aumenta a susceptibilidade à corrosão intergranular da liga (BARBOSA, 2014). Adicionalmente, conforme mostrado por Algendy *et al.* (2020), fases intermetálicas ricas em ferro (Al_6Fe e Al_3Fe) podem também precipitar-se em ligas de Al-Mg contendo teores de Mg de 2-3% wt. e de Fe acima de 0,25% wt. (caso da liga em questão). Além destas fases, outros intermetálicos e/ou dispersóides podem estar presentes, os quais podem ser formados a partir da reação do alumínio com os demais elementos constituintes da liga (Cr, Mn, Si, Zn, etc.) (GOMES; BRESCIANI FILHO, 1987). Segundo Coutinho (1980), as partículas escuras identificadas na micrografia das ligas de Al-Mg referem-se ao intermetálico Al_3Mg_2 , e as partículas sombreadas, ao dispersóide $Al_3(Fe,Mn)$. A formação deste último, segundo o referido autor, tem impacto positivo sobre as propriedades mecânicas do material. Por fim, é importante mencionar que a microestrutura da seção transversal dos corpos de prova apresentou o mesmo aspecto evidenciado na Figura 22 para o plano da placa, e que devido à essa similaridade elas não serão aqui apresentadas.

De modo a identificar a efetividade da ocorrência das fases anteriormente mencionadas, realizou-se a caracterização de fases por DRX, sendo o resultado desta mostrado na Figura 23. Tendo em vista que as fases formadas independem da orientação do corpo de prova em relação ao sentido de laminação, tal caracterização foi feita somente na amostra extraída com orientação de 0° em relação ao sentido de laminação. Neste caso, de acordo com as reflexões identificadas

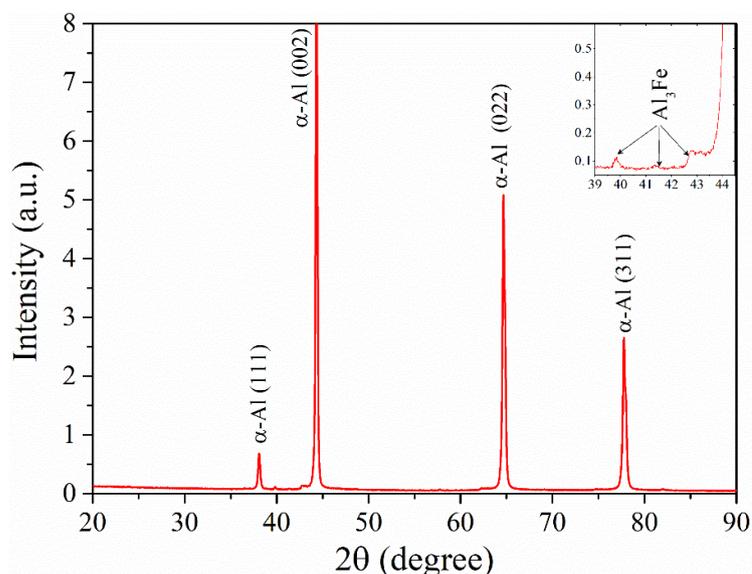
nas cartas do ICDD, verifica-se a ocorrência de picos referentes aos planos da fase α -Al e precipitados de Al_3Fe . Em relação à fase α -Al, os picos de difração referem-se aos planos (111) CFC, (200) CFC, (220) CFC e (311) CFC (pdf n.º 85-1327), em ângulos de difração de aproximadamente 38° , 45° , 65° e 78° , respectivamente. Em relação aos precipitados de Al_3Fe , o pico de difração refere-se ao plano (4 0 0), (5 3 0) e (4 4 4) com ângulos de difração de aproximadamente 40° , $41,5^\circ$ e 43° (pdf n.º 45-1203).

Figura 22. Microestrutura das amostras extraídas em (a) 0° , (b) 30° , (c) 45° , (d) 60° , e (e) 90° em relação ao sentido de laminação da placa de alumínio classe 5052-H32, considerando o plano da placa e obtidas por MO.



Fonte: a autora.

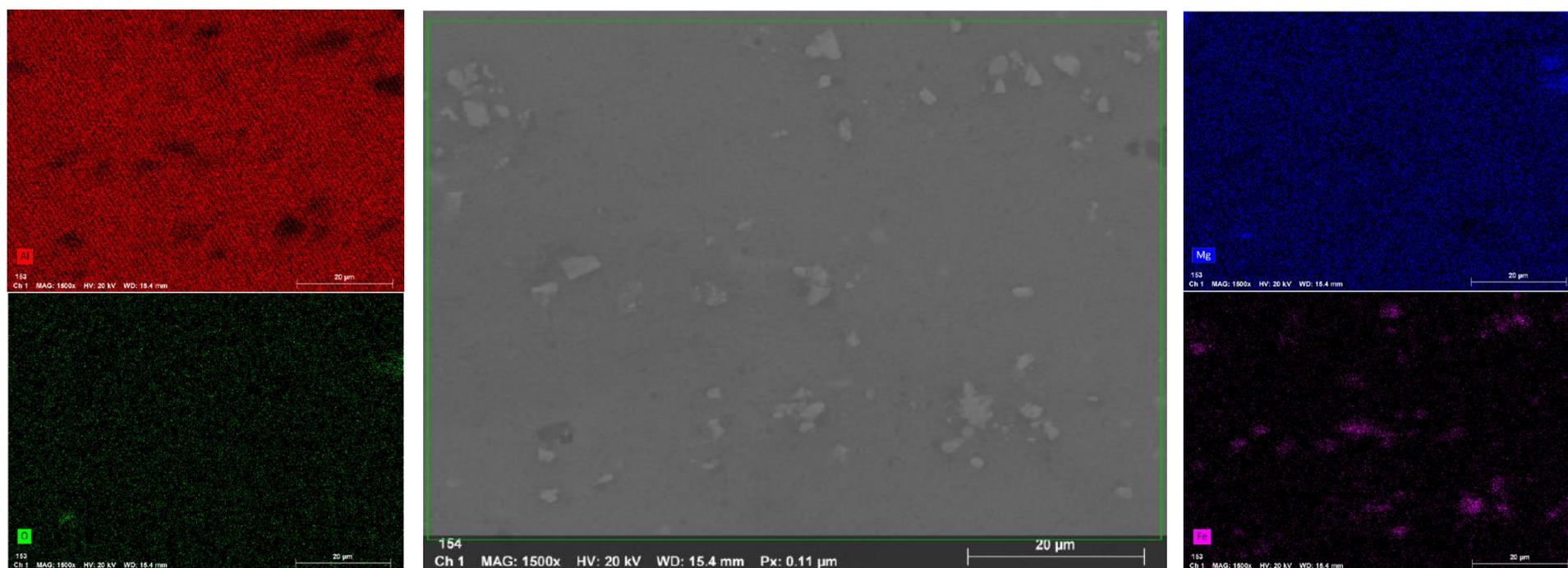
Figura 23. Padrão de DRX da amostra extraída em 0° em relação ao sentido de laminação da placa de alumínio classe 5052-H32.



Fonte: a autora.

Como a caracterização por DRX não foi conclusiva, realizou-se a identificação da distribuição dos elementos químicos empregando a técnica de EDS através da ferramenta MAP. As Figuras 24 e 25 evidenciam a distribuição dos elementos químicos nas amostras extraídas, nesta ordem, com orientações de 0° e 90° em relação ao sentido de laminação da placa. A micrografia de MEV associada aos mapas de composição do EDS permitem inferir que as partículas precipitadas são de predominância dos elementos Mg e Fe. Dessa forma, os intermetálicos a base de Fe provavelmente correspondem ao componente eutético Al_3Fe do sistema Al-Fe que, devido ao teor de Fe da liga (0,32%wt.) excede o limite de solubilidade do Fe na matriz do Al, acabam precipitando. Por sua vez, os intermetálicos a base de Mg possivelmente constituem a fase Al_3Mg_2 , a qual forma-se após o limite de solubilidade do Mg na matriz do Al ser atingido (o qual, na temperatura ambiente, se aproxima de 1%wt. conforme pode-se inferir analisando a Figura 5, sendo bastante superior ao conteúdo de Mg da liga – 2,5%wt. – segundo previamente informado na Tabela 7). Pode-se ainda identificar nos mapas de composição química de ambas as amostras a presença de traços de oxigênio, possivelmente devido à presença de inclusões de alumina (Al_2O_3) e de uma possível oxidação da superfície das amostras. Por fim, destaca-se que um padrão similar foi observado nos mapas de composição química das amostras extraídas em orientações de 30°, 45° e 60° em relação ao sentido de laminação, e que devido à essa similaridade, tais mapas não foram introduzidos no corpo do texto, sendo apresentados na Figura 31 contida no Apêndice A.

Figura 24. Mapas de distribuição dos elementos químicos obtidos por EDS a partir da amostra extraída em 0° em relação ao sentido de laminação da placa de alumínio classe 5052-H32.



Fonte: A autora.

Figura 25. Mapas de distribuição dos elementos químicos obtidos por EDS a partir da amostra extraída em 90° em relação ao sentido de laminação da placa de alumínio classe 5052-H32.

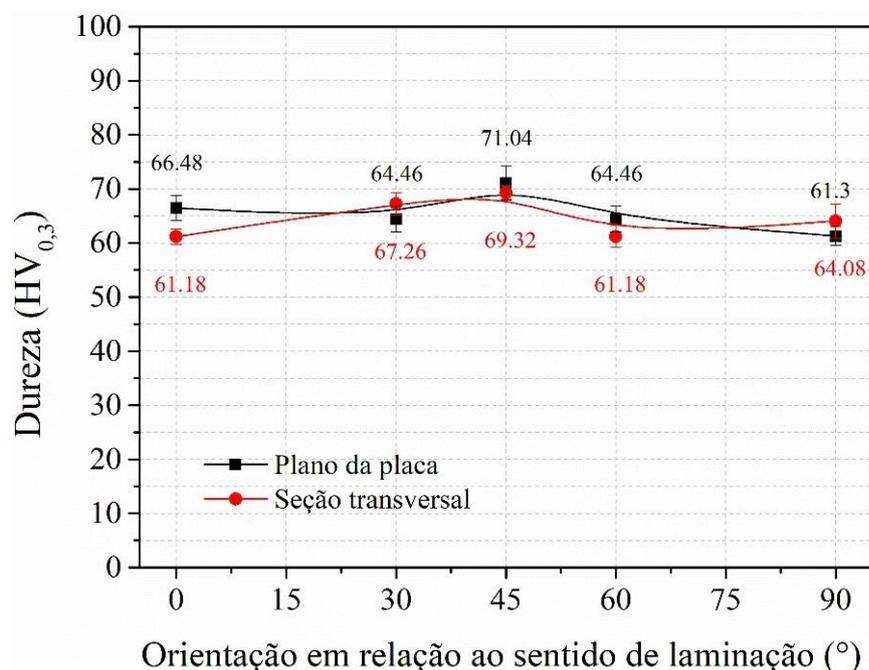


Fonte: A autora.

A Figura 26 mostra o perfil de dureza da placa de alumínio classe 5052-H32 em função da orientação das amostras segundo o sentido de laminação, medidas no plano da placa e na sua seção transversal. Observa-se uma similaridade dos valores tanto no que se refere à variação da orientação em relação à direção de laminação, quanto na seção onde as medidas foram realizadas. No plano da placa os valores medidos variaram no intervalo entre 64,08 a 71,04 $HV_{0,3}$, ao passo que na seção transversal os valores variaram entre 61,18 a 69,31 $HV_{0,3}$. É importante notar que os valores medidos são similares àquele indicado (70 HB) para esta liga pela *Aluminium Association*.

Considerando que a dureza corresponde à uma propriedade que representa a resistência do material à deformação plástica localizada, e que seu valor depende sobretudo da força de ligação interatômica (CALLISTER; RETHWISCH, 2012), espera-se que seu valor não sofra alterações significativas em função da orientação das amostras em relação ao sentido de laminação.

Figura 26. Microdureza medida no plano e na seção transversal das amostras extraídas em diferentes direções em relação ao sentido de laminação da placa de alumínio classe 5052-H32.



Fonte: a autora.

4.2 CARACTERIZAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS

Na Figura 27 são mostradas as curvas de tensão-deformação de engenharia dos corpos de prova extraídos em (a) 0°, (b) 30°, (c) 45°, (d) 60° e (e) 90° em relação ao sentido de

laminação da placa de alumínio classe 5052-H32. Já a Figura 27f mostra um comparativo entre as curvas tensão-deformação para todas as orientações avaliadas². Analisando-se as Figura 27a-e é possível observar que a variação entre as curvas obtidas para cada orientação é praticamente desprezível, situando-se abaixo da variabilidade de 15% aceitável para o valor das propriedades mecânicas (SOUZA, 1982).

A partir da análise das curvas da Figura 27 também é possível identificar a ocorrência do efeito Portevin-Le Chatelier (PLC) em todas as condições avaliadas. O efeito PLC é caracterizado pelo perfil serrilhado da curva tensão-deformação na região do regime de encruamento uniforme, sendo sua ocorrência creditada às deformações não homogêneas que ocorrem neste regime (TU *et al.*, 2014; COTTRELL, 1953). Segundo Krishna *et al.* (2015) e Huskins *et al.* (2010), tais deformações não homogêneas acontecem devido à influência dos intermetálicos sobre a movimentação das discordâncias, durante a deformação plástica promovida pelo ensaio de tração uniaxial. Em função do pequeno espaçamento existente entre tais partículas, as discordâncias ficam retidas junto a eles, vindo a movimentarem-se posteriormente quando a tensão aplicada for suficiente para vencer a barreira energética estabelecida pelos intermetálicos (TIAN *et al.*, 2019).

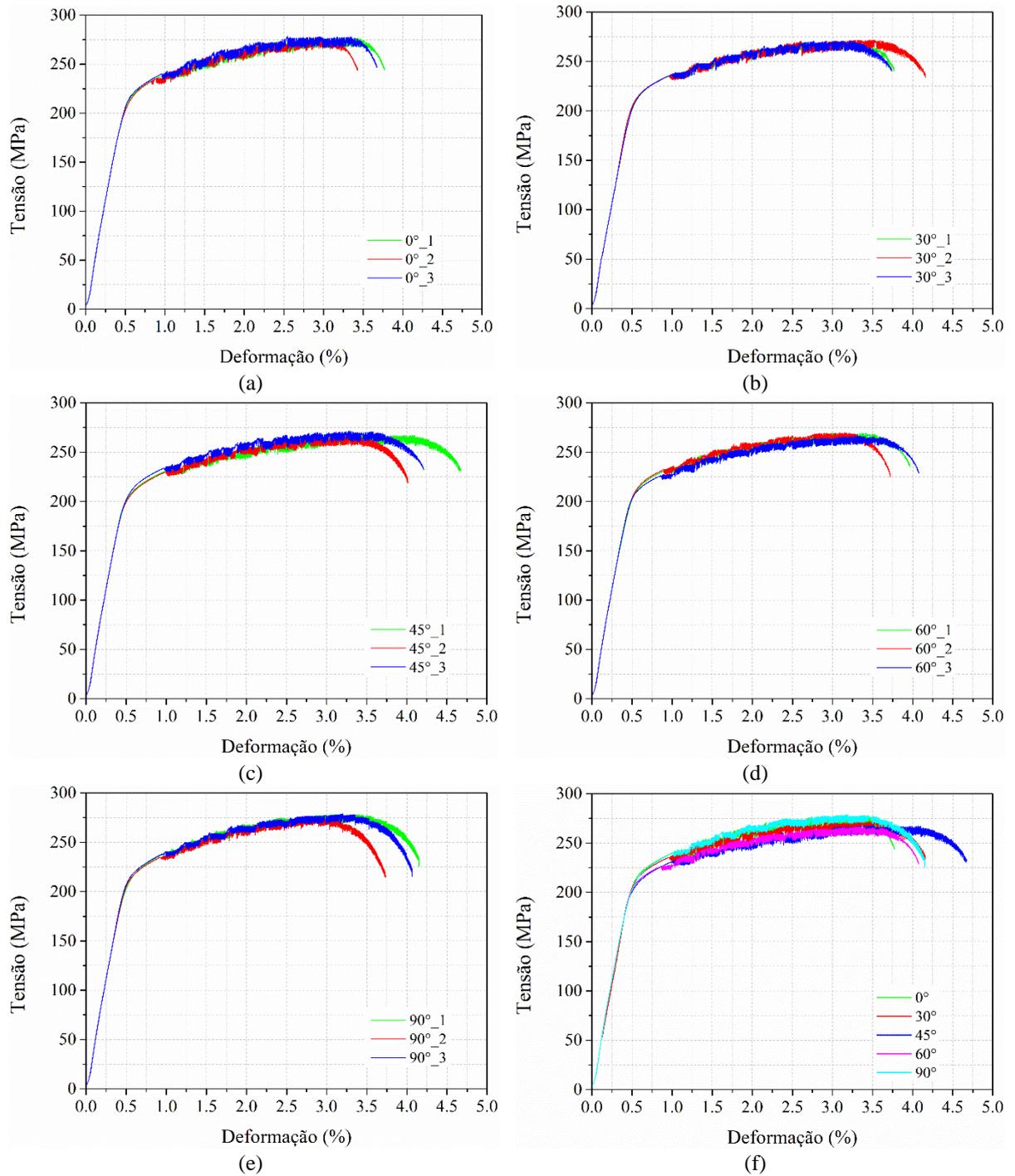
Ainda analisando a Figura 27 nota-se que não ocorre uma alteração visível no perfil da curva tensão-deformação na região de transição entre os regimes de deformação elástica e plástica. Conforme mostrado na literatura (CALLISTER; RETHWISCH, 2012), para o caso de metais ferrosos como os aços de baixo e médio carbono, a transição elastoplástica é bem definida ocorrendo de maneira abrupta. Nestes casos, é possível distinguir claramente a tensão limite de escoamento. O alumínio e suas ligas, em contrapartida, demonstram uma tênue transição do regime elástico para o plástico, tal qual é mostrada na Figura 27. Esta afirmação pode ser confirmada analisando os resultados apresentados em outras obras publicadas na literatura (TIAN *et al.*, 2019; KRISHNA *et al.*, 2015; HUSKINS *et al.*, 2010).

Por fim, concentrando-se a análise no comparativo entre as curvas tensão-deformação mostradas na Figura 27f, é possível identificar a existência de pequenas variações no comportamento observado entre as condições avaliadas. Segundo Askeland e Wright (2015), em cristais únicos as propriedades mecânicas dependem das direções cristalográficas. Assim, considerando que a resistência mecânica de um monocristal é grandemente anisotrópica, uma deformação plástica intensa que produza uma forte orientação preferencial causará a um

² Na Figura 27f foram agrupadas, para cada orientação avaliada, as curvas que apresentaram maior percentual de alongamento.

material policristalino uma anisotropia aproximadamente igual a de um monocristal (DIETER, 1981).

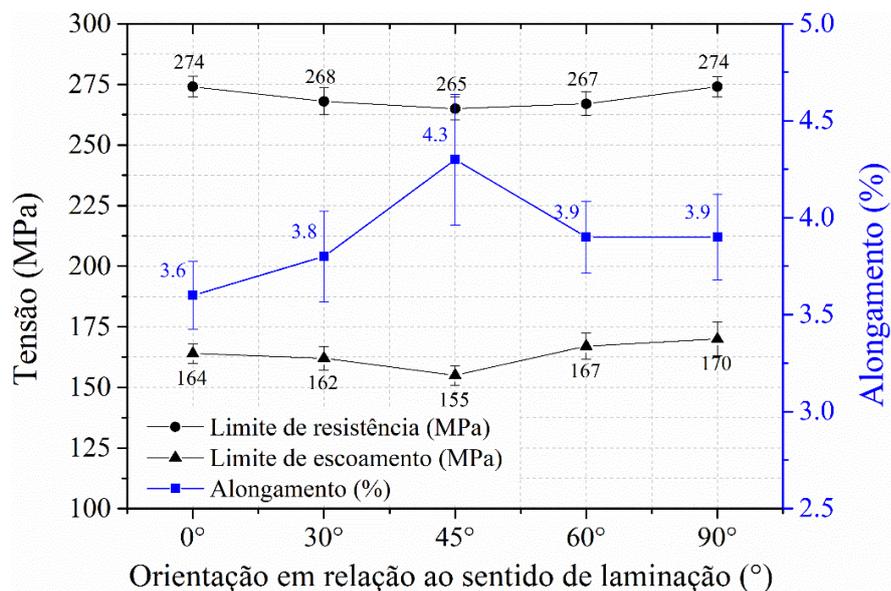
Figura 27. Curva tensão-deformação de engenharia para os corpos de prova extraídos em (a) 0° , (b) 30° , (c) 45° , (d) 60° , e (e) 90° em relação ao sentido de laminação da placa de Al classe 5052-H32. Em (f) é mostrado o comparativo entre as curvas.



Fonte: a autora.

Na Figura 28 é mostrado o comportamento anisotrópico do alongamento (%AL) e das tensões limite de escoamento (σ_e) e limite de resistência à tração (σ_u) da liga de alumínio classe 5052-H32. Observa-se que σ_e e σ_u são menores na direção de 45°, ao passo que %AL é maior nessa orientação. Comportamento similar foi relatado na literatura por Liu *et al.* (1998) e Rioja e Liu (2012) para o alumínio puro e liga de Al-Cu-Li, respectivamente; porém este comportamento não foi justificado pelos referidos autores. Para justificar tal comportamento deve-se considerar que no caso dos corpos de prova orientados a 45° em relação ao sentido de laminação, os seus grãos estão alinhados a 45° em relação ao sentido de aplicação da carga. Considerando que as tensões de cisalhamento rebatidas críticas têm seus valores máximos nos planos de escorregamento orientados a 45° em relação ao sentido de aplicação dos esforços de tração (BRESCIANI FILHO *et al.* 2011), é de se esperar que estes corpos de prova sofram escoamento a partir de valores menores de tensão.

Figura 28. Comportamento anisotrópico das tensões limite de escoamento e limite de resistência à tração, e do alongamento da placa de alumínio classe 5052-H32.



Fonte: a autora.

É importante notar que os valores medidos de σ_e e σ_u são ligeiramente superiores aos valores indicados pela *Aluminium Association* para a liga em questão. Neste caso, a referência mencionada indica uma σ_e de 160 MPa e uma σ_u no intervalo entre 215 a 265 MPa. Já o valor do %AL está próximo do limite inferior indicado (4 a 11%). Essas pequenas variações entre os valores medidos e aqueles esperados podem estar vinculadas às eventuais variações na composição química entre os materiais testados.

Na Tabela 8 são compiladas as demais propriedades mecânicas determinadas a partir do ensaio de tração uniaxial. Os valores de módulo de Young medidos são próximos àquele indicado pela *Aluminium Association* (70 GPa). Por sua vez, não foram encontrados dados na literatura que permitissem confrontar os valores obtidos de σ_f , U_r e U_t . O valor de U_t corrobora a maior plasticidade na orientação a 45° , e o valor de U_r a sua menor elasticidade.

Tabela 8. Demais propriedades mecânicas medidas para a placa de alumínio classe 5052-H32.

Condição	Módulo de Young – E (GPa)	Tensão limite de ruptura – σ_f (MPa)	Módulo de resiliência – U_r (Pa)	Módulo de tenacidade – U_t (N·m/m ³)
0°	75,6±3	229±2	180±16	6053.6±270
30°	73,6±3	228±6	170±11	6263.7±223
45°	73,6±3	218±4	159±8	6287.4±272
60°	73,9±3	238±7	176±13	6118.2±281
90°	76,4±2	245±5	184±15	5774.7±180

Fonte: a autora.

4.3 CARACTERIZAÇÃO DAS PROPRIEDADES ANISOTRÓPICAS

Na Tabela 9 são apresentados os valores das deformações verdadeiras na espessura e largura (ε_{rt} e ε_{rb} , respectivamente) e os índices de anisotropia calculados a partir destes valores. Os valores de índice de anisotropia plástica (r) para as orientações de 0° , 45° e 90° são similares àqueles reportados na literatura por outros autores (CHAIMONGKON *et al.* 2020; BARONY, 2019; MOHANRAJ *et al.* 2021). No que se refere ao índice de anisotropia normal (\bar{r}) o valor aqui obtido (0.847) é da mesma ordem que o obtido por Barony (2019), porém superior àquele especificado por Mohanraj *et al.* (2021) (nesta ordem, 0,885 e 0.626). Com relação ao índice de anisotropia planar (Δr), o valor obtido neste trabalho (-0.143) é próximo àquele indicado por Mohanraj *et al.* (2021) e bastante aquém ao valor relatado por Barony (2019) (-0.131 e -0.213, respectivamente).

Tabela 9. Índices de anisotropia plástica medidos para a placa de alumínio classe 5052-H32.

Condição	ε_{rb}	ε_{rt}	r	\bar{r}	Δr
0°	0.02960047	0.057035837	0.518980196		
30°	0.036491109	0.04785004	0.762613964		
45°	0.039087389	0.042492598	0.919863465	0.847979968	-0.143766994
60°	0.040821995	0.043059489	0.948037123		
90°	0.041690427	0.040350283	1.033212748		

Fonte: a autora.

Conforme indicado por Bresciani Filho *et al.* (2011), as matérias-primas ideais para as operações de conformação mecânica por estampagem profunda correspondem aquelas que exibem valores baixos de Δr (-0.143) e elevados de \bar{r} (0.8479). Isso porque valores elevados de \bar{r} sugerem que o material irá resistir à deformação plástica na direção da espessura, mantendo uma espessura contínua do produto estampado e não apresentando propensão de ruptura. Em contrapartida, valores baixos de Δr sugerem que o material sofrerá deformação similar nas diferentes direções às quais for deformado, não exibindo tendência ao orelhamento (ondulações formadas nas bordas de componentes submetidos à operação de estampagem profunda). Baseando-se na indicação de Bresciani Filho *et al.* (2011), e considerando os valores de Δr e \bar{r} aqui calculados, pode-se afirmar que a placa de alumínio classe 5052-H32 aqui caracterizada constitui uma matéria-prima apropriada para emprego em operações de estampagem profunda.

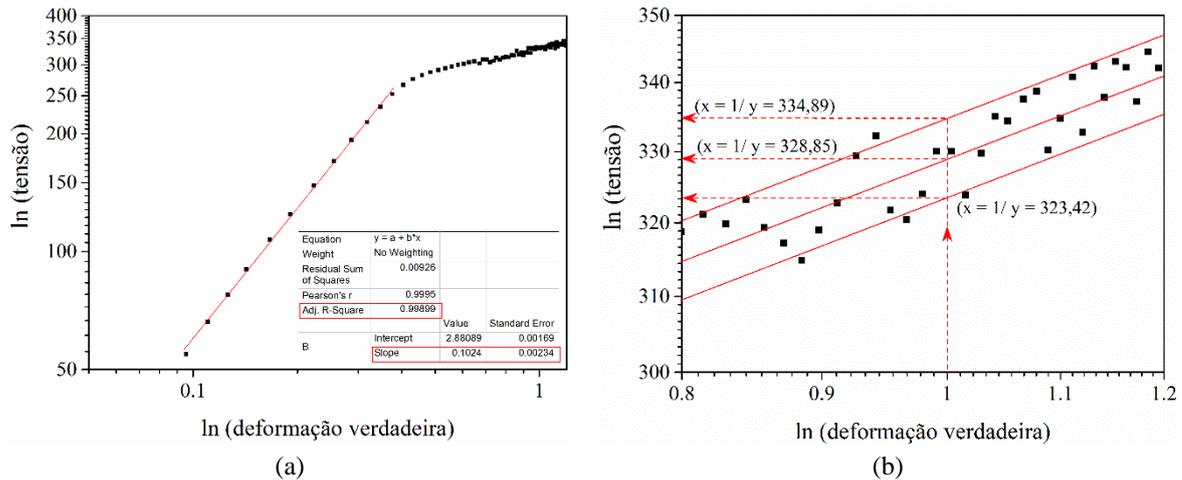
4.4 CARACTERIZAÇÃO DOS PARÂMETROS DE ENDURECIMENTO

Para auxiliar no entendimento de como os parâmetros K e n da equação de Hollomon (eq. 7) foram determinados a partir das curvas tensão-deformação, foi introduzido neste texto a Figura 29 que apresenta a curva tensão-deformação em escala duplo logaritmo. Conforme mostrado na Figura 29a, o valor de n foi determinado a partir do coeficiente angular da reta fitada. É importante esclarecer que essa reta foi gerada entre os pontos que caracterizam o início e término da região de encruamento uniforme (vide Figura 15). Considerando que o limite de proporcionalidade para as ligas de Al é determinado em deformações de 0,5% (SOUZA, 1982), um alongamento equivalente a este foi considerado como o marco de início da região de encruamento uniforme. O ponto considerado como sendo o término da região de encruamento uniforme foi o alongamento para uma tensão equivalente ao limite de resistência à tração. A partir do intervalo estabelecido, determinou-se o coeficiente angular (*slope*) da reta fitada entre eles, e o grau de confiabilidade dos valores obtidos através da indicação do coeficiente de determinação (R^2), o qual indica o ajuste da regressão linear em relação ao valor de n determinado. Neste caso, quanto mais o valor de R^2 se aproxima de 1, maior é a confiabilidade dos valores obtidos. Tanto o valor de n , quanto o valor de R^2 são destacados em vermelho na Figura 29a.

Conforme esclarecido na seção 2.3.2, o valor de K corresponde ao valor de tensão para o qual a deformação verdadeira é igual a unidade. Considerando a dispersão dos valores das

curvas tensão-deformação em virtude do seu perfil serrilhado, foram considerados os valores intermediários e os limites superior e inferior, sendo K considerado a média destes.

Figura 29. Diagrama do \ln (tensão) vs. \ln (deformação verdadeira) indicando como foram determinados os valores do (a) expoente de encruamento – n , e (b) coeficiente de resistência – K^3 .



Fonte: a autora.

Os valores de K e n determinados a partir dos procedimentos ilustrados na Figura 29 estão compilados na Tabela 10 para as diferentes condições aqui analisadas. Na Tabela 10 também estão incluídos os valores de R^2 , os quais confirmam a confiabilidade dos valores apresentados. Segundo Dieter (1981), n varia de 0 a 1, sendo que o limite inferior caracteriza um sólido perfeitamente plástico e o superior um sólido perfeitamente elástico. Segundo o autor citado, os metais geralmente exibem valores no intervalo entre 0,1 e 0,5. Os valores de K , por sua vez, dependem das operações de fabricação (tratamentos térmicos, mecânicos, químicos e suas combinações) aos quais o material foi exposto. Segundo Rodrigues e Martins (2010^a), os valores de K e n para o alumínio de pureza comercial correspondem a 140 MPa e 0,25.

Tabela 10. Expoente de encruamento (n) e coeficientes de resistência (K) determinados para a placa de alumínio classe 5052-H32 em função do sentido de sua laminação⁴.

Condição	n	R^2	K (MPa)
0°	0.1127±0.009	0,9991	328.5±2.27
30°	0.119±0.008	0,9986	328.91±2.646
45°	0.1097±0.019	0,9955	327.48±0.631
60°	0.1137±0.003	0,9992	328.09±2.018
90°	0.132±0,002	0,9994	334.23±2.479

Fonte: a autora.

³ Gráficos similares são apresentados no Apêndice B nas Figura 32, Figura 33, Figura 34, Figura 35 e Figura 36 para as demais condições avaliadas neste trabalho.

⁴ Os valores medidos para cada corpo de prova testado são apresentados na Tabela 12 contida no Apêndice B.

Para a liga de Al classe 5052-H32, especificamente, os valores de K e n reportados na literatura divergem entre os autores. Mohanraj *et al.* (2021) obtiveram os valores médios de K e n de 327,63 e 0,143. Chaimongkon *et al.* (2020), por sua vez, apresentou os números de K e n em função da orientação de laminação da liga, obtendo valores de K de 343,58, 336,85 e 348,50 para os ângulos de 0° , 45° e 90° ; e os valores de n , nesta ordem, de 0,1098, 0,1053 e 0,1010. Com base nestas informações, pode-se afirmar que os valores aqui encontrados estão de acordo com aqueles reportados na literatura. A divergência entre os valores reportados para a liga 5052-H32 em relação ao alumínio puro deve-se ao efeito dos elementos de liga sobre a plasticidade do material. Conforme sabido, as distorções na rede cristalina promovidas pelas soluções sólidas atuam como barreiras à movimentação das discordâncias, aumentando a resistência mecânica dos metais.

Tendo em vista que K representa a resistência que o material realiza contra a sua deformação, quanto menor for o seu valor, maior será a sua conformabilidade. Em termos gerais, valores baixos de K são ideais para materiais empregados em operações de conformação mecânica. O expoente n , por sua vez, quantifica a capacidade do material em distribuir a deformação ao longo do seu volume (GARCIA *et al.*, 2012). Assim, materiais com elevados valores de n são mais adequados à aplicação em conformação mecânica, pois sofrem encruamento de forma uniforme, reduzindo a probabilidade de ocorrer fratura durante a operação. Segundo Garcia *et al.* (2012), se o coeficiente n apresenta baixos valores, baixas variações de aplicação de tensão na zona plástica promovem grandes variações de deformação. Dessa forma, tais materiais tendem a restringir o encruamento em pequenas porções de volume, fazendo com que níveis baixos de deformação levem o material às condições mais próximas da fratura. Com base nisso, tendo em vista outras ligas comumente empregadas na indústria automotiva, como a AA3104-H34 (KAPP, 2021), AA6016, AA6005A, AA6063 e AA6013 (PRILLHOFER *et al.*, 2014), pode-se afirmar que do ponto de vista dos parâmetros de endurecimento, há grandes variações entre estes materiais, e comparativamente, a liga 5052-H32 não constitui a melhor opção.

Substituindo os valores dos índices K e n da Tabela 10 na equação de Hollomon (eq. 7), obtém-se as equações que descrevem o comportamento plástico real da liga em função da orientação de sua laminação (Tabela 11). Com as equações informadas na Tabela 11, é possível identificar de forma aproximada o comportamento em deformação da liga caso a estricção fosse corrigida e o encruamento mantido uniforme.

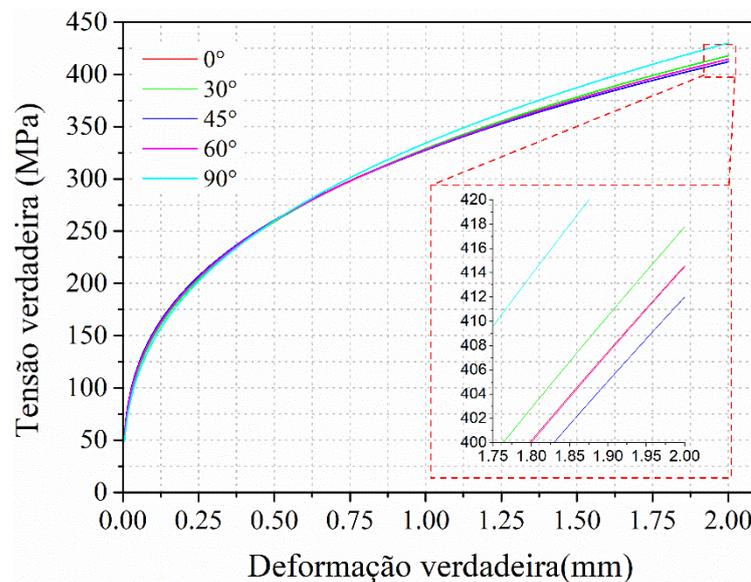
Tabela 11. Equações de Hollomon para descrever o comportamento plástico da placa de alumínio classe 5052-H32 em função do sentido de sua laminação.

Condição	0°	30°	45°	60°	90°
$\sigma_v : K \cdot \varepsilon^n$	$\sigma_v : 328,5 \cdot \varepsilon^{0,1127}$	$\sigma_v : 328,91 \cdot \varepsilon^{0,119}$	$\sigma_v : 327,48 \cdot \varepsilon^{0,1097}$	$\sigma_v : 328,09 \cdot \varepsilon^{0,1137}$	$\sigma_v : 334,23 \cdot \varepsilon^{0,132}$

Fonte: a autora.

Com base nisso, como esperado, a Figura 30 mostra, para todas as condições avaliadas, o acréscimo contínuo da tensão com o incremento da deformação causado pelo encruamento. Embora as curvas sejam semelhantes entre si, é possível identificar no detalhe da Figura 30 uma estreita desarmonia entre as curvas obtidas para cada orientação. Observa-se que as curvas referentes às orientações de 45° e 90° foram aquelas que exibiram, nesta ordem, o menor e o maior valor de tensão. Esse comportamento decorre diretamente dos valores de K obtidos para cada uma destas condições.

Figura 30. Curva tensão verdadeira-deformação verdadeira para a placa de alumínio classe 5052-H32.



Fonte: a autora.

5 CONSIDERAÇÕES FINAIS

5.1 CONCLUSÕES

Baseando-se nos resultados das análises realizadas e na discussão dos resultados obtidos, as seguintes conclusões podem ser listadas:

- A microestrutura do material é constituída por partículas de intermetálicos tipos Al_3Fe e Al_3Mg_2 , e por inclusões de Al_2O_3 em uma matriz de alumínio ($\alpha\text{-Al}$);
- Os valores de dureza medidos em função da direção de laminação no plano da placa e na sua seção transversal são estatisticamente similares;
- Os valores das tensões de escoamento, de resistência à tração e de ruptura decrescem de 0° à 45° , e crescem de 45° à 90° em relação ao sentido de laminação;
- A plasticidade cresce no intervalo entre 0° à 45° em relação ao sentido de laminação, e decresce de 45° à 90° ; enquanto que a elasticidade tem comportamento inverso;
- O valor elevado de índice de anisotropia médio e baixo de índice de anisotropia planar indicam a adequabilidade do material ao processamento por conformação mecânica;
- Os valores de expoente de encruamento e coeficiente de resistência indicam que a liga apresenta menor conformabilidade que outras ligas de Al utilizadas no setor automotivo;
- As curvas de tensão vs. deformação verdadeiras indicam uma ligeira maior resistência à deformação na orientação de 90° em relação ao sentido de laminação.

5.2 SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS

A realização deste trabalho abriu algumas possibilidades dentro do tema de pesquisa, as quais poderão ser seguidas a fim de ampliar o entendimento sobre o assunto, sendo estas sugeridas abaixo:

- Estudar o efeito da anisotropia sobre os parâmetros tecnológicos (propriedades mecânicas, características anisotrópicas e parâmetros de endurecimento) para ligas de Al da classe 5052 com diferentes teores de Magnésio;
- Estudar por meio de nanoindentação a influência dos intermetálicos sobre as características mecânicas do material;
- Avaliar a dependência entre a deformação plástica sofrida pelo material e a consequente variação do módulo de Young;

- Realizar a caracterização da conformabilidade da liga empregando ensaios de fabricação, tais como os ensaios de embutimento e de estampagem profunda; e,
- Determinar a curva limite de conformação da liga, e avaliar o efeito das variáveis de conformação sobre esta.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AALCO. **Aluminium Alloy 5052 – H32 Sheet and Treadplate**. Disponível em: <https://www.aalco.co.uk/datasheets/Aluminium-Alloy-5052-H32-Sheet-and-Treadplate_138.ashx>. Acesso em: 11 de abril de 2021.

ABAL. **Bauxita no Brasil. Mineração Responsável e Competitividade**: revista. São Paulo, Associação Brasileira do Alumínio, 2017.

ABAL. **Anuário Estatístico**. São Paulo, Associação Brasileira do Alumínio, 2020.

ALGENDY A.Y.; LIU, K.; CHEN, X-G. **Formation of intermetallic phases during solidification in Al-MgMn 5xxx alloys with various Mg levels**. MATEC Web of Conferences v. 326, p. 02002, 2020.

ALUMINIUM ASSOCIATION. **Aluminum 5052-H32 aluminium alloy data sheet**. Disponível em: <https://www.atlassteels.com.au/documents/Atlas_Aluminium_datasheet_5052_rev_Oct_2013.pdf>. Acesso em: 24 de agosto de 2021.

ANDERSSON, A. **Numerical and experimental evaluation of springback in a front side member**. Journal of Materials Processing Technology, v. 169, p. 352 – 356, 2005.

ASKELAND, D.R.; WRIGHT, W.J. **Ciência e Engenharia dos Materiais**. 2ª ed. São Paulo: Cengage Learning, 2015.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR 6834: alumínio e suas ligas – Classificação**. Rio de Janeiro, 2000. p. 2.

BARBOSA, C. **Metais não ferrosos e suas ligas: microestrutura, propriedades e aplicações**. 1ª ed. Rio de Janeiro: E-papers, 2014.

BARONY, N.B. **Avaliação estrutural e mecânica de chapas das ligas de alumínio AA 5052 e AA 5050C**. Dissertação (Mestrado em Ciência dos Materiais) – Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, 2019.

BHOWMIK, A.; MISHRA D. **A Comprehensive Study of an Aluminum Alloy AL – 5052**. Advance Physics Letter, v. 3. p. 20 – 22, 2018.

BIANCHI, K.E.; ALMEIDA, D.T.; LIMBERGER, R.; BERTOL, D.; DE SOUZA, J.H.C. **Avaliação do desempenho em fadiga das ligas de alumínio 5052H32 e 3104H34**. 39th Seminário Nacional de Forjamento (SENAFOR), 2019.

BRESCIANI FILHO, E.; SILVA, I. B.; BATALHA, G. F.; BUTTON, S. T. **Conformação Plástica dos Metais**. 1. ed. São Paulo: EPUSP, 2011.

CALLISTER, W. D.; RETHWISCH, D. G. **Ciência e Engenharia de Materiais. Uma Introdução**. 8. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2012.

CHAIMONGKON, T.; UTHAISANGSUK, V.; PANICH, S. **Anisotropic Fracture Forming Limit Curves of Aluminum Alloy AA5052-H32 Sheet**. The Second Materials Research Society of Thailand International Conference AIP Conf. Proc. 2279, 050003-1–050003-8, 2020.

CONVENÇÃO-QUADRO DAS NAÇÕES UNIDAS SOBRE A MUDANÇA DE CLIMA – CQNUMC. **Acordo de Paris**. 2015. Disponível em: <file:///C:/Users/Acer/Desktop/undp-br-ods-ParisAgreement.pdf>. Acesso em: 23 de outubro de 2021.

COTTRELL, A. **LXXXVI: A note on the Portevin-Le Chatelier effect**. The London, Edinburgh, and Dublin Philosophical Magazine and Journal of Science. 44 (1953) 829–832.

COUTINHO, T.A. **Metalografia de nao-ferrosos: análise e prática**. São Paulo: Editora Blücher, 1980.

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

FERRARI, R. B. **Caracterização de Liga Metálica a base de Alumínio – Magnésio obtida por Método Convencional após Tratamentos Termomecânicos visando Estruturas Microcristalinas**. Dissertação (Mestrado Tecnologia Nuclear – Materiais) – Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, São Paulo, 2008.

FERRARINI, J. L. **Caracterização de Materiais para o Processo de Estampagem**. Dissertação (Mestrado Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais) – Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2004.

FERREIRA, R. A. S. **Conformação Plástica: Fundamentos Metalúrgicos e Mecânicos**. 2. ed. Recife: Ed. Universitária da UFPE, 2010.

GARCIA, A.; SPIM, J. A.; DOS SANTOS, C. A. **Ensaio dos Materiais**. 2. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2012.

GOMES, M.R.; BRESCIANI FILHO, E. **Propriedades e usos de metais não ferrosos**. São Paulo: Editora da ABM, 1987.

GROOVER, M. P. **Introdução aos Processos de Fabricação**. 1. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2014.

HIRSCH, J. R. **Alumínio – Materiais e Processos de Fabricação para a Indústria Automotiva**. 1º Simpósio Internacional da VDI sobre Tecnologia do ALUMÍNIO (Da matéria prima à reciclagem). p.267-294, 2003.

HUSKINS, E.; CAO, B.; RAMESH, K. **Strengthening mechanisms in an Al–Mg alloy**. Materials Science Engineering A 527 (2010) 1292–1298.

KAPP, R.Z. **Caracterização Experimental Da Anisotropia Em Chapas De Alumínio Da Série 3XXX classe 3104-H34**. Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal de Santa Maria, Santa Maria, 2021.

KELKAR, A.; ROTH, R.; CLARK, J. **Automobile Bodeis: Can Alumnum Be an Economical Alternative to Steel?** Automotive Materials Economics, p. 27-32, 2001.

KIMINAMI, CS.; CASTRO, W.B.; OLIVEIRA, M.F. **Introdução aos Processos de Fabricação de Produtos Metálicos**. 1ª ed., São Paulo: Editora Blucher, 2013.

KRISHNA, K.; SEKHAR, K.C.; TEJAS, R.; KRISHNA, N.N.; SIVAPRASAD, K.; NARAYANASAMY, R.; VENKATESWARLU, K. **Effect of cryorolling on the mechanical properties of AA5083 alloy and the Portevin–Le Chatelier phenomenon**. Materials Design 67 (2015) 107–117.

KULKARNI, S.; EDWARDS D. J.; PARN E. A.; CHAPMAN C.; AIGBAVBOA C. O.; CORNISH R. **Evaluation of vehicle lightweighting to reduce greenhouse gas emissions with focus on magnesium substitution**. Journal os Engineering, Design and Technology, v. 16, n. 6, p. 869-888, 2018.

LAJARIN, S.F. **Influência da variação do módulo de elasticidade na previsão computacional do retorno elástico em aços de alta resistência**. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2012.

LIU, Q.; JUUL, J.D.; HANSEN N. **Effect of grain orientation on deformation structure in cold-rolled polycrystalline aluminium**. Acta Materialia 46 (1998) 5819-5838.

MAKEITFROM. **Material Properties Database**. Disponível em: <www.makeitfrom.com>. Acesso em: 30 de abril de 2021.

MELLO, S. R. C. DE; SOUZA, C. O. DE; CITELI, N. L. **Seleção dos Materiais: Alumínio e Suas Ligas**. Universidade Federal Fluminense, 2009.

MOHANRAJ, M.; MUHAMMAD, S.; DONG, W.J. **Experimental and Numerical Investigation of AA5052-H32 Al Alloy with U-Profile in Cold Roll Forming**. Materials 14 (2021) 470.

NOVELIS. **Catálogo de ligas de alumínio fornecidas ao segmento automotivo**. Disponível em: <<https://pt-br.novelis.com/automotive/>>. Acesso em: 24 de agosto de 2021.

OTOMAR, H. P. **Estudo Comparativo da Estampabilidade da Liga de Alumínio AA1050 Partindo de Placas Obtidas por Vazamento Direto e Bobinas Obtidas por Vazamento Contínuo**. Dissertação (Mestrado Engenharia Metalúrgica e de Materiais) – Universidade de São Paulo, São Paulo, 2010.

PRILLHOFER, R.; RANK, G.; BERNEDER, J.; ANTREKOWITSCH, H.; UGGOWITZER, P.J.; POGATSCHER, S. **Property Criteria for Automotive Al-Mg-Si Sheet Alloys**. Materials 7 (2014) 5047-5068.

REIS, L. C. DOS. **Estudo dos Parâmetros de Influência na Simulação Numérica de Estampagem de Chapas**. Dissertação (Mestrado Engenharia Metalúrgica) – Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2002.

REVISTA ALUMÍNIO. **Pesquisa estima aumento de 24% no uso de alumínio em veículos leves n América do Norte até 2030.** 2016. Disponível em: <<https://revistaaluminio.com.br/pesquisa-estima-aumento-de-24-no-uso-de-aluminio-em-veiculos-leves-na-america-do-norte-ate-2030/>>. Acesso em: 23 de outubro de 2021.

RIOJA, R.J., LIU, J. **The Evolution of Al-Li Base Products for Aerospace and Space Applications.** Metallurgical and Materials Transactions A 43 (2012) 3325–3337.

RODRIGUES, J.; MARTINS, P. **Tecnologia Mecânica: Tecnologia da Deformação Plástica. Vol. I – Fundamentos teóricos** 2. ed. Lisboa: Escolar Editora, 2010.^a

RODRIGUES, J.; MARTINS, P. **Tecnologia Mecânica: Tecnologia da Deformação Plástica. Vol. II – Aplicações Industriais.** 2. ed. Lisboa: Escolar Editora, 2010.^b

SANDERS Jr., R. E.; HOLLINSHEAD, P. A.; SIMIELLI, E. A. **Industrial development of non-Heat treatable aluminum alloys.** Annual Review Journal of Materials Australia, Melbourne, v.28, p.53-64, 2004.

SCHAEFFER, L. **Conformação Mecânica.** 2. ed. Porto Alegre: Imprensa Livre, 2004.

SOUZA, S.A. **Ensaaios de Materiais Metálicos.** 5.ed. São Paulo: Editora Blucher, 1982.

SWIFT, K. G.; BOOKER, P. D. **Seleção de Processos de Manufatura.** 1. ed. Rio de Janeiro: Elsevier, 2014.

TIAN, N.; YUAN, F.; DUAN, C.; LIU, K.; WANG, G.; ZHAO, G.; ZUO, L. **Prediction of the Work-Hardening Exponent for 3104 Aluminum Sheets with Different Grain Sizes.** Materials 12 (2019) 2368.

TU, Y.Y.; QIAN, H.; ZHOU, X.F.; JIANG, J.Q. **Effect of Scandium on the Interaction of Concurrent Precipitation and Recrystallization in Commercial AA3003 Aluminum Alloy.** Journal of Metallurgical and Materials Transactions. A 45 (2014) 1883–1891.

VANDER VOORT G.F.; JAMES H.M. **Wrought Stainless Steels, in ASM Handbook - Metallography and Microstructures,** Ed. ASM International, pp.: 279-296, 1992.

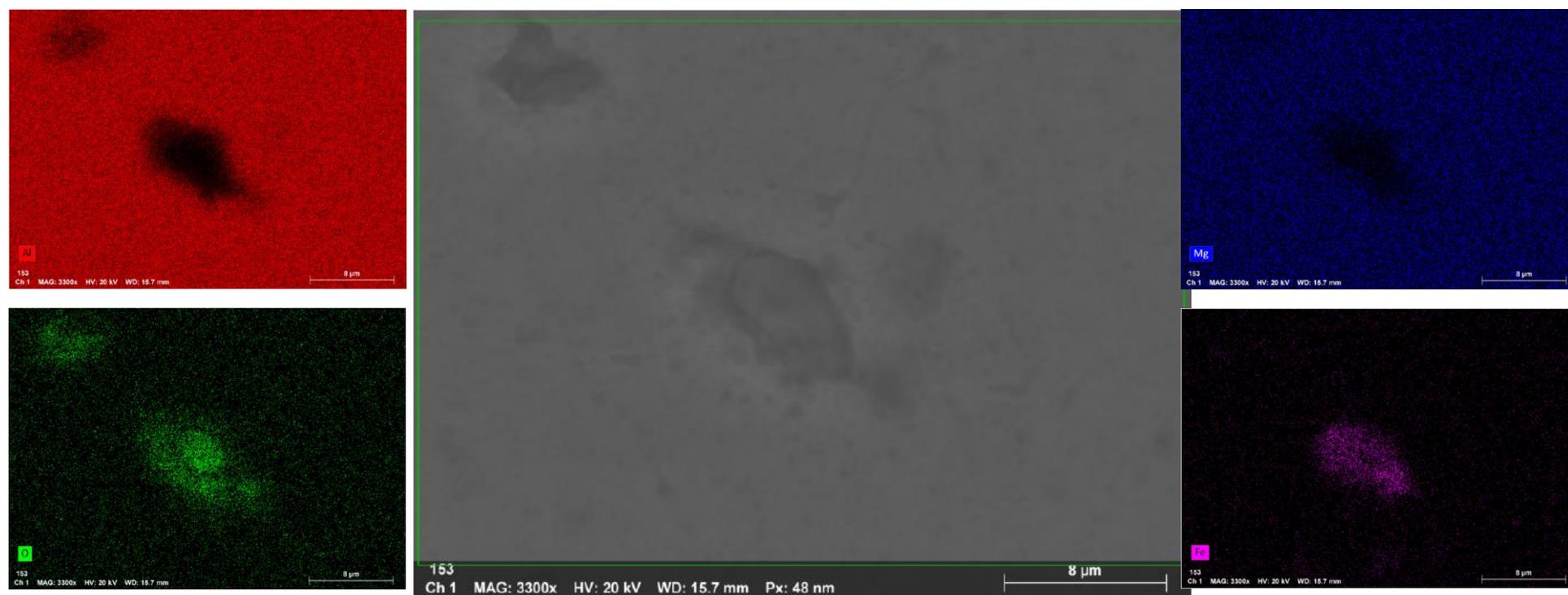
VARGEL C. **Corrosion of Aluminium.** 1. ed. Oxford: Elsevier, 2004. p. 62.

WANG, B.; CHEN, X-h.; PAN, F-s.; MAO, J-j.; FANG, Y. **Effects of cold rolling and heat treatment on microstructure and mechanical properties of AA 5052 aluminum alloy.** Transactions of Nonferrous Metals Society of China, V. 25, p. 2481-2489, 2015.

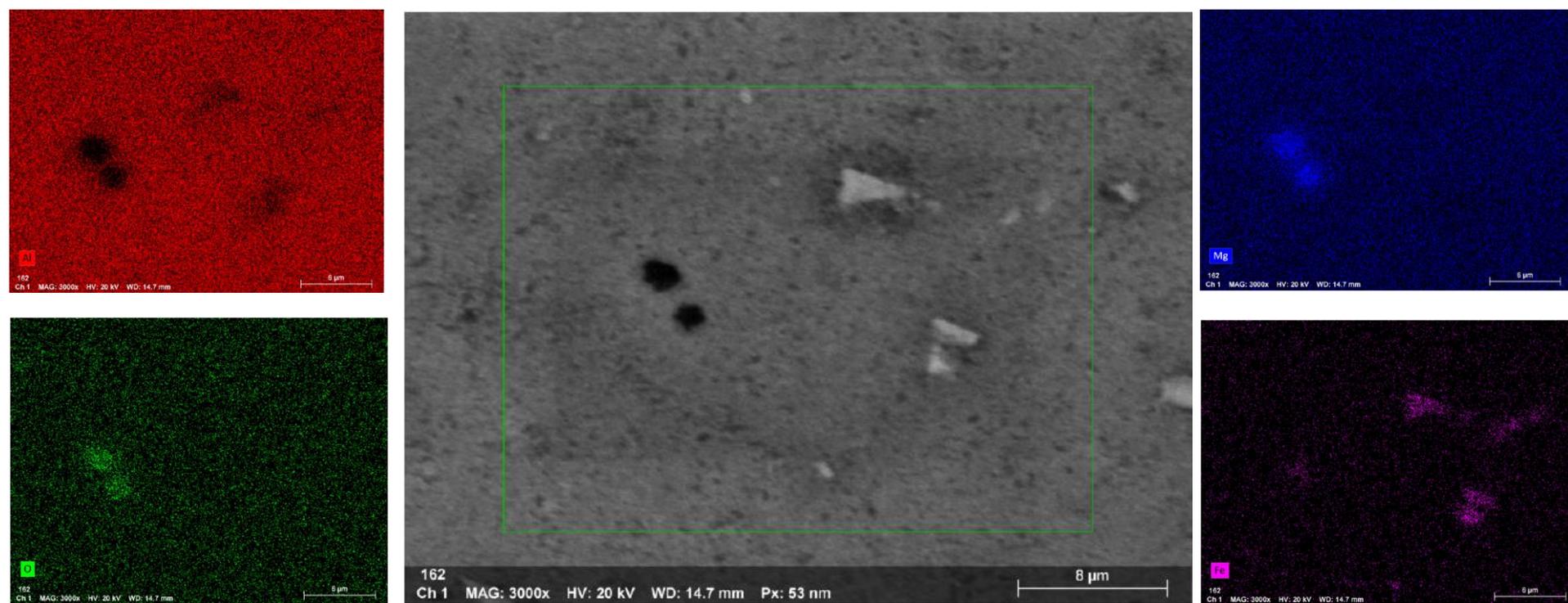
ZOLOTOREVSKY, V.S.; BELOV, N.A.; GLAZOFF, M.V. **Casting aluminum alloys.** Elsevier, 2007.

Apêndice A - Mapas de distribuição dos elementos químicos

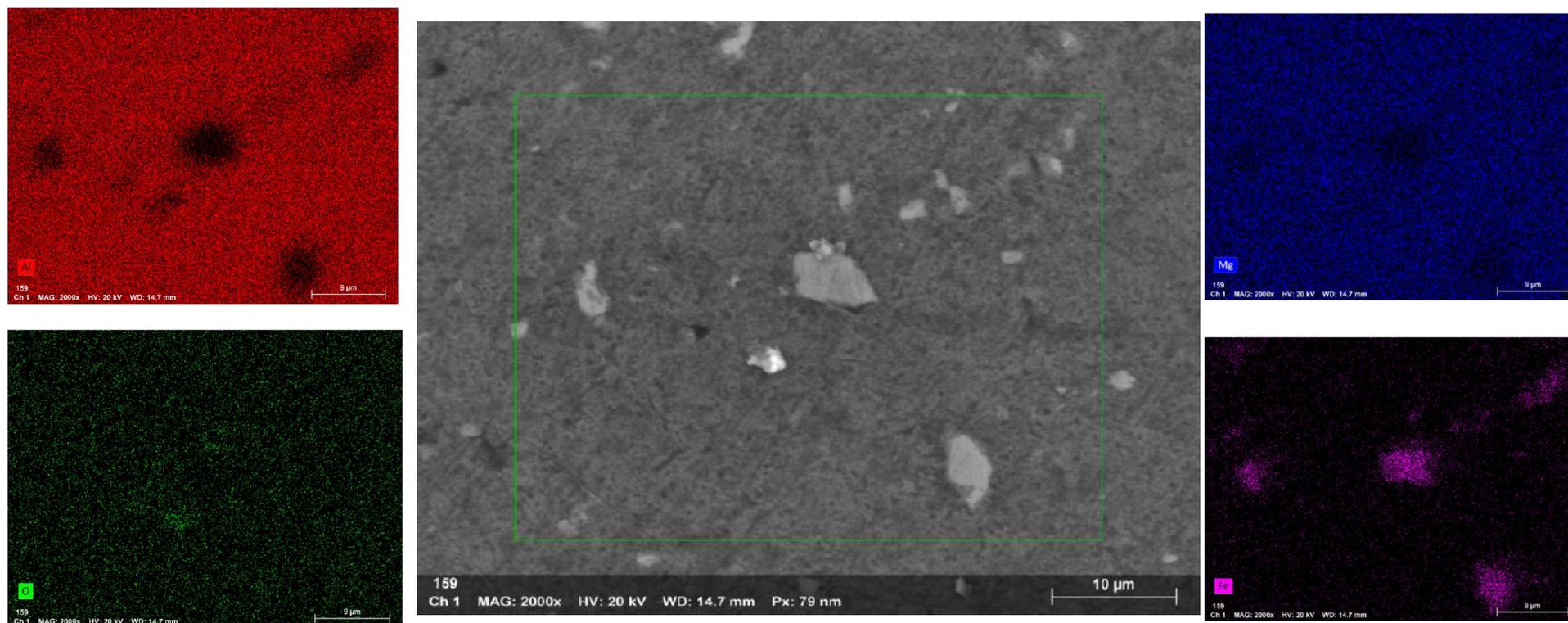
Figura 31. Mapas de distribuição dos elementos químicos obtidos por EDS a partir das amostras extraídas em (a) 30°, (b) 45° e (c) 60° em relação ao sentido de laminação da placa de alumínio classe 5052-H32.



(a)



(b)

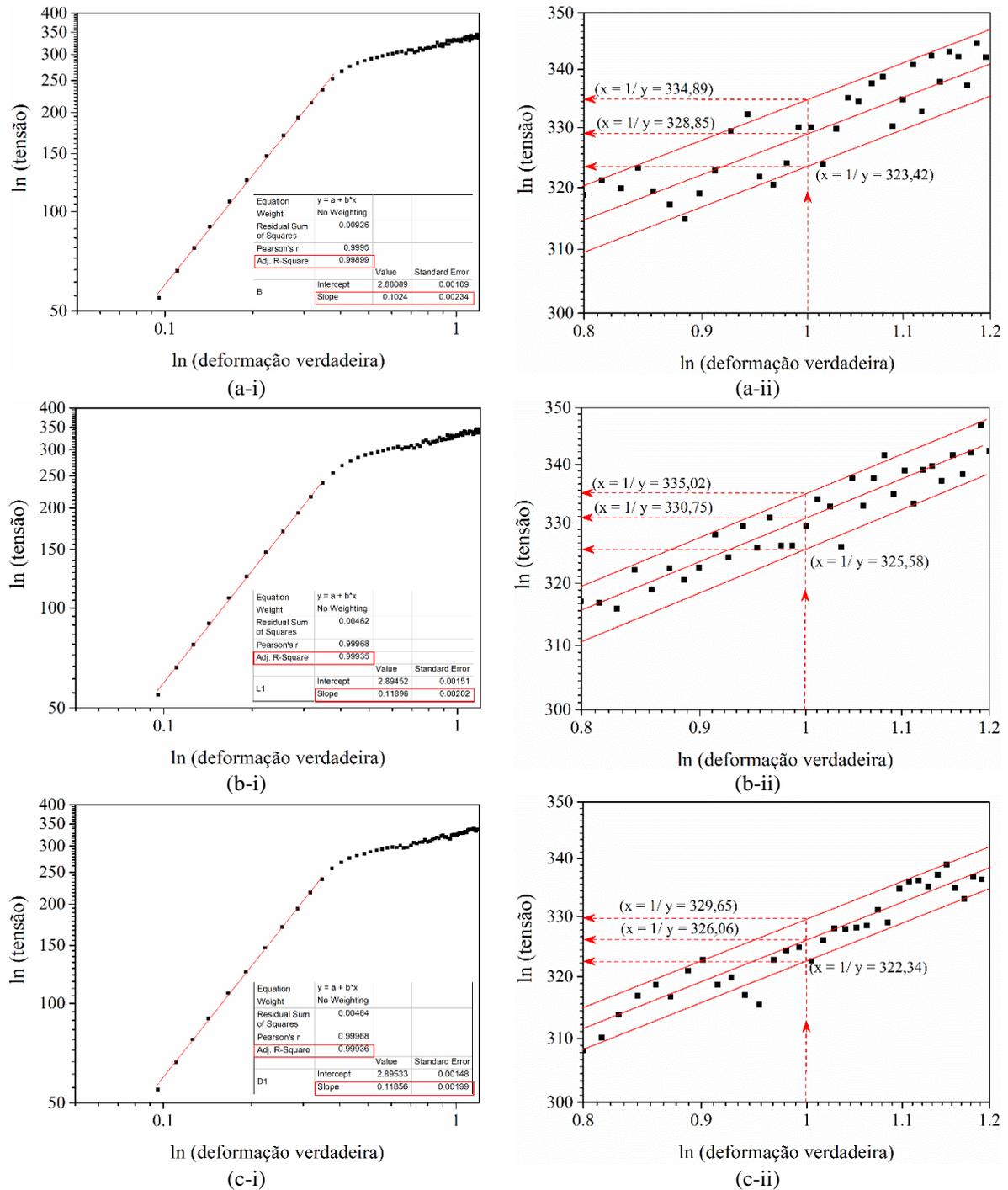


(c)

Fonte: A autora.

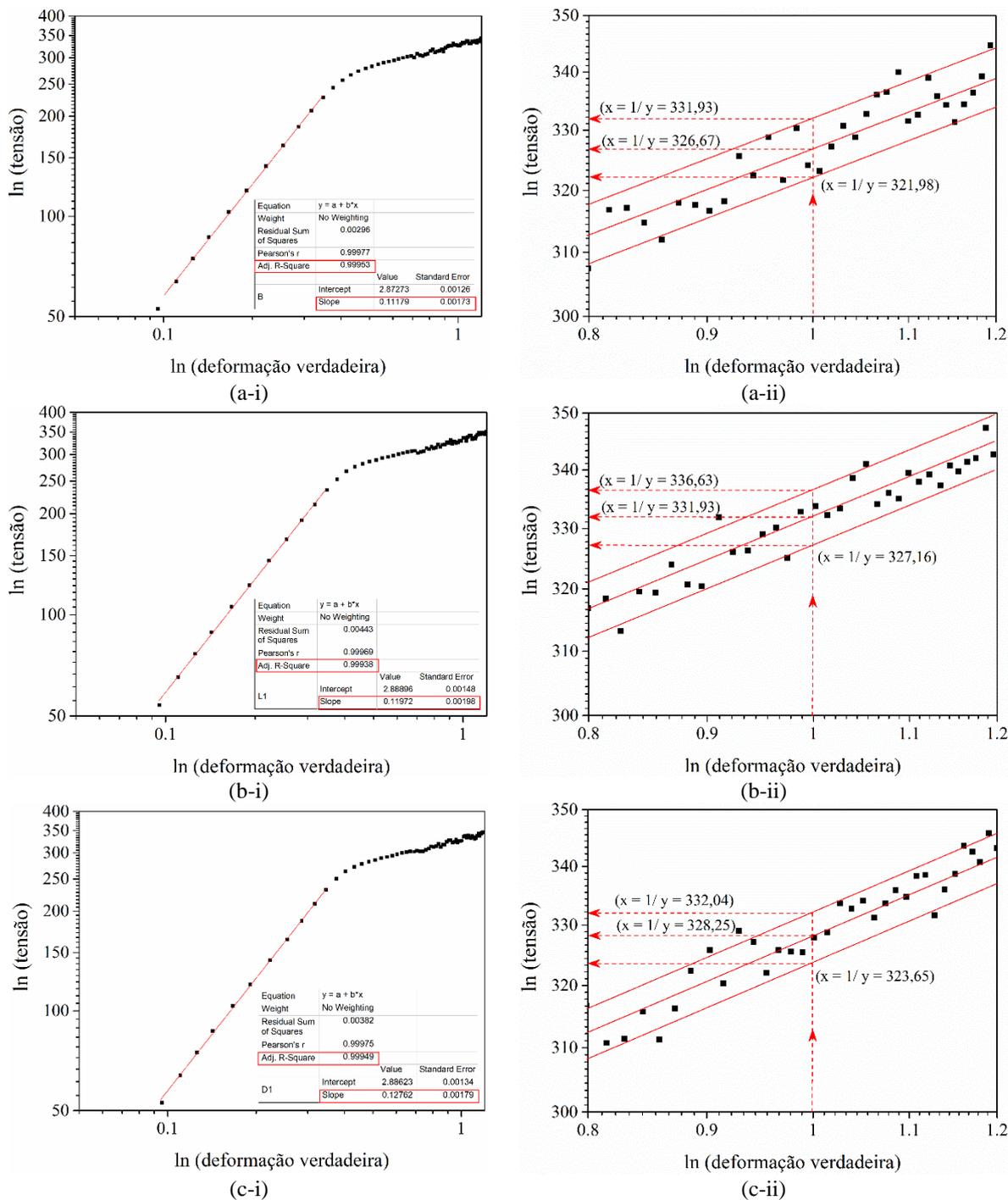
Apêndice B - Diagrama do $\ln(\sigma_{\text{verdadeira}})$ vs. $\ln(\epsilon_{\text{verdadeira}})$

Figura 32. Diagrama do $\ln(\text{tensão})$ vs. $\ln(\text{deformação verdadeira})$ indicando os valores do (i) expoente de encruamento – n , e (ii) coeficiente de resistência – K para as amostras (a) 0°_1 , (b) 0°_2 e (c) 0°_3 .



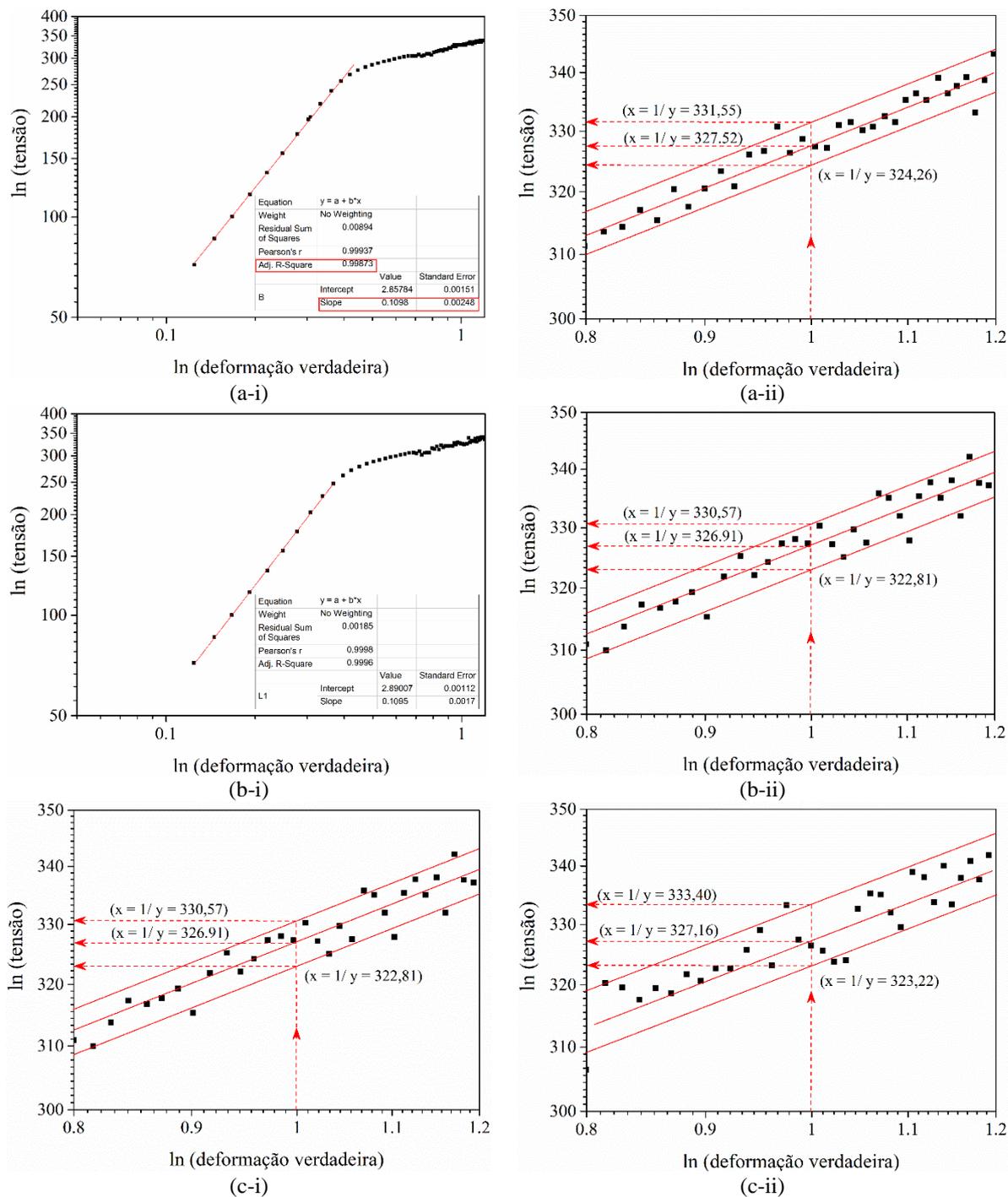
Fonte: a autora.

Figura 33. Diagrama do \ln (tensão) vs. \ln (deformação verdadeira) indicando os valores do (i) expoente de encruamento – n e (ii) coeficiente de resistência – K , para as amostras (a) 30°_1, (b) 30°_2 e (c) 30°_3.



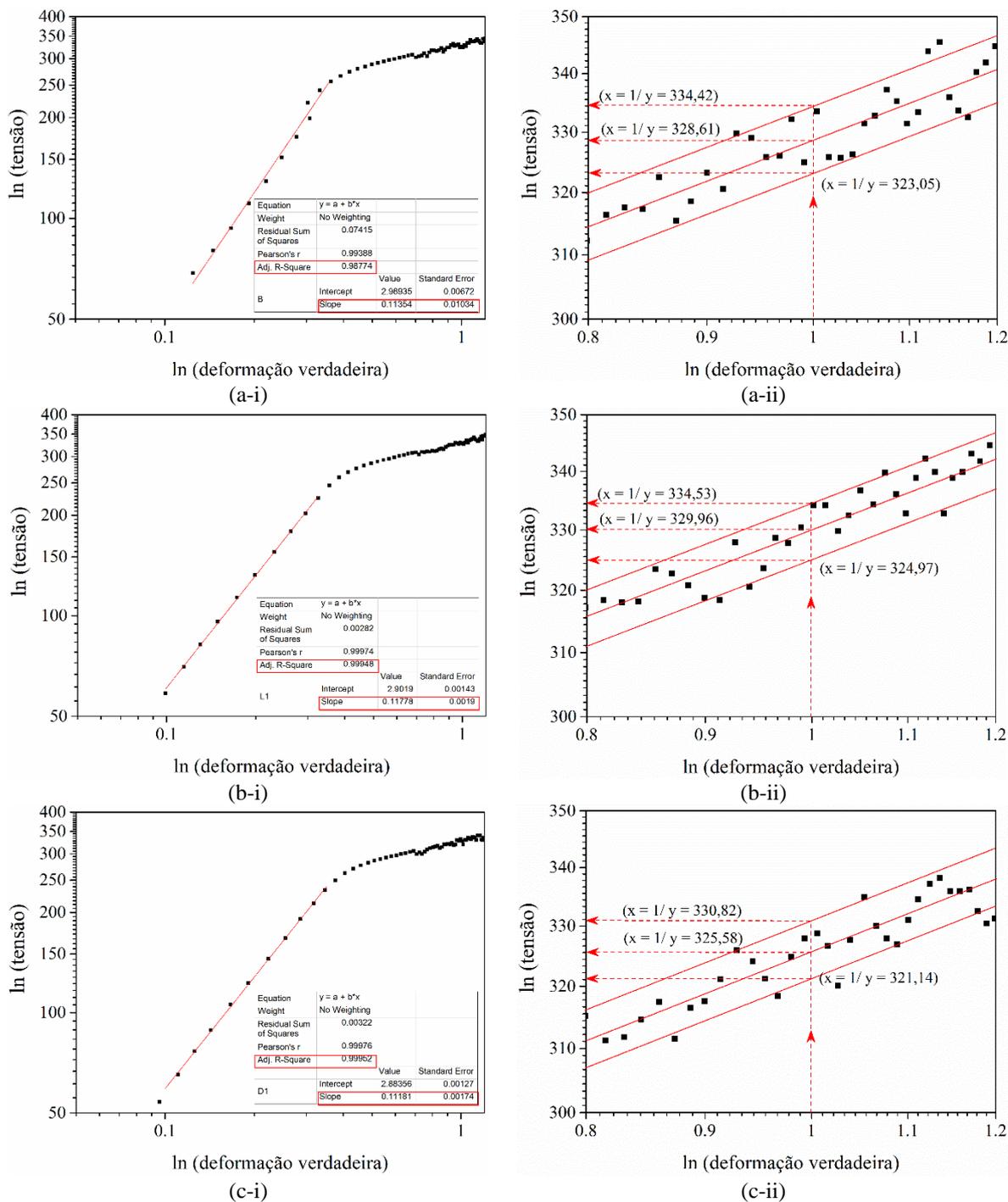
Fonte: a autora.

Figura 34. Diagrama do \ln (tensão) vs. \ln (deformação verdadeira) indicando os valores do (i) expoente de encruamento – n e (ii) coeficiente de resistência – K , para as amostras (a) 45°_1, (b) 45°_2 e (c) 45°_3.



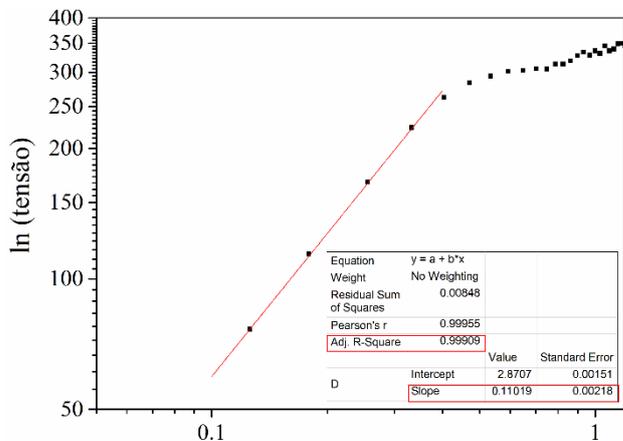
Fonte: a autora.

Figura 35. Diagrama do \ln (tensão) vs. \ln (deformação verdadeira) indicando os valores do (i) expoente de encruamento – n e (ii) coeficiente de resistência – K , para as amostras (a) 60°_1, (b) 60°_2 e (c) 60°_3.

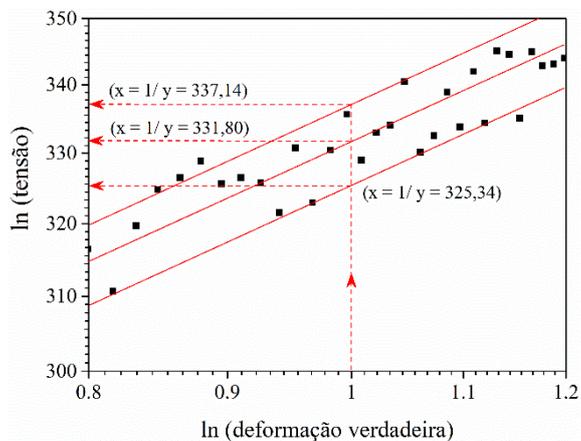


Fonte: a autora.

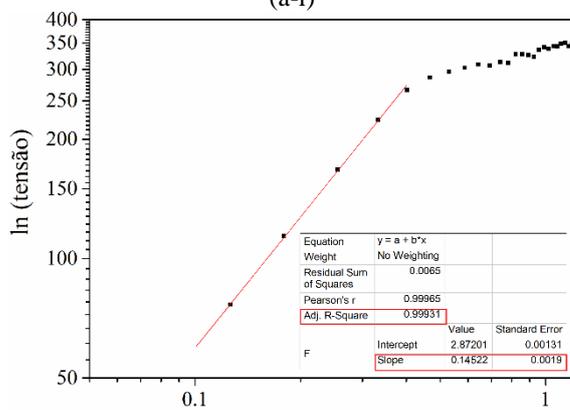
Figura 36. Diagrama do \ln (tensão) vs. \ln (deformação verdadeira) indicando os valores do (i) expoente de encruamento – n e (ii) coeficiente de resistência – K , para as amostras (a) 90°_1, (b) 90°_2 e (c) 90°_3.



(a-i)

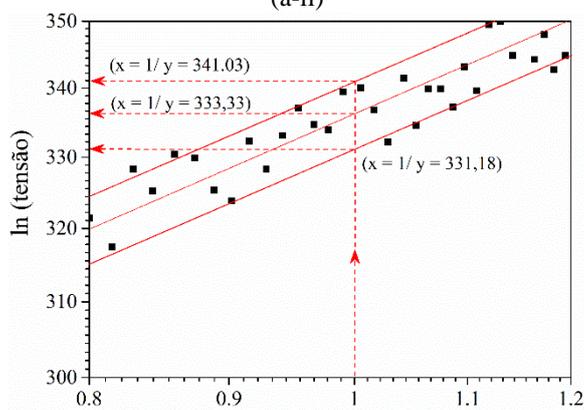


(a-ii)



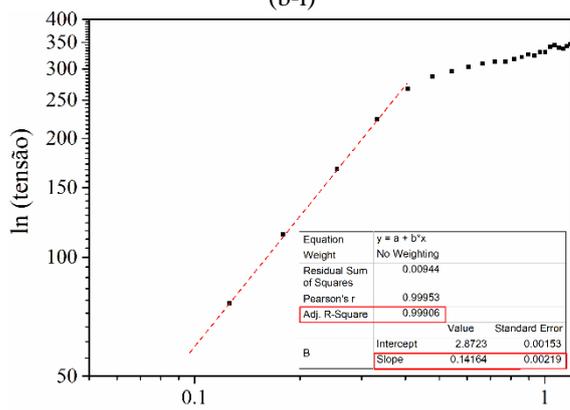
ln (deformação verdadeira)

(b-i)



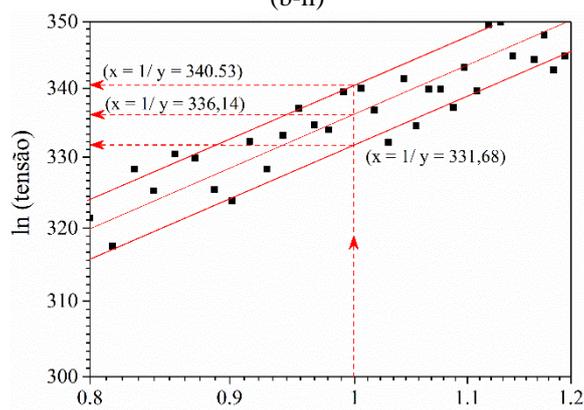
ln (deformação verdadeira)

(b-ii)



ln (deformação verdadeira)

(c-i)



ln (deformação verdadeira)

(c-ii)

Fonte: a autora.

Tabela 12. Valores de expoente de encruamento e coeficientes de resistência determinados a partir da Figura 29.

Índice	Ângulo	Medida 1	Medida 2	Medida 3	Média	DP
<i>K</i>	0°	329.05	330.45	326.01	328.5	2.27
	30°	326.86	331.9	327.98	328.91	2.646
	45°	327.77	327.92	326.76	327.48	0.631
	60°	328.69	329.74	325.84	328.09	2.018
	90°	331.42	335.18	336.1	334.23	2.479
<i>n</i>	0°	0.102	0.118	0.118	0.1127	0.009
	30°	0.111	0.119	0.127	0.119	0.008
	45°	0.1098	0.1095	0.1097	0.1097	2E-04
	60°	0.113	0.117	0.111	0.1137	0.003
	90°	0.1101	0.145	0.141	0.132	0.019

Fonte: a autora.