

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

Ricardo Zanatta Kapp

**CARACTERIZAÇÃO EXPERIMENTAL DA ANISOTROPIA EM
CHAPAS DE ALUMÍNIO DA SÉRIE 3XXX CLASSE 3104-H34**

Santa Maria, RS
2021

Ricardo Zanatta Kapp

**CARACTERIZAÇÃO EXPERIMENTAL DA ANISOTROPIA EM CHAPAS DE
ALUMÍNIO DA SÉRIE 3XXX CLASSE 3104-H34**

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 **Engenheiro Mecânico**.

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

Santa Maria, RS
2021

Ricardo Zanatta Kapp

**CARACTERIZAÇÃO EXPERIMENTAL DA ENISOTROPIA EM CHAPAS DE
ALUMÍNIO DA SÉRIE 3XXX CLASSE 3104-H34**

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 31 de maio de 2021:

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

Prof. Inácio da Fontoura Limberger, Dr. Eng. (DEM/UFSM)

Prof. Miguel Guilherme Antonello, Me. Eng. (CTISM/UFSM)

Santa Maria, RS
2021

AGRADECIMENTOS

Manifesto meus sinceros agradecimentos:

À minha família – meu pai Gilmar, minha mãe Edea e ao meu irmão Eduardo – pelo forte e constante apoio prestado a mim durante toda essa caminhada. Sem dúvidas, sem vocês ao meu lado nada disso seria possível.

À minha namorada, Alessandra, por ter se mantido ao meu lado nos momentos mais difíceis e por ter me ajudado a manter a calma nos dias em que a ansiedade se fez presente.

Aos professores do curso de engenharia mecânica da UFSM, pelo empenho em compartilhar conhecimentos com os alunos durante o período de graduação. Em especial ao professor Cristiano pela orientação.

À empresa Bruning Tecnometal pelo fornecimento do material e usinagem dos corpos de prova. Aos engenheiros mecânicos Kawe Allan De Lima Goulart e Maurício Belchor Barcelos por providenciar, nesta ordem, a confecção dos corpos de prova e seu transporte.

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.

RESUMO

CARACTERIZAÇÃO EXPERIMENTAL DA ANISOTROPIA EM CHAPAS DE ALUMÍNIO DA SÉRIE 3XXX CLASSE 3104-H34

AUTOR: Ricardo Zanatta Kapp
ORIENTADOR: Cristiano José Scheuer

O processamento das ligas de alumínio desde as operações de refino até o produto final está associado a um grande número de fenômenos metalúrgicos. Estes fenômenos promovem alterações sobre as propriedades mecânicas das ligas modificando as suas características e o seu desempenho. A fim de melhorar e otimizar ainda mais as rotas de processamento para estas ligas, é necessária uma compreensão completa do seu comportamento durante a execução das operações de fabricação. Dessa forma, o objetivo deste trabalho foi estudar o efeito da anisotropia sobre as características mecânicas de chapas de alumínio da série 3XXX classe 3104-H34. Para alcançar tal objetivo, foram caracterizadas a microestrutura, microdureza, propriedades mecânicas, características anisotrópicas e parâmetros de conformabilidade da liga estudada. Os resultados obtidos evidenciam que a microestrutura do material é constituída por partículas de precipitados de $Al_{12}Fe_3Si$ e Al_6Fe , distribuídos aleatoriamente na matriz metálica. Os precipitados de $Al_{12}Fe_3Si$ apresentam uma geometria mais alongada com pontas arredondadas na seção longitudinal, e com pontas facetadas na seção transversal; enquanto que os precipitados de Al_6Fe exibem simetria equiaxial tanto na seção transversal quanto na longitudinal. A fração volumétrica dos precipitados tipo de Al_6Fe na seção transversal é superior àquela da longitudinal, fazendo com que os valores de dureza medidos na primeira sejam ligeiramente superiores àqueles obtidos na segunda. As tensões limite de escoamento, resistência à tração e de fratura apresentam seu máximo para o corpo de prova orientado a 45° em relação ao sentido de laminação, decrescendo à medida em que a orientação decresce em direção a 0° e cresce para 90° . Os valores de módulo de Young apresentaram essa mesma tendência. O material apresentou valor elevado de coeficiente de anisotropia médio e valor baixo de anisotropia planar, confirmando a sua adequabilidade para aplicação como matéria-prima em operações de estampagem profunda. Por fim, os valores de coeficiente de resistência e expoente de encruamento obtidos indicam a elevada enformabilidade do material estudado, e a menor propensão de sofrer fratura durante a sua conformação.

Palavras-chave: Liga de alumínio 3104-H34. Anisotropia. Orientação de laminação. Propriedades mecânicas. Características anisotrópicas. Parâmetros de conformabilidade.

ABSTRACT

EXPERIMENTAL CHARACTERIZATION OF THE ANISOTROPY ON 3XXX CLASS 3104-H34 ALUMINUM SHEETS

AUTHOR: Ricardo Zanatta Kapp
ADVISOR: Cristiano José Scheuer

The aluminum alloys processing from refining operations to the final product is associated with a large number of metallurgical phenomena. These phenomena promote variation in the alloys mechanical properties, changing its characteristics and performance. In order to further improve and optimize the processing routes for these alloys, a complete understanding of its behavior during the manufacturing operations execution is required. Thus, the objective of this work was to study the effect of anisotropy on the mechanical characteristics of 3XXX series 3104-H34 class aluminum sheets. To achieve this goal, the microstructure, microhardness, mechanical properties, anisotropic characteristics and conformability parameters of the studied alloy were characterized. The obtained results show that the material microstructure consists of $Al_{12}Fe_3Si$ and Al_6Fe precipitates particles, randomly distributed in the metallic matrix. $Al_{12}Fe_3Si$ precipitates have elongated geometry with rounded tips on longitudinal section, and faceted tips in the cross section; while Al_6Fe precipitates exhibit equiaxial symmetry on both cross and longitudinal section. The Al_6Fe -type precipitates volumetric fraction in the cross section is higher than that of the longitudinal, making the cross section hardness values slightly higher than the longitudinal section. The yield tensile strength, ultimate tensile strength and fracture tensile present it maximum values for specimen oriented at 45° in relation to the rolling direction, decreasing as the orientation decreases towards 0° and increases to 90° . Young's modulus values showed this same trend. The studied material presented a high normal anisotropy and a low planar anisotropy coefficients values, confirming its suitability for application as a raw material in deep drawing operations. Finally, the values of strength coefficient and strain hardening exponent obtained indicate the studied material high formability, and its lower propensity to suffer fracture during forming.

Keywords: 3104-H34 aluminum alloy. Anisotropy. Rolling orientation. Mechanical properties. Anisotropic characteristics. Conformability parameters.

LISTAS DE FIGURAS

Figura 1. Evolução do emprego do alumínio e suas ligas em veículos automotores.	11
Figura 2. Percentual de consumo do Al nos diferentes segmentos da economia Brasileira (ano de referência: 2011).....	14
Figura 3. Elementos químicos adicionados ao alumínio, as respectivas ligas formadas e suas características.....	15
Figura 4. Diagrama de fase para o sistema Al-Mn.....	18
Figura 5. Movimentação de discordâncias para a formação de subgrãos, com pequenos ângulos de inclinação entre si, caracterizando a poligonização.....	22
Figura 6. Curva tensão deformação convencional típica dos materiais metálicos.	25
Figura 7. Representações esquemáticas mostrando como (a) o módulo de resiliência e (b) a tenacidade são determinadas a partir da curva tensão vs. deformação.	26
Figura 8. (a) Comparação das curvas tensão-deformação convencional e tensão verdadeira-deformação verdadeira; e (b) Gráfico duplo-logarítmico da curva tensão-deformação verdadeira.	30
Figura 9. (a) Formato e dimensões do corpo de prova para o ensaio de tração. (b) Orientação dos corpos de prova em relação ao sentido de laminação da placa.	32
Figura 10. Método para determinação do alongamento percentual (%AL).....	33
Figura 11. Microestrutura da seção longitudinal 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 da liga de alumínio classe 3104-H34 usada neste trabalho.....	36
Figura 12. Microestrutura da seção transversal dos corpos de prova extraídos em (a) 0°, (b) 90° em relação ao sentido de laminação da placa da liga de alumínio classe 3104-H34 usada neste trabalho.	37
Figura 13. Microdureza medida na seção longitudinal dos corpos de prova extraídos em diferentes direções em relação ao sentido de laminação da placa da liga de alumínio classe 3104-H34 usada neste trabalho.	38
Figura 14. Curva tensão vs. deformação de engenharia para os corpos de prova extraídos em (a) 0°, (b) 35°, (c) 45°, (d) 60° e (e) 90° em relação ao sentido de laminação da placa da liga de alumínio classe 3104-H34 usada neste trabalho. Em (f) é mostrado o comparativo entre a curva melhor representativa de cada condição.	39
Figura 15. Variação das tensões de escoamento, limite de resistência à tração e de ruptura; e do módulo de Young na liga de alumínio classe 3104-H34 em função do sentido de laminação.....	42
Figura 16. Diagrama do ln (tensão) vs. ln (deformação) indicando como foram determinados os valores do expoente de encruamento (n) e o coeficiente de resistência (K).....	44
Figura 17. Curva tensão verdadeira vs. deformação verdadeira para a liga de alumínio classe 3104-H34.	46

LISTAS DE TABELAS

Tabela 1. Classificação em séries das ligas de Al submetidas a trabalho mecânico e suas principais aplicações.....	17
Tabela 2. Composição química típica das ligas de Al da classe 3XXX, ou seja, as ligas de Al-Mn (% em peso).....	18
Tabela 3. Propriedades mecânicas das ligas de Al da classe 3XXX, ou seja, as ligas de Al-Mn.	20
Tabela 4. Composição química da liga de Al da série 3XXX classe 3104.	31
Tabela 5. Propriedades mecânicas dos corpos de prova da liga de alumínio classe 3104-H34 em função do sentido de laminação.....	40
Tabela 6. Coeficientes de anisotropia plástica da liga de alumínio classe 3104-H34.	43
Tabela 7. Expoente de encruamento e coeficientes de resistência dos corpos de prova da liga de alumínio classe 3104-H34 em função do sentido de laminação.	44
Tabela 8. Equações de Hollomon para descrever o comportamento plástico da liga da liga de alumínio classe 3104-H34 para cada direção de laminação.....	45

LISTAS DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AA	Associação do Alumínio (<i>Aluminum Association</i>)
ABAL	Associação Brasileiro do Alumínio
ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
CBA	Companhia Brasileira do Alumínio
CTISM	Colégio Técnico Industrial de Santa Maria
DEM	Departamento de Engenharia Mecânica
GEE	Gases do Efeito Estufa
IACS	Padrão Internacional de Cobre Recozido (<i>International Annealed Copper Standard</i>)
ISO	Organização Internacional para Padronização (<i>International Organization for Standardization</i>)
MEF	Métodos de Elementos Finitos
OICA	Organização Internacional de Fabricantes de Automóveis (<i>Organisation Internationale des Constructeurs d'Automobiles</i>)
PLC	Efeito Portevin-LeChatelier
TCC	Trabalho de Conclusão de Curso
UFSM	Universidade Federal de Santa Maria

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	10
1.1	APRESENTAÇÃO.....	10
1.2	JUSTIFICATIVA.....	11
1.3	OBJETIVOS.....	12
1.3.1	Objetivo geral.....	12
1.3.2	Objetivos específicos.....	12
1.4	ESTRUTURA DO TCC.....	13
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	14
2.1	LIGAS DE ALUMÍNIO.....	15
2.1.1	Classificação das ligas de alumínio.....	16
2.1.2	Ligas de alumínio da série 3XXX.....	17
2.2	TRABALHO MECÂNICO E ALÍVIO DE TENSÕES EM LIGAS DE ALUMÍNIO.....	21
2.3	PARÂMETROS TECNOLÓGICOS DE INTERESSE NA DEFORMAÇÃO DE METAIS.....	23
2.3.1	Propriedades mecânicas dos materiais.....	24
2.3.2	Características anisotrópicas dos materiais.....	27
2.3.3	Parâmetros de conformabilidade dos materiais.....	29
3	MATERIAIS E MÉTODOS	31
3.1	DETERMINAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS.....	31
3.2	DETERMINAÇÃO DAS CARACTERÍSTICAS ANISOTRÓPICAS.....	33
3.3	DETERMINAÇÃO DOS PARÂMETROS DE CONFORMABILIDADE.....	34
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES	35
4.1	CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL E DE MICRODUREZA.....	35
4.2	CARACTERIZAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS.....	38
4.3	CARACTERIZAÇÃO DAS PROPRIEDADES ANISOTRÓPICAS.....	42
4.4	CARACTERIZAÇÃO DOS PARÂMETROS DE CONFORMABILIDADE.....	43
5	CONSIDERAÇÕES FINAIS	47
5.1	CONCLUSÕES.....	47
5.2	SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS.....	48
	REFERÊNCIAS	49

1 INTRODUÇÃO

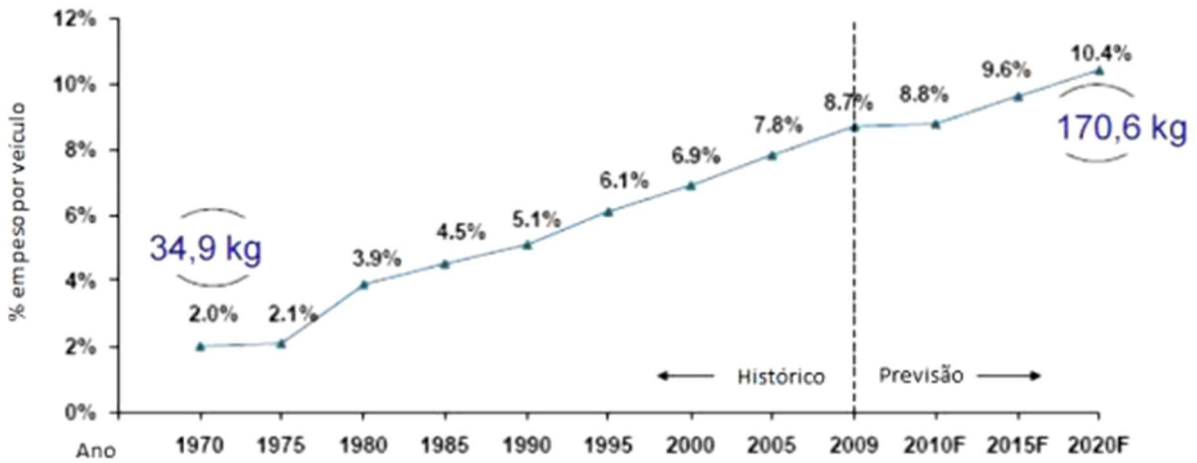
1.1 APRESENTAÇÃO

No ano de 1997, o protocolo de Kyoto estabeleceu prazos e metas mundiais de redução dos níveis de emissões de gases do efeito estufa – GEE, principalmente no que tange às emissões de dióxido de carbono (CO₂) e metano (CH₄). Com uma proposta ousada e desafiadora, foi estabelecido que até o ano de 2012 a redução da média mundial de emissões de GEE deveria atingir valores da ordem de 95% em relação aos níveis de emissão registrados no ano de 1990, mesmo com a expansão da economia, aumento populacional e o consequente aumento da frota de veículos no mundo. Nesse sentido, tendo em vista que o CO₂ – principal gás envolvido na problemática do efeito estufa – é um gás produzido a partir da queima de combustíveis fósseis, é necessário que se reduza a demanda de energia por esta matriz, para que a redução de GEE ocorra de forma consequente (MAGNUSSON, 2000).

No setor de mobilidade (veículos automotores, rodoviários, agrícolas, ferroviários e outros), a principal forma de fazer com que isso ocorra é buscar o aumento da eficiência energética dos veículos, visando reduzir o consumo de combustível através da redução de sua massa. Para alcançar esse objetivo, um dos procedimentos comumente adotados corresponde o emprego de chapas metálicas mais finas na produção de seus componentes. Entretanto, tais alterações devem ser feitas atendendo aos critérios de custo, aspectos de segurança e de desempenho (LAJARIN, 2012). Outra alternativa para alcançar a requisitada redução de massa, corresponde ao emprego do alumínio (Al) e suas ligas em substituição ao aço em componentes de veículos (RAMALHO *et al.*, 2019). Neste sentido, excelentes resultados podem ser atingidos através do uso de chapas finas de ligas de Al na produção de peças automotivas, o que tem gerado a sua crescente utilização no setor de mobilidade ao longo dos últimos anos, conforme mostrado na Figura 1.

Neste contexto, as ligas de alumínio da série 3XXX têm sido amplamente utilizadas em tais aplicações, por apresentarem elevada resistência mecânica e à corrosão, e boa conformabilidade e soldabilidade. Dentre as ligas que integram esta série, a classe 3104 é amplamente utilizada em componentes de veículos automotores que ficam em contato com produtos químicos, como no caso dos tanques de combustíveis; e expostos a altas temperaturas, como no caso dos componentes de trocadores de calor (THE ALUMINUM ASSOCIATION, 1998).

Figura 1. Evolução do emprego do alumínio e suas ligas em veículos automotores.



Fonte: Filleti (2010)

Como consequência da demanda pela redução da massa destes componentes que integram os veículos automotores, a espessura das chapas empregadas na sua fabricação está se tornando cada vez menor. Assim, um melhor planejamento das operações de fabricação é requerido, de modo a evitar desperdícios de matéria-prima durante a execução dos processos produtivos; e otimizar as propriedades do componente manufaturado. Essa necessidade tem levado ao desenvolvimento de muitos estudos visando aprimorar as operações de fabricação, dentre as quais, a conformação mecânica de chapas de alumínio.

Neste sentido, um dos meios mais utilizados atualmente para otimizar o projeto e fabrico de componentes constitui a simulação computacional por meio de Métodos de Elementos Finitos – MEF (ANDERSSON, 2005). Porém, ainda há uma limitação na previsão computacional no que se refere ao comportamento mecânico dos materiais durante a conformação mecânica, em virtude das alterações microestruturais e de resistência mecânica que ocorrem durante a execução do processo, em decorrência das características anisotrópicas do material. Dessa forma, a determinação do efeito da anisotropia sobre a conformabilidade é fundamental para a especificação correta dos parâmetros de execução das operações de conformação mecânica. Com base nisso, neste trabalho de conclusão de curso – TCC, será realizada a caracterização experimental da anisotropia em chapas de alumínio da classe 3104.

1.2 JUSTIFICATIVA

Segundo a Organização Internacional de Fabricantes de Automóveis (*Organisation Internationale des Constructeurs d'Automobiles* – OICA), o Brasil ocupa a nona posição no

ranking de produção de veículos automotores. A existência de informações precisas a respeito dos efeitos da anisotropia sobre as propriedades mecânicas dos materiais conformados é um fator que pode contribuir para que o país assuma posição de vanguarda no setor. Isso, uma vez que o maior conhecimento a respeito dos efeitos causados pela anisotropia sobre o comportamento em deformação pode contribuir em muito para o avanço da previsão computacional e, conseqüentemente, na melhoria do planejamento e execução do projeto e fabricação dos componentes de veículos automotores.

1.3 OBJETIVOS

1.3.1 Objetivo geral

O objetivo geral deste trabalho é estudar o efeito da anisotropia sobre as propriedades mecânicas de chapas de alumínio da série 3XXX classe 3104-H34.

1.3.2 Objetivos específicos

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

- Realizar uma revisão bibliográfica sobre os assuntos relacionados ao tema abordado no trabalho;
- Caracterizar microestruturalmente o material a partir de amostras extraídas em orientações de 0, 30, 45, 60 e 90 graus em relação ao sentido de laminação da chapa;
- Determinar as propriedades mecânicas (limite de escoamento – LE , limite de resistência – LR , alongamento uniforme – ϵ_u e total – ϵ_t) através de ensaio uniaxial de tração dos corpos de prova em função da direção de laminação;
- Determinar as características anisotrópicas (índice de anisotropia plástica – r , anisotropia normal – \bar{r} , e anisotropia planar – Δr) do material; e,
- Determinar os parâmetros de conformabilidade (coeficiente de resistência – K e expoente de encruamento – n) do material.

1.4 ESTRUTURA DO TCC

Este estudo encontra-se estruturado em cinco capítulos, a saber:

- No primeiro 1 é apresentada a temática do trabalho, assim como a justificativa para a sua realização, como também os objetivos a serem alcançados;
- No capítulo 2 é realizada uma revisão bibliográfica acerca dos assuntos relacionados ao tema abordado. Neste sentido, é feito um apanhado da literatura sobre as ligas de alumínio (descrevendo a sua classificação e as características das ligas de Al da série 3XXX), sobre trabalho mecânico e alívio de tensões (descrevendo sumariamente os tratamentos aplicados sobre as ligas de Al), e sobre os parâmetros tecnológicos de interesse na deformação de metais (sendo discutidas as propriedades mecânicas, características anisotrópicas e parâmetros de conformabilidade dos metais).
- No capítulo 3 é descrita a abordagem metodológica utilizada para a realização do TCC, apresentando uma descrição sumária dos materiais, equipamentos e procedimentos empregados para a sua execução;
- No capítulo 4 são apresentados e discutidos os resultados obtidos; e,
- No capítulo 5 são indicadas as considerações finais do trabalho, sendo enumeradas as suas conclusões e algumas sugestões para trabalhos futuros.

Por fim, ao final do TCC são listadas as referências bibliográficas que forneceram subsídios para elaboração da revisão da literatura, estabelecimento da abordagem metodológica, e discussão dos resultados obtidos.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Embora o Al constitua o terceiro elemento químico mais abundante na natureza, ficando aquém somente do oxigênio (O) e silício (Si), o seu emprego na forma metálica é recente (GELLER, 2007). Atualmente, o Al e suas ligas constituem uma das matérias-primas mais empregadas na indústria moderna. A crescente aplicação destas ligas deve-se em função delas apresentarem elevada relação resistência/peso, resistência à corrosão em diversos meios, alta condutividade térmica e elétrica, além de uma boa manufacturabilidade pelas diferentes técnicas usadas na indústria de fabricação mecânica (CALLISTER; RETHWISCH, 2012).

Devido às características apresentadas, as ligas de Al têm sido cada vez mais empregadas na indústria automotiva. O principal catalizador neste caso corresponde o seu baixo peso específico, o qual é equivalente à 1/3 do peso específico das ligas ferrosas (CALLISTER; RETHWISCH, 2012). Dessa forma, a almejada redução da massa dos veículos automotores, e a decorrente redução do consumo de combustível e diminuição da emissão de gases de efeito estufa; é atingida pela substituição das ligas ferrosas por ligas de alumínio como matéria-prima para produção dos seus componentes. Estes fatores fazem com que o setor de transporte constitua o segundo maior consumidor de ligas de Al no Brasil, sendo responsável pela utilização de cerca de 20% do montante produzido. Segundo Davis (1990), no cenário mundial, o setor de transporte figura como o maior consumidor das ligas de Al. Cabe mencionar, entretanto, que a substituição das ligas ferrosas pelas de alumínio somente é realizada nos casos onde esta é justificada também do ponto de vista técnico e econômico.

Figura 2. Percentual de consumo do Al nos diferentes segmentos da economia Brasileira (ano de referência: 2011)



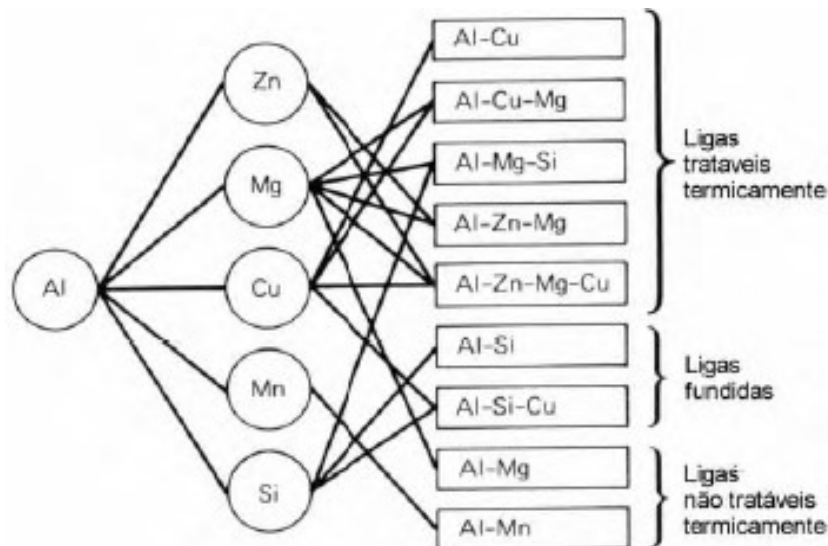
Fonte: ABAL (2011).

Segundo a Associação Brasileiro do Alumínio (ABAL, 2015) o Brasil ocupa posição de destaque entre os produtores mundiais de alumínio, categorizando-se na terceira posição no que se refere ao volume das reservas de bauxita (minério empregado na produção do alumínio), e na sexta posição no que concerne à produção de alumínio primário. Estes números confirmam o potencial do Brasil para figurar na vanguarda da indústria de veículos automotores.

2.1 LIGAS DE ALUMÍNIO

De acordo com Dean (1990) o alumínio pode formar ligas com mais de cem diferentes elementos químicos presentes na tabela periódica. Entretanto, considerando que muitos destes elementos são nocivos, caros e/ou de baixo interesse comercial, o número de elementos de liga adicionados ao alumínio é bastante reduzido. Neste sentido, segundo o referido autor, os principais elementos químicos adicionados ao alumínio correspondem ao silício (Si), cobre (Cu), zinco (Zn), manganês (Mn) e magnésio (Mg). Neste contexto, o esquema ilustrado na Figura 3 indica as várias combinações possíveis destes elementos químicos formando ligas binárias, ternárias e quaternárias com o Al, e as características destas ligas.

Figura 3. Elementos químicos adicionados ao alumínio, as respectivas ligas formadas e suas características.



Fonte: Dean (1990).

O Zn é adicionado com o intuito de aumentar a resistência mecânica, e propiciar o endurecimento por precipitação das ligas de Al. O Cu tem efeito similar, porém tem efeito deletério sobre a resistência à corrosão, ductilidade e soldabilidade da liga. A adição de Mg

promove a redução da temperatura de fusão da liga, facilitando o seu processamento via fundição. O Mg também aumenta a resistência à corrosão às soluções contendo íons de cloreto e melhora a resposta ao trabalho a frio. De forma análoga ao Mg, o Si também reduz o ponto de fusão da liga, também promovendo efeito benéfico sobre a sua resistência mecânica e ductilidade. Adicionados simultaneamente, o Mg e o Si conjuntamente propiciam o endurecimento por precipitação da liga. A adição de Mn ao Al comercialmente puro promove o aumento da resistência deste, causando tênue redução da ductilidade e redução na sua susceptibilidade à corrosão sob tensão (MAZZOLANI, 1995; RIOS; PADILHA, 2003).

Segundo Dean (1990), além destes elementos, as ligas de Al podem conter outros elementos, como o cobalto (Co), níquel (Ni), titânio (Ti), cromo (Cr), ferro (Fe) e zircônio (Zr), os quais são adicionados com finalidades geralmente específicas: O Ni aumenta a resistência da liga de Al em altas temperatura, o Ti promove refino de grãos, o Zr influencia os mecanismos de precipitação, o Cr incrementa a resistência à corrosão sob tensão e, por fim, o Fe em pequenos percentuais aumenta a resistência do Al comercialmente puro. O chumbo (Pb) é considerado uma impureza nas ligas de Al, sua adição pode promover a fragilidade a quente durante processamento termomecânico, em virtude das temperaturas de operação serão superiores ao ponto de fusão do Pb (CARVALHO, 2000). Face ao exposto, na seção seguinte é realizada a descrição da forma como as ligas de Al são classificadas segundo a sua composição química.

2.1.1 Classificação das ligas de alumínio

A sistemática utilizada para classificar as ligas de alumínio, como também os seus tratamentos térmicos e mecânicos, segue sistemas estabelecidos por entidades como a Associação do Alumínio – AA (*Aluminum Association*), Organização Internacional para Padronização – ISO (*International Organization for Standardization*) e Associação Brasileira de Normas Técnicas – ABNT. A classificação ABNT NBR 6834 (2006) adotada no Brasil, segmenta as ligas de alumínio segundo a sua composição em duas categorias distintas: as ligas de Al para produção de peças fundidas e as ligas de Al submetidas a trabalho mecânico. As composições das ligas para trabalho mecânico, de interesse neste estudo, são indicadas na Tabela 1. Estas ligas são classificadas segundo quatro dígitos, sendo que o primeiro aponta o principal elemento de liga adicionado. O significado dos demais dígitos difere entre a série 1XXX (Al comercialmente puro) e as demais classes (Al ligado). No primeiro caso, se o segundo algarismo constituir o zero, indica que as impurezas presentes no Al puro são advindas

das operações de fabricação; se for diferente de zero, designa que foi efetuado o controle da concentração de uma determinada impureza. O terceiro e o quarto dígitos indicam a porcentagem de Al, além de 99% (por exemplo, a liga 1045 apresenta 99,45% de Al, sendo os 0,55% remanescentes vinculados às impurezas resultantes da operação de refino do minério) (ABNT NBR 6834, 2006).

Tabela 1. Classificação em séries das ligas de Al submetidas a trabalho mecânico e suas principais aplicações.

Série	Composição química	Aplicações principais
1XXX	Al comercialmente puro	Cabos, utensílios domésticos, trocadores de calor
2XXX	Al-Cu e Al-Cu-Mg	Indústria aeronáutica
3XXX	Al-Mn e Al-Mn-Mg	Latas de bebidas, painéis
4XXX	Al-Si	Pistões forjados de motores, metal de adição para soldagem
5XXX	Al-Mg	Aplicações náuticas, tanques de combustível e produtos especiais
6XXX	Al-Mg-Si	Perfis arquitetônicos, componentes automotivos
7XXX	Al-Zn e Al-Zn-Mg	Indústria aeronáutica
8XXX	Outras ligas (Al-Li, Al-Fe...)	Laminados finos (finos) e outras para embalagens descartáveis.

Fonte: Barbosa (2014).

Nas ligas de Al das séries 2XXX a 8XXX, se o segundo dígito for zero, este sinaliza que a composição química da liga de Al é análoga àquela da liga desenvolvida originalmente. Se o segundo dígitos for de 1 a 9, indica que a composição química da liga de Al sofreu alguma alteração em relação ao original. O terceiro e o quarto dígito distinguem as diferentes ligas de Al pertencentes a uma mesma série (DAVIS, 2002).

Pode-se ainda realizar uma distinção entre os mecanismos de endurecimento predominantes em cada uma das séries de ligas de Al. Neste sentido, as ligas de Al que integram as séries 2XXX, 6XXX e 7XXX correspondem a ligas tratáveis termicamente, ao passo que as ligas pertencentes às séries 3XXX, 4XXX e 5XXX constituem ligas endurecíveis por deformação (BARBOSA, 2014). Tendo em vista o escopo deste TCC, no tópico seguinte é realizada uma descrição sumária das ligas pertencentes à série 3XXX.

2.1.2 Ligas de alumínio da série 3XXX

As ligas de Al da série 3XXX, ou seja, aquelas ligadas ao Mn, são endurecíveis através de trabalho mecânico a frio, não sofrendo qualquer aumento de resistência mecânica mediante tratamento térmico (BARBOSA, 2014). A composição típica das ligas que pertencem à esta série são indicadas na Tabela 2.

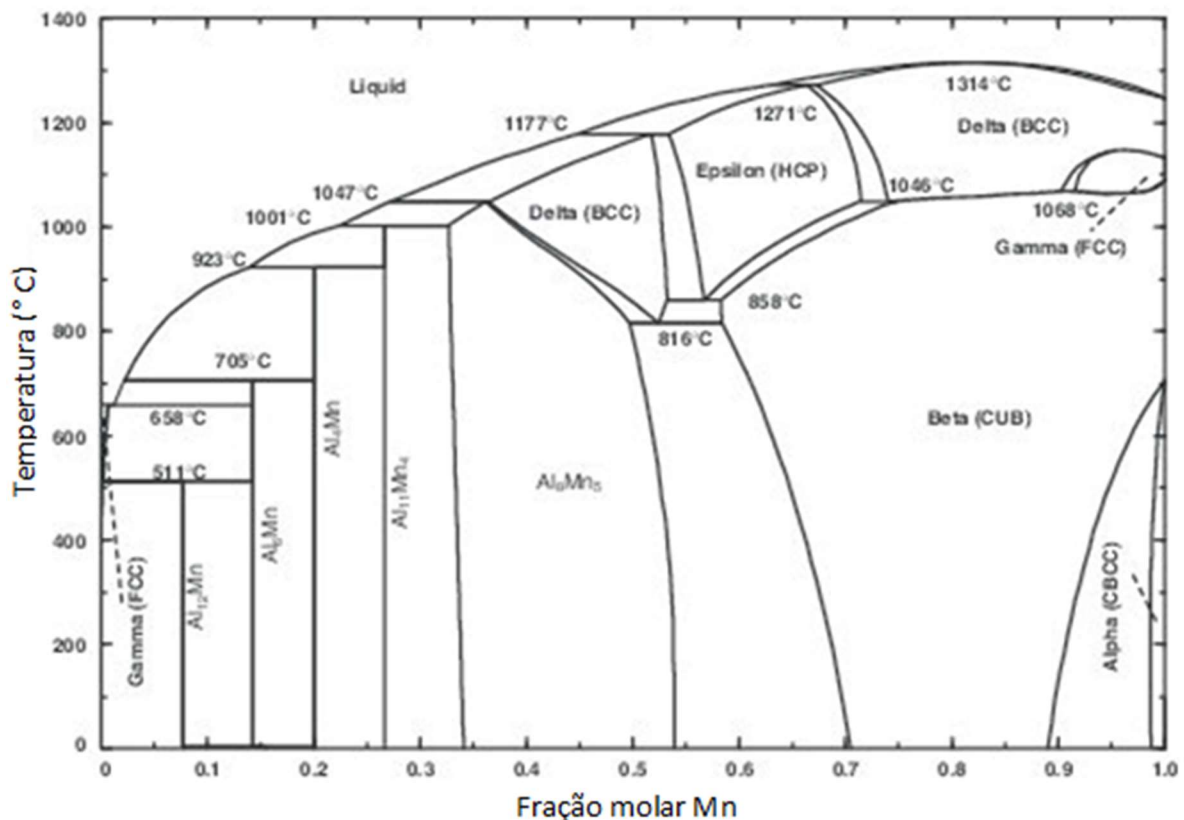
Tabela 2. Composição química típica das ligas de Al da classe 3XXX, ou seja, as ligas de Al-Mn (% em peso).

Liga	Manganês	Magnésio	Cobre	Alumínio
3102	0,22	-	-	Bal.
3003	1,20	-	0,12	Bal.
3004	1,20	1,00	-	Bal.
3104	1,10	1,00	-	Bal.
3005	1,20	0,40	-	Bal.
3105	0,60	0,50	-	Bal.

Fonte: Barbosa (2014).

No diagrama de fases para as ligas de Al-Mn (Figura 4), o ponto eutético ocorre para a composição de 1,9% de Mn na temperatura de 660 °C. O limite de solubilidade do Mn no Al nesta temperatura é 1,8 %. A fase intermetálica, que existe em equilíbrio com a solução sólida de Al, tem uma composição que corresponde praticamente à fórmula Al_6Mn . Esta fase separa-se da fase líquida que contém 1,9 a 4,1 % de Mn. Quando as soluções sólidas possuem maiores teores, ela se forma pela reação peritética entre Al_4Mn e a fase líquida a 710 °C (BARBOSA, 2014).

Figura 4. Diagrama de fase para o sistema Al-Mn.



Fonte: Adaptado de Asgar-Khan and Medraj (2009).

A única fase metaestável conhecida no sistema Al-Mn tem a composição $Al_{12}Mn$ com 14,5 % de Mn. Fe e Si acima de 0,2% suprimem a formação de $Al_{12}Mn$. Por outro lado, a presença de Cr estabiliza essa fase. No sistema Al-Mn-Cr existe uma fase ternária que se forma apenas no estado sólido por reação peritetóide a 590 °C. Esta fase é a $Al_{12}(CrMn)$ com uma composição de 2 % a 4 % de Cr e 10 a 12 % de Mn. Esta fase ternária é isomórfica com a fase $Al_{12}Mn$. A liga 3003, bastante utilizada, consiste basicamente na adição de Mn ao Al comercialmente puro. As fases preponderantes são $Al_6(Mn,Fe)$ e $Al_{12}(Fe,Mn)_3Si$. Durante a solidificação predomina a fase que não contém Si, porém o aquecimento posterior leva à formação da fase que contém Si. O Mn também precipita sob a forma de partículas dispersóides, os quais dificultam muito a recristalização durante o recozimento posterior à deformação, quando comparada com o Al comercialmente puro, que praticamente não contém esses dispersóides. Entretanto, nas ligas 3XXX parte do Mn permanece em solução sólida. Algumas ligas desse sistema também contêm Mg, que devido à sua grande afinidade com o Si tende a favorecer a formação da fase $Al_6(Mn,Fe)$ (BARBOSA, 2014).

A liga 3003 é a liga Al-Mn mais antiga no mercado, tendo sido introduzida em 1906, mas ainda é a de maior importância econômica. A liga 3004 é a mais antiga entre as ligas Al-Mn-Mg, tendo surgido em 1929. A resistência mecânica da liga 3003 é significativamente mais elevada do que a do Al comercialmente puro 1100, ao passo que a liga 3004 possui resistência mecânica mais alta do que a da liga 3003. A liga 3004 é um exemplo de liga endurecida por dispersão, enquanto a liga 3004 combina o endurecimento por dispersão com o endurecimento por solução sólida proporcionado pela presença de Mg. A liga 3004 é indicada para aplicações nas quais se exige maior estabilidade de tamanho de grão. Entretanto, estas duas ligas apresentam excelente resistência à corrosão, combinada com resistência mecânica razoável, podendo ser usadas em muitas das aplicações para as quais são utilizados o Al comercialmente puro e as ligas Al-Mg. Posteriormente, nos anos 50 e 60 foram desenvolvidas outras ligas, como a 3005 e a 3105, com o objetivo de ampliar o campo de aplicações desse grupo de ligas, ao oferecer combinações de resistência mecânica, conformabilidade e resistência à corrosão para aplicações em construção e produtos especiais. A Tabela 3 indica as propriedades mecânicas das ligas de Al-Mn, as quais apresentam resistência mecânica maior e ductilidade menor que o Al puro (BARBOSA, 2014).

A liga de Al da série 3XXX classe 3104 apresenta propriedades mecânicas melhoradas a partir da formação de solução sólida e/ou trabalho a frio. Segundo a *Aluminium Association*, esta liga apresenta teor de Mn entre 0,8 a 1,4%; de Mg entre 0,8 a 1,3%, de Cu entre 0,05 a 0,25% e teores máximos de 0,8% de Fe e 0,6% de Si. As fases intermetálicas formadas nesta

liga têm um papel considerável na formação da sua microestrutura, além de afetar suas propriedades mecânicas durante seu processamento após solidificação. Neste sentido, com exceção dos casos onde a liga fundida tende a formar grãos colunares durante a sua solidificação, para os demais casos esta deve apresentar distribuições aleatórias de orientações cristalográficas. Esse carácter aleatório é rapidamente perdido durante o trabalho a frio, sendo substituído por texturas (ou seja, orientações cristalográficas preferenciais), nas quais os grãos assumem preferencialmente determinadas orientações. A textura final, resultante de um determinado processo de deformação, dentre outros fatores, é uma consequência do tamanho, densidade e distribuição das fases intermetálicas presentes na liga. Dessa forma, a anisotropia e a conformabilidade desta liga são afetados por estes elementos. Do ponto de vista prático, é quase sempre indesejável que o nível de textura de um material que será processado por alguma técnica de conformação mecânica seja acentuado, uma vez que isso poderá promover a formação de defeitos no componente conformado, os quais podem resultar no seu descarte (CALÇADA, 2018; BARBOSA, 2014).

Tabela 3. Propriedades mecânicas das ligas de Al da classe 3XXX, ou seja, as ligas de Al-Mn.

Liga	σ_u (MPa)	σ_e (MPa)	%AL em 50 mm	Dureza (HB)	Se (MPa)
3003 recozida	110	40	30	28	50
3003 encruada (H18)	200	185	4	55	70
3004 recozida	180	70	20	45	95
3004 encruada (H38)	285	250	5	77	110
3104 encruada (H19)	290	260	4	-	-
3005 recozida	130	55	25	-	-
3005 encruada (H18)	240	225	4	-	-
3105 recozida	115	55	24	-	-
3105 encruada (H18)	215	195	3	-	-

Onde: σ_u : limite de resistência à tração

σ_e : limite de escoamento

%AL: alongamento percentual

HB: dureza escala Brinell

Se: limite de resistência à fadiga

Fonte: Barbosa (2014).

É importante destacar que as liga de Al classe 3104 apresenta resistência mecânica da mesma ordem daquelas que integram a classe 5XXX. Dessa forma, levando em consideração somente fatores relacionados à resistência mecânica, a escolha entre estas deve ser baseada em outros critérios. Neste sentido, no contexto da aplicação das ligas de Al no setor de mobilidade, é importante considerar na seleção aspectos relacionados à reciclabilidade da liga a ser empregada. Isso se deve porque, embora todas as ligas de Al sejam recicláveis, somente algumas destas possuem cadeias de reciclagens já consolidadas. Dessa forma, o procedimento

de especificação deve considerar além dos clássicos critérios de propriedades mecânicas, custo e disponibilidade, também os aspectos relacionados à sua reciclabilidade. Neste ponto, cabe notar que as ligas de Al da classe 3XXX, por serem comumente empregadas pelo setor de alimentos para produção de embalagens, apresentam uma cadeia de reciclagem já estabelecidas constituindo a melhor alternativa (BIANCHI *et al.*, 2018).

Por fim, no que se refere à aplicação em componentes estruturais dos produtos que integram o setor da mobilidade, a liga de Al da classe 3104 tem sido cada vez mais empregada em componentes fabricados a partir de chapas e lâminas. A adição de Mn ao Al nestas ligas, confere um aumento da resistência mecânica e da capacidade de encruamento pela formação de solução sólida. Como o mecanismo de endurecimento causado pela adição de Mn não é suficiente para atender às necessidades das estruturas de engenharia, e como os tratamentos térmicos são inócuos, esta liga sofre processos de conformação a frio, os quais conferem a melhora das suas propriedades mecânicas por deformação plástica (BIANCHI *et al.*, 2018). Dentro deste contexto, no tópico seguinte é realizada uma breve descrição do trabalho mecânico efetuado sobre as ligas de Al.

2.2 TRABALHO MECÂNICO E ALÍVIO DE TENSÕES EM LIGAS DE ALUMÍNIO

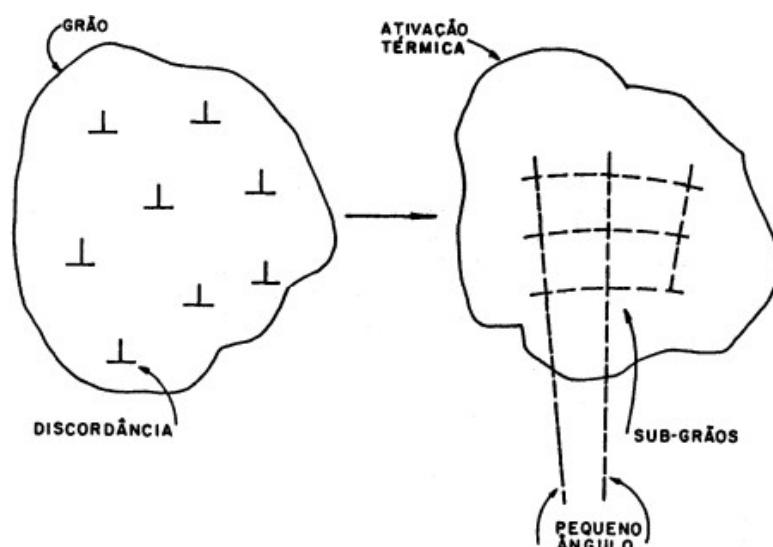
O trabalho mecânico além de aumentar a resistência mecânica de todas as classes ligas de Al através do seu encruamento, que promove aumento a densidade de discordâncias, nas ligas endurecíveis por precipitação ele adicionalmente acelera o aumento de dureza associado com a formação de precipitados (BARBOSA, 2014). Os produtos endurecidos por encruamento podem ter a sua dureza original restaurada parcial ou completamente, pelo tratamento térmico de encruamento, o qual modifica a estrutura resultante da operação de trabalho mecânico (CALLISTER; RETHWISCH, 2012).

O trabalho mecânico é utilizado com o intuito de produzir as chamadas têmperas de encruamento nas ligas de Al, as quais são designadas pela letra H após a sequência que indica a composição química da liga. Um ou dois dígitos acompanham a letra H na especificação da liga, os quais indicam a necessidade de realização de tratamento de alívio de tensões e o consequente percentual de redução de resistência sofrido. Neste contexto, a têmpera H18, por exemplo, é a têmpera de trabalho a frio severo que resulta no endurecimento pleno correspondente ao percentual de redução de área de 75%; ao passo que a têmpera H19 denota produtos com dureza ainda maior, como consequência de uma redução de área ainda mais intensa. Por sua vez, a aplicação das têmperas H16, H14 e H12 resultam em um menor grau de

encruamento, ou seja, menor redução em área durante trabalho a frio. Uma combinação de encruamento com recozimento parcial é usada na obtenção das têmperas H22, H24, H26 e H28, casos onde o material é encruado além do necessário de modo a atingir determinados níveis de propriedades mecânicas, e então amolecidos pelo recozimento parcial. As têmperas H32, H34, H36 e H38, indica que o material após ser encruado é estabilizado. Isso ocorre porque, após serem encruadas, as ligas de Al submetidas a estes tratamentos tendem a amolecer ao serem mantidas por longos períodos a temperatura ambiente. Para evitar que esse fenômeno ocorra de modo descontrolado, essas ligas são então aquecidas em baixas temperaturas, acelerando controladamente o amolecimento e permitindo então a obtenção de propriedades estáveis que favoreçam as operações subsequentes de trabalho mecânico (BARBOSA, 2014). A têmpera H34 constitui àquela aplicada sobre o material aqui estudado.

A deformação nas ligas de Al ocorre através dos processos de deslizamento (muitas vezes denominado por escorregamento), ou seja, pelo movimento normal das discordâncias presentes em sua estrutura cristalina (BARBOSA, 2014). Estas discordâncias normalmente se combinam para formar subestruturas celulares, os chamados sub-grãos. Estes apresentam contornos constituídos de discordâncias, que formam linhas de pequenas inclinações, umas em relação às outras (Figura 5). Esse processo de formação de sub-grãos é denominado poligonização. A denominação deriva da figura formada dentro do grão, que se aproxima de um polígono quando observada no microscópio, em um corte transversal de um corpo-de-prova (BRESCIANI FILHO *et al.*, 2011).

Figura 5. Movimentação de discordâncias para a formação de subgrãos, com pequenos ângulos de inclinação entre si, caracterizando a poligonização.



Quando o grau de encruamento é severo, a densidade das discordâncias é aumentada e o tamanho dos sub-grãos é reduzido. As distorções promovidas no reticulado cristalino associadas às tensões resultantes da interação entre as discordâncias que formam os sub-grãos, são as principais responsáveis pelo endurecimento promovido pelo trabalho a frio. Esse incremento de resistência produzido pelo trabalho mecânico, todavia, é acompanhado por uma perda na ductilidade e conseqüente redução da trabalhabilidade do material através de operações de fabricação que envolvem deformação plástica, como é o caso da conformação mecânica. Em virtude disso, deve-se evitar têmperas de encruamento muito duras em ligas de Al com processamento via rota de fabricação por conformação mecânica. Salienta-se que a adição de Mn, elemento químico adicionado às ligas da classe 3XXX, permite obter maiores taxas de encruamento por deformação em função da maior densidade de discordâncias produzidas pelas soluções sólidas (BARBOSA, 2014).

Cabe mencionar que trabalho mecânico, além de influenciar as propriedades mecânicas, também pode exercer efeito sobre as propriedades físicas e químicas das ligas de Al. No que se refere à condutividade térmica, esta é pouco afetada pelo trabalho mecânico, caindo de 63% IACS no Al comercialmente puro recozido para 62,5% no alumínio trabalhado segundo tratamento H19. A densidade das ligas de Al sofre ligeira queda, podendo atingir percentuais de redução de até 0,2% caso o encruamento seja severo. O módulo de elasticidade é pouco afetado pelo encruamento, porém as propriedades inelásticas, como o atrito interno e o amortecimento, são muito influenciados por este, sendo o amortecimento em geral maior na condição recozido em comparação ao estado encruado. O encruamento aumenta a energia armazenada, tendendo a acelerar as reações químicas envolvendo as ligas de Al, embora a resistência à corrosão não seja muito influenciada (salvo o caso do mecanismo de corrosão sob tensão) (BARBOSA, 2014).

2.3 PARÂMETROS TECNOLÓGICOS DE INTERESSE NA DEFORMAÇÃO DE METAIS

A fim de planejar o processo de fabricação de componentes de engenharia produzidos através de técnicas de fabrico que empregam o princípio da deformação plástica, é necessário conhecer alguns parâmetros tecnológicos e a influência destes sobre o comportamento do material durante o processamento (GARCIA *et al.*, 2012). Neste sentido, ao longo desta seção serão apresentadas discutidas as propriedades mecânicas e as características anisotrópicas dos materiais, e os seus parâmetros de conformabilidade.

2.3.1 Propriedades mecânicas dos materiais

Os componentes de engenharia, quando em serviço, são submetidos a forças ou cargas. Em tais situações é necessário conhecer as características do material e projetar o componente de maneira que qualquer deformação resultante não seja excessiva e não cause fratura. O comportamento mecânico do material reflete a sua resposta ou deformação a uma carga ou força aplicada. Neste sentido, as propriedades mecânicas importantes para o projeto são a rigidez, resistência, ductilidade e tenacidade (CALLISTER; RETHWISCH, 2012).

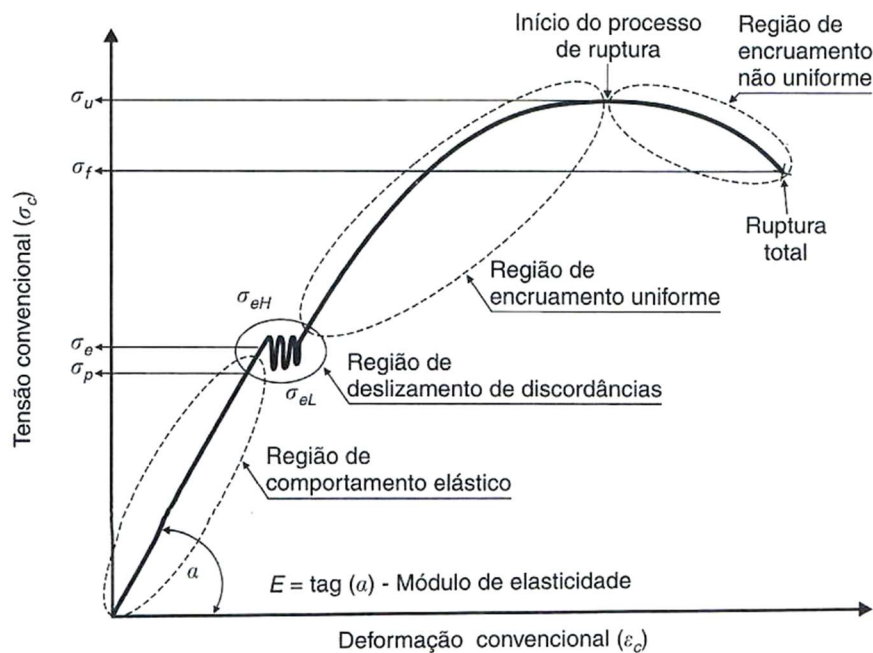
As propriedades mecânicas dos materiais são medidas através da realização de ensaios de laboratório cuidadosamente planejados, que reproduzem de forma mais fiel possível as condições de serviço. Dentre os fatores a serem considerados na sua execução, correspondem a natureza da carga aplicada, a duração do carregamento, bem como as condições ambientais. Neste contexto, a carga pode ser de tração, compressão ou de cisalhamento, e sua magnitude pode ser constante ao longo do tempo ou pode variar continuamente. O tempo de aplicação pode ser de apenas uma fração de um segundo ou pode se estender ao longo de um período de muitos anos. A temperatura de operação e a presença de elementos químicos reativos também podem constituir fatores importantes (CALLISTER; RETHWISCH, 2012).

Um dos ensaios mecanismos mais utilizados para a determinação das propriedades mecânicas dos materiais de engenharia corresponde ao ensaio de tração uniaxial. Neste ensaio, um corpo de prova de dimensões padronizadas é solicitado até a ruptura e apenas em um eixo, sendo esse perpendicular ao plano de sua seção transversal. A partir da sua realização, obtém-se a curva tensão (σ) *versus* a deformação (ϵ) (Figura 6). Pode-se observar nesta curva, quatro regiões distintas: região de comportamento elástico, região de comportamento plástico (movimentação das discordâncias), região de encruamento uniforme e região de comportamento não uniforme (GARCIA *et al.*, 2012).

A delimitação entre estas regiões ocorre a partir das tensões limite de proporcionalidade (σ_p), limite de escoamento (σ_e), limite de resistência à tração, ou tensão máxima (σ_u) e limite de ruptura (σ_f), conforme Figura 6. A região de comportamento elástico ($0 < \sigma_c \leq \sigma_p$) corresponde à primeira região de deformação do corpo de prova, na qual se observa o fenômeno conhecido por efeito elástico, no qual o corpo de prova retorna as suas dimensões originais após cessada a aplicação da tensão (σ_c). A região de deslizamento de discordâncias ($\sigma_c \cong \sigma_e$) corresponde ao início da deformação plástica e, dependendo do material ensaiado, a tensão neste ponto pode sofrer oscilações relacionadas à acomodação das discordâncias no interior do

reticulado cristalino do material ensaiado. A região de encruamento uniforme ($\sigma_e < \sigma_c \leq \sigma_u$) corresponde ao encruamento propriamente dito e, à medida em que os planos cristalográficos movimentam-se entre si, estes são gradativamente freados ou travados pelas discordâncias que atingem os contornos de grãos, exigindo cada vez mais tensão para que a deformação continue. Por fim, a região de encruamento não uniforme ($\sigma_u < \sigma_c \leq \sigma_f$) corresponde à última região de deformação, na qual inicia-se o processo de ruptura do corpo de prova. Para um material de alta capacidade de deformação permanente, a dimensão da seção transversal do corpo de prova decresce rapidamente ao ultrapassar-se a tensão limite de resistência à tração. Assim a carga necessária para continuar a deformação diminui até a ruptura total do corpo de prova (GARCIA *et al.*, 2012).

Figura 6. Curva tensão deformação convencional típica dos materiais metálicos.



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

Além dos valores das tensões descritas anteriormente, também podem ser determinados a partir da curva tensão vs deformação o módulo de Young (rigidez), a resistência, a ductilidade e a tenacidade. O módulo de Young, também denominado módulo de elasticidade, fornece uma indicação da rigidez do material e depende fundamentalmente das forças de ligação interatômicas no material. Em outras palavras, o módulo de Young representa a medida das forças de ligação existente entre os átomos que integram os metais. É importante mencionar que o módulo de Young do alumínio é cerca de 1/3 do módulo de Young do aço. O módulo de

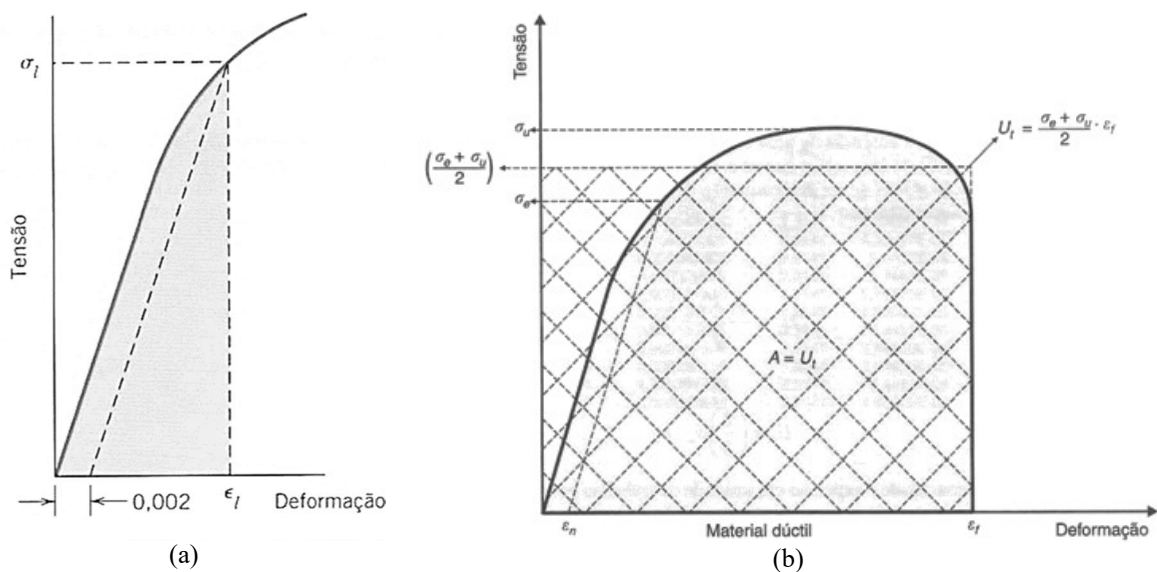
elasticidade (E) pode ser diretamente obtido a partir da curva tensão vs deformação, sendo determinado pelo quociente entre a tensão (σ) e a deformação (ϵ) na região linear do diagrama conforme eq. (1), ou pela tangente do ângulo entre o segmento linear da curva e o eixo x (GARCIA *et al.*, 2012).

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

A resiliência, também chamada por módulo de resiliência (U_r), é a energia de deformação por unidade de volume de material necessária para tencioná-lo até o ponto onde ocorre o seu escoamento. O seu valor pode ser determinado pela área sob a porção elástica da curva tensão vs deformação (Figura 7a), ou empregando a eq. (2), considerando-se o Módulo de Young (E) e a tensão de escoamento (σ_e) (CALLISTER; RETHWISCH, 2012).

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

Figura 7. Representações esquemáticas mostrando como (a) o módulo de resiliência e (b) a tenacidade são determinadas a partir da curva tensão vs. deformação.



Fonte: (a) Callister; Rethwisch, (2012); (b) Garcia *et al.* (2012).

A tenacidade, também referida por módulo de tenacidade (U_t) é a propriedade indicativa da energia absorvida durante a fratura de um material, sendo mensurada pela área sob a totalidade da curva tensão vs deformação conforme mostrado na Figura 7b. Para os materiais dúcteis, como é o caso das ligas de Al, pode ser aproximada por meio da eq. (3) considerando-

se os valores das tensões limite de escoamento (σ_e), tensão limite de resistência à tração (σ_u) e deformação até a fratura (ε_f) (GARCIA *et al.*, 2012).

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

Por fim, a ductilidade é a medida do grau de deformação plástica que foi suportado até a fratura do corpo de prova. O seu valor pode ser expresso tanto pelo alongamento percentual – %AL (eq. 4) considerando-se neste caso os comprimentos inicial (l_o) e final do corpo de prova (l_f); quanto pela redução de área percentual – %RA (eq. 5) considerando-se neste caso as áreas inicial (A_o) e final do corpo de prova (A_f) (CALLISTER; RETHWISCH, 2012).

$$\%AL = \left(\frac{l_f - l_o}{l_o} \right) \cdot 100 \quad (4)$$

$$\%RA = \left(\frac{A_o - A_f}{A} \right) \cdot 100 \quad (5)$$

2.3.2 Características anisotrópicas dos materiais

As propriedades de alguns materiais policristalinos dependem da direção cristalográfica nas quais estas são medidas. Essa direcionalidade das propriedades recebe a denominação de anisotropia, e está associada à variação no espaçamento atômico em função da direção cristalográfica. A extensão e magnitude dos efeitos da anisotropia dos materiais cristalinos são funções da simetria de sua estrutura cristalina, de modo que esta aumenta com a diminuição da simetria estrutural. Para muitos materiais policristalinos a orientação cristalográfica dos grãos individuais é totalmente aleatória. Sob estas condições, embora cada grão possa ser anisotrópico, uma amostra composta pelo agregado de grãos se comporta de maneira isotrópica. Assim, a magnitude de uma propriedade medida representa uma média dos valores direcionais (CALLISTER; RETHWISCH, 2012).

Quando os grãos nos materiais cristalinos apresentarem uma orientação cristalográfica preferencial, este apresentará uma textura conforme já conceituado previamente, exibindo valores dissimilares de suas propriedades medidas em sentidos distintos em relação à orientação da textura. A formação de tais texturas, conforme já discutido, pode ser resultante de operações de conformação mecânica. No que se refere à anisotropia das propriedades mecânicas, particularmente, o efeito obtido pode ser tanto benéfico como maléfico. Na estampagem de um disco metálico, por exemplo, para a formação de um copo, tanto pode se destacar o efeito maléfico de formação de orelhas e afinamento das regiões laterais adjacentes ao fundo do corpo,

como o efeito benéfico de aumento de resistência na direção perpendicular da chapa, que reduz a possibilidade de ruptura no afinamento da espessura dessa. Em decorrência desse fato, é conveniente analisar, para o caso de chapas, a relação entre a conformabilidade e os coeficientes de anisotropia (BRESCIANI FILHO *et al.*, 2011).

No caso das operações de conformação de chapas metálicas, a capacidade da chapa ser conformada sem o aparecimento de rupturas caracteriza a propriedade de fabricação denominada estampabilidade. A estampabilidade depende em grande parte da resistência ao ‘afinamento’ da chapa durante o processo de estampagem. Essa resistência pode ser avaliada pelo índice ou coeficiente de anisotropia médio (\bar{r}) definido pela eq. (6) (BRESCIANI FILHO *et al.*, 2011).

$$\bar{r} = \frac{r_{0^\circ} + 2 \cdot r_{45^\circ} + r_{90^\circ}}{4} \quad (6)$$

onde r_{0° , r_{45° e r_{90° correspondem aos índices de anisotropia plástica de corpos de prova extraídos 0° , 45° e 90° em relação ao sentido de laminação da chapa, também conhecidos por coeficientes de Lankford. Estes índices podem ser determinados pela razão entre as deformações real na largura (ε_{rb}) e na espessura (ε_{rt}), segundo a eq. (7) (GARCIA *et al.*, 2012).

$$r = \frac{\varepsilon_{rb}}{\varepsilon_{rt}} \quad (7)$$

Os valores das deformações real na largura e na espessura, por sua vez, são determinadas empregando-se as eqs. (8) e (9), levando em conta as espessuras e larguras iniciais (t_o e w_o , respetivamente) e final (t_f e w_f , respetivamente) (BRESCIANI FILHO *et al.*, 2011).

$$\varepsilon_{rb} = \ln \left(\frac{w_o}{w_f} \right) \quad (8)$$

$$\varepsilon_{rt} = \ln \left(\frac{t_f}{t_o} \right) \quad (9)$$

A possibilidade de formação de orelhas na estampagem da chapa, por sua vez, está associada ao coeficiente de anisotropia planar (ΔR) o qual é determinado pela eq. (10) (BRESCIANI FILHO *et al.*, 2011).

$$\Delta r = \frac{r_{0^\circ} + r_{90^\circ}}{2} - r_{45^\circ} \quad (10)$$

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 se chegar a 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).

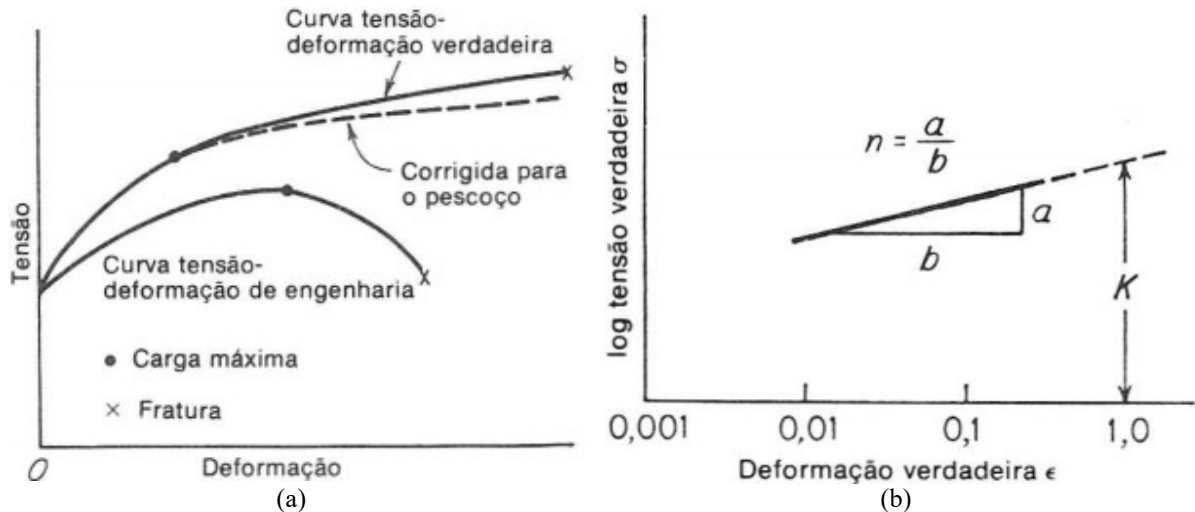
2.3.3 Parâmetros de conformabilidade dos materiais

O método mais seguro para se verificar a conformabilidade plástica de um metal é submetê-lo a um ensaio nas condições normais de fabricação, em que estão presentes todos os fatores de influência relacionados ao material (composição, microestrutura, forma e dimensão) e ao processo de conformação (velocidade de deformação, estado de tensão e de deformação, atrito e lubrificação, e temperatura). Contudo, a adoção desse método pode representar custos muito elevados, além de obrigar a utilização das máquinas de fabricação para os ensaios, desviando-as de suas funções de produção (BRESCIANI FILHO *et al.*, 2011). Em decorrência disso, foram desenvolvidos ensaios de laboratório, para a execução de tal caracterização. Dentre os ensaios disponíveis para esse fim, tem-se o ensaio de tração previamente descrito.

Entretanto, a curva tensão *vs.* deformação obtida através da realização do ensaio de tração (Figura 6) não dá uma indicação verdadeira das características de deformação de um metal, uma vez que, ela é inteiramente baseada nas dimensões originais do corpo de prova, e essas dimensões mudam continuamente durante a execução do ensaio de tração, a partir do momento em que a deformação se processa no regime plástico. Como a área da seção reta transversal do corpo de prova diminui no regime plástico e, principalmente, durante a estricção, a carga necessária para continuar a deformação também diminui. Do mesmo modo, a tensão média baseada na área original do corpo de prova decresce, e isso produz a queda na curva tensão-deformação após a tensão atingir o valor da tensão limite de resistência à tração. No entanto, na realidade o metal continua a encruar até a fratura, de maneira que a tensão necessária para produzir deformações adicionais cresce mesmo depois da estricção. Se a tensão verdadeira, baseada na área real (instantânea) da seção reta transversal da amostra é utilizada, verifica-se

que a curva tensão-deformação aumenta continuamente até a fratura, constituindo está a curva tensão vs. deformação verdadeira (Figura 8a) (DIETER, 1990).

Figura 8. (a) Comparação das curvas tensão-deformação convencional e tensão verdadeira-deformação verdadeira; e (b) Gráfico duplo-logarítmico da curva tensão-deformação verdadeira.



Fonte: Dieter (1990).

A curva de escoamento de muitos metais na região de deformação plástica uniforme, pode ser expressa por uma relação potencial simples conhecida por equação de Hollomon (eq. 11), a qual é empregada para descrever o comportamento plástico real dos metais.

$$\sigma_v = K \cdot \epsilon_r^n \quad (\text{Pa}) \quad (11)$$

onde σ_v representa a tensão verdadeira instantânea, K o coeficiente de resistência, n o coeficiente de encruamento e ϵ_r a deformação verdadeira. O valor de ϵ_r pode ser determinado de forma similar às eqs. (8) e (9), porém considerando-se os comprimentos inicial (L_o) e final (L_f) do corpo de prova. A determinação dos valores de K e n é realizado através da aplicação de escala logarítmica dupla na curva tensão vs. deformação verdadeira (Figura 8b). O gráfico duplo logarítmico da tensão verdadeira e da deformação verdadeira até a carga máxima resulta em uma linha reta. A inclinação desta reta constitui o valor de n , e K à tensão verdadeira no ponto onde $\ln \epsilon = 1,0$. O expoente do encruamento pode variar do valor da nulidade (sólido perfeitamente plástico) até a unidade (sólido elástico). Para a maioria dos metais o expoente de encruamento tem um valor entre 0,10 e 0,50 (DIETER, 1990).

3 MATERIAIS E MÉTODOS

Na Tabela 4 é indicada a composição química da liga de Al empregada neste estudo, provida pelo fornecedor do material. Os teores dos elementos Mn e Mg são ligeiramente diferentes daqueles informados anteriormente na Tabela 2, porém são condizentes com àqueles indicados pela *Aluminium Association* para a liga AA 3104 (Mn entre 0,8 a 1,4%; de Mg entre 0,8 a 1,3%, de Cu entre 0,05 a 0,25% e teores máximos de 0,8% de Fe e 0,6% de Si). Este material foi fornecido pela Novelis na forma de uma placa laminada a frio com espessura de 2,5 mm. Este material apresenta têmperas de encruamento classe H34, ou seja, após encruamento o material foi estabilizado até um valor de resistência intermediário entre recozido (O) e totalmente duro (H19).

Tabela 4. Composição química da liga de Al da série 3XXX classe 3104.

Elemento químico	Mn	Mg	Cu	Si	Fe	Al
Composição (% em peso)	0,93	1,14	0,24	0,1	0,13	Balanço

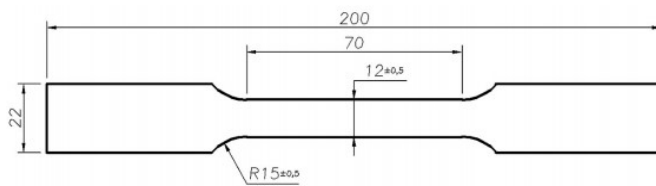
Fonte: fornecedor (Novelis).

3.1 DETERMINAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS

A partir da placa fornecida comercialmente foram usinados corpos de prova com a geometria e dimensões ilustradas na Figura 9a, para a realização dos ensaios de tração. O processo de usinagem empregado na confecção dos corpos de prova foi o corte a laser, sendo após corte submetidos à operação de acabamento limagem manual para a retirada de rebarbas e marcas do processo que podem comprometer os resultados do ensaio. Seguindo o procedimento adotado por Lajarin (2012), o dimensionamento e o formato adotado para o corpo de prova foram tomados a partir das normas ABNT NBR 6673, ASTM E 646 e DIN EM 10 002-1. O formato do corpo de prova em chapa é do tipo “gravata” e as dimensões foram estabelecidas de forma a atender conjuntamente as três normas indicadas. Isto foi possível, uma vez que nenhuma das três normas estabelece medidas exatas para os corpos de prova e sim dimensões mínimas e máximas, dentro das quais os corpos de prova atendem às exigências de ensaio. Estes corpos de prova foram cortados formando ângulos de 0°, 30°, 45°, 60° e 90° em relação à direção de laminação, conforme mostrado no esquema da Figura 9b. Ao total, foram ensaiados três corpos de prova para cada sentido de laminação, totalizando um número de quinze corpos de prova.

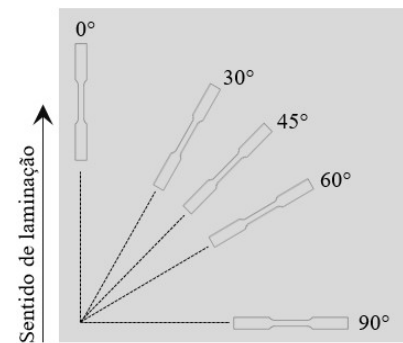
Os ensaios de tração uniaxial foram realizados em uma máquina universal de ensaios EMIC® DL100, de propriedade do Laboratório de Metalografia do CTISM. Os ensaios foram executados adotando uma velocidade de deformação padrão de 0.5 mm/min, em concordância com o indicado pelas normas previamente citadas. A programação da máquina de ensaios e a obtenção dos valores de carga e deformação foram realizados por meio do *software* Tesc Emic instalado em um microcomputador interfaceado a máquina de ensaios universal.

Figura 9. (a) Formato e dimensões do corpo de prova para o ensaio de tração. (b) Orientação dos corpos de prova em relação ao sentido de laminação da placa.



Cotas dadas em mm.

(a)



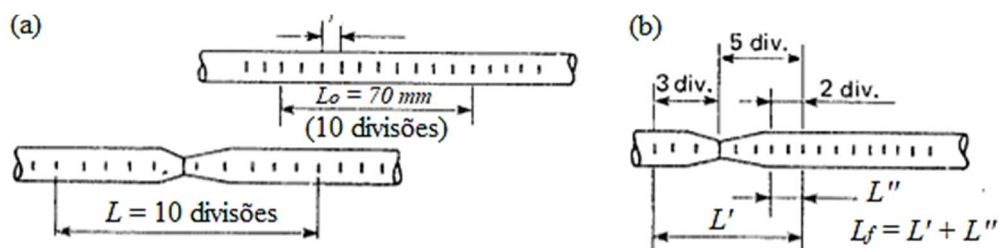
(b)

Fonte: o autor.

Os corpos de prova foram tracionados uniaxialmente até a ruptura para o levantamento da curva tensão vs. deformação de engenharia. Com os dados desta curva foi determinado o limite de escoamento (σ_e) que é valor onde ocorre a transição entre a fase elástica e plástica do material. Além disso, foi determinado o limite de resistência à tração (σ_u), que é o ponto máximo de tensão antes da estrição. O valor do módulo de Young – E (rigidez) foi determinado diretamente pela tangente da curva tensão-deformação no seu segmento linear, de acordo com o procedimento indicado na Figura 6. Os módulos de resiliência (U_r) e tenacidade (U_t) foram calculados a partir das eqs. (2) e (3) usando os valores de σ_e , σ_u e E determinados previamente. Por fim, o alongamento dos corpos de prova foi determinado seguindo o procedimento sugerido por Souza (1982), e calculado utilizando-se a eq. (4). Neste procedimento, divide-se o comprimento útil (L_o) do corpo de prova em n segmentos iguais por meio de riscos transversais chamados de referências auxiliares, traçados utilizando uma caneta permanente. Após a fratura do corpo de prova ensaiado, se a ruptura ocorrer próxima a região mediana da sua parte útil, juntando-se as partes contam-se $n/2$ ($10/2 = 5$, neste caso) de cada lado da fratura e mede-se o comprimento final (L_f) (Figura 10a). Caso a ruptura ocorra próximo às extremidades da parte útil, de modo que seja impossível a contagem de $n/2$ divisões em um dos lados da fratura, acrescenta-se ao comprimento de $n/2$ divisões do lado oposto o número de divisão que faltam

para completar as divisões do lado mais curto. Neste caso, o comprimento final (L_f) é dado pela soma do número total de divisões obtidas (L') e o comprimento dado pelo número de divisões adicionais juntadas no lado mais longo (L'') (Figura 10a). Exemplificando os dois casos, considerando-se o valor L_o de 70 mm dos corpos de prova utilizados no presente trabalho, de modo que os riscos das dez divisões (n) realizadas estejam espaçados 7 mm um em relação ao outro, tem-se que o valor de L_o compreenderá 10 divisões. Após o ensaio, procura-se o risco mais próximo da ruptura, a partir dele contam-se 5 divisões de cada lado da ruptura e tem-se o valor de L_f . No caso da ruptura ocorrer nas extremidades da parte útil do corpo de prova, de modo que não haja cinco divisões em cada lado da ruptura, conta-se o número máximo de riscos possíveis (exceto o risco localizado junto a ruptura) do lado menor da ruptura; três divisões para o exemplo da Figura 10b. Do lado maior da fratura, contam-se as três divisões correspondentes mais as duas divisões que ficaram faltando do outro lado. O valor de L_f é determinado pela medida das oito divisões totais (L') mais as duas divisões finais do lado maior (L''). Este procedimento está claramente ilustrado na Figura 10.

Figura 10. Método para determinação do alongamento percentual (%AL).



Fonte: Souza (1982).

3.2 DETERMINAÇÃO DAS CARACTERÍSTICAS ANISOTRÓPICAS

O procedimento adotado para determinação das propriedades anisotrópicas dos materiais, tais como o coeficiente de anisotropia médio (\bar{r}), os índices de anisotropia plástica (r) para cada direção, e o coeficiente de anisotropia planar (ΔR); seguiu aquele indicado pela norma ASTM E-517, sendo seus valores calculados utilizando-se, nesta ordem, as eq. (6), (7) e (10) previamente apresentadas na seção 2.3.2. Devido às dificuldades de se medir a variação na espessura com suficiente precisão, necessária para determinação da deformação real na espessura (ϵ_{rt}) (vide eq. 9), na prática adotou-se uma relação equivalente utilizando a largura ao invés da espessura. Para isso, assumiu-se que durante a deformação, o volume do material permanece constante (o que é garantido pela lei da constância de volume), e que portanto a

variação da espessura pode ser calculada com base na variação do comprimento (l) e da largura (t) utilizando a eq. (12).

$$r = \frac{\ln(t_o/t_f)}{\ln(l_f \cdot t_f / l_o \cdot t_o)} \quad (12)$$

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

3.3 DETERMINAÇÃO DOS PARÂMETROS DE CONFORMABILIDADE

O procedimento para a determinação dos coeficientes de encruamento (n) e de resistência (K) foi executado seguindo a norma ASTM E-646, anteriormente descrito na seção 2.3.3. Conforme discutido naquela seção, o coeficiente de resistência (K) e expoente de encruamento (n) são aplicados à equação de Hollomon (eq. 11) para descrever o comportamento plástico de materiais metálicos. Este método se aplica sobre materiais que exibem uma curva tensão \times deformação contínua na região de deformação plástica.

Além da determinação das propriedades mecânicas, das características anisotrópicas e dos parâmetros de conformabilidade, a microestrutura dos corpos de prova segundo cada direção de laminação foi caracterizada segundo a sua microestrutura e microdureza. Utilizando os procedimentos usuais de preparo metalográfico, amostras extraídas de corpos de prova não ensaiados foram preparadas por meio de operações de lixamento e polimento utilizando, nesta ordem, folhas de lixa de carboneto de silício com gramatura de 1200 mesh (devido à matéria-prima utilizada ser laminada a frio, esta já apresentava um bom acabamento), e alumina metalográfica com tamanho de 1,0 μm . Após preparo, as amostras foram atacadas utilizando o reagente Tucker (450 ml de HCl; 150 ml de HNO₃; 150 ml de HF e 250 ml de H₂O), e sua microestrutura analisada utilizando um microscópio ótico da marca Olympus modelo BX60M, presente no Laboratório de Microscopia e Microanálise do Departamento de Engenharia Mecânica (DEM). Estas mesmas amostras foram posteriormente utilizadas para realizar as medições de microdureza Vickers, sendo estas realizadas utilizando microdurômetro da marca Shimadzu modelo HMU-2 presente no Laboratório de Metalurgia Física do DEM, sendo executadas empregando-se carga de 300 gf, com tempo de aplicação de carga de 15 s.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Esse capítulo tem por objetivo mostrar e discutir os resultados obtidos a partir das caracterizações realizadas nos corpos de provas extraídos de chapas de alumínio da liga 3104-H34, de acordo com as direções em relação ao sentido de laminação anteriormente descritas. Primeiramente, são discutidas as características microestruturais e de microdureza, seguidas da discussão das propriedades mecânicas e anisotrópicas e, por fim dos parâmetros de conformabilidade do material analisado.

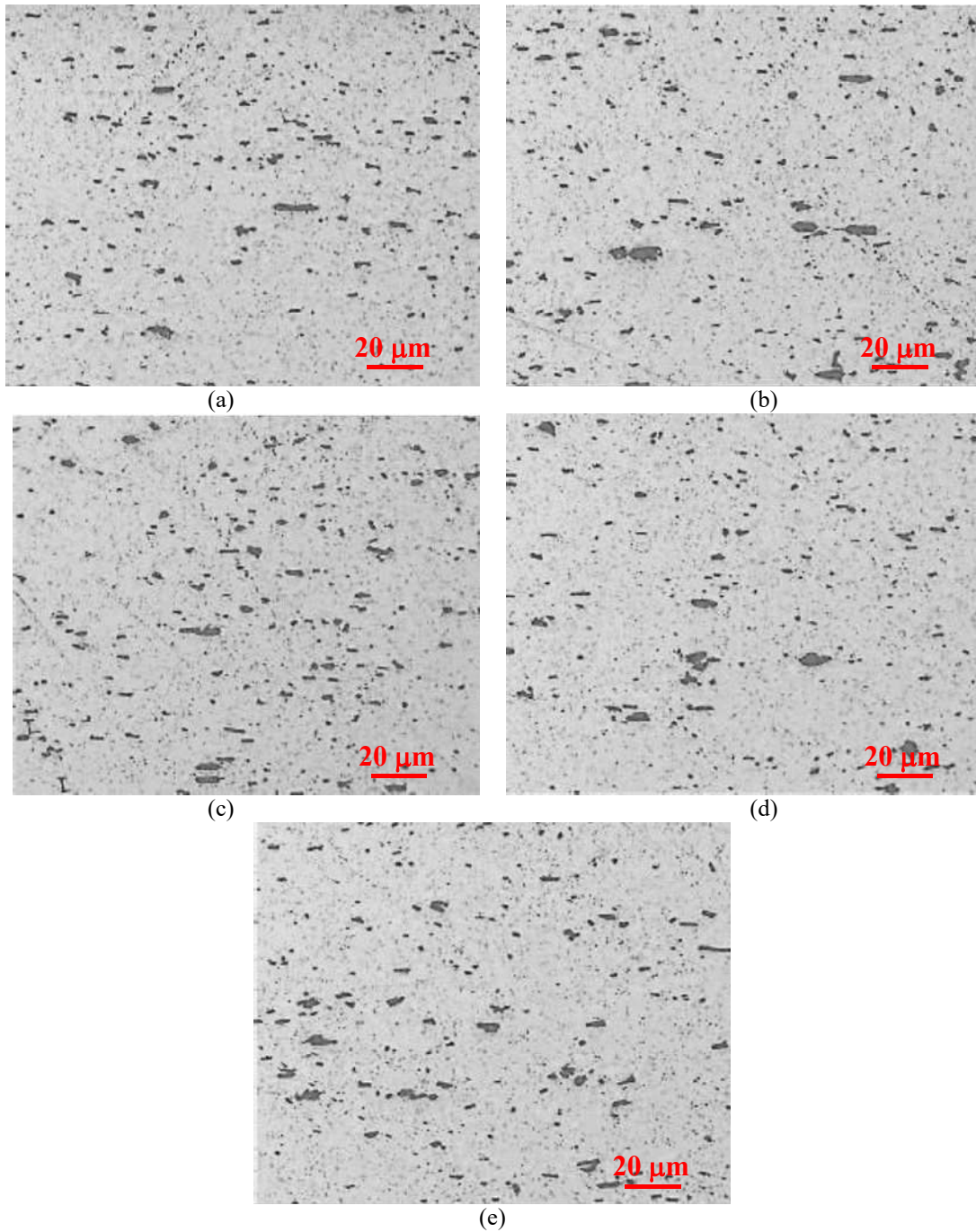
4.1 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL E DE MICRODUREZA

Na Figura 11 é apresentada a microestrutura da seção longitudinal dos corpos de prova extraídos em ângulos de (a) 0°, (b) 30°, (c) 45°, (d) 60° e (e) 90° em relação ao sentido de laminação da placa de alumínio classe 3104-H34 usada na confecção dos corpos de prova. É possível identificar a ocorrência de partículas precipitadas dispersas na matriz metálica. Segundo Connolly *et al.* (1997), as partículas finas correspondem ao $Al_{12}(Fe, Mn)_3Si$ (precipitados tipo α) e as partículas grosseiras constituem ao $Al_6(Fe, Mn)$ (precipitados tipo β), intermetálicos que precipitam durante a operação de laminação a quente. Nota-se que a frequência de ocorrência das partículas finas de intermetálicos é superior à das partículas grosseiras, indicando que a fração volumétrica de $Al_{12}(Fe, Mn)_3Si$ é superior à do $Al_6(Fe, Mn)$. Segundo Coutinho (1980), as partículas intermetálicas precipitadas que possuem constituição a base de Cu apresentam coloração clara, aquelas à base de Mn aspecto sombreado e aquelas à base de Fe coloração pardo-negras. Com base nisso, pode-se inferir que as partículas visualizadas nas micrografias da Figura 11 correspondem aos intermetálicos $Al_{12}Fe_3Si$ e Al_6Fe . Também é possível notar que a distribuição dos intermetálicos é aleatória, não sendo verificadas diferenças em sua densidade e forma com o sentido de laminação considerado. É possível avaliar ainda que as partículas grosseiras tendem a apresentar uma geometria mais alongada com pontas arredondadas, e as partículas finas exibem formato diverso (alongado ou equiaxial).

Na Figura 12 são mostradas as micrografias da seção transversal dos corpos de prova extraídos em ângulos de (a) 0 e (b) 90° em relação ao sentido de laminação. É possível identificar o mesmo padrão daquele observado nas micrografias da seção longitudinal. Neste caso, porém, algumas partículas grosseiras do suposto intermetálico Al_6Fe apresentam simetria com pontas facetadas, e observa-se uma maior fração volumétrica dos precipitados de $Al_{12}Fe_3Si$. Confrontando-se as micrografias da Figura 11 com as da Figura 12, é percebido uma

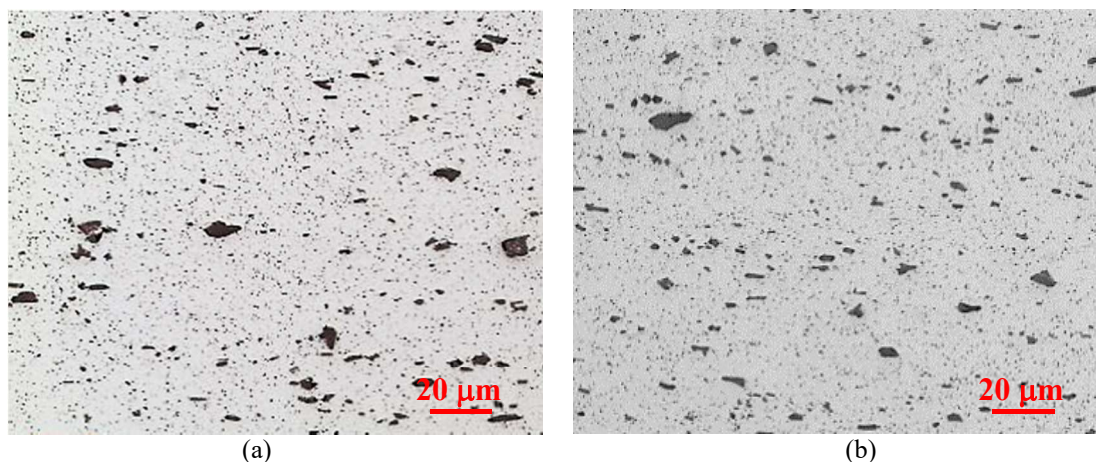
tendência de alinhamento dos precipitados de Al_6Fe na direção de laminação (eixo longitudinal). Precipitados a base de $\text{Al}_{12}(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{Si}$ apresentam elevada dureza em relação aos $\text{Al}_6(\text{Fe}, \text{Mn})$ (FOGAZZI *et al.*, 2007), o que corrobora a afirmação de que as partículas alongadas no sentido de laminação sejam Al_6Fe e as não alongadas $\text{Al}_{12}\text{Fe}_3\text{Si}$.

Figura 11. Microestrutura da seção longitudinal 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 da liga de alumínio classe 3104-H34 usada neste trabalho.



Fonte: o autor.

Figura 12. Microestrutura da seção transversal dos corpos de prova extraídos em (a) 0°, (b) 90° em relação ao sentido de laminação da placa da liga de alumínio classe 3104-H34 usada neste trabalho.

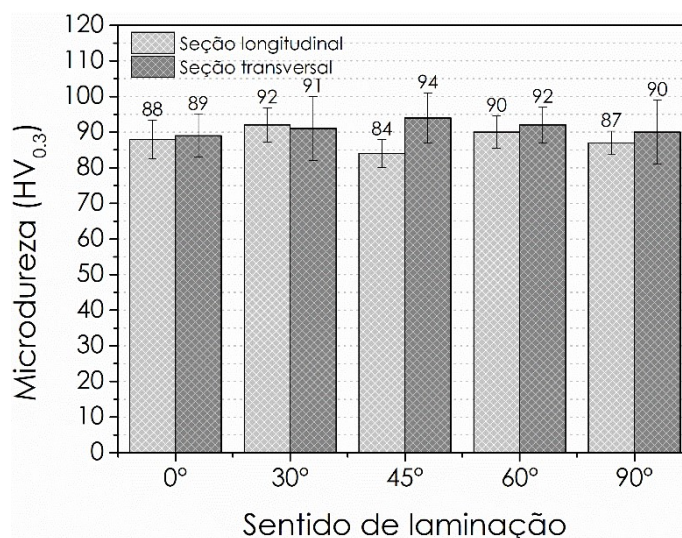


Fonte: o autor.

Na Figura 13 são mostrados os valores de microdureza medidos nas seções longitudinais e transversais dos corpos de prova extraídos em diferentes ângulos em relação ao sentido de laminação da placa de alumínio. Os valores médios de dureza para cada orientação se mostraram bastante próximos tanto na seção longitudinal quanto na transversal, apresentando variações no intervalo entre 84 a 92 HV_{0,3} na primeira e 89 a 94 HV_{0,3} na segunda. Estes valores são similares àqueles reportados na literatura para a liga de Al classe 3104 submetida ao tratamento H19, a qual apresenta dureza média da ordem de 88 HV (MARTINS, 2004). Embora os valores médios de dureza medidos nas seções longitudinal e transversal sejam estatisticamente iguais, verifica-se que em todas as direções de laminação a dureza na seção transversal é em média superior à da seção longitudinal. Isso possivelmente está relacionado à maior fração volumétrica de precipitados do intermetálico Al₁₂Fe₃Si observada na micrografia da seção transversal (Figura 12).

Considerando que a dureza é por definição uma medida da resistência do material à deformação plástica localizada, e que esta depende principalmente da força de ligação entre os átomos (CALLISTER; RETHWISCH, 2012), é esperado que os seus valores não sofram variações significativas em função da orientação dos corpos de prova em relação ao sentido de laminação de uma mesma placa. Vale lembrar, que a dureza dos metais é influenciada pela realização de tratamentos térmicos, termoquímicos e termomecânicos (GARCIA *et al.*, 2012). Neste sentido, considerando que a matéria-prima empregada na fabricação dos corpos de prova foi sujeita ao mesmo roteiro de fabricação, a equivalência entre os valores de dureza era esperada.

Figura 13. Microdureza medida na seção longitudinal dos corpos de prova extraídos em diferentes direções em relação ao sentido de laminação da placa da liga de alumínio classe 3104-H34 usada neste trabalho.



Fonte: o autor.

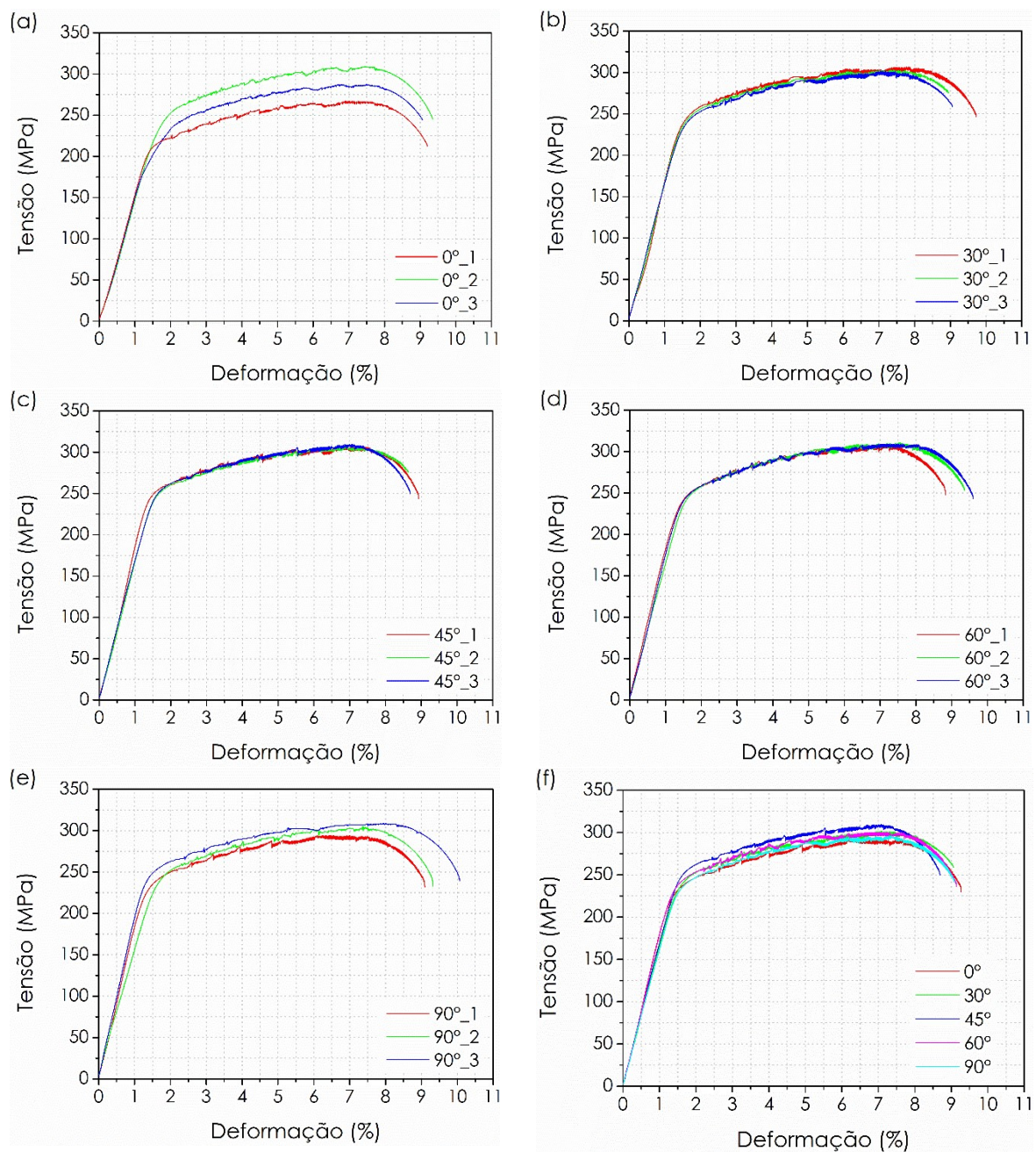
4.2 CARACTERIZAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS

Na Figura 14 são apresentadas as curvas de tensão *vs.* deformação de engenharia para os corpos de prova extraídos em (a) 0°, (b) 35°, (c) 45°, (d) 60° e (e) 90° em relação ao sentido de laminação; e em (f) um comparativo entre todas as orientações. Ressalta-se que as curvas apresentadas nas Figura 14a-e correspondem às três curvas obtidas para cada uma das direções avaliadas; ao passo que as curvas apresentadas na Figura 14f correspondem à curva mais representativa, ou seja, em que há menor divergência da média dos resultados para cada orientação. Embora sejam observadas ligeiras variações entre as curvas para uma mesma condição avaliada, no geral estas variações são pequenas situando-se dentro da variabilidade esperada (15%, segundo CALLISTER; RETHWISCH, 2012).

Merece menção a ocorrência de um perfil serrilhado, observado para todas as condições avaliadas, no segmento das curvas tensão *vs.* deformação no regime de encruamento uniforme. Esse fenômeno caracteriza a ocorrência de deformações heterogêneas sendo comumente referido como efeito Portevin-LeChatelier – PLC (TU *et al.*, 2014; COTTRELL, 1953). O efeito PLC pode ser atribuído à influência dos intermetálicos sobre a movimentação das discordâncias durante o processo de deformação plástica ocorrido no ensaio de tração uniaxial (KRISHNA *et al.*, 2015; HUSKINS *et al.*, 2010). Durante a laminação, os intermetálicos precipitados na matriz são fragmentados em pequenas partículas. Como mostrado nas Figuras 11 e 12, o espaçamento entre estas partículas de intermetálicos é relativamente pequeno

e, portanto, as discordâncias podem ficar retidas junto a eles. Esse efeito dá origem ao padrão serrilhado observado nas curvas tensão vs. deformação da Figura 14 (TIAN *et al.*, 2019). Conforme identificado a partir da observação das Figuras 11 e 12, o tamanho, fração volumétrica e distribuição destas partículas são semelhantes em cada direção de laminação; o que justifica o comportamento similar do efeito PLC entre as diferentes condições analisadas.

Figura 14. Curva tensão vs. deformação de engenharia para os corpos de prova extraídos em (a) 0°, (b) 35°, (c) 45°, (d) 60° e (e) 90° em relação ao sentido de laminação da placa da liga de alumínio classe 3104-H34 usada neste trabalho. Em (f) é mostrado o comparativo entre a curva melhor representativa de cada condição.



Fonte: o autor.

A análise da Figura 14 também permite observar que não ocorre uma alteração visível no perfil da curva tensão *vs.* deformação na transição entre os regimes de deformação elástico para o plástico. Para o caso de alguns metais, como os aços de baixo e médio carbono, a transição elasto-plástica é bem definida e ocorre de forma abrupta, evento este denominado por fenômeno do limite de escoamento (CALLISTER; RETHWISCH, 2012). Para o caso do alumínio e suas ligas, entretanto, o perfil da curva tensão *vs.* deformação segue aquele das curvas da Figura 14, conforme pode ser confirmado em referencial literário específico (TIAN *et al.*, 2019; KRISHNA *et al.*, 2015; HUSKINS *et al.*, 2010).

Na Tabela 5 estão compilados os valores de algumas propriedades mecânicas determinadas a partir da curva tensão *vs.* deformação para as diferentes orientações dos corpos de prova em relação ao sentido de laminação da placa de alumínio. Os valores das tensões limite de escoamento (σ_e) e limite de resistência à tração (σ_u) são ligeiramente diferentes daqueles indicados por Barbosa (2014) para a liga classe 3104 submetida ao tratamento H19 (260 e 290 MPa, respectivamente). No que se refere ao módulo de Young (E), os valores aqui obtidos são equivalentes àqueles reportados pela referência citada. Já para o caso do alongamento percentual ($\%AL$), os valores obtidos correspondem à aproximadamente o dobro daquele valor relatado pela referida referência para o 3104-H19. Essas variações nos valores de σ_e , σ_u e $\%AL$ eram esperadas e podem ser creditadas às diferenças entre os tratamentos aplicados no material aqui estudado (H34) e aquele empregado no material da referência citada (H19). Por fim, não foram encontrados dados na literatura que permitissem confrontar os valores obtidos de módulo de resiliência (U_r) e de tenacidade (U_t).

Tabela 5. Propriedades mecânicas dos corpos de prova da liga de alumínio classe 3104-H34 em função do sentido de laminação.

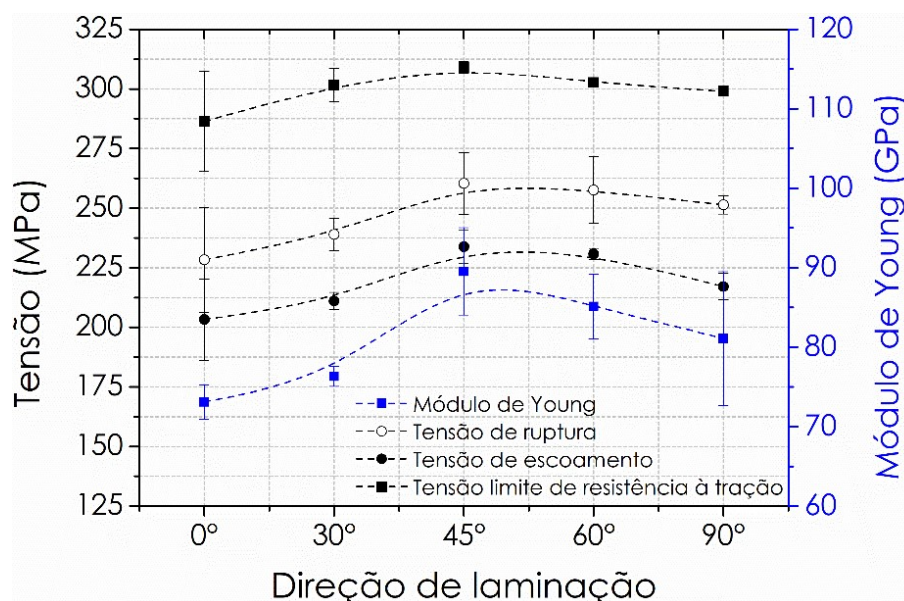
Condição	σ_e (MPa)	σ_u (MPa)	σ_f (MPa)	E (GPa)	$\%AL$	U_r (Pa)	U_t (N·m/m ³)
0°	203,25±17	286,32±21	228,34±22	73,08±2,2	8,24±0,50	10481,7±71	5064,52±60
30°	211,01±3,7	301,57±7,0	238,99±3,8	76,33±4,8	7,78±0,36	9806,1±57	4849,47±68
45°	233,81±5,5	308,95±1,4	260,33±13	89,54±8,4	7,52±0,79	7435,1±79	4568,17±83
60°	230,30±2,4	302,62±2,5	257,51±14	85,13±4,1	7,59±0,51	8050,6±56	4782,93±32
90°	217,09±6,8	298,95±1,4	251,30±5,8	81,09±5,5	8,01±0,48	9536,0±92	5014,72±35

Fonte: o autor.

De modo a facilitar a comparação entre os valores das propriedades mecânicas para cada orientação dos corpos de prova em relação ao sentido de laminação, os valores do módulo de elasticidade (E) e das tensões de escoamento (σ_e), limite de resistência à tração (σ_u) e limite de ruptura (σ_f) apresentados na Tabela 5, foram plotados em um gráfico (Figura 15).

Confrontando-se os dados apresentados na Figura 15, pode-se observar uma clara tendência de acréscimo dos valores de E , σ_e , σ_u e σ_f à medida que a orientação de corte dos corpos de prova se desvia do sentido de laminação até o ângulo de 45° , com posterior decréscimo à medida em esta cresce até o ângulo de 90° . Conforme detalhado por Callister e Rethwisch (2012), a deformação plástica nos metais se dá principalmente por movimentação das discordâncias através dos sistemas de escorregamento. Embora a tensão gerada no ensaio uniaxial seja puramente de tração, formam-se componentes de tensão de cisalhamento em todas as direções (as chamadas tensões cisalhantes rebatidas), com exceção dos sentidos paralelos e perpendiculares à direção da tensão de tração. Os valores das tensões cisalhantes rebatidas diferem em cada sistema de escorregamento presente no reticulado cristalino do metal, possuindo o seu valor máximo na direção de 45° em relação ao sentido de aplicação da carga (tensão cisalhantes rebatida crítica), e reduzindo paulatinamente em direção às orientações de 0° e 90° . Dessa forma, tendo em vista que o alongamento produzido pela laminação orienta os sistemas de escorregamento no sentido da deformação plástica, supõem-se que para o corpo de prova extraído em um ângulo de 0° em relação ao sentido de laminação, os seus sistemas de escorregamentos estejam alinhados com a direção de aplicação da carga no ensaio uniaxial de tração, sendo submetidos à tensão cisalhantes rebatida crítica. Já para a direção de 90° em relação ao sentido de laminação, as tensões cisalhantes rebatidas tendem a provocar mais uma separação dos planos atômicos entre si do que o seu escorregamento. Sob esse raciocínio, os menores valores das tensões cisalhantes rebatidas ocorreriam na orientação de 45° em relação ao sentido de laminação, justificando assim a suposta maior resistência à deformação plástica indicada nos dados da Figura 15. Ao analisar os valores de $\%Al$, U_r e U_t presentes na Tabela 5, é possível identificar que há uma tendência de redução na elasticidade e plasticidade dos corpos de prova na orientação de 45° em relação ao sentido de laminação, resultado este que corrobora a justificativa anteriormente apresentada. Destaca-se ainda que, conforme indicado por Garcia *et al.* (2012), o valor de E é dependente da direção de aplicação da tensão nos eixos cristalográficos, ou seja, os cristais nos metais apresentam anisotropia elástica. Assim, existe uma dependência do valor de E com o plano cristalino que sofre o esforço de tração. Tendo em vista que a estrutura granular do material alonga-se no sentido da deformação durante a conformação mecânica, o corte dos corpos de prova em diferentes orientações em relação ao sentido de laminação muda a granulometria no eixo de aplicação do esforço de tração, influenciando assim nos valores de E .

Figura 15. Variação das tensões de escoamento, limite de resistência à tração e de ruptura; e do módulo de Young na liga de alumínio classe 3104-H34 em função do sentido de laminação.



Fonte: o autor.

4.3 CARACTERIZAÇÃO DAS PROPRIEDADES ANISOTRÓPICAS

A Tabela 6 apresenta o resultado da determinação das propriedades anisotrópicas da liga de Al classe 3104-H34. Os valores dos índices de anisotropia para cada direção (r), e os coeficientes de anisotropia médio (\bar{r}) e planar (Δr) aqui obtidos são similares aqueles reportados por Martins *et al.* (2016) e Ren *et al.* (1994) para a liga de alumínio classe 3104-H19. De acordo com Bresciani Filho *et al.* (2011), elevados valores de \bar{r} indicam que o material resistirá à deformação na direção da espessura, enquanto valores baixos de Δr indicam que o material se comportará de forma semelhante em diferentes direções de deformação e, portanto, terá uma tendência menor de formação do defeito do tipo orelhamento¹. Com base nisso, os materiais ideais para estampagem profunda devem apresentar menor valor possível Δr e, ao mesmo tempo, maior valor possível de \bar{r} , sugerindo assim que apresentará baixa tendência à formação de “orelhas” e resistirá à deformação em sua espessura, retardando a ocorrência de rompimento. Considerando que o material aqui caracterizado apresentou valor de Δr baixo e elevado valor de \bar{r} , pode-se afirmar que o mesmo é adequado para aplicações em operações de estampagem profunda.

¹ O orelhamento (*earing* na língua inglesa) corresponde às ondulações formadas nas bordas de alguns componentes submetidos à operação de estampagem profunda.

Tabela 6. Coeficientes de anisotropia plástica da liga de alumínio classe 3104-H34.

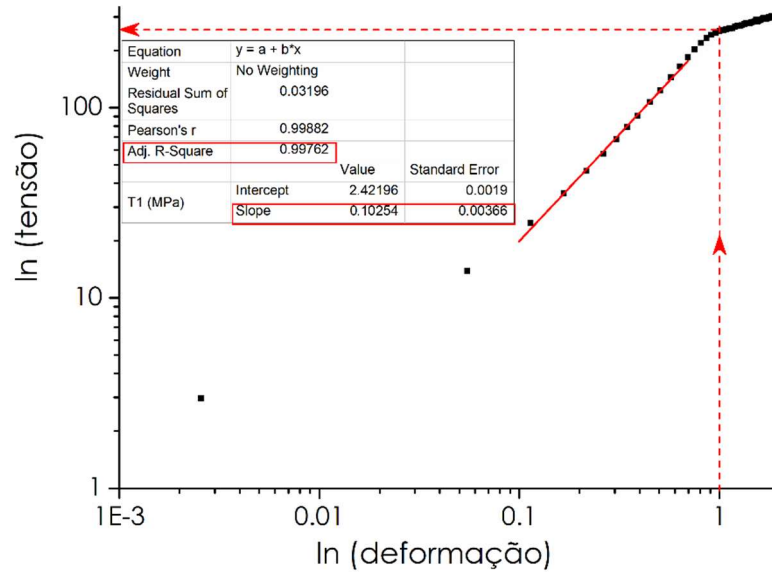
Condição	ϵ_{rt}	ϵ_{rb}	r	\bar{r}	Δr
0°	0,064	0,015	0.2343	0,56225	0,0045
30°	0,051	0,024	0.4705		
45°	0,050	0,028	0.5600		
60°	0,045	0,028	0.6222		
90°	0,038	0,034	0.8947		

Fonte: o autor.

4.4 CARACTERIZAÇÃO DOS PARÂMETROS DE CONFORMABILIDADE

O ajuste dos dados experimentais obtidos pelos ensaios de tração à equação de Hollomon (Eq. (11)) requer uma decisão prévia a respeito do ponto inicial de endurecimento plástico homogêneo. De acordo com Hortigón *et al.* (2019), um valor de deformação ligeiramente acima do limite de escoamento mínimo deve ser considerado. Para tanto, foi selecionada a deformação correspondente à um alongamento de 0,5% do comprimento do corpo de prova (ou seja, a partir de uma deformação de 1 mm), tendo em vista o limite de proporcionalidade de 0,5% para as ligas de alumínio (SOUZA, 1982). O limite superior considerado foi o ponto onde iniciou-se a estricção, ou seja, a deformação para uma tensão superior à tensão limite de resistência à tração. Na Figura 16 é apresentado um diagrama em escala duplo logaritmo da curva tensão *vs.* deformação, evidenciando a forma como os valores do expoente de encruamento (n) e o coeficiente de resistência (K) foram determinados. O valor de n corresponde ao coeficiente angular da reta fitada (*slope*) ao passo que K é determinado seguindo o procedimento indicado pela sequência das setas vermelhas. Por fim, também foi considerado o valor médio do coeficiente de determinação (R^2), que mede o ajuste da regressão linear em relação aos valores de n observados. Conforme sabido, quanto mais próximo da unidade for o valor de R^2 , maior é a confiabilidade dos valores obtidos.

Figura 16. Diagrama do \ln (tensão) vs. \ln (deformação) indicando como foram determinados os valores do expoente de encruamento (n) e o coeficiente de resistência (K).



Fonte: o autor.

Os valores de n e K determinados por meio da linearização das curvas tensão vs. deformação, considerando o comportamento do encruamento do material a partir da equação de Hollomon, são mostradas na Tabela 7 para os corpos de prova extraídos em diferentes ângulos em relação ao sentido de laminação. Na Tabela 7, também são exibidos os valores de R^2 . É possível verificar que os valores de R^2 aproximam-se da unidade, indicando a elevada confiabilidade dos números apresentados. De acordo com Dieter (1990), os valores de n podem variar de 0 para um sólido perfeitamente plástico até 1 para um sólido elástico, sendo que a maioria dos metais exibe um valor de n entre 0,1 a 0,5. Os valores de n e K para o alumínio recozido correspondem, nesta ordem, a 0,2111 e 391 MPa. Para a liga de Al classe 3104-H19 os valores de n e K reportados na literatura (KORHONEN, 2013) para a direção de laminação correspondem à 0,0395 e 346,5 MPa, respectivamente; e na direção perpendicular à de laminação valores de 0,041 e 364 MPa.

Tabela 7. Expoente de encruamento e coeficientes de resistência dos corpos de prova da liga de alumínio classe 3104-H34 em função do sentido de laminação.

Condição	n	R^2	K (MPa)
0°	$0,0993 \pm 1 \times 10^{-3}$	0,9995	$248,98 \pm 3,96$
30°	$0,1025 \pm 3 \times 10^{-3}$	0,9976	$249,13 \pm 3,12$
45°	$0,1053 \pm 9 \times 10^{-4}$	0,9968	$254,79 \pm 4,26$
60°	$0,1014 \pm 4 \times 10^{-3}$	0,9989	$253,75 \pm 6,14$
90°	$0,1001 \pm 3 \times 10^{-3}$	0,9992	$246,70 \pm 5,94$

Fonte: o autor.

Por definição, o valor de K quantifica o nível de resistência que o material exerce contra a sua deformação, ou seja, quanto maior for o seu valor, maior será o esforço necessário para promover a sua deformação permanente. O valor de n , por outro lado, representa a capacidade do material distribuir a deformação ao longo do seu volume. Assim, materiais com baixo valor de n tendem a localizar o encruamento em pequenas porções de volume, fazendo com que níveis baixos de deformação levem o material às condições mais próximas da fratura, do que aquele observado nos materiais de coeficiente de encruamento maiores. Ainda, valores baixos de n caracterizam grandes variações de deformação promovidas por variações relativamente pequenas de aplicação de tensão na zona plástica (GARCIA *et al.*, 2012). É importante esclarecer que ambos os coeficientes são dependentes dos tratamentos térmicos, mecânicos e/ou químicos realizados sobre o material; sendo por essa razão a divergência entre os valores aqui obtidos em relação àqueles reportados para a mesma liga submetida ao outro tratamento mecânico, e em relação ao alumínio recozido. Vale mencionar que os menores valores de K obtidos indicam que a liga de Al classe 3104-H34 aqui estudada indica a sua menor resistência à deformação plástica, evidenciando a sua melhor enformabilidade em relação à mesma liga submetida ao tratamento H19. Por sua vez, o maior valor de n identificado para a liga submetida ao tratamento H34 evidencia a sua maior capacidade em distribuir o encruamento por um volume maior de material, reduzindo a tendência do material sofrer fratura durante a operação de embutimento profundo.

A partir dos resultados obtidos acima, os valores do expoente de encruamento (n) e do coeficiente de resistência (K) foram substituídos na equação de Hollomon, a fim de descrever o real comportamento plástico da liga estudada em cada orientação. Desse modo, é possível saber de forma aproximada qual o comportamento do material caso o “empescoçamento” fosse corrigido e a continuação do encruamento devido à deformação pudesse ser expresso pelo ensaio. Na Tabela 8 é possível observar as equações resultantes para a tensão verdadeira em função da deformação em cada direção.

Tabela 8. Equações de Hollomon para descrever o comportamento plástico da liga de alumínio classe 3104-H34 para cada direção de laminação.

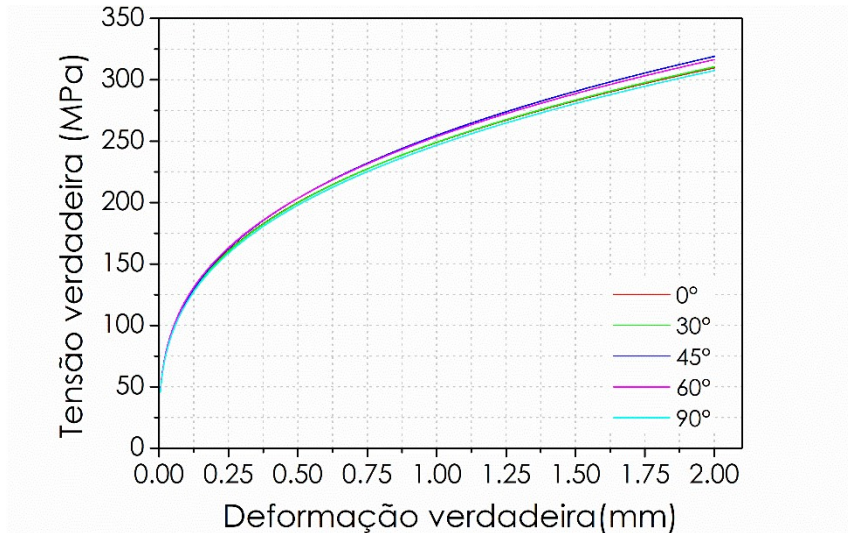
Condição	0°	30°	45°	60°	90°
$\sigma_v : K \cdot \epsilon^n$	$\sigma_v : 248,98 \cdot \epsilon^{0,0993}$	$\sigma_v : 249,13 \cdot \epsilon^{0,1025}$	$\sigma_v : 254,79 \cdot \epsilon^{0,1053}$	$\sigma_v : 253,75 \cdot \epsilon^{0,1014}$	$\sigma_v : 246,70 \cdot \epsilon^{0,1011}$

Fonte: o autor.

Conforme esperado, nota-se na Figura 17 a continuação do aumento da tensão com o aumento da deformação, para todas as orientações, em virtude do encruamento. Embora o perfil

das curvas seja similar para todas as orientações de laminação avaliadas, percebe-se uma pequena diferença entre a tensão máxima encontrada para as diferentes orientações, visto que o corpo de prova orientado a 45° em relação a direção de laminação apresentou coeficiente de resistência ligeiramente superior aos outros, fato refletido na sua curva tensão vs. deformação verdadeira apresentada na Figura 17.

Figura 17. Curva tensão verdadeira vs. deformação verdadeira para a liga de alumínio classe 3104-H34.



Fonte: o autor.

5 CONSIDERAÇÕES FINAIS

5.1 CONCLUSÕES

A partir da análise e discussão dos resultados aqui apresentados, é possível enumerar as seguintes conclusões:

- A microestrutura do material é supostamente constituída por partículas finas de precipitados de $Al_{12}Fe_3Si$ (tipo α), e partículas grosseiras de precipitados de Al_6Fe (tipo β), distribuídos aleatoriamente na matriz metálica. Não foram observadas variações na fração volumétrica e forma dos precipitados com o sentido de laminação considerado;
- Os precipitados intermetálicos tipo α apresentam uma geometria mais alongada com pontas arredondadas na seção longitudinal, e com pontas facetadas na seção transversal; enquanto que os precipitados intermetálicos tipo β exibem simetria equiaxial tanto na seção transversal quanto na longitudinal;
- A fração volumétrica dos precipitados tipo β na seção transversal é superior àquela da longitudinal, fazendo com que os valores de dureza medidos na primeira sejam ligeiramente superiores àqueles obtidos na segunda;
- As tensões limite de escoamento, resistência à tração e de fratura apresentam seu máximo para o corpo de prova orientado a 45° em relação ao sentido de laminação, decrescendo à medida em a orientação decresce em direção a 0° e cresce para 90° . Os valores de módulo de Young apresentaram essa mesma tendência;
- O material apresentou valor elevado de coeficiente de anisotropia médio (\bar{r}) e valor baixo de anisotropia planar (Δr), confirmando a sua adequabilidade para aplicação como matéria-prima em operações de estampagem profunda;
- Os valores de coeficiente de resistência e expoente de encruamento obtidos indicam a elevada enformabilidade do material estudado, e a menor propensão de sofrer fratura durante a sua conformação; e,
- As curvas de tensão vs. deformação verdadeiras evidenciam um comportamento similar entre as diferentes condições avaliadas, indicando uma ligeira maior resistência à deformação na orientação de 45° 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:

- Realizar a caracterização por difração de raios X para confirmar a ocorrência dos intermetálicos tipo α e β ;
- 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 enformabilidade 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

ABAL, Associação Brasileira do Alumínio. Consumo de Alumínio deve Crescer 13% em 2011, Disponível em: <https://www.revistafatorbrasil.com.br/imprimir.php?not=155881>. Acessado em 03 de março de 2021.

ABNT NBR 6834. Alumínio e suas ligas - Classificação da Composição Química. Associação Brasileira de Normas Técnicas, 2006.

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

AODA, Y.F.; JABUR, L.S. Effect of the Rolling Direction and Draft on Some of the Mechanical Properties for the Medium Carbon Steel. *International Journal of Science and Research* 3 (2014) 2425–2431.

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

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.; DA SILVA, I.B.; BATALHA, G.F.; BUTTON, S.T. *Conformação Plástica dos Metais*. 6ª ed. Campinas: Editora da Unicamp, 2011.

CALÇADA, M.V. Avaliação mecânica e microestrutural da liga de alumínio AA3104 empregada na indústria de fabricação de latas laminada à frio com e sem interpasses. Dissertação. 85 f (Mestrado em Engenharia Mecânica), Universidade Estadual Paulista, 2018.

CALLISTER, W.D.; RETHWISCH, D.G. *Ciência e engenharia de materiais: uma introdução*. 8ª ed. São Paulo: Editora LTC, 2012.

CARVALHO, W. Influência do teor de chumbo no processamento a quente da liga de alumínio AA3104. Dissertação. 68f. (Mestrado em Engenharia Mecânica), Universidade Estadual Paulista, 2000.

CONNOLLY, B.J.; LILLARD, R.S.; SCULLY, J.R.; STONER G.E. Water Staining of Al 3104-H19 Can Body Stock: A Crevice Corrosion Study Utilizing the Double Crevice Assembly Test Method. *Corrosion* 53 (1997) 644–656.

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

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.

DAVIS, J.R. ASM International (Ed.). *ASM Specialy Handbook: Aluminum and Aluminum Alloys*. Ohio, 2002.

DEAN, W.A. Effects of alloying elements and impurities on properties. In: HATCH, J. E. (Ed.). *Aluminum: properties and physical metallurgy*. Metals Park, Ohio: ASM, ch.6, p.200-241, 1990.

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

FILLETI, A. *As novas aplicações para o Alumínio na industria automotiva. Materiais automotivos e nanotecnologia*, 2010.

FOGAZZI Jr, W.S; SANTOS, C.A.; FRICK, C.R.; SPIM, J. Análise Microestrutural da Liga AA 3104 H19. In: 4 Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação COBEF, 2007, Estância de São Pedro.

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

GELLER, T. *Aluminum: Common Metal, Uncommon Past*, 2007. Disponível em: <https://www.sciencehistory.org/distillations/magazine/aluminum-common-metal-uncommon-past>. Acessado em 03 de março de 2021.

HORTIGÓN, B.; GALLARDO, J.M.; NIETO-GARCÍA, E.J.; LÓPEZ, J.A. Strain hardening exponent and strain at maximum stress: Steel rebar case. *Construction and Building Materials* 196 (2019) 175-184.

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

KORHONEN, A.S. On the Work-Hardening of AA 3104-H19 Aluminum Alloy. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 22 (2013) 505–511.

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.

LAJARIN, S.F. Influência da variação do módulo de elasticidade na previsão computacional do retorno elástico em aços de alta resistência. Tese. 197 f. (Doutorado em Engenharia Mecânica), Universidade Federal do Paraná, 2012.

MAGNUSSON, S.R.; MAGNUSSON, R.C. The Kyoto Protocol: Implications of a Flawed but Important Environmental Policy. *Canadian Public Policy/Analyse de Politiques* 26 (2000) 347-359.

MARTINS, A.L.T. Estudo comparativo de propriedades mecânicas e textura de laminados da liga de alumínio 3104-H19. Dissertação. 174 f. (Mestrado em Engenharia de Materiais), Universidade Presbiteriana Mackenzie, 2014.

MARTINS, A.L.T., Couto, A.A.; Lima, N.B. Study of the deep drawing behavior and crystallographic texture of AA 3104-H19 aluminum alloy sheets. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L: Journal of Materials: Design and Applications* 230 (2016) 748–759.

MAZZOLANI, F.M. Aluminum and its alloys. In: *Aluminum alloys structures*. 2nd. ed. London: FN Spon, 1995. ch.1, p.1-43.

RAMALHO, R.; LISBOA, C.P.; FABRICIO, E.; LÍRIO SCHAEFFER. Uso das ligas de alumínio de alta resistencia em substituição dos aços de alta resistencia. *Revista Ferramental* 1 (2019) 12-17.

REN, B.; LI, Z.; MORRIS, G.J. Correlation between the preferred grain orientation and the deep-drawing behavior of AA 3104 and AA 5052 aluminum alloy sheets. *Scripta Metallurgica et Materialia* 31 (1994) 387-392.

RIOS, P.R.; PADILHA, A.F. Microstructural path of recrystallization in a commercial Al-Mn-Fe-Si (AA 3003) alloy. *Materials Research* 6 (2003) 605-613.

ROSSI, V.L. Influência da composição química e dos parâmetros de processo sobre a Resistência à corrosão em peças fundidas usando as ligas de alumínio 356 e A 356. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais), Universidade do Estado de Santa Catarina, 2004.

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

THE ALUMINUM ASSOCIATION, INC. *Aluminum Alloy Selection and Applications*, 1998. Disponível em: <http://www.calm-aluminium.com.au/documents/aluminium-alloys.pdf>. Acessado em 01 de março de 2021.

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.