



**André Jorge Oliveira
da Silva**

**Estudo de melhoria de uma liga de alumínio
utilizada na indústria automóvel**



**André Jorge Oliveira
da Silva**

**Estudo de melhoria de uma liga de alumínio utilizada
na indústria automóvel**

Dissertação apresentada à Universidade de Aveiro para cumprimento dos requisitos necessários à obtenção do grau de Mestre em Engenharia Mecânica, realizada sob a orientação científica da Doutora Gabriela Tamara Vincze, Investigadora Auxiliar do Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade de Aveiro

Esta dissertação teve o apoio dos projetos:

POCI-01-0145-FEDER-032362 - Programa Operacional Competitividade e Internacionalização, na sua componente FEDER, e da Fundação para a Ciência e a Tecnologia, I.P./MCTES, na sua componente de Orçamento de Estado;

UID/EMS/00481/2019-FCT - FCT - Fundação para a Ciência e a Tecnologia;

CENTRO-01-0145-FEDER-022083 - Programa Operacional Regional do Centro (Centro2020), através do Portugal 2020 e do Fundo Europeu de Desenvolvimento Regional

o júri

presidente

Prof. Doutor João Paulo Davim Tavares da Silva
Professor Associado C/Agregação da Universidade de Aveiro

Prof. Doutor Fábio Jorge Pereira Simões
Professor Adjunto do Instituto Politécnico de Leiria

Doutora Gabriela Tamara Vincze
Investigadora Auxiliar da Universidade de Aveiro

agradecimentos

Nem mais nem menos do que este conjunto de folhas de papel significar muito do que eu me tornei hoje.

A minha educação, experiências e ensinamentos são fruto de todas as pessoas que estiveram envolvidas no meu percurso, desde os meus anos de criança até estes minutos finais da minha vida estudantil.

Citando poucas das muitas pessoas que guardo em mente, gostaria de dar um grande agradecimento à Doutora Gabriela Vincze por todo o apoio e dedicação demonstrados durante cada página deste trabalho. As dificuldades foram bastantes, mas sempre contornadas.

Sendo que me encontro já a trabalhar, gostaria também de deixar um toque especial a todos os meus colegas e amigos que contribuíram com o incentivo extra que eu ia precisando, dia após dia, para dedicar todo o tempo que me restava à finalização deste documento. Tornou-se fundamental.

À minha família, são insuficientes as palavras existentes para mostrar o meu agrado em ter a minha mãe, o meu pai e os meus avós incluídos nesta memória. Um eterno obrigado pelas palavras e pela força que me foram incumbidas por vós.

A uma certa pessoa chamada Diana... Pessoa esta que, durante este ano, se tornou inesquecível para todo o sempre e fez com que fosse possível a finalização desta fase da minha, ainda curta, vida. Todos os dias, horas, minutos passados ao teu lado culminaram neste desfecho e irão desenvolver muitos mais. Graças a ti, tenho, agora, novos sonhos que serão partilhados em conjunto, contigo. Tudo o que eu puder dedicar nunca será minimamente suficiente, comparado ao que tu me deste durante este ano. Mas espero algum dia chegar perto.

palavras-chave

ligas de alumínio, laminagem convencional, laminagem assimétrica, dureza, comportamento mecânico, textura cristalográfica.

resumo

As ligas de alumínio têm sido alvo de grande interesse para utilização na indústria automóvel, devido ao vasto leque de vantagens que este material tem vindo a demonstrar ao longo do tempo.

A partir deste interesse surge o estudo e, por sua vez, o âmbito desta dissertação.

O presente trabalho centra-se no estudo do impacto de diferentes combinações de rotas de laminagem (nomeadamente *Conventional Rolling (CR)*, *Asymmetric Rolling Continuous (ASRC)* e *Asymmetric Rolling Reverse (ASRR)*) e parâmetros nas propriedades da liga de alumínio AA6022-T4.

Numa primeira abordagem variaram-se as velocidades do rolo inferior para as rotas de laminagem assimétrica criando diferentes condições de assimetria.

Posteriormente, no segundo estudo, avaliou-se o impacto de cada rota por passo de laminagem. Por último, analisaram-se os efeitos de um tratamento térmico de recozimento.

As propriedades avaliadas em cada estudo foram, a dureza através de ensaios de micro-dureza Vickers; o comportamento mecânico através de ensaios de tração; e as texturas cristalográficas através da técnica de EBSD.

No final, ao contrário do que se observou na dureza, uma razão menor entre as velocidades dos rolos do laminador conduziu a uma resistência mecânica maior em todas as rotas de laminagem.

No que consta ao segundo estudo, verificou-se um aumento quer de dureza, quer de resistência mecânica ao longo da sequência de passos, sendo que os maiores ganhos foram conseguidos nos primeiros passos.

Quanto ao tratamento térmico realizado, verificou-se que, sem alterações significativas de dureza e resistência mecânica, conseguiu-se aumentar a deformação total para o CR e o ASRR.

Com a análise da textura cristalográfica verificou-se a inexistência de uma variação significativa no tamanho dos grãos ao longo do processo, o aumento do grau de desorientação dos grãos em todas as rotas de laminagem relativamente ao material inicial, e que durante o processo os componentes *Cube* e *Copper* da textura inicial diminuem em intensidade sendo favorecida a orientação dos grãos segundo os componentes *Brass* e *S3*.

keywords

aluminium alloys, conventional rolling, asymmetric rolling, hardness, mechanical behaviour, crystallographic texture.

abstract

Aluminium alloys have been of great interest for use in the automotive industry due to the wide range of advantages that this material has been showing over time.

From this interest arises the study of the impact of different rolling mill combinations (namely Conventional Rolling (CR), Asymmetric Rolling Continuous (ASRC) and Asymmetric Rolling Reverse (ASRR)) and parameters on the properties of the aluminium alloy AA6022 – T4.

In a first approach, the speeds of the lower roll were varied for the asymmetric conditions. Subsequently, in the second approach, the impact of each route per rolling step was evaluated and finally, the effects of an annealing heat treatment were analysed.

The properties evaluated in each study were hardness through Vickers microhardness tests, mechanical behaviour through tensile tests and crystallographic textures using EBSD technique.

In the end, contrary to what was observed in hardness, the decrease of the speed ratio of the rolls was positive in the mechanical resistance in all rolling routes.

Regarding the second approach, both hardness and mechanical strength increased along the step sequence, with the greatest gains being achieved in the first steps.

Regarding the heat treatment performed, it was found that without significant changes in hardness and mechanical strength, it was possible to increase the total deformation for CR e ASRR.

With the analysis of the crystallographic texture, it was found that there was no significant variation in grain size throughout the process, that the grains disorientation increase in all rolling routes relative to the starting material, and during the process, the *Cube* and *Copper* components of the initial texture decrease in intensity, favouring the orientation of grains corresponding to *Brass* and *S3* components.

Índice

LISTA DE ACRÓNIMOS	III
LISTAS DE FIGURAS.....	V
LISTA DE TABELAS	IX
I. ENQUADRAMENTO	1
1.1. INTRODUÇÃO	1
1.2. OBJETIVOS DO TRABALHO.....	2
1.3. GUIA DE LEITURA	2
II. ESTADO DE ARTE.....	5
2.1. ALUMÍNIO	5
2.1.1. <i>Apresentação e propriedades</i>	5
2.1.2. <i>Formas de obtenção</i>	5
2.1.3. <i>Classificação do alumínio e suas ligas</i>	6
2.1.4. <i>Ligas de deformação plástica</i>	7
2.1.5. <i>Ligas de fundição</i>	7
2.1.6. <i>Estado metalúrgico</i>	8
2.1.7. <i>Principais aplicações</i>	9
2.1.8. <i>Série 6XXX</i>	11
2.2. DEFORMAÇÃO PLÁSTICA DE METAIS	13
2.3. TRATAMENTO TÉRMICO DE LIGAS DE ALUMÍNIO	16
2.3.1. <i>Tratamento térmico de ligas de alumínio 6XXX</i>	19
2.4. PROCESSO DE LAMINAGEM.....	20
2.4.1. <i>Descrição do processo</i>	20
III. MATERIAL E MÉTODOS EXPERIMENTAIS.....	25
3.1. ENSAIOS DE DUREZA	25
3.2. ENSAIOS DE TRAÇÃO UNIAXIAL.....	26
3.3. TÉCNICA DE “ELECTRON BACKSCATTER DIFFRACTION” EBSD.....	29
3.4. TEXTURA CRISTALOGRÁFICA.....	31
3.5. PREPARAÇÃO METALOGRAFICA	32
3.6. CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL INICIAL	33
3.6.1. <i>Liga de Alumínio - AA6022 - T4</i>	33
3.7. LAMINAGEM	36
3.7.1. <i>Estudo preliminar sobre velocidade dos rolos</i>	37
3.7.2. <i>Estudo sequencial por passo de laminagem</i>	37

3.7.3.	<i>Laminagem seguida de tratamento térmico.....</i>	39
IV.	RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	41
4.1.	ESTUDO PRELIMINAR SOBRE VELOCIDADES DOS ROLOS	41
4.1.1.	<i>Análise da dureza</i>	<i>41</i>
4.1.2.	<i>Análise do comportamento mecânico</i>	<i>42</i>
4.2.	ESTUDO SEQUENCIAL POR PASSO DE LAMINAGEM	44
4.2.1.	<i>Análise da dureza</i>	<i>45</i>
4.2.2.	<i>Análise do comportamento mecânico</i>	<i>48</i>
4.3.	LAMINAGEM SEGUIDA DE TRATAMENTO TÉRMICO	54
4.3.1.	<i>Análise da dureza</i>	<i>54</i>
4.3.2.	<i>Análise do comportamento mecânico</i>	<i>55</i>
4.4.	EVOLUÇÃO DA TEXTURA CRISTALOGRÁFICA	58
4.4.1.	<i>Análise da desorientação dos grãos.....</i>	<i>60</i>
4.4.2.	<i>Análise das figuras de polos</i>	<i>61</i>
4.4.3.	<i>Análise das ODF.....</i>	<i>63</i>
V.	CONCLUSÕES	65
VI.	PERSPETIVAS PARA TRABALHOS FUTUROS.....	69
VII.	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	71

Lista de acrónimos

CR - *Conventional Rolling*

ASR - *Asymmetric Rolling*

ASRC - *Asymmetric Rolling Continuous*

ASRR - *Asymmetric Rolling Reverse*

ODF - *Orientation distribution function*

R_m - Resistência à tração

$R_{p0,2}$ - Tensão de cedência

n - Coeficiente de encruamento

r - Coeficiente de anisotropia

\bar{r} - Coeficiente de anisotropia médio

Δr - Coeficiente de anisotropia planar

CFC - Cúbico de faces centradas

EBSD - *Electron BackScattered Diffraction*

RT - Room temperature

TT - Tratamento térmico

σ_{nom} - Tensão nominal

ε_{nom} - Deformação nominal

σ_r - Tensão de rotura

Listas de figuras

Figura 1 - Carroçaria em alumínio [5]	1
Figura 2 - Representação esquemática de estruturas de interface: a) fronteira de grão coerente sem deslocação b) fronteira de grão semi-coerente com deslocações [14]....	13
Figura 3 - Tensão necessária para assegurar o movimento de uma deslocação [14]..	14
Figura 4 - Fonte de Frank Read [14]	14
Figura 5 - Representação esquemática do fenómeno de encruamento	15
Figura 6 - Representação esquemática das várias etapas do processo de endurecimento por precipitação [11]	17
Figura 7 - Representação esquemática do processo de endurecimento a) solução sólida, com átomos de soluto distribuídos aleatoriamente; b) precipitado coerente com a matriz; c) precipitado parcialmente incoerente com a matriz; d) precipitado incoerente com a matriz (adaptado). [1].....	19
Figura 8 - Extremidade rica em alumínio do diagrama de fases pseudo-binário Al- Mg ₂ Si [11]	20
Figura 9 - Representação esquemática dos processos de laminagem assimétrica variando diferentes parâmetros: a) diâmetro dos rolos de trabalho, b) condições de fricção e c) velocidades angulares [19]	22
Figura 10 -Comportamento do material e posição de pontos neutros na laminagem assimétrica [18]	22
Figura 11 - Apresentação geral do processo de laminagem (simétrica) e principais parâmetros [10]	23
Figura 12 - Representação esquemática da aplicação da carga e da impressão deixada por uma indentação num ensaio de micro dureza Vickers; as diagonais utilizadas para o cálculo da dureza correspondem a d1 e d2 [21]	26
Figura 13 - Curva típica de um ensaio de tração [23]	27
Figura 14 - (à esquerda) Representação esquemática de curvas de tração típicas de um material frágil e dúctil; (à direita) representação esquemática de esquemática de uma fratura dúctil e frágil [23]	29
Figura 15 - Representação esquemática da análise SEM com destaque nas radiações de interesse para o EBSD.....	30
Figura 16 - Principais componentes de textura dos materiais de estrutura cristalina FCC [29]	31

Figura 17 - Representação esquemática dos provetes ensaiados em tração com as respectivas dimensões	32
Figura 18. Representação esquemática de corte do material inicial segundo as três orientações em relação à direção de laminagem.....	34
Figura 19 - Curvas de tensão-deformação nominal do material inicial AA6022 T4....	34
Figura 20 - Representação gráfica da equação obtida para obtenção da espessura real da chapa.....	36
Figura 21 - Definição das rotas de laminagem implementadas para o estudo (adaptado)[18].....	36
Figura 22 - Fluxograma do estudo preliminar sobre velocidades dos rolos, com as diferentes rotas de laminagem.....	37
Figura 23 - Fluxograma do estudo sequencial por passo de laminagem, com as diferentes rotas	38
Figura 24 - Representação esquemática das amostras retiradas para avaliação de micro durezas ao longo da espessura do provete	38
Figura 25 - Fluxograma da laminagem seguida de tratamento térmico, com as diferentes rotas de laminagem e as condições do respetivo tratamento térmico.....	40
Figura 26 - Gráfico para análise do impacto de envelhecimento natural dos resultados de micro dureza Vickers do estudo preliminar sobre velocidades dos rolos.....	42
Figura 27 - Curvas de tensão-deformação nominal dos provetes do estudo preliminar sobre velocidades dos rolos.....	43
Figura 28 - Resultados de micro dureza Vickers obtidos no estudo sequencial por passo de laminagem dos provetes, com uma taxa de redução teórica imposta de 20% por passo	45
Figura 29 - Resultados de micro dureza Vickers obtidos no estudo sequencial por passo de laminagem dos provetes, com uma taxa de redução teórica imposta de 30% por passo	46
Figura 30 - Resultados de micro dureza Vickers obtidos em provetes com redução teórica de 20% por passo, para a avaliação da variação de durezas ao longo da espessura	47
Figura 31 - Resultados de micro dureza Vickers obtidos em provetes com redução teórica de 30% por passo, para a avaliação da variação de durezas ao longo da espessura	48

Figura 32 - Curvas de tensão-deformação nominal dos provetes resultantes do 1º passo de laminagem com uma redução teórica de 20%, do estudo sequencial por passo de laminagem	48
Figura 33 - Curvas de tensão-deformação nominal dos provetes resultantes do 2º passo de laminagem com uma redução teórica de 20%, do estudo sequencial por passo de laminagem	49
Figura 34 - Curvas de tensão-deformação nominal dos provetes resultantes do 3º passo de laminagem com uma redução teórica de 20%, do estudo sequencial por passo de laminagem	49
Figura 35 - Curvas de tensão-deformação nominal dos provetes resultantes do 4º passo de laminagem com uma redução teórica de 20%, do estudo sequencial por passo de laminagem	50
Figura 36 - Curvas de tensão-deformação nominal dos provetes resultantes do 1º passo de laminagem com uma redução teórica de 30%, do estudo sequencial por passo de laminagem	51
Figura 37 - Curvas de tensão-deformação nominal dos provetes resultantes do 2º passo de laminagem com uma redução teórica de 30%, do estudo sequencial por passo de laminagem	51
Figura 38 - Resultados de micro dureza Vickers obtidos no estudo de laminagem seguida de tratamento térmico, com uma taxa de redução teórica imposta de 20% e 30% por passo	54
Figura 39 - Curvas de tensão-deformação nominal dos provetes com e sem tratamento térmico resultantes do 4º passo de laminagem com uma redução teórica de 20%, do estudo de laminagem seguida de tratamento térmico	55
Figura 40 - Curvas de tensão-deformação nominal dos provetes com e sem tratamento térmico resultantes do 2º passo de laminagem com uma redução teórica de 30%, do estudo de laminagem seguida de tratamento térmico	56
Figura 41 - Variação de propriedades entre os provetes de tratamento térmico (TT) e sem tratamento térmico (RT) 20% e 30%	57
Figura 42 - Mapas de orientação dos grãos para as diferentes rotas de laminagem ..	59
Figura 43 - Representação gráfica da desorientação dos grãos por rota de laminagem das amostras com taxas de redução teórica de 20%	60
Figura 44 - Representação gráfica da desorientação dos grãos por rota de laminagem das amostras com taxas de redução teórica de 30%	61

Figura 45 - Resultados das texturas representadas através de figuras de polos correspondentes a 4º e 2º passos de laminagem CR, ASRC e ASRR com taxas de redução teóricas de 20% e 30% por passo 62

Figura 46 - Textura cristalográfica representada por ODF da secção ϕ_2 a 0º, 45º e 65º das amostras: material inicial, laminado por CR, ASRC e ASRR com taxas de redução teóricas de 20% e 30% por passo [30]..... 64

Lista de tabelas

Tabela 1 - Sistema de classificação das ligas de alumínio de deformação plástica [8].7	
Tabela 2 - Sistema de classificação das ligas de alumínio de ligas de fundição [8].....8	
Tabela 3 - Condições metalúrgicas das ligas de alumínio [9]	8
Tabela 4 - Subdivisões da condição metalúrgica [9].....	9
Tabela 5 - Principais aplicações para os diferentes grupos de ligas de alumínio [8] .	11
Tabela 6 - Composição química genérica da liga AA6022 [16]	16
Tabela 7 - Condições de realização dos ensaios de micro dureza Vickers [22]	25
Tabela 8 - Resultados de micro dureza Vickers da amostra inicial AA6022 T4.....	33
Tabela 9 - Resultados dos ensaios de tração das amostras iniciais AA6022-T4	35
Tabela 10 - Resultados de micro dureza Vickers do estudo preliminar sobre velocidades dos rolos	41
Tabela 11 - Resultados de micro dureza Vickers do estudo preliminar sobre velocidades dos rolos, com ênfase no envelhecimento natural	41
Tabela 12 - Resultados dos ensaios de tração das amostras do estudo preliminar sobre velocidades dos rolos	44
Tabela 13 - Resultados dos ensaios de tração das amostras do estudo sequencial por passo de laminagem	52
Tabela 14 - Resultados dos ensaios de tração das amostras do estudo de laminagem seguida de tratamento térmico	57
Tabela 15 - Componentes de textura existentes nas amostras selecionadas	63

I. Enquadramento

O enquadramento do presente trabalho tem como propósito a apresentação do seu contexto, dos objetivos que lideraram a sua elaboração e um pequeno guia de leitura de forma a apresentar cada capítulo.

1.1.Introdução

Na era em que vivemos, onde a consciência ambiental é uma realidade e o foco da redução da pegada ecológica se tem, progressivamente, traduzindo em medidas reais, todos os tipos de indústria têm sido envolvidos [1].

No campo da indústria automóvel, as constantes imposições governamentais de limites mais reduzidos das emissões de CO2 estão a impulsionar uma plena revolução deste setor [1,2].

Nesta busca de soluções que ofereçam diminuição das emissões e melhoria dos consumos, presenciamos, hoje, grandes mudanças tecnológicas nos motores de combustão interna e, até mesmo, com a introdução no mercado da monitorização híbrida. Para isso existe um trabalho constante no desenvolvimento de novos materiais de menor peso e melhor desempenho mecânico [2].

Considerado mais precioso que a prata ou o ouro durante mais de metade do século XIX, o alumínio volta a dar que falar neste contexto exigente atual. Devido às suas propriedades que incluem a baixa massa volúmica, a excelente resistência à corrosão, a boa ductilidade, o bom acabamento superficial, a boa condutibilidade elétrica e térmica e a elevada rigidez e resistência específicas, este metal é, atualmente, adequado a um extenso e variado leque de aplicações, do qual faz parte o ramo automóvel (ver Figura 1) [3,4].



Figura 1 - Carroçaria em alumínio [5]

Logo atrás do aço, este leve metal, é o segundo material mais utilizado na produção automóvel (aproximadamente 170 kg por veículo) uma vez que, comparado a outros metais, a sua aplicação oferece a forma mais eficiente de aumentar o desempenho, a rentabilidade do combustível e, conseqüentemente, diminuir as emissões, garantindo ainda segurança e durabilidade [3,6].

A sua integração na indústria automóvel cria um grande impacto ambiental positivo uma vez que, a sua infinita capacidade de reciclagem, permite que 90% da sucata automóvel gerada seja recuperada e reciclada. Estudos revelam que um automóvel que recorre, ao máximo, a alumínio, na sua composição, apresenta cerca de 20% de redução de energética e 17% de redução de CO₂ [3].

Assim, esta dissertação tem como objetivo estudar a melhoria de uma liga de alumínio, neste caso a AA6022, para aplicação da indústria automóvel.

1.2. Objetivos do trabalho

O presente trabalho teve como objetivo estudar o impacto da variação de diferentes rotas e parâmetros de laminagem em certas propriedades do material como a dureza, o comportamento mecânico e a textura cristalográfica de uma liga de alumínio da série 6XXX, nomeadamente, AA6022 - T4.

Com ênfase para a indústria automóvel, este estudo pretende complementar a informação existente na tentativa de aumentar o conhecimento sobre a liga que permitirá o melhoramento das suas propriedades e alargará o leque de aplicações.

1.3. Guia de leitura

A presente dissertação explicita numa primeira parte a introdução e o enquadramento ao trabalho elaborado que é seguida pelo estado de arte que fomenta e suporta os principais conceitos para o seu desenvolvimento.

Inicialmente foram abordados, de uma forma genérica, o metal estudado, o comportamento típico de deformação de materiais metálicos, os tratamentos térmicos usuais das ligas de alumínio, com realce, nos mais indicados para as ligas 6xxx e, por fim, em detalhe, apresentou-se o processo de conformação plástica utilização neste trabalho, a laminagem.

Seguem-se, no capítulo III, os Materiais e Métodos Experimentais, onde são apresentadas as técnicas e os métodos de análise bem como os estudos desenvolvidos ao longo desta tese de mestrado.

No capítulo IV constam a discussão e análise de resultados obtidos nas três frentes de análise, i.e. dureza, propriedades mecânicas e textura cristalográfica, para os estudos previamente apresentados.

As conclusões tomam lugar no capítulo V, num resumo final das principais deduções obtidas.

E, por último, as perspectivas futuras que visam facultar aos leitores uma orientação positiva para a continuidade dos temas abordados.

II. Estado de Arte

No estado de arte, estão compilados os principais fundamentos teóricos que suportam o trabalho experimental. Os temas divergem desde uma breve apresentação ao material, ao seu comportamento em deformação até ao processo de conformação alvo de estudo.

2.1. Alumínio

2.1.1. APRESENTAÇÃO E PROPRIEDADES

O alumínio é o elemento químico metálico com o número atómico 13 designado por Al na tabela periódica. O metal mais abundante na crosta terrestre, sendo, atrás do oxigénio e do silício, o terceiro elemento mais abundante é o metal não ferroso mais utilizado em todo o mundo. No seu vasto leque de propriedades conta com uma densidade relativamente baixa $2,7\text{g/cm}^3$ (por exemplo, comparado ao aço com $7,9\text{ g/cm}^3$), boa condutividade elétrica e térmica, uma elevada ductilidade mesmo até a temperaturas reduzidas (característica devida à sua estrutura CFC), e uma excelente resistência à corrosão em grande parte dos ambientes atmosférico, aquoso (incluindo água salgada) e petroquímico, resultante da formação de uma fina camada de óxido, transparente e extremamente aderente a alumina (Al_2O_3). Esta camada evita o prosseguimento da oxidação pelo fenómeno conhecido como passivação. Uma das suas principais limitações é a sua baixa temperatura de fusão ($660\text{ }^\circ\text{C}$) que limita a sua temperatura em serviço [7,8].

O alumínio é um não-ferromagnético o que é uma vantagem deste metal em aplicações elétricas e eletrónicas e, também, não-tóxico o que se mostra interessante para aplicações em embalagens alimentares [8,9].

Outra característica muito importante associada a este metal é a sua capacidade infinita de reciclagem sem perda de propriedades físico-químicas. Todas estas propriedades conferem ao alumínio uma versatilidade inegável para aplicações de engenharia difíceis de acompanhar por outros metais comumente usados [6,8].

2.1.2. FORMAS DE OBTENÇÃO

Na natureza, o alumínio não se encontra como metal livre por causa da sua grande afinidade com o oxigénio. Contudo, encontra-se diversamente distribuído sob a forma de óxidos com diferentes níveis de pureza. A extração e o tratamento de minério traduzem

o processo de obtenção primária de alumínio. O principal minério é a bauxite e encontra-se tipicamente no solo superficial das regiões tropicais e subtropicais sendo abundantemente encontrada em Africa, na Oceânia e na América do Sul [8,9].

Através do processo de Bayer, desenvolvido em 1888 por Karkl Josef Bayer, extrai-se o seu principal componente o óxido de alumínio, Al_2O_3 , mais conhecido por alumina. Deste, por redução eletrolítica através da dissolução da alumina em criolite líquida, obtêm-se o alumínio metálico puro, pelo processo denominado de Hall-Heroult [7,9].

Outra forma de obtenção de alumínio, prende-se com uma das suas principais características, a reciclagem. O facto de o alumínio ser infinitamente reciclável sem degradação de características, torna o processo de produção secundária o método mais eficaz na sua obtenção. A reciclagem de alumínio poupa mais de 90% das emissões de gases de efeito estufa associadas à produção de alumínio primário e requer, comparativamente, apenas 8% da energia [6].

2.1.3. CLASSIFICAÇÃO DO ALUMÍNIO E SUAS LIGAS

Apesar de o alumínio puro apresentar pouca procura em aplicações devido à sua baixa resistência à tração (de apenas 60MPa), ele é suscetível a fenómenos de endurecimento quer por deformação plástica a frio quer pela adição de elementos de liga, sendo possível atingir resistências superiores a 500MPa. Ultrapassando assim a maior limitação deste metal surgem, as ligas de alumínio [10].

As ligas de alumínio contam com o cobre, o magnésio, o silício, o manganês e o zinco como principais elementos de liga e são classificadas segundo a *American National Standards Institute* (ANSI) pela forma de obtenção do produto (i.e. ligas de deformação plástica, e ligas de fundição ou lingote de fundição) e pelo respetivo tratamento [8].

Ambos os grupos incluem ligas:

- não tratáveis termicamente: que consistem numa única fase, para as quais o aumento da resistência mecânica é obtido através de deformação plástica;
- passíveis de tratamento térmico, capazes de serem submetidas a tratamento de endurecimento por precipitação, resultado do processo de formação da liga. (por exemplo o endurecimento por precipitação devido a precipitação de dois elementos que não o alumínio para formar um composto intermetálico, como por exemplo $MgZn_2$ [8]).

2.1.4. LIGAS DE DEFORMAÇÃO PLÁSTICA

A classificação recorre a um sistema numérico de quatro dígitos para a identificação de ligas de alumínio de deformação plástica, onde o primeiro dígito indica o grupo a que pertence, como se pode ver na Tabela 1 [8,9].

Tabela 1 - Sistema de classificação das ligas de alumínio de deformação plástica [8]

Alumínio $\geq 99,00\%$	1XXX
Ligas de alumínio agrupadas pelo elemento de maior concentração:	
Cobre (AlCu e AlCuMg)	2XXX
Manganês (AlMn e AlMnMg)	3XXX
Silício (AlSi)	4XXX
Magnésio (AlMg)	5XXX
Magnésio e Silício (AlMgSi)	6XXX
Zinco (AlZn e AlZnMg)	7XXX
Outros elementos (AlLi, AlFe ...)	8XXX
Unused series	9XXX

No grupo 1xxx, a série 10xx é usada para as composições não ligadas que possuem limites naturais de impurezas. Os últimos dois dígitos da designação indicam a percentagem mínima de alumínio. Designações onde o segundo dígito é um número inteiro diferente de zero indicam um controlo especial de uma ou mais impurezas presentes. Nos grupos de 2xxx a 7xxx, cada grupo é determinado pelo elemento de liga presente em maior percentagem. A exceção é a série 6xxx, na qual os teores de magnésio e silício disponíveis para formar o silicato de magnésio (Mg_2Si) são ambos predominantes. Se em algum caso mais do que um elemento apresentar concentrações iguais impedindo a seleção de apenas o elemento com maior concentração, então, a escolha do grupo segue a ordem da seguinte sequência: cobre, manganês, silício, magnésio, magnésio e silício, zinco ou outros. Nos grupos de 2xxx a 8xxx, o segundo dígito na designação indica modificação de liga. Se o segundo dígito for zero, indica a liga original; se for um número inteiro de 1 a 9, indica modificações da liga original. Por sua vez os dois últimos dígitos nos grupos 2xxx a 8xxx não têm significado especial, existem apenas para identificar as diferentes ligas de alumínio no grupo [8,9].

2.1.5. LIGAS DE FUNDIÇÃO

Tal como nas ligas de deformação plástica, nas ligas de fundição e nos lingotes de fundição, a classificação das séries passa também por um sistema de quatro dígitos com

um ponto decimal que separa o terceiro do quarto dígito, como podemos ver na Tabela 2 [8,9].

Tabela 2 - Sistema de classificação das ligas de alumínio de ligas de fundição [8]

Alumínio ≥99,00%	1XX.X
Ligas de alumínio agrupadas pelo elemento de maior concentração:	
Cobre	2XX.X
Silício com adições de Cobre e/ou Magnésio	3XX.X
Silício	4XX.X
Magnésio	5XX.X
Zinco	7XX.X
Estanho	8XX.X
Outros elementos	8XX.X
Unused series	9XX.X

Nos grupos de 2xx.x a 8xx.x, primeiro dígito define a série e é indicador do elemento em maior concentração. Se dois ou mais elementos apresentarem concentrações iguais impedindo a seleção de apenas um elemento de maior concentração, então, a escolha do grupo segue a ordem sequencial da Tabela 2. Os dois dígitos seguintes identificam a liga de alumínio específica ou, para a série de alumínio (1xx.x), indicam pureza. O último dígito, que é separado dos restantes pelo ponto, indica a forma de obtenção do produto, xxx.0 é liga fundida e xxx.1 é lingote [8,9].

2.1.6. ESTADO METALÚRGICO

Para além da composição química a especificação da mesma contempla ainda a sua condição metalúrgica. Aplicável quer às ligas fundidas, quer às ligas de deformação plástica, existem cinco condições metalúrgicas diferentes, representadas por uma letra como indica a Tabela 3 [8,9].

Tabela 3 - Condições metalúrgicas das ligas de alumínio [9]

F	Bruto de vazamento
O	Recozido
H	Encruado
W	Solubilizado
T	Tratado termicamente

A condição metalúrgica de maior importância no âmbito do desenvolvimento deste trabalho e que requer maior atenção é a condição T. Esta condição metalúrgica caracteriza produtos tratados termicamente com ou sem endurecimento por deformação extra e

subdivide-se em 10 estados. Um algarismo de 1 a 10 acompanha a letra T e indica a sequência de tratamento à qual a liga foi submetida (ver Tabela 4) [8,9].

Tabela 4 - Subdivisões da condição metalúrgica [9]

T1	Arrefecimento desde uma temperatura elevada de conformação, seguido de envelhecimento natural até uma condição substancialmente estável
T2	Arrefecimento desde a temperatura elevada de conformação, seguido de trabalho a frio e envelhecimento natural até uma condição substancialmente estável.
T3	Tratamento térmico de solubilização seguido de trabalho a frio e envelhecimento natural até uma condição substancialmente estável.
T4	Tratamento térmico de solubilização seguido de envelhecimento natural até uma condição substancialmente estável. Estado razoavelmente estável.
T5	Arrefecimento desde uma temperatura elevada de conformação, seguido de envelhecimento artificial.
T6	Tratamento térmico de solubilização, seguido de envelhecimento artificial.
T7	Tratamento térmico de solubilização, seguido de sobre envelhecimento ou estabilização.
T8	Tratamento térmico de solubilização, seguido de trabalho a frio e envelhecimento artificial.
T9	Tratamento térmico de solubilização, seguido de envelhecimento artificial e trabalho a frio.
T10	Arrefecimento desde a temperatura elevada de conformação, seguido de trabalho a frio e envelhecimento artificial.

2.1.7. PRINCIPAIS APLICAÇÕES

No início, quando o custo de produção era ainda elevado, o alumínio era uma mera curiosidade e as suas aplicações reduziam-se a trabalhos sumptuosos como estátuas e placas comemorativas. Posteriormente com a evolução dos processos de obtenção de alumínio primário e conseqüente redução de custo dos mesmos, o alumínio passou a ser utilizado em utensílios de cozinha e logo depois alguns automóveis já possuíam painéis de alumínio comercial puro. Foi no início do século XX, com a descoberta do fenómeno de envelhecimento do alumínio em 1906, que as indústrias começaram a apostar na produção de ligas de alumínio com propriedades mecânicas mais elevadas e o leque de aplicações começou a aumentar consideravelmente [9,11].

Atualmente, as ligas de alumínio contam com um campo extenso e diversificado de aplicações que se prendem com as principais propriedades deste metal.

Ainda que com apenas dois terços da condutividade do Cu, a sua baixa densidade e baixo custo, tornam-no muito interessante no desenvolvimento de redes de transmissão elétrica, principalmente em longas distâncias. A baixa densidade é ainda relevante na área da indústria de transformação, por exemplo, como elemento estrutural em aviões, autocarros, comboios e barcos. Contando ainda com aplicações na indústria aeroespacial, na construção de satélites e aeronaves. Com uma condutividade térmica três vezes maior que a do ferro, é aplicado em permutadores e difusores de calor assim como em fogões. O alumínio possui uma ductilidade apreciável (inferior apenas à do ouro e da prata) e, sendo um metal não tóxico, é comumente utilizado sob a forma de folha em embalagens e recipientes alimentares diversos, sendo a mais associada ao metal, a lata de alumínio. A sua excelente resistência à corrosão torna-o aplicável na produção de reatores químicos, de equipamentos médicos, de equipamentos de refrigeração, de unidades de refinaria de petróleo e em condutas de óleo e gás. Quando sujeito a baixas temperaturas, ao contrário de muitos metais, este não apresenta um comportamento frágil, sendo por isso o material ideal para dispositivos solicitados a baixas temperaturas como: armazenamentos a baixas temperaturas, veículos para a neve e unidades de produção de oxidação de hidrogénio. A sua refletividade é também uma mais valia neste metal, melhor que prata na reflexão de luz ultravioleta. Esta propriedade é proporcional à sua pureza e dela surgem aplicações tais como: espelhos de elevada qualidade e refletores de fogões solares. Com uma excelente performance na absorção sonora é aplicado em tetos de estúdios e na construção moderna de interiores. Graças a esta característica, ao nosso redor encontramos frequentemente as caixilharias de janelas e portas em ligas de alumínio [8,12].

Sendo as aplicações, em cima discriminadas, as principais, a família de aplicações continua na área da indústria pirotécnica (explosivos), na decoração (revestimentos de pintura metálica prateada), na indústria alimentar (alúmen), entre outros, como se pode ver Tabela 5 [8].

Tabela 5 - Principais aplicações para os diferentes grupos de ligas de alumínio [8]

Contactos elétricos	1XXX
Indústria aeronáutica	2XXX
Latas de bebida; Painéis	3XXX
Metal de adição para soldas; Pistões forjados de motores	4XXX
Aplicações náuticas (Navios e barcos), automóveis	5XXX
Perfis arquitetônicos; Componentes automóveis	6XXX
Indústria aeronáutica	7XXX
Várias	8XXX

2.1.8. SÉRIE 6XXX

Sendo a formação de ligas uma forma comum de aumentar a pobre resistência mecânica do alumínio é necessário ter em conta que os elementos de liga afetam a soldabilidade, a resistência à corrosão, a corrosão sob tensão, a condutividade e a densidade do mesmo. Contudo a liga 6xxx visa o melhor compromisso entre resistência e ductilidade juntamente com resistência à corrosão e fadiga. Isto porque o comportamento e as propriedades de cada liga são determinados pela sua microestrutura. Desta forma não devemos ignorar o número de elementos que compõe a sua composição química pois serão estes os responsáveis por conferir a estrutura adequada para a otimização de propriedades. Esta série conta com o Silício e com o Magnésio como principais elementos de liga. A especial particularidade desta combinação resulta no composto intermetálico que formam, o silicato de magnésio, Mg_2Si . A proporção necessária para a formação do composto intermetálico é $Mg/Si=1,73$, contudo as ligas obtidas por vazamento DC¹, contêm extra Si ou extra Mg. O excesso de Si produz maior resistência e maior facilidade de conformação plástica, mas incorpora a tendência à corrosão inter granular. Por sua vez o excesso de Mg aumenta a resistência à corrosão, mas reduz a capacidade de conformação plástica e a resistência mecânica. A formação de precipitados de Mg_2Si dá origem ao sistema eutético simples com alumínio. A temperatura elevada, o elemento soluto dissolve-se na solução sólida, mas devido à diminuição da solubilidade a temperaturas mais baixas, formam-se precipitados de Mg_2Si endurecíveis pela idade. Em concentrações variáveis, a adição de Cu proporciona um substancial endurecimento por solução sólida e por precipitação. Na presença de magnésio e silício, o cobre produz efeitos de endurecimento à temperatura ambiente. Com esta adição, a soldabilidade e a resistência à corrosão diminuem e o peso da liga aumenta. Paralelamente à sua

¹ Vazamento DC - Direct chill casting

microestrutura, o processamento da liga tem também um efeito crucial na determinação das suas propriedades. Para além da sua microestrutura e dos seus constituintes, o tamanho médio de grão, a distribuição de tamanho de grão, a fração de volume de precipitado entre outros são importantes para conceber a estrutura da liga. A estrutura final que é projetada na composição após a solidificação, pode ser desenvolvida quando submetida a diferentes métodos de processamento, tais como, laminagem, forjamento, extrusão, trefilagem e envelhecimento. As manipulações de parâmetros do processamento da liga resultam em metais com a mesma composição, mas com estruturas diferentes e, conseqüentemente, propriedades diferentes [8,12].

A segregação do excesso de Si como plaquetas ao longo da fronteira de grão aumenta a fragilidade inter granular em ligas endurecidas. É possível, contudo, atenuar essa fragilidade pela adição de Mn. Elementos de liga como B, Ti e Zr interagem com a estrutura durante o processamento e também contribuem para o endurecimento dessas ligas. O Módulo de Young é de, aproximadamente, 65 a 70 GPa e a resistência ao corte pode ser de 65% a 70% da resistência à tração final. A resistência a baixas temperatura (por exemplo -200°C) pode ser cerca de 75% superior à resistência à temperatura ambiente, contudo a tenacidade à fratura e a ductilidade não são alteradas. Já a elevadas temperaturas a resistência diminui, melhorando a ductilidade. Este grupo é conhecido pela sua resistência à corrosão, mas torna-se suscetível à corrosão inter granular e à corrosão sob tensão quando se aumenta os teores de Cu (> 0,4%) e Si. A presença de Fe pode ser pernicioso pela formação de compostos como FeAl₃, Fe₂SiAl₈, FeMg₃Si₆Al₈, e FeAl₆ uma vez que aumentam a tendência de corrosão por pitting. O problema de fissuração a quente é severo em ligas AA6XXX, mas diminui com o aumento do teor de Mg ou Si. Em suma, as duas características que justificam o seu uso mais frequente quando comparadas às demais ligas de alumínio são: a capacidade de endurecimento por precipitação aliada à facilidade de conformação plástica. As ligas de alumínio da série 6xxx são utilizadas em uma ampla variedade de aplicações, desde o uso em perfis de arquitetura, como é o caso das ligas mais diluídas e conseqüentemente de menor resistência mecânica, até às chamadas ligas de aplicação estrutural com maiores teores de elementos de liga e maior dureza, com grande potencial de aplicação na indústria automóvel. As novas ligas Al-Mg-Si-Cu, caracterizadas pela adição de cobre, podem não só substituir as tradicionais ligas Al-Mg-Si de aplicação estrutural, como também podem ser usadas em várias aplicações na indústria aeronáutica ainda reservadas às ligas Al-Cu e Al-Zn-Mg. Entretanto, como a introdução destas ligas Al-Mg-Si-Cu no mercado é ainda

muito recente, é muito importante uma investigação quanto à microestrutura e propriedades para uma avaliação precisa do seu potencial, uma vez que não há muitos dados disponíveis sobre este novo subgrupo de ligas na literatura. Entretanto, a partir dos primeiros estudos, com ênfase na análise de propriedades mecânicas como dureza e resistência à tração, já se pode dizer que essas novas ligas poderão ser aplicadas em diversos componentes do automóvel, como o chassi, carroçaria, barra de direção, rodas, painéis internos e externos entre vários outros [8,13].

2.2. Deformação plástica de metais

Todos os materiais cristalinos apresentam linhas de descontinuidade estrutural dentro de cada cristal ou grão (ver Figura 2). Estas imperfeições lineares foram apresentadas, pela primeira vez, em 1984 por Taylor, e são denominadas de deslocações. A bibliografia aponta que há cerca de 10^{10} a 10^{12} linhas de deslocação em cada metro cúbico de material, relação que é normalmente designada por densidade de deslocações. A presença e a movimentação destes defeitos asseguram a ductilidade do material, ao permitir a deformação, sem destruir a estrutura básica do mesmo, a tensões inferiores ao previsto [14].

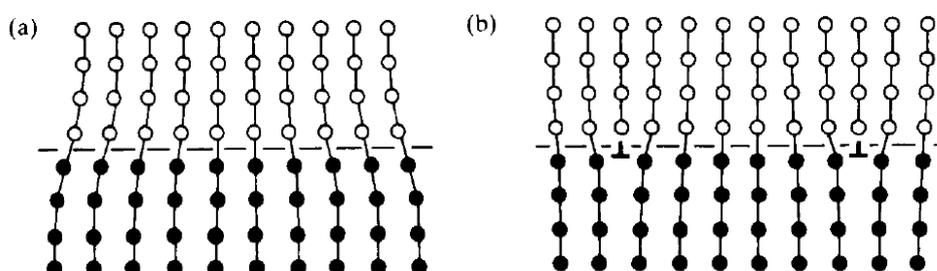


Figura 2 - Representação esquemática de estruturas de interface: a) fronteira de grão coerente sem deslocação b) fronteira de grão semi-coerente com deslocações [14]

Uma deslocação a mover-se num cristal encontra frequentemente obstáculos. Nesse caso a deslocação para de se movimentar e diz-se que está “ancorada”. A aplicação da tensão (τ) faz com que a linha de deslocação se curve entre os obstáculos. Este encurvamento da tensão é contrariado pelo aumento da energia associado ao aumento do comprimento da linha de deslocação. A tensão necessária para movimentar a deslocação é função do raio de curvatura da deslocação, e este da distância l entre obstáculos, como mostra a Figura 3 [14].

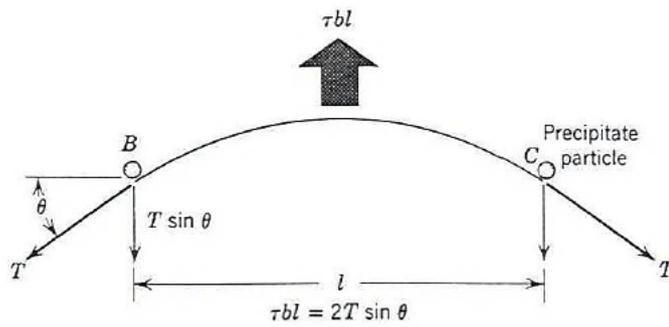


Figura 3 - Tensão necessária para assegurar o movimento de uma deslocação [14]

O encurvamento pode fechar sobre ele próprio e dar origem a um anel de deslocação. Este processo pode repetir-se inúmeras vezes e é designado por fonte de Frank Read, que surge para explicar a multiplicação de deslocações num material (ver Figura 4). O obstáculo mais frequente ao movimento de deslocações são deslocações em outros planos [14].

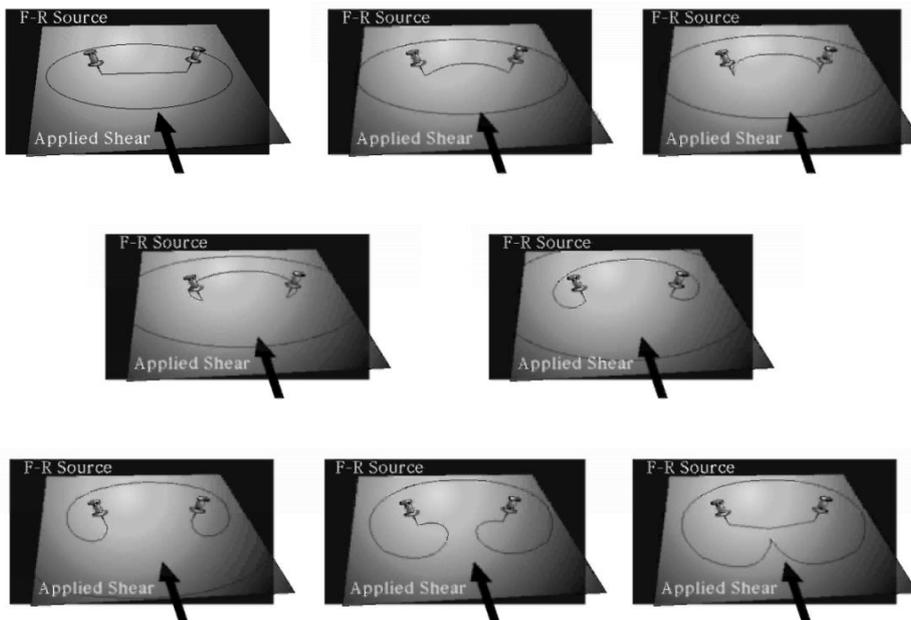


Figura 4 - Fonte de Frank Read [14]

Ao aumento da tensão, necessário para permitir a continuação do movimento das deslocações, com o aumento da deformação chama-se encruamento. O anel que se forma em torno dos obstáculos resultante da movimentação das deslocações vai fazer com que a distância média entre eles diminua (o que se traduz num aumento da tensão necessária para continuar o processo), ver na Figura 5 [14].

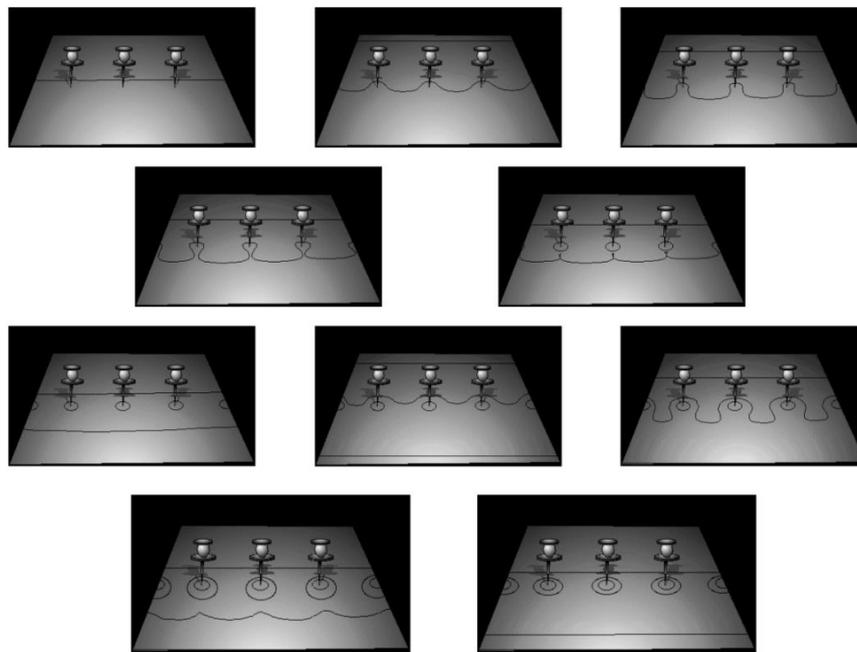


Figura 5 - Representação esquemática do fenômeno de encruamento

O aumento da deformação é assegurado pelo aumento da densidade de deslocações (que pode crescer exponencialmente como já vimos) e, culmina, normalmente na fratura. O controlo da quantidade de deslocações num material por conformação plástica e tratamento térmico é uma ferramenta importante na definição das propriedades do material. Assim, o trabalho mecânico, para além de aumentar a resistência mecânica em todos os tipos de ligas de alumínio, nas ligas endurecíveis por precipitação, acelera o aumento de dureza associado à formação de precipitados. Isto porque a introdução de elementos de liga, como o magnésio e manganês, ainda que não confira a capacidade de endurecimento por precipitação, permite obter maiores taxas de endurecimento por deformação devido à maior densidade de discordâncias (ou deslocações) / obstáculos que farão barreira à movimentação das deslocações. O trabalho mecânico é utilizado para produzir as chamadas têmperas de encruamento, designadas pela letra H seguida por algum número. Especificamente, nas ligas de alumínio, a deformação ocorre através do movimento normal de discordâncias, designados por processos de escorregamento onde, a determinada altura, estas se combinam para formar subestruturas celulares. Quando o grau de deformação (encruamento) é mais severo, aumenta a densidade de discordâncias e o tamanho das células é reduzido. Este fenómeno consiste na principal fonte de endurecimento resultante do trabalho a frio (encruamento) [14].

2.3. Tratamento térmico de ligas de alumínio

De entre todas as ligas existentes, torna-se fundamental diferenciá-las, entre dois grupos distintos, no que toca ao tratamento térmico das mesmas. As termicamente tratáveis (séries 2XXX, 6XXX, 7XXX e a maior parte da série 8XXX), que podem endurecer por meio de tratamento térmico de solubilização e envelhecimento (natural ou artificial) e aquelas cujo aumento de dureza só pode ser obtido mediante trabalho mecânico e, conseqüentemente, encruamento (séries 1XXX, 3XXX, 4XXX e 5XXX). Dentro das ligas de deformação plástica, nas ligas da série 6XXX o magnésio e o silício combinam-se para formar o composto intermetálico Mg_2Si , responsável pelo endurecimento dessas ligas. No caso da liga AA6022, o seu estudo torna-se bastante interessante, pois trata-se de uma liga que surge com o objetivo de superar as limitações das ligas Al-Mg-Si para aplicações em que se exigem níveis de resistência mecânica mais elevados. Esta liga destaca-se no seio das ligas de série 6XXX, devido à adição de cobre que influi no endurecimento por precipitação da liga e à adição de manganês que afeta a cinética de recristalização da mesma. No caso da adição de cobre, esta permite obter uma resistência mecânica mais elevada do que a das tradicionais ligas Al-Mg-Si, sem, contudo, prejudicar as características que favorecem a sua utilização em processos como extrusão e soldagem. Para o caso da adição de manganês, esta pequena quantidade torna as partículas mais grosseiras favorecendo a recristalização [13,15].

Tabela 6 - Composição química genérica da liga AA6022 [16]

Liga	Composição química							
	Ti	Cr	Zn	Fe	Mg	Si	Cu	Mn
6022	0,15%	0,10%	0,25%	0,05- 0,20%	0,45- 0,70%	0,80- 1,50%	0,01- 0,11%	0,02- 0,10%

Após a designação da liga, é normal o acompanhamento de uma letra, H, O, F ou T, que indica informações relativas ao estado de fornecimento. No caso de um tratamento térmico, o T é geralmente seguido por números que especificam o tratamento, como o 6, que se refere a um tratamento composto por uma solubilização e envelhecido artificial. A partir da designação 6022, é também possível aferir, através do primeiro algarismo, que os elementos de liga predominantes são o Mg e o Si e, através dos últimos dois algarismos, que se trata de uma liga com a composição específica registada na tabela acima [13,15].

Para que uma liga de alumínio possa ser sujeita a tratamento térmico, tem de ter elementos de liga solúveis em quantidades que excedam a solubilidade máxima no estado

sólido, à temperatura ambiente e a temperaturas moderadamente mais altas. Para as ligas que satisfazem esta condição, é habitual incluir, na fase inicial do tratamento térmico, uma etapa de solubilização, que consiste num estágio a uma temperatura à qual os coeficientes de difusão dos elementos de liga sejam altos o suficiente para permitir a migração dos átomos, durante um intervalo de tempo que permita a completa dissolução dos elementos de liga na solução sólida. Como consequência desta dissolução, quando há uma diminuição de temperatura, por haver diminuição da solubilidade dos elementos de liga na matriz, a solução sólida diz-se sobressaturada e o excesso de soluto tem tendência a precipitar. Como no caso do endurecimento por precipitação o objetivo do tratamento posterior à solubilização passa por obter uma estrutura com precipitados finos, é feita uma têmpera imediatamente após o estágio de solubilização, minimizando assim a precipitação de soluto sob a forma de partículas grosseiras e incoerentes. A maior parte destas ligas sofre envelhecimento natural, que se traduz na variação de propriedades à temperatura ambiente imediatamente após têmpera ou depois de um período de incubação. Uma vez que esta precipitação se dá de forma lenta, visto que a mobilidade dos átomos de soluto é reduzida a temperaturas mais baixas, é utilizado um tratamento semelhante a temperaturas mais elevadas, que permite acelerar o endurecimento, designado por envelhecimento artificial [11,15].

De acordo com o acima descrito, o tratamento de endurecimento por precipitação envolve três etapas: solubilização, têmpera e estágio de envelhecimento. A relação temporal destas etapas, assim como a correlação entre as temperaturas escolhidas e o diagrama de equilíbrio estão representadas na Figura 6 [15].

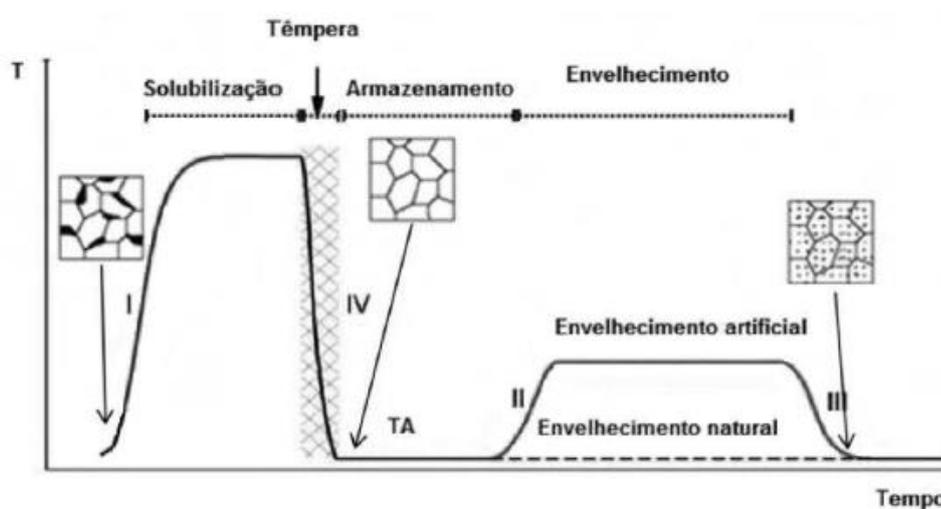


Figura 6 - Representação esquemática das várias etapas do processo de endurecimento por precipitação [11]

Na primeira etapa, no tratamento de solubilização, a liga é aquecida a uma temperatura muito elevada (a rondar os 500°C), na qual a segunda fase se irá dissolver na fase mais abundante, formando uma solução sólida e homogénea. De seguida, a liga é arrefecida rapidamente, ou seja, submetida a têmpera. Esta etapa consiste num arrefecimento rápido do material desde a temperatura de solubilização até à temperatura ambiente. Com este processo, obtemos uma solução sólida supersaturada (SSS) (fig 7a). Por fim, segue o tratamento de envelhecimento, no qual o material é mantido à temperatura ambiente (envelhecimento natural) ou a uma temperatura elevada (envelhecimento artificial), por forma a ocorrer a formação de precipitados endurecedores (ou partículas de segunda fase) [11,17].

Esta formação de precipitados dá-se, a partir da solução supersaturada, por um processo de nucleação que faz com que os átomos de soluto aleatoriamente dispersos na solução sólida vão, por difusão, formar agregados de partículas em zonas mais ricas em soluto: formação de zonas Guinier-Preston (fig 7b). Nestas zonas, apesar de parcialmente distorcida, a matriz continua a ter estrutura aproximadamente contínua com a do precipitado, havendo um gradual aumento de dureza. A nucleação é um processo que leva o seu tempo, assim é necessário um tempo de incubação para que surjam núcleos estáveis e visíveis. Com a evolução da reação de precipitação numa temperatura suficientemente alta (envelhecimento artificial), dar-se-á a formação de precipitados metaestáveis inicialmente coerentes com a matriz (fig 7c). A coerência causa distorções na matriz, gerando um campo de tensões que dificulta a movimentação de discordâncias, o que contribui para o endurecimento do material. No entanto, a dureza máxima é atingida apenas quando, através do aumento da temperatura ou do tempo de estágio, estas zonas são convertidas ou substituídas por partículas com estrutura cristalina distinta, metaestáveis e parcialmente incoerentes com a matriz, conhecidas por precipitados de transição. A partir desse pico de dureza, onde a máxima resistência é alcançada, vai havendo perda de coerência (fig 7d) e, conseqüentemente, uma queda de dureza. Em tempos excessivos de envelhecimento há uma perda total de coerência, ocorrendo a formação de uma interface entre o precipitado e a matriz (precipitados de equilíbrio) o que alivia totalmente as tensões, e que leva ao amolecimento do material, tipicamente designado por sobre envelhecimento [4,17].

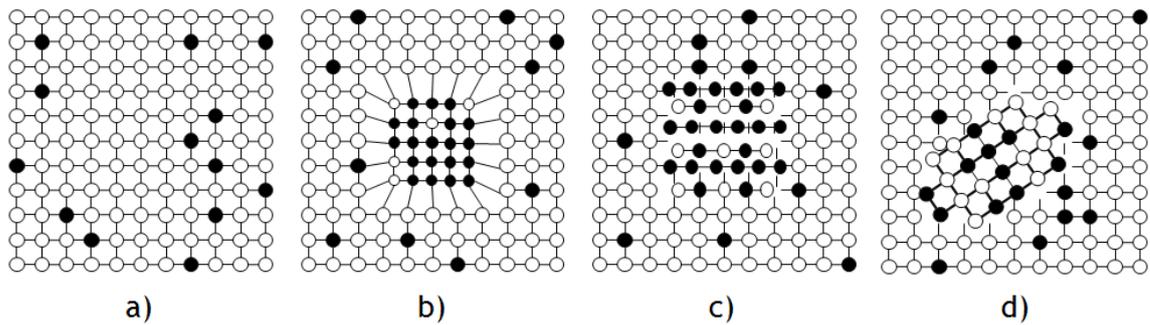


Figura 7 - Representação esquemática do processo de endurecimento a) solução sólida, com átomos de soluto distribuídos aleatoriamente; b) precipitado coerente com a matriz; c) precipitado parcialmente incoerente com a matriz; d) precipitado incoerente com a matriz (adaptado). [1]

2.3.1. TRATAMENTO TÉRMICO DE LIGAS DE ALUMÍNIO 6XXX

No seio das ligas de série 6XXX, estas tratam-se de ligas endurecidas por envelhecimento em que os principais elementos de liga são o Mg e o Si [11,13].

Tendo em conta o processo de endurecimento descrito acima, a sequência de precipitação da solução tratada das ligas de Al-Si-Mg é representada na seguinte equação:



Posto isto, o tipo de precipitado que confere a máxima resistência a estas ligas é o β'' . Estes são precipitados em forma de agulhas muito finas de aproximadamente 30 nm e que desempenham um papel essencial no processo de endurecimento. No caso de haver sobre envelhecimento, os precipitados β'' são dissolvidos e formam-se precipitados grossos. A adição de Cu ou o excesso de Si promove o refinamento do tamanho das partículas de Mg_2Si e um endurecimento por precipitação adicional. De seguida, na Figura 8, apresenta-se o diagrama de equilíbrio do composto intermetálico Mg_2Si , que nos ajuda a perceber melhor este processo de endurecimento para as ligas 6XXX. O sólido supersaturado (SSS) forma-se a partir do arrefecimento à temperatura ambiente, desde a temperatura de solubilização. De seguida, o envelhecimento à temperatura ambiente ou a temperatura elevada (artificial) irá produzir os precipitados de transição ou fases metaestáveis, como as zonas Guiner-Preston (GP) e hexagonal β'' e β' (Mg_2Si), que são coerentes com a matriz e geram um endurecimento do material [11,13].

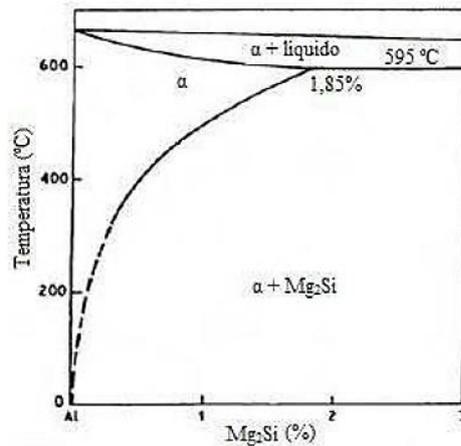


Figura 8 - Extremidade rica em alumínio do diagrama de fases pseudo-binário Al- Mg₂Si [11]

Ao analisar este diagrama, mais propriamente a linha solvus que separa a fase α do campo $\alpha + \text{Mg}_2\text{Si}$, vê-se que à medida que a temperatura diminui, a solubilidade do Mg_2Si também diminui, o que nos leva a concluir que esta é uma liga suscetível ao endurecimento por precipitação [11,13].

2.4. Processo de laminagem

2.4.1. DESCRIÇÃO DO PROCESSO

Nos últimos tempos tem sido provado que as técnicas de deformação plástica severa, como a laminagem, foram propostas no sentido de melhorar o comportamento mecânico do material.

Contudo, o facto destes metais serem conduzidos em amostras com dimensões limitadas, revela-se uma fraqueza que fortemente afeta o seu potencial para aplicações industriais. A laminagem de chapa é o tipo mais simples de laminagem entre a larga variedade de tipos de laminagem. Neste processo, o metal passa por uma lacuna entre rolos cilíndricos, e a sua espessura é reduzida por deformação plástica. É aplicada uma força à chapa através das superfícies dos rolos ao passo que a mesma se move por entre eles. O processo pode ser realizado a temperatura elevada (a quente) ou a temperatura baixa (a frio). Se a temperatura na zona de trabalho é mais alta que a temperatura de recristalização do material, o processo é chamado de laminagem a quente. Quando a temperatura é mais baixa que a de recristalização, este designa-se por laminagem a frio [10,18].

Para além da modificação na forma da chapa, as propriedades mecânicas do material são também alteradas pela laminagem, como resultado da deformação plástica.

Durante o processo da laminagem, a energia é transferida dos rolos para a chapa através da fricção entre os cilindros e a superfície do material. À medida que a chapa passa pelo espaço entre os rolos, a sua espessura é uniformemente reduzida, o comprimento é aumentado e a largura permanece praticamente inalterada. Nos estudos atuais, temos presentes dois processos de laminagem bastante utilizados. A laminagem simétrica (ou convencional) e a laminagem assimétrica (notado com ASR do inglês “*asymmetric rolling*”), que serão as utilizadas neste estudo [18,19].

Entende-se por laminagem simétrica ou convencional, o processo no qual as velocidades lineares, radiais e os coeficientes de fricção da superfície dos rolos superior e inferior são iguais. Ao contrário da laminagem convencional, que pode apenas introduzir deformação na região superficial da chapa, a laminagem assimétrica ocorre quando qualquer um dos parâmetros de laminagem é distorcido. Ou seja, o processo de laminagem assimétrica tem como princípio básico o distúrbio da simetria do processo de laminagem convencional. A diferença de velocidades tangenciais entre o rolo superior e o rolo inferior, causa, para além da deformação por compressão resultante da redução de espessura da chapa, uma deformação por corte uniforme ao longo de toda a espessura, mantendo um elevado grau de fricção entre a chapa e os rolos. Esta combinação de deformações culmina no desenvolvimento de texturas específicas em ligas de alumínio, melhorando a distribuição das suas deformações [18,20].

Assim, esta aplicação de compressão direta e corte em espessura sobre o material deformado pode ser produzida por meio da utilização de diversas técnicas: a) rolos com diâmetros diferentes e velocidades angulares iguais, o que se traduz em velocidades periféricas diferentes (fig 9a); b) com diferentes condições de fricção com ou sem recurso a aplicação de diferente lubrificação na superfície de trabalho dos rolos (fig 9b); c) rolos com diâmetros idênticos e velocidades angulares diferentes (fig 9c) [18,19].

O refinamento efetivo da laminagem assimétrica depende fortemente do controlo das condições de laminagem, visto que o mesmo é imposto pela uniformidade da distribuição da deformação de corte ao longo da espessura. Adicionalmente, na laminagem assimétrica os pontos neutros não têm uma posição numa linha vertical, eles são deslocados de acordo com as condições assimétricas [10,18].

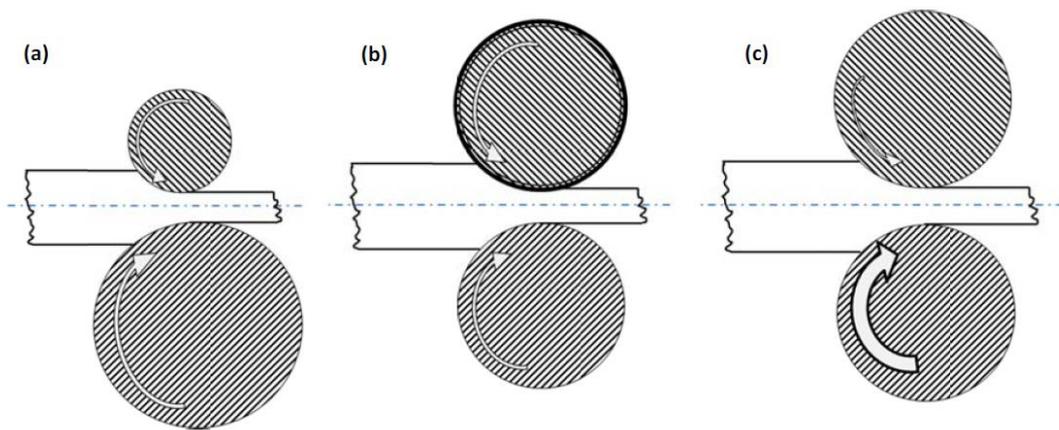


Figura 9 - Representação esquemática dos processos de laminagem assimétrica variando diferentes parâmetros: a) diâmetro dos rolos de trabalho, b) condições de fricção e c) velocidades angulares [19]

Devido a condições geométricas, na laminagem assimétrica, um ponto à superfície da chapa, à entrada dos rolos, tem uma velocidade mais baixa que a velocidade circunferencial dos rolos. À medida que avança, a chapa é puxada por fricção e pressionada. Depois de passar por entre os rolos, a velocidade à superfície da chapa é maior que a velocidade circunferencial dos rolos, visto que a chapa se deforma em comprimento à medida que a espessura diminui. É possível constatar esta análise através da figura seguinte [10,18].

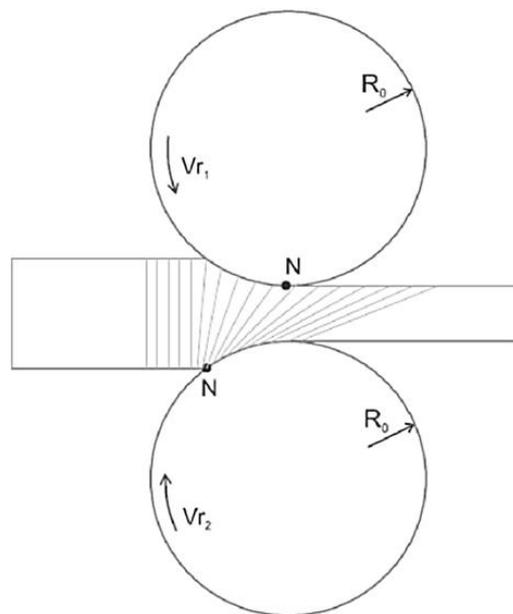


Figura 10 -Comportamento do material e posição de pontos neutros na laminagem assimétrica [18]

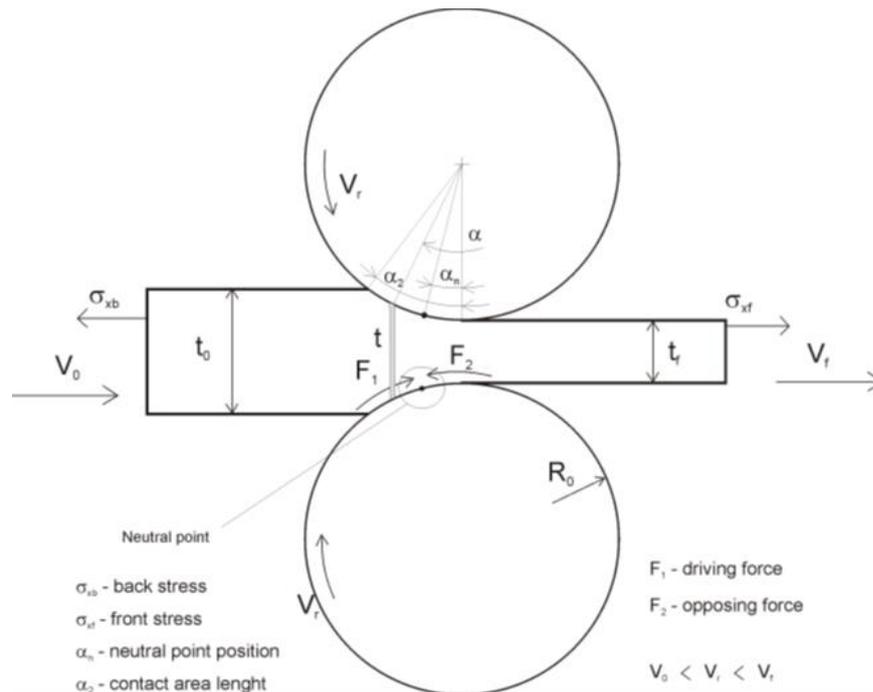


Figura 11 - Apresentação geral do processo de laminagem (simétrica) e principais parâmetros [10]

Recentemente, o processo de laminagem assimétrica tem sido introduzido como sendo uma técnica especial, com referência na melhoria da maleabilidade do metal. Este tipo de laminagem caracteriza-se ainda por gerar uma força e torque significativamente reduzidos, quando comparada à laminagem convencional. Isto leva a uma maior deformação do metal e, conseqüentemente, à formação de grãos mais finos e também à modificação da textura cristalográfica com uma performance aprimorada, podendo melhorar as propriedades da chapa durante o subsequente processo da deformação plástica. Estas vantagens, o sucesso na obtenção de uma espessura muito fina com alta precisão de laminagem, o melhor acabamento superficial da chapa e a redução da energia da laminagem suscitaram um grande interesse no estudo desta técnica, nos últimos anos. O objetivo final é estabelecer as condições de deformação e de tratamentos térmicos que maximizem o par resistência-ductilidade [10,18].

III. Material e Métodos Experimentais

Neste capítulo são apresentados os métodos experimentais utilizados neste trabalho, assim como a a caracterização do material inicial que irá servir de referência aos estudos apresentados à posterior.

3.1. Ensaio de dureza

Devido à facilidade de execução de um ensaio de dureza, quando comparado a um ensaio de tração por exemplo, e pela sua classificação como ensaio não destrutivo, este ensaio é amplamente utilizado em controlo de qualidade na indústria. A dureza de um material metálico (resistência à penetração), é medida forçando um corpo duro, o indentador, a penetrar a superfície da amostra com uma determinada força. O resultado deste ensaio consiste no quociente entre a carga e a área da impressão registada na superfície ou através da profundidade da impressão. Existem diferentes tipos de ensaio cujo método de avaliação varia. O indentador, varia em termos de forma e material; em relação à forma, esta pode ser esférica, piramidal ou cônica; em relação ao material este pode ser aço temperado, carboneto de tungsténio (metal duro) ou diamante [21,22].

Dos ensaios de dureza disponíveis os mais recorrentes são o ensaio de dureza Brinell, Rockwell e Vickers. Neste trabalho, para avaliar durezas, recorreu-se ao ensaio de micro dureza Vickers. Na Tabela 7, são apresentadas as condições de realização do ensaio.

Tabela 7 - Condições de realização dos ensaios de micro dureza Vickers [22]

Ensaio de dureza	Vickers
Norma	ISO 6507-1 2005
Temperatura	À temperatura ambiente entre 10 °C e 35 °C
Carga de ensaio	100 gf
Indentador	Pirâmide de diamante com base quadrangular e ângulo entre faces opostas de 136 °
Tempo de aplicação de Carga	15 s
Fórmula de cálculo de dureza	$HV = 0,1891 \frac{F}{\left(\frac{d_1 + d_2}{2}\right)^2}$

Na maioria dos ensaios de dureza normalizados, a carga é aplicada lentamente e penetra perpendicularmente (ver Figura 12) [21,22].

Neste caso específico, através da indentação, a medição das diagonais foi efetuada através do microscópio ótico com o auxílio das réguas oculares e a dureza adquirida automaticamente através do durómetro.

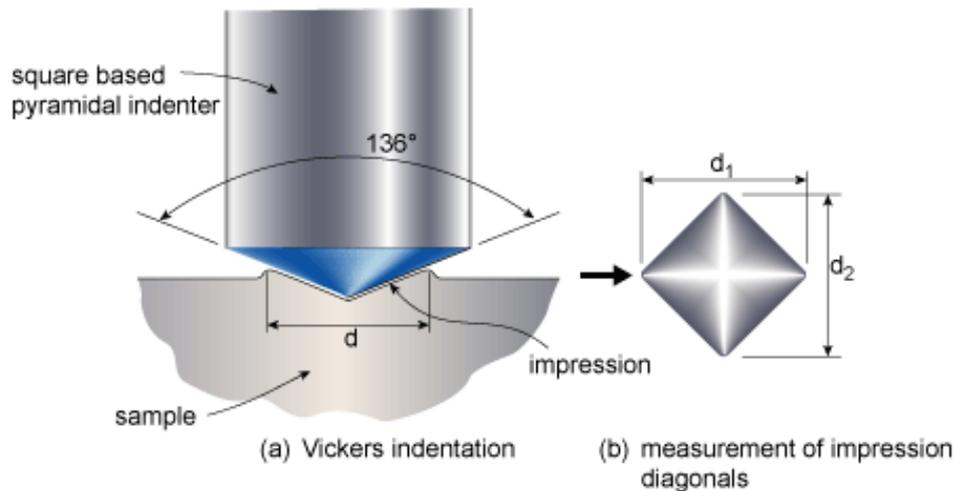


Figura 12 - Representação esquemática da aplicação da carga e da impressão deixada por uma indentação num ensaio de micro dureza Vickers; as diagonais utilizadas para o cálculo da dureza correspondem a d1 e d2 [21]

3.2. Ensaios de tração uniaxial

Um dos ensaios mais universais de todos os ensaios mecânicos é o ensaio de tração, devido à facilidade de execução e reprodutibilidade de resultados. A norma NP EN 10002-1 2006 define também o ensaio de tração como sendo um ensaio, à temperatura ambiente, num material metálico, que envolve a deformação de um provete sob a ação de uma força de tração, geralmente até à rotura, com o fim de determinar uma ou várias das características definidas pela mesma. Este ensaio consiste na solitação de um provete, cuja geometria e dimensões estão normalizadas de acordo com o tipo de produto, a uma força de tração continuamente crescente, uniaxial e aplicada lentamente, através de uma prensa universal. No decorrer do ensaio, mede-se a força aplicada, através de uma célula de carga, e a respetiva deformação sofrida, com o auxílio de um extensómetro. Posteriormente, apresentam-se, graficamente, os valores de tensão e deformação obtidos. A tensão nominal é dada pela equação $\sigma = \frac{F}{S_0}$, onde F representa a força de tração uniaxial média (N) e S_0 a secção inicial da zona útil do provete (mm^2). Por sua vez, a extensão nominal é calculada pela equação $\varepsilon = \frac{l-l_0}{l_0} = \frac{\Delta l}{l_0}$, onde Δl representa a variação de comprimento do provete e l_0 o comprimento inicial do provete, ambos em mm [21,23].

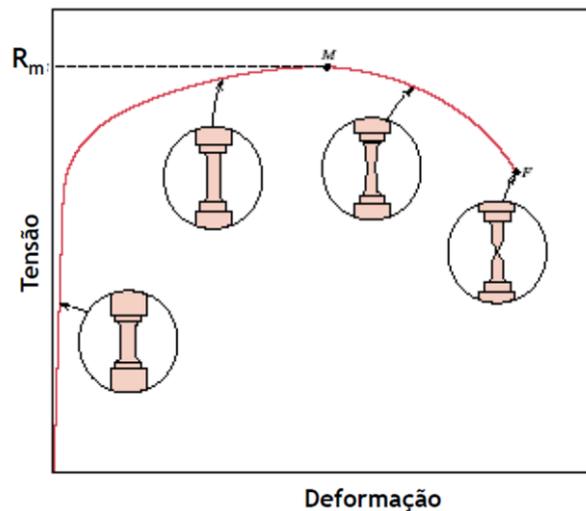


Figura 13 - Curva típica de um ensaio de tração [23]

Com o tratamento da curva nominal tensão vs deformação, é possível obter propriedades reativas a:

- Resistência mecânica:
 - Resistência à tração (R_m) ou tensão de rotura (σ_R): corresponde à tensão máxima aplicada ao material;
 - Módulo de elasticidade ou módulo de Young (E): declive inicial da curva, relacionável com a rigidez do material;
 - Tensão de fratura (σ_f): tensão aplicada ao provete quando este fratura, normalmente menor que a resistência à tração (R_m);
 - Tensão de cedência: tensão no ponto em que uma quantidade mensurável de deformação plástica é provocada (como na maioria dos casos não é possível obter este valor nas curvas de tração, este representa-se, geralmente, pela tensão limite de proporcionalidade a 0,2% ($R_{p0,2}$));
- Energia armazenada e absorvida:
 - Tenacidade (U_t): área total sob a curva, indica a energia total absorvida pelo provete até à rotura;
 - Resiliência: área sob a parte linear da curva, respetiva à energia elástica armazenada;
- Deformação plástica:
 - Extensão após rotura (A): alongamento total da amostra, consequência da deformação plástica;

- **Coefficiente de estrição (Z):** representa a redução de área sofrida pelo provete [23,24].
- **Deformação elástica:** deformação à qual o material consegue recuperar as suas dimensões originais assim que seja retirada a tensão aplicada sobre ele. A fase elástica obedece à Lei de Hooke que dita que a tensão é proporcional à deformação sendo a constante de proporcionalidade E, o módulo de Young (ou módulo de elasticidade).
- **Deformação uniforme ou deformação plástica uniforme:** é a deformação que sucede após a deformação elástica e vai até à tensão de rotura. Neste campo a deformação do material deixa de ser proporcional à carga aplicada e a tensão necessária para continuar a deformar aumenta até à tensão de rotura (σ_R). Toda a deformação até este ponto é uniforme na seção, após o mesmo ocorre a estrição do provete [25].

Do ensaio podemos avaliar ainda propriedades como o encruamento que se traduz no aumento da resistência provocada pela deformação plástica, ou a resistência do material à redução de espessura quando deformado plasticamente, denominado por coeficiente de anisotropia. Estes coeficientes são obtidos através dos valores reais (ou verdadeiros) de tensão e deformação [25].

- **Coefficiente de encruamento (n):** determinado a partir da curva tensão-deformação real, é obtido através da seguinte fórmula:

$$n = \frac{\log(\sigma_1) - \log(\sigma_2)}{\log(\varepsilon_1) - \log(\varepsilon_2)}$$

Em que 1 e 2 são pontos escolhidos na curva de tensão-deformação real na zona de deformação plástica uniforme [25].

- **Coefficiente de anisotropia (r):** assumindo que o volume do provete é constante durante o ensaio, ou seja: $\varepsilon_{comprimento} + \varepsilon_{largura} + \varepsilon_{espessura} = 0$; $\varepsilon_{espessura} = -(\varepsilon_{comprimento} + \varepsilon_{largura})$, o coeficiente de anisotropia, r , será calculado através do declive da reta resultante da linearização da equação:

$$r = \frac{\varepsilon_{largura}}{\varepsilon_{espessura}} = \frac{\ln\left(\frac{l}{l_0}\right)}{\ln\left(\frac{e}{e_0}\right)}$$

Onde apenas a deformação uniforme é considerada [25].

Analisando as curvas de tração, é fácil distinguir o comportamento do material quando sujeito a deformação plástica. Assim, um material frágil apresenta reduzida deformação plástica, reduzida energia de absorção e não sofre estrição, enquanto que um material dúctil sofre elevada deformação plástica, elevada absorção de energia e apresenta estrição (ver Figura 14) [23].

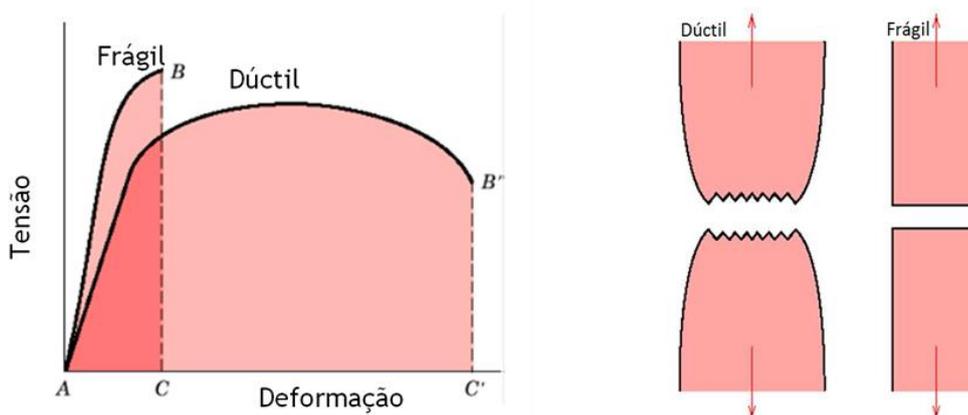


Figura 14 - (à esquerda) Representação esquemática de curvas de tração típicas de um material frágil e dúctil; (à direita) representação esquemática de uma fratura dúctil e frágil [23]

No presente trabalho foram utilizados dois equipamentos de ensaios devido a uma avaria no equipamento escolhido inicialmente para a realização do trabalho. Assim, para a primeira parte do trabalho (i.e. § 3.6.1 e § 3.7.1) foi utilizada a máquina de ensaios Shimadzu AG-100kN para registar a força e o sistema de correlação de imagem digital (DIC) 3D, acompanhado do software Aramis-5M para cálculo das deformações. A segunda parte de ensaios foi realizada com recurso à máquina Shimadzu AG-50kN que registou a força e foi utilizado o vídeo-extensómetro Messphysik ME 46 para registar as deformações em comprimento e largura.

3.3. Técnica de “Electron Backscatter Diffraction” EBSD

O EBSD, do anglo-saxónico *Electron BackScattered Diffraction*, e em português, Análise de Padrões de Difração de Eletrões Retrodifundidos, traduz-se numa técnica de caracterização de superfícies (até 100nm de profundidade) pela análise da difração de eletrões. Esta técnica complementar do Microscópio Eletrónico de Varrimento (SEM), consiste em colocar uma amostra com superfície perfeitamente plana inclinada a 70° com o feixe de eletrões incidente. Desta interação entre o feixe de radiação incidente com o

material resultam radiações que possibilitam a caracterização da amostra (ver Figura 15) [27]:

- Imagiologia (topografia, distribuição elementar)
- Espectroscopia (composição química)
- Difração eletrónica (estrutura cristalina)

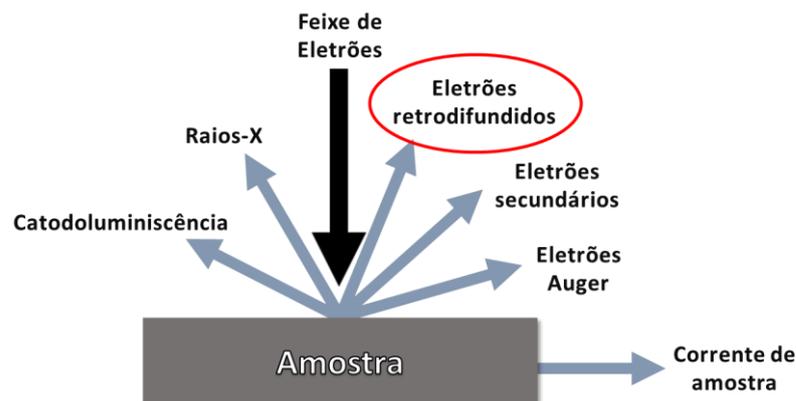


Figura 15 - Representação esquemática da análise SEM com destaque nas radiações de interesse para o EBSD

O coeficiente de retrodifusão depende do número atômico médio do material e assumindo que a direção de retrodifusão corresponde à direção especular relativamente à orientação feixe-amostra, consegue-se uma interação com a rede cristalina que introduz perturbações nas direções de emergência, conseguindo-se assim a análise EBSD. Os elétrons retrodifundidos, resultantes da interação elástica elétrons - amostra, geram padrões nos ângulos de emergência (linhas de Kikuchi) e a análise destes permitem caracterizar as simetrias associadas à estrutura cristalina, uma vez que estes padrões são conhecidos e indexados. Existem disponíveis duas metodologias de análise: a análise pontual e a análise extensiva (OIM). A análise pontual permite determinar a composição química (por EDS), caracterizar pontualmente a estrutura cristalina, determinar os parâmetros de rede e determinar a orientação do cristal no referencial da amostra. Por sua vez a análise extensiva, OIM (*Orientation Imaging Microscopy*), permite a aquisição e indexação automática numa área extensa de análise, a caracterização de propriedades estruturais do material (microestrutura) através de varrimento por “*Beam scan*” ou “*Stage Scan*” e a possibilidade de re-indexação posterior [27].

Esta técnica permite complementar a análise da orientação cristalográfica dos grãos do metal. Através desta, pequenas quantidades de grão em conjuntos, onde cada grão

tem a sua orientação específica, podem ser conhecidas e, assim, a microtextura pode ser obtida [28].

3.4. Textura cristalográfica

A presença de textura num metal deformado e/ou recozido faz com que este apresente propriedades mecânicas diferentes quando solicitado em direções distintas. A textura ocorre devido ao escorregamento de determinados planos cristalinos, os quais mudam a orientação cristalográfica durante a deformação [29,30].

A textura do material pode ser analisada através da observação da orientação dos grãos num determinado plano cristalográfico $\{hkl\}$, aproximadamente, paralelo ao plano da superfície da amostra e com uma determinada direção $\langle uvw \rangle$ do plano $\{hkl\}$, aproximadamente paralelo à direção de laminagem [28,29].

As principais componentes de textura de laminagem e recristalização em ligas de alumínio são *Cu*, *S*, *Goss*, *Cube*, *R*, *P* e *Q*. Tendo em conta as rotas de laminagem, normalmente, são geradas texturas de Fibra B (*Brass*: $\{011\} \langle 112 \rangle$; *S*: $\{123\} \langle 634 \rangle$; *Cu*: $\{112\} \langle 111 \rangle$). Estas texturas, após a recristalização (ou recozimento), transformam-se em *Cube* ($\{001\} \langle 100 \rangle$) e *Goss* ($\{011\} \langle 001 \rangle$) [29,30].

Um dos melhores métodos para a medição da textura é a função de distribuição da orientação dos grãos (ODF - *orientation distribution function*), que pode ser obtido pelo cálculo de diferentes superfícies das figuras de polos. Estas funções especificam a frequência de ocorrência de determinadas orientações num espaço tridimensional, que é definido por três ângulos Euler: φ_1 , Φ , φ_2 . As principais texturas encontram-se especificadas na Figura 16, assim como os seus ângulos de Euler e os respetivos índices Miller [29].

Designation	Miller indices $\{hkl\} \langle uvw \rangle$	Euler angles			Predicted anisotropy		Texture type
		φ_1	Φ	φ_2	\bar{r}	Δr	
C-Copper	$\{112\} \langle 111 \rangle$	90	35	45	3.4	-5.7	Rolling texture components
S	$\{123\} \langle 634 \rangle$	59	34	65	2.9	-5.1	
B-Brass	$\{011\} \langle 211 \rangle$	35	45	0	4.7	-8.1	
D-Dillamore	$\{4411\} \langle 11118 \rangle$	90	27	45	1.8	-3.3	Shear texture components
H	$\{001\} \langle 110 \rangle$	0	0	45	0.5	-1	
E	$\{111\} \langle 110 \rangle$	60	54.7	45	7.2	-0.5	
F	$\{111\} \langle 112 \rangle$	90	54.7	45	7.3	-0.8	
Cube	$\{001\} \langle 100 \rangle$	0	0	0	0.5	1	RX texture components
G-Goss	$\{110\} \langle 001 \rangle$	0	45	0	15	30	
R	$\{124\} \langle 211 \rangle$	53	36	60	1.9	-1.2	
P	$\{011\} \langle 112 \rangle$	65	45	0	2.8	1.6	
Q	$\{013\} \langle 231 \rangle$	58	18	0	0.54	-0.8	

Figura 16 - Principais componentes de textura dos materiais de estrutura cristalina CFC [29]

Posto isto, torna-se extremamente importante e necessário conhecer os aspetos metalúrgicos e mecânicos que conduzem à obtenção de uma textura, para poder ajustar as propriedades mecânicas de um material às exigências que a sua utilização futura impõe [28,29].

A orientação cristalográfica (textura) foi medida no material recebido e após laminagem. Para isso foi utilizado o microscópio de varrimento *HR-FE SEM Hitachi SU70*, equipado com um sistema *Quantax Cryst Align EBSD* da Bruker.

3.5. Preparação metalográfica

O primeiro passo para a análise metalográfica prende-se com a seleção de uma amostra. Esta etapa é muito importante, pois surgirão dela a base das conclusões de qualquer estudo. Após selecionar a amostra, há que prepará-la adequadamente para cada tipo de ensaio que sobre ela se pretende realizar. Os dois primeiros passos mais comuns a qualquer ensaio são: o corte, para dimensionamento da amostra e o polimento para preparação da superfície de análise [31].

Com o objetivo de cortar amostras de 20 x 25 mm para usar na análise de EBSD e nos ensaios de dureza recorreu-se à guilhotina.

Para os provetes a ensaiar à tração, uma vez que as dimensões finais são standardizadas, o método de corte usado foi a maquinação por CNC. Todos os provetes sujeitos a ensaio de tração foram cortados segundo o desenho técnico apresentado na Figura 17.

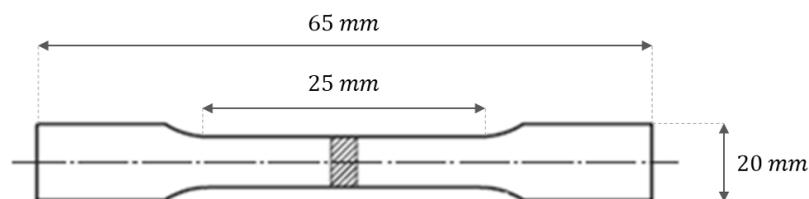


Figura 17 - Representação esquemática dos provetes ensaiados em tração com as respetivas dimensões

Quanto à superfície de análise, as amostras para EBSD e dureza, requereram polimento mecânico. Este passo consiste na abrasão da superfície da amostra contra lixas lubrificadas por água. No final, pretende-se um polimento fino das amostras de modo a retirar material da sua superfície até a obtenção de uma superfície brilhante, lisa e com

poucas imperfeições visíveis a olho nu. Neste processo de desbaste foram utilizadas lixas de carboneto de silício sucessivamente mais finas (de tamanho do grão inferior), sendo a primeira de 600, de seguida 1200, 2000 e, por último, 4000 *Mesch*.

Para o caso dos ensaios de EBSD, a amostra necessita também de um polimento eletrolítico que foi feito com recurso a um eletrólito Struers A2. Assim sendo, o processo foi realizado num equipamento automático de polimento e gravação eletrolítico Struers LectroPol-5.

Sendo que este conjunto de etapas pode inferir alterações estruturais das amostras durante a examinação, a preparação metalográfica adequada considera-se essencial. Neste trabalho, após as amostras serem cortadas nas dimensões pretendidas e polidas nas condições supramencionadas, consideraram-se garantidas as etapas de preparação metalográfica necessária.

3.6. Caracterização do material inicial

3.6.1. LIGA DE ALUMÍNIO – AA6022 – T4

Por forma a caracterizar o material no seu estado inicial, que servirá de referência para a análise das diferentes solicitações a impor neste estudo, o material foi testado através de ensaios de micro dureza Vickers e tração.

Na Tabela 8 são apresentados os valores obtidos nos ensaios de dureza.

Tabela 8 - Resultados de micro dureza Vickers da amostra inicial AA6022 T4

	Teste - HV					HV
	1	2	3	4	5	
<i>HV inicial</i>	100	96	95	101	93	97

Em tração, por forma a obter uma caracterização completa no material de referência, foram realizados ensaios em provetes cortados a três ângulos em relação a direção de laminagem, nomeadamente a 0°, 45° e 90° (representação esquemática na Figura 18).

Foram ensaiados 3 provetes para cada orientação e uma curva típica representante de cada uma está apresentada no gráfico da Figura 19.

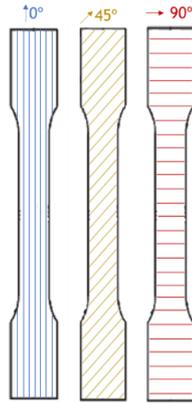


Figura 18. Representação esquemática de corte do material inicial segundo as três orientações em relação à direção de laminagem

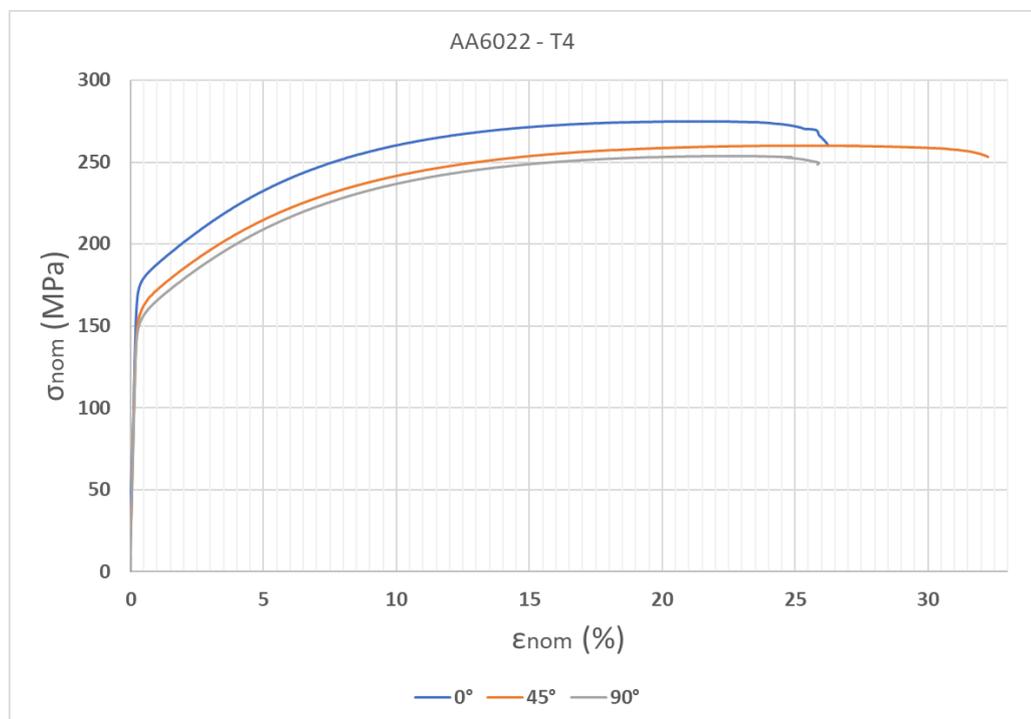


Figura 19 - Curvas de tensão-deformação nominal do material inicial AA6022 T4

Através do gráfico é possível observar que os provetes com orientação 0° apresentam maior resistência a tração e menor deformação total, embora muito próxima da deformação correspondente a 90°.

É ainda possível inferir que a orientação de 45° é a condição que apresenta o comportamento mais dúctil, com a maior deformação.

Os valores obtidos dos ensaios estão expressos na Tabela 9.

Tabela 9 - Resultados dos ensaios de tração das amostras iniciais AA6022-T4

Tração	Amostra Inicial - 6022_T4									
	0°				45°			90°		
	T1	T2	T3		T1	T2		T1	T2	
R _m (MPa)	275	275	277	276	260	261	261	248	254	251
R _{p0,2} (MPa)	181	180	180	180	166	161	163	155	154	155
ε _{uniforme} (%)	21,4	21,4	22	21,6	25,2	25,2	25,2	22,6	22,7	22,7
ε _{total} (%)	27,4	29,3	27,9	28,2	33,5	29,9	31,7	26,7	27,2	27
n	0,227	0,224	0,225	0,225	0,239	0,240	0,240	0,239	0,245	0,242
r	0,770	0,802	0,768	0,780	0,402	0,401	0,401	0,578	0,565	0,571
\bar{r}	0,538									
Δr	0,274									

Os resultados apresentados confirmam que a condição que oferece melhor comportamento mecânico é a orientação de 0°, com o R_m e R_{p0,2} superiores relativamente às outras orientações.

Quanto ao coeficiente de encruamento, este varia pouco de orientação para orientação, apresentando o menor valor para 0°. Por outro lado, quanto ao coeficiente de anisotropia, o valor varia consideravelmente e apresenta, na direção de laminação, o maior valor.

Tendo em conta os valores de anisotropia média ($\bar{r} \neq 1$) e anisotropia planar ($\Delta r \neq 0$), consideramos que o material é anisotrópico e, portanto, reage de maneiras diferentes a diferentes solicitações. A anisotropia média no valor de 0,538 indica que o material se irá deformar mais ao longo da sua espessura. No caso da anisotropia planar, o valor de 0,274 significa que o material é anisotrópico e que a sua deformação será diferente relativamente a uma direção escolhida no plano da chapa.

Das três, a orientação de 0° foi a que mostrou o maior valor de anisotropia, 0,78. Seguido de 90° com 0,57 e, por último, a orientação de 45° com o valor de 0,40. Estes valores de anisotropia, maiores em 0° e 90° e menores em 45° são responsáveis por gerar defeito de “orelhas” no caso de uma estampagem cilíndrica.

3.7. Laminagem

Como é bem sabido, no processo de laminagem o espaço entre os rolos traduzirá a espessura final da chapa definindo, assim, a taxa de deformação imposta por um passo. Contudo, verificou-se nos primeiros ensaios que a taxa de redução real era diferente da taxa de redução teórica calculada. Dado isto, a primeira etapa consistiu na realização de testes de laminagem com a finalidade de encontrar uma relação que melhor correlaciona a distância entre rolos e a redução real da espessura da chapa. Esta relação é representada na Figura 20.

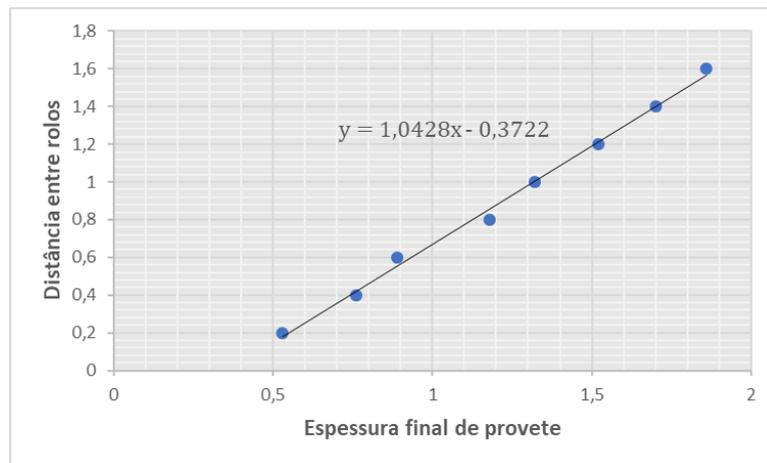


Figura 20 - Representação gráfica da equação obtida para obtenção da espessura real da chapa

Com base na equação obtida, determinou-se então as distâncias entre rolos para as taxas de redução teóricas a impor a cada passe, com o objetivo de se obter a espessura final de 1 mm, a partir de chapas com 2,1 mm de espessura correspondente ao material inicial.

No processo de laminagem foram utilizadas três rotas distintas para se garantirem diferentes condições de laminagem, como mostra a Figura 21, respetivamente:

○ CR - *Conventional rolling*;

○ ASRC - *Asymmetric rolling continuous*;

○ ASRR - *Asymmetric rolling reverse*.

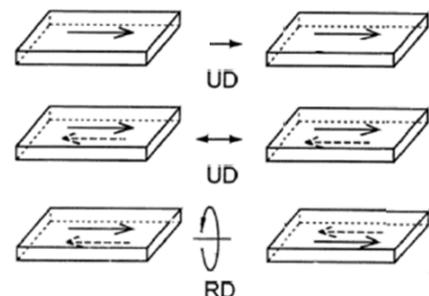


Figura 21 - Definição das rotas de laminagem implementadas para o estudo (adaptado)[18]

3.7.1. ESTUDO PRELIMINAR SOBRE VELOCIDADE DOS ROLOS

Num primeiro exercício, o objetivo era avaliar propriedades de um material sujeito a uma redução total real aproximada de 53% aplicando a cada passo uma redução teórica de 20% para os 3 diferentes métodos de laminagem: (ASRC), (ASRR) e (CR).

Assim no CR, tal como o método impõe, usou-se a mesma velocidade em ambos os rolos (i.e. 15 rpm). Nos métodos de laminagem assimétrica, ASRC e ASRR, manteve-se a velocidade do rolo superior, velocidade 1 (V1) e variou-se a velocidade do rolo inferior, velocidade 2 (V2), ver Figura 22.

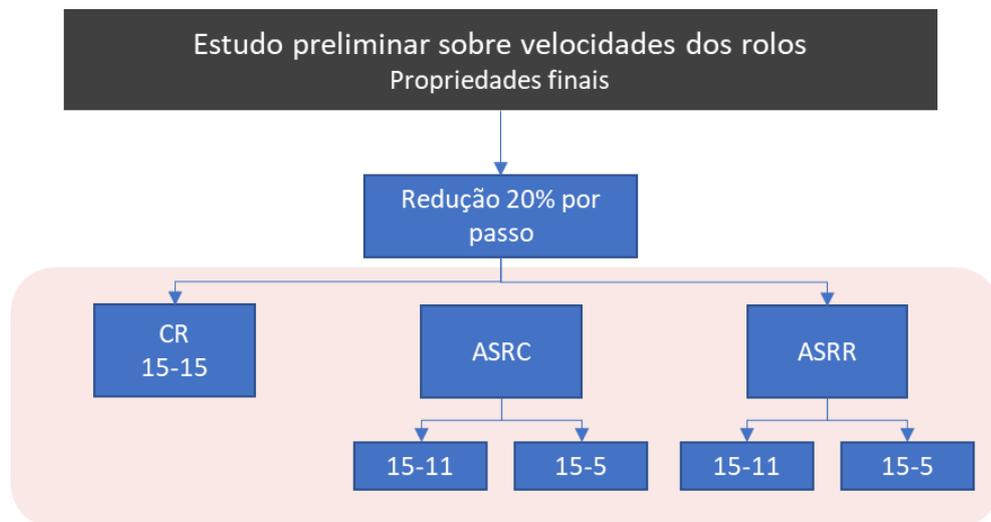


Figura 22 - Fluxograma do estudo preliminar sobre velocidades dos rolos, com as diferentes rotas de laminagem

Num total de 15 provetes, a classificação das amostras foram:

- Provetes de 1 a 3 - ASRC, velocidade 1 = 15 rpm, velocidade 2 = 11 rpm;
- Provetes de 4 a 6 - ASRR, velocidade 1 = 15 rpm, velocidade 2 = 11 rpm;
- Provetes de 7 a 9 - ASRC, velocidade 1 = 15 rpm, velocidade 2 = 5 rpm;
- Provetes de 10 a 12 - ASRR, velocidade 1 = 15 rpm, velocidade 2 = 5 rpm;
- Provetes de 13 a 15 - CR, velocidade 1 = 15 rpm, velocidade 2 = 15 rpm.

3.7.2. ESTUDO SEQUENCIAL POR PASSO DE LAMINAGEM

Numa segunda etapa, para o mesmo objetivo de redução total real de aproximadamente 53%, avaliaram-se as propriedades obtidas após cada passo de redução.

As reduções teóricas a impor a cada passo testadas foram de 20% e 30% para cada um dos métodos testados anteriormente. Nos métodos de ASR, nesta etapa, a razão entre as

velocidades dos rolos superior (v_1) e inferior (v_2) manteve-se constante, nomeadamente 15rpm/11rpm. Num total de 16 provetes, a classificação das amostras foram:

- Provetes de 1 a 4 - Provetes com 1 Passo com redução de 20% e 30% por passo para CR e ASR;
- Provetes de 5 a 10 - Provetes com 2 Passos com redução de 20% e 30% por passo para CR, ASRC e ASRR;
- Provetes de 11 a 13 - Provetes com 3 Passos com redução de 20% por passo para CR, ASRC, ASRR;
- Provetes 14 a 16 - - Provetes com 4 Passos com redução de 20% por passo para CR, ASRC, ASRR;

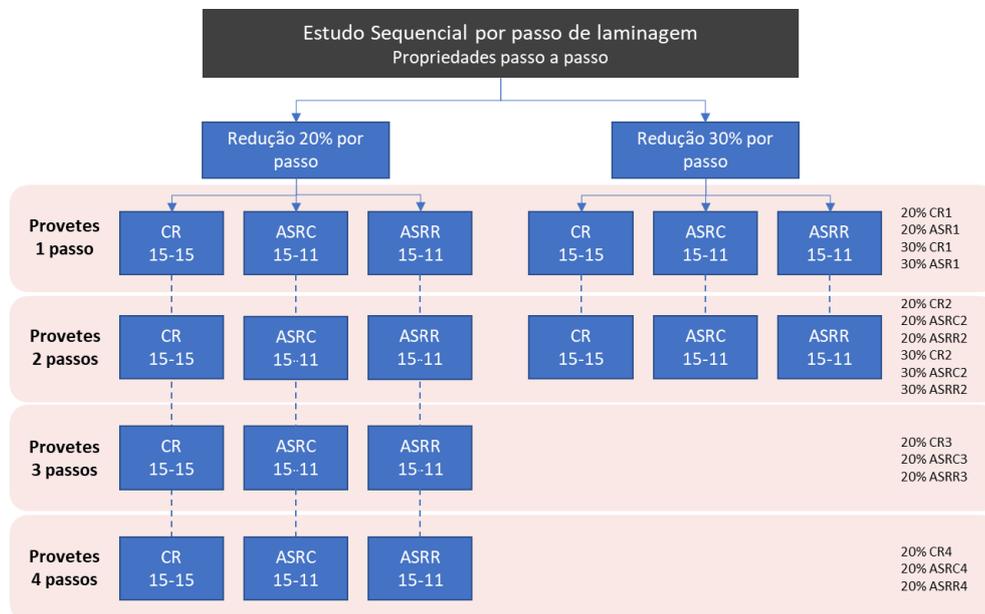


Figura 23 - Fluxograma do estudo sequencial por passo de laminagem, com as diferentes rotas

Avaliou-se ainda, nas 16 amostras, a variação de dureza ao longo da espessura do provete. Neste sentido, foram preparadas 3 amostras para cada tipo de laminagem, que correspondem ao centro (*MID*), ao topo (*FRONT*) e à base (*BACK*), de acordo com a Figura 24.



Figura 24 - Representação esquemática das amostras retiradas para avaliação de micro durezas ao longo da espessura do provete

3.7.3. LAMINAGEM SEGUIDA DE TRATAMENTO TÉRMICO

Posteriormente, o foco deteve-se na análise do impacto do tratamento térmico nas propriedades do material. Para isso, foram submetidos ao tratamento térmico os provetes dos últimos passos do estudo anterior correspondentes ao segundo passo (30% redução por passo) e ao quarto passo (20% redução por passo) cuja redução total real foi de sensivelmente 53%.

O tratamento efetuado foi um recozimento, na tentativa de reduzir a densidade de deslocamentos com objetivo de aumentar a sua capacidade de deformação, mas sem diminuir muito a sua resistência a tração.

O recozimento pleno tem como objetivo a obtenção das condições de plasticidade máxima do metal, ou seja, uma recristalização total do material, na qual a temperatura de aquecimento ronda os 350°C. Um dos problemas deste tratamento prende-se com o superaquecimento, causando a coalescência e o crescimento exacerbado dos grãos, designada “casca de laranja” [15].

Neste caso, de modo a evitarem-se problemas derivados de um superaquecimento, optou-se por submeter as amostras da liga a um recozimento parcial, conferindo respetivamente uma recristalização parcial do material. Este tipo de recozimento confere ao produto final uma maior resistência mecânica e a gama de temperaturas está compreendida entre os 200°C e os 280°C, tendo em conta a percentagem de redução aplicada na laminagem [15].

No presente estudo, o tratamento térmico consistiu em elevar a temperatura a 200°C, colocar as amostras a essa temperatura durante 30 minutos e posteriormente arrefecer até à temperatura ambiente em ar calmo.

No total, 6 provetes laminados foram sujeitos ao tratamento térmico, de acordo com a descrição seguinte (ver Figura 25):

- Provetes laminados de 8 a 10 - 2 Passos com redução de 30% para CR, ASRC e ASRR;
- Provetes laminados de 14 a 16 - Provede com 4 Passos com redução de 20% para CR, ASRC e ASRR;

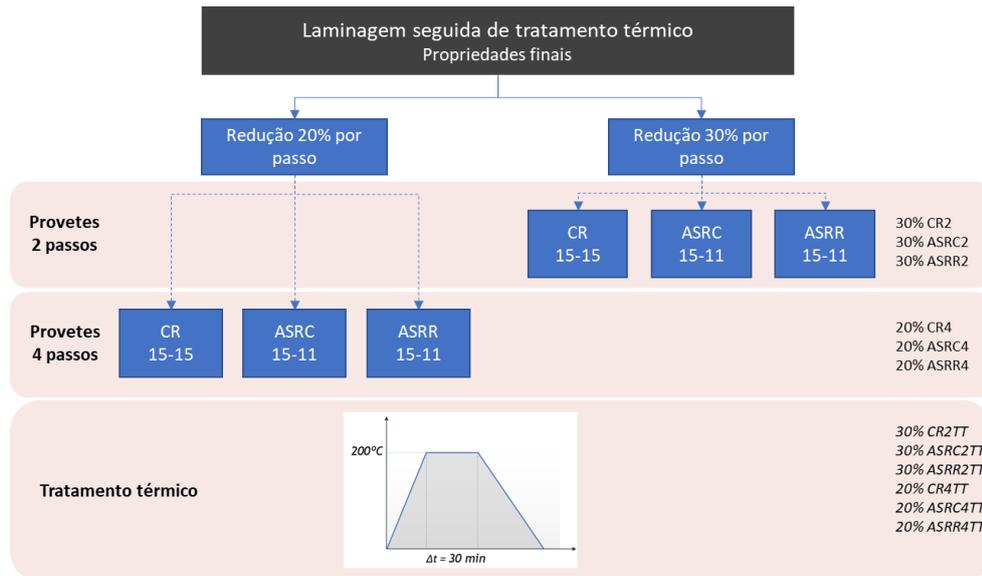


Figura 25 - Fluxograma da laminagem seguida de tratamento térmico, com as diferentes rotas de laminagem e as condições do respetivo tratamento térmico

Como no outro estudo, o objetivo seria a obtenção de provetes maquinados para realizar ensaios de dureza, ensaios de tração e análise de microestrutura por EBSD.

IV. Resultados e discussão

Neste quarto capítulo é feita a análise detalhada de todos os resultados obtidos dos estudos realizados neste trabalho, apresentando resultados de dureza e de comportamento mecânico, acabando com uma análise da textura do material.

4.1. Estudo preliminar sobre velocidades dos rolos

No primeiro estudo, como já definido anteriormente, serão analisados os resultados de dureza e propriedades mecânicas, por forma a ser avaliada a influência da variação das velocidades do rolo inferior no material.

4.1.1. ANÁLISE DA DUREZA

Sobre um provete representante de cada condição, foram realizados ensaios de dureza. O ensaio realizado foi um ensaio de micro dureza Vickers (HV) onde a carga aplicada foi 100 N durante 15 segundos (ver Tabela 10).

Tabela 10 - Resultados de micro dureza Vickers do estudo preliminar sobre velocidades dos rolos

07/jun		Teste - HV					HV	Inicial - AA6022 - T4
		1	2	3	4	5		
A m o s t r a	1 - ASRC(15-11)	130	124	132	122	115	124	97
	4 - ASRR(15-11)	119	126	120	124	120	120	
	7 - ASRC(15-5)	118	117	112	109	117	117	
	10 - ASRR(15-5)	126	119	130	122	124	124	
	13 - CR	119	120	125	119	118	119	

Os mesmos ensaios voltaram a ser repetidos uma semana depois, visando avaliar o impacto do tempo (ou envelhecimento natural) na dureza do material. Os resultados obtidos podem ser analisados na seguinte Tabela 11.

Tabela 11 - Resultados de micro dureza Vickers do estudo preliminar sobre velocidades dos rolos, com ênfase no envelhecimento natural

12/jun		Teste - HV					HV	Inicial - AA6022 - T4
		1	2	3	4	5		
A m o s t r a	1 - ASRC(15-11)	126	135	132	130	126	130	97
	4 - ASRR(15-11)	122	129	129	133	125	129	
	7 - ASRC(15-5)	122	121	113	118	123	121	
	10 - ASRR(15-5)	127	123	129	132	132	129	
	13 - CR	123	122	116	128	129	123	

Graficamente, conseguimos avaliar que ocorreu um envelhecimento natural que levou a um pequeno aumento da dureza em todas as amostras.

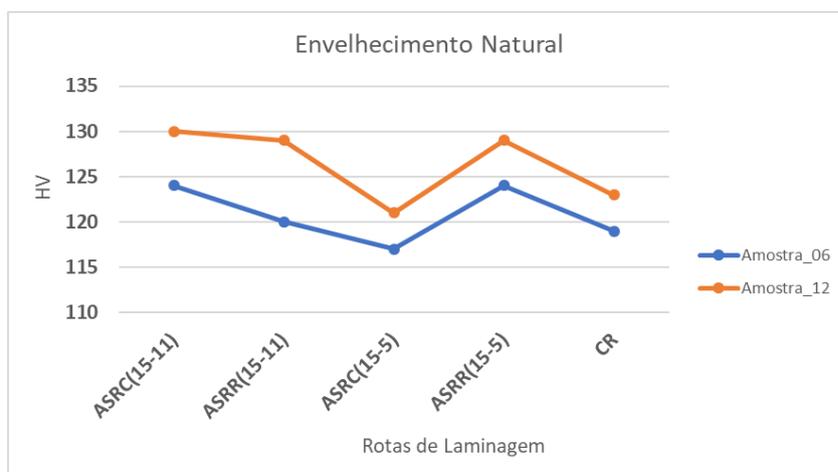


Figura 26 - Gráfico para análise do impacto de envelhecimento natural dos resultados de micro dureza Vickers do estudo preliminar sobre velocidades dos rolos

Comparativamente aos resultados obtidos para a amostra inicial pode-se ver que todas as durezas subiram significativamente com o processo de laminagem.

Assim, consegue-se observar que em ambos os períodos de medição os métodos que traduzem maiores resultados de dureza são: os provetes 1, ASRC (15-11), e 10, ASRR (15-5).

Por outro lado, os provetes 7 e 13, ASRR (15-11) e CR, respetivamente, apresentam os resultados de dureza sensivelmente mais baixos.

Dentro do *Asymmetric Rolling* é de notar o diferente comportamento na dureza com a alteração da velocidade do segundo rolo. Observando que, no ASRC a diminuição de velocidade do rolo inferior provoca uma diminuição consequente de dureza e que, no ASRR, a mesma diminuição de velocidade do rolo inferior provoca um aumento de dureza.

Quanto ao envelhecimento das amostras, este afeta positivamente a dureza das mesmas, mantendo uma tendência espectável de resultados. É de notar que o provete 4, ASRR (15-11), foi o que apresentou um aumento de dureza mais significativo.

4.1.2. ANÁLISE DO COMPORTAMENTO MECÂNICO

Para avaliar as propriedades mecânicas foram ensaiados por tração os provetes para cada rota de laminagem. O gráfico de tensão-deformação nominal obtido é apresentado na Figura 27.

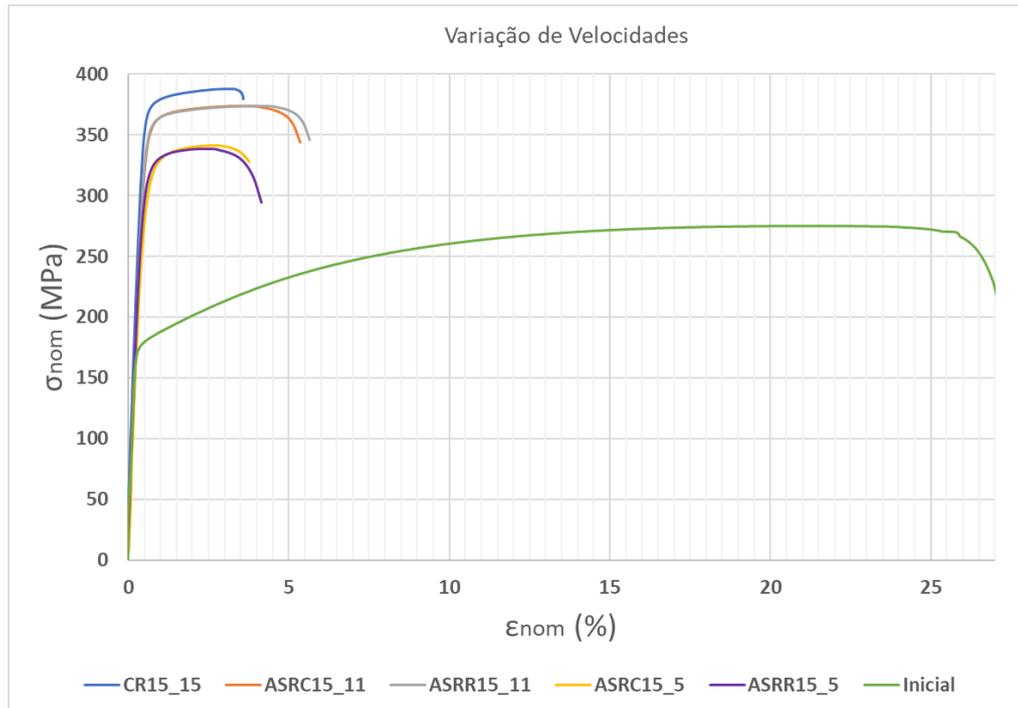


Figura 27 - Curvas de tensão-deformação nominal dos provetes do estudo preliminar sobre velocidades dos rolos

Rapidamente se nota que, tendo em conta a curva obtida para a amostra inicial, para este estudo, houve um grande aumento nos valores de tensão nominal após laminagem. Por outro lado, a deformação total diminuiu, de uma forma geral para um quinto da deformação total da amostra inicial.

Analisando o gráfico podemos observar que a laminagem simétrica produz maiores valores de tensão, tanto de cedência como de rotura, e menores valores de deformação plástica em comparação com a laminagem assimétrica, onde podemos observar que praticamente não há diferença entre ASRC e ASRR. No entanto, a laminagem ASR parece ser influenciada pela razão da velocidade dos rolos, apresentando melhores resultados de tensão e deformação para uma razão inferior (i.e. 15/11). Os resultados obtidos do ensaio encontram-se resumidos na Tabela 12.

Através da análise é possível validar que CR é o método que promove uma maior resistência à tração, bem como a maior tensão de cedência.

Dentro dos métodos de laminagem assimétrica (ASR) vemos uma variação significativa com a alteração da velocidade do rolo inferior. Obtendo-se resultados de tensões de rotura e tensões de cedência superiores em aprox. 10% para o ASR 15-11 em comparação a ASR 15-5.

Tabela 12 - Resultados dos ensaios de tração das amostras do estudo preliminar sobre velocidades dos rolos

	Velocidades dos Rolos					AA6022 - T4
	CR	ASRC 15-11	ASRC 15-5	ASRR 15-11	ASRR 15-5	
R_m (MPa)	388	374	343	371	333	276
$R_{p0,2}$ (MPa)	372	356	320	358	317	180
$\epsilon_{uniforme}$ (%)	3,2	3,7	2,5	3,7	2,6	21,6
ϵ_{total} (%)	3,6	5,4	3,8	5,6	4,2	28,2
n	0,040	0,042	0,060	0,039	0,060	0,225
r	0,685	0,622	0,640	0,598	0,608	0,780

O coeficiente de encruamento (n) também se mostra sensível à variação da velocidade do rolo inferior. As rotas ASR cuja velocidade inferior foi mais rápida e mais próxima do rolo superior, ou seja, ASR 15-11, apresentaram coeficientes de encruamento inferiores àqueles cuja velocidade inferior foi de 5. Nota-se que os valores deste coeficiente diminuiram significativamente em comparação com os da amostra inicial.

O coeficiente de encruamento do ASRC 15-11 e ASRR 15-11 foi semelhante ao CR 15-15.

No coeficiente de anisotropia, a sensibilidade à variação de velocidades não é tão evidente, contudo existe uma correlação deste com o método. O método que apresenta um maior coeficiente de anisotropia é o CR, seguido do ASRC e ASRR, respetivamente. Dentro do ASR, a velocidade do rolo inferior de 5 apresenta coeficientes de anisotropia ligeiramente superiores. Para com os valores da amostra inicial, este coeficiente também representou uma diminuição.

4.2. Estudo sequencial por passo de laminagem

Para o segundo estudo, serão analisados e discutidos os resultados de dureza e propriedades mecânicas, por forma a ser avaliada a influência do processo de laminagem a cada passo de laminagem e, ainda, uma avaliação das durezas ao longo da espessura da amostra.

4.2.1. ANÁLISE DA DUREZA

Sobre um provete representante de cada condição, foram realizados ensaios de dureza em três zonas (como apresentado em 3.7.2 Estudo sequencial por passo de laminagem).

Os resultados obtidos para os provetes que sofreram uma taxa de redução por passo de 20% encontram-se na Figura 28.

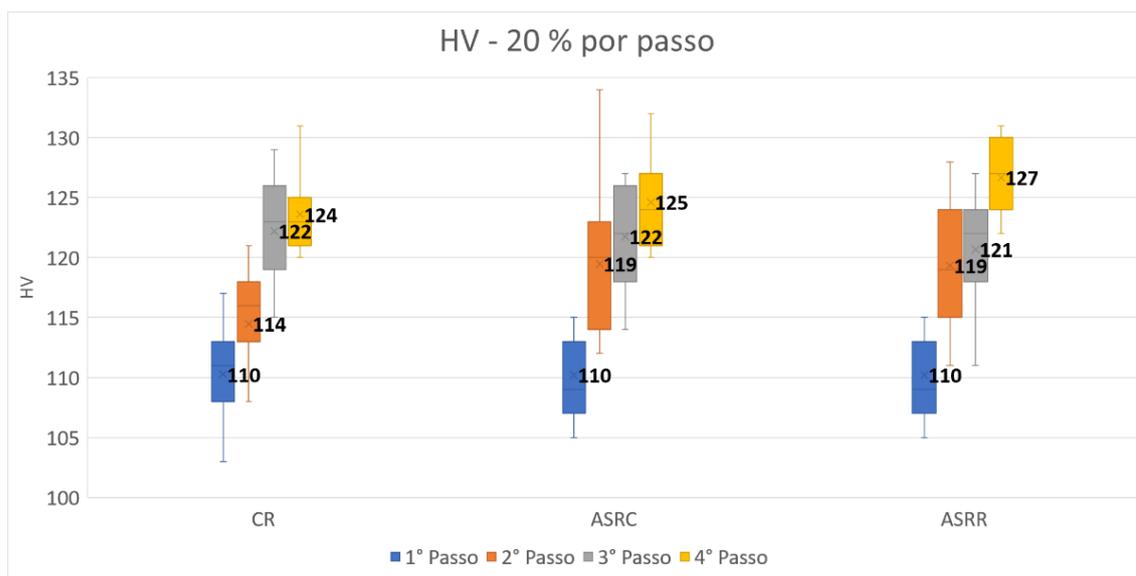


Figura 28 - Resultados de micro dureza Vickers obtidos no estudo sequencial por passo de laminagem dos provetes, com uma taxa de redução teórica imposta de 20% por passo

Tal como no primeiro estudo e como já seria de esperar, as durezas aumentaram relativamente à amostra inicial.

Através do gráfico, focando os valores médios, consegue-se observar que, a cada passo, existe um incremento de dureza para qualquer um dos métodos de laminagem.

No 1º passo de laminagem, as durezas obtidas em qualquer método são semelhantes, sendo de salientar que a única diferença nesta condição é a velocidade do rolo inferior, ou por outras palavras, a razão entre as velocidades dos rolos. No 2º passo, o aumento de dureza é consideravelmente maior nos ASR, comparativamente ao CR. No 3º passo, a média dos resultados obtidos em todos os métodos é equiparável e no final, no 4º passo, volta a diferenciar-se.

O método que promove consistentemente, ao final dos 4 passos, valores de dureza superiores é o ASRR, seguido do ASRC e por fim CR.

Relativamente aos resultados obtidos para os provetes que sofreram uma redução teórica de 30% por passo, os mesmos estão apresentados na Figura 29.

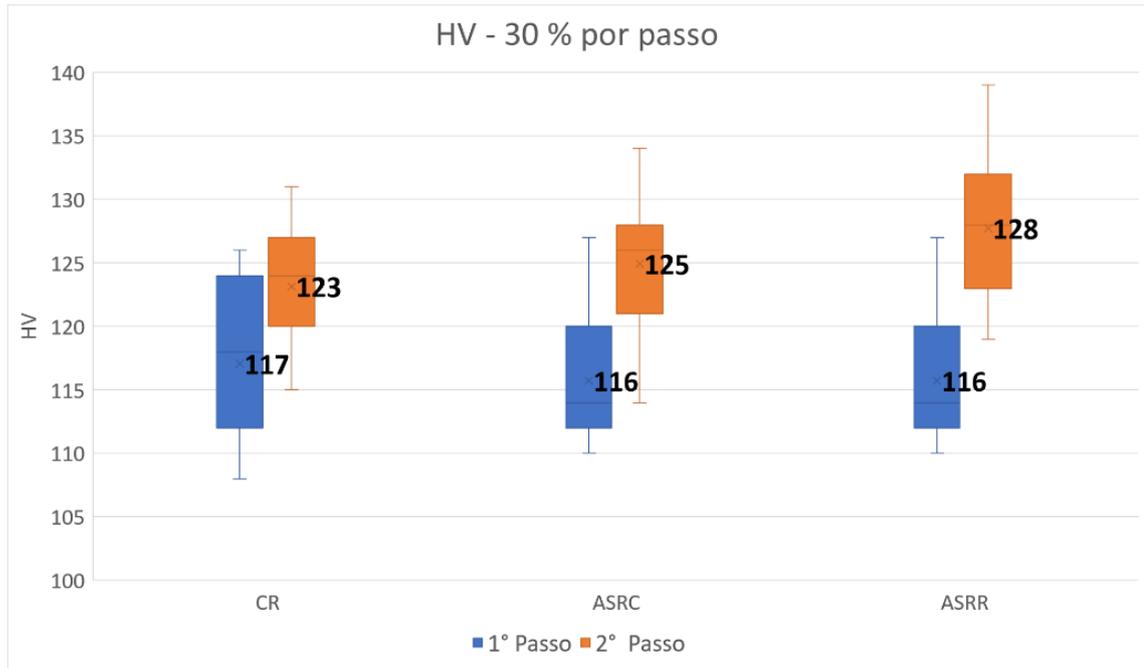


Figura 29 - Resultados de micro dureza Vickers obtidos no estudo sequencial por passo de laminagem dos provetes, com uma taxa de redução teórica imposta de 30% por passo

No caso da redução de 30% por passo, as durezas após os processos de laminagem também aumentaram, mas houve um maior aumento logo após o primeiro passo, comparativamente à redução de 20% por passo.

Na redução de 30% por passo, conseguimos encontrar um padrão de resultados semelhante. Após o 1° passo as durezas aferidas em cada método eram semelhantes e, após o 2° e último passo, as durezas do método de ASRR foram as mais altas, seguidas do ASRC e com os valores mais baixos CR.

Avaliação da variação de durezas ao longo da espessura do provete FRONT/MID/BACK

Na análise dos resultados obtidos entre *FRONT/MID/BACK* para os provetes cuja taxa de redução foi de 20%, através dos gráficos da Figura 30, temos que:

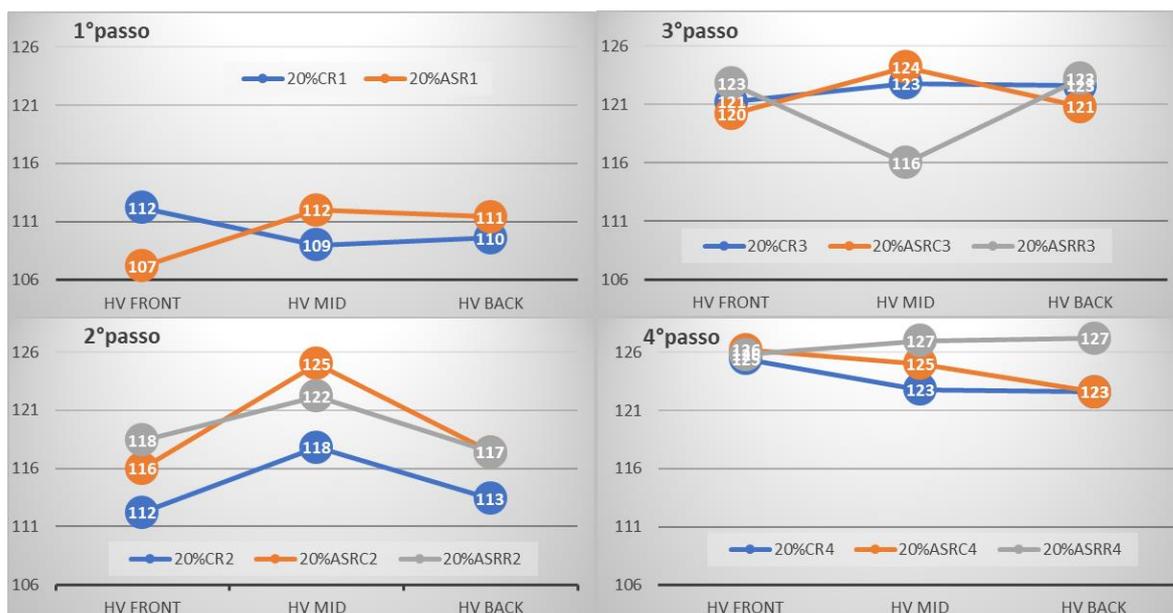


Figura 30 - Resultados de micro dureza Vickers obtidos em provetes com redução teórica de 20% por passo, para a avaliação da variação de durezas ao longo da espessura

No 1º passo não se observam variações consideráveis entre as três áreas de análise.

No 2º passo destaca-se a dureza obtida na zona *MID*. Em todos os métodos o maior aumento de dureza foi conseguido no centro da amostra. Em cada um dos métodos, verificou-se que em *FRONT* e em *BACK*, ou seja, nas zonas superficiais da amostra, as durezas obtidas foram semelhantes;

No 3º passo verificou-se um grande aumento nas durezas superficiais (*FRONT/BACK*), que passaram, assim, a acompanhar as durezas *MID* (excetuando o método ASRR, que apresentou uma descida de dureza). Desta maneira, podemos concluir que, neste passo, não são notáveis grandes variações de durezas entre as diferentes zonas.

No 4º e último passo não se vêem grandes variações entre as durezas nas diferentes áreas, dos diferentes métodos. É também notório, de *FRONT* até *MID*, um aumento das durezas em ASRR, enquanto que em CR e em ASRC ambas vão diminuindo.

No caso dos provetes cuja taxa de redução sofrida foi de 30%, consegue-se observar através do gráfico da Figura 31 o seguinte.

À semelhança do comportamento observado nos provetes de 20% de redução por passo, também nestes, após o 1º passo não há grandes variações de dureza nas diferentes áreas analisadas.

No 2º passo, todos os valores de dureza de cada área aumentam. Contudo, a variação entre si não sugere nenhuma tendência ou alguma análise de relevo.

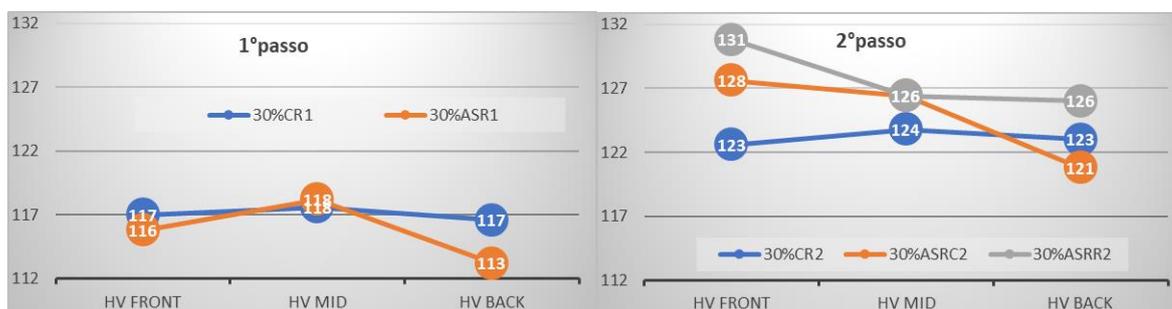


Figura 31 - Resultados de micro dureza Vickers obtidos em provetes com redução teórica de 30% por passo, para a avaliação da variação de durezas ao longo da espessura

4.2.2. ANÁLISE DO COMPORTAMENTO MECÂNICO

O comportamento mecânico registado nos ensaios de tração dos provetes referentes ao estudo de redução de 20% e 30% por passo, é apresentado nas Figuras 32-35 e Figuras 36-37, respetivamente.

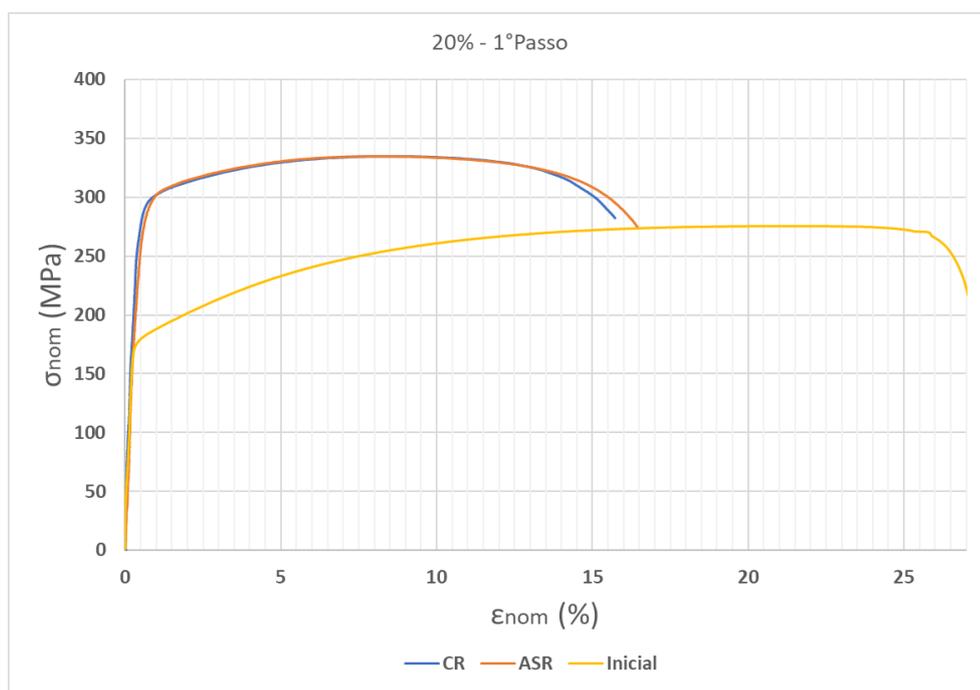


Figura 32 - Curvas de tensão-deformação nominal dos provetes resultantes do 1º passo de laminagem com uma redução teórica de 20%, do estudo sequencial por passo de laminagem

Para os provetes de redução de 20%, no primeiro passo, observam-se comportamentos muito idênticos entre os dois tipos de laminagem. Apenas se nota que o ASR fratura com uma deformação plástica ligeiramente maior.

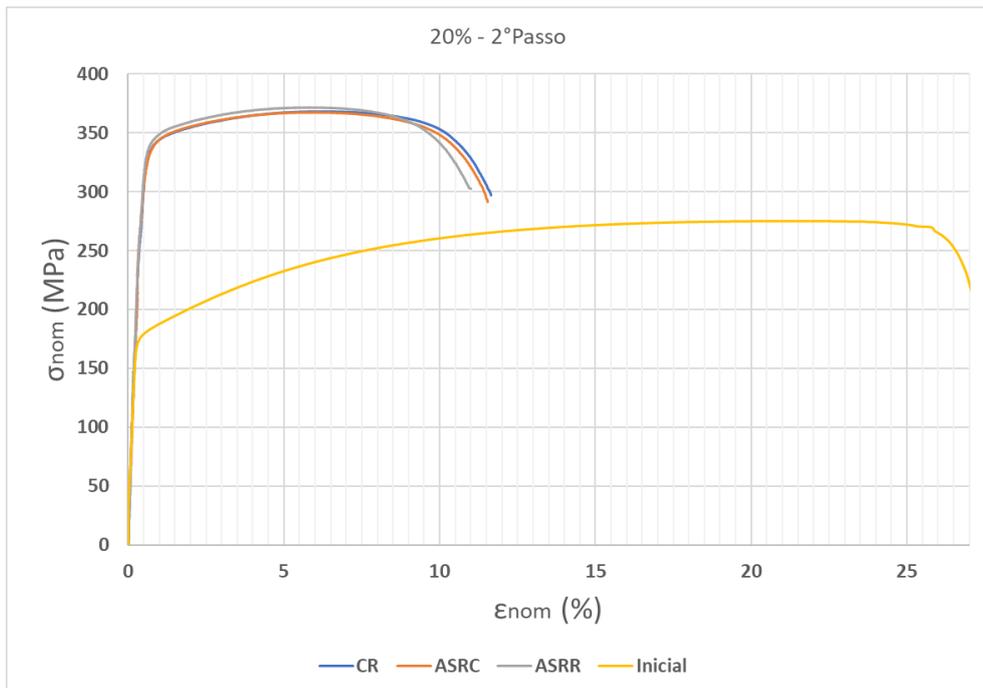


Figura 33 - Curvas de tensão-deformação nominal dos provetes resultantes do 2º passo de laminagem com uma redução teórica de 20%, do estudo sequencial por passo de laminagem

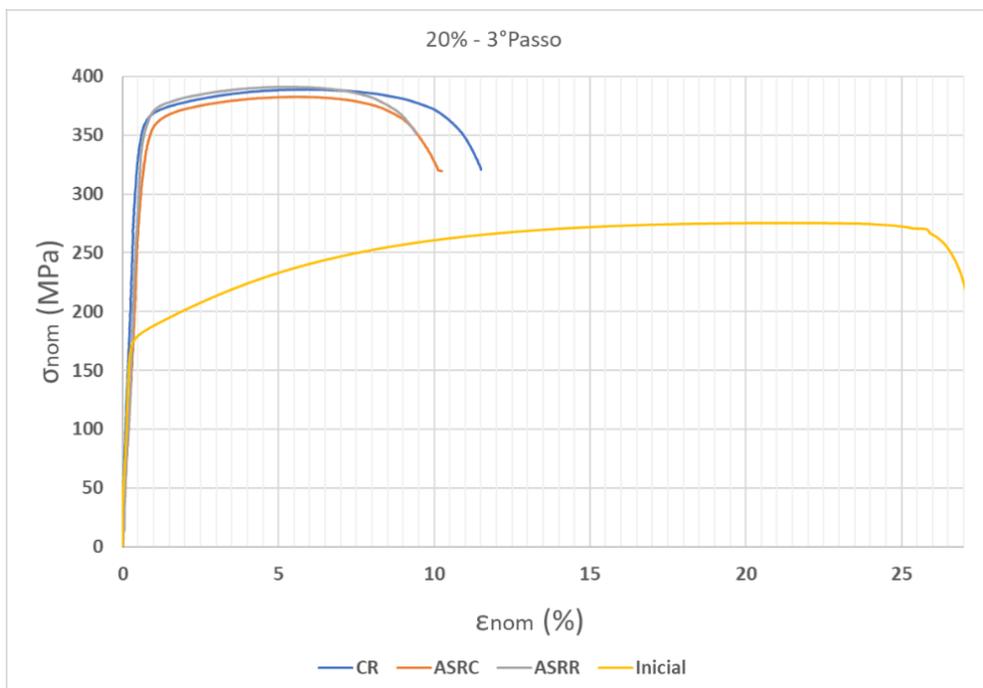


Figura 34 - Curvas de tensão-deformação nominal dos provetes resultantes do 3º passo de laminagem com uma redução teórica de 20%, do estudo sequencial por passo de laminagem

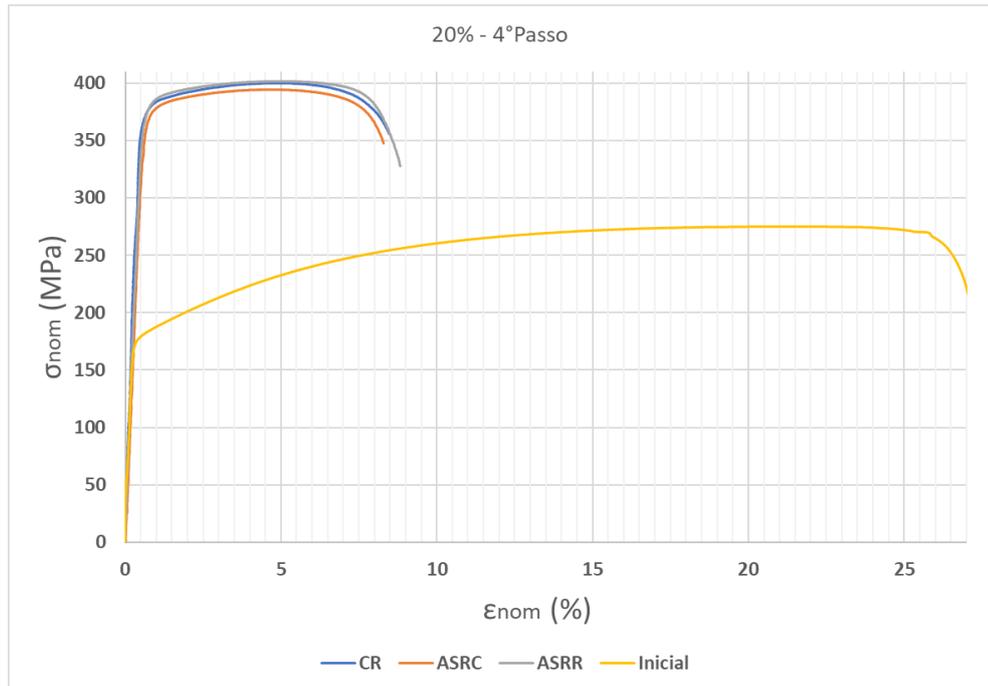


Figura 35 - Curvas de tensão-deformação nominal dos provetes resultantes do 4º passo de laminagem com uma redução teórica de 20%, do estudo sequencial por passo de laminagem

No segundo passo, observa-se, novamente, um comportamento idêntico para as três rotas de laminagem. De notar que o ASRR apresenta uma deformação menor até à rotura ao contrário do CR que é a trajetória que apresenta a maior deformação total das três. Por outro lado, o valor é muito próximo do valor da deformação total de ASRC.

No terceiro passo, podemos verificar que as curvas já se diferenciam ligeiramente umas das outras. Ao nível de tensões, o ASRR e o CR apresentam valores superiores a ASRC. Em termos de deformação, o CR é o que apresenta maior deformação plástica até à rotura.

No quarto e último passo, os três métodos apresentam comportamentos semelhantes, sendo que o CR e ASRR apresentam ligeiramente melhores resultados ao nível da resistência à deformação e maiores valores de deformação total.

Tendo em conta a curva da amostra inicial AA6022 - T4, facilmente se verifica que, também neste estudo, o processo de laminagem representa um ganho nos valores de tensão, mas um decréscimo nos valores de deformação total. É também de realçar que, ao longo dos passos, o ganho nos valores de tensão vai aumentando até, no 4º passo, chegar aos 400 MPa. Com este aumento, a deformação total vai diminuindo desde os cerca de 17% (1º passo) até aos 9% (4º passo).

Quanto aos provetes cuja redução sofrida foi de 30%, no primeiro passo, como se pode observar na Figura 36, temos um comportamento semelhante em que CR apresenta uma deformação plástica superior.

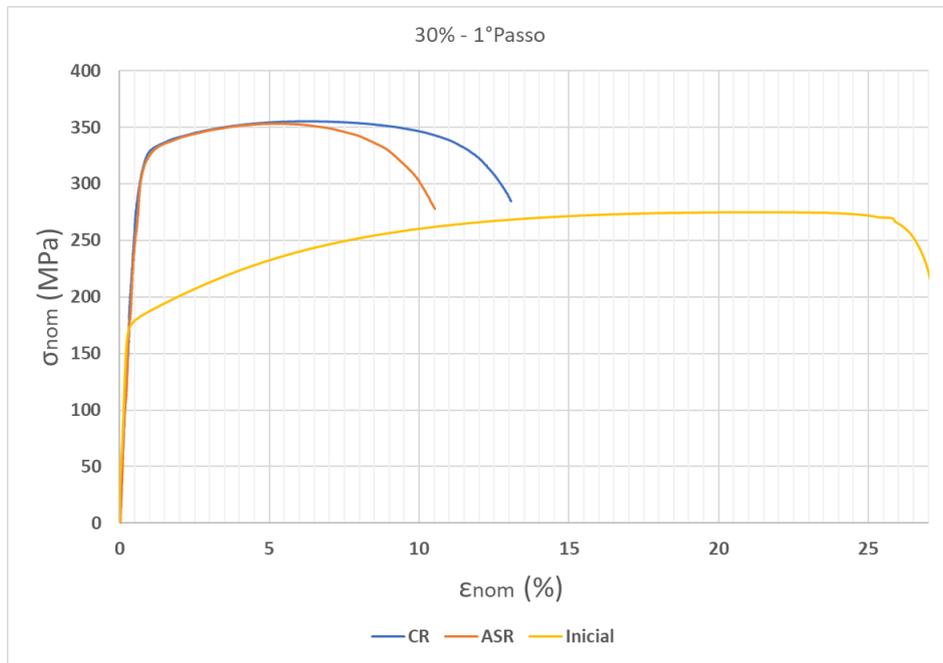


Figura 36 - Curvas de tensão-deformação nominal dos provetes resultantes do 1º passo de laminagem com uma redução teórica de 30%, do estudo sequencial por passo de laminagem

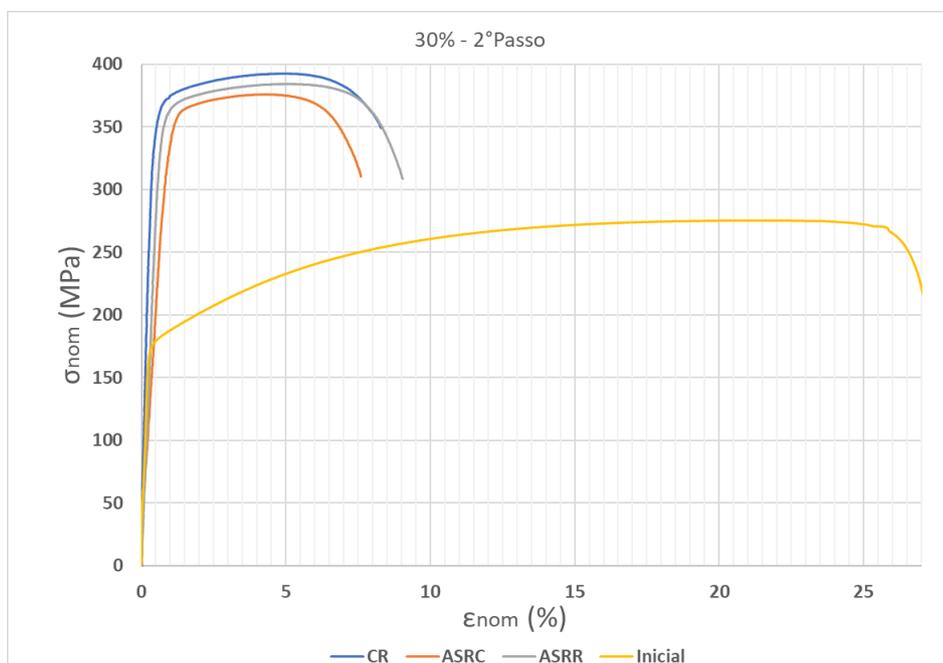


Figura 37 - Curvas de tensão-deformação nominal dos provetes resultantes do 2º passo de laminagem com uma redução teórica de 30%, do estudo sequencial por passo de laminagem

No segundo passo, as diferenças entre métodos tornam-se mais evidentes, Figura 37. A curva que apresenta maior resistência à deformação, ou seja, menor deformação para a mesma tensão nominal, é a correspondente ao método do CR seguido do ASRR e por último ASRC.

Neste último passo, de todos os métodos, o que apresenta uma maior deformação plástica é o ASRR.

Para a redução de 30% por passo, o comportamento é semelhante a 20%. Observa-se que o processo de laminagem representa um ganho nos valores de tensão, e um decréscimo nos valores de deformação total, sendo que, neste caso, os valores de tensão vão aumentando até, no 2º passo, chegarem quase aos 400 MPa, e os de deformação total vão diminuindo desde os cerca de 12% (1º passo) até aos 8,5% (2º passo), encurtando assim o intervalo de valores, relativamente à redução de 20%. Em detalhe, os resultados obtidos em cada ensaio podem ser analisados na Tabela 13.

Tabela 13 - Resultados dos ensaios de tração das amostras do estudo sequencial por passo de laminagem

	20%												30%						AA6022 - T4 \bar{T}
	CR				ASRC				ASRR				CR		ASRC		ASRR		
	1 passo	2 passo	3 passo	4 passo	1 passo	2 passo	3 passo	4 passo	1 passo	2 passo	3 passo	4 passo	1 passo	2 passo	1 passo	2 passo	1 passo	2 passo	
R_m (MPa)	335	367	388	399	334	366	382	395	334	372	390	400	357	393	353	377	353	384	276
$R_{p0,2}$ (MPa)	290	331	358	368	281	330	355	372	281	334	362	374	311	361	313	360	313	361	180
$\epsilon_{uniforme}$ (%)	8,7	6,7	6,1	5,1	9	6,1	5,9	5,1	9	5,8	5,6	5,5	5,4	5,2	6,6	4,5	6,6	5,3	21,6
ϵ_{total} (%)	16,7	11,7	11,6	8,9	16	11,6	10,3	8,6	16	11	9,5	9,2	13,2	8,9	10,7	7,7	10,7	9,1	28,2
n	0,085	0,068	0,059	0,054	0,086	0,065	0,062	0,051	0,086	0,065	0,056	0,051	0,075	0,056	0,082	0,056	0,082	0,055	0,225
r	0,955	0,578	1,101	1,084	0,678	0,602	0,553	1,108	0,678	0,706	0,750	0,927	0,905	0,625	0,886	0,463	0,886	0,773	0,780

De uma forma macro, é visível em todos os métodos e para qualquer redução imposta analisada, o impacto positivo do processo de laminagem na resistência mecânica.

Os melhores resultados de resistência mecânica correspondem por isso, aos últimos passos de cada método, ou seja, os provetes com maior R_m e $R_{p0,2}$ são os provetes respetivos ao 4º e 2º passo, para a redução de 20% e 30%, respetivamente.

Os provetes cuja redução foi de 20% por passo oferecem melhores propriedades mecânicas que os provetes com redução de 30%. Esta observação engloba todos os

métodos de laminagem usados, sendo que esta diferença tem maior expressão nos métodos de laminagem assimétrica (ASR).

Analisando os resultados entre os diferentes métodos de laminagem, ao fim de 4 passos com uma redução 20% os resultados obtidos de resistência mecânica são muito próximos (variam de 395 a 400Mpa), nos provetes cuja redução foi de 30 % por passo a diferença entre cada rota é relativamente maior (variam de 377 a 393 MPa). Nos provetes de redução de 20% por passo, a rota ASRR é a que apresenta maior R_m e $R_{p0,2}$ seguida, com resultados semelhantes, pelas CR e ASRC.

Nos provetes de redução de 30% por passo, a rota de laminagem que, destacadamente dos restantes, promoveu melhor resultado de R_m ao final do último passo, foi o CR, seguida pela ASRR e por última ASRC. Nestas, o mesmo não se verifica para o $R_{p0,2}$ que não revela uma diferença significativa entre rotas, mas que ao contrário dos provetes de 20% acompanham a ordem da tensão de rotura, ou seja, o maior valor de $R_{p0,2}$ apresenta-se na CR, seguida da ASRR e por última ASRC.

Nos provetes de redução 20%, todos passos apresentam a mesma tendência de comportamento que o descrito depois do 4º passo.

Ainda sobre as propriedades mecânicas é possível avaliar que o incremento de resistência mecânica vai diminuindo de passo para passo. Ao contrário do que acontece no método CR, onde tal como espectável o incremento de resistência no 2º passo é maior nos provetes de 30% de redução, no ASR o incremento de dureza no 2º passo é inferior nos provetes de 30% de redução.

Quanto ao coeficiente de encruamento (n) pode-se verificar, pelos resultados da Tabela 13, que este diminui com o aumento do número de passos de laminagem. Os valores correspondentes a cada passo de laminagem são semelhantes entre as três rotas. Verifica-se também que a variação do coeficiente é maior do primeiro ao último passo para qualquer taxa de redução nos métodos de ASR do que no CR. Como vimos no estudo anterior, também para este, os coeficientes de encruamento diminuíram em relação à amostra inicial.

Os resultados obtidos para o coeficiente de anisotropia não são conclusivos. Na redução de 30% por passo, este valor diminui do primeiro para o segundo passo. O mesmo já não se verifica nos provetes cuja redução por passo foi de 20%, não apresentando assim uma coerência sólida para análise. Apesar dos valores não terem sido muito coerentes,

verifica-se que, em relação aos valores da amostra inicial, este coeficiente diminui para a redução de 30% por passo, mas para a redução de 20% este já apresentou um aumento para os últimos passos.

4.3. Laminagem seguida de tratamento térmico

No caso do terceiro estudo, serão analisados e discutidos os resultados de dureza e propriedades mecânicas após tratamento de recozimento parcial, por forma a ser avaliada a influência deste tratamento nas amostras.

4.3.1. ANÁLISE DA DUREZA

Para avaliar os resultados de dureza obtidos nas amostras que foram sujeitas a tratamento térmico, os mesmos foram dispostos no gráfico da Figura 38. De salientar que RT é a abreviação para *Room Temperature* e identifica todos os provetes dos últimos passos com redução de 20% e 30% por passo que não tiveram tratamento térmico e, por sua vez, TT abreviação para tratamento térmico, que identifica os provetes da mesma condição que foram sujeitos a tratamento térmico.

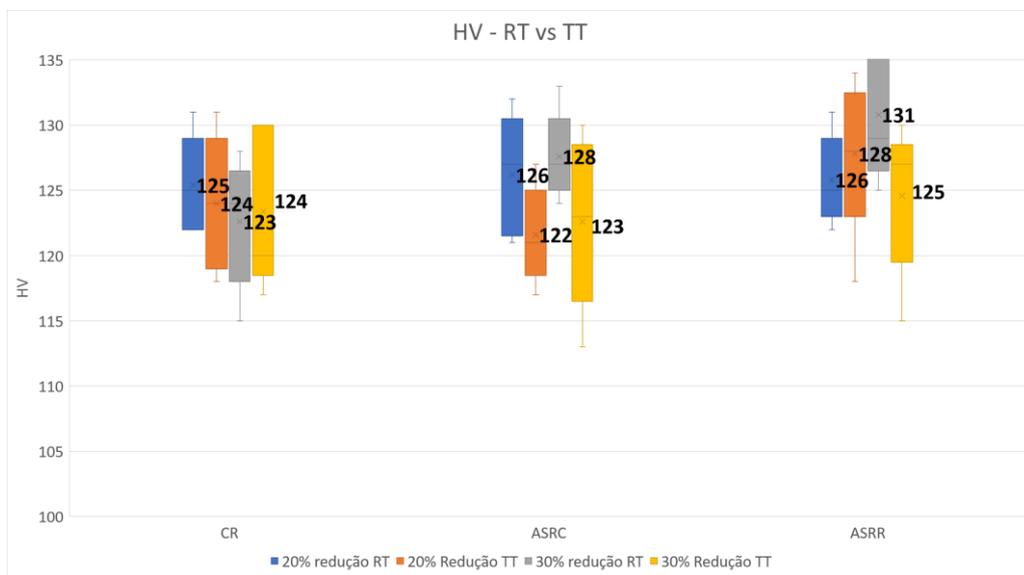


Figura 38 - Resultados de micro dureza Vickers obtidos no estudo de laminagem seguida de tratamento térmico, com uma taxa de redução teórica imposta de 20% e 30% por passo

Analisando pela taxa de redução imposta por passo, os provetes de 20% a RT (*room temperature*, sem tratamento) apresentaram durezas superiores aos provetes TT (com tratamento térmico). À exceção do método ASRR que apresentou um aumento.

Quanto aos provetes que sofreram 30% de redução, os resultados foram idênticos. Os provetes respetivos a RT apresentaram melhores resultados de dureza que os provetes TT, exceto para o CR que apresenta um pequeno aumento após tratamento.

De um modo geral e de acordo com o espectável, uma vez que este tratamento não visa o envelhecimento artificial, o tratamento térmico aplicado não favoreceu o aumento da dureza. Apenas no CR com redução a 30% por passo e no ASRR com redução de 20% por passo se verificou um aumento relativamente às amostras sem tratamento. Uma explicação para este aumento podia ser que a estrutura resultada naquelas condições de laminagem facilita a ocorrência do envelhecimento artificial, mas estudos complementares através de microscopia eletrónica de transmissão seriam necessários para ter a certeza.

4.3.2. ANÁLISE DO COMPORTAMENTO MECÂNICO

Na análise das propriedades mecânicas, seguiu-se a mesma lógica de análise que nos resultados de dureza do mesmo estudo. Nas Figura 39 e Figura 40 são apresentados os gráficos tensão-deformação nominal dos provetes com 20% e 30% de redução, sem e com tratamento térmico, RT e TT, respetivamente.

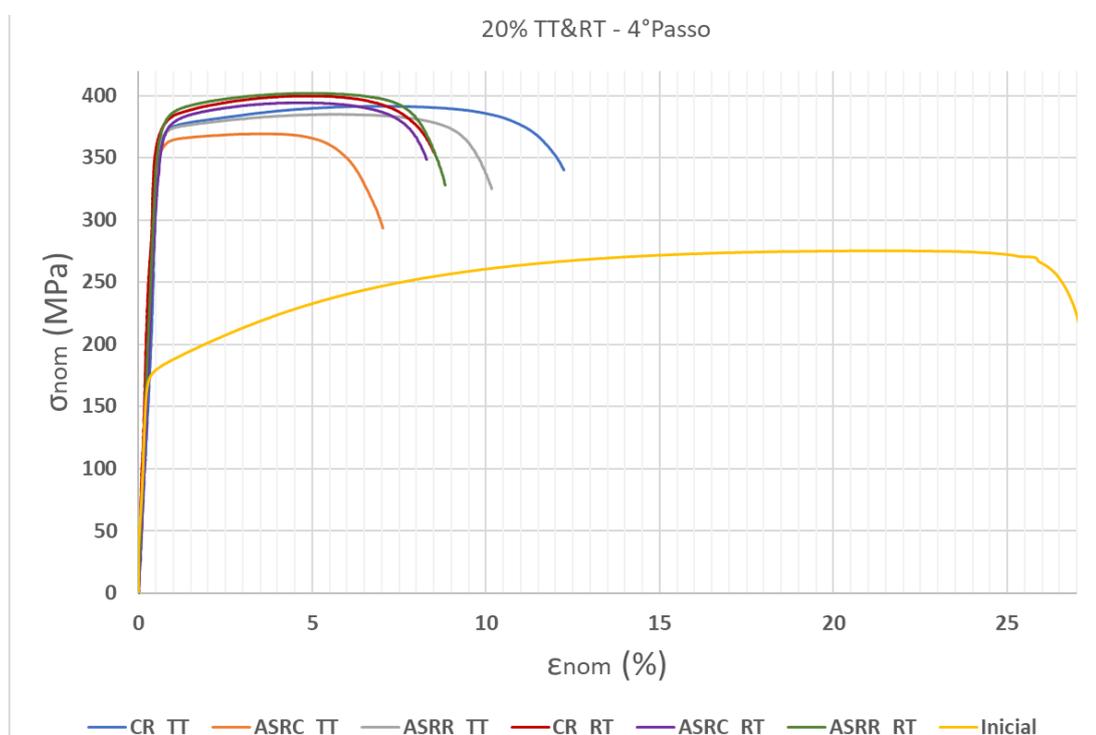


Figura 39 - Curvas de tensão-deformação nominal dos provetes com e sem tratamento térmico resultantes do 4º passo de laminagem com uma redução teórica de 20%, do estudo de laminagem seguida de tratamento térmico

No caso da análise de 20% de redução, pelo gráfico, é possível observar que a curva que se encontra mais isolada corresponde a ASRC_TT, sendo esta a curva que apresenta um comportamento com menor resistência à deformação, ou seja, menos dúctil.

Para as restantes curvas, pode-se dizer que são todas idênticas, apesar de se identificar que as curvas que apresentam valores de tensão mais elevados são as correspondentes ao RT. Por outro lado, atingem-se níveis de maior deformação nas curvas TT, respetivamente CR e ASRR.

Para o caso dos 30% de redução, à semelhança dos 20%, pode-se observar que as curvas de maior tensão correspondem às RT com CR, seguida de ASRR.

A curva que apresenta menores valores de tensão e deformação corresponde a ASRR_TT.

Tal como em 20%, no gráfico de 30%, apresentado na Figura 40, a curva que apresenta maiores valores de deformação é a do método CR_TT.

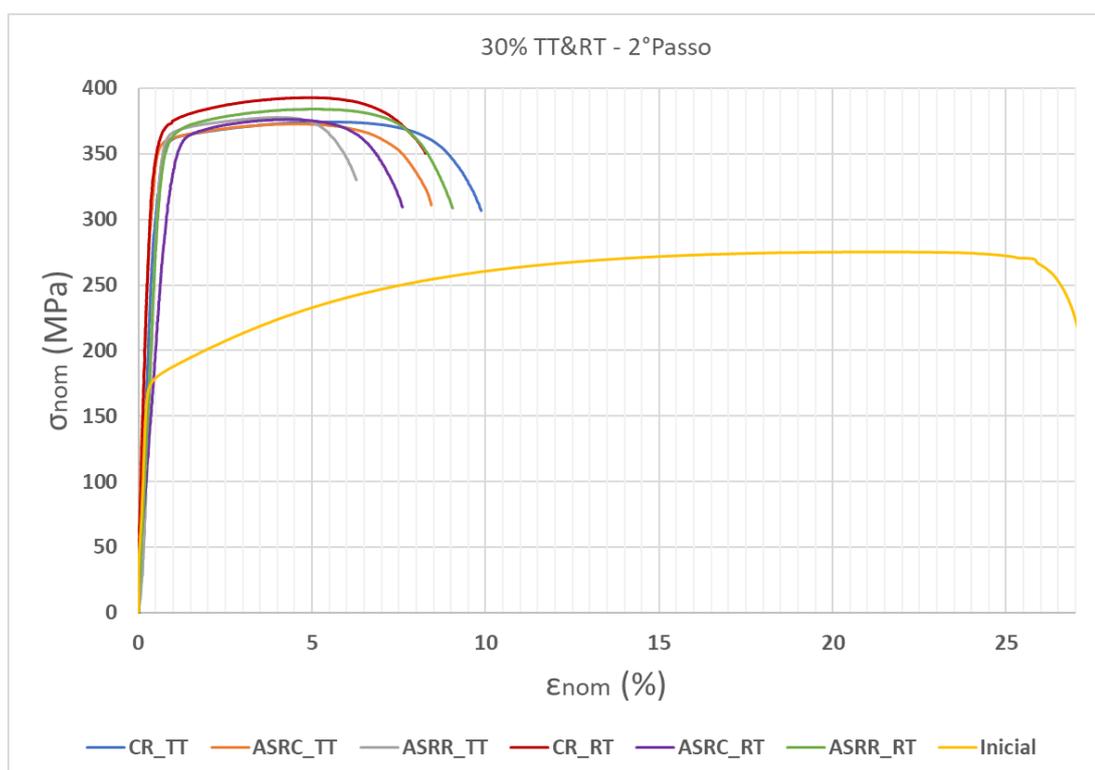


Figura 40 - Curvas de tensão-deformação nominal dos provetes com e sem tratamento térmico resultantes do 2º passo de laminagem com uma redução teórica de 30%, do estudo de laminagem seguida de tratamento térmico

Posteriormente, para facilitar a análise dos resultados, os valores obtidos nos provetes tratados termicamente (TT) foram comparados com os valores obtidos a RT, todos eles no seu último passo. Estes resultados são apresentados na Tabela 14.

Tabela 14 - Resultados dos ensaios de tração das amostras do estudo de laminagem seguida de tratamento térmico

	20%						30%						AA6022 - T4
	RT			TT			RT			TT			\bar{T}
	CR	ASRC	ASRR										
R_m (MPa)	399	395	400	388	357	386	393	377	384	372	374	376	276
$R_{p0,2}$ (MPa)	368	372	374	368	345	372	361	360	361	349	359	359	180
$\epsilon_{uniforme}$ (%)	5	5,1	5,5	7	3,9	6	5,2	4,5	5,3	5,5	4,8	4,1	21,6
ϵ_{total} (%)	8,8	9,7	9,8	13,3	7,6	11	8,9	7,6	9,1	10	9,2	6,7	28,2
n	0,054	0,051	0,051	0,052	0,032	0,045	0,056	0,056	0,055	0,047	0,041	0,042	0,225
r	1,084	1,108	0,927	0,859	0,548	0,620	0,625	0,463	0,773	0,803	0,682	0,750	0,780

De uma forma geral, o tratamento térmico não se revelou favorável ao aumento de propriedades mecânicas, uma vez que em todos os métodos de laminagem e em qualquer uma das reduções impostas por passo, o R_m e o $R_{p0,2}$, das amostras sujeitas a tratamento térmico, não representam aumentos, apresentando sempre valores iguais ou inferiores.

Nos provetes de redução de 20 %, o impacto mais significativo a nível de propriedades deu-se nos provetes de ASRC. Por sua vez, nos provetes de redução de 30% os resultados que tiveram uma diminuição maior apresentam-se pela rota CR.

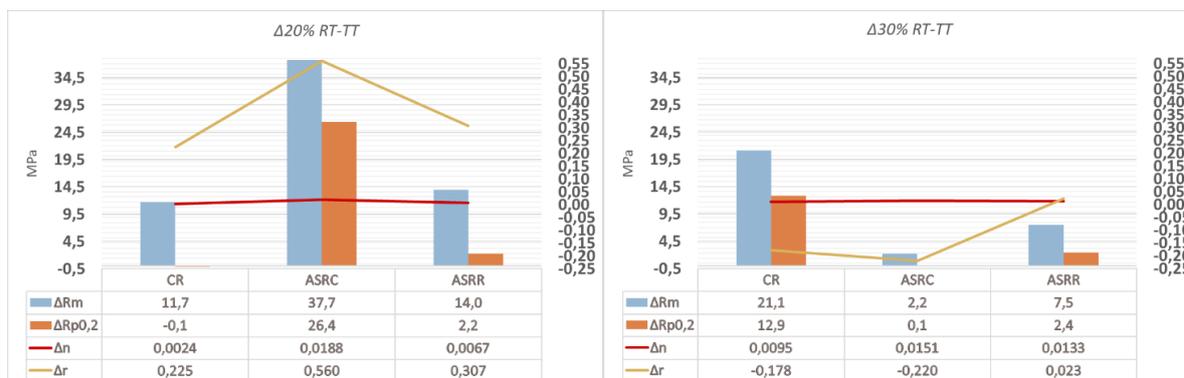


Figura 41 - Variação de propriedades entre os provetes de tratamento térmico (TT) e sem tratamento térmico (RT) 20% e 30%

Através dos valores da Tabela 14 é possível observar que, após tratamento térmico, a tensão de rotura diminui aproximando-se da tensão limite de cedência.

Para o coeficiente de encruamento, pode-se observar que este diminui após o tratamento térmico efetuado, para todos os métodos e em ambas as reduções. No caso de 20% de redução, é possível observar através do gráfico da Figura 41 - , que a redução deste coeficiente é maior no caso do ASRC, o qual, coincidentemente, teve maiores reduções em ambas as tensões, seguido do método ASRR e CR, respetivamente. Por outro lado, para os 30% de redução, o mesmo não se verifica. Neste caso, uma maior diminuição dos valores de encruamento corresponde a uma menor diminuição dos valores de tensão. Sendo assim, o método que apresenta maior diminuição é também o ASRC, seguido do ASRR e, por último, CR.

No caso da análise para o coeficiente de anisotropia, este apresenta alguma coerência para os valores de redução a 20%. Já para 30%, o mesmo não acontece.

Em 20%, da mesma maneira que vimos para o coeficiente de encruamento, o coeficiente de anisotropia diminui para todos os métodos. Seguindo a mesma lógica, o “r” teve maior diminuição para o ASRC, que teve também maiores reduções nos valores de tensão. De seguida vem o ASRR e o CR, respetivamente.

Para 30% os resultados mostraram que: o tratamento térmico de CR e de ASRC contribuiu para um aumento do coeficiente de anisotropia, enquanto que o método ASRR teve uma diminuição. O maior aumento, ASRC, corresponde a uma menor diminuição nos valores de tensão. No caso de CR, este também apresenta um aumento, mas, ao contrário do que se viu com ASRC, este método é o que apresenta uma maior diminuição nos valores de tensão.

4.4. Evolução da textura cristalográfica

As amostras selecionadas para análise microestrutural através de EBSD foram: a amostra inicial AA6022-T4 e as resultantes da laminagem no segundo set de testes (i.e. estudo sequencial passo a passo, 20% e 30% de redução por passo, correspondentes ao último passo). Mais concretamente, 4º passo de CR, ASRC e ASRR para 20%, e 2º passo de CR, ASRC e ASRR para 30%. Os mapas EBSD são apresentadas na Figura 42.

Através da técnica EBSD não se conseguiu verificar uma redução no tamanho do grão devido à indefinição das fronteiras do tamanho do grão, como consequência de altos

valores de deformação que promovem uma grande percentagem de soluções zero na identificação de cada ponto das figuras (i.e. zonas brancas nas figuras). Este apresentou uma variação de valores entre os 50 e os 70 μm .

Tendo em conta os resultados dos mapas EBSD obtidos, seria necessário outro estudo de tratamento térmico para revelar melhor as fronteiras dos grãos.

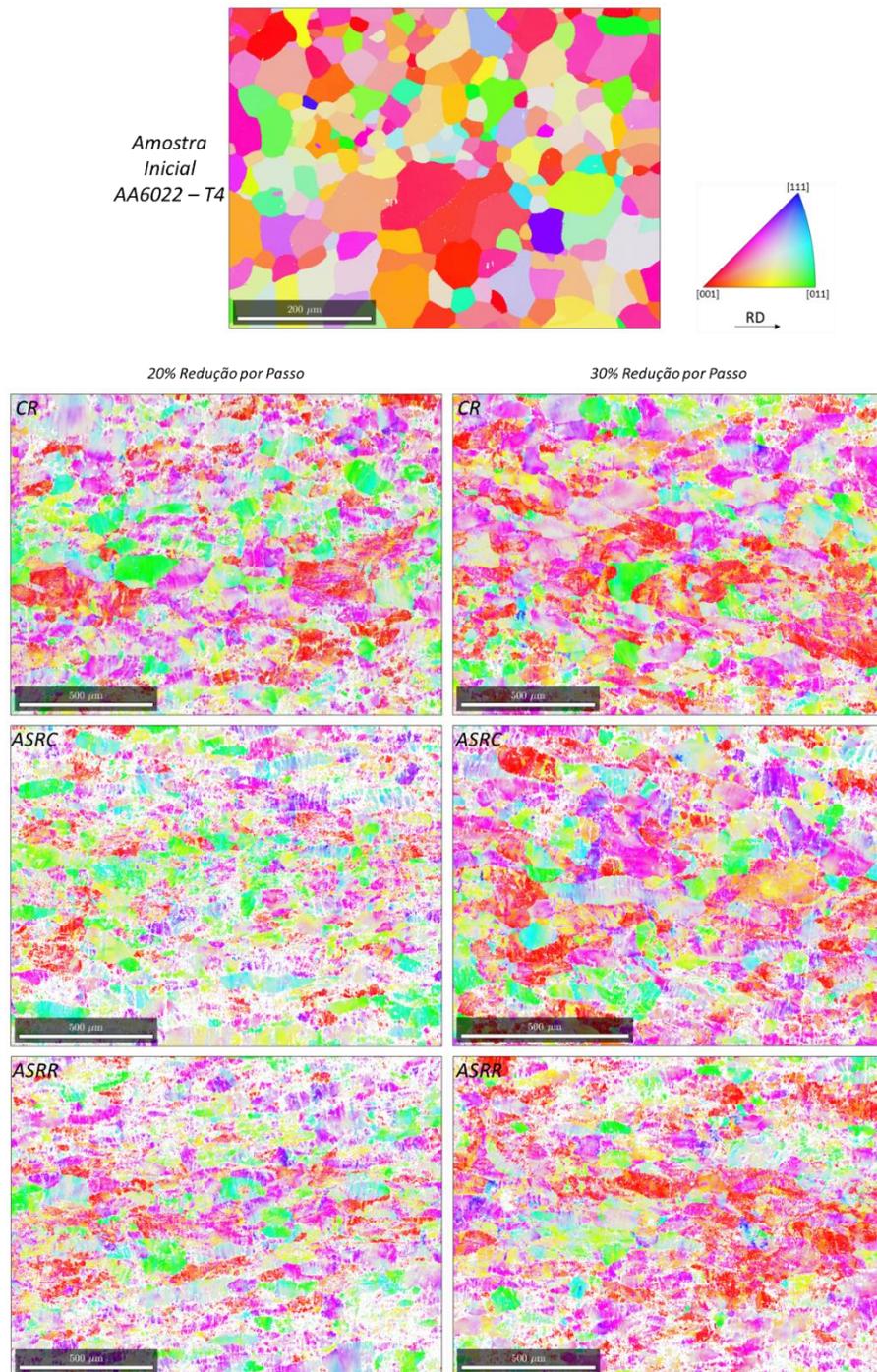


Figura 42 - Mapas de orientação dos grãos para as diferentes rotas de laminagem

4.4.1. ANÁLISE DA DESORIENTAÇÃO DOS GRÃOS

Nas figuras seguintes mostram-se os resultados obtidos da desorientação dos grãos em dois conjuntos: amostra inicial com as três rotas para 20% de redução por passo (Figura 43); e amostra inicial com as três rotas para 30% de redução por passo (Figura 44). Através destes resultados observa-se a maior/menor distribuição dos grãos pelos ângulos de desorientação e que esta distribuição vai desde os 0° até aos 60°.

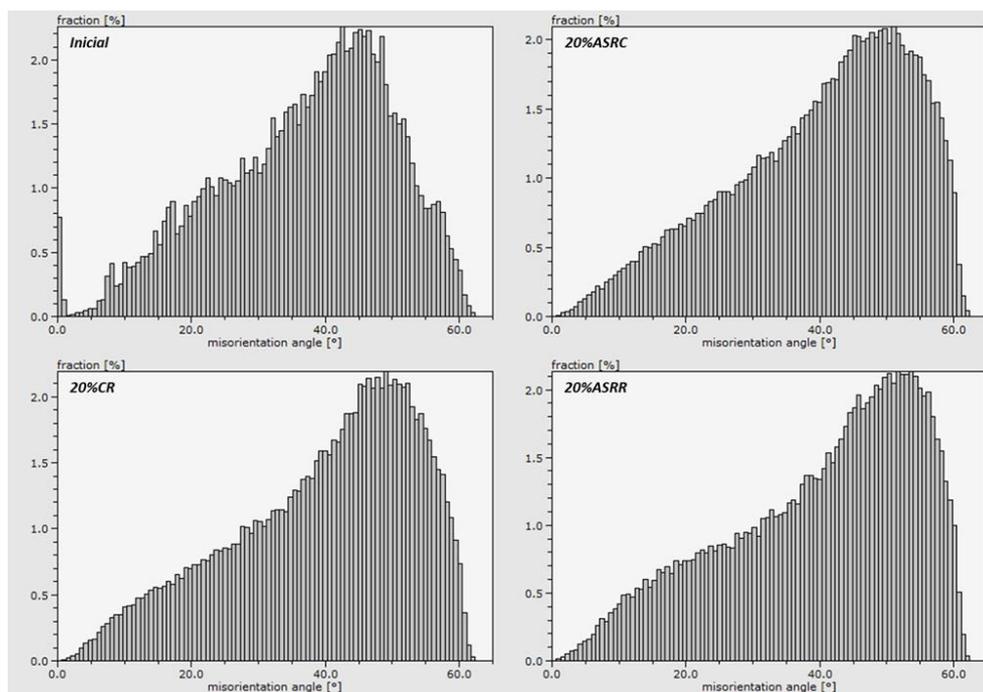


Figura 43 - Representação gráfica da desorientação dos grãos por rota de laminagem das amostras com taxas de redução teórica de 20%

A partir de uma observação rápida podemos ver uma movimentação da distribuição dos ângulos de desorientação dos 40°/45° da amostra inicial, para os 50°/55° obtidos após a redução de 20% por passo. Esse movimento dos grãos surge em CR com a maior parte dos seus grãos nos 45°/50°. De seguida, em ASRC, estes distribuem-se maioritariamente em 50°. Para o caso de ASRR, é possível observar um pico na distribuição dos ângulos para 50° e 55°.

Para o caso dos 30% de redução, podem-se observar algumas diferenças de comportamento no que toca à distribuição dos ângulos, em comparação com o caso de 20%. Os grãos aumentaram a sua distribuição para ângulos maiores dos da amostra inicial,

mas mantiveram a sua maioria entre os 45°/50° ao longo dos métodos. O que parece ser notável em ASRR é um aumento de grãos na gama dos 20° e 40°.

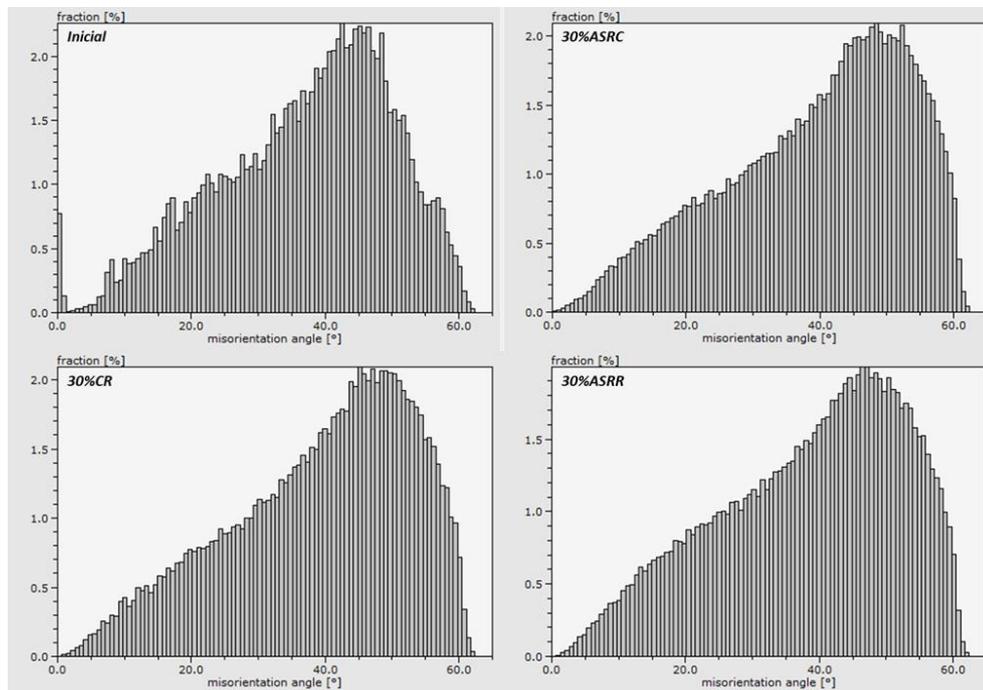


Figura 44 - Representação gráfica da desorientação dos grãos por rota de laminação das amostras com taxas de redução teórica de 30%

4.4.2. ANÁLISE DAS FIGURAS DE POLOS

A análise das figuras de polos surge no âmbito de se definirem os componentes de textura mais marcantes, que se foram formando e alterando durante o processo. Na Figura 45 são apresentadas as figuras de polos dos planos $\{110\}$, $\{111\}$ e $\{100\}$ das amostras selecionadas. Para ajudar na leitura destas figuras de polos é incluída uma “chave de leitura” [30] onde são representados os componentes ideais de textura cristalográfica na figura de polos $\{111\}$.

Partindo da amostra inicial, verifica-se que esta tem a sua textura formada principalmente por componente *Cube* e, de menor intensidade, os componentes da textura *S3* ou *H*.

Na rota de 20% CR, notam-se alguns pontos com intensidades perto da máxima, correspondentes aos componentes *Cube* e *Copper*, com ganho de intensidades em *S3* e, ainda, com aparecimento de componentes *P* e *Brass*. Passando para o próximo método dos 20% de redução, temos o ASRC com a sua textura caracterizada por componentes *Copper* e *S3*, perdendo intensidade em *Cube* e mantendo os componentes mais residuais.

Em ASRR, o principal foco prende-se com os componentes *Copper* e *S3*, mais uma vez, sendo que o *Cube* se mantém com menor intensidade, assim como os seus componentes residuais *P* e *Brass* que perdem intensidade.

Para o caso de 30%, começando com CR, vê-se uma estrutura tipicamente *Cube* e *Copper*, com componentes residuais de *P* e *Brass*. Em ASRC começam-se a formar alguns pontos com maior intensidade de *Cube* e *Copper*, sendo também *S3* bastante presente e, continuamente, os componentes *P* e *Brass* a manterem a sua presença na textura. Por último, em ASRR constata-se que o ponto de maior intensidade tem como componentes *Cube* e *Copper*, com a presença de outros como *S3*.

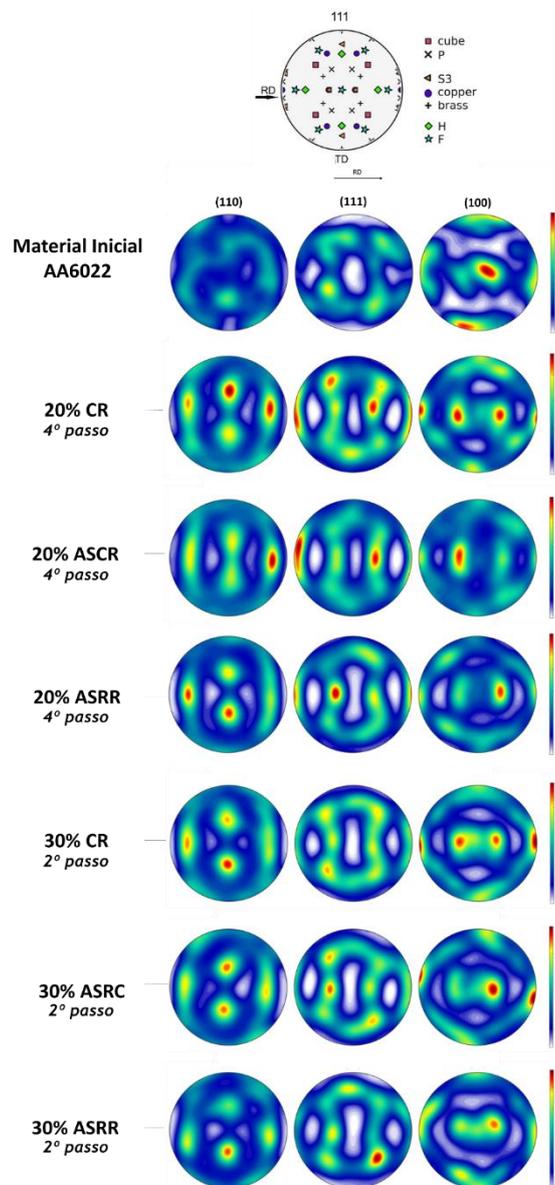


Figura 45 - Resultados das texturas representadas através de figuras de polos correspondentes a 4º e 2º passos de laminagem CR, ASRC e ASRR com taxas de redução teóricas de 20% e 30% por passo

4.4.3. ANÁLISE DAS ODF

Para uma análise mais detalhada, recorreu-se á representação das secções ϕ_2 de 0°, 45° e 65° dos ODF para cada tipo da amostra mencionada no parágrafo anterior. Assim, como no caso das figuras de polos, também é apresentada uma “chave de leitura” para as 3 secções [30].

Na amostra inicial AA6022-T4, confirma-se que a orientação predominante dos grãos corresponde ao componente *Cube*, acompanhado de componente *S3* de menor intensidade, existente na secção 65°, mas sem o componente *H*. Por sua vez, nas amostras de 20% de redução por passo, na rota CR temos também o *Cube* como componente mais marcante na textura. Logo abaixo temos o *Copper*, seguido de alguns componentes mais residuais como o *S3*, o *Brass* e o *P*. A 30% de redução por passo constata-se a mesma avaliação. Apenas se nota uma maior intensidade de *Brass*.

Na rota ASRC, tanto para 20% como para 30%, *Cube* continua a ser o que mais pesa na textura, mas é possível verificar uma diminuição da sua intensidade. O componente *Copper* continua a aparecer, sendo que aparece com intensidades idênticas aos *Brass* e *S3*, que apresentaram um aumento significativo. Comparativamente à amostra inicial, que não apresenta, esta, por sua vez, apresenta com alguma intensidade o componente *P*, ver Tabela 15.

Na última rota, ASRR, o que sobressai na redução a 20% por passo é o grande aumento de *Copper*, com uma intensidade máxima comparativamente às outras amostras. Segue-se o componente *Cube* com menos intensidade do que no ASRC e, por fim, temos a presença dos componentes *Brass* e *S3* que diminuíram de intensidade em relação a ASRC. Ainda é possível reter que *P* deixa de estar presente nesta textura. Para o caso de 30%, o ASRR, torna-se o mais idêntico à amostra inicial, sendo que se difere na secção de 45° com a presença de *Brass*.

Tabela 15 - Componentes de textura existentes nas amostras selecionadas

	0°	45°	65°
Inicial AA6022 – T4	<i>Cube</i>	<i>Cube e Copper</i>	<i>Cube e S3</i>
20% CR - 4º Passo	<i>Cube, P e Brass</i>	<i>Cube, Copper e P</i>	<i>Cube e S3</i>
20% ASRC - 4º Passo	<i>Cube, Brass e P</i>	<i>Cube, Copper, Brass e P</i>	<i>Cube e S3</i>
20% ASRR - 4º Passo	<i>Cube e Brass</i>	<i>Copper, Cube e Brass</i>	<i>Cube e S3</i>
30% CR - 4º Passo	<i>Cube, Brass e P</i>	<i>Cube, Copper e Brass e P</i>	<i>Cube e S3</i>
30% ASRC - 4º Passo	<i>Cube, Brass e P</i>	<i>Cube, Copper, Brass e P</i>	<i>Cube e S3</i>
30% ASRR - 4º Passo	<i>Cube</i>	<i>Cube, Copper e Brass</i>	<i>Cube e S3</i>

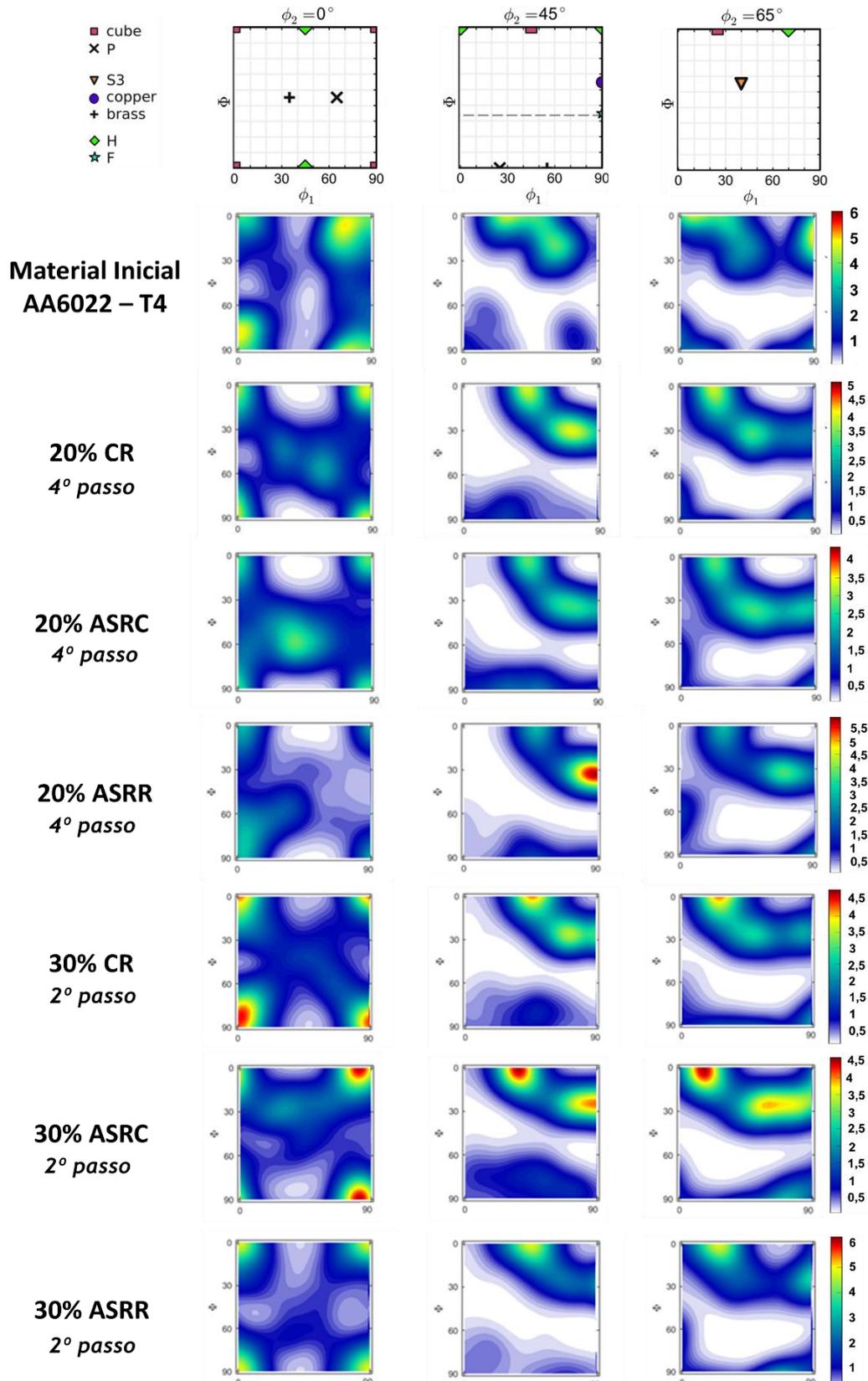


Figura 46 - Textura cristalográfica representada por ODF da secção ϕ_2 a 0° , 45° e 65° das amostras: material inicial, laminado por CR, ASRC e ASRR com taxas de redução teóricas de 20% e 30% por passo [30]

V. Conclusões

Com a realização do presente trabalho foi possível concluir os aspetos a seguir enumerados.

- Estudo preliminar das velocidades dos rolos:
 - O processo de laminagem contribui para um aumento, entre 21% a 28%, de dureza na liga AA6022 T4, em comparação com a amostra inicial;
 - O envelhecimento natural associado à laminagem também se mostrou favorável no aumento da dureza da liga AA6022-T4, com valores entre 25% a 33% superiores à amostra inicial;
 - A variação da velocidade do rolo inferior influencia a dureza do material e é dependente da rota de laminagem usada: no ASRC, o aumento da velocidade do rolo inferior, ou seja, uma menor razão de velocidades, promove um maior aumento na dureza; no ASRR, observa-se um comportamento inverso, ou seja, uma diminuição da dureza (sendo que menos intenso que no ASRC) com o aumento da velocidade do rolo inferior, o que se poderá dever ao facto de nesta rota a face de medição ser a BACK da rota de ASRC (ou seja, a face inversa);
 - A rota que resultou no maior valor de dureza foi a ASRC 15-11;
 - A laminagem altera o comportamento mecânico do material, registando-se o aumento de R_m e $R_{p0,2}$ comparativamente à amostra inicial;
 - A variação de velocidades interfere, também, nas propriedades mecânicas do material, sendo que o aumento de velocidade do rolo inferior, em todas as rotas assimétricas, traduziu-se num maior aumento de R_m e de $R_{p0,2}$, assim como num aumento da deformação total;
 - O coeficiente de encruamento (n), mostrou-se significativamente influenciado pela variação de velocidades. Independentemente do método usado, maiores razões de velocidades traduzem-se em menores valores do coeficiente;
 - O coeficiente de anisotropia normal (r), por sua vez, é influenciado pela variação de velocidade e pela rota de laminagem usada, sendo que, diminuição de velocidade do rolo inferior (aumento da razão de velocidades) promove um aumento ligeiro deste coeficiente;
 - A rota que promoveu um maior valor de R_m e $R_{p0,2}$ foi o CR;
 - Para o caso do coeficiente de encruamento verificaram-se os maiores valores, igualmente, para ASRC15-5 e ASRR15-5;
 - No coeficiente de anisotropia, o maior valor obtido corresponde à rota CR.

- Estudo sequencial por passo de laminagem:
 - Nos provetes com taxa de redução de 20% por passo ao longo dos passos de laminagem, verifica-se um aumento da dureza para todas as rotas, sendo o maior aumento verificado em ASRR;
 - Por sua vez, nos provetes com taxa de redução de 30% por passo, ao longo dos passos verifica-se um aumento da dureza para todas as rotas;
 - No estudo paralelo da variação de dureza ao longo da espessura, o que se conclui é que, não existe uma variação considerável, entre as diferentes zonas de medição;
 - O maior ganho de dureza em ambas as reduções por passo aplicadas neste estudo, 20% e 30%, acontecem no primeiro passo num valor médio de 13% e 20%, respetivamente;
 - Ao nível do comportamento mecânico, em ambas as reduções por passo, observa-se a cada passo um aumento de R_m e $R_{p0,2}$. O mesmo não acontece com a deformação total que, de passo para passo, vai diminuindo;
 - Também para ambas as taxas de redução por passo, o coeficiente de encruamento vai diminuindo ao longo dos passos;
 - Quer as propriedades mecânicas, quer o coeficiente de encruamento, registam uma maior variação nos provetes de redução de 20% por passo;
 - Para os provetes de redução de 20% por passo, os resultados obtidos para o coeficiente de anisotropia são inconclusivos, uma vez que não mostram coerência de valores ao longo dos passos;
 - Nos provetes de redução de 30% por passo, o mesmo coeficiente vai diminuindo o seu valor a cada passo;
 - Comparativamente à amostra inicial, para ambas as taxas de redução por passo, o R_m e $R_{p0,2}$ aumentam em quase 50%. Em termos de n tem-se grande diminuição e o r aumenta.

- Estudo da laminagem seguida de tratamento térmico
 - O tratamento térmico não teve efeito de envelhecimento artificial, ao nível das durezas do material, para nenhuma das rotas de laminagem ensaiadas;
 - De uma maneira geral, o TT não interfere para uma melhoria das propriedades mecânicas do material. Verifica-se uma diminuição dos valores de R_m (entre 3% a 9%), $R_{p0,2}$ (1%) e de n (entre 3% a 30%).

- Nos provetes de 20% constatou-se que a maior diminuição nas propriedades de R_m e $R_{p0,2}$ acompanham uma maior diminuição dos coeficientes de n e r .
- Já nos provetes de 30%, uma menor diminuição nas propriedades de R_m e $R_{p0,2}$, leva a uma maior diminuição nos valores de encruamento. Para o caso do coeficiente de anisotropia, esta tendência altera-se por completo. Temos que para uma menor diminuição dos valores de R_m e $R_{p0,2}$, temos um maior aumento de r . Exceto, na rota ASRR onde se observa uma ligeira diminuição.
- Evolução da textura cristalográfica
 - O tamanho de grão não apresentou grandes alterações com o decorrer do processo.
 - A desorientação dos grãos registou um movimento, da maioria dos grãos, de ângulos de 40° da amostra inicial para 50° e 55° .
 - Quanto às análises das figuras de polos e ODF's, notou-se que o componente da textura mais presente na amostra inicial é *Cube*, seguido de *Copper* e de *S3*. Após submetermos as rotas de laminagem a reduções de 20% e 30% verifica-se o aparecimento de componentes de *Brass* e *P*.

VI. Perspetivas para trabalhos futuros

Tendo em conta o trabalho desenvolvido, os resultados obtidos e os obstáculos encontrados, segue uma lista de propostas para auxílio nos trabalhos vindouros:

- O estudo de uma maior gama de rácios de velocidades dos rolos e, também, um maior leque de percentagens de redução com um estudo detalhado de cada uma;
- Englobar um maior número de tratamentos térmicos: para a mesma temperatura fazer com vários tempos de estágio e, para o mesmo tempo, fazer com várias temperaturas;
- Incorporar um maior número de amostras de textura cristalográfica para uma maior consistência dos valores e melhor compreensão da sua evolução;
- Para cálculo da equação de relação da distância entre rolos e espessura final (Figura 20), obter a equação para cada rota de laminagem, em vez de ser utilizada apenas uma genérica para todas as rotas;
- A utilização de diferentes parâmetros de laminagem, como o tamanho de rolos, a lubrificação e outros tipos de fricção;

Cuidados especiais a ter ao longo do trabalho, durante as diversas etapas, podem fazer toda a diferença nos resultados obtidos. Dessa maneira, proponho os seguintes:

- Verificar o estado do laminador quanto a folgas e desgaste dos rolos;
- Efetuar uma limpeza mais frequente, entre passos de laminagem;
- Efetuar os demais estudos no menor intervalo de tempo possível (ou seja, executá-los em períodos próximos para as condições serem o mais próximas possível);
- Ter atenção em obter a espessura final da chapa idêntica entre todas as rotas para que as condições de comparação sejam o menos distintas quanto possível;
- Não se devem utilizar chapas muito grandes, no sentido de se diminuïrem grandes variações de espessura ao longo da chapa;

VII. Referências bibliográficas

- [1] H. Ritchie e M. Roser, «Our World in Data», *Energy Production & Changing Energy Sources*, 2018. Disponível em: <https://ourworldindata.org/energy-production-and-changing-energy-sources>. [Acedido a 12-Mai-2019].
- [2] V. Anjos, «CITNM - Centre for Innovation and Technology N. Mahalingam», *Os desafios da indústria automóvel para a fundição*, 2017. Disponível em: <http://citnm.pt/pt/news-fowpanel3.php>. [Acedido a 20-Mai-2019].
- [3] «The Aluminum Association». Disponível em: <https://www.aluminum.org/>. [Acedido a 21-Mai-2019].
- [4] D. Altenpohl, *Aluminum: Technology, Applications and Environment*. Washington, D.C: The Aluminium Association, 1998.
- [5] «O Alumínio na indústria», *APAL - Associação Portuguesa do Alumínio*, 2016. Disponível em: <http://www.apal.pt/index.php/o-aluminio/o-aluminio-na-industria>. [Acedido a 21-Set-2019].
- [6] «Drive Aluminum», *Aluminum: The Growth Story*. Disponível em: <https://www.drivealuminum.org/aluminum-101/>. [Acedido a 10-Jun-2019].
- [7] W. Callister, *Ciência e Engenharia de Materiais: Uma introdução*, 5.^a ed. Rio de Janeiro: LTC - Livros Técnicos e Científicos, S.A., 2002.
- [8] *ASM Handbook - Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials*, vol. 2. USA: ASM International, 1990.
- [9] B. Fonseca, «Endurecimento estrutural de peças em ligas de alumínio injetadas» [Tese de Mestrado], INEGI - Instituto de Engenharia Mecânica e Gestão Industrial, 2012.
- [10] F. Simões, «Estudo da laminagem assimétrica na liga de alumínio 1050» [Tese de Doutoramento], Universidade de Aveiro - Departamento de Engenharia Mecânica, 2008.
- [11] A. Silva, «Estudo do comportamento em fadiga de alto ciclo das ligas de alumínio AA6005 T6, AA6063 T6 e AA6351 T6» [Tese de Mestrado], Universidade de São Paulo - Escola de Engenharia de Lorena, 2013.
- [12] «Infomet», *Metais & Ligas | Alumínio*. Disponível em: <https://www.infomet.com.br/site/metais-e-ligas-assunto.php?codSecao=11>. [Acedido a 15-Dez-2018].
- [13] P. Mukhopadhyay, «Alloy Designation, Processing, and Use of AA6XXX Series Aluminium Alloys», *ISRN Metall.*, 2012.
- [14] R.E. Smallman e R.J. Bishop, «Modern Physical Metallurgy and Materials Engineering, 4^a ed. Londres: Butterworth-heinemann, 1985.
- [15] C. Augusto e D. O. Fernandes, «Fundamentos e Aplicações do Alumínio», *ABAL*, 2013.
- [16] ALCOA, «ALLOY 6022 SHEET- Higher Strength with Improved Formability», Pennsylvania.

- [17] J. E. Hatch, *Aluminium: Properties and Physical Metallurgy*. Ohio: American Society for Metals, 1984.
- [18] B. Kudrathon, «Laminação assimétrica do alumínio 1050» [Tese de Mestrado], Universidade de Aveiro- Departamento de Engenharia Cerâmica e do Vidro, 2010.
- [19] S. Tamimi, «Laminação assimétrica de liga de alumínio 5182 e chapas de aço sem intersticiais» [Tese de Doutoramento], Universidade de Aveiro - Departamento de Engenharia Mecânica, 2013.
- [20] V. Magalhães, Danielle; Ferrante, Maurizio; Sordi, «Estudo comparativo entre laminação convencional e laminação assimétrica da liga AA6061: efeitos na microestrutura e propriedades mecânicas» [Tese de Mestrado], *Congr. Bras. Eng. e Ciência dos Mater.*, 2016.
- [21] W. F. Smith, *Princípios de ciência e engenharia dos materiais*”, 3.^a ed. McGraw-Hill, 1998.
- [22] «Materiais metálicos ensaio de dureza Vickers Parte 1 método de ensaio (ISO 6507-1:2005) NP EN ISO 6507-1: 2011.», *IPQ- Inst. Port. da Qual.*, 2011.
- [23] A. G. Davim, J.P e Magalhães, *Ensaaios mecânicos e Tecnológicos*, 2.^a ed. Porto: Publindústria, 2004.
- [24] «Materiais metálicos ensaio de tracção Parte 1:Método de ensaio à temperatura ambiente NP EN 10002-1:2006», *IPQ- Inst. Port. da Qual.*, 2006.
- [25] J. Frade, «Apontamentos da cadeira de Materiais de Construção Mecânica». 2012.
- [26] R. Rocha, «Caracterização de Materiais por Difraccção de Electrões Retrodifundidos (EBSD)» [Apresentação].
- [27] F. M. Souza, «Estudo da microestrutura da textura cristalográfica e da recristalização em chapas obtidas por lingotamento contínuo e semicontínuo da liga de alumínio aa4006» [Tese de Doutoramento], Universidade de São Paulo, 2012.
- [28] J. Sidor, A. Miroux, R. Petrov e L. Kestens, «Microstructural and crystallographic aspects of conventional and asymmetric rolling processes», *Acta Mater.*, vol. 56, no. 11, pp. 2495-2496, 2008.
- [29] D. Shore, L. A. I. Kestens, J. Sidor, P. Van Houtte e A. Van Bael, «Process parameter influence on texture heterogeneity in asymmetric rolling of aluminium sheet alloys», *Int. J. Mater. Form.*, vol. 11, no. 2, pp. 297-299, 2018.
- [30] *ASM Handbook- Materials characterization*, vol. 10. USA: ASM International, 1998.