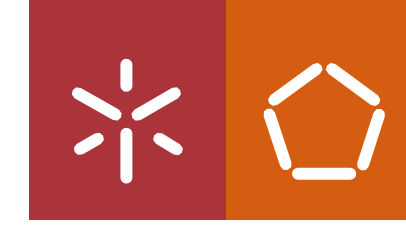


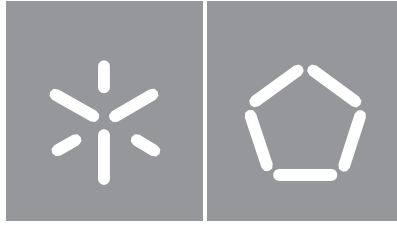


**Modificação funcional de materiais e
componentes metálicos por tratamento
térmico localizado**

Rui Pedro Azevedo Pereira

Universidade do Minho
Escola de Engenharia





Universidade do Minho
Escola de Engenharia

Rui Pedro Azevedo Pereira

**Modificação funcional de materiais e
componentes metálicos por tratamento
térmico localizado**

Dissertação de Mestrado

Mestrado Integrado em Engenharia Mecânica

Trabalho realizado sob a orientação do

**Professor Doutor Nuno Ricardo Maia
Peixinho**

dezembro de 2021

DIREITOS DE AUTOR E CONDIÇÕES DE UTILIZAÇÃO DO TRABALHO POR TERCEIROS

Este é um trabalho académico que pode ser utilizado por terceiros desde que respeitadas as regras e boas práticas internacionalmente aceites, no que concerne aos direitos de autor e direitos conexos.

Assim, o presente trabalho pode ser utilizado nos termos previstos na licença abaixo indicada.

Caso o utilizador necessite de permissão para poder fazer um uso do trabalho em condições não previstas no licenciamento indicado, deverá contactar o autor, através do RepositóriUM da Universidade do Minho.

Licença concedida aos utilizadores deste trabalho



Atribuição-NãoComercial

CC BY-NC

<https://creativecommons.org/licenses/by-nc/4.0/>

AGRADECIMENTOS

É do meu intuito demonstrar o meu apreço pelas pessoas, que de forma direta ou indireta contribuíram para a realização desta dissertação.

Um agradecimento especial ao orientador Professor Doutor Nuno Peixinho. Pela disponibilidade ímpar, empenho, dedicação e confiança depositada em mim, essenciais na minha motivação individual pelo tema. Pelos conhecimentos transmitidos, opiniões concisas e estratégias a tomar ao longo da dissertação, fundamentais no estabelecimento e cumprimento dos objetivos propostos.

À empresa Bairrimoldes, na pessoa do Engenheiro Sérgio Costa pela confiança e oportunidade de trabalhar neste tema. Pelo método, foco transmitido e disponibilidade apresentadas.

Ao Professor Doutor Vitor Carneiro e Delfim Soares, à Professor Doutora Ana Pinto e ao técnico Miguel Abreu pela ajuda na realização de atividades experimentais. Pelos conselhos e ideias partilhadas o meu agradecimento.

Aos meus amigos e colegas pelo apoio e motivação ao longo do meu percurso académico.

Por fim, mas igualmente importante, à minha família, particularmente aos meus pais e irmã pela paciência, apoio incondicional e encorajamento prestados, que em muito contribuíram para o meu percurso académico.

RESUMO

Em diversos setores da indústria, nomeadamente no setor automóvel, tem vindo a crescer a tendência para a construção de componentes mais leves. Desde logo, pelo aparecimento de materiais como as ligas de alumínio endurecidas e os UHSS. De forma complementar, o surgimento de novas tecnologias, como a denominada *'Tailor Heat Treated Blanks'* permite alterar as propriedades mecânicas ao longo do material e, conseqüentemente, aumentar o limite de conformabilidade dos componentes. Através de um tratamento térmico localizado via laser, os componentes caracterizam-se por uma variação gradual de resistência mecânica ao longo do seu comprimento: onde é afetado, o material amacia, sendo que nas restantes zonas, as propriedades mecânicas são inalteradas.

Dois materiais foram alvo de estudo: liga de alumínio 6063 T6 e aço *'Dual Phase'* DP 1000. O tratamento térmico localizado via laser foi efetuado através de uma máquina de laser de diodo; a caracterização dos materiais, através de ensaios de dureza, microdureza e de tração, permitiu estabelecer uma correlação entre a temperatura máxima de aquecimento e as modificações nas propriedades mecânicas, consequência de alterações ao nível microestrutural, pelo que para a liga de alumínio foi efetuada uma análise de calorimetria. Além da componente experimental, uma análise numérica comparativa do processo de embutidura da geometria de copo circular foi efetuada para modelos sujeitos a tratamento térmico localizado via laser.

Os resultados obtidos demonstram que o tratamento térmico localizado é eficaz no amaciamento da resistência mecânica dos materiais. O amaciamento da resistência do material correlaciona-se com as alterações microestruturais estimadas para a liga de alumínio 6063 T6. A aplicação da lei constitutiva de *'Hockett-Sherby'* permitiu estabelecer uma relação entre as modificações das propriedades mecânicas e a temperatura máxima de aquecimento no tratamento térmico localizado via laser de diodo para a gama de temperaturas 353 – 425°C. O aumento da conformabilidade do material foi corroborado, pela melhor performance dos modelos sujeitos a tratamento térmico localizado. Para a geometria de copo circular, a otimização do processo ocorre para uma extensão radial tratada termicamente de 2 *mm*, cuja temperatura máxima foi de 400°C, os resultados sugerem o aumento da profundidade de embutidura sem iniciação de fratura da peça, em pelo menos 67 %.

Palavras-chave: aço DP 1000; amaciamento; conformabilidade; liga de alumínio 6063 T6; tratamento térmico localizado.

ABSTRACT

In many industrial fields, particularly in the automotive sector, there is a trend toward lightweight construction. Hence, the use of aluminum alloys and ultra high strength steels (UHSS) is increasing. Additionally, new technologies such as the so called Tailor Heat Treated Blanks (THTB) enhances the formability of the materials, by locally softening the component, which is characterized by a flow of mechanical properties along its length.

Indeed, the focus of this document are two materials: aluminum alloy 6063 T6 and DP 1000 steel. Diode Laser machine performs a local laser heat treatment. Then, material characterization is done by means of hardness, microhardness and tensile tests, which enables to correlate the modifying mechanical properties as a function of the maximum temperature in the heat affected zone by laser radiation. The modifying mechanical properties are a result of microstructural transformations, hence a differential scanning calorimetry analyses was done for the aluminum alloy. Besides the experimental procedure, deep drawing of a circular cup was performed in layouts subjected to local laser heat treatments by means of '*AnsysWorkbench*'.

Softening of the mechanical resistance is achieved by local laser heat treatment for both materials. However, homogenization of the temperature in the heat affected zone is not fulfilled for DP 1000. The precipitation mechanism of the aluminum alloy correlates well with the tensile tests. As a consequence, the modifying mechanical properties plotted against the maximum laser temperature allowed to estimate stress vs strain curves in the range of 353 – 425 °C through Hockett-Sherby coefficients. Lastly, the better performance of deep drawing layouts subjected to local laser heat treatment, was corroborated by a 67 % increase in the formability.

Keywords: aluminum alloy 6063 T6; DP 1000 steel; formability; local heat treatment; softening.

ÍNDICE

Agradecimentos.....	iii
Resumo.....	iv
Abstract.....	v
Lista de Figuras.....	xi
Lista de Tabelas.....	xv
Lista de Gráficos.....	xvii
Lista de Equações.....	xix
Lista de Abreviaturas e Acrónimos.....	xx
Lista de Siglas.....	xxi
1. Introdução.....	1
1.1 Objetivos e metodologia.....	2
1.2 Guia de leitura.....	3
2. Revisão Bibliográfica.....	4
2.1 Materiais promissores na indústria automóvel.....	4
2.1.1 Dificuldades de conformação de chapa inerentes às propriedades dos materiais.....	6
2.2 Métodos qualificados para redução de peso de veículos.....	6
2.2.1 Áreas de influência.....	6
2.3 Tailor Heat Treated Blanks.....	12
2.3.1 Tecnologias de aquecimento.....	13
2.3.2 Tratamento térmico localizado via laser.....	14
2.4 Métodos de caracterização de material.....	27
2.4.1 Microestrutura e mecanismos de amaciamento.....	27
2.4.2 Modificações das propriedades mecânicas.....	31
2.5 Localização e extensão radial das ZTAs.....	35
2.5.1 Ligas de alumínio endurecidas.....	35
2.5.2 UHSS.....	39

2.6	Resultados numéricos e experimentais de componentes sujeitos a tratamento térmico localizado	39
2.7	Efeitos indesejáveis do tratamento térmico localizado	43
3.	Instalação e método experimental	45
3.1	Materiais investigados	46
3.2	Tecnologia laser de tratamento térmico localizado	47
3.2.1	Configuração experimental.....	48
3.3	Tratamento térmico no forno	55
3.3.1	Configuração experimental.....	55
3.4	Ensaio à composição química	56
3.5	Ensaio DSC	56
3.5.1	Parametrização da análise DSC	57
3.6	Microscópio ótico	58
3.7	Ensaio de dureza	59
3.7.1	Procedimento experimental.....	60
3.8	Ensaio microdureza	61
3.8.1	Procedimento experimental.....	61
3.9	Ensaio de tração.....	62
4.	Apresentação e análise de resultados.....	63
4.1	Janela de processamento do tratamento térmico localizado	64
4.1.1	Análise de calorimetria aplicada à liga de alumínio 6063 T6.....	65
4.1.2	Temperaturas críticas do aço DP 1000	71
4.2	Ensaio de dureza – Princípios e resultados para a liga de alumínio 6063 T6.....	72
4.2.1	Influência da temperatura máxima na dureza.....	72
4.2.2	Evolução longitudinal da dureza de acordo com a dimensão da ZTA	73
4.2.3	Homogeneização da dureza ao longo da espessura e zona de transição	75
4.2.4	Janela temporal para conformação plástica.....	77
4.2.5	Análise global aos resultados da dureza	78

4.3	Ensaio de microdureza ao aço DP 1000	79
4.3.1	Análise de resultados.....	79
4.4	Propriedades mecânicas em função da temperatura máxima.....	81
4.4.1	Liga de alumínio 6063 T6.....	81
4.4.2	Aço DP 1000.....	86
4.5	Derivação de um modelo de material dependente da temperatura	91
4.6	Análise global de resultados	96
5.	Simulação numérica de modificação funcional de componente.....	97
5.1	Definição física dos componentes.....	97
5.2	Enquadramento	98
5.3	Descrição dos modelos	99
5.3.1	Definição do material.....	100
5.3.2	Diretrizes de projeto na seleção da extensão radial e localização das zonas tratadas termicamente	101
5.4	Pós-processamento	102
5.5	Apresentação e análise de resultados	104
5.5.1	Força de reação do punção.....	104
5.5.2	Distribuição de tensões.....	106
5.5.3	Avaliação da variação de espessura	109
5.6	Mecanismo de ação de um THTB.....	112
5.7	Discussão global dos resultados	114
6.	Conclusões e desenvolvimentos futuros.....	116
6.1	Conclusões	116
6.2	Desenvolvimentos Futuros.....	118
	Lista de Referências	119
	Anexos	124

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Relações funcionais e procedimento para aplicação de tratamento térmico localizado via laser na modificação funcional de um componente embutido.	3
Figura 2 – Contribuição (%) dos componentes automóveis no peso global do veículo [8].	4
Figura 3 – Previsão da expansão das ligas de alumínio e dos aços avançados de alta resistência em veículos automóveis [39].	5
Figura 4 - Áreas de influência na procura no processo de embutidura de ligas de alumínio, adaptado de [13].	7
Figura 5 - Efeito da temperatura nas curvas FLCs da liga de alumínio 5754 [16].	8
Figura 6 - Classificação e princípios das <i>'tailored blanks'</i> [17].	9
Figura 7 - Aplicação de tratamento térmico localizado via radiação laser [28].	12
Figura 8 - a) Classificação das tecnologias para tratamento térmico localizado em relação a: a) à flexibilidade e dimensão da ZTA [10]; b) parâmetros do processo e aquecimento [22].	14
Figura 9 - Índice de reflexão de vários materiais, incluindo o alumínio, de acordo com o comprimento de onda da radiação [24].	16
Figura 10 - Configuração experimental de tratamento térmico localizado: a) Laser de CO2 [26]; b) Nd:YAG Laser [27].	16
Figura 11 - Representação esquemática do perfil temperatura-tempo ideal do TT [23].	17
Figura 12 - Perfis temperatura - tempo em tratamentos térmicos via radiação laser: a) AA 6082 T6 [31]; b) AA 5754[26]; c) Aço martensítico 1500 [32]; d) DP 800 [33].	18
Figura 13 - Correlação entre a potência de laser e a temperatura máxima no tratamento térmico via radiação laser [32].	21
Figura 14 - Estratégia de aquecimento de múltiplos caminhos por via de tratamento térmico de radiação laser [23].	22
Figura 15 - Esquemática dos tipos de distribuição de potência [44].	22
Figura 16 - Formas passíveis de controlo de tratamento térmico localizado.	26
Figura 17 - Esquema da precipitação durante o envelhecimento artificial até 240°C.	27
Figura 18 - Efeitos microestruturais de um tratamento térmico em ligas de alumínio [22].	28
Figura 19 - Representação esquemática da evolução das modificações microestruturais em função da temperatura máxima, para a liga de alumínio 6181 T4, adaptado de [13].	28

Figura 20 - Efeitos microestruturais do tratamento térmico localizado via laser no aço DP 800: a) material de base; b) $T_{m\acute{a}x} > T_{Ac3}$; c) $T_{m\acute{a}x} < T_{Ac1}$ [33].	29
Figura 21 - Propriedades mecânicas em função da temperatura máxima para diversos materiais: a) Aço MS-W 1200 [27]; b) DP 1180 [32]; c) DP 800 [33]; d) AA 6014 T4 [45]; e) AA 6181 T4 [22].	32
Figura 22 - Evolução da tensão de cedência ao longo do comprimento longitudinal do provete sujeito a TTL [31].	33
Figura 23 - Princípio de integração do amaciamento localizado de material na cadeia de produção [36].	33
Figura 24 - Efeito do envelhecimento natural na tensão de cedência, após tratamento térmico de curta duração via radiação laser [37].	34
Figura 25 - Princípios ativos a ter em consideração na seleção das ZTAs para ligas de alumínio endurecidas [22].	35
Figura 26 - Aplicação dos mecanismos de ação na seleção das ZTAs para peças profundas com pequeno raio de base [22].	36
Figura 27 - Aplicação dos mecanismos de ação na seleção das ZTAs para peças com vários níveis [13].	36
Figura 28 - Localização das zonas sujeitas a TTL para outras geometrias.	38
Figura 29 - Localização das ZTAs nas zonas previsivelmente críticas [27].	39
Figura 30 – Diagrama FLD e curva FLC para um modelo sujeito a TTL e sua performance relativamente ao componente isento de TTL [22].	41
Figura 31 - Análise comparativa dos diagramas FLD e curvas FLC para um componente fabricado em liga de alumínio 6061 T4 de vários níveis, adaptado de [13].	42
Figura 32 - Análise comparativa da performance do processo de conformação aplicado a tecnologia de tratamento térmico localizado via placas de contacto, através do diagrama FLD e curvas FLC [36].	42
Figura 33 - a) Oxidação da superfície [33]; b) Estrutura de fixação desenvolvida para prevenir a distorção da chapa [27].	43
Figura 34 - Configuração experimental do tratamento térmico localizado via laser.	48
Figura 35 - Estratégias adotadas no tratamento térmico localizado: a) laser parado; b) área afetada de 20 X 10 <i>mm</i> ² ; c) área afetada de 60 X 10 <i>mm</i> ² .	49
Figura 36 - Perfil temperatura - tempo medida pelo pirómetro no ponto 1 da estratégia de laser parado: a) provete A5; b) provete S2; c) provete S22.	53

Figura 37 – Estratégia 2: a) Curva temperatura - tempo; b) Distribuição da temperatura na ZTA. Estratégia 3: c) Curva temperatura - tempo; d) Distribuição da temperatura na ZTA	54
Figura 38 - Forno empregue no tratamento térmico dos provetes.	55
Figura 39 - Equipamento usado na análise à composição química.....	56
Figura 40 - Equipamento ‘DSC Q20’ utilizado na análise de calorimetria efetuada ao material AA 6063 T6.	56
Figura 41 - a) Microscópio ótico Leica ‘DM 2500M’; b) indentação resultante de ensaio de dureza da liga de alumínio 6063 T6 aquecida a 400°C.....	58
Figura 42 - a) Indentações microdureza ao aço DP 1000; b) metalografia na ZTA do provete S22; c) metalografia na ZTA do provete S28.	59
Figura 43 - Máquina universal de ensaios dureza.	59
Figura 44 - Identificação dos pontos de medição de dureza ao longo do eixo longitudinal do provete, bem como localização e extensão da zona de transição consoante a dimensão da zona termicamente afetada (ZTA): a) 10 X 10 <i>m</i> 2; b) 20 X 10 <i>mm</i> 2; c) 60 X 10 <i>mm</i> 2.....	60
Figura 45 - Equipamento ‘EMCOTEST’, gerador automático do valor de microdureza.....	61
Figura 46 - Nomenclatura e estratégia adotada para a determinação da microdureza: a) Localização das 3 zonas investigadas; b) Pontos de medição ao longo da espessura.	61
Figura 47 - Máquina universal de testes de tração utilizada para a determinação das propriedades mecânicas dos materiais.	62
Figura 48 - Tratamento de dados de obtenção da curva de fluxo de calor normalizada DSC para a liga de alumínio 6063 T6.....	66
Figura 49 - Separação dos picos individuais e definição das temperaturas de início e término para a liga de alumínio 6063 T6 aquecida a 0,09 <i>K/s</i>	67
Figura 50 - Curvas de aquecimento contínuo a 0,09 <i>K/s</i> para a liga de alumínio 6063 T6.	67
Figura 51 - Diagrama de dissolução contínuo de aquecimento para a liga de alumínio 6063 T6 e identificação da janela de processo para o TTL.	69
Figura 52 - Compilação da evolução da dureza na superfície exposta à radiação laser e não exposta, para os provetes: a) A1 (353°C); b) A9 (365°C); c) A4 (400°C); d) A13 (400°C); e) A15 (400°C); f) A10 (450°C).	76
Figura 53 - Diagrama de dissolução contínuo da liga de alumínio 6063 T6 correlacionado com a tensão de cedência e de rotura de provetes testados.....	85

Figura 54 - Procedimento para a aplicação do modelo de curva em função da temperatura máxima em aplicações de TTL.....	92
Figura 55 - Relações funcionais entre os coeficientes A, B, C e D e a temperatura máxima.	93
Figura 56 - Ilustração do processo de embutidura aplicado a uma chapa circular, com um único estágio de deformação.	97
Figura 57 - Identificação dos principais parâmetros geométricos e sua interligação (à esquerda); modelação do modelo importado no Ansys Workbench (à direita).....	98
Figura 58 - Localização das ZTAs dos modelos propostos.....	100
Figura 59 - Embutidura de copo circular: a) Identificação das zonas críticas; b) Geometria de copo circular após embutidura.	101
Figura 60 - ' <i>Named selections</i> ' seguidas para o cálculo da variação de espessura.	102
Figura 61 - Exemplo de um par de pontos para o cálculo da variação de espessura.....	103
Figura 62 - Condição de fronteira do modelo de 25 <i>mm</i> nos seis modelos simulados.	104
Figura 63 - Distribuição de tensões do modelo Referência para 15 <i>mm</i> de deslocamento do punção, com indicação a azul da formação da estrição.....	107
Figura 64 - Distribuição de tensões para os modelos analisados considerando a profundidade de embutidura de 25 <i>mm</i>	108
Figura 65 - Posição inicial e final dos pontos de interesse rastreados consoante o modelo analisado.	110
Figura 66 - Identificação das zonas isentas tratadas termicamente no modelo 6: a) a montante da etapa de conformação; b) a jusante da embutidura.	112

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Aplicações, vantagens e desvantagens das <i>'tailored blanks'</i> [17].	11
Tabela 2 - Influência inter-relacional dos parâmetros de aquecimento e nas modificações microestruturais/mecânicas.	19
Tabela 3 - Parâmetros de laser e sua influência em tratamentos térmicos localizados via radiação laser, em etapas de caracterização de material e/ou prototipagem.	20
Tabela 4 - Efeito dos parâmetros de processo no perfil da curva temperatura - tempo, adaptado de <i>Bergweiler</i> [10].	23
Tabela 5 - Métodos de controlo de temperatura.	23
Tabela 6 - Correlação entre temperaturas críticas e modificações microestruturais e mecânicas para o aço DP 1180, adaptado de <i>Lapouge et al.</i> [32].	30
Tabela 7 - Diretrizes a adotar na seleção das ZTAs em ligas de alumínio endurecidas, adaptado de <i>Vogt</i> [13].	37
Tabela 8 - Compilação de ensaios numéricos e/ou experimentais de componentes sujeitos a tratamento térmico localizado.	40
Tabela 9 - Visão geral de limites de processo detetados para a temperatura máxima de um tratamento térmico localizado de um THTB de ligas de alumínio endurecidas, adaptado de <i>Vogt</i> [13].	44
Tabela 10 - Compilação dos equipamentos utilizados, sua função e objetivos pretendidos.	45
Tabela 11 - Materiais investigados, sua composição química e propriedades mecânicas.	46
Tabela 12 - Especificações técnicas do equipamento adotado para o tratamento térmico localizado.	47
Tabela 13 - Compilação dos provetes de liga de alumínio sujeitos a tratamento térmico localizado e seus parâmetros.	50
Tabela 14 - Compilação dos provetes de aço sujeitos a tratamento térmico localizado e seus parâmetros.	51
Tabela 15 - Parâmetros no tratamento térmico via forno.	55
Tabela 16 - Condições definidas para o ensaio DSC.	57
Tabela 17 - Compilação dos ensaios realizados e seus objetivos principais.	64
Tabela 18 - Gama de temperaturas estipulada para tratamento térmico localizado.	65
Tabela 19 - Previsão da gama de temperaturas a que ocorrem os fenómenos de dissolução/precipitação para várias taxas de aquecimento.	68

Tabela 20 - Análise comparativa da extensão da zona de transição consoante a temperatura máxima e a dimensão da ZTA.....	77
Tabela 21 - Compilação das medições microdureza efetuadas a 650 e 850°C.....	79
Tabela 22 - Valor dos coeficientes estabelecidos na determinação da curva de 'Hocket-Sherby' para os pontos de suporte e outros.	95
Tabela 23 - Dimensões dos principais parâmetros geométricos [11].....	98
Tabela 24 - Descrição dos modelos e seus parâmetros variáveis.	100
Tabela 25 - Comparação tabular entre o modelo Referência e os modelos com modificação funcional.	114

LISTA DE GRÁFICOS

Gráfico 1 - Dureza Vickers em função da temperatura máxima no ponto central de incidência do feixe de laser.....	73
Gráfico 2 - Evolução da dureza, na superfície exposta à radiação, ao longo do eixo longitudinal do provete, consoante a dimensão da zona termicamente afetada para $T_{máx} = 400^{\circ}\text{C}$	74
Gráfico 3 - Evolução do envelhecimento natural desde 4 horas até 4 dias após o tratamento térmico localizado.	77
Gráfico 4 - Curvas Tensão vs Deformação para a liga de alumínio 6063 T6 em função da temperatura máxima no tratamento térmico localizado via radiação laser.....	82
Gráfico 5 - Propriedades mecânicas da liga de alumínio 6063 T6 em função da temperatura máxima no tratamento térmico localizado via laser, taxa de aquecimento de $29 \pm 11 \text{ K/s}$	82
Gráfico 6 - Curvas tensão vs deformação para temperatura máxima no tratamento térmico localizado via laser de 400°C e material de base.	83
Gráfico 7 - Dimensão da área termicamente afetada e sua influência nas propriedades mecânicas e desvio padrão associado.....	84
Gráfico 8 - Curvas Tensão vs Deformação para o aço DP 1000 em função da temperatura máxima no tratamento térmico localizado via radiação laser.	86
Gráfico 9 - Particularidade da curva tensão vs deformação de engenharia para os provetes tratados termicamente via laser, em que (1.) tensão de cedência e (2) tensão de rotura.	87
Gráfico 10 - Propriedades mecânicas do aço DP 1000 em função da temperatura máxima no tratamento térmico localizado via laser, taxa de aquecimento de $135 \pm 26 \text{ K/s}$	88
Gráfico 11 - Curvas tensão - deformação de engenharia para ZTA de $20 \times 10 \text{ mm}^2$	89
Gráfico 12 - Curvas tensão - deformação de engenharia para a ZTA de $60 \times 10 \text{ mm}^2$	90
Gráfico 13 - Comparação das curvas registadas experimentalmente para AA 6063 T6 e a geração das curvas de fluxo usando o modelo de 'Hocket-Sherby' para diferentes temperaturas máximas: a) isento de tratamento térmico; b) tratamento térmico localizado a 400°C	94
Gráfico 14 - Curvas de fluxo geradas através dos coeficientes de 'Hocket-Sherby' para diferentes temperaturas máximas.	95
Gráfico 15 - Curvas força do punção em função do seu deslocamento.....	105
Gráfico 16 - Evolução da tensão média equivalente de Von-Mises ao longo do tempo.....	106

Gráfico 17 - Comparação e evolução da espessura final do componente ao longo do eixo longitudinal do esboço nos modelos propostos.	111
---	-----

LISTA DE EQUAÇÕES

(1).....	59
(2).....	66
(3).....	71
(4).....	71
(5).....	71
(6).....	91
(7).....	103
(8).....	103
(9).....	103
(10).....	103

LISTA DE ABREVIATURAS E ACRÓNIMOS

DIC	Correlação de imagem digital
Inf.	Informação
Máx	Máximo
No.	Número
Sup.	Superfície
ULSAB	Ultra Light Steel Auto Body
% <i>EL</i> .	Percentagem alongamento após rotura
β	Taxa de aquecimento
$\beta_{máx}$	Relação máxima de embutidura
c_p	Calor específico
d_m	Diagonal média da indentação [mm]
$\dot{Q}_{amostra}$	Fluxo de calor amostra
$\dot{Q}_{linha\ base}$	Fluxo de calor linha de base
m	Massa amostra cadinho
F	Força contra a superfície do material nos ensaios de dureza
$R_{p0.2}$	Tensão de cedência a 0,2 %
T_i	Temperatura inicial da 1ª reação identificada
T_f	Temperatura final da última reação identificada
T_{Ac1}	Temperatura crítica Ac1
T_{Ac3}	Temperatura crítica Ac3
$T_{máx}$	Temperatura máxima
T_{Ms}	Temperatura início da transformação da martensite
φ	Deformação plástica
σ_y	Tensão de cedência
σ_u	Tensão de rotura

LISTA DE SIGLAS

CVD	Chemical Vapor Deposition
DLC	Diamond-like Carbon
DP	Dual Phase Steel
DSC	Differential Scanning Calorimetry
FLC	Forming Limit Curve
FLD	Forming Limit Diagram
HFQ	Hot Form and Quench
HV	Dureza Vickers
IPCC	Intergovernmental Panel on Climate Change
LDR	Limiting Drawing Ratio
PVD	Physical Vapor Deposition
TEM	Transmission Electron Microscopy
<i>THTB</i>	Tailor Heat Treated Blanks
TT	Tratamento térmico
TTL	Tratamento térmico localizado
<i>UHSS</i>	Ultra High Strength Steels
ZTA(s)	Zona(s) termicamente afetada(s)

1. INTRODUÇÃO

A Europa é detentora do título de região do mundo, que produz a maior quantidade de automóveis; são fabricados 15 a 18 milhões de carros por ano, abrangendo 33 % da produção mundial [1]. O relatório anual da '*Intergovernmental Panel on Climate Change*' (IPCC) de 2010 revela que no domínio de influência da atividade humana, o setor dos transportes é responsável por 13,1 % do total de emissões de CO₂ equivalente [2]. Estima-se que a frota de veículos automóveis triplique em meio século, desde o ano 2000 [2]. De igual forma alarmante, o peso dos carros tem vindo a aumentar, uma vez que as exigências de conforto e segurança conduzem ao acréscimo de componentes elétricos e eletrônicos nos veículos [3].

De forma a enfrentar os desafios globais das próximas décadas no que concerne à mobilidade humana, mais concretamente à redução da emissão de gases com efeito de estufa, exige-se uma tendência crescente para o consumo controlado e limitado de combustíveis fósseis por parte dos meios de transporte. Embora, a redução de peso potencie as poupanças de combustível, incorpora efeitos adversos já que o comprometimento da segurança rodoviária em caso de colisão aumenta, devido à diminuição de espessura dos componentes [4].

Com efeito, na procura de satisfazer as exigências de redução de peso e garantia de segurança dos passageiros em caso de colisão, os denominados UHSS, bem como as ligas de alumínio são materiais atrativos [5], [6]. Atualmente, 64 % da produção de componentes da estrutura de um carro moderno engloba materiais como o aço, ferro fundido e ligas de alumínio [7].

Paralelamente à adoção de novos materiais, novas técnicas de processamento de materiais têm vindo a ser desenvolvidas. Uma possível solução para permitir uma produção livre de erros, capaz de aumentar a complexidade geométrica atingível num único estágio de conformação na cadeia do processo de fabrico, orientada para os requisitos técnicos e geométricos destes materiais/componentes, passa pela introdução, de uma tecnologia promissora, denominada '*Tailor Heat Treated Blanks*' (THTB). Através de um tratamento térmico localizado (TTL) na chapa metálica, é possível a modificação das propriedades mecânicas ao longo da sua extensão, com vista a satisfazer os requisitos das subseqüentes operações de conformação. Assim, o tratamento térmico localizado, ao alterar seletivamente e com muita flexibilidade as propriedades mecânicas do material, proporciona o aumento da conformabilidade dos materiais e componentes decorrentes do amaciamento localizado e restrito da tensão de cedência e de rotura nas zonas em que a resistência mecânica limita a conformabilidade.

São, precisamente, novas conceções de materiais conjuntamente com ideias inovadoras, seguindo o advento de novas tecnologias de conformação, manufatura e fabrico, que permitem o aparecimento de tecnologias como a THTB e, deste modo, estimulam continuamente a realização de construções leves, pela redução da espessura de componente necessária, derivado do aumento da complexidade geométrica atingível num dado estágio de conformação.

1.1 Objetivos e metodologia

O objetivo da presente dissertação é validar a aplicabilidade da modificação funcional de componentes, através de tratamento térmico localizado via radiação laser a 2 materiais metálicos: liga de alumínio 6063 T6 e aço DP 1000. Mais concretamente, comprovar a redução do risco de rotura de componentes embutidos. Estes dois materiais devido à sua elevada resistência mecânica apresentam um elevado potencial de amaciamento da resistência mecânica por tratamento térmico.

Para esse efeito, 3 campos de trabalho foram investigados: (1) estratégia de tratamento térmico localizado; (2) caracterização dos materiais; (3) distribuição das propriedades mecânicas na chapa metálica.

A primeira área de trabalho incluiu o planeamento da estratégia do tratamento térmico via radiação laser em provetes de ensaios de tração. Esta fase, engloba a definição dos parâmetros de processo, que se traduza na rápida taxa de aquecimento, no perfil da curva temperatura – tempo. Uma significativa gama de temperaturas foi investigada.

Por sua vez, a segunda área de trabalho permitiu a utilização de um modelo constitutivo, com o objetivo de quantificar a modificação das propriedades mecânicas nas zonas termicamente afetadas em função da temperatura máxima no tratamento térmico (TT).

Finalmente, a terceira área de trabalho tratou de definir a variação das propriedades mecânicas e a sua extensão radial numa chapa para subsequente conformação plástica no processo denominado embutidura, a fim de alcançar efeitos positivos no que diz respeito à capacidade de conformação do componente metálico.

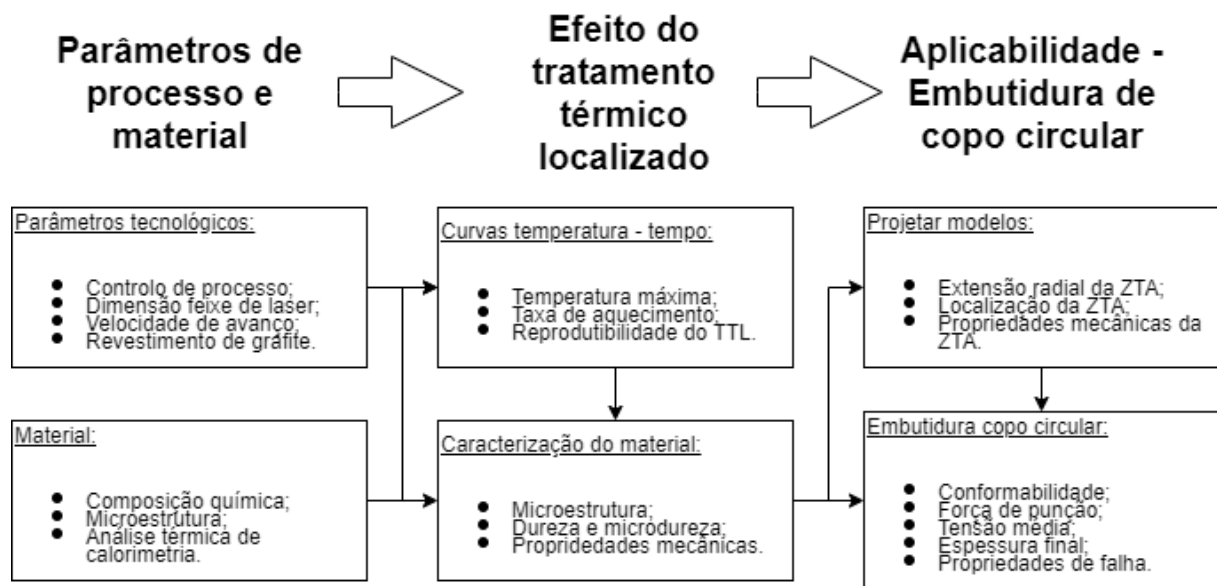


Figura 1 – Relações funcionais e procedimento, experimental e numérico, para aplicação de tratamento térmico localizado via laser na modificação funcional de um componente embutido.

1.2 Guia de leitura

No capítulo 2 apresenta-se a síntese das publicações relevantes no que concerne à área de aplicação do tratamento térmico localizado em componentes para posteriores etapas de conformação.

No capítulo 3, é explicada toda a componente experimental e sua configuração. Desde as estratégia de aquecimento no tratamento térmico localizado via radiação laser, até aos métodos e equipamentos adotados para a caracterização dos materiais.

Por seu turno, o capítulo 4 abrange a análise de resultados inerentes à caracterização dos materiais, pelo que se validou o amaciamento da resistência mecânica dos materiais.

A aplicação da modificação funcional de componentes através da criação de uma variação de propriedades mecânicas ao longo de uma chapa metálica é abordada no capítulo 5.

Por fim, no capítulo 6 é exposta uma análise global crítica dos resultados obtidos.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Neste capítulo são compilados conceitos teóricos relevantes referentes a projetos efetuados no âmbito da modificação funcional de componentes, particularmente via tratamento térmico localizado de radiação laser.

Com efeito, primeiramente aborda-se a necessidade do surgimento de novas tecnologias, de forma a ultrapassar as dificuldades impostas no processo de conformação de chapa de metal, nomeadamente de ligas de alumínio e UHSS. Seguidamente, são elencadas técnicas e meios capazes de serem aplicados aos materiais e componentes suscetíveis de aumentar a sua conformabilidade. Por fim, foca-se na tecnologia que consiste o tratamento térmico localizado, na qual é exposta uma extensiva revisão bibliográfica de materiais e componentes analisados. Sendo assim, são referidos parâmetros e procedimentos importantes para o sucesso da conformabilidade das geometrias apresentadas.

2.1 Materiais promissores na indústria automóvel

A redução de peso de veículos automóveis deve ser efetuada sem comprometer, acima de tudo a segurança dos passageiros, como também a qualidade e performance do veículo. A dicotomia resistência mecânica/ductilidade é o parâmetro chave para aplicações em componentes estruturais automobilísticos. Uma redução de massa de 10 % equivale à poupança de consumo de combustível de 6,5 % [1]. Na Figura 2, constata-se que os principais componentes suscetíveis de redução de peso de um veículo correspondem a 58 % da sua estrutura.

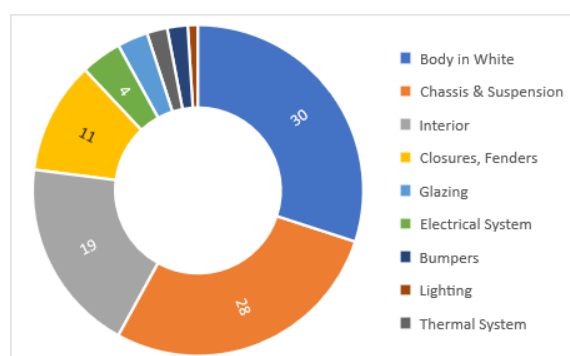


Figura 2 – Contribuição (%) dos componentes automóveis no peso global do veículo, adaptado de [8].

O primeiro passo para a redução de peso dos veículos pode ser efetuado pela adoção de UHSS. No entanto, para redução adicionais, alumínio é a melhor opção. Nos Estados Unidos prevê-se que as ligas de alumínio sejam integradas nos carros de maior porte, enquanto os aços de alta resistência em

carros mais leves [1]. De acordo com 'Ducker WorldWide' [1] era esperado que entre 2015 e 2020, nos Estados Unidos da América o peso dos veículos em função dos materiais empregues reduzisse 45 kg, sendo que as ligas de alumínio e os UHSS são responsáveis por 57 e 40 %, respetivamente.

As propriedades características do alumínio como a relação alta rigidez e baixo peso, boa resistência à corrosão e o potencial de substituir outros materiais mais pesados fazem das ligas de alumínio um dos materiais indicados para responder as exigências de redução de peso dos componentes de veículos automóveis [9]. Mais evidentemente sucede para os carros elétricos, nos quais o consumidor exige um elevado tempo de condução, na ausência de recarregamento da bateria. Tal é potenciado pela adoção de materiais leves.

Paralelamente, os aços avançados de alta resistência caracterizam-se pela sua elevada resistência mecânica, nomeadamente tensão de cedência e rigidez, daí que ofereçam um elevado potencial para redução do peso de veículos. No caso concreto de componentes fabricado em UHSS a espessura das peças pode ser reduzida, em comparação com aços menos resistentes. A menor necessidade de material resultante, traduz-se na redução de peso dos veículos e, portanto, também no menor consumo de combustível e emissões CO2.

A Figura 3 comprova a tendência para a variedade de materiais empregues na estrutura de veículos. De salientar a substituição dos aços convencionais, pelos UHSS, bem como o aumento da adoção de ligas de alumínio. Além disso, de acordo com *Frost e Sullivan* [10], a proporção de UHSS aumentou significativamente nos últimos anos. Esta tendência é confirmada pelo exemplo do modelo FIAT-Punto: até 2005 a sua utilização era praticamente inexistente, atualmente corresponde a 17 % dos aços aplicados na estrutura do veículo.

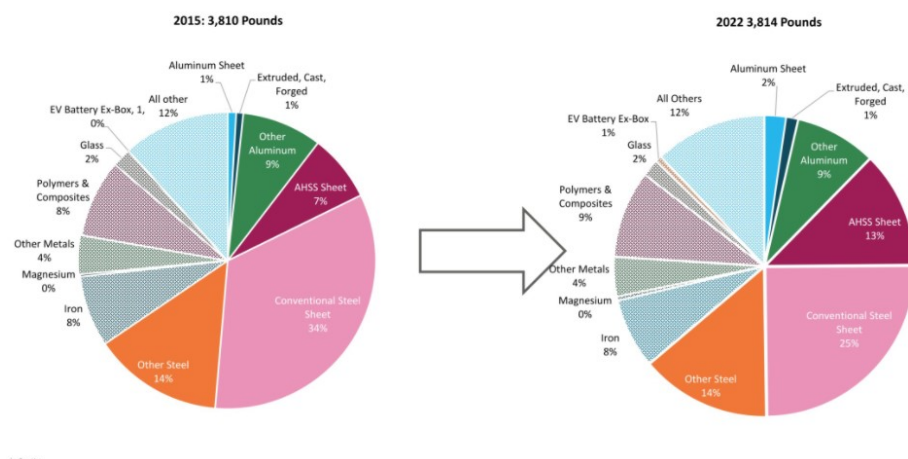


Figura 3 – Previsão da expansão das ligas de alumínio e dos aços avançados de alta resistência em veículos automóveis [39].

2.1.1 Dificuldades de conformação de chapa inerentes às propriedades dos materiais

A conformabilidade de um material define-se como sendo a sua capacidade máxima de suportar deformação plástica, sem manifestação de estrição, fratura ou outros fenómenos que possam danificar permanentemente o material [11].

Apesar das características das ligas de alumínio e UHSS, que propiciam o seu emprego na indústria automóvel, estes apresentam o inconveniente da baixa conformabilidade a temperatura ambiente. É sabido que, quanto maior a conformabilidade de um dado material, mais complexa pode ser a geometria de um determinado componente e, portanto, menor espessura de material é necessária.

No caso específico dos aços DP e/ou martensíticos a dicotomia resistência mecânica/ductilidade é afetada pelo elevado teor de martensite, que limita o uso industrial. Outras características dos aços são indesejáveis para processos de conformação como sejam o elevado retorno elástico e o baixo tempo de vida das ferramentas, devido às altas pressões de contacto [12]. Daí que, o uso destes aços possa ser limitado a componentes de geometrias simples. Para a manufatura de componentes mais complexos, a resistência mecânica não pode ser extremamente elevada, a título de exemplo reforços do pilar B ligeiramente mais complexos são feitos de aços de resistência inferior a 1000 MPa [10].

Relativamente às ligas de alumínio, a par dos aços de alta resistência, o retorno elástico é elevado, devido ao baixo módulo de elasticidade. Destaque ainda para a anisotropia vertical, que dificulta operações de conformação de chapa a temperatura ambiente.

2.2 Métodos qualificados para redução de peso de veículos

Diversos meios e técnicas têm sido desenvolvido com o intuito de ultrapassar a baixa conformabilidade dos materiais referidos. Neste capítulo, o leitor contextualiza-se no meio em que se insere a tecnologia THTB, tema do vigente documento, bem como, de certa forma, dos seus concorrentes na procura de dar resposta às demandas da indústria manufatureira de componentes de veículos automóveis.

2.2.1 Áreas de influência

A Figura 4, elenca as áreas de influência do processo de conformação dentro das quais podem ser tomadas medidas para melhorar o comportamento de uma peça em bruto de chapa metálica.

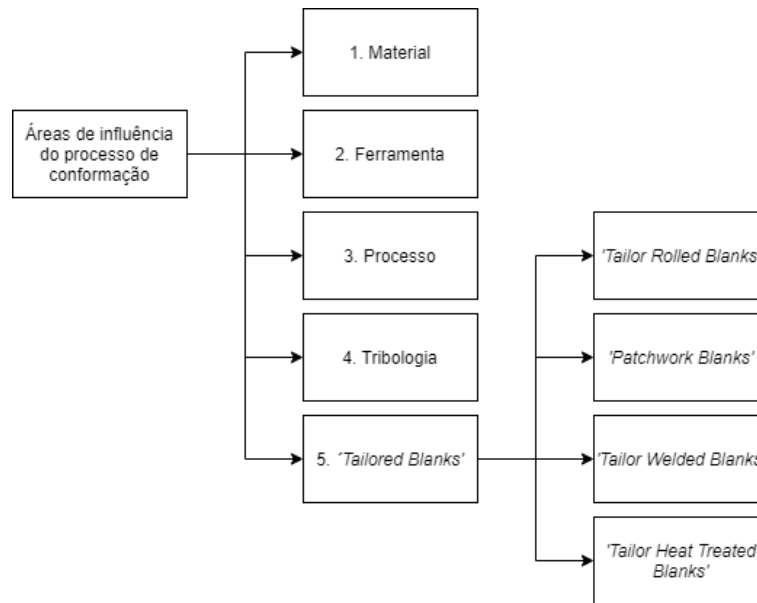


Figura 4 - Áreas de influência na procura no processo de embutidura de ligas de alumínio, adaptado de [13].

No que concerne à área dos materiais, o potencial para aumentar a conformabilidade das ligas de alumínio é limitado e está quase esgotado devido às suas características microestruturais [13].

As opções do lado da ferramenta revelam-se, igualmente, limitadas. Apesar de alterações adequadas da forma da geometria da ferramenta, como o alargamento dos raios de concordância permitirem um processo sem falhas, estes ajustes conduzem a modificações indesejadas na geometria final do componente. Portanto, as otimizações passíveis de serem efetuadas ao nível da ferramenta restringem-se à inclinação mútua do punção e matriz para evitar deformações livres, que apresentam riscos de fendas [13].

Quanto à tribologia, abordagens eficazes têm vindo a ser desenvolvidos no sentido de reduzir os efeitos negativos do atrito durante o processo de conformação. A título de exemplo, sistemas de revestimento redutores de fricção foram incorporados nas ferramentas usando processos PVD ou CVD. *Dong et al.* [14] compararam o efeito do uso de revestimentos na superfície de ferramentas com superfícies não revestidas. Posteriormente, *Zheng et al.* [15] concluíram que o revestimento DLC (carbono como diamante) pode reduzir significativamente o uso de lubrificação em estampagem a quente.

Em comparação com as áreas mencionadas até ao momento, o processo é a que apresenta maior potencial de melhoria. Com efeito, o desenvolvimento de novas técnicas de conformação plástica tem como objetivo:

- (1) maximizar a conformabilidade para manufaturar componentes de elevada complexidade geométrica exigidos na indústria;
- (2) garantir a resistência mecânica adequada;
- (3) aumentar a precisão dimensional dos componentes, considerando os requisitos de montagem da produção em série;
- (4) minimizar os custos de manufatura, de forma a aumentar a competitividade.

Na Figura 5, observam-se as vantagens do aumento da ductilidade providenciado pela conformação a elevadas temperaturas. Segundo *Zheng et al.* [15] o processo denominado 'Hot Form and Quench' (HFQ), patenteado em 2008, prevê-se que seja uma tecnologia líder na área de conformação a quente.

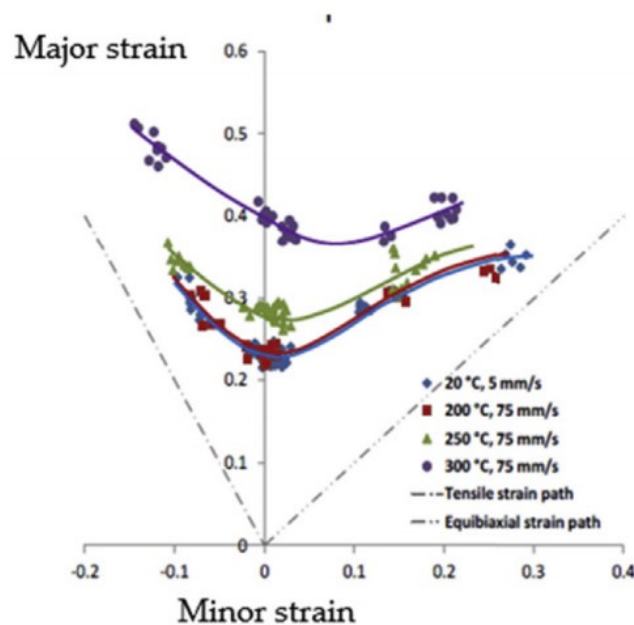


Figura 5 – Efeito da temperatura nas curvas FLCs da liga de alumínio 5754 [16].

2.2.1.1 'Tailored Blanks'

Merklein et al. [17] definem a tecnologia 'Tailored Blanks' (Esboço customizado) como o grupo de produtos de chapas semiacabadas caracterizados por variações localizadas de espessura, material, revestimento ou propriedades de material. Sendo assim, através destas adaptações otimiza-se o componente para subsequentes processos de conformação.

O processo de 'Tailored Blanks' é classificado de acordo com as adaptações mencionadas e subdivide-se em 4 grupos: (1) 'Tailor Welded Blanks'; (2) 'Tailor Rolled Blanks'; (3) 'Patchwork Blanks'; (4) 'Tailor Heat Treated Blanks'; ver Figura 6. Como grande potencial destas tecnologias, de salientar:

1. Redução do peso dos componentes;
2. Aumento da conformabilidade;
3. Melhoria do comportamento em *'crashworthiness'*.

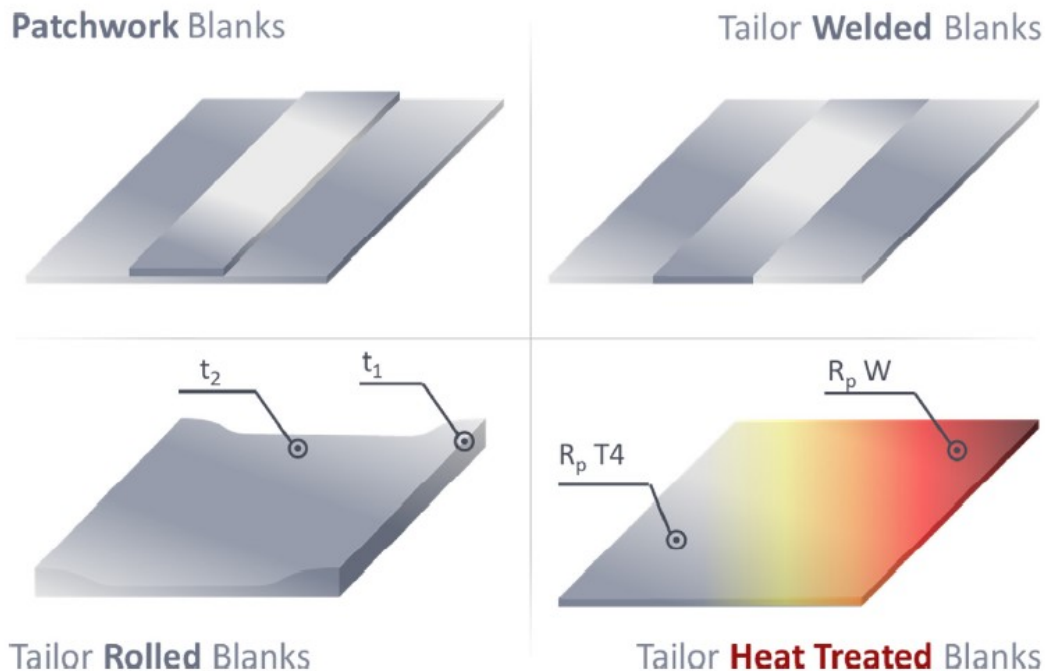


Figura 6 - Classificação e princípios das *'tailored blanks'* [17].

No que respeita à tecnologia *'Tailor Welded Blanks'*, esta contribui para a redução de peso de componentes, uma vez que o número de elementos de reforço reduz drasticamente [18]. O processo caracteriza-se pela soldadura de pelo menos duas chapas antecedendo a operação de conformação. Consequentemente, as chapas podem exibir diferentes propriedades mecânicas, espessuras ou revestimentos. Segundo o *ULSAB Programm Report* [19] o emprego desta tecnologia na produção do corpo do carro pode contribuir para uma redução de 25% do peso do veículo sem custos adicionais.

Relativamente à *'Patchwork Blanks'*, a ideia chave é reforçar parcialmente a chapa principal com pelo menos uma outra chapa, denominada *'patch'* (chapa de reforço). Diferencia-se dos processos convencionais experimentados na indústria automóvel pelo facto da união das chapas ocorrer a montante da operação de conformação, através de juntas de sobreposição [20]. Comparativamente à *'Tailor Welded Blanks'*, esta tecnologia engloba menor quantidade de operações de corte, uma vez que uma junta sobreposta, ao invés de uma junta de canto, de ângulo ou de topo é usada e, consequentemente reduz os custos de produção e sucata. Além disso, a precisão requerida no alinhamento é menor [21].

Outra alternativa para a manufatura de produtos embutidos é a contínua transição da espessura das chapas. *Kopp et al. [17]* estudaram os efeitos de 'Tailor Rolled Blanks' na embutidura do aço DC04 e concluíram que quanto mais suave for a região de transição de espessura das chapas, menor a probabilidade de ocorrência de enrugamento. Por outro lado, *Chatti et al. [17]*, conjuntamente com parceiros da indústria manufatureira, investigaram a viabilidade da incorporação desta tecnologia em componentes de elevada complexidade geométrica: os resultados foram extremamente promissores, revelando uma redução de peso e de deformação média de 13,5 e 15,9 %, respetivamente. Além disso, a capacidade de resistência à encurvadura aumentou 48 %.

Por fim, a tecnologia 'Tailor Heat Treated Blanks', é alvo de uma análise aprofundada, apresentada nos próximo subcapítulos. Paralelamente às tecnologias descritas, permite responder assertivamente às demandas de uma indústria que exige técnicas inovadoras, de forma a produzir componentes mais leves.

Tabela 1 - Aplicações, vantagens e desvantagens das *'tailored blanks'* [17].

Tecnologia	Aplicações:	Vantagens:	Desvantagens:
<i>'Tailor Welded Blanks'</i>	Indústria automóvel: painéis laterais; portas; <i>'wheel arches'</i> ; membros laterais e pisos.	<p>União de chapas precede a conformação;</p> <p>Redução do número de ferramentas de conformação;</p> <p>Aumento da rigidez estrutural;</p> <p>Maior precisão do processo;</p> <p>Uso aprimorado de material;</p> <p>Redução dos custos de produção.</p>	<p>Elevados custos de investimento para os processos de soldadura;</p> <p>Incorporação de novos modelos de ferramentas de fabrico.</p>
<i>'Tailor Rolled Blanks'</i>	<i>'front cross member'</i> e <i>'crash boxes'</i> ; <i>'longitudinal and cross girder'</i> do assento do BMW série 6 convertível e partes do Mercedes-Benz S-class; Perfis no campo fotovoltaico e sistemas de energia solar concentrada.	<p>Picos de tensão não são gerados;</p> <p>Adaptação exata à carga na aplicação;</p> <p>Aumento da qualidade superficial das peças.</p>	<p>Retorno elástico heterogéneo no material;</p> <p>O processo de laminagem introduz tensões internas heterogéneas, dependentes da espessura da chapa.</p>
<i>'Patchwork Blanks'</i>	<i>'front frame rail'</i> no Peugeot 206.	<p>Melhoria da precisão na junção das chapas;</p> <p>Áreas reduzidas de chapa podem ser reforçadas;</p> <p>Integração de processos;</p> <p>Necessidade de apenas uma ferramenta de conformação;</p> <p>Redução dos custos de produção.</p>	<p>Concentrações de tensões elevadas nas zonas de soldadura, que catalisam a fratura;</p> <p>Aumento da dificuldade do processo de conformação, devido à variação localizada de espessura.</p>
<i>'Tailor Heat Treated Blanks'</i>	Geometria copo circular, geometrias com vários níveis, pilar B; porta traseira de automóvel.	<p>Não requiere componentes caros, nem especiais;</p> <p>O tratamento térmico pode ser localizado e temporariamente separado da cadeia de processo;</p> <p>Geometria e posição das áreas afetadas é arbitrário.</p>	<p>Existência de áreas de transição de calor decorrentes do tratamento térmico, que devem ser resguardadas.</p>

2.3 Tailor Heat Treated Blanks

O principal propósito das THTB é aumentar a conformabilidade de componentes. Através de tratamento térmico localizado, os componentes podem ser endurecidos, revenidos, amaciados, recristalizados ou aliviados de tensões [10].

Os materiais atualmente empregues em componentes da indústria automóvel, como os UHSS e as ligas de alumínio endurecidas caracterizam-se por providenciar uma redução significativa do peso global dos veículos; no entanto, a conformabilidade destes materiais é limitada e, conseqüentemente, a concretização de peças com elevada complexidade geométrica: elevadas profundidades de embutidura, raios pequenos e arestas afiadas torna-se extremamente desafiante através dos processos convencionais de conformação de chapa.

Como solução, o tratamento térmico localizado permite alterar seletivamente e com bastante flexibilidade as propriedades mecânicas ao longo da própria chapa para subsequente processo de conformação. Esta adaptação permite aumentar o limite de conformabilidade dos componentes.

Independentemente da tecnologia de aquecimento escolhida e do material do componente, no tratamento térmico é fundamental definir os parâmetros controladores do processo e do aquecimento, que conduzam ao amaciamento do material, devido às modificações microestruturais e, conseqüentemente mecânicas, referidas nos capítulo 2.4.1 e 2.4.2, respetivamente.

A Figura 7 evidencia que o tratamento térmico localizado tanto pode ser utilizada na chapa, mais usual, como numa etapa intermediária da cadeia do processo de fabrico. Em ambos os casos, com melhor performance: aumento da profundidade máxima de embutidura.

Tratamento térmico localizado na chapa



Tratamento térmico localizado entre estágios de conformação da chapa



Figura 7 - Aplicação de tratamento térmico localizado via radiação laser [28].

2.3.1 Tecnologias de aquecimento

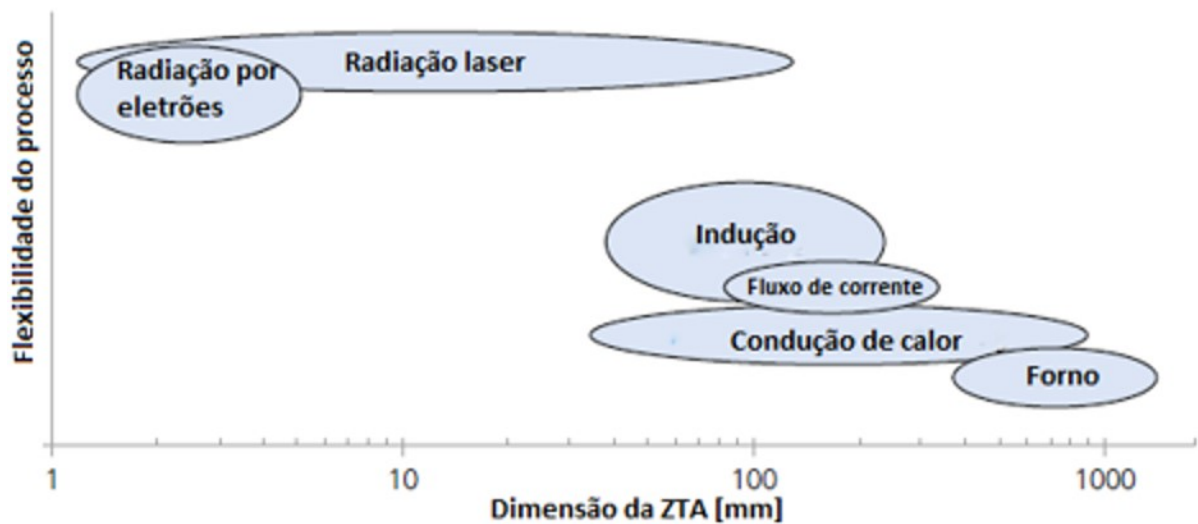
A escolha da tecnologia de aquecimento é definida, de acordo com a geometria final do componente, fase do projeto, questões tecnológicas e económicas.

As tecnologias mais apropriadas para o tratamento térmico localizado são: (1) a radiação de luz, por exemplo a laser; (2) indução; (3) condução de calor por placas de contacto [22]. Na Figura 8b), o estudo efetuado por *Geiger et al.* [22] permitiu qualificar as vantagens e desvantagens destes 3 meios de aquecimento, de acordo com diversos fatores, desde taxas de aquecimento até custos de investimento.

A radiação laser é aceite como a tecnologia predominante na fase de prototipagem ou fabrico de pequenas séries, de forma a averiguar os efeitos do aquecimento localizado nas propriedades mecânicas e microestruturais do material investigado, nomeadamente um laser controlado por robot, por se tratar de uma ferramenta bastante flexível (ver Figura 8a) e por permitir elevadas taxas de aquecimento, consegue restringir e localizar com precisão as zonas termicamente afetadas com tempo de atuação bastante curtos. Por sua vez, a indução, bem como as placas de contacto revelam-se adequadas para produção de média e grandes séries, na qual altas cadeias de produção são requeridas. Particularmente, a condução de calor destaca-se pela sua capacidade de homogeneização de temperatura na área afetada, excelente reprodutividade e possibilidade de definir tempos de estabilização da temperatura de aquecimento [22].

Além das questões tecnológicas, o fator económico deve ser considerado no processo de seleção da tecnologia de aquecimento. Portanto, baixos custos de investimento (em ferramentas, por exemplo) e baixos custos de operação (curtos tempos de operação e de configuração, despesas de manutenção reduzidas) são desejáveis. Neste aspeto, a indução descarta-se, pois incorpora elevados custos de engenharia na fase de desenvolvimento da ferramenta de aquecimento [23].

A geometria final do componente, é um fator a considerar, pois o tratamento térmico localizado tanto pode ser aplicada como primeira etapa no processo de conformação de chapa, como pode ser testado como etapa intermédia na cadeia de produção (ver Figura 7), daí que seja necessária averiguar qual a tecnologia de aquecimento que melhor se adequa no acesso à zona aquecida para a geometria a manufacturar.



a)

	Laser	Indução	Condução de calor
Taxa de aquecimento	✓✓✓	✓✓✓	✓✓
Distribuição homogênea da temperatura	●	XX	✓✓✓
Reprodutibilidade	●	X	✓✓✓
Possibilidade de um tempo de espera	XXX	X	✓✓✓
Custos de investimento - Máquina	XXX	●	●
Custos de investimento - Ferramentas	✓✓✓	XX	XX
Tempo de preparação	✓✓✓	XX	●
Produtividade	XX	✓✓✓	✓✓✓

b)

Figura 8 - a) Classificação das tecnologias passíveis de uso para tratamento térmico localizado em relação a: a) à flexibilidade e dimensão da ZTA [10]; b) parâmetros do processo e aquecimento [22].

2.3.2 Tratamento térmico localizado via laser

Tendo em conta a descrição do subcapítulo anterior, a tecnologia via radiação laser surge como a mais adequada para o tratamento térmico localizado, sobretudo na fase de prototipagem.

Com efeito, após descrição dos parâmetros de aquecimento influenciadores na modificação localizada das propriedades mecânicas, são abordados em detalhe os parâmetros de processo relevantes aquando da realização do tratamento térmico via laser. De notar que os parâmetros tecnológicos ditam os subsequentes parâmetros de aquecimento obtidos.

2.3.2.1 Fontes de feixe de laser

Pelo menos 3 tipos de fonte de laser são passíveis de uso para aplicação de tratamento térmico localizado: (1) Nd:YAG laser; (2) laser de diodo e (3) laser de CO₂. A principal característica diferenciadores entre eles, prende-se com o comprimento de onda da radiação.

Desta forma, a escolha da fonte de laser deve ter em consideração o material no qual o tratamento térmico é aplicado; particularmente para as ligas de alumínio, nas quais a absorção de radiação laser na sua superfície é reduzida, o que pode resultar em danos para o próprio equipamento [24].

Daí que, caso a fonte de laser seja de CO₂ haja a necessidade de se revestir os componentes com uma camada de grafite, cujo intuito é aumentar o índice de absorção da superfície do material. *Mohammadi et al.* [25] menciona que spray de 'Graphit 33' é capaz de aumentar o índice de absorção da liga de alumínio 2024 T3 de 0,3 até 0,98. No entanto, a contaminação introduzida pela grafite limita o potencial de aplicação industrial destas fontes de laser [17].

Assim, as fontes de laser Nd:YAG são as mais apropriadas para se efetuar o tratamento térmico localizado, sobretudo nas ligas de alumínio. O facto de se caracterizarem por um baixo comprimento de onda permite abdicar da camada de grafite para aumento da absorção de energia térmica na superfície [17]. O gráfico da Figura 9 mostra a variação do índice de reflexão do alumínio para diversos comprimentos de onda de radiação, e assim tipos de lasers. A comprimentos de onda mais baixos, mais prótons energéticos podem ser absorvidos por um maior número de elétrões [24].

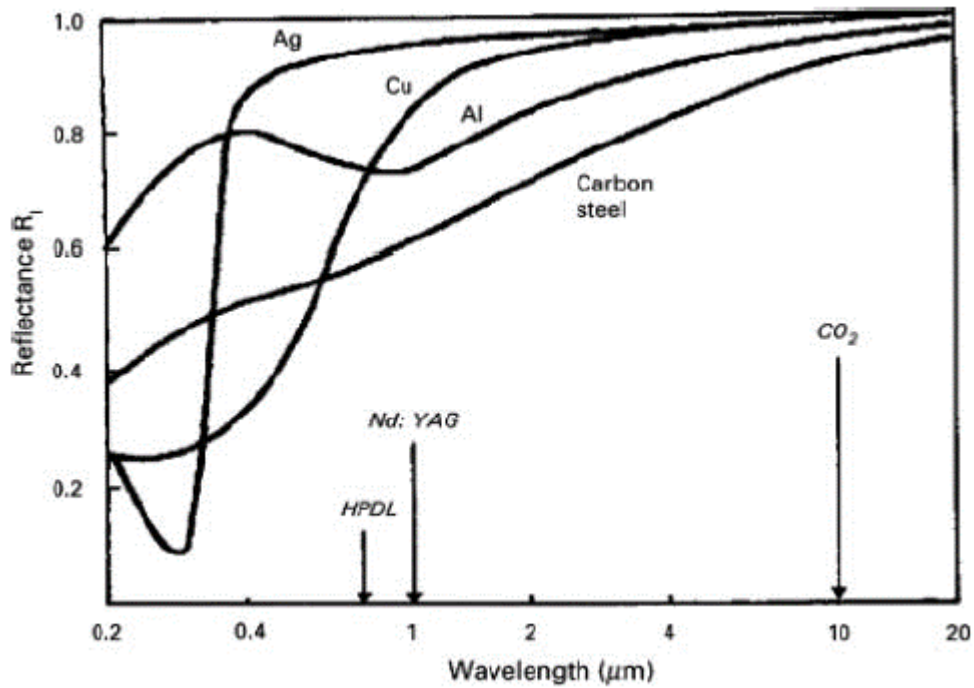


Figura 9 - Índice de reflexão de vários materiais, incluindo o alumínio, de acordo com o comprimento de onda da radiação [24].

Na Figura 10, podem ser observadas duas configurações experimentais, nas quais aços DP e ligas de alumínio foram sujeitas a tratamento térmico localizado via radiação laser.

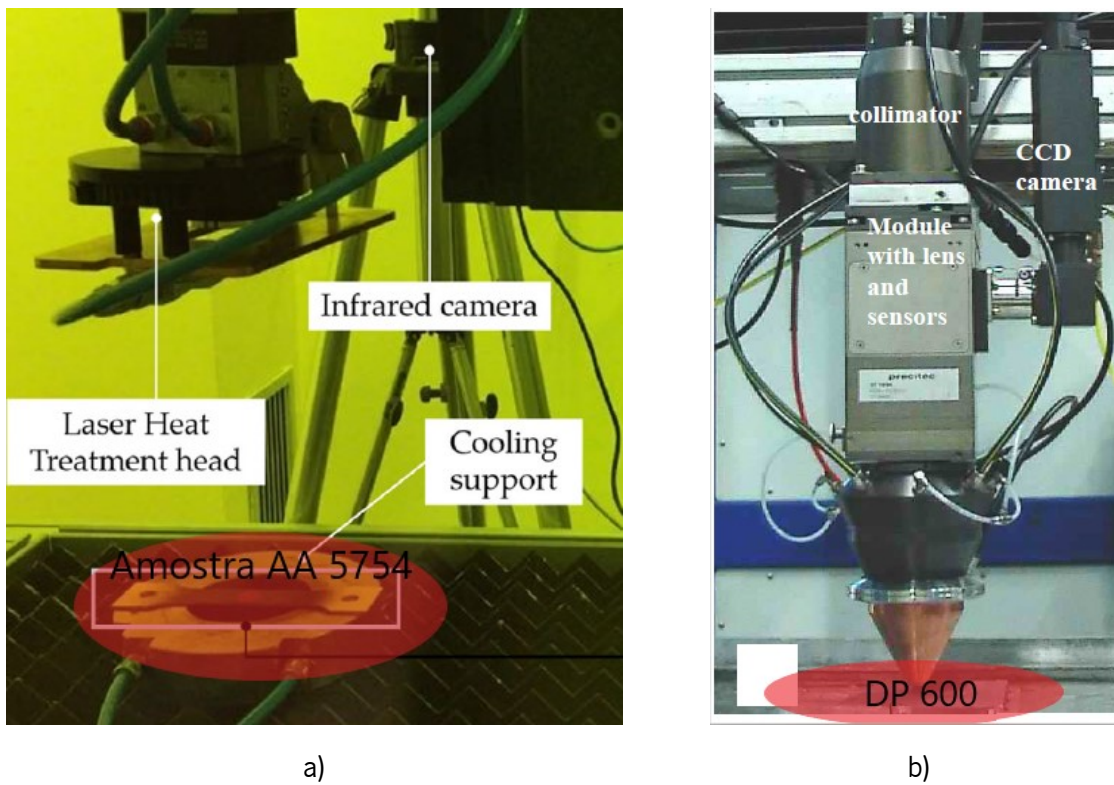


Figura 10 - Configuração experimental de tratamento térmico localizado: a) Laser de CO₂ [26]; b) Nd:YAG Laser [27].

2.3.2.2 Parâmetros associados ao tratamento térmico

Merklein *et al.* [23] identificam os seguintes fatores: (1) tempo de aquecimento; (2) tempo de estabilização; (3) tempo de arrefecimento, e (4) temperatura máxima. Na Figura 11, a representação do perfil temperatura - tempo ideal no tratamento térmico. Enquanto que, na Figura 12 essas mesmas curvas obtidas através de ensaios experimentais e/ou numéricos realizados em tratamentos térmicos de curta duração via laser.

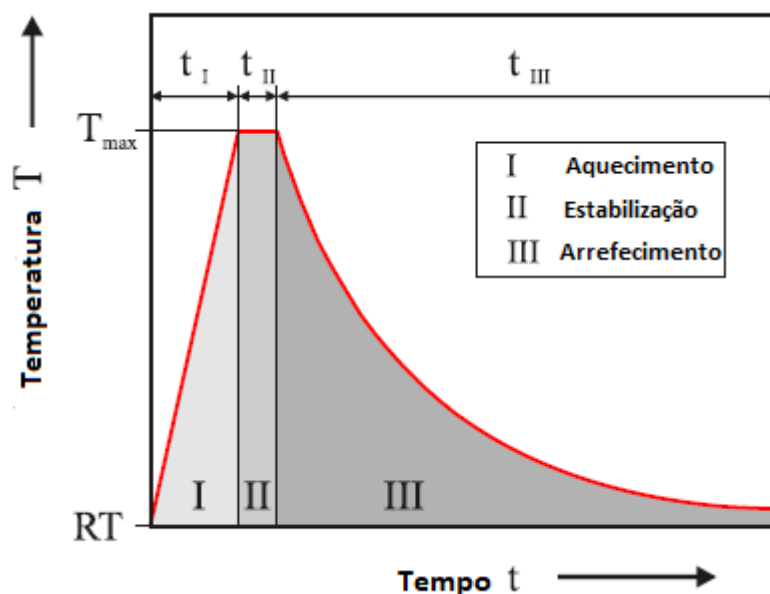


Figura 11 - Representação esquemática do perfil temperatura - tempo ideal do tratamento térmico [23].

De forma a selecionar a tecnologia de aquecimento que permita o controlo apropriado do TTL, de acordo com Merklein *et al.* [29] é imprescindível seguir as seguintes diretrizes:

1. Localização e restringimento das áreas termicamente afetadas;
2. Distribuição uniforme da temperatura máxima nas ZTAs;
3. Perfil temperatura - tempo deve de ser reproduzível, de forma a garantir estabilidade em ambiente industrial.

No que respeita ao ponto 1., satisfazer esta condição é particularmente desafiador nas ligas de alumínio, já que apresentam elevada condutividade térmica, cerca de 4 vezes superior à dos aços [30]. Deste modo, é necessário minimizar o tempo de aquecimento e de estabilização, bem como garantir uma elevada taxa de aquecimento, para que se restrinja a área de afetação do tratamento térmico [23]. De forma a minimizar a zona de transição, *Piccinini et al.* [31] introduziram um sistema de arrefecimento via ar, cujo objetivo foi limitar o alastramento de calor das ZTAs para as zonas isentas de tratamento

térmico. Satisfazer esta diretriz é fundamental, já que para a aplicação em componentes sujeitos a modificação funcional, requer-se uma zona de transição abrupta entre material amaciado e material inalterado [23].

Outro aspecto relevante, é representado pela garantia de temperatura homogeneizada nas ZTAs. A temperatura máxima afeta a resistência mecânica do material, pelo que a sua variação nas ZTAs deve ser o menor possível. Por último, a reprodutibilidade da temperatura máxima favorece a manufatura de esboços customizados idênticos [23].

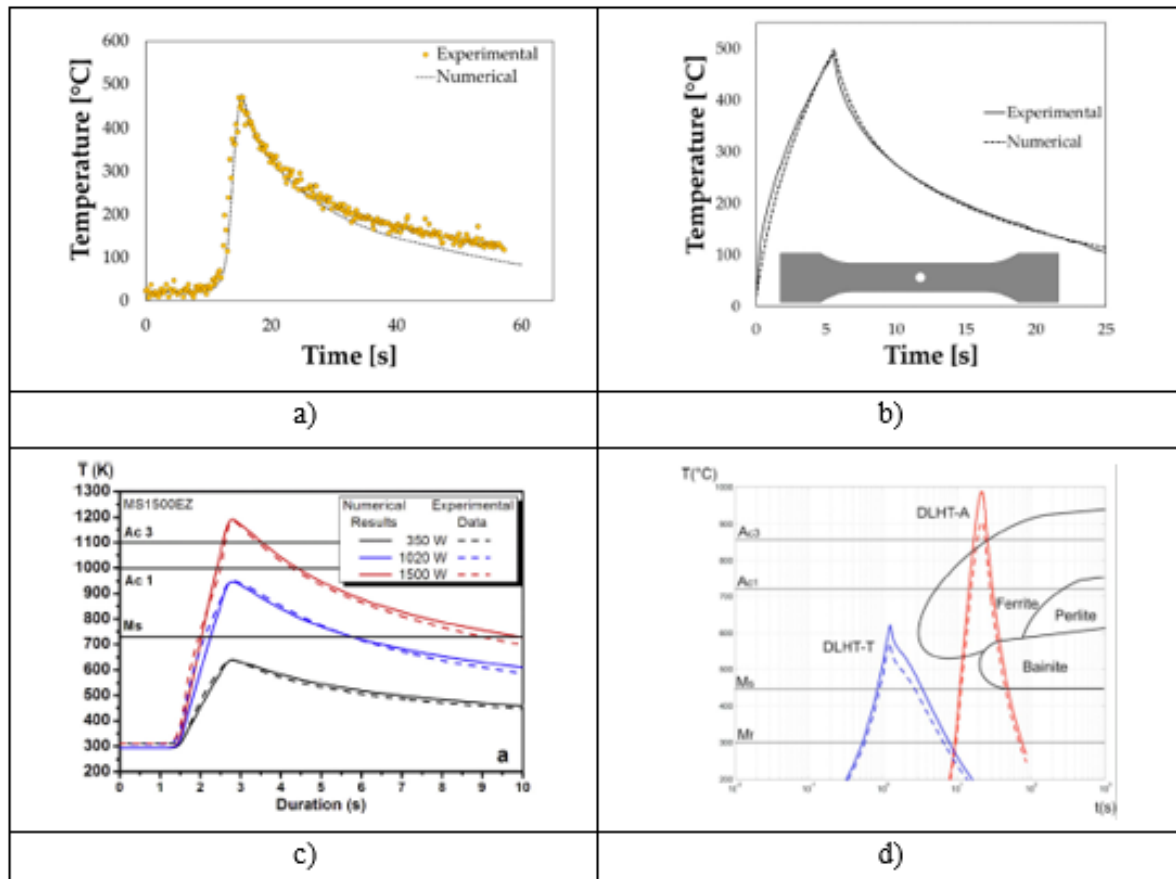


Figura 12 - Perfis temperatura - tempo em tratamentos térmicos de curta duração via radiação laser: a) AA 6082 T6 [31]; b) AA 5754[26]; c)Aço martensítico 1500 [32]; d) DP 800 [33].

Apesar de todos os fatores no perfil temperatura - tempo serem importantes, *Merklein et al.* [21] no seu estudo comparativo de duas tecnologias de aquecimento: laser e condução de calor, mencionam que a temperatura máxima é o parâmetro mais importante nas modificações microestruturais e, conseqüentemente, mecânicas das chapas submetidas a tratamento térmico localizado. Daí que, no capítulo 4, as ilações sejam retiradas em função deste parâmetro.

Apesar disso, a Tabela 2 fornece informações relativas às inter-relações entre todos os parâmetros de aquecimento e seu efeito nas modificações microestruturais/mecânicas.

Tabela 2 - Influência inter-relacional dos parâmetros de aquecimento e nas modificações microestruturais/mecânicas.

Fator:	Ligas de alumínio	UHSS
Temperatura máxima	Correlaciona-se diretamente com as modificações microestruturais e mecânicas [22]; Quanto maior a temperatura e a ZTA; maior a possibilidade de ocorrência de tensões de tração e compressão na ZTA [23].	
Tempo aquecimento	O seu aumento dificulta a localização restrita da ZTA.	
		Para os aços DP, o seu aumento favorece o amaciamento [40].
Tempo de estabilização	O seu aumento dificulta a localização restrita da ZTA.	
		Para aços DP, o seu aumento favorece o amaciamento da resistência do material [41].
Tempo de arrefecimento	Quanto maior a taxa de aquecimento, menor o tempo de arrefecimento; Quanto maior o tempo de aquecimento, menor o tempo de arrefecimento; Quanto maior a temperatura máxima, menor o tempo de arrefecimento; É determinado pela condução térmica com o material circundante e pela convecção e radiação com o meio ambiente [10].	
	Para as ligas de alumínio, o arrefecimento natural favorece a separação das ZTAs e isentas [23].	O arrefecimento mais rápido cria uma estrutura com menos ferrite (confere ductilidade), mais bainite, e por vezes nova martensite (confere resistência mecânica) [10]; Para os aços DP e martensíticos, o seu aumento favorece o amaciamento da resistência mecânica e aumento de ductilidade [10].

2.3.2.3 Parâmetros associados à tecnologia laser

Consoante a dimensão da área a afetar, alguns parâmetros são ajustados, de forma a garantir que a temperatura máxima pretendida é alcançada e uniformizada ao longo da ZTA. Na Tabela 3, é possível constatar os parâmetros tecnológicos influentes e sua quantificação no TTL em casos práticos para UHSS.

Tabela 3 - Parâmetros de laser e sua influência em tratamentos térmicos localizados via radiação laser, em etapas de caracterização de material e/ou prototipagem.

UHSS:	DP 600 [27]	DQ 960 [42]		DP 1180 [32]		DP 800 [33]		Projeto Europeu [43]	Influência em:
Tipo de laser	3 kW Nd:YAG laser	4 kW diode pumped Yb:YAG disk Laser (TRUMPF HLD 4002)		10 kW Trumpf continuous laser source		2 kW diode Laser		Fiber coupled Nd:YAG Laser	Absorção de energia
Método controlo processo	Temperatura (Pirómetro)	Potência de laser		Potência de laser		Potência de laser		Temperatura (Pirómetro)	Rapidez do processo
Temperatura máxima [°C]	550 até 800	600	900	625	825	996	623	800	Modificações microestruturais/mecânicas
Potência de laser [kW]	0,5 até 3	4		0,8	1,2	0,4	1,4	0,5 até 7	Propriedades mecânicas; distorção; perfil temperatura – tempo [43]
Velocidade de avanço [mm/s]	1 m/min	10	2,7	10		1	12	0,5 até 3 m/min	Propriedades mecânicas, distorção; taxa de aquecimento; homogeneização da ZTA [43]
Dimensão da ZTA [mm²]	200 X 300			12 X 20 cm ²		100 X 75		Sem inf.	Propriedades mecânicas; Tipo de trajetória
Distância focal [mm]	Sem inf.	300		Sem inf.		Sem inf.		Sem inf.	Absorção de energia; Taxa de aquecimento
Diâmetro feixe de laser [mm]	17	20		1,2 X 1,2 cm ² (retangular)		100 X 75		Sem inf.	Taxa de aquecimento [43 e 10]
Tipo de trajetória	Linear, com uma única passagem								Distorção; Encurvadura [23].

A dimensão da zona termicamente afetada (ZTA) afeta a seleção de todos os outros parâmetros. O seu aumento, pode conduzir, não necessariamente, à escolha de um diâmetro de feixe de laser

superior, o que por sua vez requer maior distância focal e potências de laser mais elevadas para se atingir a temperatura máxima pretendida. Paralelamente, é exigida uma velocidade de avanço inferior, tendo em conta a homogeneização de temperatura na zona termicamente afetada. Caso as especificações do laser não permitam corresponder à temperatura estipulada e sua homogeneização, então uma possível alternativa passa pela modificação do tipo de trajetória.

No que concerne à potência de laser, os aços necessitam de valores superiores; uma das razões prende-se com o facto de as temperaturas pretendidas nestes materiais para se alcançar o efeito de amaciamento da resistência mecânica serem superiores às verificadas nas ligas de alumínio. A velocidade de avanço deve ser ajustada de acordo com a temperatura pretendida. A Figura 13, comprova que o aumento da potência de laser conduz ao aumento da temperatura registada.

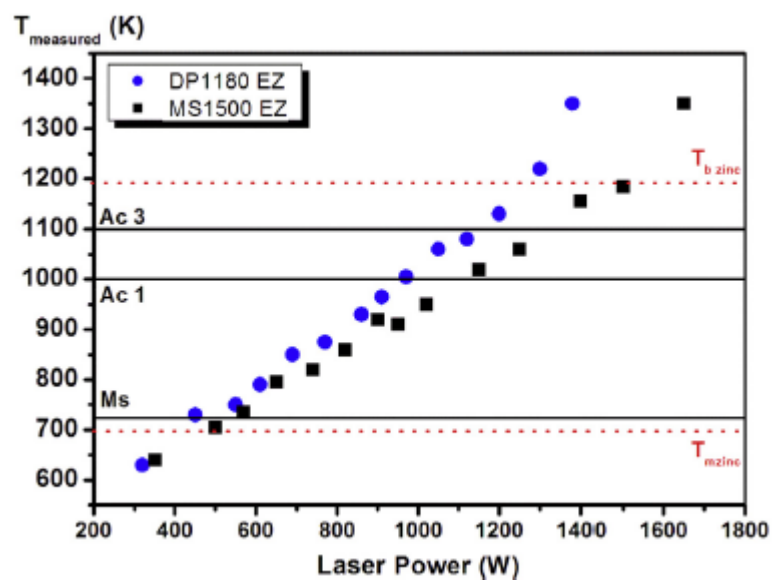


Figura 13 - Correlação entre a potência de laser e a temperatura máxima no tratamento térmico via radiação laser [32].

Apesar de o tipo de trajetória ser normalmente linear, com uma única passagem, definido a partir de pontos predefinidos, em situações que exigem comprimentos elevados a tratar termicamente, podem-se adotar abordagens alternativas. Assim, *Merklein et al.* [23] optaram por um varrimento de caminhos múltiplos (ver Figura 14). Todavia, favorecem o aparecimento de tensões residuais de compressão/tração, já que ao longo do tratamento térmico via laser, o material está exposto a ciclos sucessivos de aquecimento e arrefecimento.

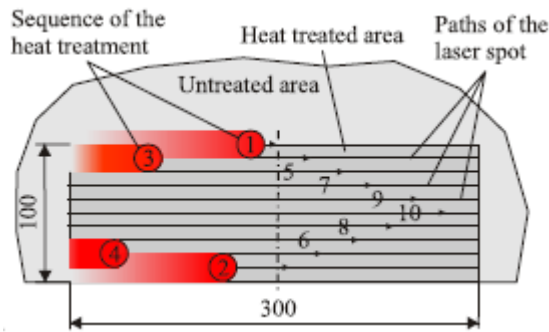


Figura 14 - Estratégia de aquecimento de múltiplos caminhos por via de tratamento térmico de radiação laser [23].

A diminuição do diâmetro focal favorece a homogeneização da temperatura na ZTA, pelo aumento da energia incidente na superfície [24]. Por fim, no que respeita ao tipo de distribuição de potência tanto pode ser gaussiana como 'top-hat'; a principal característica diferenciadora entre ambas relaciona-se com a distribuição da intensidade da potência, como mostra a Figura 15.

Com efeito, de forma a beneficiar a homogeneização da temperatura pela ZTA o perfil 'top-hat' é mais adequado. *Piccinini et al.* [31], através de elementos de difração ótica procederam à substituição do perfil gaussiano pela razão mencionada. Esta alteração é sobretudo benéfica na ausência de velocidade de avanço do feixe de laser.

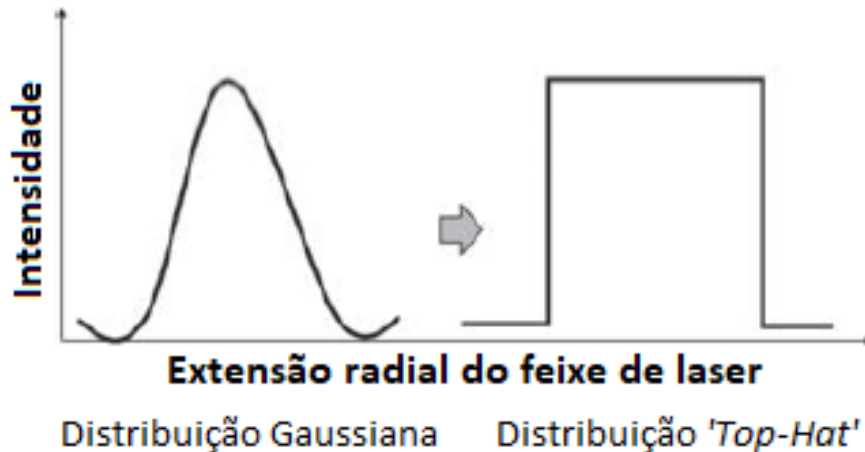


Figura 15 - Esquematização dos tipos de distribuição de potência [44].

Até ao momento resulta que os parâmetros de processo encontram-se interrelacionados entre si e que cada caso deve ser estudado individualmente consoante a configuração experimental, material e especificações do laser. Uma vez que, os parâmetros de aquecimento obtidos resultam diretamente dos parâmetros de processo estipulados, *Bergweiler* [10] estabeleceu relações causa-efeito entre ambos, sintetizadas na Tabela 4.

Tabela 4 - Efeito dos parâmetros de processo no perfil da curva temperatura - tempo, adaptado de *Bergweiler* [10].

Fator:	Efeito:
Potência de laser	Quanto maior a temperatura alvo, maior a potência de laser requerida.
Velocidade de avanço	Quanto maior a velocidade de avanço: (1) menor a temperatura máxima obtida; (2) maior a potência de laser necessária; (3) menor o tempo de aquecimento.
Diâmetro feixe de laser	Quanto maior o diâmetro de feixe de laser: (1) menor a taxa de arrefecimento; (2) mais dificuldade o alcance da temperatura pretendida; (3) maior o tempo de aquecimento.

2.3.2.4 Controlo de temperatura no processo

A seleção dos parâmetros tecnológicos é efetuada tendo em conta a temperatura máxima que se pretenda atingir na ZTA. Pelo que, o controlo da temperatura no tratamento térmico localizado via laser deve ser assegurado. A Tabela 5 compila as vantagens e desvantagens inerentes ao método de controlo da temperatura.

Tabela 5 - Métodos de controlo de temperatura.

Método:	Vantagens	Desvantagens
Pirómetro	Controlo real da temperatura pretendida; Não necessita de modelo térmico; Menor tempo dispensado.	Necessita de calibração do pirómetro..
Modelo numérico	Ferramenta poderosa na reprodução de distribuição de temperatura realistas [33].	Necessita da estimação da potência de laser e velocidade de avanço; Elevado tempo computacional [33].
Modelo analítico	Simplicidade de aplicação [33]; Reduzido tempo dispensado relativamente ao modelo numérico [33].	Restrições impostas pelos modelos [33]; Necessita da estimação da potência de laser e velocidade de avanço.

Todavia, a definição da temperatura máxima como parâmetro de entrada no procedimento está dependente dos equipamentos que o laser incorpora. Assim, tal como evidencia o fluxograma exposto na Figura 16, apenas com o equipamento denominado pirómetro é possível efetuar diretamente o controlo da temperatura máxima. Neste caso, o utilizador estipula a área termicamente afetada, diâmetro do feixe de laser, distância focal, trajetória e a velocidade de avanço, sendo que a máquina de laser procede ao ajuste automático da potência de laser; assim é garantido o controlo da temperatura máxima na superfície do material. *Weisheit et al.* [27] referem que o tratamento térmico foi conduzido com uma temperatura de superfície constante controlada por pirómetro.

Por outro lado, na inexistência de pirómetro, de uma ou duas cores, para se efetuar o controlo de temperatura máxima, a alternativa passa pela quantificação de parâmetros de laser e de material como dados de entrada do processo. Com efeito, *Mohammadi et al.* [25] e *Lattanzi et al.* [26] recorreram ao *software 'Abaqus/Standard'*, de forma a desenvolver um modelo térmico para controlo da temperatura na superfície dos materiais, através de ajuste de parâmetros de laser. Enquanto *Mohammadi et al.* [25] adotaram uma abordagem mais simplista, na qual o objetivo foi determinar a potência de laser e velocidade de avanço que evitasse a fusão localizada de material no decorrer do procedimento. Por outro lado, *Lattanzi et al.* [26] optaram por definir a montante uma potência de laser e tempo de aquecimento, e ajustaram o modelo térmico através de método iterativo inverso: calibraram os parâmetros de entrada (coeficiente de transferência de calor entre material – ambiente; material – sistema de arrefecimento e coeficiente de absorção), cujo critério de paragem foi a minimização da temperatura medida experimentalmente com a medida numericamente. Em ambos os casos, o método numérico reproduziu com rigor a distribuição de temperatura obtida experimentalmente.

Por fim, a regulação da temperatura máxima na superfície do material pode ser efetuada recorrendo-se aos métodos analíticos, cuja principal vantagem em relação aos métodos numéricos é a redução do tempo dispensado na programação do tratamento térmico localizado. *Rosenthal* [33] foi o primeiro a desenvolver um modelo térmico simplista aplicável a metais baseado no movimento de uma fonte de calor. Em 1999, *Boo et al.* [34] desenvolveram um modelo térmico transiente tridimensional bastante preciso para o processo de tratamento térmico a laser. Contudo, este modelo engloba simplificações, a referir:

1. A radiação da superfície é negligenciável;
2. As propriedades térmicas do material não variam com a temperatura;
3. Antes do tratamento térmico, o material encontra-se à temperatura ambiente;

4. A fonte de calor, de geometria retangular, é caracterizada por densidade de potência constante;
5. A fonte de calor, de geometria retangular, move-se a velocidade constante;
6. Uniformidade de distribuição de densidade de potência em cada ponto do feixe de laser retangular.

Apesar das restrições impostas pelo modelo, *Capello et al.* [33] aplicaram o método analítico a um aço DP 800: o modelo térmico foi validado e permitiu determinar a potência de laser e velocidade de avanço ótimas para se atingir a temperatura máxima estipulada no projeto.

Independentemente do método escolhido para o controlo de temperatura, termopares podem ser incorporados na superfície indiretamente exposta à radiação laser. Particularmente, em configurações experimentais, cujos parâmetros de processo foram delineadas recorrendo a métodos numérico ou analíticos, permite aferir o erro entre a temperatura prevista e a ocorrida para validação desses mesmos parâmetros.

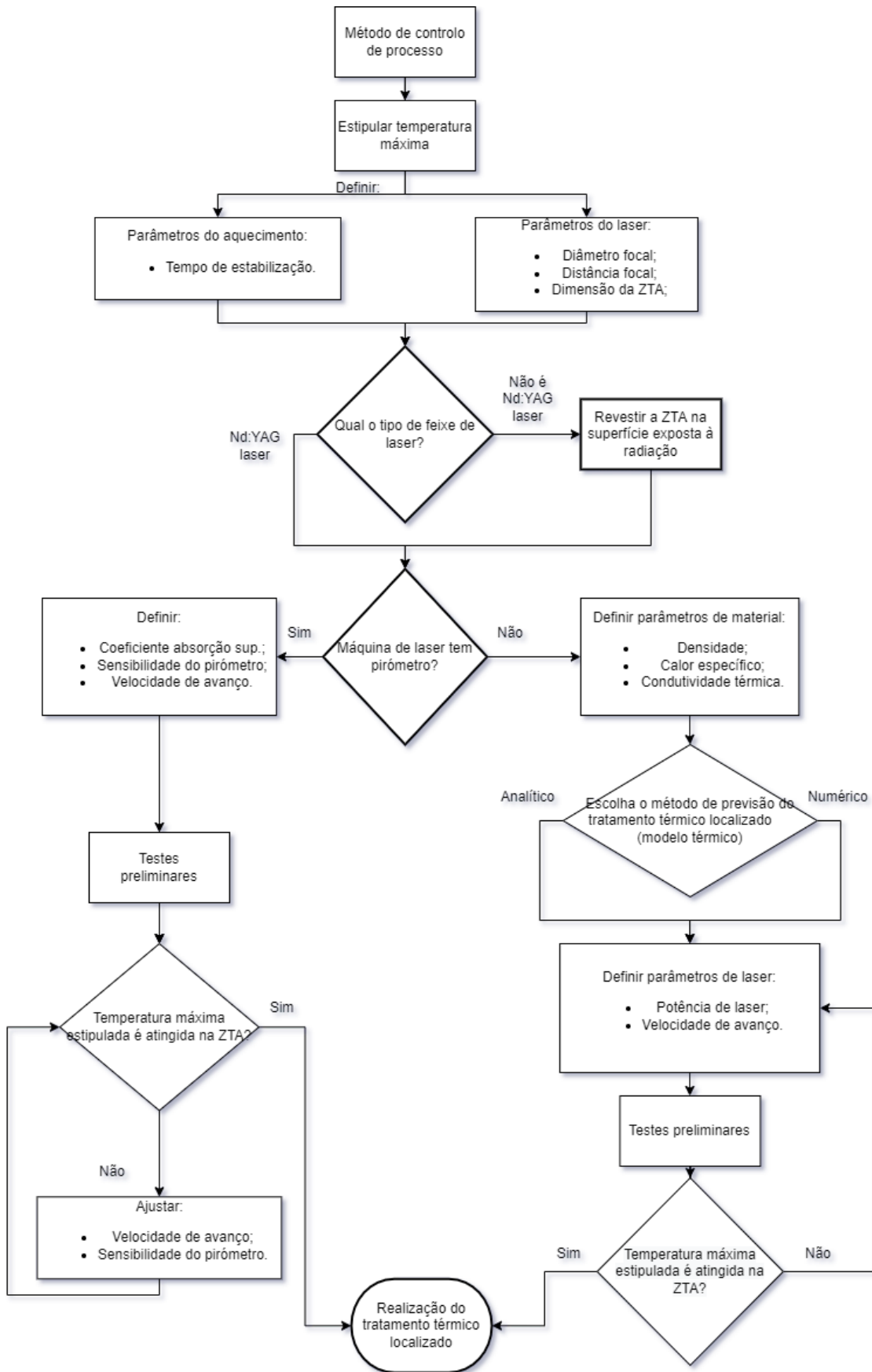


Figura 16 - Formas possíveis de controlo de tratamento térmico localizado.

2.4 Métodos de caracterização de material

As alterações ao nível microestrutural e consequentemente mecânicas são apresentadas em função da temperatura máxima no tratamento térmico localizado.

2.4.1 Microestrutura e mecanismos de amaciamento

2.4.1.1 Ligas de alumínio da série 6000

As ligas de alumínio da série 6000 caracterizam-se por conter magnésio e silício como principais elementos de liga. Estas são endurecidas por precipitação de *Al-Mg-Si*. O sistema de endurecimento por precipitação caracteriza-se pelo tratamento térmico de solubilização na gama de temperaturas entre 470 – 560°C, seguido de arrefecimento em água e, por fim, envelhecimento (natural ou artificial) até à temperatura ambiente. A sequência geral de precipitação é representada na Figura 17.

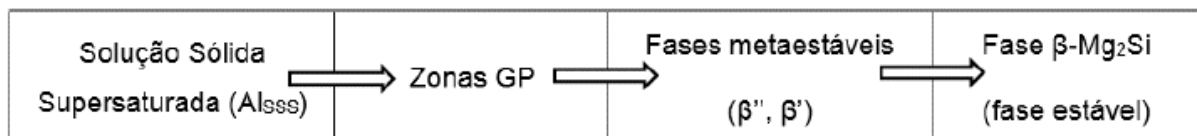


Figura 17 - Esquema representativo da precipitação durante o envelhecimento artificial até 240°C

No final, a microestrutura caracteriza-se por aglomerados de *MgSi* finamente divididos na estrutura de alumínio; são as chamadas zonas GP, precipitados coerentes que distorcem a matriz de alumínio (ver Figura 19). Após este processo, as ligas de alumínio podem sofrer tratamentos térmicos, por forma a aumentar a sua resistência mecânica. O tratamento térmico T4 caracteriza-se por envelhecimento natural a 25°C durante 7 dias, enquanto o T6 por envelhecimento artificial a 180°C durante 4 horas. Neste último, as zonas GP crescem em excreções β'' parcialmente coerentes, ou β' incoerentes.

2.4.1.1.1 Modificações microestruturais por tratamento térmico localizado de curta duração

Diferentes efeitos microestruturais podem ser observados, devido ao tratamento térmico localizado. Um dos 3 mecanismos microestruturais mencionados é ativado por via do tratamento térmico, como visualizado na Figura 18: (1) recristalização da estrutura de grão; (2) normalização; (3) modificação da estrutura de precipitação [22].

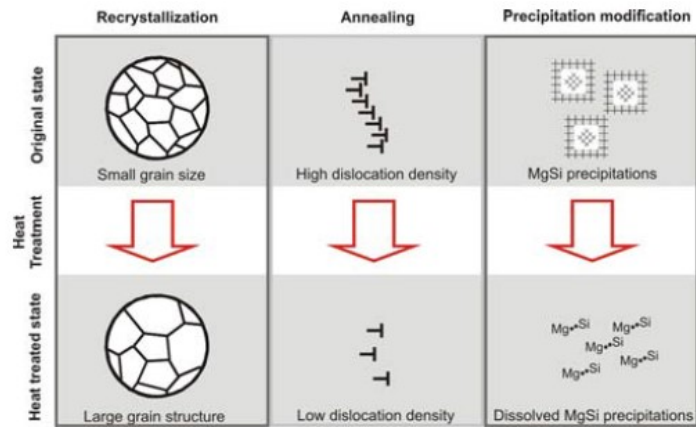


Figura 18 - Efeitos microestruturais introduzido por um tratamento térmico em ligas de alumínio [22].

Assim sendo, para ligas de alumínio laminadas pelo processo de conformação de chapa denominado *'roll bonded'*, o mecanismo ativo é o primeiro mencionado; pelo que o tratamento térmico localizado procura o aumento do tamanho de grão. Por outro lado, o segundo mecanismo manifesta-se em materiais previamente encruados. Finalmente, a dissolução de precipitados é o mais comumente observado e é sobre este, que é efetuada uma análise mais detalhada de seguida.

Por via de um TTL, a dissolução dos aglomerados de *MgSi* pode ocorrer, sendo que o aumento da temperatura máxima favorece essa dissolução. A Figura 19, sintetiza a formação das diferentes fases em função da temperatura máxima.

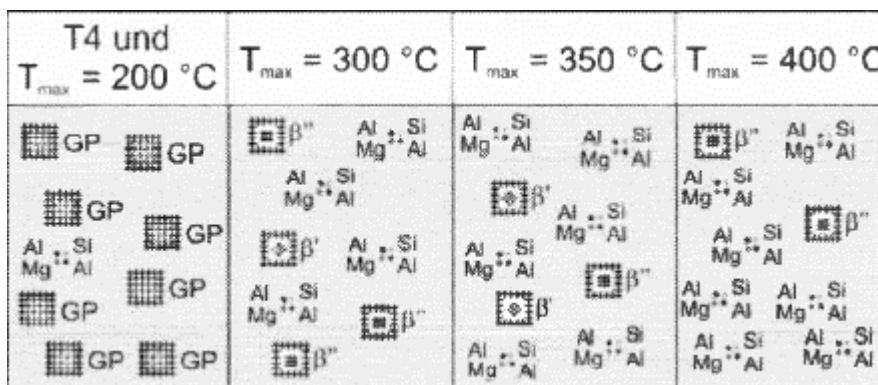


Figura 19 - Representação esquemática da evolução das modificações microestruturais em função da temperatura máxima, para a liga de alumínio 6181 T4, adaptado de [13].

Merklein et al. [22] no seu estudo da liga de alumínio 6181 T4, através de análises TEM concluíram que a gama de temperaturas 200 – 400°C conduz à dissolução dos aglomerados *MgSi* e, assim, ao amaciamento localizado do material. Contudo, o amaciamento do material, decorrente da dissolução dos aglomerados referidos é acompanhada por complexos mecanismos de precipitação. Assim, o aquecimento localizado não só dissolve os aglomerados de *MgSi*, como favorece a precipitação

das fases β' e β'' , que aumentam a resistência do material e opõem-se ao amaciamento; a ductilidade é negativamente afetada. O aquecimento a 350°C resulta numa microestrutura não homogênea caracterizada por átomos de silício em solução sólida e, por outro lado, precipitados β' e β'' . Todavia, a 400°C, a ductilidade é recuperada, pela quase completa dissolução dos aglomerados de magnésio e silício.

Mohammaddi et al. [25] investigaram a liga de alumínio 2024 T3, cuja temperatura máxima na ZTA foi de 435°C; na qual se verificou a dissolução dos precipitados de Al_2Cu , promovendo o amaciamento do material.

Genericamente, o tratamento térmico de curta duração, cuja temperatura máxima seja superior a 200°C promove a dissolução dos precipitados que distorcem a matriz de alumínio, por consequência a resistência mecânica do material é negativamente afetada.

2.4.1.2 Aços DP

De modo a maximizar simultaneamente a resistência mecânica e a ductilidade dos aços utilizam-se microestruturas mais complexas que as ferríticas. Assim os aços DP caracterizam-se pela dispersão da fase martensítica numa matriz de fase ferrítica [11]. Se, por um lado a fração volúmica da martensite determina a resistência mecânica do material, a fase ferrítica confere ductilidade. A Figura 20 apresenta a microestrutura do aço DP 800 a montante e jusante de tratamento térmico localizado.

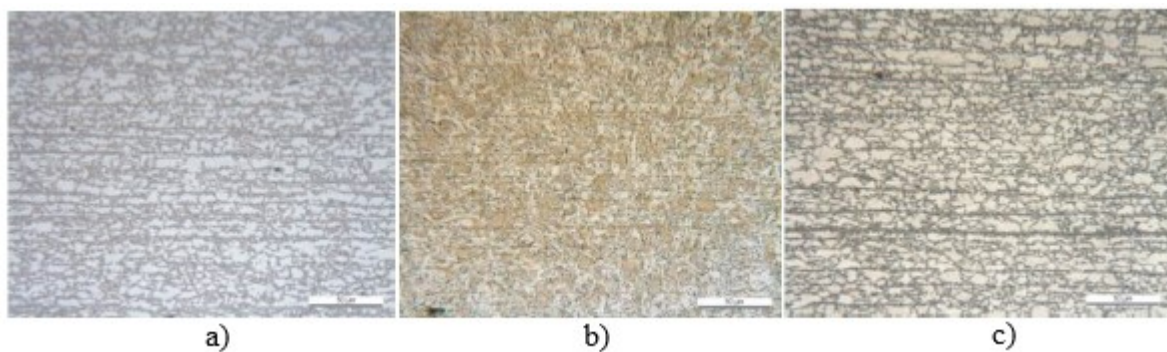


Figura 20 - Efeitos microestruturais do tratamento térmico localizado via laser no aço DP 800: a) material de base; b) $T_{m\acute{a}x} > T_{Ac3}$; c) $T_{m\acute{a}x} < T_{Ac1}$ [33].

2.4.1.2.1 Modificações microestruturais por tratamento térmico localizado de curta duração

A aplicação de um tratamento térmico via laser a aços DP, do ponto de vista microestrutural tem como objetivo: (1) o revenido da martensite e, assim, aumentar a ductilidade da martensite e (2) a transformação da martensite em austenite durante o aquecimento e da austenite em ferrite durante o arrefecimento, como consequência ocorre um aumento da fração volúmica de ferrite. Facilmente se depreende que o potencial de amaciamento da resistência mecânica do material é tanto mais pronunciado, quanto maior a fração volúmica de martensite do material de base [10].

Lapouge et al. [32] contribuíram decisivamente para a avaliação do amaciamento da resistência mecânica em função da temperatura máxima em tratamento térmico via laser. Na Tabela 6, a associação entre a temperatura máxima e as modificações microestruturais e, conseqüentemente mecânicas, derivadas de um tratamento térmico de curta duração via radiação laser.

Tabela 6 - Correlação entre temperaturas críticas e modificações microestruturais e mecânicas para o aço DP 1180, adaptado de *Lapouge et al.* [32].

Gama de temperaturas:	Microestrutura	Propriedades mecânicas
$T_{m\acute{a}x} < T_{Ms}$	Estrutura fase dupla, com elevado teor de martensite.	Sem alterações.
$T_{Ms} < T_{m\acute{a}x} < T_{Ac1}$	Revenido da martensite; Crescimento de carbonetos.	Redução linear da tensão de cedência e de rotura; Tensão de rotura mínima para $T_{m\acute{a}x} = T_{Ac1}$ Aumento progressivo do alongamento após rotura.
$T_{Ac1} < T_{m\acute{a}x} < T_{Ac3}$	Nucleação de grãos de austenite durante TTL; Aumento da ferrite na matriz; Menor presença de carbonetos; Crescimento de ilhas de martensite.	Tensão de cedência continua a diminuir, de forma menos acentuada; Aumento relativo da tensão de rotura; Aumento máximo do alongamento após rotura e encruamento.
$T_{m\acute{a}x} > T_{Ac3}$	A estrutura permanece de fase dupla: ferrite e uma segunda fase maioritariamente martensítica.	Manutenção da diminuição da resistência mecânica do material.

Weisheit et al. [27] analisaram a microestrutura de 4 UHSS, através de microscópio ótico. Verificou-se que a temperatura máxima de 650°C levou ao revenido da martensite, assim a menor quantidade de martensite. Para aços martensíticos, o aço MS-W 1200 aquecido até aos 650°C revela também o revenido da martensite, sendo que o aumento da temperatura para valores próxima de T_{Ac3} conduz ao aumento significativo da fração volúmica de ferrite, isto porque durante o aquecimento ocorre transformação de martensite em austenite e no arrefecimento de austenite em ferrite. Assim, quanto maior a temperatura máxima, maior a quantidade de material transformada em austenite (aquecimento) e, conseqüentemente em ferrite (arrefecimento).

Por fim, *Capello et al.* [33] realizaram o tratamento térmico localizado ao aço DP 800. Para isso, procuraram o revenido da martensite, com resultados idênticos aos de *Lapouge et al.* [32] (Figura 20b), apesar da menor taxa de aquecimento. Além disso, efetuaram um tratamento de normalização, que se caracterizou pelo aquecimento a temperatura máxima superior à T_{Ac3} e tempo de arrefecimento superior, por via do maior tempo de aquecimento requerido. A análise microscópica comprovou a mudança significativa da microestrutura, que consistia numa mistura de martensite revenida, bainite e ferrite (Figura 20c). Neste último caso, o amaciamento da resistência mecânica foi ligeiramente mais pronunciado e o alongamento após rotura superior.

2.4.2 Modificações das propriedades mecânicas

Os ensaios de tração permitem a determinação de certas propriedades mecânicas. Na ótica da aplicação em 'THTB' as propriedades mecânicas relevantes para a verificação do amaciamento do material são as seguintes:

1. Tensão de cedência;
2. Tensão de rotura;
3. Alongamento após rotura.

Com efeito, na Figura 21 a compilação da alteração desses parâmetros, por via de TTL laser. Note-se que, as modificações nas propriedades mecânicas são sempre analisadas em função da temperatura máxima do tratamento térmico.

Os resultados dos ensaios de tração mostram que o tratamento térmico localizado via radiação laser é globalmente eficaz na redução localizada da resistência mecânica dos materiais investigados. No entanto, a ductilidade é diferentemente influenciada consoante o material tratado seja uma liga de alumínio endurecida ou um aço DP. Nos primeiros, o alongamento após rotura é negativamente afetado,

enquanto que para os UHSS o aumento do alongamento após rotura torna-os suscetíveis a serem sujeitos a tratamentos térmicos localizado a aplicar em esboços customizados (THTB). Por esta razão, as diretrizes para a localização do tratamento térmico divergem consoante o material.

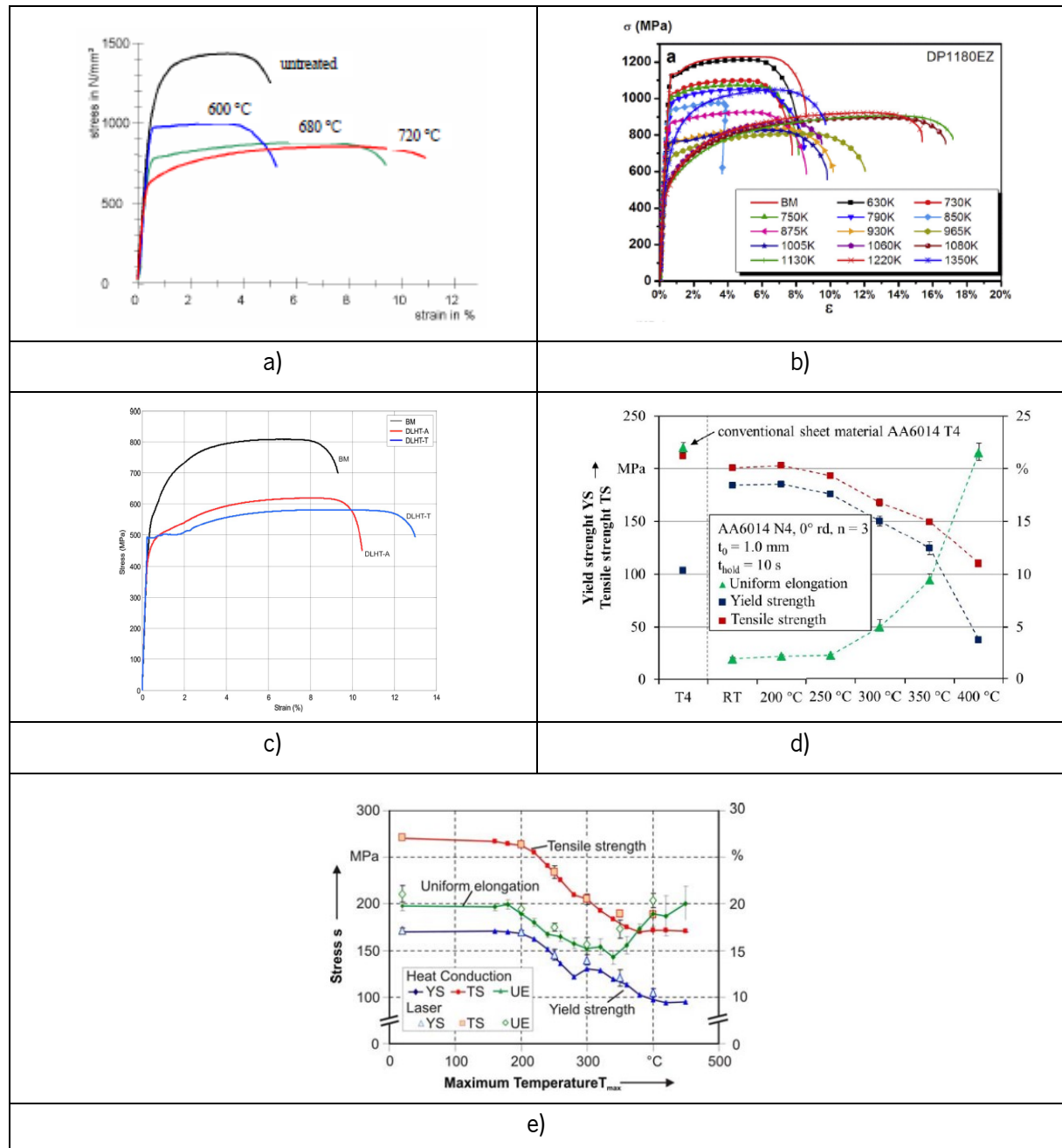


Figura 21 - Propriedades mecânicas plotadas em função da temperatura máxima para diversos materiais: a) Aço MS-W 1200 [27]; b) DP 1180 [32]; c) DP 800 [33]; d) AA 6014 T4 [45]; e) AA 6181 T4 [22].

Piccinini et al. [31] monitorizaram localmente a evolução da deformação do provete. Para isso, utilizaram correlação de imagem digital (DIC), que lhes permitiu a extração de curvas locais de tensão - deformação no mesmo ensaio de tração. Deste modo, reduziram o número de provetes necessários para a caracterização de materiais e estabeleceram correlações entre a temperatura máxima em zonas

localizados e as correspondentes propriedades mecânicas determinadas, através da variação da temperatura máxima entre ZTAs e isentas de TTL [26], Figura 22.

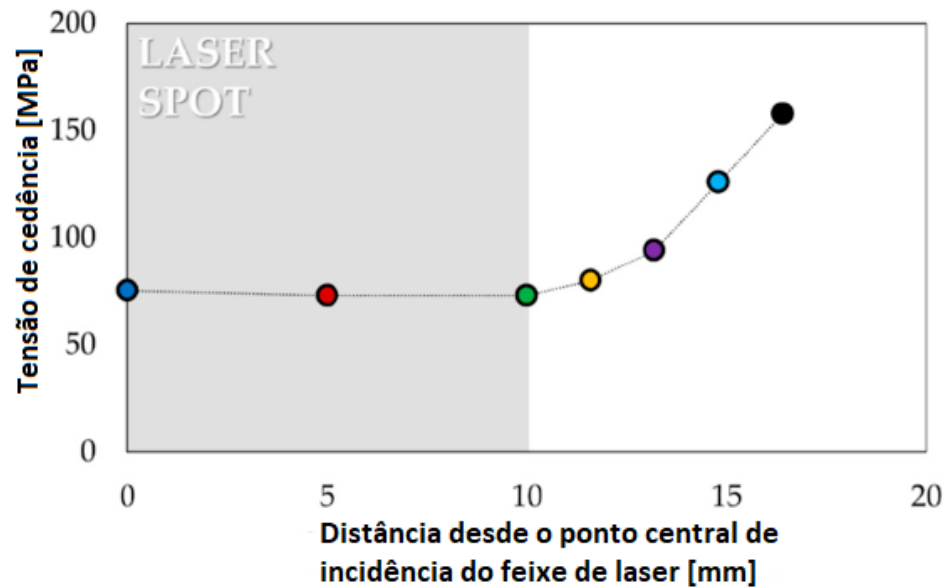


Figura 22 – Evolução da tensão de cedência ao longo do comprimento longitudinal do provete sujeito a TTL [31].

Para aplicação do tratamento térmico em componentes sujeitos a modificação funcional, é importante investigar a possível variação da anisotropia introduzida pelo TT. *Lechner et al.* [35] não verificaram qualquer influência na anisotropia da liga de alumínio 6016 T4. Além disso, ensaios de tensão biaxiais demonstram que o amaciamento da resistência mecânica em função da temperatura máxima segue a mesma tendência dos ensaios uniaxiais.

2.4.2.1 Efeito do envelhecimento natural

Como se constata pela Figura 23, o amaciamento localizado é, na maioria dos casos, efetuado a montante da etapa de conformação plástica em chapa, de forma a melhorar a conformabilidade do componente obtido.

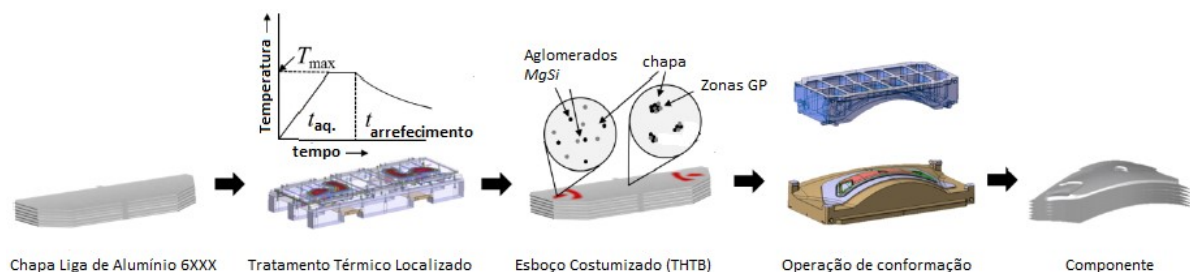


Figura 23 - Princípio de integração do amaciamento localizado de material na cadeia de produção [36].

Particularmente para as ligas de alumínio endurecidas, o intervalo temporal entre o tratamento térmico localizado e a subsequente etapa de conformação é de especial importância. A janela temporal entre estas duas operações deve ser o mais curta possível, de forma a mitigar o envelhecimento natural da liga de alumínio, que se caracteriza pela precipitação a temperatura ambiente dos elementos sólidos dissolvidos no tratamento térmico localizado.

Piccinini et al. [31] constataram o aumento considerável da dureza nas primeiras 5 horas após o tratamento térmico localizado, através de medições de dureza, na liga de alumínio 6082 T6.

Por sua vez, *Frock et al.* [37] investigaram as modificações mecânicas introduzidas pelo envelhecimento natural (ver Figura 24). Deste modo, verificam o reverso do amaciamento da resistência do material providenciado pelo tratamento térmico localizado durante 7 dias. Note-se que, para a liga de alumínio 6060 T4, quanto maior a temperatura máxima, mais elementos dissolvidos, logo maior a capacidade de recuperação de resistência mecânica, particularmente durante o primeiro dia de envelhecimento.

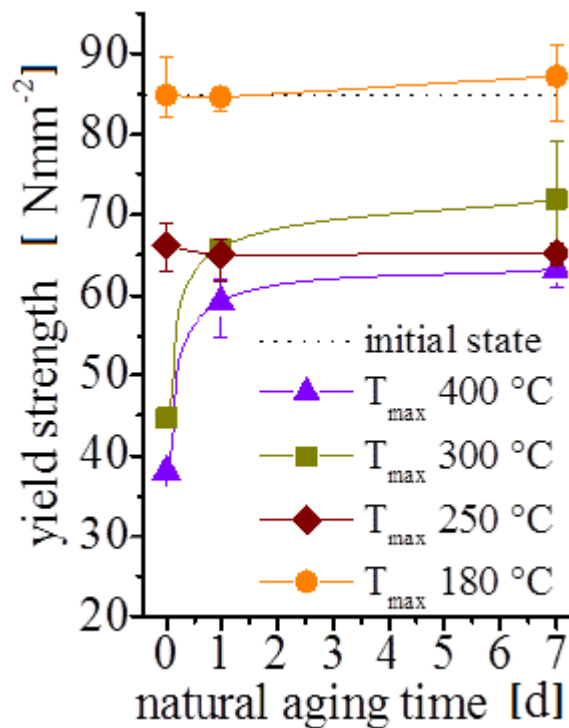


Figura 24 – Efeito do envelhecimento natural na tensão de cedência, após tratamento térmico de curta duração via radiação laser [37].

2.5 Localização e extensão radial das ZTAs

Até ao momento foi corroborado o potencial de aplicabilidade do tratamento térmico, pelo amaciamento localizado da resistência mecânica dos materiais.

Neste capítulo são dadas as diretrizes de projeto para a distribuição inicial das propriedades mecânicas no plano da chapa. A correta localização e extensão das áreas termicamente afetadas é fundamental para a performance de componentes sujeitos a modificação funcional através de tratamento térmico localizado.

Uma vez que, a ductilidade é diferentemente influenciada consoante o material, então as diretrizes adotadas para a seleção das ZTAs são, igualmente, divergentes.

2.5.1 Ligas de alumínio endurecidas

Merklein et al. [22] contribuíram decisivamente para a compreensão dos mecanismos envolvidos na conformação plástica de chapas com modificação funcional adquirida através de tratamento térmico localizado e restrito.

Com efeito, desenvolveram e denominaram como princípios ativos, os mecanismos introduzidos pela redução da tensão nas ZTAs aquando da deformação plástica na conformação de chapa. Por um lado, a redução da força de punção necessária para plastificar o material e, por outro lado, a maior facilidade de deslocamento de material das zonas intactas para as zonas amaciadas. A Figura 25 explica os mecanismos introduzidos pela modificação funcional de componentes sujeitos a tratamento térmico localizado.

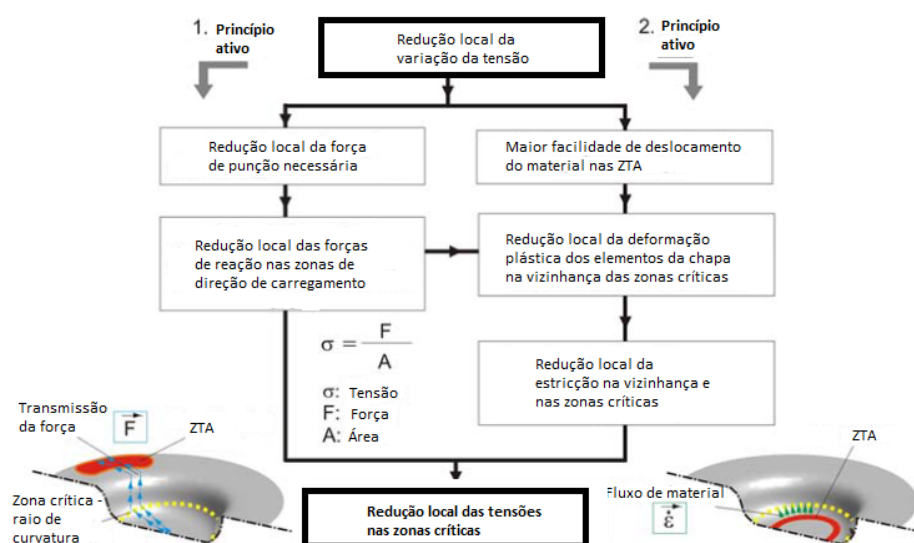


Figura 25 - Princípios ativos a ter em consideração na seleção das ZTAs para ligas de alumínio endurecidas [22].

O primeiro princípio ativo, resulta na diminuição da força de reação na chapa, onde a força de conformação é requerida para plastificar o material. A localização periférica das áreas amaciadas favorece a plastificação do material e tem como consequência a redução das tensões geradas no percurso de transmissão de força. Por sua vez, o segundo princípio ativo indica que os locais sujeitos a tratamento térmico localizado plastificam-se mais precocemente, comparativamente aos locais com maior resistência mecânica. Ambos os efeitos reduzem o risco de fratura dos componentes, uma vez que a diminuição de espessura nas zonas críticas dos componentes não é tão acentuada.

Com base nos princípios ativos elencados, *Vogt et al.* [13] desenvolveram 6 diretrizes para o projeto de chapas com modificação funcional, cujo objetivo último passa por evitar a fratura, rugas e zonas insuficientemente resistentes mecanicamente. Na Tabela 7, elencam-se, então, as diretrizes elaboradas de forma a facilitar a seleção das zonas passíveis de aplicação do tratamento térmico localizado.

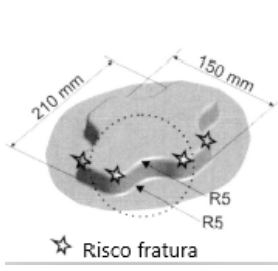

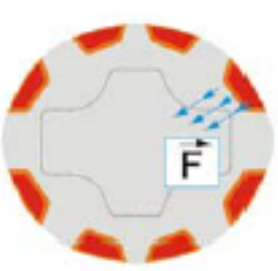
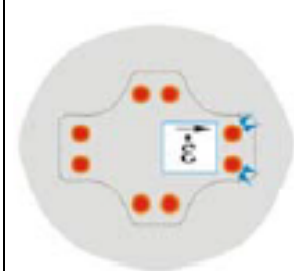
 <p>a) c</p>	 <p>b)</p>	 <p>c)</p>	 <p>d)</p>
<p>Geometria final</p>	<p>Princípio 1 (Abordagem clássica)</p>	<p>Princípio 1</p>	<p>Princípio 2</p>

Figura 26 - Aplicação dos mecanismos de ação na seleção das ZTAs para peças profundas com pequeno raio de base [22].

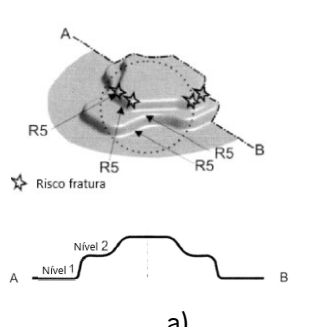
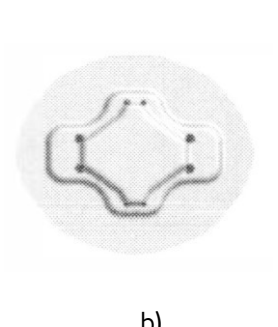
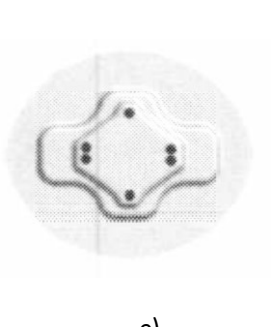
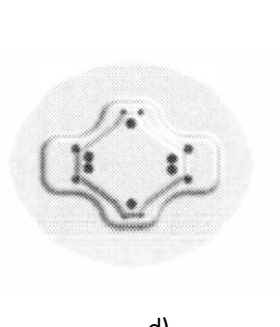
 <p>a)</p>	 <p>b)</p>	 <p>c)</p>	 <p>d)</p>
<p>Geometria Final</p>	<p>Princípio 1</p>	<p>Princípio 2</p>	<p>Princípio 1 e 2</p>

Figura 27 - Aplicação dos mecanismos de ação na seleção das ZTAs para peças com vários níveis [13].

Tabela 7 - Diretrizes a adotar na seleção das ZTAs em ligas de alumínio endurecidas, adaptado de Vogt [13].

	Mecanismo de ação	Diretriz	Geometria /Figura
1.	(1+2)	O projeto de TTL para ligas de alumínio <i>AlMgSi</i> visa sempre a melhoria indireta da deformabilidade local. As próprias áreas críticas à fratura não devem ser amaciadas.	
2.	(1)	O amaciamento da zona da flange/aba é sempre favorável. Além disso, o amaciamento apenas nas áreas de deformação, que conduzem a direções de carregamento é suficiente para reduzir a formação de fissuras nos raios críticos. O amaciamento das áreas em que não existem direções de carregamento é supérfluo.	Figura 26 - Aplicação dos mecanismos de ação na seleção das ZTAs para peças profundas com pequeno raio de base [22].
3.	(1)	Se as zonas de deformação que contêm direções de carregamento são facilmente acessíveis, o mecanismo de ação 1 é mais eficaz que o 2 em termos de redução de formação de fissuras nos raios críticos.	Figura 26b) Figura 26c) Figura 26d)
4.	(2)	A criação de áreas sacrificadas nas imediações da zona de risco de fissuração tem um influência positiva na deformabilidade de raios críticos. A zona de sacrifício deve-se localizar na base da peça, direcionada para a zona de conformação.	Figura 26d)
5.	(1)	No caso de componentes com 2 ou mais níveis, o amaciamento apenas nas áreas de deformação que conduzem as direções de carregamento do nível superior é eficaz na atenuação das zonas críticas. Deve-se observar que nenhuma área crítica para o nível superior deve ser suavizada.	Figura 27b)
6.	(2)	O amaciamento das áreas de sacrifício nas proximidades das áreas críticas em componentes com vários níveis é muito eficaz. A zona de sacrifício deve estar na linha de força do ponto de aplicação da força, através da área com risco de fissuração.	Figura 27c)

Vogt *et al.* [13] desenvolveram as diretrizes para o tratamento térmico localizado para ligas de alumínio *AlMgSi*, assim sendo, são encontradas outras geometrias em que os mecanismos foram igualmente aplicados. Na Figura 28, elencam-se outros componentes com modificação funcional, através de tratamento térmico localizado, no qual são identificados os princípios que regem a seleção das ZTAs.

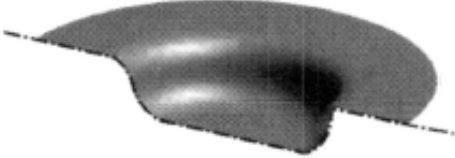
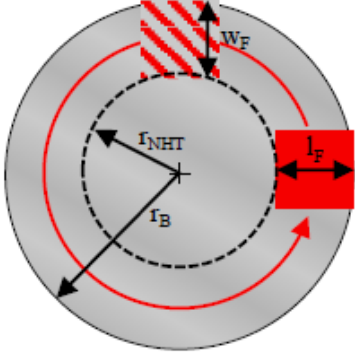

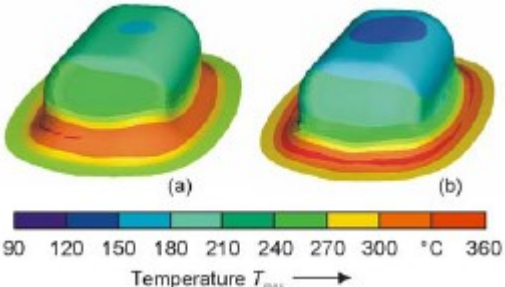




			
<p>Geometria Final [46]</p>	<p>Princípio 1</p>		
	 <p>90 120 150 180 210 240 270 300 360 °C Temperature T_{max} →</p>		
<p>Geometria Final [47]</p>	<p>Princípio 1</p>		
			 <p>Spots bottom side Spots wall section</p>
<p>Geometria Final [48]</p>	<p>Princípio 1 (convencional)</p>	<p>Princípio 1 (convencional) e 2</p>	<p>Princípio 1 e 2</p>

Figura 28 - Localização das zonas sujeitas a TTL para outras geometrias.

O entendimento e compreensão destes princípios assume um papel preponderante na seleção das áreas da chapa a tratar termicamente.

2.5.2 UHSS

As diretrizes adotadas na seleção das ZTAs para os UHSS divergem das seguidas para as ligas de alumínio endurecidas. Enquanto que, para as ligas de alumínio se segue os mecanismos de ação e diretrizes sintetizadas no capítulo 2.5.1, para os aços verificou-se que o tratamento térmico localizado pode ser aplicado nas zonas previsivelmente críticas.

A adoção de estratégias divergentes pode ser explicada pelas modificações nas propriedades mecânicas (ver capítulo 2.4.2). De forma similar, a resistência mecânica dos materiais mencionados reduz, por via do tratamento térmico localizado. Porém, contrariamente às ligas de alumínio $AlMgSi$, o alongamento após rotura, e consequentemente, a ductilidade é positivamente influenciada pelo tratamento térmico localizado via laser nos UHSS. Apesar de não ser dada qualquer explicação por nenhum autor, o aumento da ductilidade possibilita selecionar as zonas previsivelmente críticas como ZTAs para os UHSS.

Na Figura 29, a sinalização da ZTA, na qual a abordagem passou por tratar termicamente as zonas previsivelmente críticas das peças.

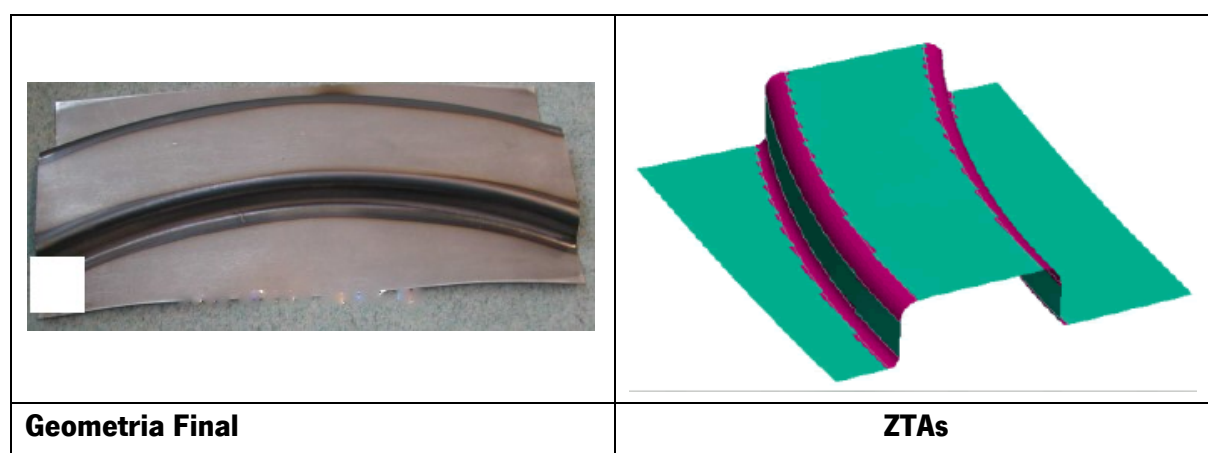


Figura 29 - Localização das ZTAs nas zonas previsivelmente críticas [27].

2.6 Resultados numéricos e experimentais de componentes sujeitos a tratamento térmico localizado

A Tabela 8 sintetiza a análise comparativa, efetuada por diversos autores, de componentes obtidos através de conformação plástica de chapa, da forma convencional e recorrendo à tecnologia de modificação gradual das propriedades mecânicas dos componentes.

Merklein et al. [29] justificam os resultados obtidos pela alteração das propriedades mecânicas provocadas pelo tratamento térmico localizado: a força necessária para conformar plasticamente o

material diminui, por consequência verifica-se redução das tensões geradas nas zonas de transmissão de força, pelo que se atenua o risco de fratura do componente.

Tabela 8 - Compilação de ensaios numéricos e/ou experimentais de componentes sujeitos a tratamento térmico localizado.

Material	Espessura chapa [mm]	Extensão radial TTL		Força punção [kN]		Profundidade máxima [mm]		Relação de embutidura (LDR), $\beta_{m\acute{a}x}$	
		MB	TT	MB	TT	MB	TT	MB	TT
Aço MS-W 1200 [27]	1,5	Sem inf.		1300	1020	40		Sem inf.	
Aço RA-K 700 [27]				Sem inf.	-18%				
AA 6181 T4 [22]	1,15	Sem inf.		142	118	29	54	Sem inf.	
					128		54		
					142		33		
AA 6082 T6 [31]	1,5	46 %	64 %	50	50	Sem inf.		2,00	2,48
AA 6014 T4 [36]	1,0	Sem inf.		Sem inf.		Sem inf.	+50 %	Sem inf.	
AA 6016 T4 [47]	1,0	Sem inf.	20 mm	44	34	45 (com riscos na sup.)	45 (sem riscos na sup.)	Sem inf.	
AA 6014 T4 [46]	1,0	35%	40 a 65%	Sem inf.		Sem inf.		2,05	2,50
AA 6014 N4 [46]	1,0	35%	40 a 65%	Sem inf.		Sem inf.		1,63	2,50
AA 170 PX [49]	1,0	19%	17%	Sem inf.		Sem inf.		2,54	2,75
AA 6016 T4 [48]	1,15	Sem inf.		Sem inf.		73	85	Sem inf.	
						115			

Além dos parâmetros mencionados na Tabela 8, investigações realizadas recorrendo ao *software* 'Autoform' permitem estimar a falha dos componentes de chapa metálica, já que têm em conta a anisotropia do material, através da análise comparativas dos diagramas FLD e curvas FLC do material de base, bem como de uma chapa costumizada THTB. Assim sendo, a Figura 30 e Figura 31 fornecem informações relativas à performance dos componentes sujeitos a tratamento térmico localizado recorrendo à análise comparativa dos diagramas FLD e curvas FLC.

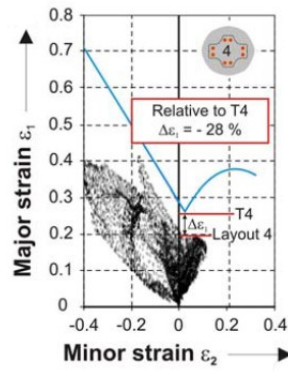


Figura 30 - Diagrama FLD e curva FLC para um modelo sujeito a TTL e sua performance relativamente ao componente isento de TTL [22].

A Figura 30 evidencia que o caminho de estado de deformação exibe melhor performance para o componente sujeito a modificação funcional, do que na peça manufatura pela via convencional, já que é visível pelo diagrama de conformação limite (FLD) a criação de uma zona de segurança: o caminho de estado de deformação plano atinge apenas o valor de $\epsilon_1 = 0,22$, que representa uma redução de $\Delta\epsilon_1 = -28\%$. Por sua vez, na Figura 31, a análise comparativa das curvas para o mesmo material, na qual a geometria se caracteriza por ser mais complexa apresentando 2 níveis; cada modelo caracteriza-se pela alteração da ZTA.

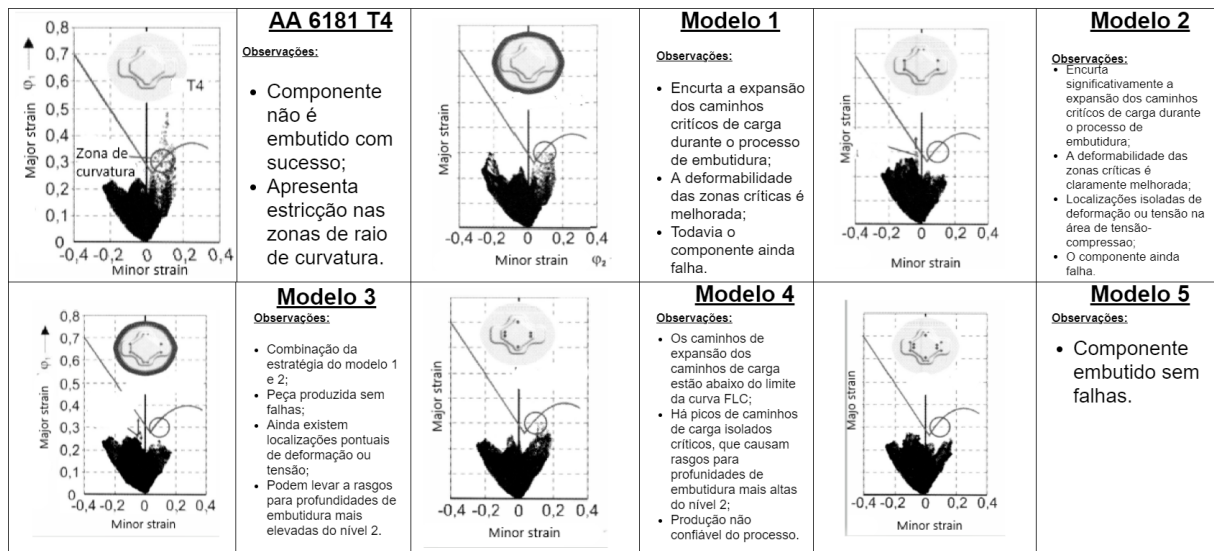


Figura 31 - Análise comparativa dos diagramas FLD e curvas FLC para um componente fabricado em liga de alumínio 6061 T4 de vários níveis, adaptado de [13].

Além do tratamento térmico localizado via laser, *Kahrmanidis et al.* [36] recorreram a placas de contacto na aplicação da tecnologia a uma porta traseira de um automóvel, os resultados foram igualmente promissores, como se comprova pelos diagramas FLD da Figura 32.

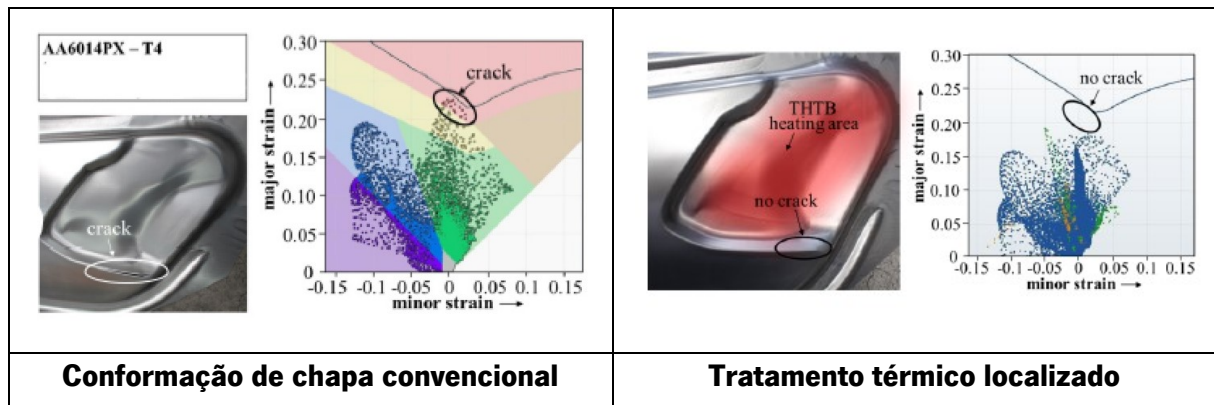


Figura 32 - Análise comparativa da performance do processo de conformação aplicado a tecnologia de tratamento térmico localizado via placas de contacto, através do diagrama FLD e curvas FLC [36].

2.7 Efeitos indesejáveis do tratamento térmico localizado

Durante o tratamento térmico localizado, o componente está exposto a ciclos sucessivos de aquecimento e arrefecimento. Ao qual acresce, transferência de calor de radiação e convecção com o meio circundante e de condução no próprio material. Com efeito, foram identificados 2 efeitos que limitam a aplicabilidade do tratamento térmico: (1) oxidação e (2) distorção.

No que concerne à oxidação, *Capello et al.* [33] constataram que a oxidação da superfície exposta à radiação é exponenciada tanto pelo aumento do tempo de aquecimento, como pela temperatura máxima. Para tratamentos térmicos de elevadas dimensões, que requerem sobreposição de caminhos de feixe de laser, a distorção do material é exponenciada. De forma a contrariá-la, *Weisheit et al.* [27] desenvolveram um sistema de fixação específico, que minimizou a distorção prevista.

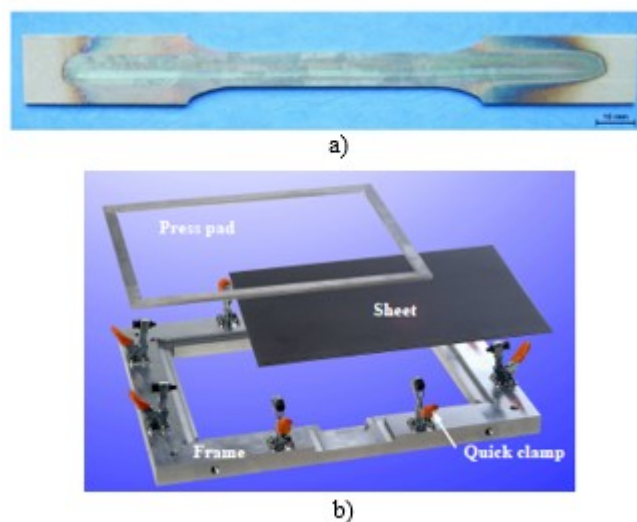


Figura 33 - a) Oxidação da superfície [33]; b) Estrutura de fixação desenvolvida para prevenir a distorção da chapa [27].

As temperaturas máximas, que provocam o amaciamento da resistência mecânica, através do tratamento térmico localizado podem ser restringidas tendo em consideração as etapas de processamento de um dado componente. *Vogt et al.* [13] delimitaram a janela de processo, devido aos efeitos introduzidos pelo aquecimento em lubrificantes utilizados nos componentes/ferramentas. Na Tabela 9 a identificação da gama de temperaturas máximas no tratamento térmico localizado em função da aplicabilidade do componente.

Tabela 9 - Visão geral de limites de processo detetados para a temperatura máxima de um tratamento térmico localizado de um THTB de ligas de alumínio endurecidas, adaptado de *Vogt* [13].

Limite do processo em relação a:	Material/Lubrificante	Temperatura máxima [°C]	Mecanismo subjacente:
Conformação	AA 6161 T4 AA 6016 T4	200 - 400	Amaciamento da resistência mecânica
	<i>Drylube E1</i> <i>Drylube C2</i>	200 - 250	Lubricidade do lubrificante seco é perdida
União mecânica	AA6181 T4	200 - 400	Não há efeitos negativos
Limpeza	<i>Drylube E1</i>	200 - 270	Dificuldade de limpeza do lubrificante
	<i>Drylube C2</i>	200 - 300	
Pintura	AA 6181 T4	200 - 400	A dissolução dos átomos não impõe restrições

3. INSTALAÇÃO E MÉTODO EXPERIMENTAL

O foco da presente dissertação engloba uma componente maioritariamente experimental. Sendo assim, neste capítulo são elencados todos os equipamentos, objetivos e sua respetiva função.

São introduzidos e explicados os procedimentos experimentais desde o tratamento térmico localizado via radiação laser, até às etapas de caracterização de material, que permitem averiguar e corroborar o amaciamento da resistência localizada de material. No total, foram utilizados 8 equipamentos, nomeadamente 2 para efeitos de tratamento térmico e outros 6 para a caracterização dos materiais em função das temperaturas máximas atingidas no TTL. Efetivamente, estes equipamentos permitiram a análise de resultados, compilada no capítulo 4.

Tabela 10 - Compilação dos equipamentos utilizados, sua função e objetivos pretendidos.

Equipamento	Nº Testes	Objetivo:	Função:
'LM100 Diode Laser'	46	Amaciamento das propriedades mecânicas.	Tratamento térmico localizado.
Forno	2	Influência da baixa taxa de aquecimento no amaciamento.	Tratamento térmico total em forno
'Philips Unique II'	2	Temperaturas críticas do aço; %MgSi da liga de alumínio.	Composição química de materiais.
'DSC Q20'	1	Temperaturas máximas alvo no TT; Fenómenos de dissolução/precipitação.	Ensaio calorimetria
'Leica DM 2500M'	12	Análise metalográfica; Medição diagonais das indentações.	Microscópio Ótico
Durómetro Galileo	7	Influência do TT na dureza; Envelhecimento artificial; Homogeneização da temperatura.	Ensaio dureza
'EMCOTEST'	3	Homogeneização da temperatura pela ZTA.	Ensaio microdureza
'Instron 25 kN'	39	Determinar propriedades mecânicas dos materiais.	Ensaio de tração

3.1 Materiais investigados

Na realização das atividades numéricas e experimentais mencionados nos capítulos e subcapítulos subsequentes, 2 materiais foram alvo de estudo: liga de alumínio 6063 T6 e aço DP 1000.

Na Tabela 11, é mencionada a composição química, bem como as propriedades mecânicas relevantes associadas a cada material investigado.

Tabela 11 - Materiais investigados, sua composição química e propriedades mecânicas.

Material investigado	Espessura [mm]	Composição química (em wt%)						
		<i>Al</i>	<i>Si</i>	<i>Mg</i>	<i>Fe</i>	<i>Mn</i>	<i>V</i>	<i>Ti</i>
Liga de alumínio 6063 T6	2	98,650	1,112	0,008	0,187	0,017	0,013	0,013
		σ_y [MPa]		σ_u [MPa]		%EL.		
		237,4		265,6		8,5		
Aço DP 1000	1	Composição química (em wt%)						
		<i>Fe</i>	<i>C</i>	<i>Mn</i>	<i>Si</i>	<i>Cr</i>	<i>Ni</i>	<i>Co</i>
		95,79	0,08	2,90	0,62	0,35	0,16	0,10
		σ_y [MPa]		σ_u [MPa]		%EL.		
706,0		1075,7		10,8				

3.2 Tecnologia laser de tratamento térmico localizado

O tratamento térmico localizado dos provetes foi efetuado recorrendo à tecnologia laser, pelos motivos mencionados no capítulo 2.3.1 e 2.3.2.

Na procura de uma máquina de laser capacitada a realizar tratamentos térmicos localizados em metais, a máquina de laser de diodo LM100 foi a selecionada em parceria com a empresa PIEP; na Tabela 12, as suas especificações técnicas. Esta foi empregue nos 2 materiais investigados e utilizada apenas em provetes para efeito de caracterização dos materiais.

Tabela 12 - Especificações técnicas do equipamento adotado para o tratamento térmico localizado.

Nome do laser	LM100 Diode Laser de uso manual
Tipo de laser	Laser de diodo de fibra acoplada
Potência do laser	500 <i>W</i> máx.
Saída ótica	100 <i>W cw</i>
Comprimento de onda	940 \pm 10 <i>nm</i> (a 25°C)
Comprimento de onda laser	800 <i>nm</i> até 1000 <i>nm</i>
Comprimento de onda pirómetro	1600 <i>nm</i> até 2100 <i>nm</i>
Diâmetro fibra	600 μ <i>m</i>
Comprimento fibra	5 <i>mm</i>
Controlo do 'output'	Analógico 0 até 10 V (corresponde de 0 a 100 % da corrente de diodo)
Tempo de atuação	300 μ <i>s</i>
Sistema de arrefecimento	Sistema de arrefecimento de ar passivo interno
Frequência da rede	50/60 Hz
Dimensões cabeça de laser com pirómetro	133 <i>mm</i> X 90 <i>mm</i> X 45 <i>mm</i>
Diâmetro do feixe de abertura	23 <i>mm</i> máx.

Um laser de diodo acoplado a conectores de fibra ótica F-SMA905, com uma potência de saída máxima de 100 *W cw* foi usado como fonte de feixe de laser. Neste, a radiação é guiada através da fibra para a ótica de processamento. A geometria da fonte de feixe de laser é circular, sendo que o seu diâmetro máximo admissível assume o valor de 23 *mm*.

3.2.1 Configuração experimental

O equipamento pode ser visualizado na Figura 34. As dimensões dos provetes podem ser consultadas no Anexo A.

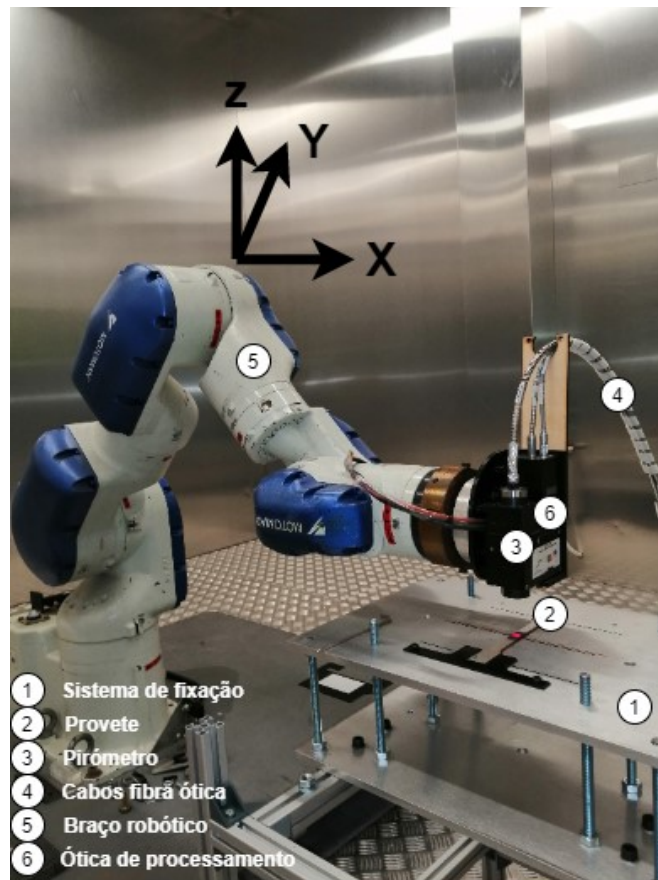


Figura 34 - Configuração experimental do tratamento térmico localizado via laser.

A configuração experimental consiste nos seguintes componentes:

- Sistema de manuseio no eixo OY (dependente da estratégia);
- Ótica de processamento;
- Laser de diodo acoplado a fibra com potência de saída de 100 W;
- Sistema de fixação;
- Pirômetro de uma cor;
- Provetes sujeitos a tratamento térmico localizado.

O amaciamento da resistência mecânica dado pelo TTL nos provetes é influenciado pela curva temperatura – tempo, e por sua vez, pelos parâmetros do processo. Ambos os materiais foram revestidos com 'Graphit 33', este produto é capaz de cobrir o material por uma superfície de cor negra, que reduz significativamente a reflexão inerente ao tratamento térmico via radiação laser; o índice de absorção da

sup. exposta à radiação aproxima-se de 1. Consequentemente, as temperaturas máximas pretendidas foram atingidas, e a taxa de aquecimento aumentada.

3.2.1.1 Estratégias adotadas no varrimento do feixe de laser

O tratamento térmico localizado via laser tem como objetivo: (1) averiguar o seu efeito no amaciamento dos materiais e (2) testar a influência da dimensão da área termicamente afetada na modificação das propriedades mecânicas.

Com esse intuito, procurou-se no seio de cada estratégia adotada a manutenção dos parâmetros de processo e, conseqüentemente, obter reprodutibilidade no perfil das curvas temperatura - tempo. Na Figura 35, são indicadas as 3 estratégias adotadas para o tratamento térmico localizado.

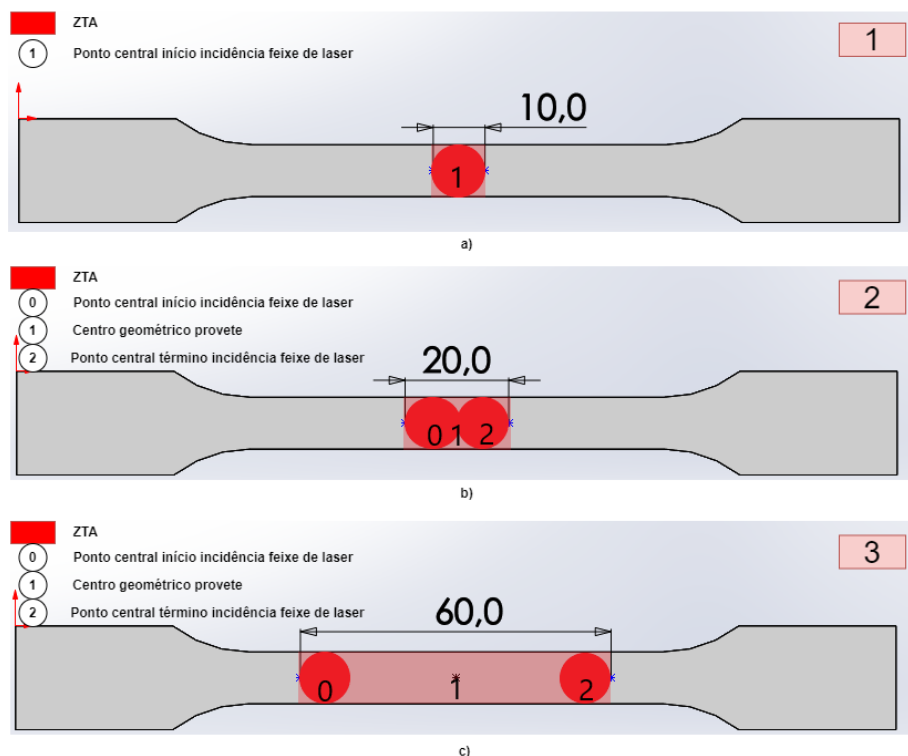


Figura 35 - Estratégias adotadas no tratamento térmico localizado: a) laser parado; b) área afetada de 20 X 10 mm^2 ; c) área afetada de 60 X 10 mm^2 .

Portanto, numa primeira abordagem, a trajetória do feixe de laser é inexistente, a área termicamente afetada é reduzida, coincidindo com o centro geométrico do provete. Desta forma, na ausência de velocidade de avanço do feixe de laser, a radiação térmica incide na superfície do provete e, assim que a temperatura máxima pretendida é atingida a máquina de laser é desligada manualmente. Esta estratégia permitiu analisar uma significativa gama de temperaturas, e reduzir custos associados pela menor área tratada.

De forma complementar, as estratégias 2 e 3 foram aplicadas, igualmente aos 2 materiais. Nos 46 provetes tratados termicamente via laser, a trajetória do feixe de laser foi definida como linear, cujo varrimento da área termicamente afetada ocorreu no sentido OY (ver Figura 34). Efetivamente, o início do tratamento térmico localizado ocorre numa extremidade, e assim que a temperatura máxima estipulada seja alcançada, é manualmente autorizado o varrimento até se atingir a extremidade oposta definida como término da área termicamente afetada.

3.2.1.2 Parâmetros de processo

Os parâmetros de processo e de aquecimento resultantes do tratamento térmico localizado, consoante a estratégia adotada, para a liga de alumínio e aço DP 1000 são elencados na Tabela 13 e Tabela 14, respetivamente (pontos 0,1 e 2 de acordo com a Figura 35).

Quanto ao diâmetro de feixe de laser, este assumiu o valor de 10 *mm*, exceção feita dos provetes A10 a A12. Por um lado, permite que toda a largura útil do provete seja afetada termicamente; por outro quanto maior o diâmetro do feixe de laser, menor a taxa de aquecimento. Por sua vez, a velocidade de avanço foi ajustada de acordo com o material testado. Após testes preliminares, conclui-se que para a velocidade de avanço definida, a potência de laser é suficiente para corresponder à temperatura máxima pretendida.

Tabela 13 - Compilação dos provetes de liga de alumínio sujeitos a tratamento térmico localizado e seus parâmetros.

AA	ZTA	Diâmetro	Velocidade	Tempo	Taxa	Temperatura	Temperatura	Temperatura
6063	[mm²]	feixe	avanço	aquecimento	aquecimento	ponto 0 [°C]	ponto 1 [°C]	ponto 2 [°C]
T6		laser	[mm/s]	[s]	[K/s]			
		[mm]						
A1	10 X 10	10	0	16	38	Isento de tratamento térmico localizado	353	Isento de tratamento térmico localizado
A2				20	31			
A3				19	33			
A4				36	19			
A5				23	30			
A6				23				
A7				63	11			
A8				33	20			
A9				68	9			
A10	5 X 5	5		30	24		400	
A11				22	32		403	
A12				18	40		425	
A13	20 X 10	10	2	42	16	398	399	403
A14				26	26	400	400	400
A15				60 X 10	32	21	401	400

Tabela 14 - Compilação dos provetes de aço sujeitos a tratamento térmico localizado e seus parâmetros.

Aço DP 1000	ZTA [mm ²]	Diâmetro feixe laser [mm]	Velocidade avanço [mm/s]	Tempo aquecimento [s]	Tempo estabilização [s]	Taxa aquecimento [K/s]	Temperatura ponto 0 [°C]	Temperatura ponto 1 [°C]	Temperatura ponto 2 [°C]				
S1	10 X 10	10	0	7	0	137	Isento de tratamento térmico localizado	620	Isento de tratamento térmico localizado				
S2						129		630					
S3						126		615					
S4						133		649					
S5						132		663					
S6						126		669					
S7						10		102		725			
S8						8		117		714			
S9								116					
S10						10		106		763			
S11								104					
S12								102					
S13						12		89		813			
S14						11		95					
S15						12		92		800			
S16						5		7		177	620		
S17						6		16		147	625		
S18						11		6		99	816		
S19										95			
S20	20 X 10	1		8	0	106	672	650	654				
S21						119	676	650	655				
S22						125	672	650	655				
S23	60 X 10									111	669	650	656
S24						124	672	650	657				
S25						112	666	649	658				
S26	20 X 10									81	864	848	859
S27						14	81	864	848	857			
S28						13	91	870	848	858			
S29	60 X 10									88	872	847	858
S30						12	95	867	849	859			
S31						13	87	868	850	862			
S31						36	30	834	849	818			

3.2.1.3 Controlo da temperatura

O método do controlo do processo é importante na obtenção e manutenção da temperatura máxima e sua homogeneização no decorrer do TTL. Um pirómetro de uma cor está acoplado à saída ótica, pelo que o controlo é efetuado recorrendo à medição e controle da temperatura máxima na zona em que o feixe de laser incide.

Na posse do conhecimento que o principal parâmetro influenciador no amaciamento do material, pelas alterações ao nível microestrutural e, conseqüentemente, redução da resistência mecânica do material é, de facto, a temperatura máxima e sua homogeneização pela área termicamente afetada; o controlo direto da temperatura por parte da máquina de laser e seus equipamentos associados é o mais apropriado para o sucesso do tratamento térmico localizado via laser. Este método é sobretudo recomendado para dimensões de área termicamente afetadas reduzidas: no capítulo 2.3.2.4 podem ser consultadas informações adicionais deste e de outros métodos de controlo do processo.

Com efeito, o utilizador define a temperatura máxima pretendida, de forma a que a potência de laser seja ajustada automaticamente e em tempo real para corresponder à temperatura estipulada. O seu valor instantâneo depende de certos e determinados fatores, tais como a velocidade de avanço e o diâmetro do feixe de laser.

A estratégia e dimensão da área termicamente afetada requerem o ajuste de outros parâmetros. Na estratégia 1, é necessário definir a distância focal, bem como a sensibilidade do aparelho: alta sensibilidade aumenta o tempo de aquecimento; por outro lado uma baixa sensibilidade conduz à diminuição do tempo de aquecimento, contudo, a temperatura máxima atingida, mais facilmente ultrapassa o valor definido. Para as estratégias 2 e 3, além dos fatores mencionados, acrescenta-se a trajetória linear do feixe de laser e a sua velocidade constante de avanço. Assim que seja designada, a saída ótica ajusta, ao longo do varrimento, a potência de laser, através da tensão da corrente para que corresponda à temperatura máxima definida.

3.2.1.4 Perfil da curva temperatura - tempo

Consoante a estratégia adotada, a curva temperatura - tempo pode ser dividida em 3 fases: (1) aquecimento; (2) varrimento (estratégia 2 e 3); (3) arrefecimento. Adicionalmente, pode ser incorporada uma etapa intermédia, denominada por estabilização, e que se caracteriza por um tempo de espera, cuja temperatura ronda a temperatura pretendida. Independentemente da estratégia e material, procurou-se um tempo de estabilização próximo de zero, porém o laser é desligado manualmente, de maneira que existe um tempo de espera, embora mínimo.

A temperatura máxima atingida é determinada pelo 'setpoint' configurado para o controlo da temperatura, pelo que a potência de laser resulta como uma variável controlada. Uma vez que o pirómetro está acoplado coaxialmente com o feixe de laser, a temperatura medida corresponde à da superfície exposta à radiação.

Na Figura 36, podem ser observados os perfis temperatura - tempo de 3 provetes tratados termicamente sem velocidade de avanço, nos quais a extensão radial do feixe de laser corresponde à área termicamente afetada. Excepcionalmente na Figura 36c) optou-se por definir um tempo de estabilização de 7 s, cuja temperatura máxima verificada foi de 816°C.

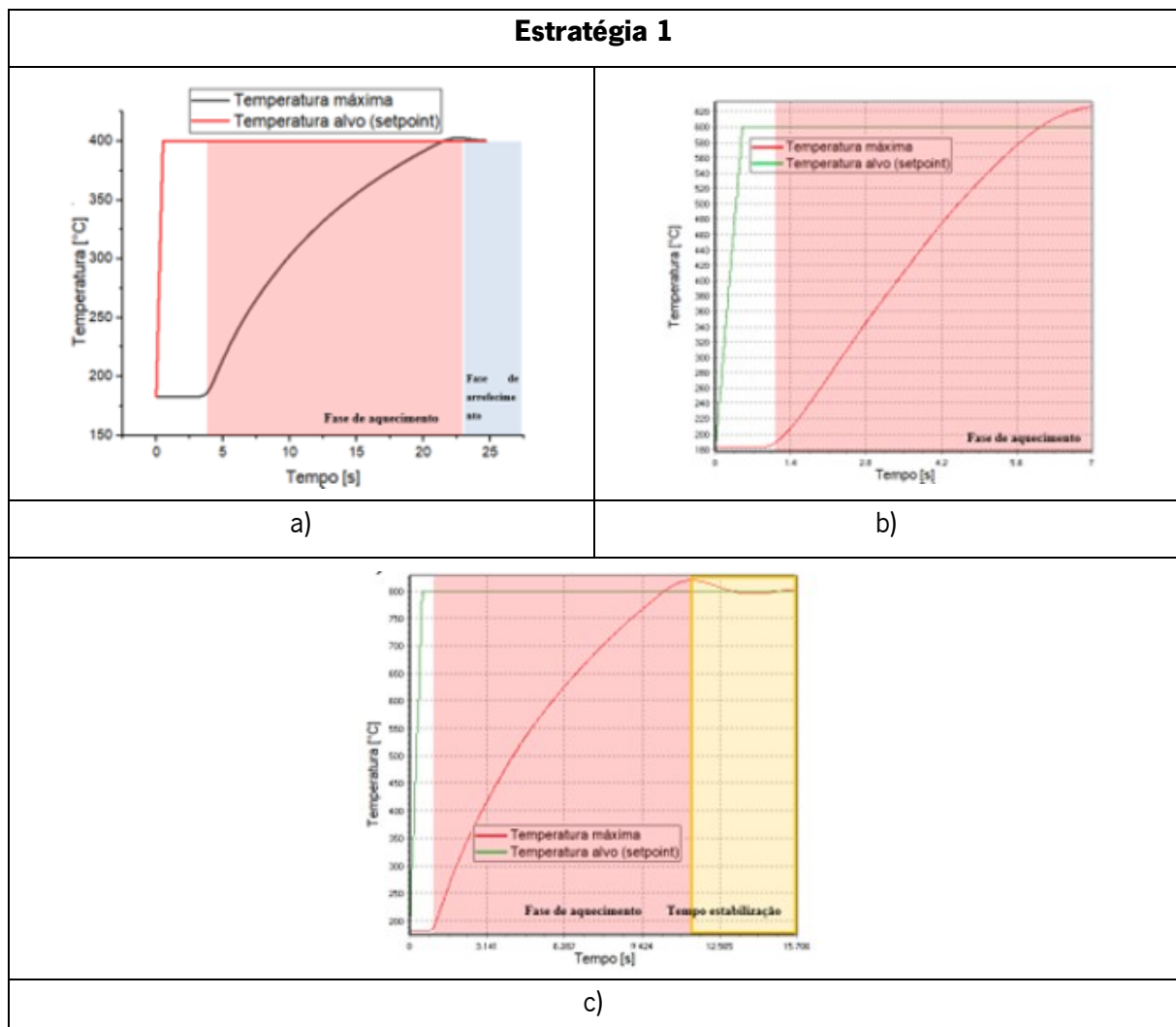


Figura 36 - Perfil temperatura - tempo medida pelo pirómetro no ponto 1 da estratégia de laser parado: a) provete A5; b) provete S2; c) provete S22.

No que respeita às duas outras estratégias, estas caracterizam-se pelo aumento da dimensão da área termicamente afetada, e por consequência, da necessidade de varrimento imposta pela trajetória linear num único sentido do feixe de laser. Nas Figura 37a) e Figura 37c), a representação típica das

curvas temperatura - tempo englobando as fases de aquecimento e varrimento do feixe de laser. Por sua vez, nas Figura 37b) e Figura 37d) dá-se ênfase à evolução da temperatura máxima registada ao longo do varrimento da ZTA, com identificação dos pontos mencionados na Figura 35.

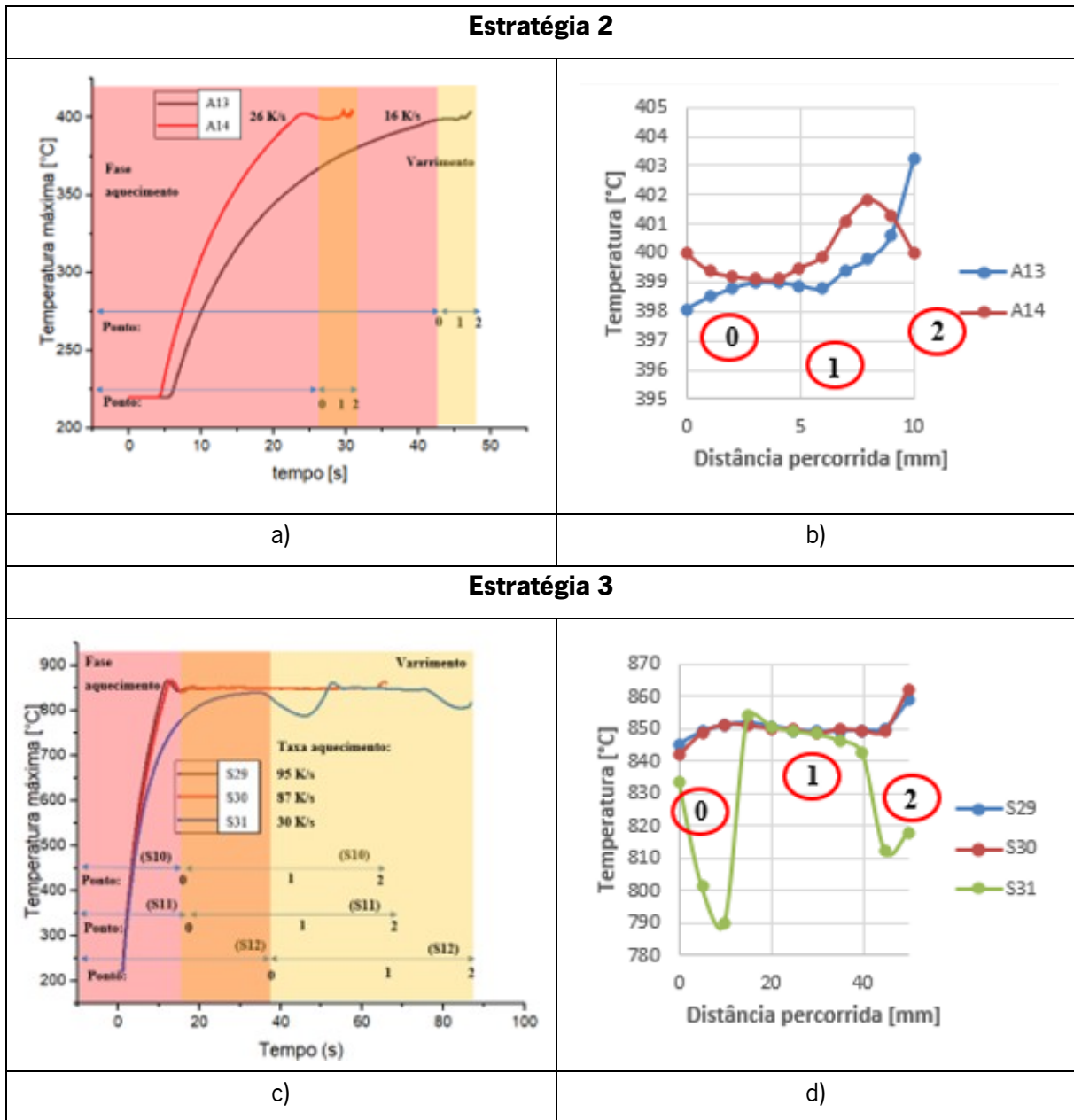


Figura 37 – Estratégia 2: a) Curva temperatura - tempo; b) Distribuição da temperatura na ZTA. Estratégia 3: c) Curva temperatura - tempo; d) Distribuição da temperatura na ZTA

As curvas mostram que a taxa de aquecimento não é constante. Tal deve-se ao facto de o aumento da temperatura favorecer as perdas por radiação, convecção e condução de calor. Como se constata, o laser de diodo LM100 apresenta dificuldades de reprodutibilidade. No entanto, na fase de varrimento o desvio entre a temperatura alvo e a temperatura medida é praticamente inexistente.

3.3 Tratamento térmico no forno

De forma complementar ao tratamento térmico localizado via radiação laser, foco da presente dissertação, optou-se por realizar, em provetes o tratamento térmico via forno.

Na Figura 38 é possível visualizar o equipamento.



Figura 38 - Forno empregue no tratamento térmico dos provetes.

3.3.1 Configuração experimental

A Tabela 15 resume os parâmetros dos provetes tratados termicamente via forno. De notar, que se optou por manter a temperatura máxima similar à obtida pelo tratamento térmico via radiação laser. As alterações principais prendem-se com a redução significativa da taxa de aquecimento, bem como com o aumento da dimensão da área termicamente afetada.

O objetivo passou por averiguar a influência da menor taxa de aquecimento na cinemática das alterações microestruturais.

Tabela 15 - Parâmetros no tratamento térmico via forno.

AA 6063 T6	A16	A18
Área aquecida [mm^2]	Total	
Temperatura máxima [$^{\circ}C$]	400	
Tempo aquecimento [s]	600	
Taxa de aquecimento [K/s]	1,12	

3.4 Ensaio à composição química

A composição química da liga de alumínio e do aço DP 1000 elencadas na Tabela 11, foram obtidos através do equipamento '*Phillips X'Unique II*'.

Esta análise permitiu determinar as temperaturas críticas do aço DP 1000, bem como foi útil na liga de alumínio 6063 T6, pela informação da percentagem relativa das substâncias de magnésio e silício.



Figura 39 - Equipamento usado na análise à composição química.

3.5 Ensaio DSC

A análise de calorimetria foi realizada na liga de alumínio 6063 T6 isenta de tratamento térmico. Na Figura 40, o equipamento empregue e que permitiu a deteção de fluxos de calor.



Figura 40 - Equipamento '*DSC Q20*' utilizado na análise de calorimetria efetuada ao material AA 6063 T6.

A análise de calorimetria DSC é uma técnica de análise térmica, que permite estudar os mecanismos de transformação de fase, particularmente o processo de precipitação das ligas de alumínio da série 6000, caracterizados pela presença de magnésio e silício como principais elementos de liga. O método é baseado na diferença da quantidade de calor necessária para aumentar a temperatura da

amostra em comparação com a de um material de referência. No procedimento experimental, amostra e referência são aquecidos linearmente num forno.

Os fenómenos de dissolução e precipitação de partículas são determinados pela identificação de reações endotérmicas e exotérmicas, respetivamente. Isto porque, a amostra no cadinho de teste sofre transformações de fase, que libertam (exotérmica) ou consomem (endotérmica) energia na forma de calor (entalpia a pressão constante). Numa reação exotérmica ocorre a libertação de energia do sistema para a vizinhança, enquanto uma reação endotérmica requer energia do meio ambiente para o sistema.

3.5.1 Parametrização da análise DSC

Dentro dos parâmetros estabelecidos para a condução do ensaio de calorimetria, destaque para: (1) taxa de aquecimento e (2) temperatura final de aquecimento.

Como constata *Osten et al.* [38] no estudo de 4x ligas de alumínio, nomeadamente em condição de tratamento térmico T6, o aumento da taxa de aquecimento tende a suprimir as reações exotérmicas e endotérmicas, e como consequência, a precipitação e dissolução dos aglomerados deixam de ser identificáveis, pelo que a análise DSC perde a sua utilidade. Tendo em conta este dado, foi selecionada uma baixa taxa de aquecimento, muito embora não esteja de acordo com as elevadas taxas de aquecimento obtidas num tratamento térmico via laser.

A temperatura final de aquecimento escolhida foi de 400°C, considerada suficientemente alta, com vista à identificação das reações exotérmicas e endotérmicas. Na Tabela 16 podem ser consultados alguns dados adicionais.

Tabela 16 - Condições definidas para o ensaio DSC.

Material:	Liga de alumínio 6063 T6
Massa da amostra [mg]	13
Taxa de aquecimento [K/s]	0,09
Tempo de aquecimento [s]	7191
$[T_i - T_f][^{\circ}C]$	20 - 400
Gás	Árgon
Dados de saída fornecido pela máquina	Tempo [min] – Temperatura [°C] – Fluxo de calor [mW]

O procedimento experimental foi executado no equipamento '*DSC Q20*', com uma taxa de aquecimento constante sob um fluxo de árgon a um caudal de 50 ml/min . A amostra foi aquecida por 119 min até aos 400°C .

A evolução do fluxo de calor permitiu correlacionar os fenómenos de dissolução e precipitação com a temperatura e, assim, estabelecer a gama de temperaturas máximas alvo no TTL via laser, como descrito no capítulo 4.1.1.

3.6 Microscópio ótico

As funções inerentes ao microscópio ótico '*Leica DM 2500M*' foram as seguintes: (1) permitir determinar o valor das diagonais das indentações à dureza e (2) observar a metalografia do aço DP 1000.

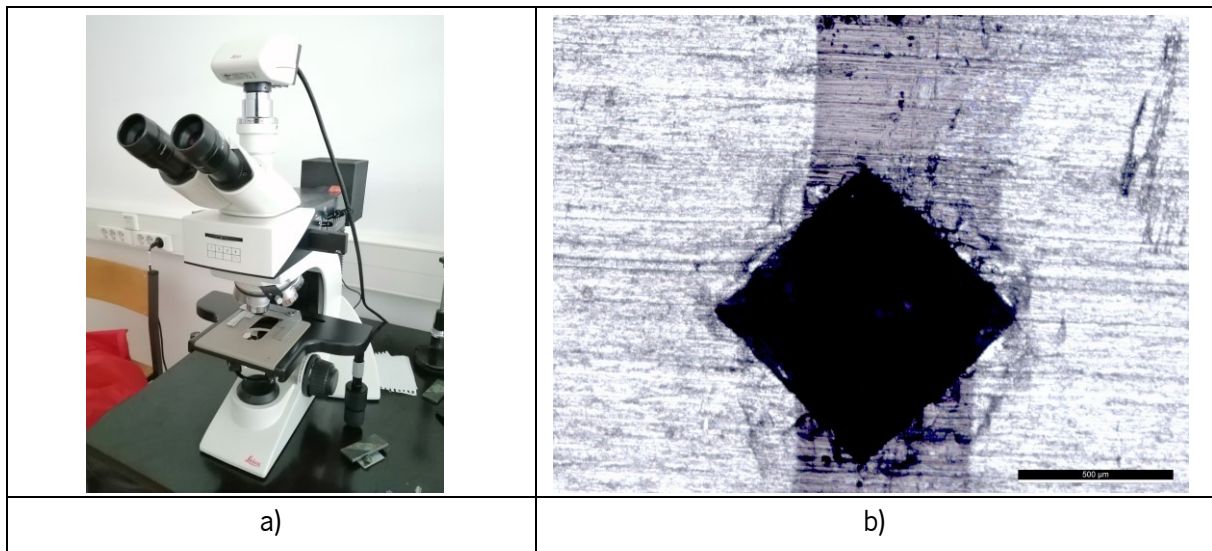


Figura 41 - a) Microscópio ótico Leica '*DM 2500M*'; b) indentação resultante de ensaio de dureza da liga de alumínio 6063 T6 aquecida a 400°C .

Enquanto que as indentações na liga de alumínio decorrem de ensaios à dureza, as do aço provieram de ensaios à microdureza. Na Figura 42a), indentações obtidas para o aço, nas quais as diagonais do losango cumprem com os requisitos. É também possível observar a metalografia do aço decorrente do tratamento térmico localizado na superfície exposta à radiação laser. Para isso, as amostras foram sujeitas a um ataque químico de nital, ao qual antecedeu o polimento com folhas abrasivas de carboneto de silício.

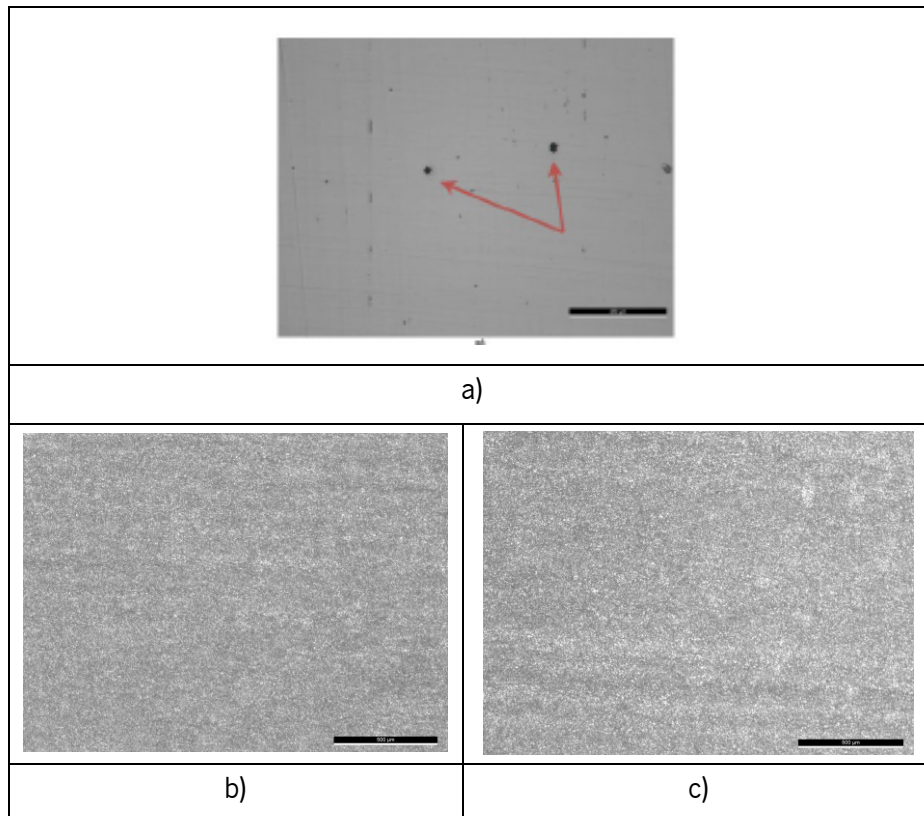


Figura 42 - a) Indentações microdureza ao aço DP 1000; b) metalografia na ZTA do provete S22; c) metalografia na ZTA do provete S28.

3.7 Ensaios de dureza

Os ensaios de dureza foram realizados no durômetro 'Galileo', ver Figura 43. Para a determinação do valor da dureza 'Vickers' recorreu-se à expressão (1), sendo que a força, F , contra a superfície do material, liga de alumínio e aço DP foi de 30 ou 45 kgf , respetivamente:

$$HV = \frac{1,8544 \times F}{d_m^2} \quad (1)$$

A força aplicada sobre a superfície teve a duração de 20 segundos.



Figura 43 - Máquina universal de ensaios dureza.

3.7.1 Procedimento experimental

Na Figura 44, é possível observar a zona termicamente afetada, cuja dimensão variou consoante o provete testado. Os pontos de medição surgem ao longo do eixo longitudinal do provete e foram medidos em ambas as superfícies, a sua cor marcada a vermelho, laranja e azul referem-se a pontos nos quais houve incidência do ponto central do feixe de laser, incidência da extremidade do feixe de laser e isento de radiação, respetivamente (esta nomenclatura foi seguida na análise aos resultados do Gráfico 2). De realçar ainda, que se definiu a zona de transição: estende-se desde o ponto final de incidência do feixe de laser (ponto 1) e o ponto 3, localizado a 5 mm da extremidade do ponto final de incidência do feixe de laser (ponto 2).

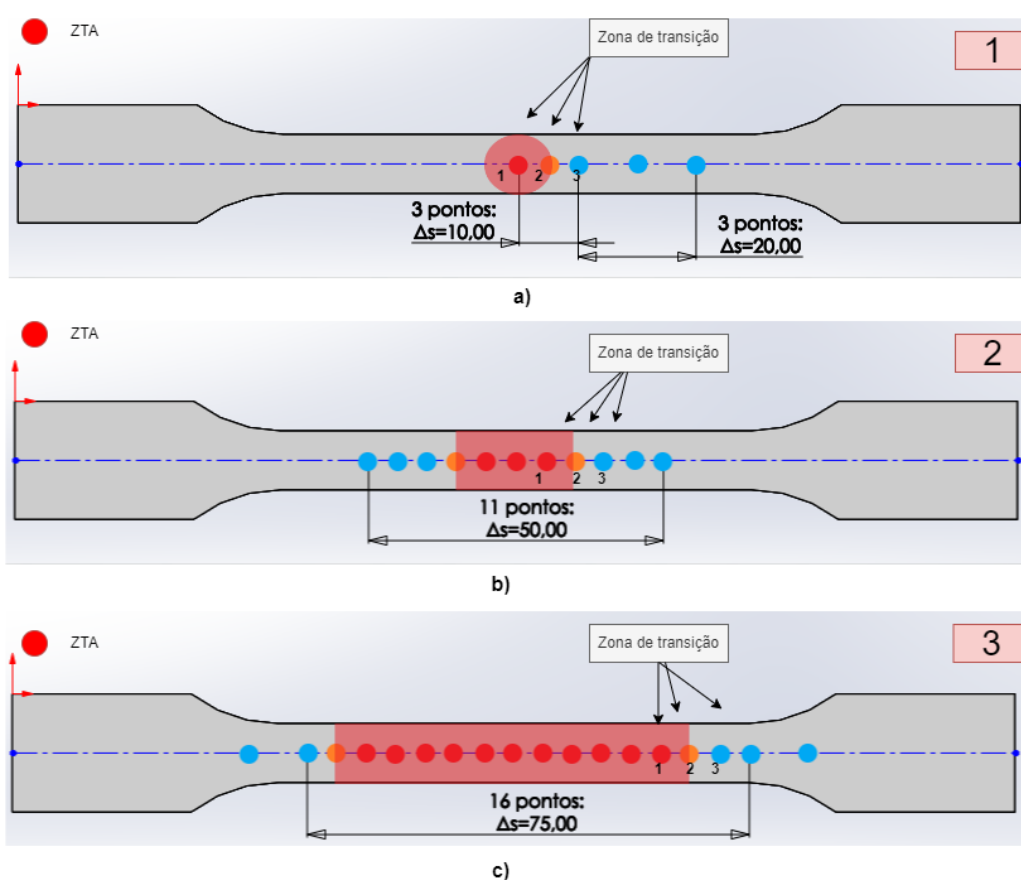


Figura 44 - Identificação dos pontos de medição de dureza ao longo do eixo longitudinal do provete, bem como localização e extensão da zona de transição consoante a dimensão da zona termicamente afetada (ZTA): a) $10 \times 10\text{ mm}^2$; b) $20 \times 10\text{ mm}^2$; c) $60 \times 10\text{ mm}^2$.

3.8 Ensaio microdureza

Os ensaios de microdureza foram realizados apenas ao aço DP 1000 e seus resultados encontram-se sintetizados no capítulo 4.3.

A carga aplicada sobre as amostras foi de 100 g. A grande vantagem deste equipamento, ver Figura 45, é que determina automaticamente as diagonais das indentações e, assim, o valor da microdureza 'Vickers', pelo que incorpora um ganho de tempo considerável.



Figura 45 - Equipamento 'EMCOTEST', gerador automático do valor de microdureza.

3.8.1 Procedimento experimental

No que concerne ao procedimento experimental, a Figura 46 sintetiza os pontos de interesse. Na Figura 46a) a definição das 3 zonas, que distam 25 mm entre si; o início do movimento do feixe de laser dá-se na zona 0, por seu turno a zona 1 corresponde ao centro geométrico do provete e, por fim, o ponto final central de incidência do feixe de laser localiza-se na zona 2.

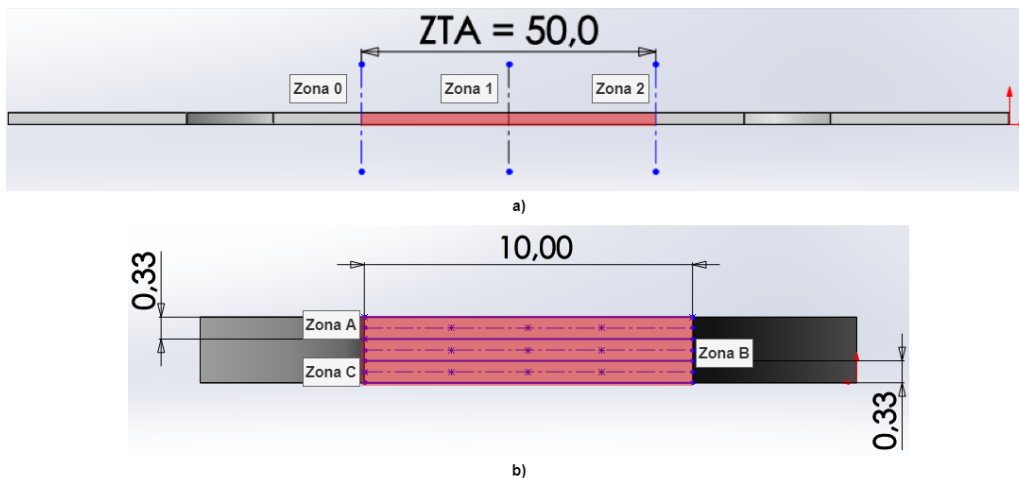


Figura 46 - Nomenclatura e estratégia adotada para a determinação da microdureza: a) Localização das 3 zonas investigadas; b) Pontos de medição ao longo da espessura.

De forma a averiguar o sucesso do tratamento térmico localizado ao longo de toda a espessura do aço DP 1000, foi necessária uma preparação prévia dos provetes. Sendo assim, estes foram cortados, polidos e fixos numa base de resina.

Como se constata pela Figura 46b) a microdureza foi medida na secção transversal perpendicular à direção de alimentação da área tratada pelo feixe de laser.

3.9 Ensaios de tração

As propriedades mecânicas dos 31 provetes testados foram obtidas através da máquina universal de testes de tração da marca '*Instron*', com uma força nominal de 25 *kN*, realizados segundo a norma EN 10002-1. Na Figura 47, o equipamento empregue nos ensaios de tração.



Figura 47 - Máquina universal de testes de tração utilizada para a determinação das propriedades mecânicas dos materiais.

A tensão de cedência a 0,2%, ($R_{p0,2}$), tensão de rotura e alongamento após rotura para um comprimento inicial de 60 *mm* foram determinados; os resultados estão sintetizados no capítulo 4.4. De realçar que, os provetes apenas foram submetidos aos ensaios de tração aproximadamente 24 horas após o tratamento térmico localizado, de forma a avaliar o efeito do envelhecimento natural da ligas de alumínio (ver capítulo 4.2.4), e por razões de logística.

4. APRESENTAÇÃO E ANÁLISE DE RESULTADOS

Como identificado nos capítulos precedentes, a variável de maior relevo decorrente do tratamento térmico localizado é a temperatura máxima e sua homogeneização na zona termicamente afetada. Sendo assim, o objetivo deste capítulo é retirar conclusões em função da temperatura máxima: avaliação fenomenológica da influência de diferentes temperaturas máximas na microestrutura dos materiais e, conseqüentemente, nas suas propriedades mecânicas.

A descrição fenomenológica do comportamento dos materiais: (1) liga de alumínio 6063 T6 e (2) aço DP 1000, engloba 4 etapas:

1. Análise de calorimetria DSC ou determinação das temperaturas críticas do aço;
2. Determinação da dureza ou microdureza
3. Determinação das propriedades mecânicas;
4. Derivação de um modelo de material dependente da temperatura.

A caracterização dos materiais permitiu investigar o amaciamento da resistência mecânica providenciado pelo tratamento térmico localizado via radiação laser. Com efeito, numa primeira fase são investigadas as alterações microestruturais em função da temperatura. Para isso, foi realizada uma análise térmica de calorimetria. Esta, através do fluxo de calor possibilitou a estimação de temperaturas máximas adequadas para o tratamento térmico localizado. Por sua vez, a avaliação da modificação de dureza e das propriedades mecânicas, através de tratamento térmico localizado induzido via laser de curta duração, assumiu um carácter decisivo na verificação da possibilidade de expansão dos limites de conformabilidade de componentes com modificação funcional, por intermédio da aplicação da lei constitutiva de *'Hockett-Sherby'*.

A Tabela 17 permite interligar os provetes tratados termicamente com o ensaio a que foram sujeitos.

Tabela 17 - Compilação dos ensaios realizados e seus objetivos principais.

Ensaio	Provete	Objetivo	Figura/Gráfico
Calorimetria	MB	Seleção da gama de temperaturas para TT	Figura 48, Figura 49; Figura 50; Figura 51
	MB;A2;A3;A14;A5;A6;A7;A8; A12;A13;A15;A16;A17	Correlacionar dissolução com prop. mecânicas	Figura 53
Metalografia	S22;S28	Visualizar Fases	Figura 42
Dureza	MB;A1;A4;A9;A10	Amaciamento Material	Gráfico 1
	A4;A13;A15	Amaciamento homogêneo	Gráfico 2
	A1;A4;A9;A10;A13;A15	Homogeneização transversal da temperatura e quantificação da zona de transição	Figura 52
	A1;A4;A9;A10	Envelhecimento natural	Gráfico 3
Microdureza	MB;S25;S31	Amaciamento homogêneo da resistência	Tabela 21
Tração	MB;A2;A3;A5;A6;A7;A8;A11; A12	Propriedades mecânicas em função da temperatura máxima	Gráfico 4 e Gráfico 5
	MB;S2;S3;S5;S6;S8;S9;S11;S12; S14;S15;S17;S18		Gráfico 8 e Gráfico 10
	MB;A5;A6;A13;A14;A15;A16; A17	Prop. mecânicas em função da dimensão da ZTA	Gráfico 6 e Gráfico 7
	MB;S20;S21;S23;S24;S26;S27;S29;S39		Gráfico 11 e Gráfico 12

4.1 Janela de processamento do tratamento térmico localizado

A caracterização dos materiais pretende descrever a interligação entre a temperatura máxima de aquecimento nas zonas termicamente afetadas com o amaciamento das propriedades mecânicas. Com efeito, a primeira tarefa prende-se com a seleção da gama de temperaturas máximas a serem testadas. Na Tabela 18 é apresentada a escolha da gama de temperaturas alvo de tratamento térmico localizado via radiação laser.

No que respeita às ligas de alumínio endurecidas, o capítulo 2.4.2 mostra que a janela de processamento que conduz ao amaciamento da resistência mecânica, compreende temperaturas dos 200 aos 400°C, muito embora exista uma falta de compreensão fundamental dos processos microestruturais em ligas de alumínio *AlMgSi* de endurecimento rápido, devido a tratamento térmico de curta duração [13]. Já para os aços DP, a revisão da literatura sugere a determinação das temperaturas críticas de mudança de fase (capítulo 2.4.1.2.1), para que a temperatura máxima possibilite o revenido da martensite ($T_{Ms} < T_{máx} > T_{Ac1}$) ou o aumento da fração volúmica de ferrite ($T_{Ac1} < T_{máx} > T_{Ac3}$).

Efetuar a caracterização de material para um leque tão abrangente de temperaturas máximas de aquecimento seria demasiada custoso, não só em termos de consumo energético de potência laser, como também em termos de dispêndio de tempo.

Com esse propósito, a gama de temperaturas máximas testadas no tratamento térmico localizado via laser foi encurtada, e os ensaios minimizados tanto quanto possível.

Tabela 18 - Gama de temperaturas estipulada para tratamento térmico localizado.

Material	Gama de temperaturas [°C]
Liga de alumínio 6063 T6	350 - 450
Aço DP 1000	620 - 850

4.1.1 Análise de calorimetria aplicada à liga de alumínio 6063 T6

4.1.1.1 Avaliação das curvas de fluxo de calor

O procedimento de avaliação dos dados de saída da análise de calorimetria é evidenciado na Figura 48. O fluxo de calor fornecido pelo processo tem em consideração os efeitos e interação entre o próprio equipamento e a amostra; daí que seja necessário o ajuste da denominada linha de base, usando os valores do fluxo de calor fornecidos.

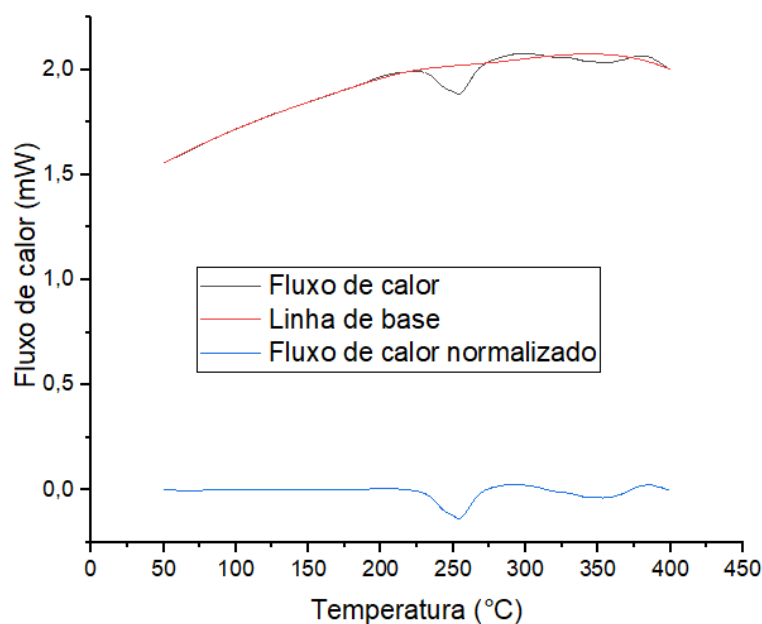


Figura 48 - Tratamento de dados de obtenção da curva de fluxo de calor normalizada DSC para a liga de alumínio 6063 T6.

De seguida, com o intuito de obter a variação do fluxo de calor normalizada em função da temperatura, subtraiu-se a curva de fluxo de calor da amostra pela curva de fluxo de calor da linha de base. Assim, os efeitos do equipamento na extração de resultados são mitigados.

4.1.1.2 Curva do calor específico e definição de início e término das reações químicas

O tratamento de dados através da variável capacidade de calor específico fornece vantagens consideráveis na caracterização de ligeiras reações de dissolução e precipitação, ao invés do fluxo de calor. Com efeito, a geração de diagramas de dissolução de aquecimento contínuo é baseada na interpretação de curvas de aquecimento: calor específico em função da temperatura.

A expressão (2) foi utilizada para o cálculo do calor específico e é apresentada de seguida:

$$c_p [J(g \cdot K)^{-1}] = \frac{\dot{Q}_{amostra} - \dot{Q}_{linha\ base}}{m \cdot \beta} \quad (2)$$

Assim sendo, através da análise da curva do calor específico em função da temperatura é possível determinar as temperaturas de início e término das reações exotérmicas e endotérmicas, Figura 49. A temperatura inicial, T_i , corresponde ao começo da primeira reação, e a temperatura final, T_f , ao término da última reação. As temperaturas dos picos individuais, $T_{início}^{origem}$, são simplificações e ajudam a particularizar as reações de dissolução e precipitação.

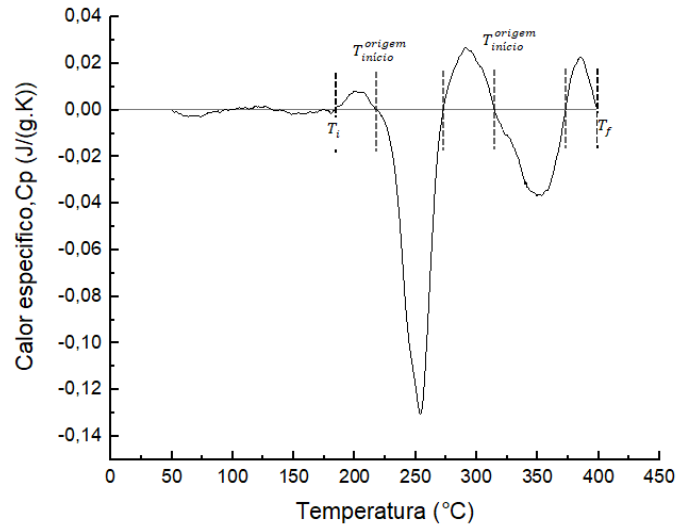


Figura 49 - Separação dos picos individuais e definição das temperaturas de início e término para a liga de alumínio 6063 T6 aquecida a 0,09 K/s.

No geral, energia deve ser fornecida caso as ligações químicas se dissociarem, tal refere-se às reações endotérmicas. Todavia, reações exotérmicas exibem liberação de energia e indicam que novas ligações químicas devem formar-se. Aplicando estes conceitos energéticos à análise de calorimetria de ligas de alumínio endurecidas, a solubilização de partículas corresponde a reações endotérmicas, desvios que excedem positivamente o zero (origem); enquanto a precipitação manifesta-se em reações exotérmicas, desvios negativos em relação à origem. A Figura 50 permite identificar e particularizar essas mesmas reações.

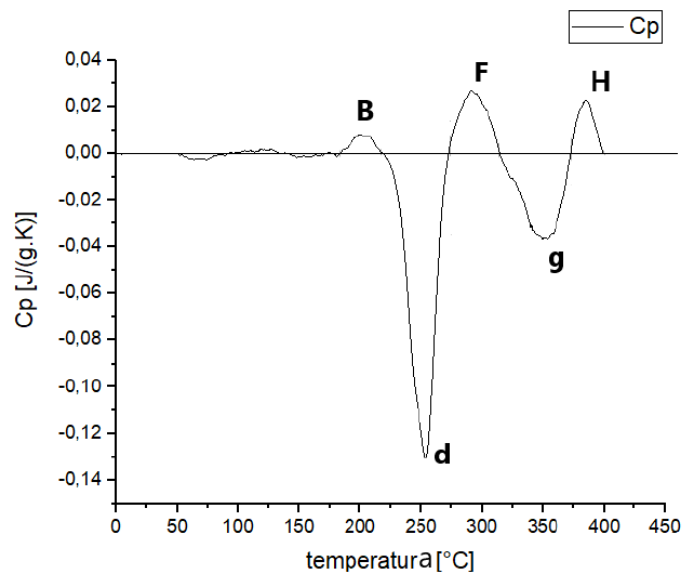


Figura 50 - Curvas de aquecimento contínuo DSC a 0,09 K/s para a liga de alumínio 6063 T6.

Deste modo, a curva obtida demonstra a complexidade de alternância de reações exotérmicas e endotérmicas, motivadas pela sequência de precipitação. Foram identificadas 3 reações de dissolução (B, F e H) e 2 de precipitação (d e g).

A curva do calor específico da liga de alumínio 6063 T6 apresenta uma evolução bastante similar à obtida para a liga de alumínio EN AW-6005 A T6 no artigo escrito por *Osten et al.* [38] a uma taxa de aquecimento de 0,05 K/s. Ao contrário do que seria expectável na condição T4, em ligas de alumínio com tratamento térmico T6, o primeiro pico claramente observado, pico B, corresponde a uma reação endotérmica, tal deve-se ao facto de as zonas GP e β'' terem sido previamente precipitadas na condição T6. Este pico B é então interpretado como a dissolução dessas partículas segundo *Osten et al.* [38]. O pico seguinte, d, é frequentemente compreendido como a precipitação da fase β' . Por sua vez, o pico F corresponde à dissolução da fase precursora β' . O subsequente pico g representa a precipitação da fase de equilíbrio β (Mg_2Si). Por fim, o pico H diz respeito à dissolução de todas as restantes fases, predominantemente a fase de equilíbrio β (Mg_2Si). Na Tabela 19 sintetiza-se a informação retirada da análise da curva do calor específico, bem como a previsão da gama de temperaturas a que as reações de precipitação/dissolução ocorrem para tratamentos térmicos a taxas de aquecimento elevadas, como a laser.

Tabela 19 – Previsão da gama de temperaturas a que ocorrem os fenómenos de dissolução/precipitação para várias taxas de aquecimento.

Pico	Reação	Fenómeno	Análise DSC a 0,09 K/s		Estimativa a 10 - 40 K/s	
			Temperatura início (°C)	Temperatura final (°C)	Temperatura início (°C)	Temperatura final (°C)
B	Endotérmica	Dissolução zonas GP e fase β''	192	223	(249 – 265)	(313 – 338)
d	Exotérmica	Precipitação da fase β'	223	275	(313 – 338)	(365 – 389)
F	Endotérmica	Dissolução da fase β'	275	318	(365 – 389)	(430 – 463)
g	Exotérmica	Precipitação da fase β	318	378	(430 – 463)	(507 – 540)
H	Endotérmica	Dissolução das fases	378		(507 – 540)	

4.1.1.3 Diagramas de dissolução de aquecimento contínuo

A interpretação da curva do calor específico obtida através da análise de calorimetria DSC para a liga de alumínio 6063 T6 a $0,09\text{ K/s}$ permitiu a identificação dos fenómenos de dissolução e precipitação de fases. Contudo, como exposto no capítulo 3.5.1, estas reações tendem a ocorrer a mais altas temperaturas, quanto maior for a taxa de aquecimento. Esta foi uma das conclusões do estudo efetuado por *Osten et al.* [38].

Sendo assim, os autores procederam à criação dos denominados diagramas de dissolução de aquecimento contínuo, nos quais através da temperatura de início e término de cada pico identificado, estabeleceram uma relação entre o aumento da taxa de aquecimento e a temperatura de início e fim dos fenómenos de dissolução e precipitação.

Com base nos diagramas desenvolvidos por *Osten et al.* [38] para a liga de alumínio 6005 T6 foi possível a determinação da janela de processamento, ver Figura 51, que consiste na seleção de uma gama de temperaturas, em que é previsível o amaciamento do material. Este raciocínio foi empregue por *Fröck et al.* [37] para a liga de alumínio 6060 T4.

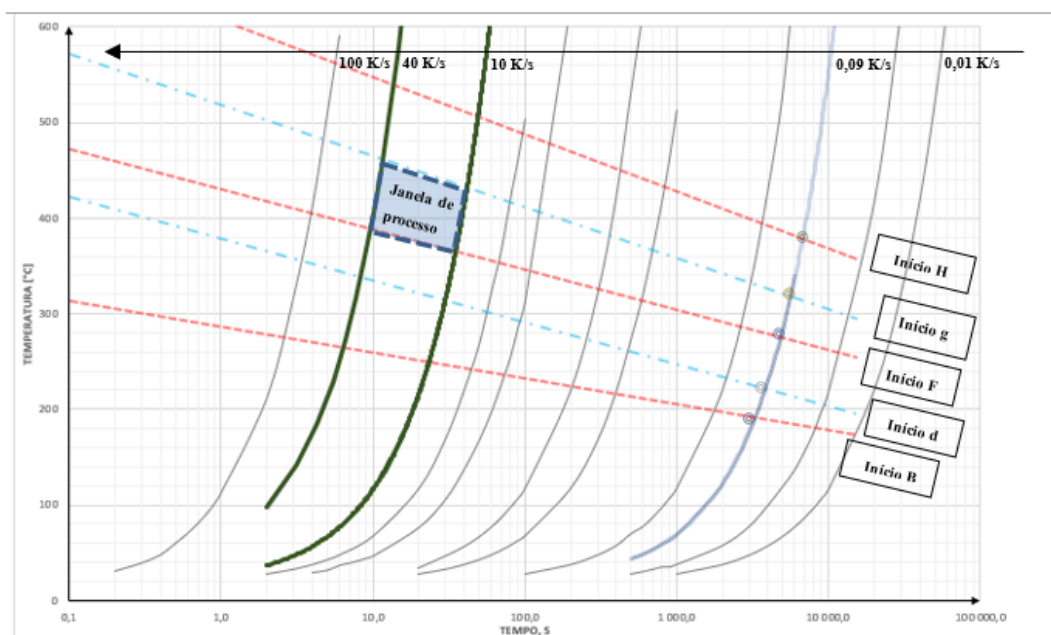


Figura 51 - Diagrama de dissolução contínuo de aquecimento para a liga de alumínio 6063 T6 e identificação da janela de processo para o TTL.

As temperaturas de interesse correspondem àquelas em que ocorre dissolução de partículas na matriz de alumínio. Consequentemente, a reação endotérmica associada ao pico F, que apresenta a maior entalpia e, portanto, maior capacidade de dissolução, é aquela que se pretende captar aquando do aquecimento no tratamento térmico localizado. Além disso, prevê-se que os precipitados coerentes e

semi-coerentes β' e β'' estejam dissolvidos e, assim, o amaciamento da resistência mecânica do material é atingido.

Após identificação da gama de temperaturas a que ocorre a dissolução da fase β' , é necessário antever a taxa de aquecimento que o laser de diodo LM100 permite obter. Sendo assim, após testes preliminares de tratamento térmico localizado em amostras de liga de alumínio 6063 T6, a taxa de aquecimento máxima varia sensivelmente entre os 10 e os 40 K/s. Deste modo, foi possível estimar a gama de temperaturas em que é previsível a dissolução dos aglomerados β' , identificados na Tabela 19 e visualizados na Figura 51.

Com efeito, a denominada janela de processamento foi definida entre os 350 e os 450°C, que compreende as temperaturas expectáveis de ocorrência da reação F para as taxas de aquecimento 10 - 40 K/s.

As linhas de tendência de cada reação foram elaboradas de acordo com a análise DSC efetuada para a liga de alumínio 6005 T6 por *Osten et al.* [38], sendo que a %global de partículas MgSi é relativamente superior. A explicação detalhada do processo de formação das linhas de tendência de cada reação é dada no Anexo C.

4.1.2 Temperaturas críticas do aço DP 1000

As mudanças de fase nos aços DP podem ser estimadas recorrendo às denominadas temperaturas críticas. De entre as opções disponíveis para a sua determinação, optou-se pelas fórmulas empíricas, nomeadamente a fórmula empírica de *Andrews* [50].

Assim sendo, a temperatura inicial de transformação de martensite, T_{Ms} , e as temperaturas críticas de transformação da fase austenítica, T_{Ac1} e T_{Ac3} foram calculadas de acordo com a expressão(3), (4) e (5):

$$\begin{aligned} T_{Ms} \text{ [}^\circ\text{C]} \\ = 561 - 474 \times C(\text{wt}\%) - 33 \times Mn(\text{wt}\%) - 17 \times Ni(\text{wt}\%) \\ - 17 \times Cr(\text{wt}\%) - 21 \times Mo(\text{wt}\%) = \mathbf{419} \text{ }^\circ\text{C [50]} \end{aligned} \quad (3)$$

$$\begin{aligned} T_{Ac1} \text{ [}^\circ\text{C]} \\ = 742 - 29 \times C(\text{wt}\%) - 14 \times Mn(\text{wt}\%) + 13 \times Si(\text{wt}\%) + 16 \times Cr(\text{wt}\%) \\ - 17 \times Ni(\text{wt}\%) - 16 \times Mo(\text{wt}\%) + 45 \times V(\text{wt}\%) + 36 \times Co(\text{wt}\%) \\ = \mathbf{710} \text{ }^\circ\text{C [51]} \end{aligned} \quad (4)$$

$$\begin{aligned} T_{Ac3} \text{ [}^\circ\text{C]} \\ = 925 - 219 \times \sqrt{C(\text{wt}\%)} - 7 \times Mn(\text{wt}\%) + 39 \times Si(\text{wt}\%) \\ - 16 \times Ni(\text{wt}\%) + 13 \times Mo(\text{wt}\%) + 97 \times V(\text{wt}\%) = \mathbf{864} \text{ }^\circ\text{C [51]} \end{aligned} \quad (5)$$

Como descrito no capítulo 2.4.1.2.1 , prevê-se que a partir de T_{Ms} ocorra o revemido da martensite, sendo que o aumento máximo da ductilidade esperado, de acordo com a Tabela 6 situa-se entre T_{Ac1} e T_{Ac3} , devido ao aumento da fração volúmica de ferrite. Deste modo, a gama de temperaturas máximas testadas foi abrangente e procurou compreender temperaturas desde: $T_{m\acute{a}x} < T_{Ac1}$ e $T_{Ac1} < T_{m\acute{a}x} < T_{Ac3}$.

4.2 Ensaios de dureza – Princípios e resultados para a liga de alumínio 6063 T6

Sendo o tratamento térmico localizado via laser de curta duração, o amaciamento do material não é estável. Além disso, pode ser temporariamente limitado [23]. Tendo isso em conta, as indentações foram realizadas cerca de 4 horas após o tratamento térmico.

A dureza é considerada um parâmetro representativo da resistência do material, pelo que permitiu, em primeira instância, comprovar e quantificar o amaciamento do material após o tratamento térmico localizado.

Numa primeira abordagem, optou-se por constatar o amaciamento do material na zona em que o feixe de laser incidiu. De seguida, inferiu-se acerca da homogeneização da temperatura e, conseqüentemente da redução de dureza nas zonas termicamente afetadas. Por fim, surgiu a necessidade de quantificar, delimitar e avaliar a zona de transição. Esta deve ser minimizada para efeitos de aplicação do tratamento térmico localizado em componentes embutidos. Numa visão global, o objetivo passa por restringir o tratamento térmico localizado unicamente nas zonas termicamente estipuladas para o efeito.

4.2.1 Influência da temperatura máxima na dureza

As medições de dureza, efetuadas 4 horas após o tratamento térmico localizado, em provetes cuja velocidade de avanço do feixe de laser foi de 0 m/s , permitiu observar a evolução da dureza em função da temperatura máxima do aquecimento na zona central de incidência do feixe de laser, ver Gráfico 1. A taxa de aquecimento nestas amostras foi sensivelmente de $27\text{ K/s} \pm 15$, sendo que a dureza do material de base é de 95 HV. Desde logo se constata que o tratamento térmico via radiação laser, amacia o material.

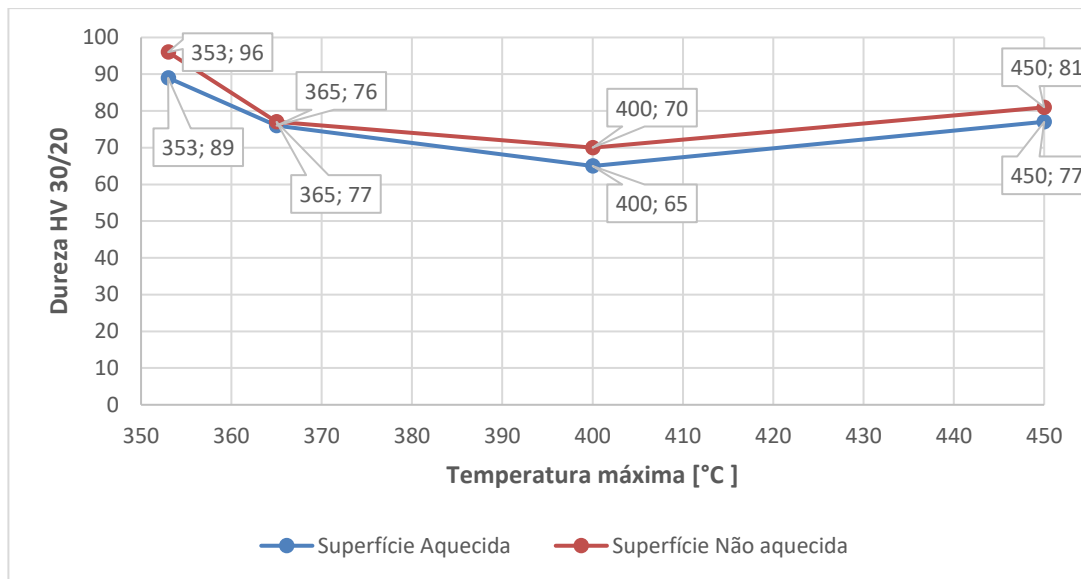


Gráfico 1 - Dureza Vickers em função da temperatura máxima no ponto central de incidência do feixe de laser.

Como evidenciado, a dureza varia consideravelmente consoante a temperatura máxima. O seu valor mínimo de 65 HV 30/20 foi atingido aos 400°C, menos 32 % relativamente à dureza do material de base

Deste modo, constata-se a relação existente entre o aumento de temperatura e o amaciamento da dureza, sendo o laser LM100 efetivo no amaciamento do material entre 365 – 450°C, muito embora a redução máxima se verifique aos 400°C. Pelo contrário, a aproximadamente 353°C a redução de dureza é insignificante.

Com efeito, conclui-se que o laser é efetivo no amaciamento localizado do material na zona central de incidência do feixe de laser. Além disso, pode-se inferir que nessa zona a radiação afetou toda a espessura do provete, dado que os valores de dureza de ambas as superfícies se aproximam.

4.2.2 Evolução longitudinal da dureza de acordo com a dimensão da ZTA

Constatado o efeito positivo do tratamento térmico localizado via laser de curta duração na diminuição da dureza, o Gráfico 2 permite averiguar se este é eficaz na homogeneização longitudinal da temperatura. No eixo das abcissas, 0 corresponde ao centro geométrico do provete, o seu desvio negativo a aproximação ao início de incidência do feixe de laser, e o desvio positivo varrimento em direção ao término do aquecimento, de acordo com a Figura 35.

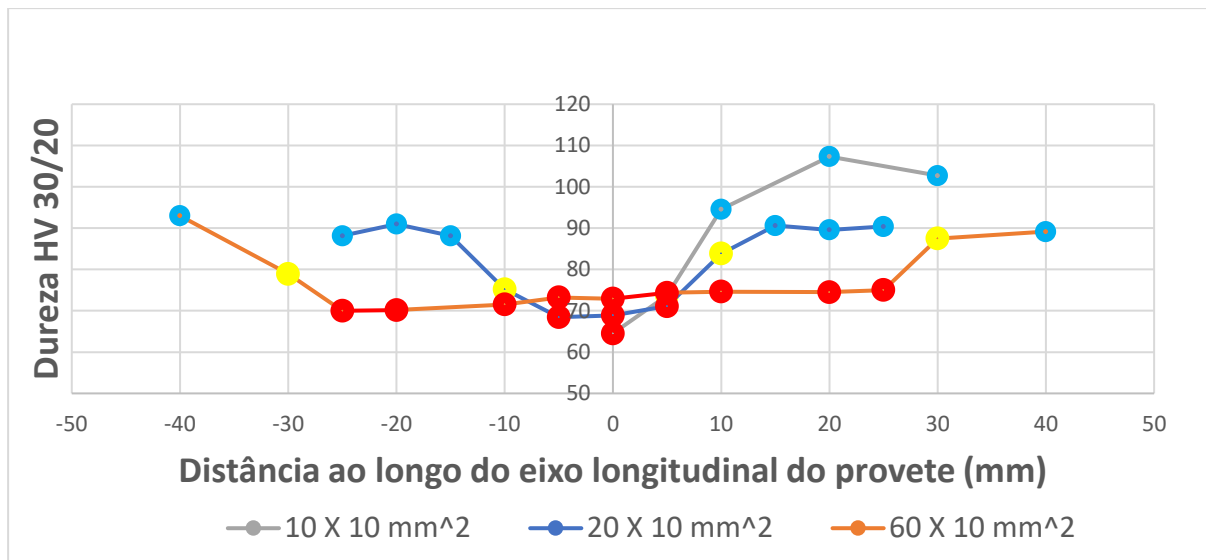


Gráfico 2 - Evolução da dureza, na superfície exposta à radiação, ao longo do eixo longitudinal do provete, consoante a dimensão da zona termicamente afetada para $T_{máx} = 400^{\circ}\text{C}$.

Efetivamente, a radiação laser influencia o material na ZTA. Os pontos assinalados a vermelho, correspondentes à zona central de incidência do feixe de laser, caracterizam-se por um abaixamento uniforme da dureza, independentemente da dimensão da ZTA. Por consequência, verifica-se que o material apresenta, devido à homogeneização da temperatura na superfície aquecida, resistência mecânica variável ao longo do seu comprimento longitudinal, entre área isenta e sujeita a tratamento térmico.

Além disso, constatou-se para os provetes com movimento linear do feixe de laser, que no início do varrimento a zona de transição é menos abrupta, que no término do movimento do feixe de laser; tal facto explica-se devido ao maior tempo de incidência inicial no primeiro ponto afetado termicamente.

De facto, a taxa de aquecimento apresenta uma influência nos resultados obtidos, já que o valor da dureza mínimo ocorreu no provete A4, laser sem movimento de avanço, devido à menor taxa de aquecimento. Todavia a taxa de aquecimento deve ser o maior possível para que a zona de transição seja o mais abrupta possível.

Por fim, de salientar que os pontos alaranjados, referentes aos pontos finais de incidência do feixe de laser não são afetados da mesma forma que os pontos centrais de incidência do feixe de laser. Isto porque, a distribuição de potência do feixe de laser não é uniforme ao longo da sua extensão radial, mas mais potente no seu centro (tipo de distribuição de potência gaussiana, Figura 15).

4.2.3 Homogeneização da dureza ao longo da espessura e zona de transição

As indentações efetuadas aos 6 provetes de alumínio permitem, neste momento, averiguar a homogeneização ao longo da espessura da temperatura, através da medição de dureza na superfície não exposta ao feixe de laser. Além disso, a zona de transição, deve ser estimada.

Nos gráficos da Figura 52, a zona sombreada a verde corresponde a medições de pontos nos quais o ponto central do feixe de laser incidiu; enquanto a amarelo a zona de transição, definida a uma distância de 5 mm do ponto final de incidência, como explicado na Figura 44.

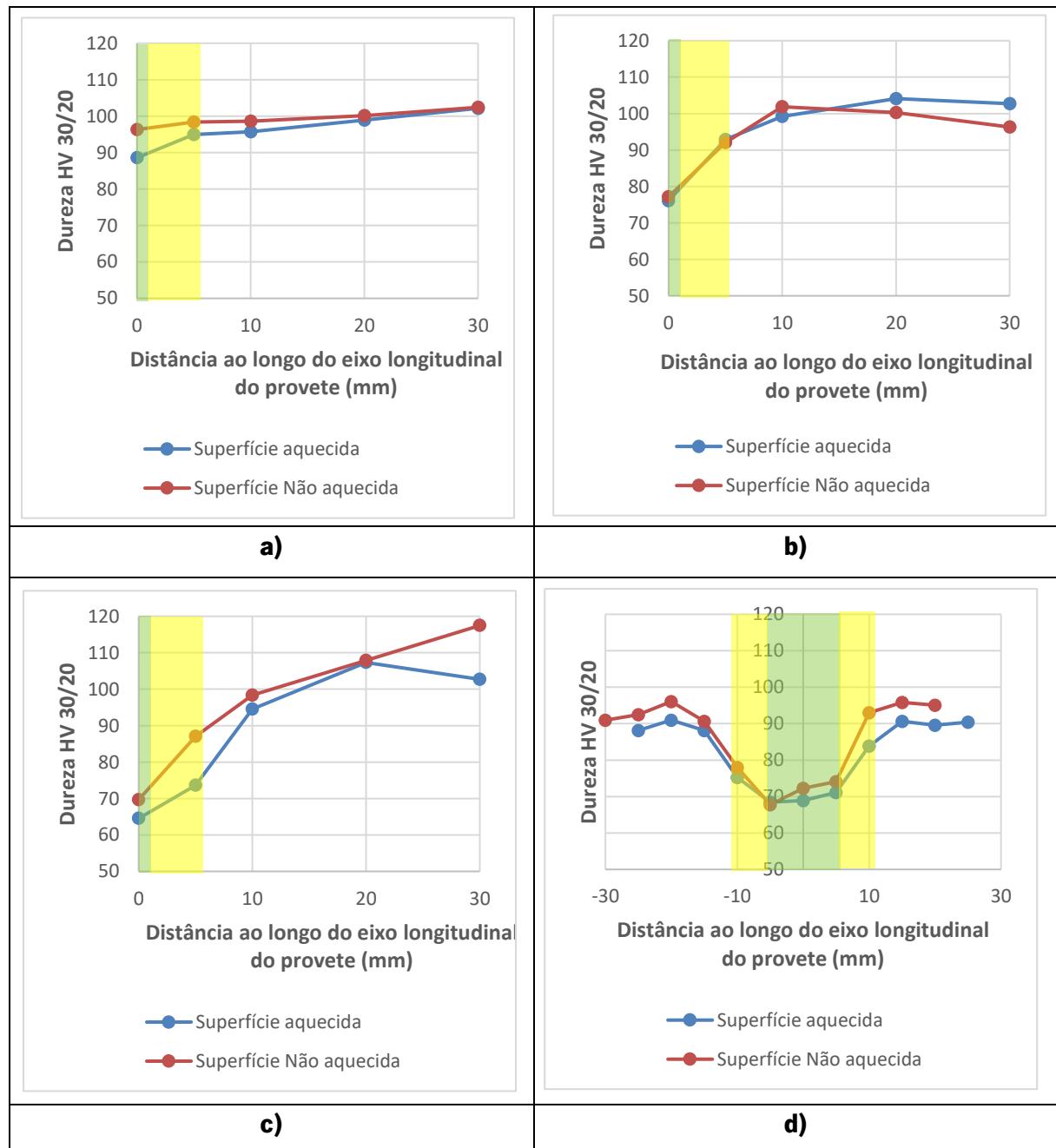


Figura 52 - Compilação da evolução da dureza na superfície exposta à radiação laser e não exposta, para os provetes: a) A1 (353°C); b) A9 (365°C); c) A4 (400°C); d) A13 (400°C); e) A15 (400°C); f) A10 (450°C).

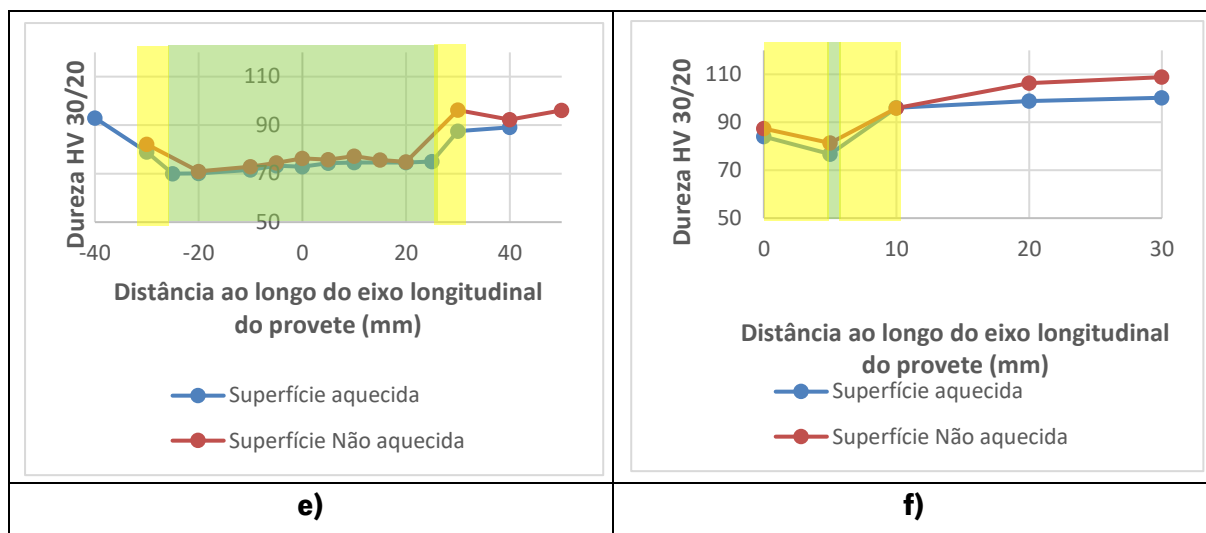


Figura 52 - Compilação da evolução da dureza na superfície exposta à radiação laser e não exposta, para os provetes: a) A1 (353°C); b) A9 (365°C); c) A4 (400°C); d) A13 (400°C); e) A15 (400°C); f) A10 (450°C).

Atente-se à tendência da evolução das medições da dureza nas superfícies aquecidas (diretamente expostas ao laser), bem como nas superfícies indiretamente afetadas pelo laser. Para todas as temperaturas e dimensões das ZTAs testadas, as curvas seguem tendências similares. Assim sendo, o laser conseguiu afetar toda a espessura do provete, muito devido à elevada condutividade térmica do material, a diferença máxima de apenas 7% entre superfície aquecida e não aquecida aconteceu no provete A4. De realçar que, à temperatura de 353°C não ocorrem variações significativas, sendo um indicador da incapacidade de amaciamento da liga de alumínio a esta temperatura.

Além disso, este gráfico permite inferir acerca da zona de transição entre tratamento térmico e material de base, extremamente importante para a conformação de chapas com modificação funcional. Como a temperatura reduz drasticamente, as propriedades mecânicas alteram-se igualmente. Fornecendo pouca conformabilidade, a zona de transição pode incorporar um elevado risco de fratura [23]. Com o objetivo de expandir a conformabilidade, esta zona de transição deve ser contida. Neste contexto, procura-se uma zona de transição o mais brusca e acentuada possível.

A Tabela 20 permite quantificar a variação da dureza entre zonas com TT e isentas. Para temperaturas máximas superiores a 353°C, a variação mínima nos 10 mm que se estendem desde o ponto final central de incidência do feixe de laser foi de 25%. Assume-se este valor como satisfatório, já que a dureza do material de base é recuperada e, em alguns casos ultrapassada.

Tabela 20 - Análise comparativa da extensão da zona de transição consoante a temperatura máxima e a dimensão da ZTA.

Provete:	Valor dureza:			Variação % da zona de transição
	Ponto final central de incidência (ponto 1)	Ponto final de incidência (ponto 2)	Ponto 3	
A1 (353°C)	89	95	96	+8%
A9 (365°C)	76	93	99	+30%
A4 (400°C)	65	74	95	+46%
A15 (400°C)	71	84	91	+28%
A10 (450°C)	77	96	99	+25%

4.2.4 Janela temporal para conformação plástica

Como descrito no capítulo 2.4.2.1, o envelhecimento natural é um fenómeno que deve ser tido em conta para posteriores etapas de conformação.

Sendo assim, a recuperação da resistência mecânica foi averiguada por intermédio de ensaios de dureza para a liga de alumínio 6063 T6, no ponto central de incidência do feixe de laser. As medições foram plotadas em função da temperatura máxima.

Como evidenciado no Gráfico 3, a dureza varia ligeiramente nos 4 dias subsequentes ao tratamento térmico. O aumento mais significativo ocorre para a temperatura máxima de 450°C, de cerca de 19%, pelo contrário, a 380°C a variação é de apenas +6%. Ou seja, quanto maior a temperatura máxima, maior o número de aglomerados de *MgSi* dissolvidos na matriz de alumínio e, assim, maior a sua capacidade de precipitação à temperatura ambiente.

De acordo com os resultados obtidos, o envelhecimento natural assume um papel relevante para aplicação em subseqüentes etapas de conformação: o componente deve ser conformado logo após o tratamento térmico localizado, para que a recuperação da resistência mecânica da chapa não comprometa o processo de deformação plástica.

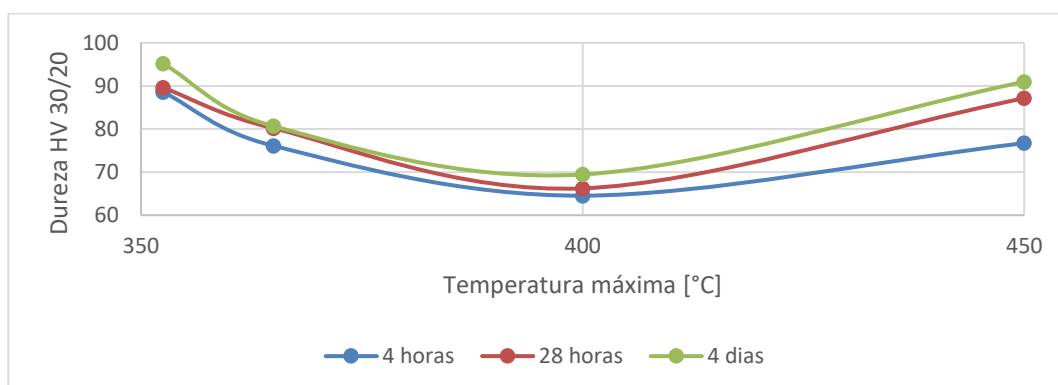


Gráfico 3 - Evolução do envelhecimento natural desde 4 horas até 4 dias após o tratamento térmico localizado.

4.2.5 Análise global aos resultados da dureza

No que respeita às propriedades mecânicas representadas pela distribuição da dureza, a estratégia adotada: laser parado ou trajetória linear a velocidade constante; revela-se uma abordagem acertada com o objetivo de amaciamento do material na zona central de incidência do feixe de laser.

No que concerne, quer à homogeneização longitudinal, como ao longo da espessura dos provetes, o laser é efetivo, muito devido à elevada condutibilidade térmica do material. Quanto à zona de transição, esta é observada, apesar de ser desejável que seja mais bem definida e mais abrupta.

O dado mais preocupante prende-se com a incapacidade de distribuição de energia por parte do laser em toda a zona em que incide (apesar da elevada condutibilidade térmica do material), isto é, as medições mostram que o centro do feixe de laser emite mais potência que o seu perímetro: no provete A10 a diferença é de 25 %.

De acordo com os requerimentos exigidos para adoção em chapas customizadas (THTB), o laser adotado LM100 pode ser empregue. No entanto aconselha-se que o diâmetro estipulado seja reduzido e inferior aos 10 *mm* adotados, isto devido à distribuição de potência não uniforme por parte do feixe de laser na área em que incide. A taxa de aquecimento, embora elevada, fica aquém da verificada por outros autores; conseqüentemente, a taxa de aquecimento mais baixa apesar de favorecer o amaciamento, suaviza a zona de transição. Sendo que, a zona de transição deve ser o mais abrupta possível em aplicações de chapas com modificação funcional.

Com efeito, a diminuição do feixe de laser, aumenta a taxa de aquecimento e, assim, é expectável que a zona de transição seja mais pronunciada.

4.3 Ensaios de microdureza ao aço DP 1000

Os ensaios de microdureza foram realizados tendo em conta o facto de as indentações obtidas no aço DP 1000 não preencherem os requisitos estabelecidos para a medição das diagonais.

Com efeito, o principal objetivo destes ensaios foi atestar não só o amaciamento da dureza providenciado pelo tratamento térmico, como também aferir conclusões acerca da homogeneização longitudinal e ao longo da espessura da temperatura nos provetes, através dos valores de microdureza obtidos. Os provetes escolhidos para esta análise foram tratados termicamente ao longo de um comprimento de 60 *mm*.

4.3.1 Análise de resultados

A Tabela 21 elenca os resultados obtidos através das medições de microdureza. Desde logo, os resultados sustentam o revenido da martensite à temperatura de 850°C. Na superfície exposta à radiação, o decréscimo de dureza é de 25 %. Por seu turno, a 650°C a variação é insignificante e de apenas 8 % comparativamente à dureza do aço DP 1000.

Tabela 21 - Compilação das medições microdureza efetuadas a 650 e 850°C.

Provete	Zona	Microdureza Vickers 0,1/15											
		Zona 0				Zona 1				Zona 2			
		A	B	C	Média	A	B	C	Média	A	B	C	Média
S25 (650°C)	A	340	314	323	326	335	316	333	328	355	328	340	341
	B	333	328	340	334	333	328	328	330	347	323	342	337
	C	348	323	355	342	333	328	330	330	345	342	350	346
		A	B	C	Média	A	B	C	Média	A	B	C	Média
S31 (850°C)	A	274	260	264	266	284	278	282	281	340	340	350	343
	B	272	262	264	266	284	274	278	279	337	337	347	340
	C	266	271	274	270	295	278	285	286	358	342	353	351
Aço DP 1000		355 HV 0,1/15											

No que concerne à homogeneização ao longo da espessura da temperatura, constata-se que, independentemente da localização longitudinal ao longo dos 60 *mm* termicamente afetados, a diferença observada entre superfície exposta à radiação e superfície indiretamente afetada é muito reduzida. A diferença maior ocorreu na zona 0 a 650°C e foi de apenas 5%. Já a 850°C, a diferença máxima foi de 3% na zona final de incidência do feixe de laser.

Com efeito, independentemente da temperatura máxima, a radiação laser permitiu a transmissão de calor por toda a espessura do provete.

Relativamente à homogeneização longitudinal da temperatura, esta não foi atingida. Particularmente a 850°C, no qual se verifica a recuperação total da dureza entre a zona inicial de incidência do laser e a zona de término do tratamento térmico. Deste modo, o tempo de incidência do feixe de laser é um parâmetro essencial, pelo menos para tratamentos térmicos a aços DP nesta máquina de laser de diodo. O aumento do tempo de aquecimento, ou seja, a menor taxa de aquecimento, favorece o revenido da martensite e, assim, o amaciamento da resistência mecânica do material.

Estes resultados, sobretudo aos 650°C, podem sugerir uma das seguintes hipóteses:

1. Fração volúmica de martensite reduzida: como a temperatura de 650°C é superior à T_{Ms} , então seria expectável, de acordo com o capítulo 2.4.1.2.1 o revenido da martensite e, conseqüentemente, amaciamento da resistência mecânica;
2. Taxa de arrefecimento demasiado elevada: como exposto na Tabela 2 e Tabela 4 o baixo diâmetro do feixe de laser, e por sua vez, alta taxa de aquecimento, tem como consequência uma elevada taxa de arrefecimento. Em termos microestruturais, uma menor quantidade de austenite é formada durante o aquecimento, e de seguida, o arrefecimento rápido não favorece a sua transformação em ferrite;
3. Alto teor de cromo do material: tem como consequência o aumento da taxa de arrefecimento crítica, ou seja, a taxa de arrefecimento deve ser o mais reduzida possível para que dê o revenido da martensite.

4.4 Propriedades mecânicas em função da temperatura máxima

A caracterização de material, através da determinação das propriedades mecânicas, nomeadamente tensão de cedência, tensão de rotura e alongamento após rotura assume um papel extremamente relevante na procura de estabelecer correlações entre a temperatura máxima do tratamento térmico e o comportamento mecânico do material.

4.4.1 Liga de alumínio 6063 T6

4.4.1.1 Propriedades mecânicas em função da temperatura máxima

Como descrito na Tabela 18, a gama de temperaturas selecionadas para efeitos de caracterização de material da liga de alumínio compreende os seguintes valores: 353 – 450°C.

O Gráfico 4 apresenta as curvas tensão - deformação de engenharia obtidas através dos ensaios de tração para os provetes tratados termicamente na área de 10 x 10 mm^2 (exceção feita à temperatura máxima de 450°C, ver Tabela 13). Estes permitiram estabelecer correlações entre a temperatura máxima de aquecimento e as propriedades mecânicas obtidas, particularmente tensão de cedência e de rotura.

Por sua vez, o Gráfico 5 permite averiguar a evolução das propriedades mecânicas. Os resultados obtidos correlacionam-se com o expectado e, descrito pela análise DSC no capítulo 4.1.1.3 . Para a liga de alumínio 6063 T6, a dissociação do magnésio e silício e, por consequência o amaciamento do material, manifesta-se a partir dos 380°C. Pelo menos a partir da temperatura mencionada, constata-se uma redução gradual quer da tensão de cedência, quer da tensão de rotura. O amaciamento máximo é verificado à temperatura máxima de 425°C, na qual a redução percentual da tensão de cedência e de rotura é de $\Delta\sigma_y = -34\%$ e $\Delta\sigma_u = -31\%$, respetivamente.

Apesar da redução acentuada da resistência do material, o declínio do alongamento após rotura é mais drástico, sendo que tende a estabilizar a 3,5 % a partir dos 400°C.

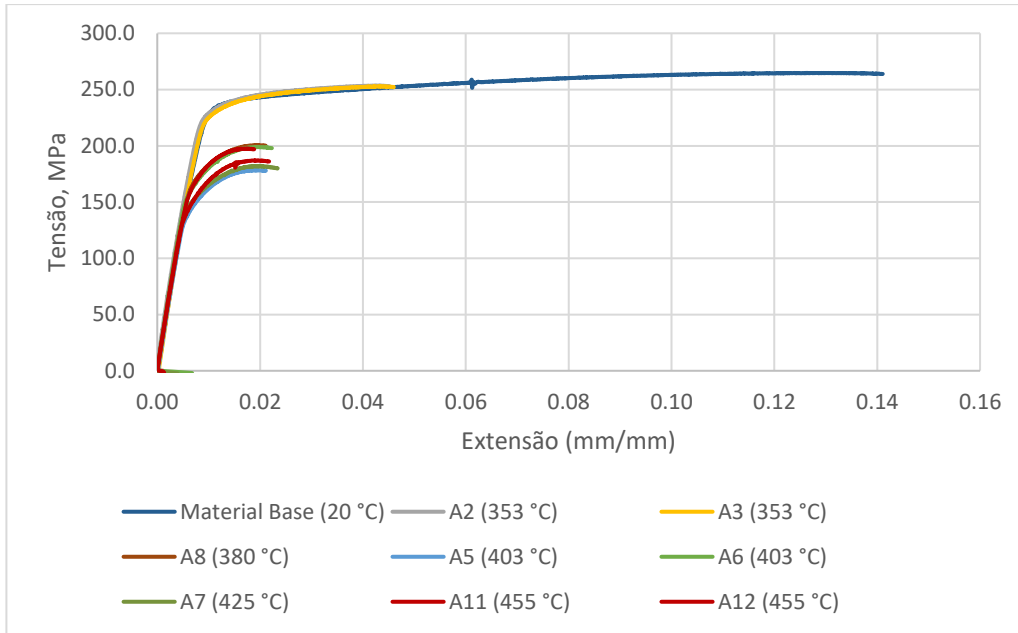


Gráfico 4 - Curvas Tensão vs Deformação para a liga de alumínio 6063 T6 em função da temperatura máxima no tratamento térmico localizado via radiação laser.

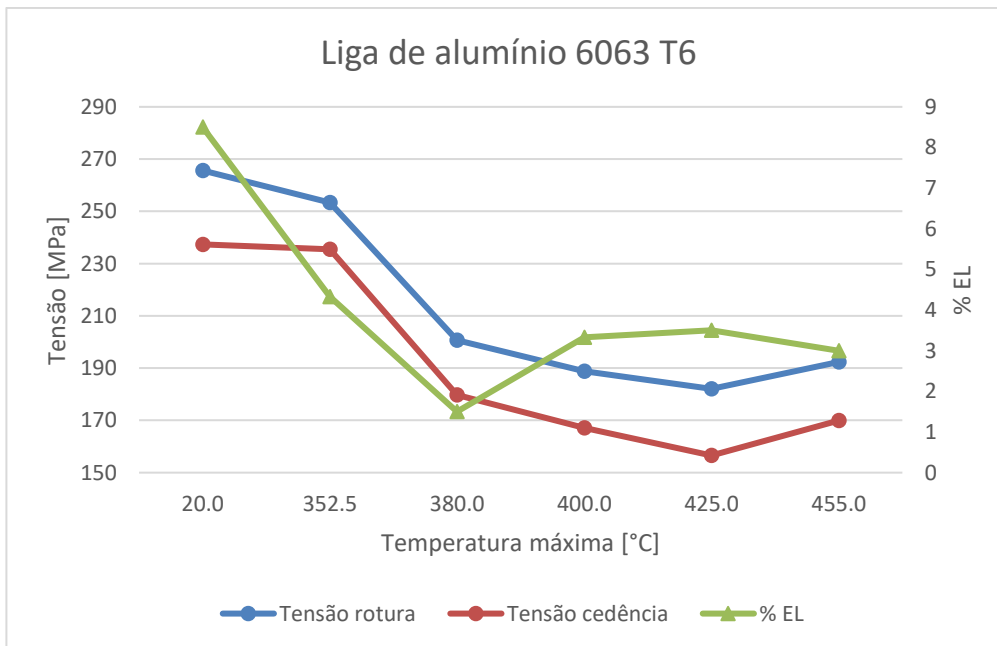


Gráfico 5 - Propriedades mecânicas da liga de alumínio 6063 T6 em função da temperatura máxima no tratamento térmico localizado via laser, taxa de aquecimento de 29 ± 11 K/s.

4.4.1.2 Influência da dimensão da ZTA e taxa de aquecimento na modificação das propriedades mecânicas

Os provetes tratados termicamente, nos quais a estratégia passou pela ausência de movimento de avanço do feixe de laser sugerem o amaciamento do material, por via da redução da tensão de cedência e de rotura. Contudo, constatou-se igualmente, uma diminuição acentuada do alongamento após rotura.

Assim sendo, procurou-se aumentar a dimensão da área termicamente afetada e, deste modo, averiguar a sua influência na modificação das propriedades mecânicas. No Gráfico 6, as curvas tensão - deformação de engenharia, nos quais a temperatura máxima de aquecimento foi de 400°C variando apenas a dimensão da área termicamente afetada; além do aquecimento no forno, à totalidade do provete, com uma baixa taxa de aquecimento.

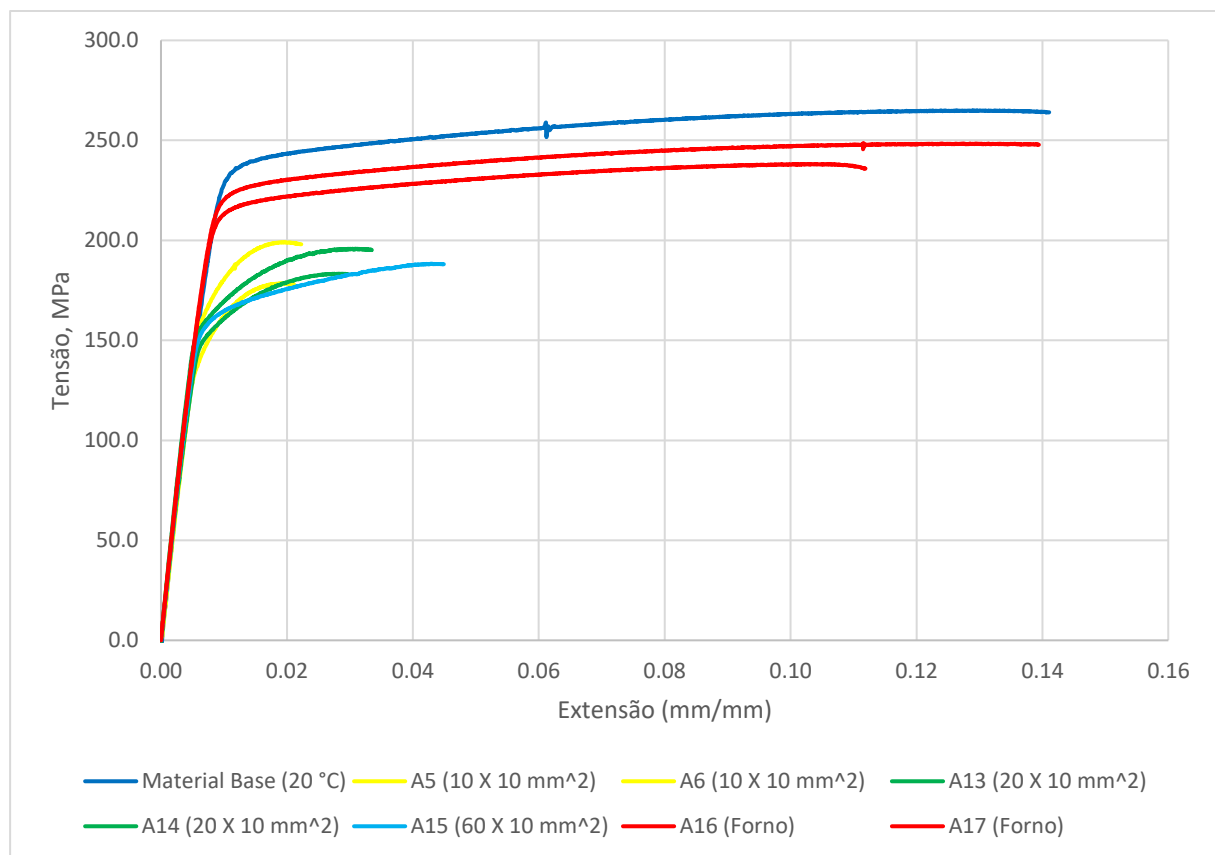


Gráfico 6 - Curvas tensão vs deformação para temperatura máxima no tratamento térmico localizado via laser de 400°C e material de base.

O Gráfico 7, através da comparação das propriedades mecânicas em função da dimensão da área termicamente afetada, permite inferir que a resistência mecânica do material não é afetada pela alteração da estratégia adotada no tratamento térmico localizado via laser. Desde a afetação a

$10 \times 10\text{mm}^2$ até aos $60 \times 10\text{mm}^2$, a variação da tensão de cedência e de rotura é mínima. Por outro lado, verifica-se uma relação diretamente proporcional entre o alongamento após rotura e a dimensão da área termicamente afetada. O aumento da dimensão da área termicamente afetada possibilita que um maior número de partículas de *MgSi* possam ser dissolvidas e, assim, dá-se o aumento da ductilidade do material. Sendo assim, para efeitos futuros a totalidade dos provetes deve ser tratada termicamente, para que a caracterização dos efeitos do TT via laser seja mais fidedigna e o perfil da curva tensão – deformação obtido corresponda aos da ZTAs exclusivamente.

No que concerne ao tratamento térmico realizado à totalidade do provete via forno constata-se que, apesar de o material ser amaciado, a redução da resistência do material é de apenas 8 %, consideravelmente inferior ao amaciamento providenciado via laser. Este dado pode ser explicado pela menor taxa de aquecimento, insuficiente para a dissolução dos aglomerados de *MgSi* à temperatura de 400 °C, como detalhado no próximo sub-capítulo.

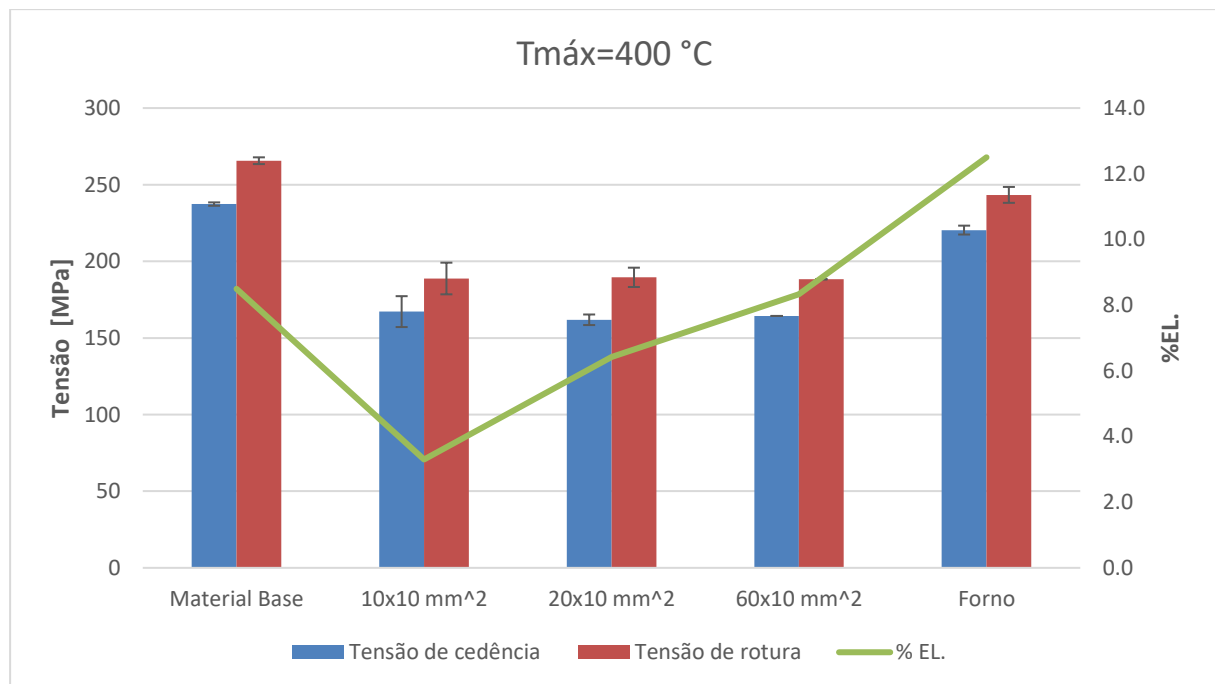


Gráfico 7 - Dimensão da área termicamente afetada e sua influência nas propriedades mecânicas e desvio padrão associado.

4.4.1.3 Correlação entre análise térmica e propriedades mecânicas

Com base na curva DSC registada e nos resultados obtidos dos ensaios de tração em função da temperatura máxima do tratamento térmico localizado foi possível estimar com o devido rigor o efeito dos fenómenos de dissolução e precipitação, que ocorrem ao nível microestrutural, nas modificações das propriedades mecânicas.

Efetivamente, a Figura 53 conjuga o diagrama de dissolução contínuo, apresentada no capítulo 4.1.1.3 , a par da temperatura máxima em função da taxa de aquecimento dos provetes tratados termicamente na gama de temperaturas entre os 353 – 455°C, marcados a verde.

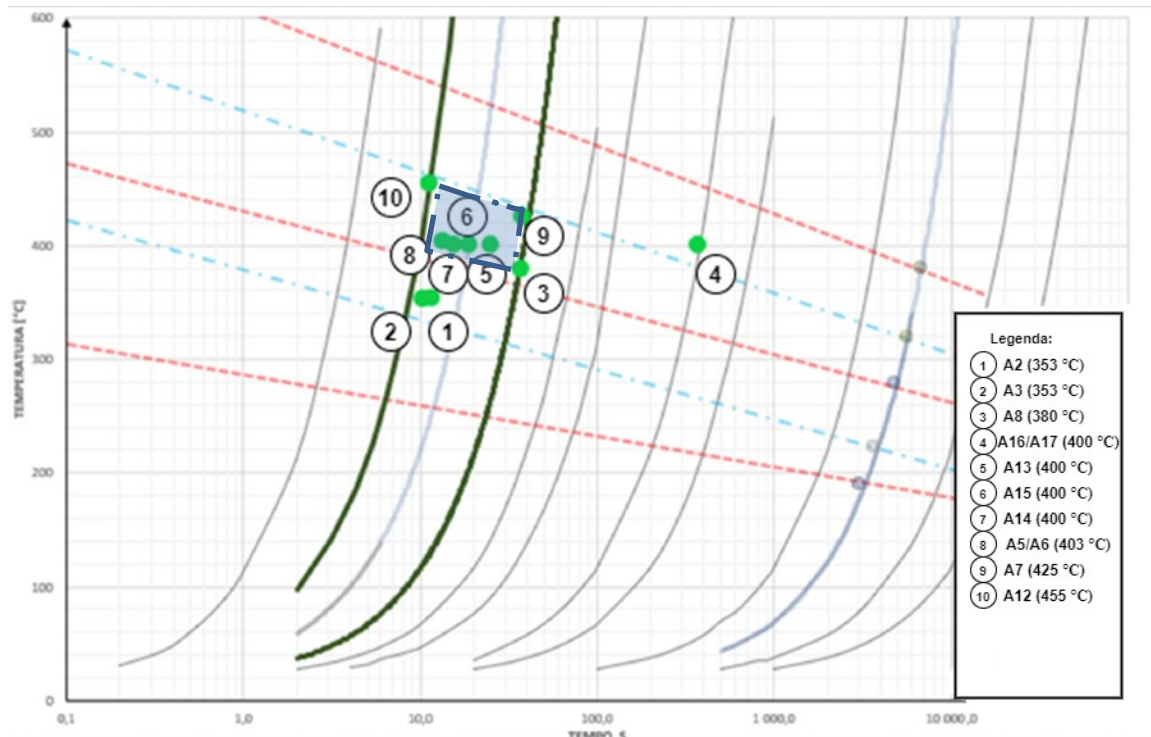


Figura 53 - Diagrama de dissolução contínuo da liga de alumínio 6063 T6 correlacionado com a tensão de cedência e de rotura de provetes testados.

A previsão do diagrama para altas taxas de aquecimento e, conseqüentemente os fenómenos de precipitação e dissolução correlacionam-se com os resultados dos ensaios de tração. À temperatura de 353°C a diminuição das propriedades mecânicas, nomeadamente tensão de cedência e de rotura é mínima, que se correlaciona com a localização dos pontos 1 e 2 da Figura 53: início da precipitação β' , após a dissolução dos aglomerados remanescentes e inerentes à condição de tratamento térmico T6. Assumindo como plausível as linhas orientadoras do início de cada pico, conclui-se que a precipitação β' é forte o suficiente para recuperar grande parte da resistência mecânica do material, perdida pela dissolução dos aglomerados β'' e zonas GP na reação B.

Na ótica da localização da temperatura máxima correspondentes à ocorrência da reação F, caracterizada pela dissolução da fase β' , constatou-se a redução da resistência mecânica do material. O tratamento térmico localizado a 400°C reduz a tensão de cedência e de rotura em 30 e 26 %, respetivamente.

Por sua vez, na gama de temperaturas entre os 430 – 463°C atinge-se o máximo de dissolução de partículas da fase precursora. A partir deste momento seria expectável uma recuperação da resistência mecânica, devido à precipitação associada à reação g. Assim, a 455°C verifica-se uma subida de 8 e 6 % na tensão de cedência e de rotura, respetivamente e relativamente à temperatura máxima de 425°C.

Por último, o ponto 4 refere-se ao tratamento térmico realizado no forno; neste caso a redução da resistência mecânica foi mínima, sendo que a Figura 53 sugere a precipitação da fase de equilíbrio β (Mg_2Si). Assim, para que o amaciamento da resistência mecânica seja alcançado, além da influência da temperatura máxima, corrobora-se que a variação da taxa de aquecimento altera as temperaturas máximas de interesse e, assim, a janela de processamento.

4.4.2 Aço DP 1000

4.4.2.1 Propriedades mecânicas em função da temperatura máxima

O Gráfico 8 fornece uma visão geral das curvas tensão - deformação de engenharia obtidas para a gama de temperaturas selecionada. São visualizadas todas as curvas testadas seguindo a estratégia de laser parado, na ausência de movimento de avanço.

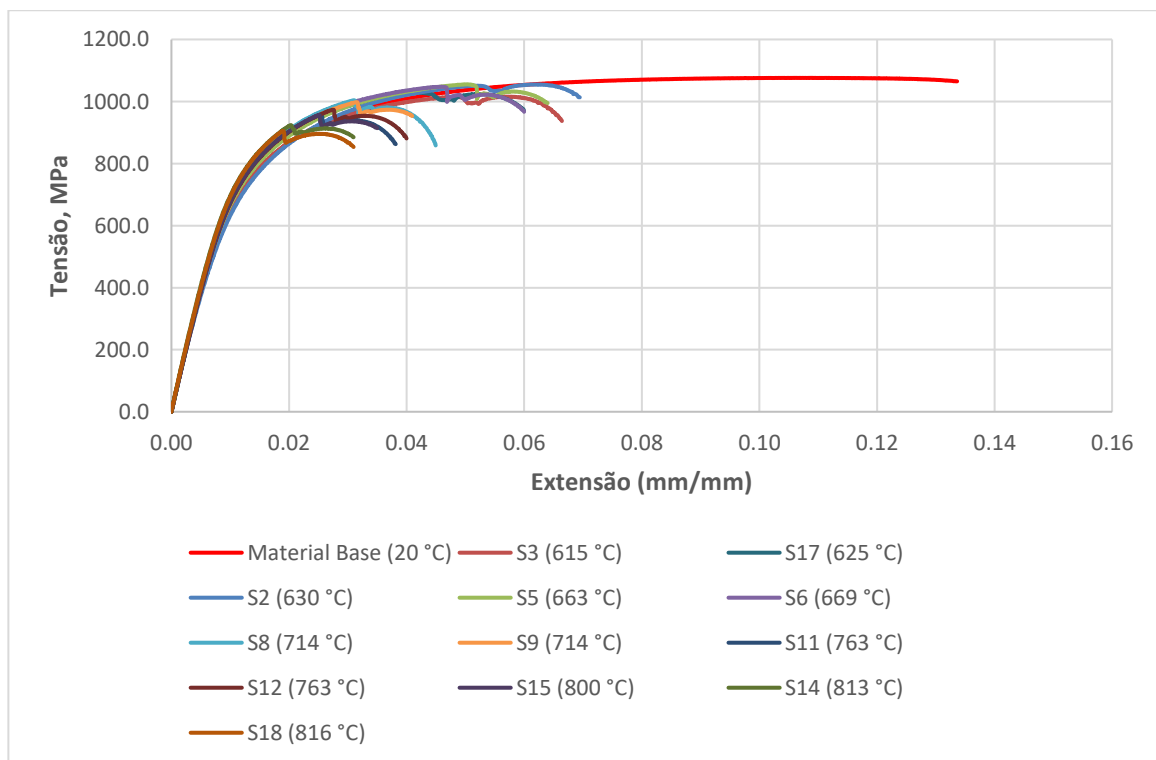


Gráfico 8 - Curvas Tensão vs Deformação para o aço DP 1000 em função da temperatura máxima no tratamento térmico localizado via radiação laser.

Duma primeira análise das curvas, verifica-se claramente que o tratamento térmico localizado afeta negativamente a ductilidade do material. Outro dado a destacar é o patamar de cedência que assume uma tendência invulgar; o material aparenta apenas ter comportamento elástico e elasto-plástico, dado que assim que se atinge o limiar da tensão de cedência, praticamente de seguida é alcançado a tensão máxima que o material é capaz de suportar. Nesse momento, ocorre uma descida localizada da tensão, porém o material é capaz de encruar até valores de tensão próximos aos da tensão de rotura. No Gráfico 9, de forma a visualizar-se individualmente este fenómeno, a curva tensão - deformação para o provete testado à temperatura máxima de 813°C.

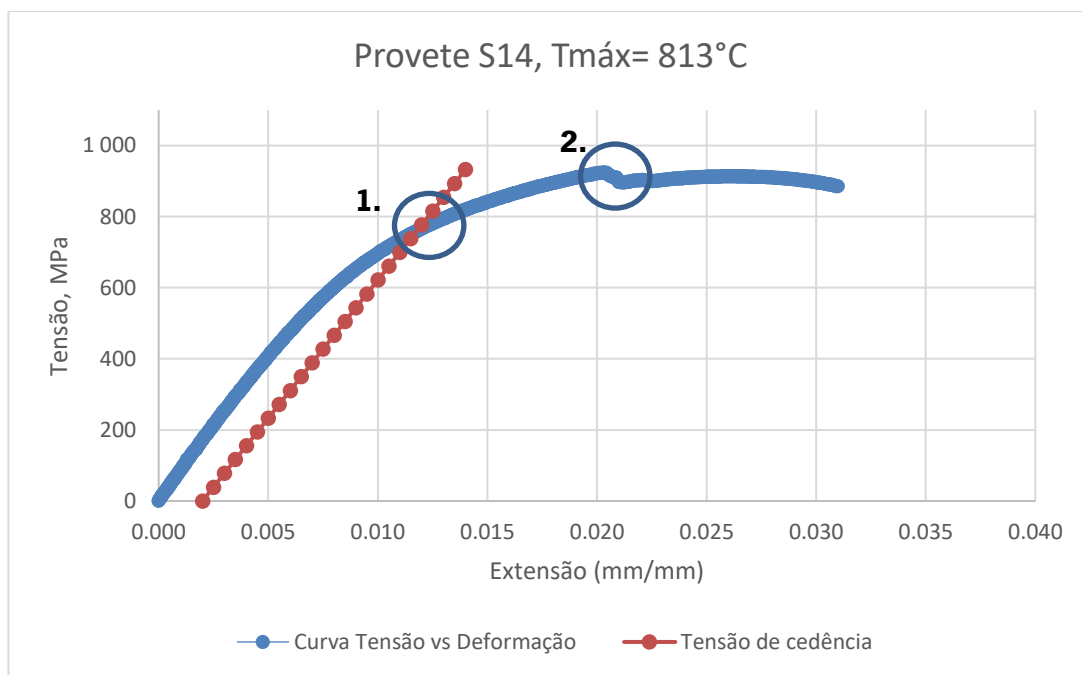


Gráfico 9 - Particularidade da curva tensão vs deformação de engenharia para os provetes tratados termicamente via laser, em que (1.) tensão de cedência e (2.) tensão de rotura.

Com as devidas reservas, tendo em conta a particularidade das curvas obtidas, o Gráfico 10 apresenta a modificação das propriedades mecânicas em função da temperatura máxima do TTL. Com efeito, constata-se que a variação da tensão de cedência e de rotura assumem, tendências divergentes. Enquanto que, a tensão de rotura, como esperado e explicado no capítulo 2.4.2, reduz ligeiramente quando se aproxima da T_{Ac1} ; a tensão de cedência, ao invés de reduzir, aumenta ligeiramente.

A tensão de rotura atinge o seu valor mínimo, correspondendo a uma diminuição de 16 %, à mesma temperatura máxima de 816°C, que a tensão de cedência alcança o seu valor máximo, aumento percentual de 9%.

Relativamente ao alongamento após rotura, este evidencia a perda significativa de ductilidade do material. Desde logo, a 615°C a redução era acentuada e de 51 %.

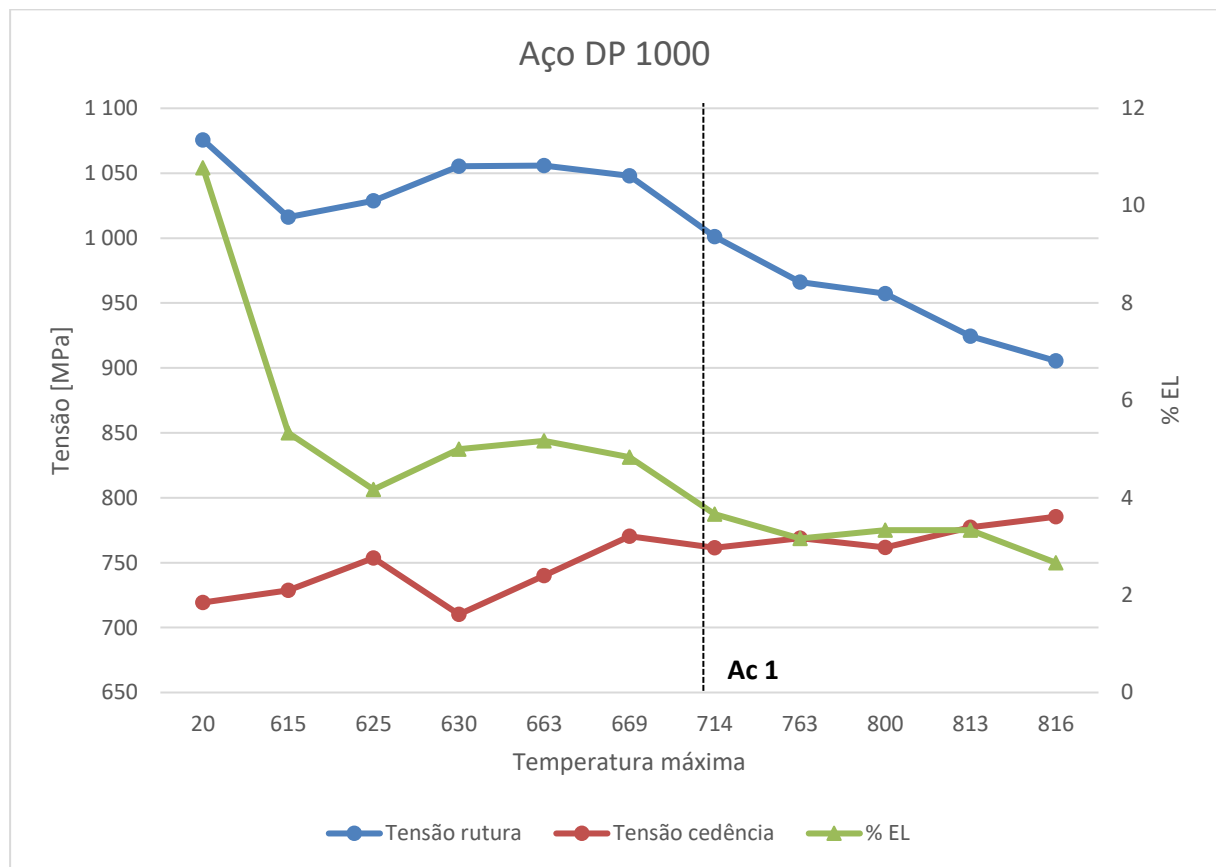


Gráfico 10 - Propriedades mecânicas do aço DP 1000 em função da temperatura máxima no tratamento térmico localizado via laser, taxa de aquecimento de 135 ± 26 K/s.

Estes resultados correlacionam-se com os ensaios de microdureza a 650 °C, nos quais ocorreu o revenido residual da martensite, que se traduz no ligeiro amaciamento da resistência mecânica do material. Por sua vez, a 850 °C, a transformação da martensite em austenite durante o aquecimento e, conseqüentemente, da austenite formada em ferrite durante o arrefecimento traduzou-se no abaixamento da dureza, e conseqüentemente no amaciamento do material, devido ao aumento da fração volúmica de ferrite. No Gráfico 10 é visível pela diminuição da tensão de cedência, no entanto a tensão de rotura aumenta, o que pode ser explicado pela não homogeneização da temperatura máxima na ZTA.

4.4.2.2 Influência da dimensão da ZTA na modificação das propriedades mecânicas

Uma vez que os resultados obtidos sugerem a diminuição da ductilidade do material, ao invés do seu aumento considerou-se importante modificar a estratégia do tratamento térmico localizado.

Portanto, tal como sucedeu para a liga de alumínio 6063 T6, optou-se por aumentar a dimensão da área termicamente afetada. O objetivo passou por tentar homogeneizar a temperatura máxima por

uma maior área do provete e, assim, verificar se o aumento da dimensão termicamente afetada, conduzia à diminuição da resistência mecânica e aumento da ductilidade do material.

Posto isto, o Gráfico 11 e o Gráfico 12 apresentam as curvas tensão – deformação consoante a temperatura máxima e, tendo em conta a dimensão da ZTA. De acordo com os resultados apresentados, o tratamento térmico não foi eficaz no aumento da ductilidade do material, muito embora esta aumente progressivamente em função do aumento da dimensão da ZTA.

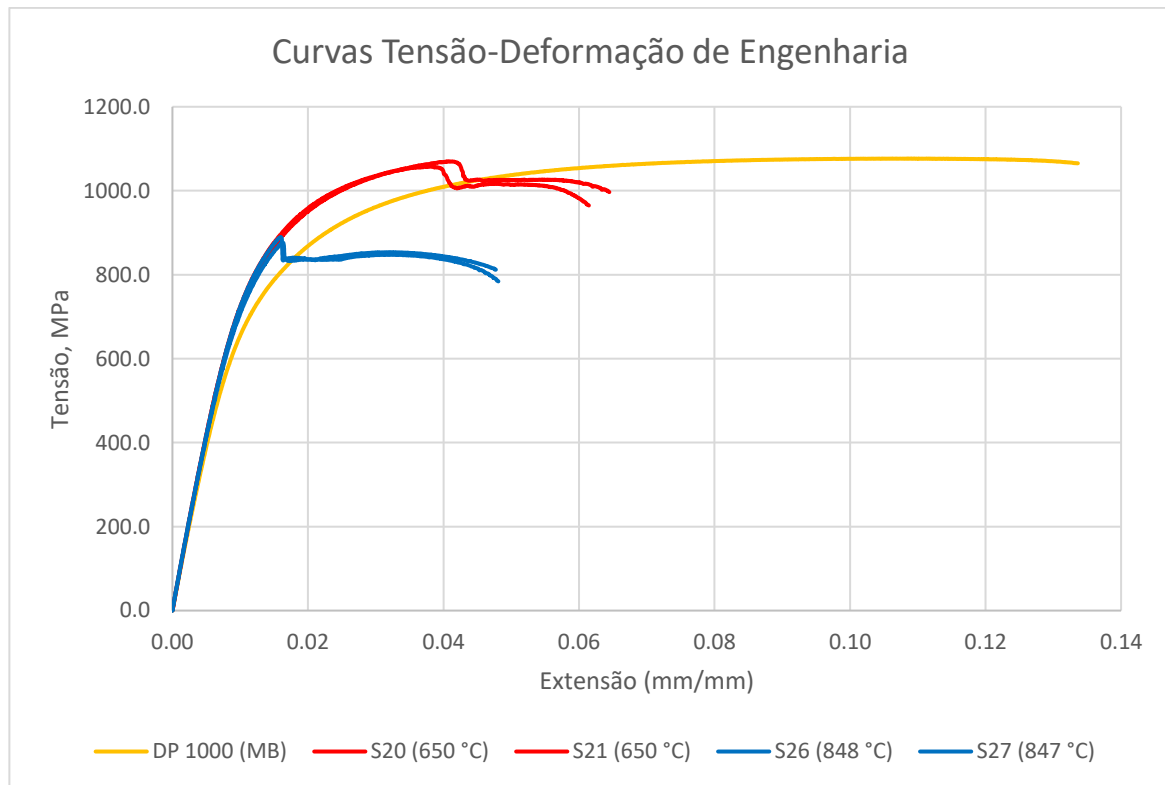


Gráfico 11 - Curvas tensão - deformação de engenharia para área termicamente afetada de 20 X 10 mm^2 .

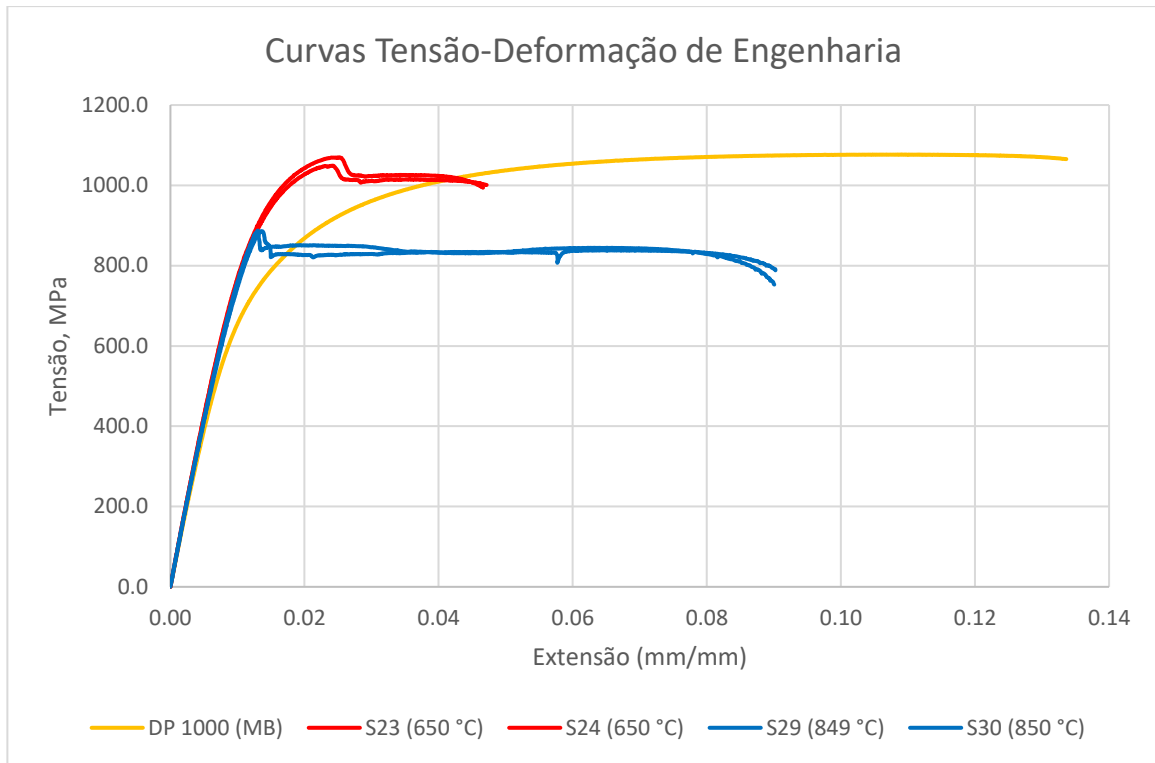


Gráfico 12 - Curvas tensão - deformação de engenharia para área termicamente afetada de 60 X 10 mm^2 .

4.5 Derivação de um modelo de material dependente da temperatura

Com o suporte dos resultados detalhados nos subcapítulos 4.4.1.1 e 4.4.1.2 , um modelo de curva tensão – deformação foi previsto em função da temperatura máxima do tratamento térmico, ou seja a cada temperatura máxima no TTL corresponde uma curva. A sua modelação é baseada na abordagem de ‘*Hocket-Sherby*’, que descreve o comportamento de encruamento durante a plastificação do material com pouco ou nenhum aumento adicional em graus mais altos de deformação [13]. A equação (6) rege o modelo de ‘*Hocket-Sherby*’, e foi aplicada para a liga de alumínio 6063 T6, sendo os seus parâmetros explicados de seguida.

$$\sigma(\varphi) = B - (B - A) \times e^{(-c \times \varphi^D)} \quad (6)$$

A curva que descreve o encruamento começa com a tensão de escoamento inicial, σ_0 , expressa pelo coeficiente A, este fator foi estimado como sendo o limite do comportamento elástico do material, antecedendo o comportamento elasto-plástico; esta tensão aproxima-se assintoticamente da tensão de escoamento de saturação (ou tensão de rotura) representada pelo coeficiente B. Como se verifica pela expressão (6) o comportamento de encruamento é descrito por uma função exponencial, de modo que $\sigma(0) = A$ no início da plastificação e $\sigma(\infty) = B$ em graus muito elevados de deformação.

O procedimento seguido na criação do modelo descritível do efeito do tratamento térmico na liga de alumínio 6063 T6 em função da temperatura máxima encontra-se sintetizado na Figura 54.

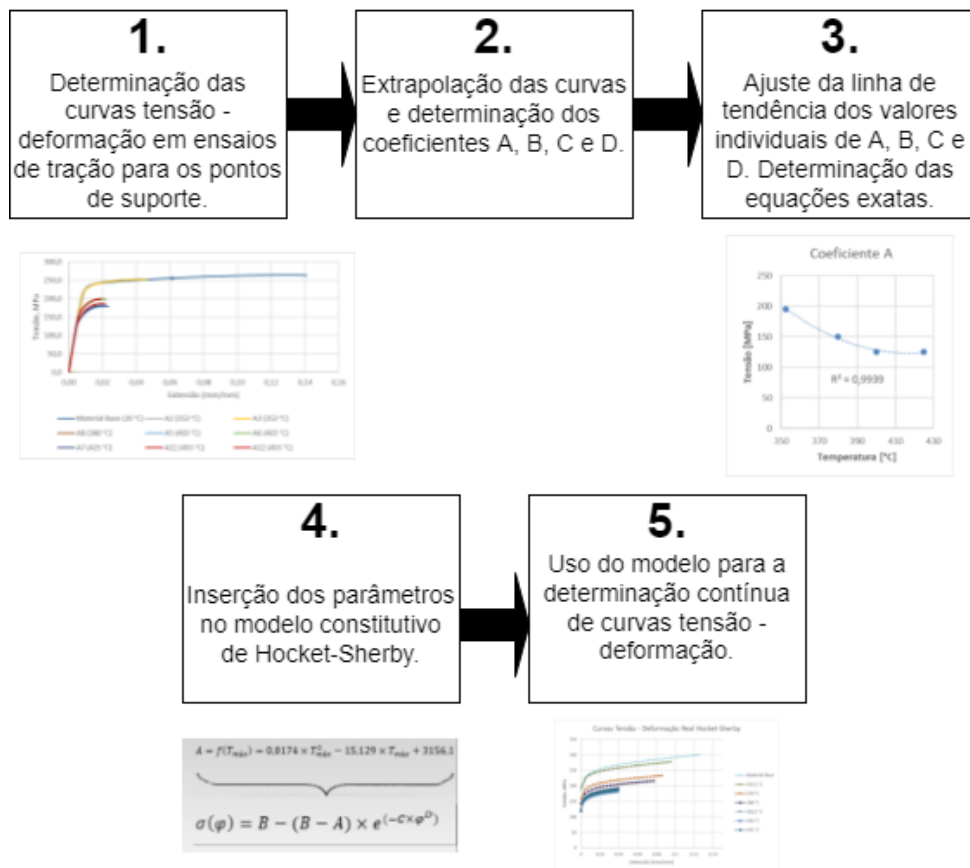


Figura 54 - Procedimento para a aplicação do modelo de curva em função da temperatura máxima em aplicações de TTL.

O processo no desenvolvimento do modelo de curva de fluxo consiste em descrever os coeficientes de *'Hockett-Sherby'* como uma função da temperatura máxima. Para isso, numa primeira etapa as curvas tensão - deformação foram registadas em ensaios de tração em provetes tratados termicamente, capítulo 4.4.1, em pontos de suporte. De seguida, os coeficientes A e B foram determinados, individualmente para cada temperatura máxima examinada: T_6 ; $T_{máx} = 353^\circ\text{C}$, 380°C , 400°C e 425°C .

No que concerne ao parâmetro D, que a par do coeficiente C descreve o encruamento do material, foi estimado, de forma a obter uma boa correlação entre a curva experimental do material liga de alumínio 6063 T6 isento de tratamento térmico localizado e de *'Hockett-Sherby'*. A partir daí, foi definido como constante, independentemente da temperatura máxima. Tal simplificação foi também assumida e considerada irrelevante por *Vogt et al.* [13], permitindo estabelecer relações funcionais válidas entre os coeficientes e a temperatura máxima. Aliás, os mesmos autores concluíram que para as ligas de alumínio da série 6000 modificando os coeficientes C e D, mantendo intactos os parâmetros A e B, as curvas de fluxo são congruentes.

A Figura 55 sintetiza a terceira etapa elencada na Figura 54: os coeficientes calculados são traçados sobre os pontos de interpolação de temperatura máxima. A e B foram determinados com base em 4 pontos de suporte ($T_{m\acute{a}x} = 353^{\circ}\text{C}, 380^{\circ}\text{C}, 400^{\circ}\text{C}$ e 425°C) descritos por um polinómio de 2ª ordem; por outro lado, o coeficiente C foi calculado com base em 2 pontos de suporte e descrito por um função linear. É possível, igualmente, verificar que o R é bastante próximo de 1 em todos os coeficientes, o que valida a exatidão das linhas de tendência.

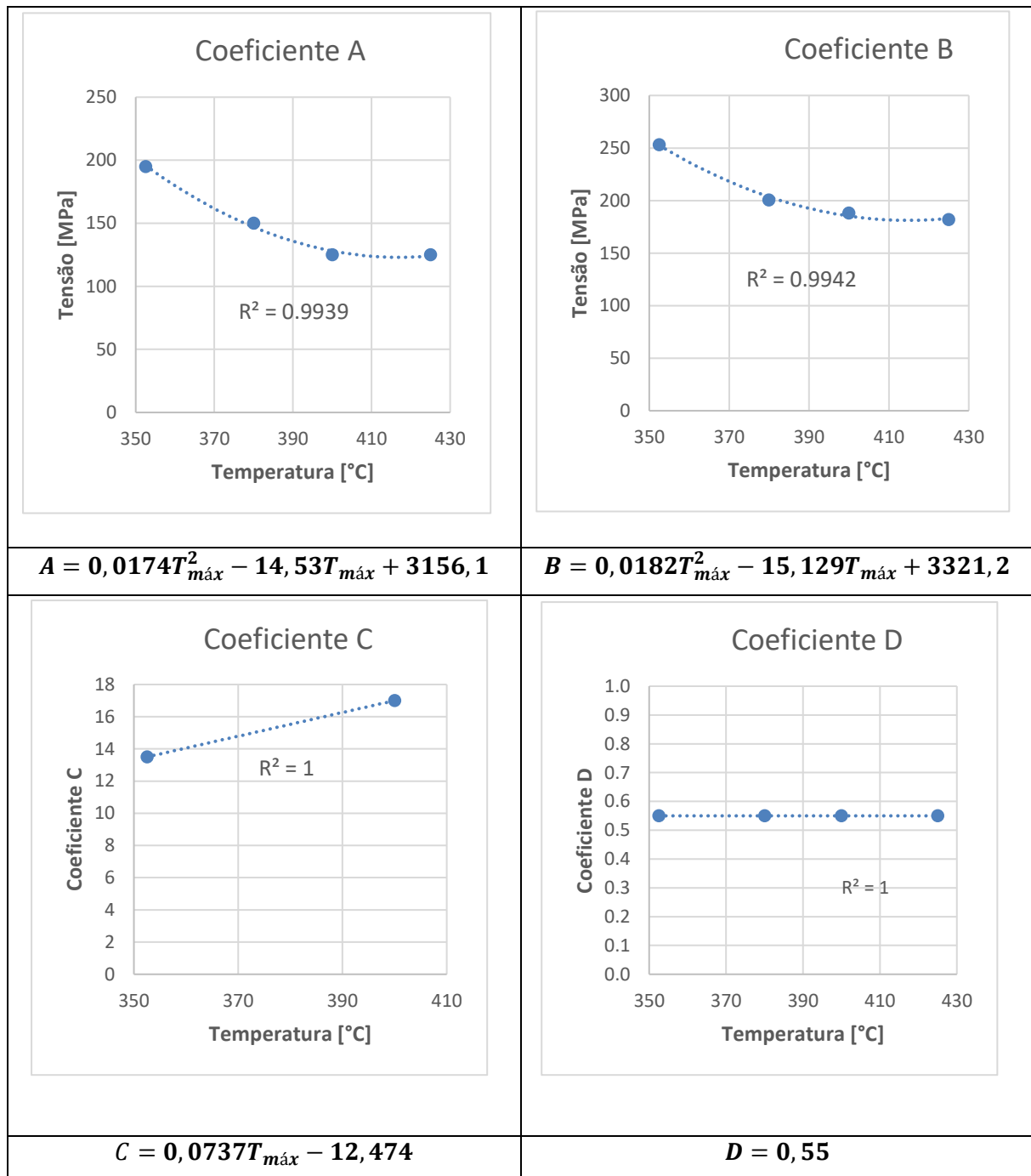


Figura 55 - Relações funcionais entre os coeficientes A, B, C e D e a temperatura máxima.

Por sua vez, na quarta etapa, as relações funcionais com os parâmetros exatos são inseridas no modelo de curva de fluxo de acordo com 'Hocket-Sherby', de modo que na quinta e última etapa, variando a temperatura máxima na gama de $353^{\circ}\text{C} < T_{m\acute{a}x} < 425^{\circ}\text{C}$ curvas tensão - deformação real podem ser geradas na forma $\sigma = f(\varphi, T_{m\acute{a}x})$.

A fim de verificar a validade e funcionalidade do modelo de derivação do material dependente da temperatura máxima, as curvas experimentais registadas em ensaios de tração foram comparadas com as obtidas pelo modelo de 'Hocket-Sherby', nomeadamente para a liga de alumínio isenta de tratamento térmico, bem como com tratamento térmico de 400°C . Como se constata no Gráfico 13, os coeficientes traduzem com fiabilidade a tendência da respetiva curva experimental.

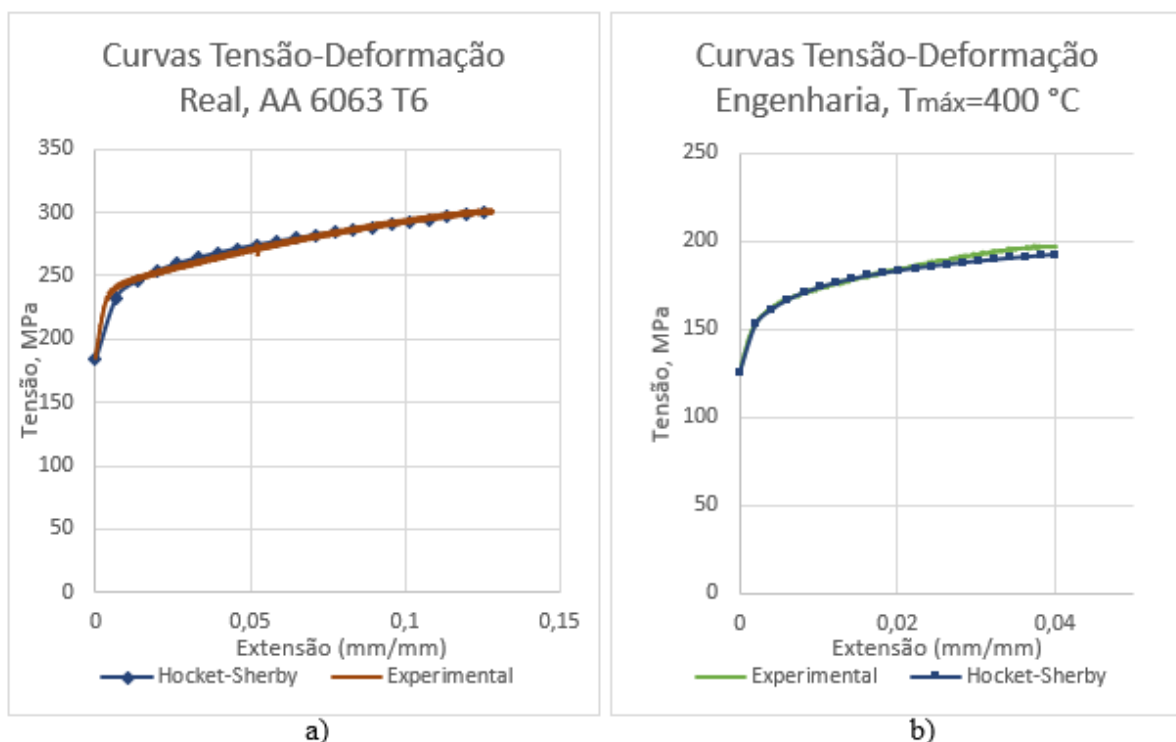


Gráfico 13 - Comparação das curvas registadas experimentalmente para AA 6063 T6 e a geração das curvas de fluxo usando o modelo de 'Hocket-Sherby' para diferentes temperaturas máximas: a) isento de tratamento térmico; b) tratamento térmico localizado a 400°C .

O Gráfico 14 sintetiza as curvas geradas para os pontos de suporte, em paralelo com 2 curvas de temperaturas na gama dos $353^{\circ}\text{C} < T_{m\acute{a}x} < 425^{\circ}\text{C}$. A derivação do modelo de material dependente da temperatura máxima encontra-se, deste modo, concluída.

Assim sendo, as curvas geradas reproduzem com fiabilidade o tratamento térmico da liga de alumínio 6063 T6, 24 horas após o tratamento de curta duração via laser de diodo LM100, para os valores das variáveis sintetizadas na Tabela 22, na gama de temperaturas $353^{\circ}\text{C} < T_{m\acute{a}x} < 425^{\circ}\text{C}$.

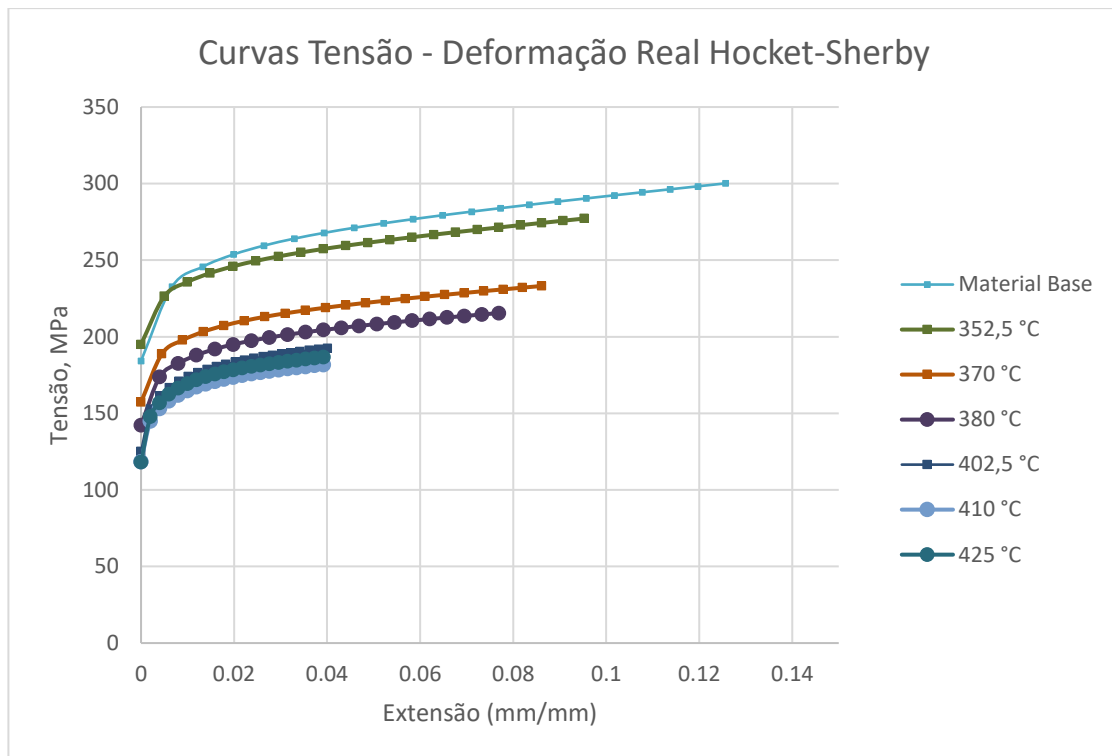


Gráfico 14 - Curvas de fluxo geradas através dos coeficientes de 'Hocket-Sherby' para diferentes temperaturas máximas.

Tabela 22 - Valor dos coeficientes estabelecidos na determinação da curva de 'Hocket-Sherby' para os pontos de suporte e outros.

Temperatura máxima [°C]		Coeficientes:			
		A	B	C	D
Pontos de suporte	20,0	184,2	265,6	13,5	0,55
	350,0	195,0	253,3	13,5	
	380,0	142,3	200,7	15,5	
	400,0	125,0	188,3	17,0	
	425,0	118,2	182,0	18,8	
Pontos não suporte	370,0	157,3	215,1	14,8	
	410,0	118,4	177,7	17,7	

4.6 Análise global de resultados

O sucesso do tratamento térmico localizado variou consoante o material.

Nesta ótica, para a liga de alumínio 6063 T6, os resultados estão de acordo com o expectável. Na gama de temperaturas 380 – 425°C constatou-se o amaciamento da resistência mecânica do material, a par da diminuição do alongamento após rotura. Dado que, a ductilidade do material deve ser preservada essencialmente nas zonas previsivelmente críticas dos componentes, a seleção correta das áreas suscetíveis de tratamento térmico localizado em componentes para subsequentes etapas de conformação é, ainda mais, um ponto chave para o sucesso da modificação funcional de materiais e componentes, através de tratamento térmico localizado.

As modificações nas propriedades mecânicas correlacionam-se com as correspondentes alterações microestruturais estimadas através da análise de calorimetria efetuada. Além disso, foi desenvolvido um modelo reprodutível das curvas tensão – deformação em função da temperatura máxima na gama 380 – 425°C. Deste modo, as curvas geradas pelo modelo podem ser testadas, através de simulação numérica num componente sujeito a modificação funcional, ou seja, com variação de propriedades mecânicas ao longo do seu comprimento e, assim, validar o amaciamento localizado através de tratamento térmico localizado de curta duração, como tecnologia capacitada de aumentar a conformabilidade a temperatura ambiente de ligas de alumínio.

Por outro lado, os resultados obtidos para o aço DP 1000 não estão de acordo com o revisto. Os resultados à microdureza sugerem que o laser LM100 foi incapaz de homogeneizar a temperatura por toda a ZTA. De facto, o ciclo de aquecimento heterogéneo influenciou os ensaios de tração realizados, daí que os ensaios de tração demonstrem a perda significativa da ductilidade do material, bem como a incapacidade de amaciamento da resistência mecânica. Além disso, de referir que o facto de os provetes terem sido cortados a montante do tratamento térmico localizado via laser possa ter influenciado os resultados, já que a condutividade térmica do material é baixa, e seria mais adequado para atingimento da homogeneização da temperatura, o corte dos provetes a jusante, devido a questões de transferência de calor. Por fim, a potência de laser é inferior à maioria das aplicações já efetuadas (ver Tabela 12), bem como o baixo diâmetro de laser, 10 *mm*, pode ter prejudicado o revenido da martensite ou o aumento da fração volúmica de ferrite durante o arrefecimento, uma vez que quanto menor o diâmetro do feixe de laser, menor o tempo de arrefecimento e, por sua vez, maior a taxa de arrefecimento, que prejudica o aparecimento destes mecanismos de amaciamento.

5. SIMULAÇÃO NUMÉRICA DE MODIFICAÇÃO FUNCIONAL DE COMPONENTE

Os ensaios de tração descrevem apenas parte do comportamento do material, uma vez que existe apenas um estado de tensão uniaxial. O comportamento do material durante a conformação, por outro lado, é muito mais complexo, devido aos múltiplos estados de tensão.

A simulação numérica divulgada neste capítulo expõe o processo de conformação denominado embutidura aplicado a uma chapa circular, com um único estágio de deformação, de material AA 6063 T6 (Figura 56). Trata-se, pois, de uma análise elasto-plástica. Com efeito, o cerne e propósito do estudo numérico visou validar a eficácia do tratamento térmico localizado. Para isso, recorreu-se ao *software* 'Ansys Workbench'.

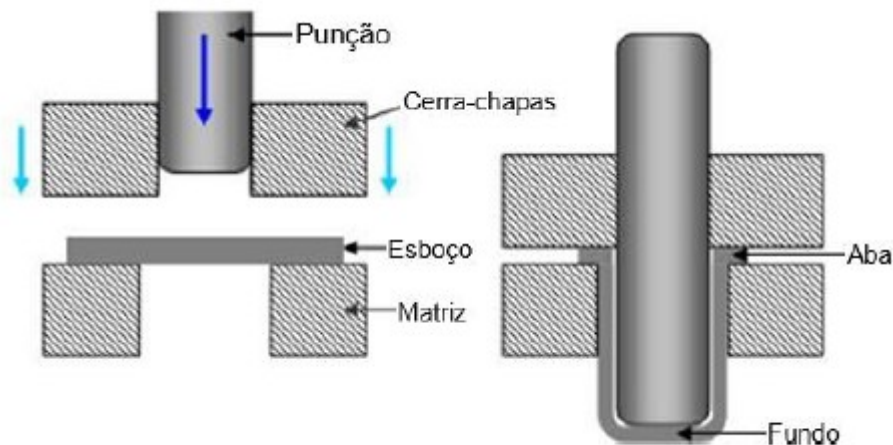


Figura 56 - Ilustração do processo de embutidura aplicado a uma chapa circular, com um único estágio de deformação.

5.1 Definição física dos componentes

A simulação numérica exigiu a modelação de 4 componentes essenciais num processo de embutidura: matriz, punção, cerra-chapas e chapa (Figura 57). Todas as peças foram desenhadas em 'SolidWorks' e, posteriormente, importadas no 'Ansys Workbench'. Na Tabela 23, podem ser consultadas as dimensões dos componentes, seleccionadas no seguimento do trabalho desenvolvido por *Cacho* [11].

Tabela 23 - Dimensões dos principais parâmetros geométricos [11].

Parâmetros geométricos	Dimensões [mm]
Raio da chapa (BR)	42,5
Espessura da chapa (t)	1
Raio do punção (PR)	24
Raio do filete do punção (rp)	3,5
Raio da matriz (DR)	25,2
Raio do filete da matriz (rd)	3,5
Afastamento radial entre o punção e a matriz (wc)	0,2
Raio interior do cerra chapas (PHR)	26,75
Raio exterior do cerra chapas	45

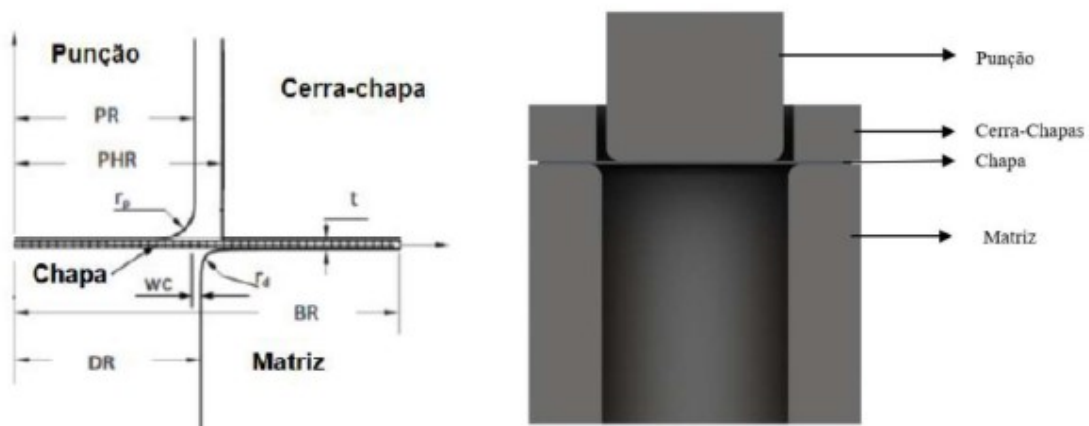


Figura 57 - Identificação dos principais parâmetros geométricos e sua interligação (à esquerda); modelação do modelo importado no Ansys Workbench (à direita).

5.2 Enquadramento

É fundamental encontrar forma de processar os componentes com vista a mitigar a baixa conformabilidade das ligas de alumínio à temperatura ambiente.

Deste modo, o alvo da análise numérica foi a comparação entre 6 modelos testados:

- 1 modelo, no qual o material da chapa, liga de alumínio 6063 T6, é inalterado, servindo de referência;
- 5 modelos, nos quais o esboço apresenta modificação funcional devido a tratamento térmico localizado.

Objetivamente, os parâmetros modificados consoante o modelo simulado foram a extensão radial sujeita a tratamento térmico localizado, bem como as propriedades mecânicas em função da temperatura máxima de aquecimento nas ZTA. Todavia, as etapas de pré e pós-processamento mantiveram-se constantes independentemente do modelo selecionado, desta forma foi possível realizar uma análise comparativa entre todos os modelos e, assim, corroborar os efeitos vantajosos do tratamento térmico localizado.

5.3 Descrição dos modelos

Como afluí do conhecimento adquirido e sintetizado no capítulo 2.3.2, aquando da realização do tratamento térmico localizado num esboço para posterior processo de embutidura, certos e determinados parâmetros devem ser tidos em conta, de forma a que o aumento de conformabilidade no componente seja maximizado:

1. Homogeneização da temperatura;
2. Altas taxas de aquecimento;
3. Definição da temperatura máxima desejada e conseqüentes modificações nas propriedades mecânicas;
4. Localização e quantificação da extensão radial termicamente afetada.

No que respeita aos 2 primeiros fatores mencionados, para efeitos de simulação numérica foram negligenciados, uma vez que não são passíveis de avaliar diretamente numa análise elasto-plástica.

Por outro lado, com o intuito de corroborar/demonstrar os efeitos benéficos da modificação funcional de componentes através de tratamento térmico localizado via laser, 6 modelos foram alvo de simulação numérica do processo de embutidura. Sendo assim, na Tabela 24 pode-se observar os parâmetros diferenciadores consoante o modelo testado, com o auxílio gráfico da localização das zonas tratadas termicamente, L2, e isentas de modificação, L1, da Figura 58. De notar que as propriedades mecânicas referidas na Tabela 24, correspondem às das zonas termicamente afetadas (exceção feita ao modelo 1).

Os 6 modelos propostos pretendem averiguar a influência do tratamento térmico localizado através de: (1) temperatura máxima atingida e (2) extensão radial. A temperatura máxima influi diretamente nas propriedades mecânicas do material, enquanto a extensão radial no rácio entre material inalterado e modificado funcionalmente.

Tabela 24 - Descrição dos modelos e seus parâmetros variáveis.

No. Modelo	Material	Temperatura máxima [°C]	Propriedades mecânicas da zona tratada termicamente			Extensão radial [mm]	
			Tensão de cedência [MPa]	Tensão de rotura [MPa]	% EL.	L1	L2
1	Liga de alumínio	Material Base (20°C)	237,4	265,6	13,2	42,5 (100%)	0
2	6063 T6	350	235,5	253,3	9,5	35,5	7 (16 %)
3		380	179,7	200,7	7,7		
4		400	165,3	195,8	4,0		
5		425	156,6	182,2	3,9		
6		400	165,3	195,8	4,0	40,5	2 (5%)

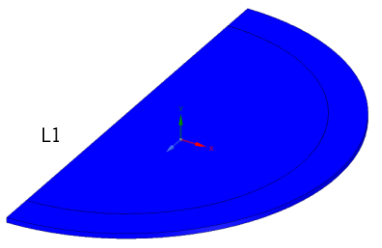
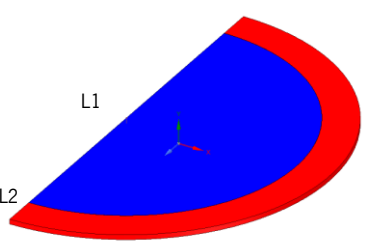
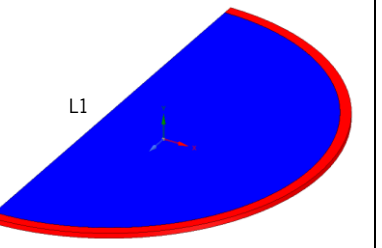
		
Modelo 1	Modelo 2 a 5 (inclusive)	Modelo 6
OBS: Esboço isento de tratamento térmico localizado.	OBS: Esboços sujeitos a tratamento térmico de 7 mm a partir da extremidade da chapa.	OBS: Esboços sujeitos a tratamento térmico de 2 mm a partir da extremidade da chapa.

Figura 58 - Localização das ZTAs dos modelos propostos.

5.3.1 Definição do material

Como se trata de uma análise elasto-plástico é fundamental a correta definição das propriedades mecânicas do material, liga de alumínio 6063 T6.

A aplicação do modelo constitutivo de *'Hocket-Sherby'* à liga de alumínio, efetuado no capítulo 4.5, permitiu estabelecer uma relação entre as propriedades mecânicas do material, em função da temperatura máxima, na gama entre 353- 425°C, decorrente do tratamento térmico localizado.

Portanto, as propriedades mecânicas inerentes aos 6 modelos propostos, decorrem dos ensaios de tração experimentais e posterior aplicação do modelo constitutivo de 'Hocket-Sherby'. No Anexo B podem ser visualizadas as curvas tensão – deformação introduzidas no *software*.

5.3.2 Diretrizes de projeto na seleção da extensão radial e localização das zonas tratadas termicamente

O sucesso da modificação funcional do componente prende-se com a correta distribuição inicial das propriedades mecânicas no plano da chapa com modificação funcional. De modo a selecionar as zonas tratadas termicamente, é fundamental considerar: (1) o material do esboço, não menosprezando (2) a geometria final do componente. O material influencia na escolha, já que tratando-se de uma liga de alumínio, então o tratamento térmico imperativamente não se deve localizar nas zonas previsivelmente críticas da peça, como mencionado na Tabela 7.

Além disso, para a geometria de copo circular, obtida com um único estágio de deformação, deve-se determinar as zonas previsíveis de redução considerável de espessura, nas quais a fratura pode ocorrer.

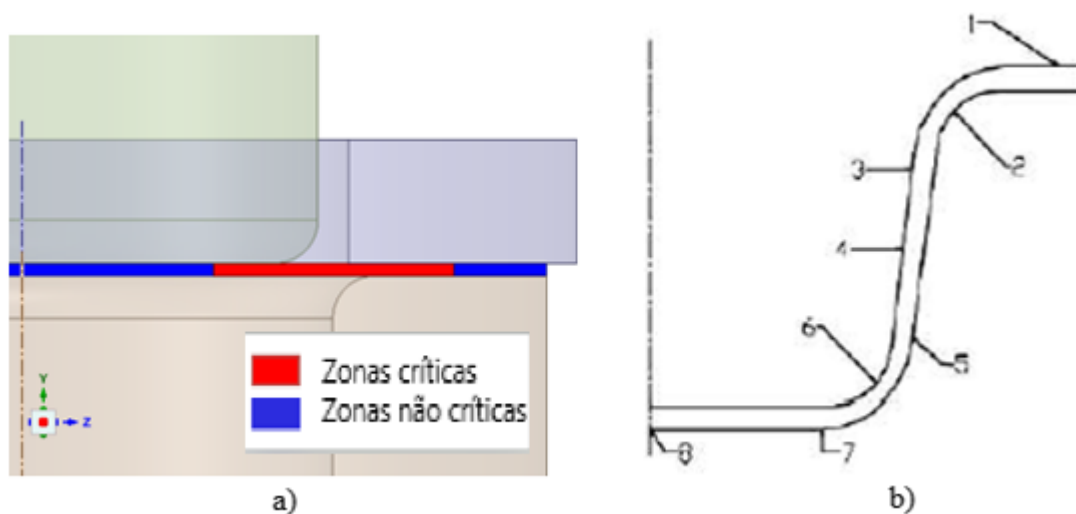


Figura 59 - Embutidura de copo circular: a) Identificação das zonas críticas; b) Geometria de copo circular após embutidura.

Na Figura 59a), a vermelho as zonas imperativamente isentas de modificação funcional através de tratamento térmico localizado.

Seguindo o primeiro princípio ativo, abordado no capítulo 2.5.1, então o tratamento térmico localizado deve ser efetuada na flange/aba do copo (a partir do ponto 1 da Figura 59b), daí que tenha sido essa a abordagem seguida para os modelos 2 a 6 (inclusive). Optou-se por diminuir massivamente

a extensão radial termicamente afetada no modelo 6, de modo a averiguar a influência da menor área afetada termicamente.

5.4 Pós-processamento

No capítulo 2.6, sintetizou-se os fatores passíveis de análise num processo de embutidura; nomeadamente o estudo dos modos de rotura de um dado componente através da análise dos diagramas e curvas FLD e FLC, respetivamente. Todavia, o *'Ansys Workbench'* não é um *software* especializado neste processo de conformação, pelo que a análise aos modos de rotura não foi considerado.

A alternativa mais plausível para se efetuar a análise comparativa entre os modelos propostos é a avaliação da redução de espessura subsequente da deformação plástica do esboço. Além dos resultados em termos de tensões e deformações retirados diretamente das funções pré-definidas do *software*.

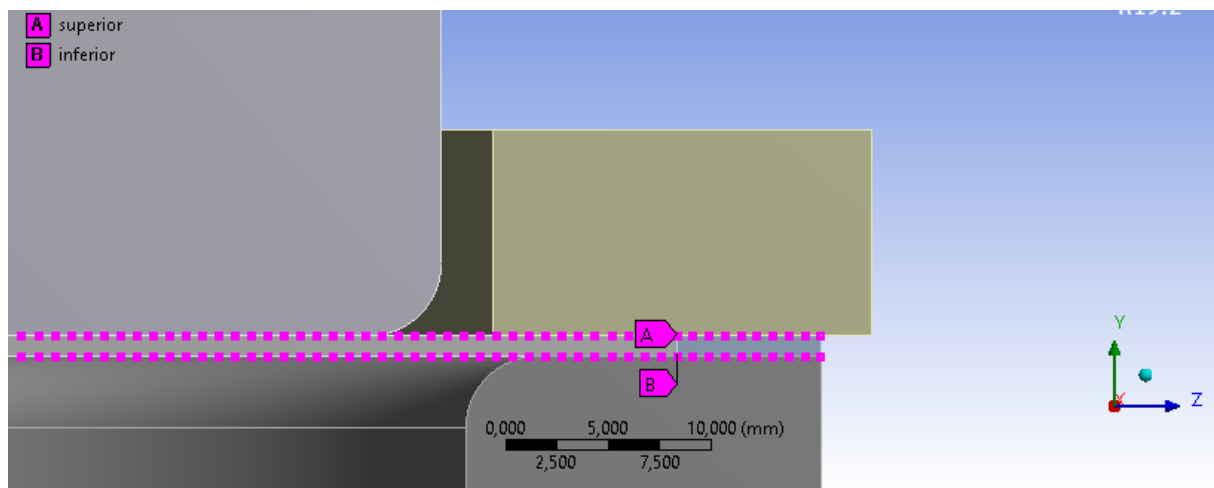


Figura 60 - *'Named selections'* seguidas para o cálculo da variação de espessura.

Com o objetivo de avaliar a variação de espessura ao longo do processo, é crucial o conhecimento de:

- (1) coordenadas iniciais;
- (2) vetor deslocamento dos pontos selecionados;
- (3) suas coordenadas finais.

Com efeito, em primeiro lugar procedeu-se à criação de 2 grupos de nós, cada uma incorporando 50 pontos. As denominadas *'named selections'* podem ser observadas na Figura 60,

sendo seleccionadas numa das metades da chapa, já que se assume comportamento simétrico no seu diâmetro.

No que concerne às coordenadas iniciais, bem como ao vetor deslocamento, estes são obtidos diretamente recorrendo-se à extensão '*Mechanical APDL 19.2*'. De notar que, como consequência da compressão exercida pelo cerra-chapas sobre o esboço, o vetor deslocamento no eixo OY assume invariavelmente valor negativo. Tal deve-se ao facto de o cerra-chapas impedir o levantamento da chapa aquando de uma solicitação central, provocada pelo punção. Além disso, não se verifica qualquer deslocamento no eixo OX, devido à condição de simetria imposta ao processo. No Anexo D , os dados extraídos para cada um dos modelos.

De seguida, é necessário o cálculo das coordenadas finais. Para isso atenta-se à Figura 61, na qual P1 e P2 correspondem às coordenadas iniciais de um par de pontos seleccionados.

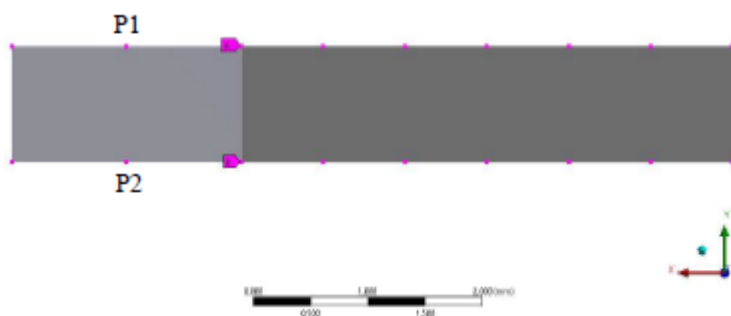


Figura 61 - Exemplo genérico de um par de pontos para o cálculo da variação de espessura.

Através da expressão (7 e (8) obteve-se as coordenadas finais de cada ponto rastreado:

$$P_1(x_1; y_1; z_1) - v_1(0; y; z) = T_1 \quad (7)$$

$$P_2(x_2; y_2; z_2) - v_2(0; y; z) = T_2 \quad (8)$$

Após seguir o procedimento para a totalidade dos pontos de interesse, foi possível a obtenção do vetor formado por cada par de pontos:

$$T_1(x, y, z) - T_2(x, y, z) = Vf \quad (9)$$

Por fim, recorreu-se à equação (10), determinando-se a espessura final do esboço:

$$\sqrt{Vf^2} = \sqrt{x^2 + y^2 + z^2} = t_f \quad (10)$$

5.5 Apresentação e análise de resultados

Neste capítulo procedeu-se à análise comparativa dos 6 modelos simulados. Comum a todos, a única condição de fronteira imposta, foi o deslocamento vertical do punção de 25 *mm*, como evidencia a Figura 62. Para mais detalhes relativos ao pré-processamento sugere-se a leitura do estudo efetuado por *Cacho* [11].

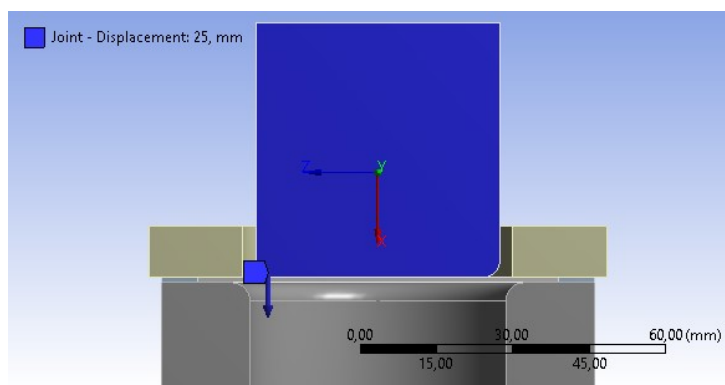


Figura 62 - Condição de fronteira imposta ao modelo de 25 *mm* nos 6 modelos simulados.

A avaliação do desempenho de cada modelo procedeu-se de acordo com:

- Força de reação do punção;
- Variação da tensão;
- Variação da espessura da chapa.

5.5.1 Força de reação do punção

Todos os modelos simulados foram monitorizados em relação à força do punção necessária exercer para que o esboço se deforme plasticamente. Desde logo, o Gráfico 15 evidencia tendências de curva significativamente diferentes, devido ao amaciamento restrito e localizado de material.

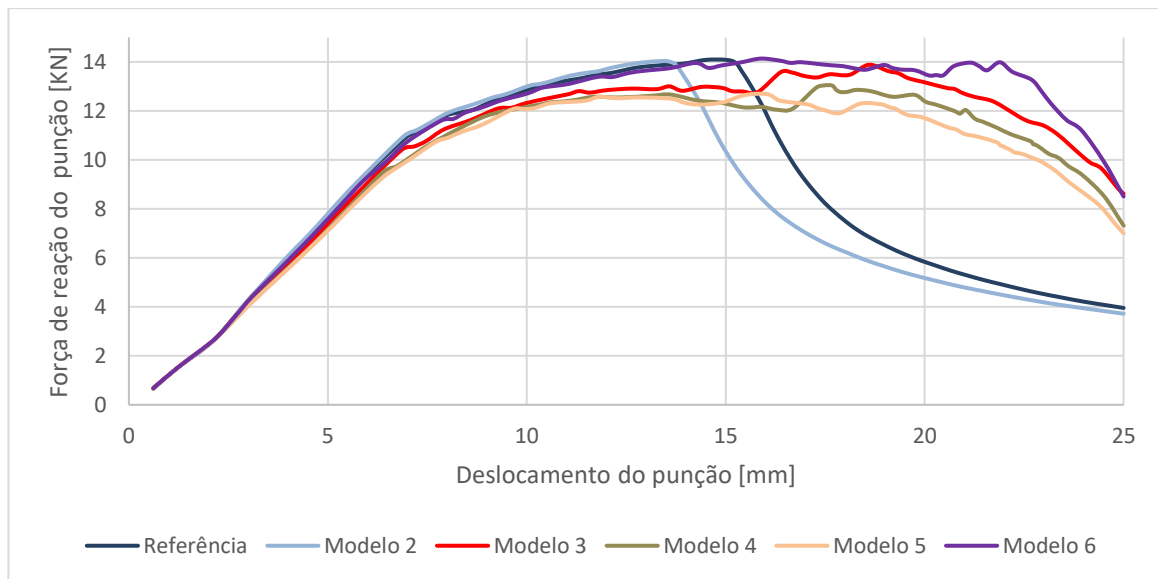


Gráfico 15 - Curvas força do punção em função do seu deslocamento.

No que concerne aos modelos 3 a 6, cuja temperatura máxima varia de 380°C até 425°C, o comportamento foi bastante similar e caracteriza-se pela subida progressiva da força do punção, seguida pela sua estabilização e descida gradual na aproximação ao término do estágio de deformação. Esta tendência da curva sugere, sem confirmação, que a conformação plástica para a obtenção da geometria de copo circular foi realizada com sucesso. Apenas a análise do diagrama e curva FLD e FLC, respetivamente confirmaria o cenário proposto.

Relativamente ao modelo 'Referência', bem como ao modelo 2 constata-se que, embora inicialmente siga a tendência dos restantes modelos, caracterizados por uma subida linear da força do punção, sensivelmente aos 15 *mm* verificou-se uma queda abrupta da variável dependente. A partir desse momento, o Gráfico 15 não revela o modo como a chapa se comporta, pois face ao estiramento do material, outras zonas da chapa suportaram a carga aplicada pelo punção.

De forma complementar, a Tabela 25 revela quantitativamente a força de punção máxima no processo de embutidura para cada um dos modelos em função do modelo 1. Nos esboços sujeitos a tratamento térmico localizado, cuja temperatura máxima varia de 400 a 425°C, a força de reação é manifestamente inferior à do material isento de modificação, cerca de 9 %, daí que os gastos energéticos associados ao processo de conformação a longo prazo possam ser menores.

Por sua vez no modelo 6, constatou-se que a menor extensão radial afetada termicamente a 400 C, de 2 *mm*, é incapaz de reduzir significativamente a força do punção, embora a embutidura seja realizada com sucesso.

5.5.2 Distribuição de tensões

A evolução da tensão média equivalente de Von-Mises em todo o esboço é apresentada no Gráfico 16, seguida pela análise visual gráfica de cada componente ao fim dos 25 *mm* de deslocamento do punção (Figura 63 e Figura 64).

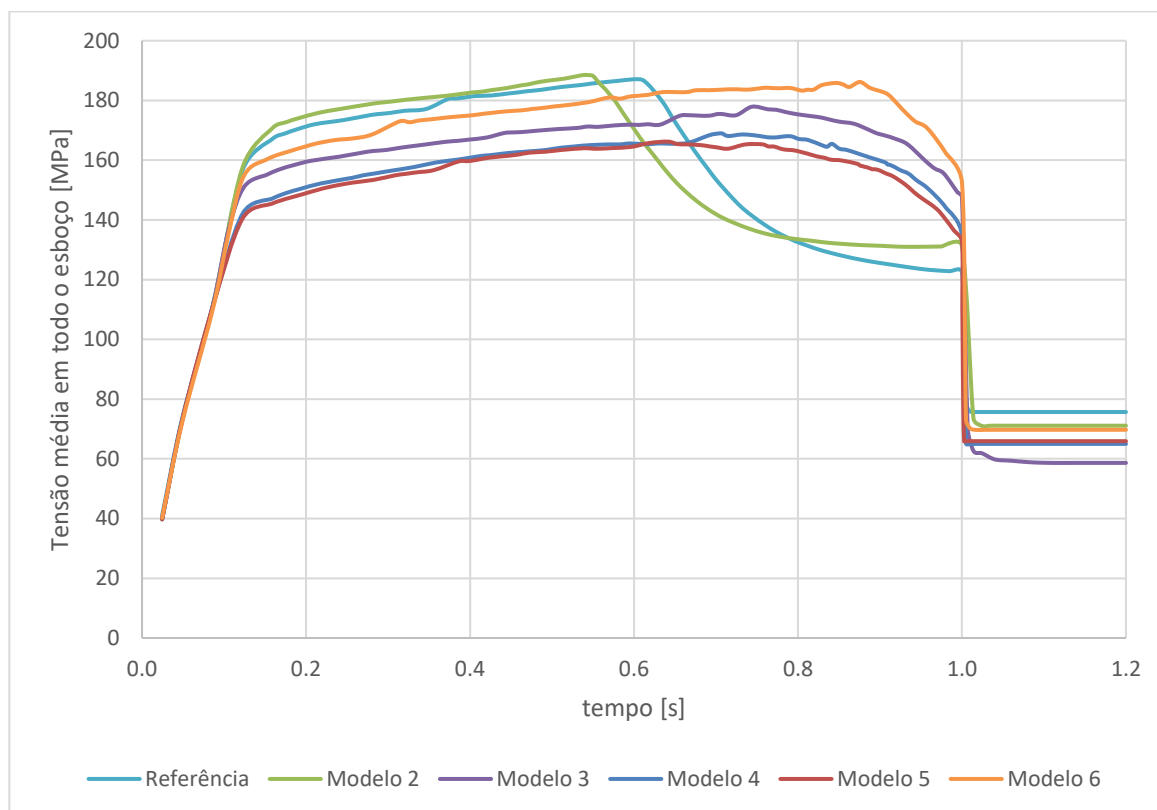


Gráfico 16 - Evolução da tensão média equivalente de Von-Mises ao longo do tempo.

O Gráfico 16 segue a mesma tendência do referente à evolução da força do punção. Os modelos sujeitos a tratamento térmico localizado, à exceção do modelo 2 e 6, revelam uma diminuição significativa da tensão média no esboço (redução de 11 % no modelo 5, Tabela 25). Pelo que, para a mesma profundidade de embutidura, nos modelos 3 a 5 o esboço responde às solicitações do punção e cerra-chapas com melhor performance: menor foco de concentração de tensões, distribuição de tensões por todo o componente, mais evidente na Figura 64.

Enquanto que para o modelo de referência e 2, sensivelmente a meio do processo de embutidura se verifica uma queda abrupta da tensão média, nos restantes modelos este parâmetro mantêm-se aproximadamente constante até ao término da embutidura, 1s. Nesse momento, a redução drástica da tensão média deve-se à paragem do movimento descendente do punção e início do seu movimento ascendente de retorno à posição original.

Por fim, mencionar que embora no modelo 6, sujeito a tratamento térmico localizado de apenas 2 mm de extensão radial, não seja visível a redução da tensão média, constatou-se a mesma tendência de curva dos modelos 3 a 5.

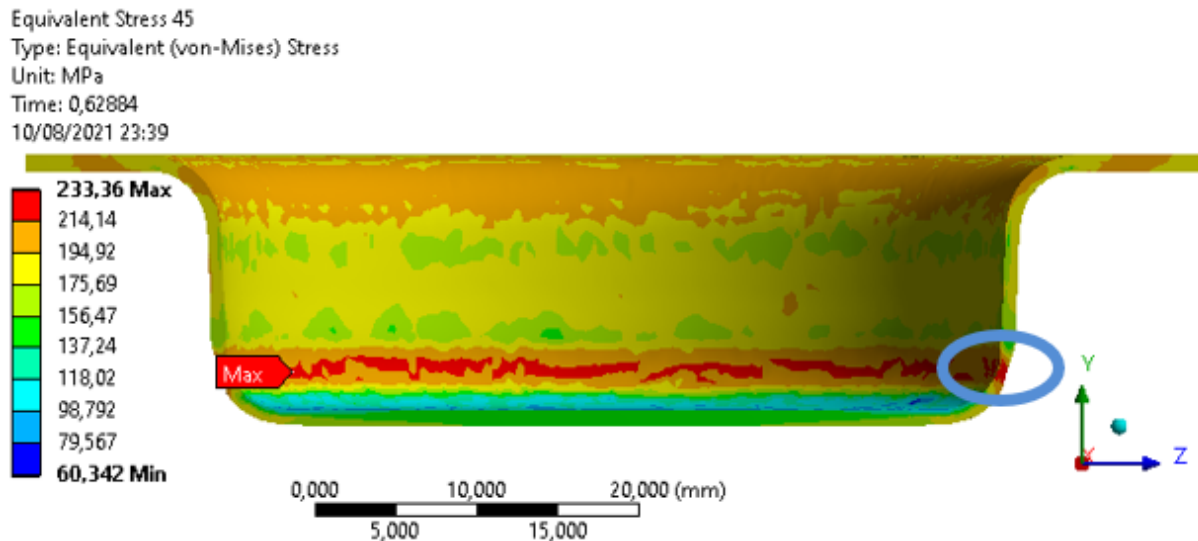


Figura 63 - Distribuição de tensões do modelo Referência para 15 mm de deslocamento do punção, com indicação a azul da formação da estrição.

Relativamente ao modelo Referência e 2, desde logo o Gráfico 16 sugere que o componente não é embutido com sucesso. A aproximadamente 15 mm de deslocamento descendente do punção, a tensão média ao longo de todo o componente desce acentuadamente e repentinamente. Além disso, a Figura 63 corrobora a iniciação da estrição, precisamente nas zonas previsivelmente críticas, indicadas no capítulo 5.3.2, na qual a redução da espessura manifesta-se devido à elevada concentração de tensões. Deste modo, a rotura do material aproxima-se, precisamente aos 15 mm nos quais se dá a queda abrupta da tensão média.

Seguidamente, a Figura 64 permite comparar visualmente a distribuição de tensões após o processo de conformação, na qual o copo circular apresenta a profundidade de embutidura de 25 mm. Como expectável, o modelo isento de modificação apresenta estrição. Em contrapartida, nos modelos sujeitos a tratamento térmico localizado, o esboço foi embutido com sucesso para a profundidade selecionada de 25 mm, à exceção do modelo 2, que cede numa fase embrionária do processo de conformação. Foi possível obter uma redução de 14% da tensão máxima no modelo 5.

De salientar ainda, o comportamento distinto do modelo 6, caracterizado pelo tratamento térmico localizado com uma extensão radial de apenas 2 mm, no qual a concentração de tensões se manifesta na zona superior de curvatura do copo circular, muito embora não se verifique visualmente a diminuição da espessura do esboço.

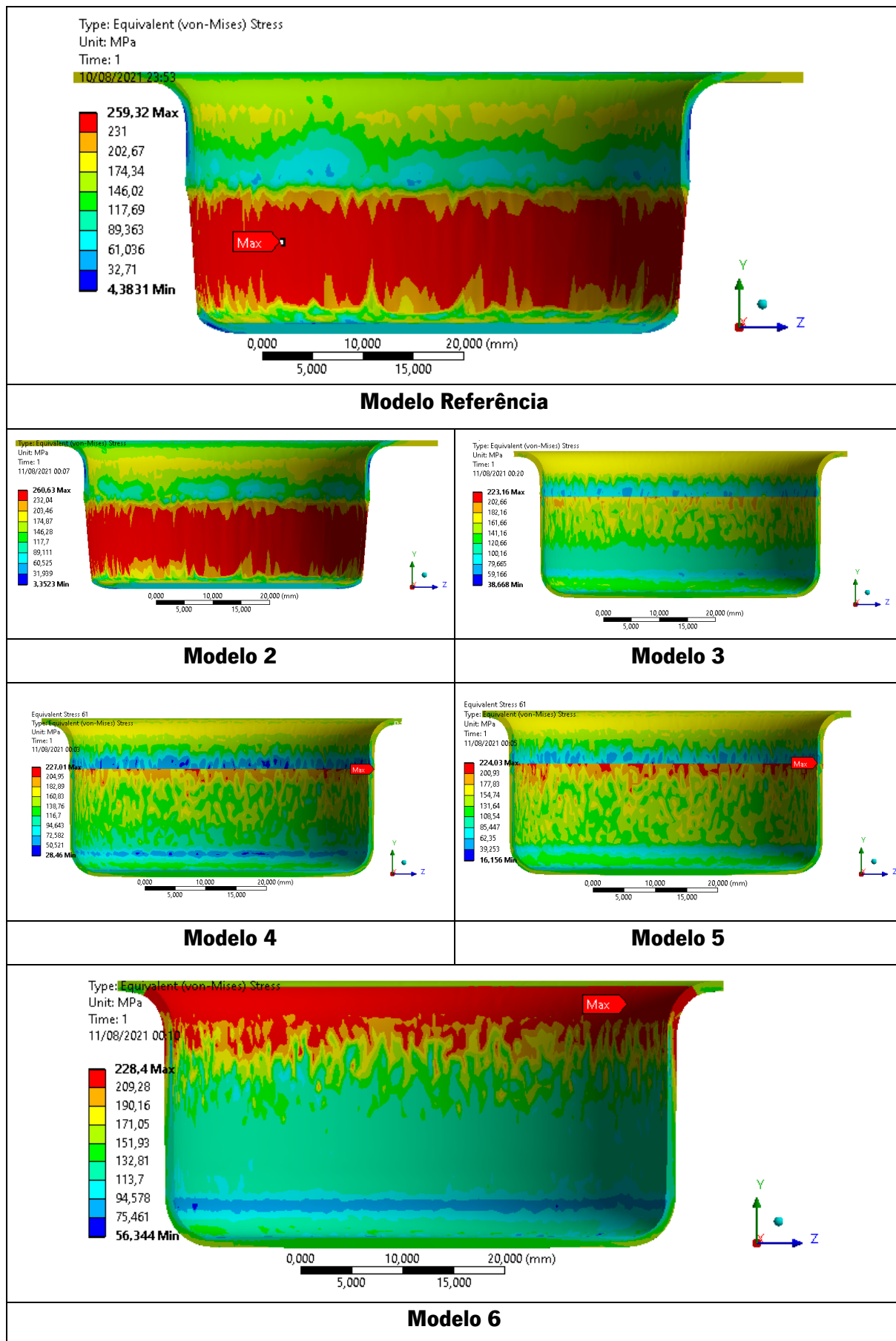


Figura 64 - Distribuição de tensões para os modelos analisados considerando a profundidade de embutidura de 25 mm.

5.5.3 Avaliação da variação de espessura

Através dos dados relativos às posições iniciais e finais dos 100 pontos de interesse selecionados (ver Figura 60) foi possível determinar a espessura final da chapa ao longo do seu eixo longitudinal.

Na Figura 65, o rastreo dos pontos de interesse permite analisar a performance do processo de embutidura. Os modelos Referência e 2 falham na tentativa de embutir o copo com uma profundidade de embutidura de 25 *mm*. Nestes casos, a zona crítica da peça encontra-se assinalada a vermelho e, é perceptível visualmente a redução substancial de espessura do componente.

Por outro lado, os restantes modelos aparentam ter concluído com boa performance a conformação plástica da chapa, já que a sua espessura varia de acordo com o expectável. De notar que, devido ao amaciamento localizado das propriedades mecânicas, estes modelos tendem a completar a embutidura com as extremidades mais próximas do centro geométrico, como evidencia a zona sinalizada a verde nas respetivas figuras.

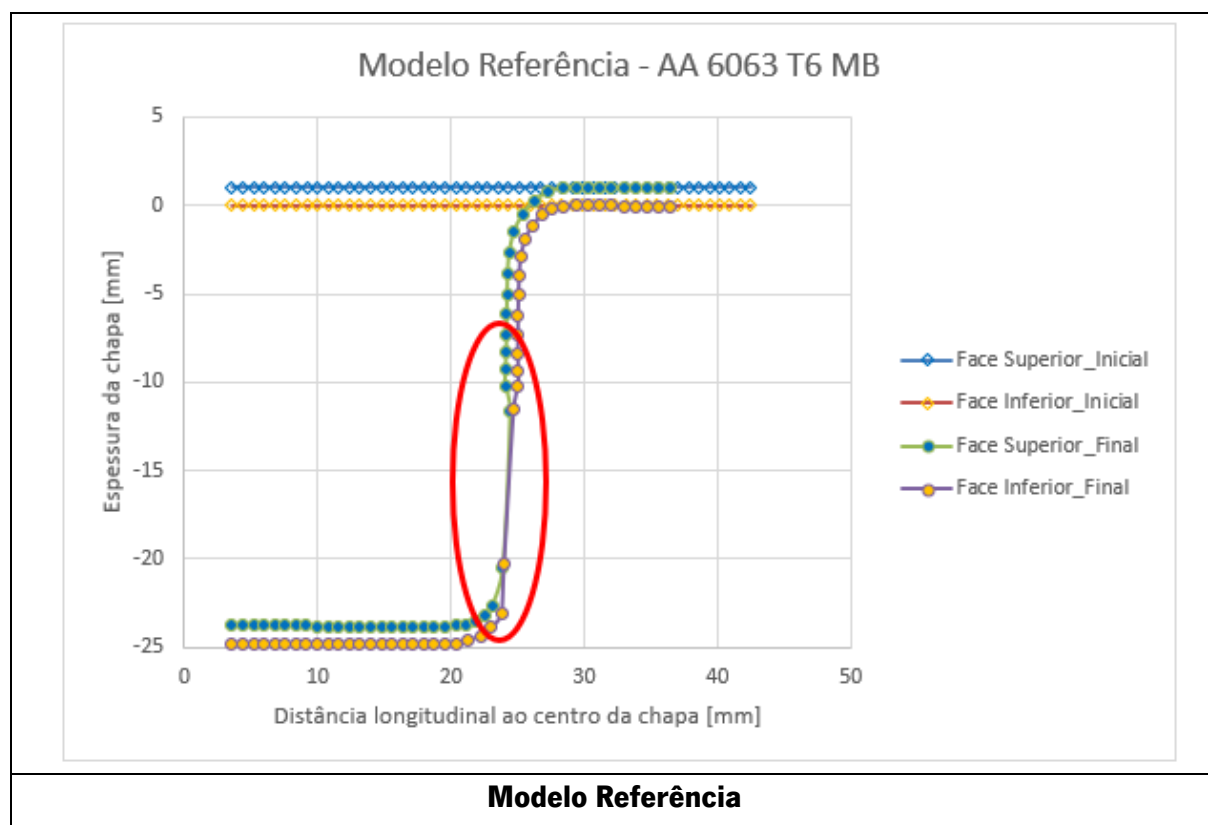


Figura 65 - Posição inicial e final dos pontos de interesse rastreados consoante o modelo analisado.

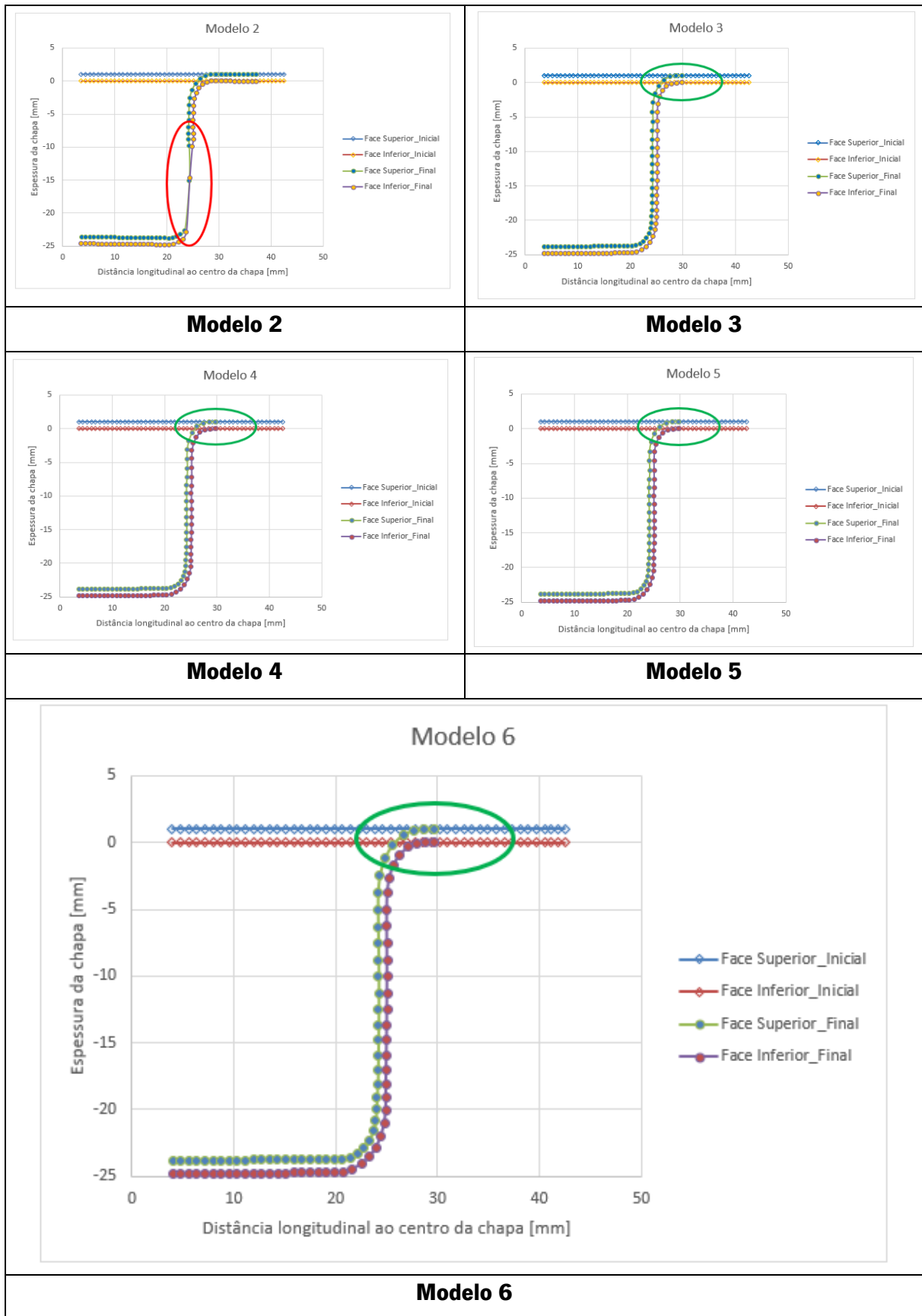


Figura 65 - Posição inicial e final dos pontos de interesse rastreados consoante o modelo analisado.

No Gráfico 17, a evolução da espessura final do componente ao longo do copo circular permite corroborar a análise de resultados efetuada até este momento. Isto porque, na zona de maior relevo, sombreada no gráfico, os 2 primeiros modelos evidenciam a sua incapacidade de satisfazer os requisitos de uma profundidade de embutidura de 25 *mm* para o componente. O modelo Referência e 2 caracterizam-se por uma espessura final mínima cerca de 82 e 62 % inferior à espessura inicial de 1 *mm* do esboço, respetivamente. Conclui-se que estes modelos encontram-se num estágio de deformação mais avançado e, por isso, mais suscetíveis à rotura.

O facto de em todas as simulações, na zona periférica a espessura ultrapassar o seu valor inicial, explica-se pela lei da conservação de matéria: o material deslocou-se do centro para a extremidade. Assim, devido ao facto de a estricção dos modelos Referência e 2 se ter manifestado, pelo que a espessura final do componente foi superior nas extremidades.

Em jeito de conclusão, os modelos 3 a 6 (inclusive) concluem com sucesso a embutidura do copo circular para a profundidade exigida, a redução máxima de espessura foi de apenas 21 %, enquanto que a performance do modelo Referência e 2 foi um fracasso.

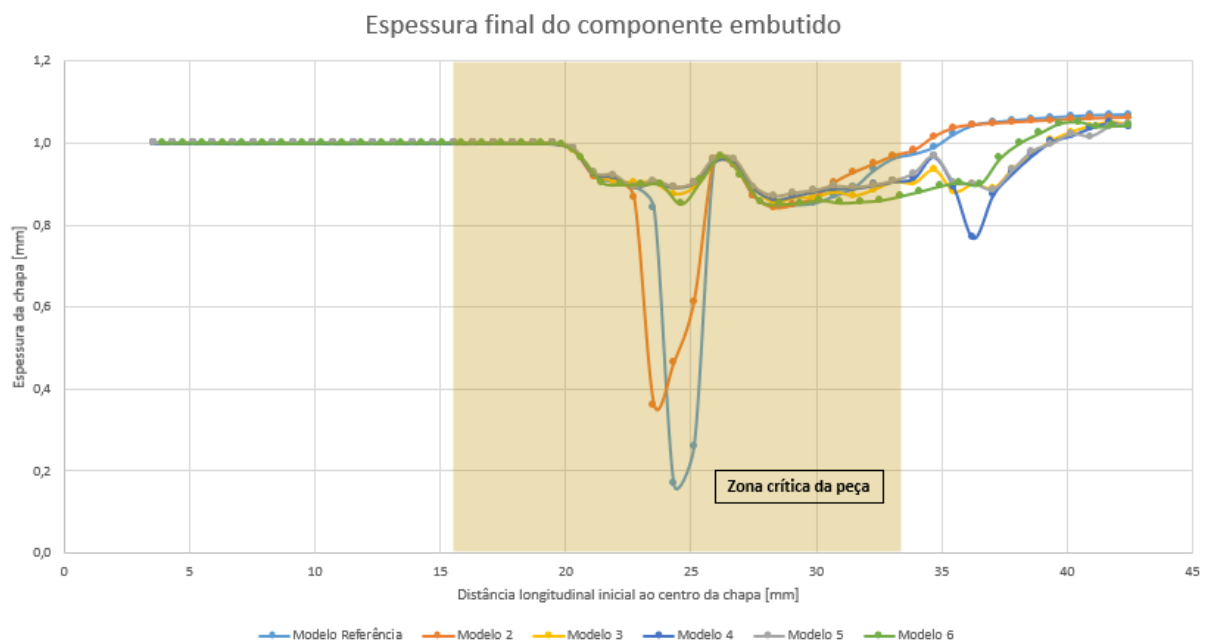


Gráfico 17 - Comparação e evolução da espessura final do componente ao longo do eixo longitudinal do esboço nos modelos propostos.

5.6 Mecanismo de ação de um THTB

O processo de embutidura para obtenção do componente com geometria de copo circular com um único estágio de deformação, cujo material se encontra isento de tratamento térmico localizado, atingiu o mínimo de resistência à estrição no modo de deformação próximo do plano tensão deformação, no raio de curvatura próximo da base de fundo do copo (Figura 63).

Em contraste, o componente quando sujeito a modificação funcional, através de tratamento térmico localizado, conduzido nas áreas previamente selecionadas na chapa original, apresenta redução local da resistência e, conseqüentemente, redução das tensões nas zonas críticas, locais propícios à iniciação de fratura durante o processo de embutidura. Além disso, a redução da variação da tensão média na zona da aba conduz à redução da força máxima de conformação. Estes 2 efeitos corroboram-se pela Figura 64 e Gráfico 15, respetivamente.

Assim sendo, os resultados obtidos para os modelos sujeitos a modificação funcional justificam-se pela distribuição e criação de um padrão de resistência especial no plano da chapa. O tratamento térmico localizado é utilizado com o intuito de criação de áreas suavizadas localmente. Estas zonas caracterizam-se, como comprovado no capítulo 4.4.1, por uma tensão de cedência e de rotura inferiores em comparação às áreas adjacentes.

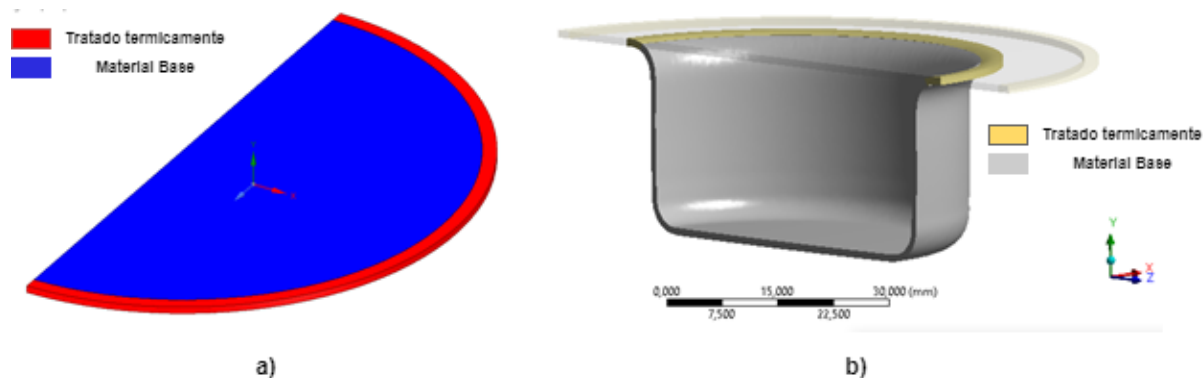


Figura 66 - Identificação das zonas isentas tratadas termicamente no modelo 6: a) a montante da etapa de conformação; b) a jusante da embutidura.

No que respeita à deformação elasto-plástica, a área correspondente à liga de alumínio 6063 T6, observada na Figura 66a), deve permanecer isenta de tratamento térmico, dado que compreende as zonas sujeitas a estados de deformação entre cargas de tração e deformação biaxial. Por outro lado, em resultado do amaciamento localizado e restrito de material, as áreas assinaladas a vermelho na Figura 66b), plastificam-se mais cedo, que as zonas sólidas circundantes. Deste modo, a flange/aba, tratada termicamente, não transmite forças e é dominada por cargas de compressão e tração no estado de

deformação. Como consequência, cria-se uma variação favorável de material das zonas amaciadas para as de material isento de tratamento térmico.

Com base nas áreas suavizadas localmente, pode ser identificado o primeiro mecanismo, descrito no capítulo 2.5.1: mecanismo de ação orientada para a força.

O primeiro mecanismo de ação começa com as forças de reação que ocorrem durante o processo de conformação. As direções de carregamento iniciam-se nos pontos de introdução de força do punção e terminam nas zonas de deformação desde a chapa até à sua geometria final. As direções de carregamento desde as forças de reação mais altas em termos de magnitude conduzem essencialmente às zonas de conformação nas quais o maior trabalho de conformação deve ser executado. As áreas da chapa amaciadas pelo tratamento térmico localizado, executam um menor trabalho de conformação e, conseqüentemente, forças de reação mais baixas ocorrem ao longo das direções de carregamento do componente. Devido às forças de reação mais baixas, tensões menores também atuam durante o processo de conformação, o que acaba reduzindo a probabilidade de a resistência à tração ser excedida localmente e portanto, a ocorrência de fratura.

Particularmente para o componente embutido com geometria de corpo circular, as forças de reação mais baixas ocorrem ao longo das direções de carregamento da base do componente, no qual as forças do punção são introduzidas, através do raio crítico da base de fundo do copo até à flange/aba na qual ocorre a plastificação do material. Como consequência, menores tensões atuam no raio de fundo do reservatório que está sob risco de fratura.

5.7 Discussão global dos resultados

A modificação funcional do componente através de tratamento térmico localizado via laser na chapa metálica, realizada a montante do processo de embutidura revelou-se um sucesso na redução de tensões críticas e, assim, minimizou o risco de fratura. Dos 6 modelos testados, apenas 2 manifestam redução considerável da espessura final da peça. No modelo Referência e 2 ocorreu redução da espessura final mínima de 83 e 64%, respetivamente. Sendo que, a indústria manufatureira apenas aceita componentes com redução de espessura de 30%.

Portanto, assume-se que os modelos 3 a 6, sujeitos a modificações funcionais através de tratamento térmico localizado apresentaram melhor performance que o modelo isento de qualquer alteração às suas propriedades mecânicas originais. Tal como elencado na Tabela 25, que sintetiza os parâmetros alvo de análise, todos os modelos sujeitos a modificação funcional, cuja temperatura máxima nas ZTA se situe na gama entre os 380 e 425°C, o aumento da profundidade de embutidura é no mínimo de 67%.

Tabela 25 - Comparação tabular entre o modelo Referência e os modelos com modificação funcional.

No. Modelo	Propriedades mecânicas (σ_y, σ_u e %EL.)			Força punção máxima (kN)	Tensão máxima [MPa]	Espessura final mínima, Δt_f [mm]	Profundidade embutidura máxima (sem estricção) [mm]
	$\Delta\sigma_y$	$\Delta\sigma_u$	$\Delta\%EL$				
1 (20°C)	237	266	13,2	14,1	259,3	0,167 (-83%)	15,0
2 (350°C)	-1%	-5%	-28%	14,0 (-1%)	260,7 (+1%)	0,361 (-64%)	13,4 (-11%)
3 (380°C)	-24%	-24%	-42%	13,9 (-2%)	223,2 (-14%)	0,854 (-15%)	25 (+67 %)
4 (400°C)	-30%	-26%	-70%	13,0 (-8%)	227,0 (-13%)	0,768 (-23%)	
5 (425°C)	-34%	-31%	-70%	12,7 (-10%)	224,0 (-14%)	0,870 (-13%)	
6 (400°C)	-30%	-26%	-70%	14,1 (+0%)	228,4 (-12%)	0,852 (-15%)	

Os resultados promissores obtidos através desta tecnologia, relativamente ao modelo isento de tratamento térmico, justificam-se pela seleção das zonas termicamente afetadas, bem como pela sua temperatura máxima, homogeneização e, conseqüentemente, alterações microestruturais, que por sua vez, incorporam modificações localizadas das propriedades mecânicas, nomeadamente amaciamento da tensão de cedência e de rotura.

Além disso, a preocupação principal relativamente às propriedades mecânicas decorrentes do tratamento térmico localizado a uma determinada temperatura, prendia-se com o facto de se ter obtido uma redução substancial da ductilidade, como descrito no capítulo 4.4.1. Apesar disso, os resultados numéricos sugerem que o efeito adverso da perda localizada de ductilidade é compensado pelo amaciamento massivo da tensão de cedência e de rotura em zonas específicas e que não comprometem o processo. Esta conclusão é sustentada pela comparação direta entre os modelos: note-se que o copo circular embutido do modelo 4 apresenta uma espessura final mínima superior à do modelo 3, apesar de a perda de ductilidade ser superior.

Por fim, no que respeita à influência da extensão radial das zonas termicamente afetadas, verificou-se que é suficiente a modificação das propriedades mecânicas numa extensão radial de 2 *mm* ao invés dos 7 *mm*, dado que o modelo 4 e 6, como se verifica na Tabela 25 e nos subcapítulos anteriores, apresentaram resultados extremamente similares.

Com efeito, é razoável assumir que o modelo 6 exibiu a melhor performance de todos os modelos testados, pois permite reduzir substancialmente a área termicamente afetada e, assim, reduzir custos associados, mantendo a performance. Além disso, favorece o uso de THTB na fabricação em série, pela otimização e aporte mínimo de calor de tratamento térmico localizado, reduzindo o tempo de ciclo no aquecimento. Por último, uma menor entrada de calor conduz à redução da distorção térmica.

O melhoramento da performance e conformabilidade da liga de alumínio depende consideravelmente das zonas seleccionadas para a realização do tratamento térmico localizado, da temperatura máxima, sendo que foram estes os parâmetros testados.

6. CONCLUSÕES E DESENVOLVIMENTOS FUTUROS

6.1 Conclusões

Na procura de mitigar os efeitos das alterações climáticas, as emissões de gases com efeito de estufa devem ser imperativamente reduzidas. A indústria automóvel apresenta um papel relevante, na medida em que o fabrico de componentes mais leves, tem como consequência a redução do consumo de combustíveis fósseis e, assim, a emissão de CO₂ para a atmosfera. A modificação funcional de componentes, através de tratamento térmico localizado via laser surge como uma tecnologia promissora e efetiva na construção de componentes mais leves. Ligas de alumínio da série 6000 e UHSS são materiais utilizadas no fabrico de componentes automóveis por permitirem a redução do peso global do veículo, não menosprezando a performance e segurança dos passageiros. O tratamento térmico localizado via laser tem potencial para aumentar a conformabilidade destes materiais, e deste modo, aumentar a complexidade geométrica das peças conformadas plasticamente.

O objetivo da presente dissertação foi comprovar que a aplicabilidade do tratamento térmico localizado a componentes fabricados de liga de alumínio 6063 T6 e o aço DP 1000. Com efeito, as primeiras etapas passaram por efetuar a caracterização dos materiais e, assim, averiguar o amaciamento da resistência mecânica providenciado pelo tratamento térmico via radiação laser. Como ponto a destacar, a análise de calorimetria permitiu correlacionar as alterações microestruturais e consequentemente mecânicas, além disso foi possível a previsão das curvas tensão – deformação por aplicação de um modelo constitutivo, para a gama de temperaturas 353 – 425°C. De seguida, a variação das propriedades mecânicas foi aplicada ao componente de geometria de copo circular, de forma a corroborar o aumento de conformabilidade.

As alterações das propriedades mecânicas são consequência de modificações microestruturais. Sendo assim, para a liga de alumínio 6063 T6 a análise térmica de calorimetria permitiu estimar a gama de temperaturas nas quais é expectável a dissolução dos aglomerados de *MgSi*. Este fenómeno traduz-se na diminuição da resistência mecânica. As alterações ao nível microestrutural correlacionam-se com as modificações das propriedades mecânicas obtidas. Os ensaios de tração permitiram concluir que o feixe de laser de diodo aplicado na superfície do material é eficaz no amaciamento da resistência mecânica do material. A extensa caracterização da liga de alumínio ficou concluída com a aplicação do modelo constitutivo de *'Hockett-Sherby'*. Foi estimada a curva tensão – deformação em função da temperatura

máxima no TTL. Deste modo, é possível a aplicação destas curvas em simulação numérica elasto-plástica de componentes fabricados a partir de THTB.

Por sua vez, a caracterização do material DP 1000 revelou a insuficiência do laser em uniformizar a temperatura por toda a zona termicamente afetada. Este facto é sugerido pela análise de microdureza, na qual se verificou a heterogeneidade do valor da microdureza ao longo da própria ZTA. Como consequência, as propriedades mecânicas obtidas não se correlacionam com o expectável pela revisão bibliográfica. Pelo contrário verificou-se a diminuição acentuada da ductilidade do material. As curvas tensão – deformação incaracterísticas registadas justificam-se pela não homogeneização da temperatura pela ZTA; o baixo diâmetro do feixe de laser tem como consequência o baixo tempo de aquecimento e, assim, a alta taxa de arrefecimento. Constata-se que, as altas taxas de arrefecimento, derivado do baixo diâmetro do feixe de laser não favorecem o revenido da martensite ou aumento da fração volúmica de ferrite, e assim, o amaciamento da resistência mecânica do material não é atingido. Apesar disso, o estudo efetuado por *Lapouge et al.* [32] conseguiu o aumento da ductilidade e diminuição da resistência mecânica do aço DP 1180 com maiores taxas de aquecimento das verificadas nesta dissertação. Com efeito, outro fator que pode ter influenciado a homogeneização da temperatura na ZTA deve-se ao facto de o tratamento térmico ter sido efetuado previamente ao corte dos provetes, recomenda-se de forma a que a transferência de calor para a superfície do material não seja prejudicada, que o corte dos provetes se efetue após o TTL. Por fim, o elevado teor de cromo do aço investigado tem como consequência a elevada taxa de arrefecimento crítica, ou seja, o elevado teor de cromo faz com que a taxa de arrefecimento deva ser o mais reduzida possível por forma a dar-se o revenido da martensite.

Por fim, a simulação numérica corroborou o aumento da conformabilidade da liga de alumínio 6063 T6 quando sujeita a tratamento térmico localizado, a montante do processo de conformação. Os resultados obtidos permitem estimar o aumento da profundidade de embutidura em 67 % de 4 modelos sujeitos a modificação funcional relativamente ao modelo de referência. Enquanto que o modelo Referência manifesta estricção e redução considerável de espessura a partir dos 15 *mm* de deslocamento do punção, os outros 4 modelos testados apresentam uma boa performance, com redução insignificante da espessura do componente.

Em suma, o trabalho desenvolvido qualifica a tecnologia THTB como método efetivo para aumentar a conformabilidade da liga de alumínio 6063 T6 embutida para dar forma à geometria de copo circular. A ideia chave é a criação de áreas da flange/aba localmente suavizadas através de tratamento térmico localizado via laser, a uma dada temperatura máxima homogeneizada e controlada, nas zonas da flange/aba do copo embutido.

6.2 Desenvolvimentos Futuros

Como desenvolvimentos futuros, no que concerne à liga de alumínio a modificação funcional, através de tratamento térmico localizado via laser para a geometria de copo circular deve ser testada experimentalmente. Assim, será possível corroborar as evidências do aumento de conformabilidade devido ao TTL. Além disso, outras geometrias mais complexas devem ser estudadas.

Relativamente ao aço DP 1000, sugere-se a realização do TTL na chapa e subsequente corte dos provetes, desta forma a homogeneização da temperatura na superfície exposta à radiação é favorecida. Além disso, o diâmetro do feixe deve ser aumentado para que o arrefecimento do material seja mais lento e gradual, e, assim, a fração volúmica de martensite se reduza, pelo aumento da fração volúmica de ferrite. A caracterização dos materiais deve, nesse momento, sugerir o amaciamento da resistência mecânica do material e o aumento da ductilidade, devido ao tratamento térmico localizado.

LISTA DE REFERÊNCIAS

- [1] “Environmental Issues Facing Future Of European Car Industry Marketing Essay,” *UKEssays*, Nov. 2018. <https://www.ukessays.com/essays/marketing/environmental-issues-facing-future-of-european-car-industry-marketing-essay.php> (accessed Nov. 01, 2021).
- [2] A. G. Mamalis, K. N. Spentzas, and A. A. Mamali, “The impact of automotive industry and its supply chain to climate change: Somme techno-economic aspects,” *European Transport Research Review*, vol. 5, no. 1, pp. 1–10, Mar. 2013, doi: 10.1007/s12544-013-0089-x.
- [3] J. Allwood, “Sustainable materials-with both eyes open,” *University of Cambridge*.
- [4] K. Mori and Y. Abe, “A review on mechanical joining of aluminium and high strength steel sheets by plastic deformation,” *International Journal of Lightweight Materials and Manufacture*, vol. 1, no. 1. KeAi Publishing Communications Ltd., pp. 1–11, Mar. 01, 2018. doi: 10.1016/j.ijlmm.2018.02.002.
- [5] M. Lai and R. Brun, “Latest Developments in Sheet Metal Forming Technologies and Materials for Automotive Application: the Use of Ultra High Strength Steels at Fiat to Reach Weight Reduction at Sustainable Costs,” *Key Engineering Materials*, vol. 344, pp. 1–8, Jul. 2007, doi: 10.4028/www.scientific.net/kem.344.1.
- [6] K. Kumar Dama, V. Suresh Babu, and R. N. Rao, “State of the Art on Automotive Lightweight Body-in-White Design,” *Materials Today: Proceedings* 5 (2018).
- [7] T. P. Hovorun, K. Berladir, V. I. Pererva, S. G. Rudenko, and A. I. Martynov, “Modern materials for automotive industry,” *Journal of Engineering Sciences*, vol. 4, no. 2, pp. f8–f18, 2017, doi: 10.21272/jes.2017.4(2).f8.
- [8] M. Tisza and I. Czinege, “Comparative study of the application of steels and aluminium in lightweight production of automotive parts,” *International Journal of Lightweight Materials and Manufacture*, vol. 1, no. 4, pp. 229–238, Dec. 2018, doi: 10.1016/j.ijlmm.2018.09.001.
- [9] W. S. Miller *et al.*, “Recent development in aluminium alloys for the automotive industry,” *Materials Science and Engineering A280* (2000).
- [10] G. Bergweiler, “Lokale Wärmebehandlung mit Laserstrahlung zur Verbesserung der Umform- und Funktionseigenschaften von hochfesten Stählen,” Ph.D. dissertation, RWTH Aachen University, Aachen, Germany, 2013.
- [11] L. Cacho, “Desenvolvimento de componentes metálicos com rigidez variável,” M.S. thesis, Escola Engenharia, UM, Braga, Portugal, 2019.

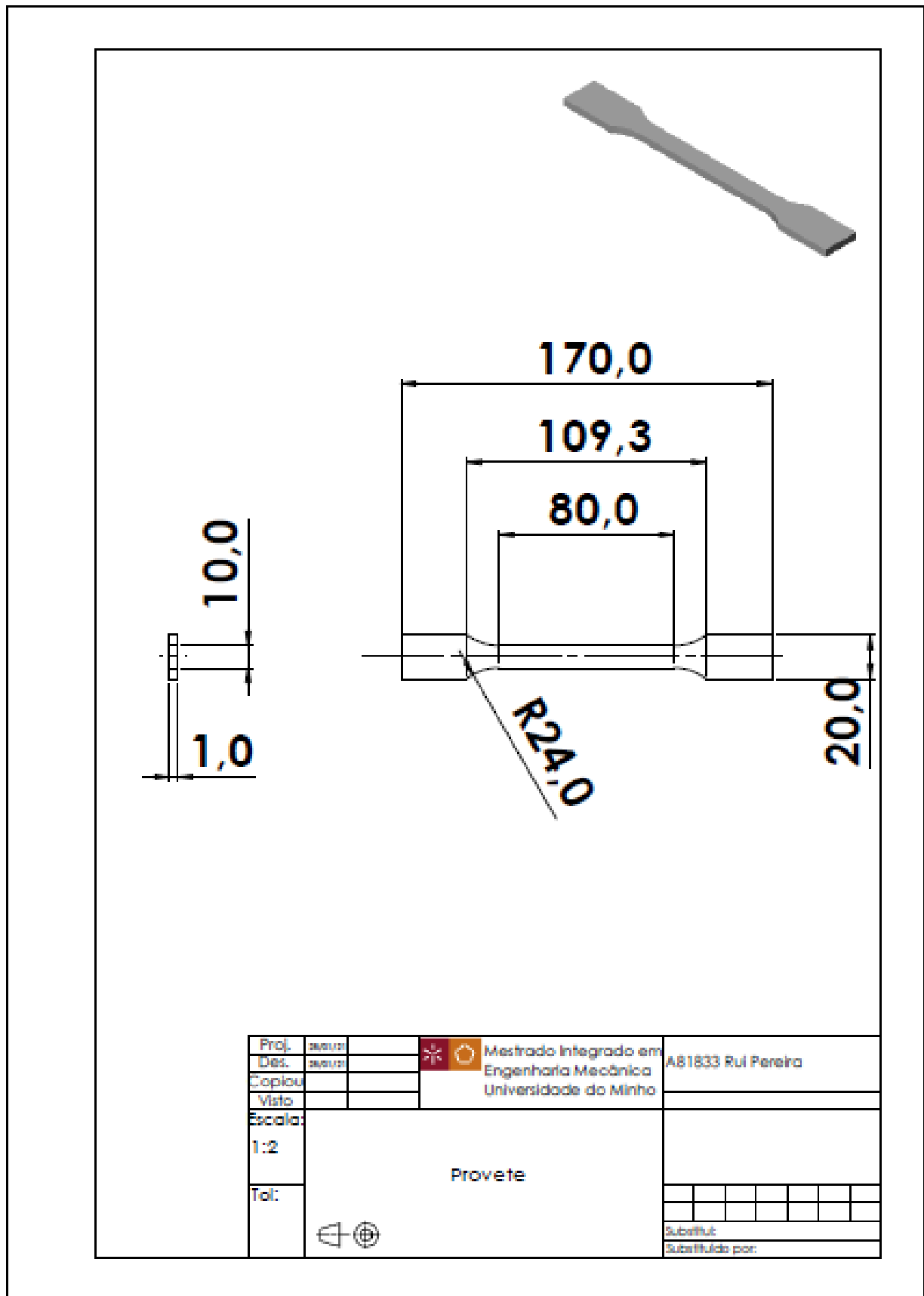
- [12] Y. Abe, T. Ohmi, K. Mori, and T. Masuda, "Improvement of formability in deep drawing of ultra-high strength steel sheets by coating of die," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 214, no. 9, pp. 1838–1843, 2014, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2014.03.023.
- [13] U. Vogt, "Seriennahe Auslegung von aluminium tailored heat treated blanks," M.S. thesis, Technischen Fakultät, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, Nuremberg, Germany, 2009.
- [14] Y. Dong, K. Zheng, J. Fernandez, X. Li, H. Dong, and J. Lin, "Experimental investigations on hot forming of AA6082 using advanced plasma nitrocarburised and CAPVD WC: C coated tools," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 240, pp. 190–199, Feb. 2017, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2016.09.023.
- [15] K. Zheng, Y. Dong, H. Dong, J. Fernandez, and T. A. Dean, "Investigation of the lubrication performance using WC: C coated tool surfaces for hot stamping AA6082," in *Procedia Engineering*, 2017, vol. 207, pp. 711–716. doi: 10.1016/j.proeng.2017.10.1046.
- [16] K. Zheng, D. J. Politis, L. Wang, and J. Lin, "A review on forming techniques for manufacturing lightweight complex-shaped aluminium panel components," *International Journal of Lightweight Materials and Manufacture*, vol. 1, no. 2. KeAi Publishing Communications Ltd., pp. 55–80, Jun. 01, 2018. doi: 10.1016/j.ijlmm.2018.03.006.
- [17] M. Merklein, M. Johannes, M. Lechner, and A. Kuppert, "A review on tailored blanks - Production, applications and evaluation," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 214, no. 2, pp. 151–164, 2014, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2013.08.015.
- [18] H. Kusuda, T. Takasago, and F. Natsumi, "Formability of tailored blanks," *Journal of Materials Processing Technology* 71 (1997).
- [19] "ULSAB Programme Report," *WorldAutoSteel*, <https://www.worldautosteel.org/projects/ulsab/ultralight-steel-auto-body-ulsab-programme/> (accessed Nov. 02, 2021).
- [20] H-J. Streitberger, K-F. Dossel, *Automotive Paints and Coatings*, Second Edition, 2008.
- [21] K. Lamprecht and M. Geiger, "Characterisation of the forming behaviour of patchwork blanks," *Steel Research International*, vol. 76, no. 12, pp. 910–915, 2005, doi: 10.1002/srin.200506115.
- [22] M. Geiger, M. Merklein, and U. Vogt, "Aluminum tailored heat treated blanks," *Production Engineering*, vol. 3, no. 4–5, pp. 401–410, Jan. 2009, doi: 10.1007/s11740-009-0179-8.

- [23] M. Merklein and H. Nguyen, "Advanced laser heat treatment with respect for the application for Tailored Heat Treated Blanks," in *Physics Procedia*, 2010, vol. 5, no. PART 2, pp. 233–242. doi: 10.1016/j.phpro.2010.08.049.
- [24] M. M. Quazi, M. A. Fazal, A. S. M. A. Haseeb, F. Yusof, H. H. Masjuki, and A. Arslan, "Laser-based Surface Modifications of Aluminum and its Alloys," *Critical Reviews in Solid State and Materials Sciences*, vol. 41, no. 2, pp. 106–131, Mar. 2016, doi: 10.1080/10408436.2015.1076716.
- [25] A. Mohammadi, H. Vanhove, A. van Bael, and J. R. Dufflou, "Bending Properties of Locally Laser Heat Treated AA2024-T3 Aluminium Alloy," in *Physics Procedia*, 2012, vol. 39, pp. 257–264. doi: 10.1016/j.phpro.2012.10.037.
- [26] A. Lattanzi, A. Piccininni, P. Guglielmi, M. Rossi, and G. Palumbo, "A fast methodology for the accurate characterization and simulation of laser heat treated blanks," *International Journal of Mechanical Sciences*, vol. 192, Feb. 2021, doi: 10.1016/j.ijmecsci.2020.106134.
- [27] A. Weisheit *et al.*, "Local Laser Heat Treatment of Ultra High Strength Steels to Improve Formability," *Production Engineering* (2009).
- [28] Merklein, M., Böhm, W. and Lechner, M. (2012). "Tailoring Material Properties of Aluminum by Local Laser Heat Treatment," *Physics Procedia*, 39, 232–239, 2012, <https://doi.org/10.1016/j.phpro.2012.10.034>.
- [29] M. Merklein, M. Geiger, D. Staud, and U. Vogt, "Tailored heat treated blanks applied on car body parts under quasi-series conditions," 2009, doi: 10.1504/IJMMP.2009.031588.
- [30] "Tabela de Condutividade Térmica de Materiais de Construção," Protolab. <http://www.protolab.com.br/Tabela-Condutividade-Material-Construcao.htm> (accessed Nov. 02, 2021).
- [31] A. Piccininni and G. Palumbo, "Design and optimization of the local laser treatment to improve the formability of age hardenable aluminium alloys," *Materials*, vol. 13, no. 7, Apr. 2020, doi: 10.3390/ma13071576.
- [32] P. Lapouge, J. Dirrenberger, F. Coste, and M. Schneider, "Laser heat treatment of martensitic steel and dual-phase steel with high martensite content", *Materials Science and Engineering*, 752, pp.128-135, Apr. 2019, doi: 10.1016/j.msea.2019.03.016.
- [33] E. Capello and B. Previtali, "Enhancing dual phase steel formability by diode laser heat treatment," *Journal of Laser Applications*, vol. 21, no. 1, pp. 1–9, Feb. 2009, doi: 10.2351/1.3071316.

- [34] H. G. Woo and H. S. Cho, "Three-dimensional temperature distribution in laser surface hardening processes," *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture*, vol. 213, no. 7, pp. 695–712, 1999, doi: 10.1243/0954405991517128.
- [35] M. Lechner, M. Johannes, A. Kuppert, and M. Merklein, "Influence of pre-straining and heat treatment on the yield surface of precipitation hardenable aluminum alloys," in *Physics Procedia*, 2014, vol. 56, no. C, pp. 1400–1409. doi: 10.1016/j.phpro.2014.08.070.
- [36] A. Kahrmanidis, M. Lechner, J. Degner, D. Wortberg, and M. Merklein, "Process design of aluminum tailor heat treated blanks," *Materials*, vol. 8, no. 12, pp. 8524–8538, 2015, doi: 10.3390/ma8125476.
- [37] H. Fröck *et al.*, "Precipitation behaviour and mechanical properties during short-term heat treatment for tailor heat treated profiles (THTP) of aluminium alloy 6060 T4," in *Materials Science Forum*, 2017, vol. 877, pp. 400–406. doi: 10.4028/www.scientific.net/MSF.877.400.
- [38] J. Osten, B. Milkereit, C. Schick, and O. Kessler, "Dissolution and precipitation behaviour during continuous heating of Al-Mg-Si alloys in a wide range of heating rates," *Materials*, vol. 8, no. 5, pp. 2830–2848, 2015, doi: 10.3390/ma8052830.
- [39] "Ducker:Frontier: Auto Aluminum content to grow 12% by 2026, expect more closures, fenders," *Repairer Driven News*, Oct. 2020. <https://www.repairerdrivennews.com/2020/10/16/duckerfrontier-auto-aluminum-content-to-grow-12-by-2026-expect-more-closures-fenders/> (accessed Nov. 01, 2021).
- [40] M. Xia, E. Biro, Z. Tian, Y. N. Zhou, "Effects of Heat Input and Martensite on HAZ Softening in Laser Welding of Dual Phase Steels," *ISIJ International*, Vol.48 (2008), No. 6, pp.809-814.
- [41] V.H. Hernandez, S. S. Nayak, Y. Zhou, "Tempering of Martensite in Dual-Phase Steels and Its Effects on Softening Behaviour," *Metallurgical and Materials Transactions A.*, 42 (10), pp.3115-3129, 2011, doi: <https://doi.org/10.1007/s11661-011-0739-3>.
- [42] A. Järvenpää, M. Jaskari, M. Hietala, K. Mäntyjärvi, "Local Laser Heat Treatments of Steel Sheets," *Physics Procedia*, 78, pp.296-304, 2015, doi: <https://doi.org/10.1016/j.phpro.2015.11.040>.
- [43] B. Carlsson, "Local Heat Treatment of Ultra High Strength Steel," *Research Fund for Coal and Steel*, European Commission, 2009. [Online]. Available: <http://bookshop.europa.eu>.
- [44] M. Pantawane, N. B. Dahotre, S. S. Joshi, "Laser Beam Machining of Aluminum Alloys," *ASM International*, Vol. 2A, 2018, doi: <https://doi.org/10.31399/asm.hb.v02a.9781627082075>.

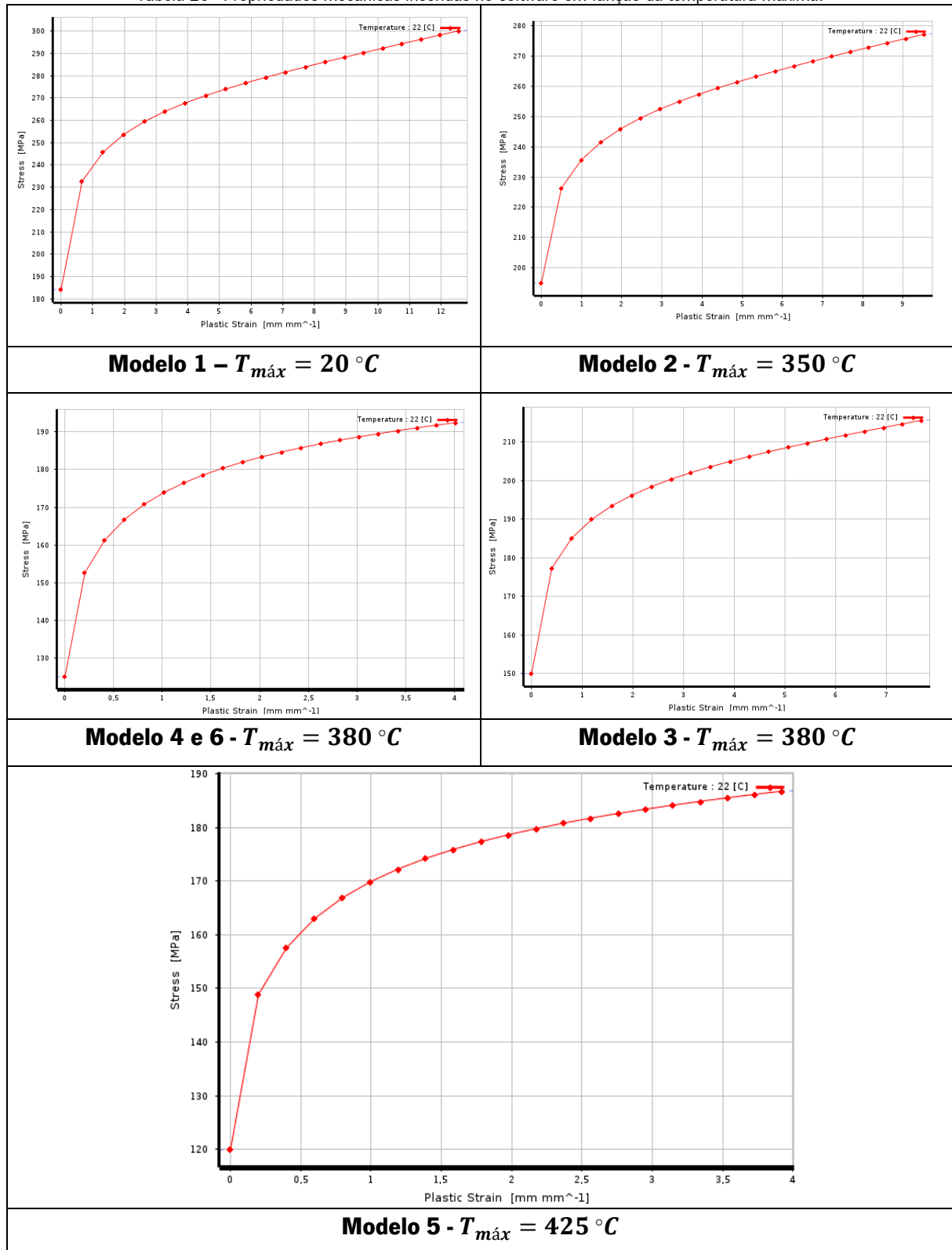
- [45] M. Merklein, J. Herrmann, "Effect of a local laser heat treatment on the formability of multi-layered 6000 series aluminum alloys," *Physics Procedia*, 83, 560–567, 2016, doi: <https://doi.org/10.1016/j.phpro.2016.08.058>.
- [46] J. Herrmann, M. Merklein, "Improvement of deep drawability of ultra-fine grained 6000 series aluminum alloy by tailored heat treatment," *Procedia Manufacturing*, 15, 976–983, 2018, doi: <https://doi.org/10.1016/j.promfg.2018.07.397>.
- [47] M. Geiger, M. Merklein, M. Kerausch, "Finite Element Simulation of Deep Drawing of Tailored Heat Treated Blanks,".
- [48] M. Machhammer, C. Sommitsch, "The interaction between short-term heat-treatment and the formability of an Al-Mg-Si alloy regarding deep drawing processes," *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 159(1), 2016, doi: <https://doi.org/10.1088/1757-899X/159/1/012001>.
- [49] A. Piccininni, G. Michele, G. Palumbo, D. Sorgente, L. Tricarico, "Improving the hydromechanical deep-drawing process using aluminum tailored heat treated blanks" *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, 28(12), 1482–1489, 2015, doi: <https://doi.org/10.1007/s40195-015-0347-0>.
- [50] K.W. Andrews, "Empirical Formulae for the Calculation of Some Transformation Temperatures," *J. Iron Steel Institute*, 203, pp.721-727, 1965.
- [51] J. Trzaska, "Calculation of Critical Temperatures by Empirical Formulae," *Arch, Metall. Mater.*, Vol. 61, No. 2B, pp. 981-986, 2016, doi: [10.1515/amm-2016-0167](https://doi.org/10.1515/amm-2016-0167).

ANEXO A – DESENHO TÉCNICO PROVETE



ANEXO B – CURVAS TENSÃO – DEFORMAÇÃO REAL INTRODUZIDAS NO ANSYS WORKBENCH

Tabela 26 - Propriedades mecânicas inseridas no *software* em função da temperatura máxima.



ANEXO C – LINHAS DE TENDÊNCIA DAS REAÇÕES DA ANÁLISE DSC

As linhas de tendências das reações B,d, F, g e H foram estimadas recorrendo ao estudo efetuado por *Osten et al.* [38]. Este autores desenvolveram os denominados diagramas de dissolução contínuos, que permitem estimar os fenómenos de dissolução e precipitação em altas taxas de aquecimento.

Sendo assim, a análise de calorimetria efetuada para a liga de alumínio 6005 T6, por estes autores, para taxas de aquecimento de 0,01 K/s até aos 5 K/s permitiu identificar o tempo e temperatura a que as reações ocorrem para 7 taxas de aquecimento. Assim, a cada reação correspondem 7 pontos (tempo – temperatura), a partir dos quais se criou a linha de tendência. Na Figura 67 as linhas de tendência extraídas para cada reação da liga de alumínio 6005 T6 e a respetiva equação. De notar que, a % em fração mássica de *MgSi* desta liga é de 1,26 %, enquanto que a da liga 6063 T6 é de 1,12%. Por isso, as linhas de tendência, embora permitam ter uma noção da gama de temperaturas a que cada temperatura ocorre para a liga de alumínio 6063 T6, não são totalmente fidedignas, uma vez que resultam de uma extensiva análise à calorimetria, para diversas taxas de aquecimento do estudo efetuado por *Osten et al.* [38].

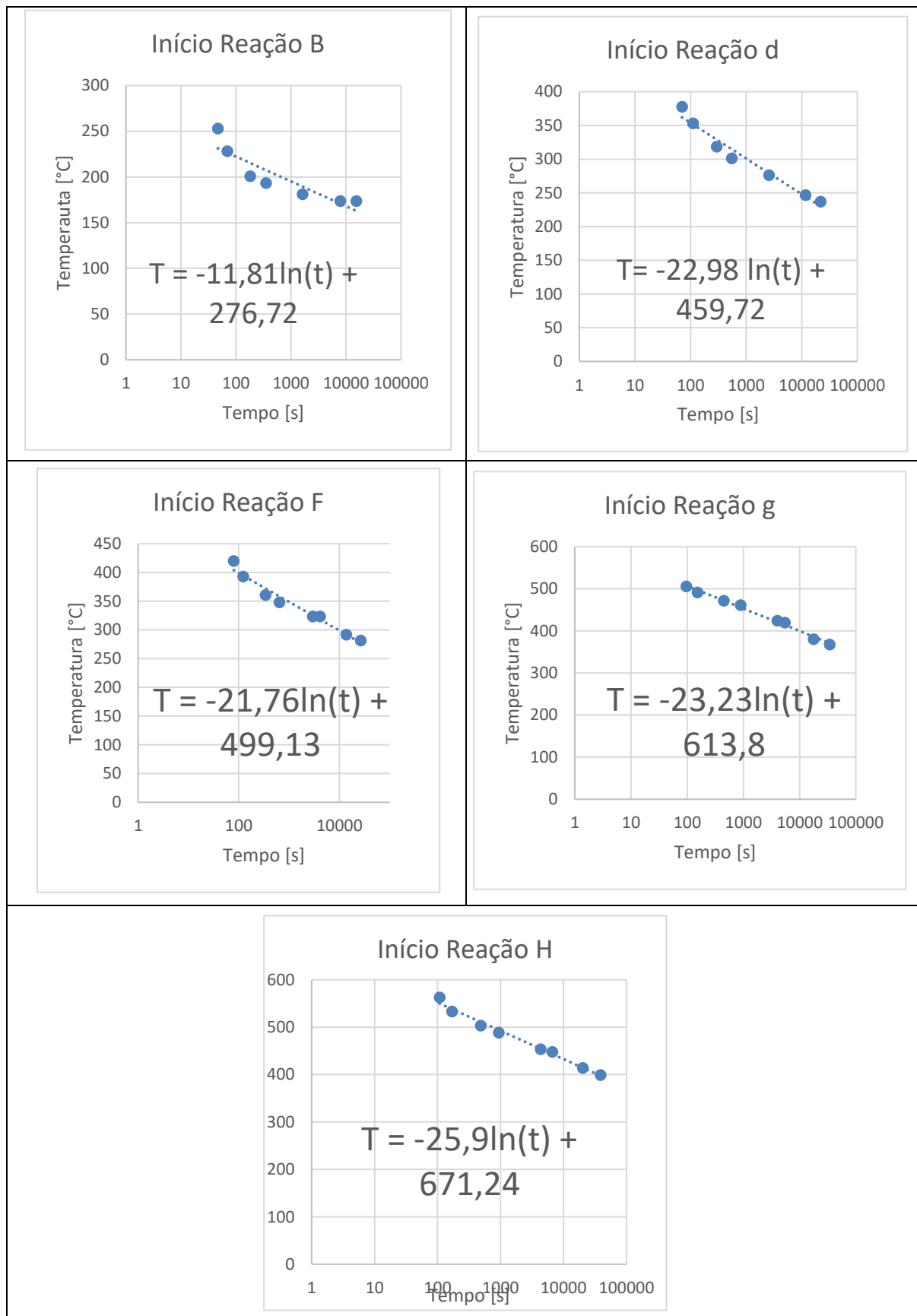


Figura 67 - Equações associadas a cada reação de dissolução e precipitação da liga de alumínio 6005 T6 extrapoladas e adaptadas para aplicação na liga de alumínio 6063 T6.

ANEXO D – TABELAS RETIRADAS DO MECHANICAL APDL

Tabela 27 - Coordenadas iniciais e vetor deslocamento do modelo 1 para a face superior retirado da extensão 'Mechanical APDL'.

Coordenadas iniciais				Vetor Deslocamento			
Nó	OX	OY	OZ	Nó	UX	UY	UZ
47921	23,718	42,251	63,619	47921	0,00	-24,78	0,00
47922	23,718	42,251	64,417	47922	0,00	-24,78	0,00
47923	23,718	42,251	65,214	47923	0,00	-24,78	0,00
47924	23,718	42,251	66,012	47924	0,00	-24,78	0,00
47925	23,718	42,251	66,81	47925	0,00	-24,78	0,00
47926	23,718	42,251	67,608	47926	0,00	-24,78	0,00
47927	23,718	42,251	68,405	47927	0,00	-24,78	0,00
47928	23,718	42,251	69,203	47928	0,00	-24,78	0,00
47929	23,718	42,251	70,001	47929	0,00	-24,78	0,00
47930	23,718	42,251	70,799	47930	0,00	-24,79	0,00
47931	23,718	42,251	71,596	47931	0,00	-24,79	0,00
47932	23,718	42,251	72,394	47932	0,00	-24,79	0,00
47933	23,718	42,251	73,192	47933	0,00	-24,79	0,00
47934	23,718	42,251	73,99	47934	0,00	-24,79	0,00
47935	23,718	42,251	74,787	47935	0,00	-24,79	0,00
47936	23,718	42,251	75,585	47936	0,00	-24,79	0,00
47937	23,718	42,251	76,383	47937	0,00	-24,79	0,00
47938	23,718	42,251	77,181	47938	0,00	-24,79	0,00
47939	23,718	42,251	77,978	47939	0,00	-24,79	0,00
47940	23,718	42,251	78,776	47940	0,00	-24,79	0,00
47941	23,718	42,251	79,574	47941	0,00	-24,79	0,00
47942	23,718	42,251	80,372	47942	0,00	-24,78	0,00
47943	23,718	42,251	81,169	47943	0,00	-24,73	-0,03
47944	23,718	42,251	81,967	47944	0,00	-24,53	-0,10
47945	23,718	42,251	82,765	47945	0,00	-24,15	-0,22
47946	23,718	42,251	83,563	47946	0,00	-23,62	-0,44
47947	23,718	42,251	84,36	47947	0,00	-21,45	-0,43
47948	23,718	42,251	85,158	47948	0,00	-12,60	-0,68
47949	23,718	42,251	85,956	47949	0,00	-11,20	-1,84
47950	23,718	42,251	86,754	47950	0,00	-10,30	-2,62
47951	23,718	42,251	87,551	47951	0,00	-9,33	-3,38
47952	23,718	42,251	88,349	47952	0,00	-8,27	-4,14
47953	23,718	42,251	89,147	47953	0,00	-7,16	-4,93
47954	23,718	42,251	89,945	47954	0,00	-6,05	-5,70
47955	23,718	42,251	90,742	47955	0,00	-4,90	-6,46
47956	23,718	42,251	91,54	47956	0,00	-3,71	-7,14
47957	23,718	42,251	92,338	47957	0	-2,5326	-7,5929
47958	23,718	42,251	93,136	47958	0	-1,5145	-7,7419
47959	23,718	42,251	93,933	47959	0	-0,73278	-7,6515
47960	23,718	42,251	94,731	47960	0	-0,2297	-7,4063
44949	23,718	42,251	95,529	44949	0,00	-0,02	-7,12
44896	23,718	42,251	96,307	44896	0,00	0,03	-6,92
44907	23,718	42,251	97,084	44907	0,00	0,03	-6,78
44886	23,718	42,251	97,862	44886	0,00	0,03	-6,66
44889	23,718	42,251	98,64	44889	0,00	0,03	-6,55
44834	23,718	42,251	99,418	44834	0,00	0,03	-6,45
45033	23,718	42,251	100,2	45033	0,00	0,04	-6,35
45018	23,718	42,251	100,97	45018	0,00	0,03	-6,27
45040	23,718	42,251	101,75	45040	0,00	0,03	-6,19
45077	23,718	42,251	102,53	45077	0,00	0,02	-6,12

Tabela 28 - Coordenadas iniciais e vetor deslocamento do modelo 1 para a face inferior retirado da extensão 'Mechanical APDL'.

Coordenadas iniciais				Vetor deslocamento			
Nó	OX	OY	OZ	Nó	UX	UY	UZ
47833	23,718	41,251	63,619	47833	0,00	-24,78	0,00
47834	23,718	41,251	64,417	47834	0,00	-24,78	0,00
47835	23,718	41,251	65,214	47835	0,00	-24,78	0,00
47836	23,718	41,251	66,012	47836	0,00	-24,78	0,00
47837	23,718	41,251	66,81	47837	0,00	-24,78	0,00
47838	23,718	41,251	67,608	47838	0,00	-24,78	0,00
47839	23,718	41,251	68,405	47839	0,00	-24,78	0,00
47840	23,718	41,251	69,203	47840	0,00	-24,78	0,00
47841	23,718	41,251	70,001	47841	0,00	-24,78	0,00
47842	23,718	41,251	70,799	47842	0,00	-24,78	0,00
47843	23,718	41,251	71,596	47843	0,00	-24,79	0,00
47844	23,718	41,251	72,394	47844	0,00	-24,79	0,00
47845	23,718	41,251	73,192	47845	0,00	-24,79	0,00
47846	23,718	41,251	73,99	47846	0,00	-24,79	0,00
47847	23,718	41,251	74,787	47847	0,00	-24,79	0,00
47848	23,718	41,251	75,585	47848	0,00	-24,79	0,00
47849	23,718	41,251	76,383	47849	0,00	-24,79	0,00
47850	23,718	41,251	77,181	47850	0,00	-24,79	0,00
47851	23,718	41,251	77,978	47851	0,00	-24,79	0,00
47852	23,718	41,251	78,776	47852	0,00	-24,79	0,00
47853	23,718	41,251	79,574	47853	0,00	-24,79	0,00
47854	23,718	41,251	80,372	47854	0,00	-24,77	0,02
47855	23,718	41,251	81,169	47855	0,00	-24,64	0,12
47856	23,718	41,251	81,967	47856	0,00	-24,36	0,26
47857	23,718	41,251	82,765	47857	0,00	-23,87	0,31
47858	23,718	41,251	83,563	47858	0,00	-23,10	0,25
47859	23,718	41,251	84,36	47859	0,00	-20,30	-0,35
47860	23,718	41,251	85,158	47860	0	-11,531	-0,42811
47861	23,718	41,251	85,956	47861	0	-10,238	-0,88733
47862	23,718	41,251	86,754	47862	0	-9,3245	-1,6748
47863	23,718	41,251	87,551	47863	0	-8,3428	-2,5064
47864	23,718	41,251	88,349	47864	0	-7,2969	-3,2926
47865	23,718	41,251	89,147	47865	0	-6,2032	-4,078
47866	23,718	41,251	89,945	47866	0	-5,0715	-4,8459
47867	23,718	41,251	90,742	47867	0	-3,9421	-5,5927
47868	23,718	41,251	91,54	47868	0	-2,8622	-6,2665
47869	23,718	41,251	92,338	47869	0	-1,9195	-6,7434
47870	23,718	41,251	93,136	47870	0	-1,1465	-7,0161
47871	23,718	41,251	93,933	47871	0	-0,54729	-7,1198
47872	23,718	41,251	94,731	47872	0	-0,17232	-7,1054
44969	23,718	41,251	95,529	44969	0,00	-0,03	-7,02
44894	23,718	41,251	96,307	44894	0,00	-0,01	-6,91
44958	23,718	41,251	97,084	44958	0,00	-0,02	-6,78
44931	23,718	41,251	97,862	44931	0,00	-0,02	-6,66
44952	23,718	41,251	98,64	44952	0,00	-0,03	-6,55
44898	23,718	41,251	99,418	44898	0,00	-0,03	-6,45
44997	23,718	41,251	100,2	44997	0,00	-0,03	-6,36
45032	23,718	41,251	100,97	45032	0,00	-0,03	-6,27
45056	23,718	41,251	101,75	45056	0,00	-0,04	-6,20
45055	23,718	41,251	102,53	45055	0,00	-0,05	-6,12

Tabela 29 - Coordenadas iniciais e vetor deslocamento do modelo 2 para a face superior retirado da extensão 'Mechanical APDL'.

Coordenadas iniciais			Vetor deslocamento				
Nó	OX	OY	OZ	Nó	UX	UY	UZ
47921	23,7180	42,2510	63,6190	47921	0,0000	-24,6340	0,0040
47922	23,7180	42,2510	64,4170	47922	0,0000	-24,6370	0,0044
47923	23,7180	42,2510	65,2140	47923	0,0000	-24,6400	0,0048
47924	23,7180	42,2510	66,0120	47924	0,0000	-24,6440	0,0053
47925	23,7180	42,2510	66,8100	47925	0,0000	-24,6480	0,0057
47926	23,7180	42,2510	67,6080	47926	0,0000	-24,6530	0,0061
47927	23,7180	42,2510	68,4050	47927	0,0000	-24,6580	0,0066
47928	23,7180	42,2510	69,2030	47928	0,0000	-24,6630	0,0071
47929	23,7180	42,2510	70,0010	47929	0,0000	-24,6690	0,0075
47930	23,7180	42,2510	70,7990	47930	0,0000	-24,6760	0,0080
47931	23,7180	42,2510	71,5960	47931	0,0000	-24,6830	0,0085
47932	23,7180	42,2510	72,3940	47932	0,0000	-24,6900	0,0090
47933	23,7180	42,2510	73,1920	47933	0,0000	-24,6980	0,0095
47934	23,7180	42,2510	73,9900	47934	0,0000	-24,7070	0,0100
47935	23,7180	42,2510	74,7870	47935	0,0000	-24,7160	0,0105
47936	23,7180	42,2510	75,5850	47936	0,0000	-24,7260	0,0110
47937	23,7180	42,2510	76,3830	47937	0,0000	-24,7370	0,0115
47938	23,7180	42,2510	77,1810	47938	0,0000	-24,7480	0,0120
47939	23,7180	42,2510	77,9780	47939	0,0000	-24,7590	0,0123
47940	23,7180	42,2510	78,7760	47940	0,0000	-24,7700	0,0124
47941	23,7180	42,2510	79,5740	47941	0,0000	-24,7800	0,0119
47942	23,7180	42,2510	80,3720	47942	0,0000	-24,7870	0,0104
47943	23,7180	42,2510	81,1690	47943	0,0000	-24,7500	-0,0151
47944	23,7180	42,2510	81,9670	47944	0,0000	-24,5630	-0,0658
47945	23,7180	42,2510	82,7650	47945	0,0000	-24,2270	-0,1594
47946	23,7180	42,2510	83,5630	47946	0,0000	-23,6810	-0,0702
47947	23,7180	42,2510	84,3600	47947	0,0000	-16,1150	0,0054
47948	23,7180	42,2510	85,1580	47948	0,0000	-10,8310	-0,8317
47949	23,7180	42,2510	85,9560	47949	0,0000	-9,8269	-1,7835
47950	23,7180	42,2510	86,7540	47950	0,0000	-8,9339	-2,5755
47951	23,7180	42,2510	87,5510	47951	0,0000	-7,9617	-3,3405
47952	23,7180	42,2510	88,3490	47952	0,0000	-6,8908	-4,1062
47953	23,7180	42,2510	89,1470	47953	0,0000	-5,7789	-4,8911
47954	23,7180	42,2510	89,9450	47954	0,0000	-4,6645	-5,6429
47955	23,7180	42,2510	90,7420	47955	0,0000	-3,5116	-6,2960
47956	23,7180	42,2510	91,5400	47956	0,0000	-2,3864	-6,6988
47957	23,7180	42,2510	92,3380	47957	0,0000	-1,4087	-6,8179
47958	23,7180	42,2510	93,1360	47958	0,0000	-0,6693	-6,7183
47959	23,7180	42,2510	93,9330	47959	0,0000	-0,2130	-6,4808
47960	23,7180	42,2510	94,7310	47960	0,0000	-0,0137	-6,2309
44949	23,7180	42,2510	95,5290	44949	0,0000	0,0305	-6,0417
44896	23,7180	42,2510	96,3070	44896	0,0000	0,0297	-5,9150
44907	23,7180	42,2510	97,0840	44907	0,0000	0,0260	-5,8097
44886	23,7180	42,2510	97,8620	44886	0,0000	0,0244	-5,7151
44889	23,7180	42,2510	98,6400	44889	0,0000	0,0250	-5,6281
44834	23,7180	42,2510	99,4180	44834	0,0000	0,0264	-5,5475
45033	23,7180	42,2510	100,2000	45033	0,0000	0,0280	-5,4728
45018	23,7180	42,2510	100,9700	45018	0,0000	0,0294	-5,4037
45040	23,7180	42,2510	101,7500	45040	0,0000	0,0307	-5,3396
45077	23,7180	42,2510	102,5300	45077	0,0000	0,0314	-5,2800

Tabela 30 - Coordenadas iniciais e vetor deslocamento do modelo 2 para a face inferior retirado da extensão 'Mechanical APDL'.

Coordenadas iniciais				Vetor deslocamento			
Nó	OX	OY	OZ	Nó	UX	UY	UZ
47833	23,72	41,25	63,62	47833	0,00	-24,63	0,00
47834	23,72	41,25	64,42	47834	0,00	-24,64	0,00
47835	23,72	41,25	65,21	47835	0,00	-24,64	0,00
47836	23,72	41,25	66,01	47836	0,00	-24,64	0,00
47837	23,72	41,25	66,81	47837	0,00	-24,65	0,00
47838	23,72	41,25	67,61	47838	0,00	-24,65	0,00
47839	23,72	41,25	68,41	47839	0,00	-24,66	0,00
47840	23,72	41,25	69,20	47840	0,00	-24,66	0,00
47841	23,72	41,25	70,00	47841	0,00	-24,67	0,00
47842	23,72	41,25	70,80	47842	0,00	-24,68	0,00
47843	23,72	41,25	71,60	47843	0,00	-24,68	0,00
47844	23,72	41,25	72,39	47844	0,00	-24,69	0,00
47845	23,72	41,25	73,19	47845	0,00	-24,70	0,00
47846	23,72	41,25	73,99	47846	0,00	-24,71	0,00
47847	23,72	41,25	74,79	47847	0,00	-24,72	0,00
47848	23,72	41,25	75,59	47848	0,00	-24,73	0,00
47849	23,72	41,25	76,38	47849	0,00	-24,74	0,00
47850	23,72	41,25	77,18	47850	0,00	-24,75	0,00
47851	23,72	41,25	77,98	47851	0,00	-24,76	0,00
47852	23,72	41,25	78,78	47852	0,00	-24,77	0,00
47853	23,72	41,25	79,57	47853	0,00	-24,78	0,00
47854	23,72	41,25	80,37	47854	0,00	-24,77	0,02
47855	23,72	41,25	81,17	47855	0,00	-24,66	0,12
47856	23,72	41,25	81,97	47856	0,00	-24,41	0,26
47857	23,72	41,25	82,77	47857	0,00	-23,95	0,33
47858	23,72	41,25	83,56	47858	0,00	-22,89	0,23
47859	23,72	41,25	84,36	47859	0,00	-14,66	0,08
47860	23,72	41,25	85,16	47860	0	-9,8724	-0,22008
47861	23,72	41,25	85,96	47861	0	-8,8468	-0,82311
47862	23,72	41,25	86,75	47862	0	-7,9434	-1,6313
47863	23,72	41,25	87,55	47863	0	-6,9615	-2,4701
47864	23,72	41,25	88,35	47864	0	-5,9182	-3,2654
47865	23,72	41,25	89,15	47865	0	-4,8272	-4,044
47866	23,72	41,25	89,95	47866	0	-3,728	-4,7792
47867	23,72	41,25	90,74	47867	0	-2,7093	-5,4151
47868	23,72	41,25	91,54	47868	0	-1,8049	-5,8702
47869	23,72	41,25	92,34	47869	0,00	-1,05	-6,12
47870	23,72	41,25	93,14	47870	0,00	-0,50	-6,22
47871	23,72	41,25	93,93	47871	0,00	-0,16	-6,21
47872	23,72	41,25	94,73	47872	0,00	-0,02	-6,13
44969	23,72	41,25	95,53	44969	0,00	-0,01	-6,03
44894	23,72	41,25	96,31	44894	0,00	-0,01	-5,92
44958	23,72	41,25	97,08	44958	0,00	-0,02	-5,81
44931	23,72	41,25	97,86	44931	0,00	-0,03	-5,72
44952	23,72	41,25	98,64	44952	0,00	-0,03	-5,63
44898	23,72	41,25	99,42	44898	0,00	-0,03	-5,55
44997	23,72	41,25	100,20	44997	0,00	-0,03	-5,47
45032	23,72	41,25	100,97	45032	0,00	-0,03	-5,40
45056	23,72	41,25	101,75	45056	0,00	-0,03	-5,34
45055	23,72	41,25	102,53	45055	0,00	-0,03	-5,28

Tabela 31 - Coordenadas iniciais e vetor deslocamento do modelo 3 para a face superior retirado da extensão 'Mechanical APDL'.

Coordenadas iniciais				Vetor deslocamento			
Nó	OX	OY	OZ	Nó	UX	UY	UZ
43527	23,718	42,251	63,619	43527	0,00	-24,81	-0,03
43528	23,718	42,251	64,417	43528	0,00	-24,81	-0,03
43529	23,718	42,251	65,214	43529	0,00	-24,81	-0,03
43530	23,718	42,251	66,012	43530	0,00	-24,81	-0,03
43531	23,718	42,251	66,81	43531	0,00	-24,80	-0,03
43532	23,718	42,251	67,608	43532	0,00	-24,80	-0,03
43533	23,718	42,251	68,405	43533	0,00	-24,80	-0,03
43534	23,718	42,251	69,203	43534	0,00	-24,80	-0,03
43535	23,718	42,251	70,001	43535	0,00	-24,80	-0,03
43536	23,718	42,251	70,799	43536	0,00	-24,79	-0,03
43537	23,718	42,251	71,596	43537	0,00	-24,79	-0,03
43538	23,718	42,251	72,394	43538	0,00	-24,78	-0,03
43539	23,718	42,251	73,192	43539	0,00	-24,78	-0,03
43540	23,718	42,251	73,99	43540	0,00	-24,78	-0,03
43541	23,718	42,251	74,787	43541	0,00	-24,77	-0,03
43542	23,718	42,251	75,585	43542	0,00	-24,76	-0,03
43543	23,718	42,251	76,383	43543	0,00	-24,76	-0,03
43544	23,718	42,251	77,181	43544	0,00	-24,75	-0,03
43545	23,718	42,251	77,978	43545	0,00	-24,74	-0,03
43546	23,718	42,251	78,776	43546	0,00	-24,74	-0,03
43547	23,718	42,251	79,574	43547	0,00	-24,73	-0,03
43548	23,718	42,251	80,372	43548	0,00	-24,71	-0,03
43549	23,718	42,251	81,169	43549	0,00	-24,65	-0,07
43550	23,718	42,251	81,967	43550	0,00	-24,45	-0,13
43551	23,718	42,251	82,765	43551	0,00	-24,07	-0,26
43552	23,718	42,251	83,563	43552	0,00	-23,55	-0,47
43553	23,718	42,251	84,36	43553	0,00	-22,92	-0,79
43554	23,718	42,251	85,158	43554	0,00	-22,16	-1,29
43555	23,718	42,251	85,956	43555	0,00	-21,34	-1,97
43556	23,718	42,251	86,754	43556	0,00	-20,46	-2,71
43557	23,718	42,251	87,551	43557	0,00	-19,52	-3,44
43558	23,718	42,251	88,349	43558	0,00	-18,47	-4,18
43559	23,718	42,251	89,147	43559	0,00	-17,39	-4,96
43560	23,718	42,251	89,945	43560	0,00	-16,30	-5,74
43561	23,718	42,251	90,742	43561	0,00	-15,17	-6,53
43562	23,718	42,251	91,54	43562	0,00	-14,03	-7,31
43563	23,718	42,251	92,338	43563	0,00	-12,86	-8,12
43564	23,718	42,251	93,136	43564	0,00	-11,68	-8,93
43565	23,718	42,251	93,933	43565	0,00	-10,47	-9,74
43566	23,718	42,251	94,731	43566	0,00	-9,23	-10,57
43250	23,718	42,251	95,529	43250	0,00	-7,96	-11,30
43578	23,718	42,251	96,307	43578	0,00	-6,64	-12,02
43579	23,718	42,251	97,084	43579	0,00	-5,27	-12,86
43580	23,718	42,251	97,862	43580	0,00	-3,91	-13,55
43581	23,718	42,251	98,64	43581	0,00	-2,61	-13,96
43582	23,718	42,251	99,418	43582	0,00	-1,47	-14,03
43583	23,718	42,251	100,2	43583	0,00	-0,62	-13,81
43584	23,718	42,251	100,97	43584	0,00	-0,14	-13,41
43585	23,718	42,251	101,75	43585	0,00	0,02	-13,01
43576	23,718	42,251	102,53	43576	0,00	0,04	-12,69

Tabela 32 - Coordenadas iniciais e vetor deslocamento do modelo 3 para a face inferior retirado da extensão 'Mechanical APDL'.

Coordenadas iniciais				Vetor deslocamento			
Nó	OX	OY	OZ	Nó	UX	UY	UZ
43439	23,718	41,251	63,619	43439	0,00	-24,81	-0,03
43440	23,718	41,251	64,417	43440	0,00	-24,81	-0,03
43441	23,718	41,251	65,214	43441	0,00	-24,81	-0,03
43442	23,718	41,251	66,012	43442	0,00	-24,81	-0,03
43443	23,718	41,251	66,81	43443	0,00	-24,80	-0,03
43444	23,718	41,251	67,608	43444	0,00	-24,80	-0,03
43445	23,718	41,251	68,405	43445	0,00	-24,80	-0,03
43446	23,718	41,251	69,203	43446	0,00	-24,80	-0,03
43447	23,718	41,251	70,001	43447	0,00	-24,80	-0,03
43448	23,718	41,251	70,799	43448	0,00	-24,79	-0,03
43449	23,718	41,251	71,596	43449	0,00	-24,79	-0,03
43450	23,718	41,251	72,394	43450	0,00	-24,78	-0,03
43451	23,718	41,251	73,192	43451	0,00	-24,78	-0,02
43452	23,718	41,251	73,99	43452	0,00	-24,78	-0,02
43453	23,718	41,251	74,787	43453	0,00	-24,77	-0,02
43454	23,718	41,251	75,585	43454	0,00	-24,76	-0,02
43455	23,718	41,251	76,383	43455	0,00	-24,76	-0,02
43456	23,718	41,251	77,181	43456	0,00	-24,75	-0,02
43457	23,718	41,251	77,978	43457	0,00	-24,74	-0,02
43458	23,718	41,251	78,776	43458	0,00	-24,73	-0,02
43459	23,718	41,251	79,574	43459	0,00	-24,72	-0,02
43460	23,718	41,251	80,372	43460	0,00	-24,69	0,00
43461	23,718	41,251	81,169	43461	0,00	-24,56	0,09
43462	23,718	41,251	81,967	43462	0,00	-24,28	0,23
43463	23,718	41,251	82,765	43463	0,00	-23,81	0,27
43464	23,718	41,251	83,563	43464	0,00	-23,16	0,21
43465	23,718	41,251	84,36	43465	0,00	-22,33	-0,02
43466	23,718	41,251	85,158	43466	0,00	-21,39	-0,43
43467	23,718	41,251	85,956	43467	0,00	-20,44	-1,02
43468	23,718	41,251	86,754	43468	0,00	-19,52	-1,76
43469	23,718	41,251	87,551	43469	0,00	-18,55	-2,55
43470	23,718	41,251	88,349	43470	0,00	-17,51	-3,32
43471	23,718	41,251	89,147	43471	0,00	-16,43	-4,10
43472	23,718	41,251	89,945	43472	0,00	-15,31	-4,87
43473	23,718	41,251	90,742	43473	0,00	-14,18	-5,65
43474	23,718	41,251	91,54	43474	0,00	-13,03	-6,44
43475	23,718	41,251	92,338	43475	0,00	-11,84	-7,23
43476	23,718	41,251	93,136	43476	0,00	-10,68	-8,03
43477	23,718	41,251	93,933	43477	0,00	-9,45	-8,84
43478	23,718	41,251	94,731	43478	0,00	-8,25	-9,64
43107	23,718	41,251	95,529	43107	0,00	-7,00	-10,41
43568	23,718	41,251	96,307	43568	0,00	-5,62	-11,21
43569	23,718	41,251	97,084	43569	0,00	-4,26	-11,97
43570	23,718	41,251	97,862	43570	0,00	-3,07	-12,63
43571	23,718	41,251	98,64	43571	0,00	-2,00	-13,07
43572	23,718	41,251	99,418	43572	0,00	-1,13	-13,27
43573	23,718	41,251	100,2	43573	0,00	-0,50	-13,28
43574	23,718	41,251	100,97	43574	0,00	-0,15	-13,15
43575	23,718	41,251	101,75	43575	0,00	-0,03	-12,94
43567	23,718	41,251	102,53	43567	0,00	0,00	-12,68

Tabela 33 - Coordenadas iniciais e vetor deslocamento do modelo 4 para a face superior retirado da extensão 'Mechanical APDL'.

Coordenadas iniciais				Vetor deslocamento			
Nó	OX	OY	OZ	Nó	UX	UY	UZ
47921	23,72	42,25	63,62	47921	0,00	-24,84	0,00
47922	23,72	42,25	64,42	47922	0,00	-24,84	0,00
47923	23,72	42,25	65,21	47923	0,00	-24,84	0,00
47924	23,72	42,25	66,01	47924	0,00	-24,84	0,00
47925	23,72	42,25	66,81	47925	0,00	-24,84	0,00
47926	23,72	42,25	67,61	47926	0,00	-24,83	0,00
47927	23,72	42,25	68,41	47927	0,00	-24,83	0,00
47928	23,72	42,25	69,20	47928	0,00	-24,83	0,00
47929	23,72	42,25	70,00	47929	0,00	-24,82	0,00
47930	23,72	42,25	70,80	47930	0,00	-24,82	0,00
47931	23,72	42,25	71,60	47931	0,00	-24,81	0,00
47932	23,72	42,25	72,39	47932	0,00	-24,81	0,00
47933	23,72	42,25	73,19	47933	0,00	-24,80	0,00
47934	23,72	42,25	73,99	47934	0,00	-24,79	0,00
47935	23,72	42,25	74,79	47935	0,00	-24,79	0,00
47936	23,72	42,25	75,59	47936	0,00	-24,78	0,00
47937	23,72	42,25	76,38	47937	0,00	-24,77	0,00
47938	23,72	42,25	77,18	47938	0,00	-24,76	0,00
47939	23,72	42,25	77,98	47939	0,00	-24,75	0,00
47940	23,72	42,25	78,78	47940	0,00	-24,74	0,00
47941	23,72	42,25	79,57	47941	0,00	-24,73	0,00
47942	23,72	42,25	80,37	47942	0,00	-24,72	-0,01
47943	23,72	42,25	81,17	47943	0,00	-24,66	-0,04
47944	23,72	42,25	81,97	47944	0,00	-24,45	-0,10
47945	23,72	42,25	82,77	47945	0,00	-24,10	-0,22
47946	23,72	42,25	83,56	47946	0,00	-23,57	-0,43
47947	23,72	42,25	84,36	47947	0,00	-22,94	-0,77
47948	23,72	42,25	85,16	47948	0,00	-22,20	-1,27
47949	23,72	42,25	85,96	47949	0,00	-21,39	-1,95
47950	23,72	42,25	86,75	47950	0,00	-20,51	-2,68
47951	23,72	42,25	87,55	47951	0,00	-19,57	-3,41
47952	23,72	42,25	88,35	47952	0,00	-18,53	-4,16
47953	23,72	42,25	89,15	47953	0,00	-17,46	-4,95
47954	23,72	42,25	89,95	47954	0,00	-16,38	-5,74
47955	23,72	42,25	90,74	47955	0,00	-15,28	-6,53
47956	23,72	42,25	91,54	47956	0,00	-14,15	-7,32
47957	23,72	42,25	92,34	47957	0,00	-12,99	-8,13
47958	23,72	42,25	93,14	47958	0,00	-11,82	-8,94
47959	23,72	42,25	93,93	47959	0,00	-10,63	-9,76
47960	23,72	42,25	94,73	47960	0,00	-9,42	-10,59
44949	23,72	42,25	95,53	44949	0,00	-8,19	-11,27
44896	23,72	42,25	96,31	44896	0,00	-6,88	-11,95
44907	23,72	42,25	97,08	44907	0,00	-5,49	-12,83
44886	23,72	42,25	97,86	44886	0,00	-4,13	-13,57
44889	23,72	42,25	98,64	44889	0,00	-2,79	-14,04
44834	23,72	42,25	99,42	44834	0,00	-1,61	-14,18
45033	23,72	42,25	100,20	45033	0,00	-0,70	-13,98
45018	23,72	42,25	100,97	45018	0,00	-0,17	-13,60
45040	23,72	42,25	101,75	45040	0,00	0,01	-13,19
45077	23,72	42,25	102,53	45077	0,00	0,02	-12,83

Tabela 34 - Coordenadas iniciais e vetor deslocamento do modelo 4 para a face inferior retirado da extensão 'Mechanical APDL'.

Coordenadas iniciais				Vetor deslocamento			
Nó	OX	OY	OZ	Nó	UX	UY	UZ
47833	23,718	41,251	63,619	47833	0,00	-24,84	0,00
47834	23,718	41,251	64,417	47834	0,00	-24,84	0,00
47835	23,718	41,251	65,214	47835	0,00	-24,84	0,00
47836	23,718	41,251	66,012	47836	0,00	-24,84	0,00
47837	23,718	41,251	66,81	47837	0,00	-24,84	0,00
47838	23,718	41,251	67,608	47838	0,00	-24,83	0,00
47839	23,718	41,251	68,405	47839	0,00	-24,83	0,00
47840	23,718	41,251	69,203	47840	0,00	-24,83	0,00
47841	23,718	41,251	70,001	47841	0,00	-24,82	0,00
47842	23,718	41,251	70,799	47842	0,00	-24,82	0,01
47843	23,718	41,251	71,596	47843	0,00	-24,81	0,01
47844	23,718	41,251	72,394	47844	0,00	-24,81	0,01
47845	23,718	41,251	73,192	47845	0,00	-24,80	0,01
47846	23,718	41,251	73,99	47846	0,00	-24,79	0,01
47847	23,718	41,251	74,787	47847	0,00	-24,79	0,01
47848	23,718	41,251	75,585	47848	0,00	-24,78	0,01
47849	23,718	41,251	76,383	47849	0,00	-24,77	0,01
47850	23,718	41,251	77,181	47850	0,00	-24,76	0,01
47851	23,718	41,251	77,978	47851	0,00	-24,75	0,01
47852	23,718	41,251	78,776	47852	0,00	-24,74	0,01
47853	23,718	41,251	79,574	47853	0,00	-24,73	0,01
47854	23,718	41,251	80,372	47854	0,00	-24,70	0,03
47855	23,718	41,251	81,169	47855	0,00	-24,57	0,12
47856	23,718	41,251	81,967	47856	0,00	-24,30	0,25
47857	23,718	41,251	82,765	47857	0,00	-23,82	0,30
47858	23,718	41,251	83,563	47858	0,00	-23,18	0,24
47859	23,718	41,251	84,36	47859	0,00	-22,37	0,01
47860	23,718	41,251	85,158	47860	0,00	-21,44	-0,40
47861	23,718	41,251	85,956	47861	0,00	-20,49	-1,00
47862	23,718	41,251	86,754	47862	0,00	-19,58	-1,73
47863	23,718	41,251	87,551	47863	0,00	-18,60	-2,52
47864	23,718	41,251	88,349	47864	0,00	-17,57	-3,29
47865	23,718	41,251	89,147	47865	0,00	-16,50	-4,08
47866	23,718	41,251	89,945	47866	0,00	-15,40	-4,85
47867	23,718	41,251	90,742	47867	0,00	-14,28	-5,64
47868	23,718	41,251	91,54	47868	0,00	-13,14	-6,43
47869	23,718	41,251	92,338	47869	0,00	-11,98	-7,23
47870	23,718	41,251	93,136	47870	0,00	-10,81	-8,04
47871	23,718	41,251	93,933	47871	0,00	-9,61	-8,85
47872	23,718	41,251	94,731	47872	0,00	-8,45	-9,62
44969	23,718	41,251	95,529	44969	0,00	-7,25	-10,38
44894	23,718	41,251	96,307	44894	0,00	-5,85	-11,18
44958	23,718	41,251	97,084	44958	0,00	-4,45	-11,95
44931	23,718	41,251	97,862	44931	0,00	-3,24	-12,65
44952	23,718	41,251	98,64	44952	0,00	-2,14	-13,13
44898	23,718	41,251	99,418	44898	0,00	-1,23	-13,39
44997	23,718	41,251	100,2	44997	0,00	-0,55	-13,42
45032	23,718	41,251	100,97	45032	0,00	-0,17	-13,31
45056	23,718	41,251	101,75	45056	0,00	-0,03	-13,10
45055	23,718	41,251	102,53	45055	0,00	-0,02	-12,84

Tabela 35 - Coordenadas iniciais e vetor deslocamento do modelo 5 para a face superior retirado da extensão 'Mechanical APDL'.

Coordenadas iniciais				Vetor deslocamento			
Nó	OX	OY	OZ	Nó	UX	UY	UZ
47921	23,718	42,251	63,619	47921	0,00	-24,85	0,00
47922	23,718	42,251	64,417	47922	0,00	-24,85	0,00
47923	23,718	42,251	65,214	47923	0,00	-24,85	0,00
47924	23,718	42,251	66,012	47924	0,00	-24,85	0,00
47925	23,718	42,251	66,81	47925	0,00	-24,84	0,00
47926	23,718	42,251	67,608	47926	0,00	-24,84	0,00
47927	23,718	42,251	68,405	47927	0,00	-24,84	0,00
47928	23,718	42,251	69,203	47928	0,00	-24,83	0,00
47929	23,718	42,251	70,001	47929	0,00	-24,83	0,00
47930	23,718	42,251	70,799	47930	0,00	-24,82	0,00
47931	23,718	42,251	71,596	47931	0,00	-24,82	0,00
47932	23,718	42,251	72,394	47932	0,00	-24,81	0,00
47933	23,718	42,251	73,192	47933	0,00	-24,81	0,00
47934	23,718	42,251	73,99	47934	0,00	-24,80	0,00
47935	23,718	42,251	74,787	47935	0,00	-24,79	0,00
47936	23,718	42,251	75,585	47936	0,00	-24,79	0,00
47937	23,718	42,251	76,383	47937	0,00	-24,78	0,00
47938	23,718	42,251	77,181	47938	0,00	-24,77	0,00
47939	23,718	42,251	77,978	47939	0,00	-24,76	0,00
47940	23,718	42,251	78,776	47940	0,00	-24,75	0,00
47941	23,718	42,251	79,574	47941	0,00	-24,74	-0,01
47942	23,718	42,251	80,372	47942	0,00	-24,72	-0,01
47943	23,718	42,251	81,169	47943	0,00	-24,67	-0,04
47944	23,718	42,251	81,967	47944	0,00	-24,46	-0,11
47945	23,718	42,251	82,765	47945	0,00	-24,11	-0,22
47946	23,718	42,251	83,563	47946	0,00	-23,59	-0,44
47947	23,718	42,251	84,36	47947	0,00	-22,96	-0,77
47948	23,718	42,251	85,158	47948	0	-22,222	-1,2696
47949	23,718	42,251	85,956	47949	0	-21,411	-1,9464
47950	23,718	42,251	86,754	47950	0	-20,541	-2,6804
47951	23,718	42,251	87,551	47951	0	-19,601	-3,4061
47952	23,718	42,251	88,349	47952	0	-18,574	-4,1463
47953	23,718	42,251	89,147	47953	0	-17,505	-4,9339
47954	23,718	42,251	89,945	47954	0	-16,435	-5,7216
47955	23,718	42,251	90,742	47955	0	-15,333	-6,5148
47956	23,718	42,251	91,54	47956	0	-14,21	-7,3096
47957	23,718	42,251	92,338	47957	0	-13,053	-8,1189
47958	23,718	42,251	93,136	47958	0	-11,881	-8,9434
47959	23,718	42,251	93,933	47959	0	-10,701	-9,7827
47960	23,718	42,251	94,731	47960	0	-9,5055	-10,609
44949	23,718	42,251	95,529	44949	0,00	-8,27	-11,30
44896	23,718	42,251	96,307	44896	0,00	-6,99	-11,99
44907	23,718	42,251	97,084	44907	0,00	-5,62	-12,86
44886	23,718	42,251	97,862	44886	0,00	-4,27	-13,60
44889	23,718	42,251	98,64	44889	0,00	-2,94	-14,10
44834	23,718	42,251	99,418	44834	0,00	-1,73	-14,26
45033	23,718	42,251	100,2	45033	0,00	-0,76	-14,05
45018	23,718	42,251	100,97	45018	0,00	-0,19	-13,61
45040	23,718	42,251	101,75	45040	0,00	0,01	-13,17
45077	23,718	42,251	102,53	45077	0,00	0,03	-12,87

Tabela 36 - Coordenadas iniciais e vetor deslocamento do modelo 5 para a face inferior retirado da extensão 'Mechanical APDL'.

Coordenadas iniciais				Vetor deslocamento			
Nó	OX	OY	OZ	Nó	UX	UY	UZ
47833	23,718	41,251	63,619	47833	0,00	-24,85	0,00
47834	23,718	41,251	64,417	47834	0,00	-24,85	0,00
47835	23,718	41,251	65,214	47835	0,00	-24,85	0,00
47836	23,718	41,251	66,012	47836	0,00	-24,85	0,00
47837	23,718	41,251	66,81	47837	0,00	-24,84	0,00
47838	23,718	41,251	67,608	47838	0,00	-24,84	0,00
47839	23,718	41,251	68,405	47839	0,00	-24,84	0,00
47840	23,718	41,251	69,203	47840	0,00	-24,83	0,00
47841	23,718	41,251	70,001	47841	0,00	-24,83	0,00
47842	23,718	41,251	70,799	47842	0,00	-24,82	0,00
47843	23,718	41,251	71,596	47843	0,00	-24,82	0,00
47844	23,718	41,251	72,394	47844	0,00	-24,81	0,00
47845	23,718	41,251	73,192	47845	0,00	-24,81	0,00
47846	23,718	41,251	73,99	47846	0,00	-24,80	0,00
47847	23,718	41,251	74,787	47847	0,00	-24,79	0,01
47848	23,718	41,251	75,585	47848	0,00	-24,79	0,01
47849	23,718	41,251	76,383	47849	0,00	-24,78	0,01
47850	23,718	41,251	77,181	47850	0,00	-24,77	0,01
47851	23,718	41,251	77,978	47851	0,00	-24,76	0,01
47852	23,718	41,251	78,776	47852	0,00	-24,75	0,01
47853	23,718	41,251	79,574	47853	0,00	-24,74	0,01
47854	23,718	41,251	80,372	47854	0,00	-24,71	0,03
47855	23,718	41,251	81,169	47855	0,00	-24,58	0,12
47856	23,718	41,251	81,967	47856	0,00	-24,31	0,25
47857	23,718	41,251	82,765	47857	0,00	-23,84	0,29
47858	23,718	41,251	83,563	47858	0,00	-23,20	0,24
47859	23,718	41,251	84,36	47859	0,00	-22,39	0,01
47860	23,718	41,251	85,158	47860	0	-21,456	-0,39784
47861	23,718	41,251	85,956	47861	0	-20,518	-0,9907
47862	23,718	41,251	86,754	47862	0	-19,609	-1,7227
47863	23,718	41,251	87,551	47863	0	-18,635	-2,5138
47864	23,718	41,251	88,349	47864	0	-17,616	-3,2777
47865	23,718	41,251	89,147	47865	0	-16,548	-4,0578
47866	23,718	41,251	89,945	47866	0	-15,448	-4,8387
47867	23,718	41,251	90,742	47867	0	-14,339	-5,6211
47868	23,718	41,251	91,54	47868	0	-13,206	-6,4191
47869	23,718	41,251	92,338	47869	0	-12,039	-7,2223
47870	23,718	41,251	93,136	47870	0	-10,862	-8,0369
47871	23,718	41,251	93,933	47871	0	-9,6784	-8,8574
47872	23,718	41,251	94,731	47872	0	-8,5297	-9,6423
44969	23,718	41,251	95,529	44969	0	-7,3363	-10,397
44894	23,718	41,251	96,307	44894	0	-5,9684	-11,187
44958	23,718	41,251	97,084	44958	0	-4,5924	-11,971
44931	23,718	41,251	97,862	44931	0	-3,3684	-12,674
44952	23,718	41,251	98,64	44952	0	-2,2637	-13,181
44898	23,718	41,251	99,418	44898	0	-1,3168	-13,452
44997	23,718	41,251	100,2	44997	0	-0,60091	-13,471
45032	23,718	41,251	100,97	45032	0	-0,16273	-13,322
45056	23,718	41,251	101,75	45056	0	-2,82E-02	-13,087
45055	23,718	41,251	102,53	45055	0	-1,42E-02	-12,867

Tabela 37 - Coordenadas iniciais e vetor deslocamento do modelo 6 para a face superior retirado da extensão 'Mechanical APDL'.

Coordenadas iniciais				Vetor deslocamento			
Nó	OX	OY	OZ	Nó	UX	UY	UZ
45173	23,718	42,251	63,999	45173	0,00	-24,81	0,01
45174	23,718	42,251	64,794	45174	0,00	-24,80	0,01
45175	23,718	42,251	65,588	45175	0,00	-24,80	0,01
45176	23,718	42,251	66,382	45176	0,00	-24,80	0,01
45177	23,718	42,251	67,176	45177	0,00	-24,80	0,01
45178	23,718	42,251	67,97	45178	0,00	-24,80	0,01
45179	23,718	42,251	68,764	45179	0,00	-24,79	0,01
45180	23,718	42,251	69,558	45180	0,00	-24,79	0,01
45181	23,718	42,251	70,352	45181	0,00	-24,79	0,01
45182	23,718	42,251	71,147	45182	0,00	-24,78	0,01
45183	23,718	42,251	71,941	45183	0,00	-24,78	0,01
45184	23,718	42,251	72,735	45184	0,00	-24,78	0,01
45185	23,718	42,251	73,529	45185	0,00	-24,77	0,01
45186	23,718	42,251	74,323	45186	0,00	-24,77	0,01
45187	23,718	42,251	75,117	45187	0,00	-24,76	0,01
45188	23,718	42,251	75,911	45188	0,00	-24,76	0,01
45189	23,718	42,251	76,705	45189	0,00	-24,75	0,01
45190	23,718	42,251	77,499	45190	0,00	-24,74	0,01
45191	23,718	42,251	78,294	45191	0,00	-24,74	0,01
45192	23,718	42,251	79,088	45192	0,00	-24,73	0,01
45193	23,718	42,251	79,882	45193	0,00	-24,72	0,00
45194	23,718	42,251	80,676	45194	0,00	-24,70	0,00
45195	23,718	42,251	81,47	45195	0,00	-24,60	-0,05
45196	23,718	42,251	82,264	45196	0,00	-24,32	-0,13
45197	23,718	42,251	83,058	45197	0,00	-23,88	-0,29
45198	23,718	42,251	83,852	45198	0,00	-23,31	-0,55
45199	23,718	42,251	84,647	45199	0,00	-22,62	-0,91
45200	23,718	42,251	85,441	45200	0,00	-21,82	-1,50
45201	23,718	42,251	86,235	45201	0,00	-20,98	-2,22
45202	23,718	42,251	87,029	45202	0,00	-20,08	-2,96
45203	23,718	42,251	87,823	45203	0,00	-19,09	-3,68
45204	23,718	42,251	88,617	45204	0,00	-18,01	-4,44
45205	23,718	42,251	89,411	45205	0,00	-16,91	-5,22
45206	23,718	42,251	90,205	45206	0,00	-15,80	-6,00
45207	23,718	42,251	90,999	45207	0,00	-14,65	-6,77
45208	23,718	42,251	91,794	45208	0,00	-13,48	-7,56
45209	23,718	42,251	92,588	45209	0,00	-12,27	-8,35
45210	23,718	42,251	93,382	45210	0,00	-11,04	-9,15
45211	23,718	42,251	94,176	45211	0,00	-9,80	-9,95
45212	23,718	42,251	94,97	45212	0,00	-8,55	-10,77
45213	23,718	42,251	95,764	45213	0,00	-7,29	-11,59
45214	23,718	42,251	96,558	45214	0,00	-6,02	-12,41
45215	23,718	42,251	97,352	45215	0	-4,7324	-13,182
45216	23,718	42,251	98,147	45216	0	-3,4284	-13,794
45217	23,718	42,251	98,941	45217	0	-2,1868	-14,108
45218	23,718	42,251	99,735	45218	0	-1,1359	-14,098
45009	23,718	42,251	100,53	45009	0,00	-0,41	-13,83
45012	23,718	42,251	101,2	45012	0,00	-0,10	-13,46
43499	23,718	42,251	101,86	43499	0,00	0,02	-13,11
44954	23,718	42,251	102,53	44954	0,00	0,03	-12,83

Tabela 38 - Coordenadas iniciais e vetor deslocamento do modelo 6 para a face inferior retirado da extensão 'Mechanical APDL'.

Coordenadas iniciais				Vetor deslocamento			
Nó	OX	OY	OZ	Nó	UX	UY	UZ
45072	23,72	41,25	64,00	45072	0,00	-24,81	0,01
45073	23,72	41,25	64,79	45073	0,00	-24,80	0,01
45074	23,72	41,25	65,59	45074	0,00	-24,80	0,01
45075	23,72	41,25	66,38	45075	0,00	-24,80	0,01
45076	23,72	41,25	67,18	45076	0,00	-24,80	0,01
45077	23,72	41,25	67,97	45077	0,00	-24,80	0,01
45078	23,72	41,25	68,76	45078	0,00	-24,79	0,01
45079	23,72	41,25	69,56	45079	0,00	-24,79	0,01
45080	23,72	41,25	70,35	45080	0,00	-24,79	0,01
45081	23,72	41,25	71,15	45081	0,00	-24,78	0,01
45082	23,72	41,25	71,94	45082	0,00	-24,78	0,01
45083	23,72	41,25	72,74	45083	0,00	-24,78	0,01
45084	23,72	41,25	73,53	45084	0,00	-24,77	0,01
45085	23,72	41,25	74,32	45085	0,00	-24,77	0,01
45086	23,72	41,25	75,12	45086	0,00	-24,76	0,01
45087	23,72	41,25	75,91	45087	0,00	-24,76	0,01
45088	23,72	41,25	76,71	45088	0,00	-24,75	0,01
45089	23,72	41,25	77,50	45089	0,00	-24,74	0,01
45090	23,72	41,25	78,29	45090	0,00	-24,74	0,02
45091	23,72	41,25	79,09	45091	0,00	-24,73	0,02
45092	23,72	41,25	79,88	45092	0,00	-24,71	0,02
45093	23,72	41,25	80,68	45093	0,00	-24,66	0,06
45094	23,72	41,25	81,47	45094	0,00	-24,47	0,19
45095	23,72	41,25	82,26	45095	0,00	-24,11	0,30
45096	23,72	41,25	83,06	45096	0,00	-23,56	0,31
45097	23,72	41,25	83,85	45097	0,00	-22,84	0,18
45098	23,72	41,25	84,65	45098	0,00	-21,95	-0,13
45099	23,72	41,25	85,44	45099	0,00	-20,98	-0,60
45100	23,72	41,25	86,24	45100	0,00	-20,05	-1,26
45101	23,72	41,25	87,03	45101	0,00	-19,13	-2,04
45102	23,72	41,25	87,82	45102	0,00	-18,10	-2,83
45103	23,72	41,25	88,62	45103	0,00	-17,06	-3,59
45104	23,72	41,25	89,41	45104	0,00	-15,94	-4,37
45105	23,72	41,25	90,21	45105	0,00	-14,81	-5,14
45106	23,72	41,25	91,00	45106	0,00	-13,66	-5,92
45107	23,72	41,25	91,79	45107	0,00	-12,47	-6,70
45108	23,72	41,25	92,59	45108	0,00	-11,27	-7,49
45109	23,72	41,25	93,38	45109	0,00	-10,03	-8,27
45110	23,72	41,25	94,18	45110	0,00	-8,78	-9,07
45111	23,72	41,25	94,97	45111	0,00	-7,54	-9,88
45112	23,72	41,25	95,76	45112	0,00	-6,28	-10,69
45113	23,72	41,25	96,56	45113	0,00	-5,02	-11,48
45114	23,72	41,25	97,35	45114	0,00	-3,80	-12,22
45115	23,72	41,25	98,15	45115	0,00	-2,67	-12,83
45116	23,72	41,25	98,94	45116	0,00	-1,69	-13,22
45117	23,72	41,25	99,74	45117	0,00	-0,90	-13,38
44985	23,72	41,25	100,53	44985	0,00	-0,35	-13,35
44976	23,72	41,25	101,20	44976	0,00	-0,11	-13,23
45013	23,72	41,25	101,86	45013	0,00	-0,02	-13,05
45016	23,72	41,25	102,53	45016	0,00	-0,02	-12,85