

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO  
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL  
ESCOLA DE ENGENHARIA

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MINAS, METALÚRGICA E DE  
MATERIAIS

CARACTERIZAÇÃO DE CHAPAS DE ALTA RESISTÊNCIA EM AÇO DP600 E HARDOX450®  
VISANDO A APLICAÇÃO COMO MÁSCARAS UTILIZADAS EM MATRIZES DE  
FORJAMENTO A QUENTE

THIAGO MARQUES IVANISKI  
Engenheiro de Materiais

Porto Alegre  
2017

THIAGO MARQUES IVANISKI

CARACTERIZAÇÃO DE CHAPAS DE ALTA RESISTÊNCIA EM AÇO DP600 E HARDOX450®  
VISANDO A APLICAÇÃO COMO MÁSCARAS UTILIZADAS EM MATRIZES DE  
FORJAMENTO A QUENTE

Dissertação submetida à banca examinadora do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, PPGE3M, da Escola de Engenharia da Universidade Federal do Rio Grande do Sul, como requisito parcial para obtenção do Título de Mestre em Engenharia. Área de Concentração: Processos de Fabricação

Orientador: Prof. Dr. Alexandre da Silva Rocha, PPGE3M - UFRGS

Porto Alegre  
2017

THIAGO MARQUES IVANISKI

CARACTERIZAÇÃO DE CHAPAS DE ALTA RESISTÊNCIA EM AÇO DP600 E HARDOX450®  
VISANDO A APLICAÇÃO COMO MÁSCARAS UTILIZADAS EM MATRIZES DE  
FORJAMENTO A QUENTE

Esta dissertação de mestrado foi analisada e julgada adequada para obtenção do título de Mestre em Engenharia, área de concentração em Processos de Fabricação, e aprovada em sua forma final, pelo orientador e pela Banca Examinadora designada pelo Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGE3M da Universidade Federal do Rio Grande do Sul.

*Banca Examinadora:*

Prof. Dr. Aberto Moreira Guerreiro Brito (UFGRS) \_\_\_\_\_  
Prof. Dr. Rafael Menezes Nunes (UFRGS) \_\_\_\_\_  
Prof. Dr. Tomaz Fantin de Souza (IFSul) \_\_\_\_\_

---

Prof. Dr. Carlos Pérez Bergmann  
Coordenador do PPGE3M.

## AGRADECIMENTOS

A Deus, por mais uma vez permitir-me com saúde caminhar por essa trajetória, como também iluminar o meu caminho.

Ao Professor Dr. Eng. Alexandre da Silva Rocha, pela orientação e motivação durante o mestrado, como também pelas oportunidades de expansão do conhecimento aqui e fora do Brasil.

Aos meus pais Antonio Alexandre Ivaniski e Cláudia Adriana Marques Ivaniski pela incansável dedicação aos filhos e amor.

As minhas irmãs Milaine e em especial Alexandra pela preocupação que teve quando finalizei a graduação e toda a força que me deu para eu chegar até aqui.

A Msc. Eng. Juliana Zottis, por todos os conselhos durante a realização deste trabalho e motivação.

Ao professor Dr. Ing. Lírío Schaeffer por oferecer a oportunidade de trabalhar neste projeto de mestrado junto a RWTH-Aachen na Alemanha.

Ao professor Dr. Ing. Gehart Hirt do *Institut Fur Bildsame Formgebung – IBF* da RWTH- Aachen University pelo acolhimento durante o mestrado sanduíche.

A minha companheira Ronise, pelo apoio, amor e paciência nos momentos mais difíceis nesta trajetória.

A todos os colegas do LdTM e do IBF que contribuíram com a realização deste trabalho .

A Conselho Nacional de Pesquisa e Desenvolvimento CNPQ, pela concessão de bolsas de estudos.

A CAPES pela concessão de bolsas de estudos no exterior.

*“Não tente se tornar um homem de  
sucesso, mas sim uma pessoa de valor”*

*Albert Einstein*

## *Resumo*

A aplicação de chapas de aço como revestimento em matrizes de forjamento a quente tem sido estudada como uma alternativa inovadora, dentro de um projeto de cooperação internacional titulado “*Evaluation of Sheet Metal Covers to Improve Tool Life in Forging*”. Pesquisa realizada em parceria com a Alemanha pelo programa BRAGECRIM. Essas chapas serviriam como um metal de sacrifício em matrizes de forjamento a quente, que pretende substituir tratamentos superficiais de alto custo. As limitações geométricas e propriedades mecânicas das chapas garantiriam o sucesso ou não da gravura conforme o design exigido pela ferramenta, como também o número de ciclos de forjamento mantendo-se a integridade. Desta forma, o conhecimento das propriedades mecânicas em chapas e ductilidade torna-se fundamental para garantir os limites de aplicabilidade. Portanto, este trabalho tem como objetivo avaliar as propriedades mecânicas e os aspectos metalúrgicos em diferentes temperaturas de duas chapas de alta resistência DP600 e Hardox450®, os quais possuem diferentes microestruturas e ductilidade. Esta escolha se deve as diferentes aplicações que ambos os materiais possuem na indústria automobilística, devido as suas propriedades físicas, com a hipótese que influenciará na aplicação como máscaras que irão proteger as matrizes. Para isso foram realizados ensaios de dureza após ciclos de aquecimento e tração em diferentes temperaturas, com taxa de deformação controlada, simulando as condições térmicas que o material irá suportar durante o processo de forjamento. Para avaliar a ductilidade das chapas foi realizado o ensaio de estiramento biaxial. Uma análise pelo método de elementos finitos foi utilizada no ensaio de estiramento de punção esférico Erichsen, o qual foi possível pela análise de laboratório validar os experimentos e então a realização da simulação de estampagem de uma geometria bi radial em formato de copo. Os resultados de tração e dureza mostram que o DP600 possui considerável resistência mecânica em altas temperaturas com boa ductilidade, porém não maior que o Hardox450®, que perde em termos de ductilidade devido a fenômenos de fragilização em altas temperaturas. A simulação numérica permitiu avaliar como seria o produto estampado em uma geometria 3D, sobre os aspectos geométricos da chapa e os efeitos de anisotropia do DP600, como também suas tensões.

**Palavras chave:** Chapas de alta resistência, Máscaras protetoras, Propriedades mecânicas, Simulação Numérica.

## *Abstract*

The application of sheet metal cover in hot forging dies has been studied as an innovative alternative, within an international project titled "Evaluation of sheet metal covers to improve tool life in forging". Research carried out in partnership with Germany under the BRAGECRIM program. The sheet metal would apply as a sacrificial membrane in the hot forging die, which intended to replace expensive surface treatments. The geometrical limitations and mechanical properties of the plates would guarantee the success or failure of the engraving according to the design required by the tool, as well as the number of forging cycles maintaining the integrity. In this way, the knowledge of the mechanical properties of the sheet metals and ductility becomes fundamental to guarantee the limits of applicability. Therefore, this work has as objective to evaluate the mechanical properties and the metallurgical aspects in different temperatures of two advanced High Strength Steel Sheets DP600 and Hardox450®, which have different microstructures and ductility. This choice is due to the different applications that both materials have in the automotive industry due to their properties, with the hypothesis that will influence the application as masks that will protect dies. Therefore, a hardness test has performed after heating cycles and tensile tests at different temperatures, with a controlled strain rate, simulating the thermal conditions that the material will withstand during the forging process. Biaxial stretching test to evaluate the ductility of the plates were performed. An inverse analysis by the finite element method was used in the Erichsen biaxial stretching test, in which it has been possible to validate the experiments and then to perform the stamping simulation of a bi-radial geometry in a cup format. The results show that the DP600 has considerable mechanical resistance at high temperatures with good ductility, but not higher than the Hardox450®, which is inferior in terms of ductility due to embrittlement phenomena at high temperatures. The numerical simulation allowed an evaluation of how the product can be stamped in a 3D geometry, the geometric aspects of the plate, the anisotropy effects of the DP600, as well as stress distributions.

**Keywords:** High strength steel plates, Sheet metal cover, Mechanical properties, Numerical simulation.

## ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1 – Representações dos tipos de tensões recorrentes do processo de estampagem profunda de uma chapa metálica. ....	5
Figura 2 – Relação da temperatura com a conformabilidade dos aços. ....	6
Figura 3 – Comparativo de diferentes categorias de aços de acordo com a resistência mecânica e ductilidade e materiais utilizados para este estudo. ....	7
Figura 4 – Diferenças entre HSS e AHSS em função da microestrutura e elementos de liga. ....	8
Figura 5 – Diagrama TTT para possíveis microestruturas de Aços Avançados de Alta Resistência AHSS. ....	9
Figura 6 - Produção do Aço <i>Dual Phase</i> através do recozimento intercrítico, a fração de ferrita e austenita assim como a quantidade de carbono pode ser estimada pela aplicação da regra da alavanca. ....	10
Figura 7 – Micrografia típica de uma chapa <i>Dual Phase</i> antes da laminação a frio. a) Recozida a 760°C e 25% de Fração de Martensita; b) Recozida 800°C e 40% de martensita ....	10
Figura 8 – Curva de tensão x deformação de engenharia para diferentes aços <i>Dual Phase</i> . Para o DP250/450 e DP 500/800 a espessura é: 1 mm, para os demais 1,8 a 2 mm. ....	11
Figura 9 - Ciclo térmico de formação da martensita, resfriado à partir da linha Ac3, Representação genérica do tipo de martensita gerada a partir da austenita ( $\gamma$ -Austenita retida, $\epsilon$ - Ripas de Martensita, $\alpha'$ – Ilhas de Martensita) e a microestrutura formada após rápido resfriamento. ....	12
Figura 10 – Curvas de Tensão e deformação de Engenharia (espessura: 1,8 – 2 mm), para uma série de aços martensíticos em comparação com ferrítico convencional. ....	12
Figura 11 - Ilustração esquemática da ponteira Vickers de dureza norma ISO. ....	13
Figura 12 – Típico corpo de prova utilizado para ensaios uniaxiais de tração ....	15
Figura 13 - Construção da curva de Tensão x Deformação de Engenharia com marcação gradual do limite elástico-plástico para chapas de aço. ....	16
Figura 14 – Diagrama de Tensão vs. Deformação logarítmica a partir da equação de Hollomon e Ludwik para uma chapa de aço de baixo carbono. ....	17
Figura 15 - Diagrama de Tensão vs. Deformação logarítmica a partir da equação de Hollomon e Ludwik para uma chapa de aço de baixo carbono. ....	18
Figura 16 – Encruamento dos cristais durante o processo de laminação a frio. ....	19
Figura 17 – Diferença no modo de deformação uniaxial e biaxial de um chapa metálica. ....	20
Figura 18 – Ferramenta de aquisição do Índice Erichsen conforme norma DIN1623 e Fratura característica após ensaio. ....	21



Figura 19 – Representação esquemática do método por elementos finitos. ....	22
Figura 20 – Elementos gerado pela a integração dos pontos (a) 1D, (b) 2D triangular e (c) 3D tetraedro. .....	23
Figura 21 – Aproximação reológica Hensel-Spittel para deformação a frio e a morno; (a) Comparação entre os valores medidos experimentalmente de $\sigma_0$ e $\sigma_{m\acute{a}x}$ ; (b) Transformada para diagrama verdadeira de acordo com a temperatura.....	25
Figura 22 – Critérios de Tresca e Von Misses em um plano de tensões ( $\sigma_1$ , $\sigma_2$ ).....	27
Figura 23 – Representação gráfica das tensões de ambos materiais em diferentes regiões de laminação; Laranja (critério de Hill48); Verde (Critério de Von Misses).....	29
Figura 24 – Conceito básico do Forjamento de uma peça com simetria axial utilizando matriz com “máscara”. ....	31
Figura 25 – Representação do conjunto aplicado à simulação numérica do processo de forjamento tridimensional.....	31
Figura 26 – Resultados da simulação numérica para temperatura da máscara no final do processo de forjamento. ....	32
Figura 27 – Efeito na variação do volume de martensita de uma chapa Dual Phase no limite de resistência a tração (esquerda) e tensão máxima (direita) em diferentes temperaturas.....	33
Figura 28 – Distribuição de espessura ao longo da chapa estampada no software FORGE.....	35
Figura 29 – Etapas de Caracterização e avaliação das propriedades mecânicas das duas chapas.....	36
Figura 30 – Diagrama do ensaio de tração, representando o ciclo térmico da chapa durante o experimento. ....	39
Figura 31 – (a) Sistema de ensaio de tração do <i>DIL 805T</i> e (b) Termopar acoplado .....	39
Figura 32 - Geometria dos corpos de prova para realização do ensaio uniaxial de tração através do dilatômetro (a) direções cortadas (b) corpo de prova.....	40
Figura 33 – Equipamento de ensaio universal EMIC .....	41
Figura 34 – Medida da espessura final da chapa após a realização do estiramento pelo software Image Analysis; (a) Regiões medidas no microscópio; (b) Linhas de medição calibradas na região da fratura como exemplo.....	42
Figura 35 – Geometria e distribuição de malha do modelo construído para a simulação do ensaio Erichsen.....	44
Figura 36 – Modelo de Estampagem do copo inserido no software de simulação numérica; (a) Sem anel de restrição de chapas; (b) Com anel de restrição de chapas.....	47
Figura 37 – Variação do coeficiente de encruamento ( $\eta$ ) com a temperatura do DP600, para uma taxa de deformação de 0,1 /s.....	52

Figura 38 – Curvas de escoamento verdadeira em diferentes temperaturas para o DP600, com velocidade de deformação $0,1 \text{ s}^{-1}$ .	53
Figura 39 – Curva de Tensão vs Deformação de Engenharia para o DP600 mostrando a influência da temperatura.	54
Figura 40 – Efeito da temperatura na tensão e alongamento do DP600; Aproximação do limite de escoamento e limite de resistência e alongamento.	55
Figura 41 – Microestrutura do DP600 transversal 100x atacado com Picral 4% mostrando as duas fases do aço.	56
Figura 42 – Microestrutura da chapa DP600 de topo: a) Como recebida; b) Após ciclo de aquecimento a $600^{\circ}\text{C}$ ; Ataque Nital 3% durante 8 segundos mostrando a decomposição da martensita quando aquecidas.	56
Figura 43 – Macrografias e micrografias da evolução na deformação das chapas em secção transversal do DP600; a) $300^{\circ}\text{C}$ ; b) $500^{\circ}\text{C}$ e c) $700^{\circ}\text{C}$ .	57
Figura 44 – Comparativo das curvas de escoamento do Hardox450® em diferentes temperaturas no ensaio de tração uniaxial.	59
Figura 45 – Curva de Tensão vs. Deformação de engenharia do Hardox450® em diferentes temperaturas de tração a $0,1 \text{ s}^{-1}$ .	60
Figura 46 – Relações de tensão temperatura e alongamento; (a) Tensão máxima, mínima em função do alongamento; (b) Gradiente do patamar de escoamento, alongamento médio percentual em função da temperatura de ensaio.	61
Figura 47 – Microestrutura do Hardox450®; (a) Recebida; (b) Ciclo térmico a $600^{\circ}\text{C}$ .	62
Figura 48 – Macrografias e micrografias do Hardox450 tracionadas em diferentes temperaturas.	63
Figura 49 – Perfil de dureza do DP600 em diferentes temperaturas de ciclos de aquecimento, (a) Sem lubrificante; (b) Com lubrificante.	65
Figura 50 – Correlação entre os limites de resistência a tração a temperatura constante e perfil de dureza do DP600 aquecidos e resfriados a temperatura ambiente.	66
Figura 51 – Perfil de dureza após ciclo térmico nas chapas de Hardox450®, (a) Sem lubrificante; (b) Com lubrificante.	67
Figura 52 – Correlação entre os limites de resistência a tração a temperatura constante e perfil de dureza do Hardox450® aquecidos e resfriados a temperatura ambiente.	68
Figura 53 – Curva de Escoamento do DP600 experimental e pelos coeficientes de Hensel- Spittel.	69
Figura 54 – Resultados experimentais após ciclos de aquecimento e simulação numérica do ensaio Erichsen e a influência da temperatura no DP600;(a) Anisotrópico de Hill48 a $25^{\circ}\text{C}$ ; (b) Hill48 a $500^{\circ}\text{C}$ .	70

Figura 55- Influência da temperatura nas tensões de Von Misses do DP600; (a) Hill48 a 25°C; (b) Hill48 a 500°C.....	71
Figura 56 – Influência da temperatura de aquecimento da chapa DP600 na distribuição de espessura.	72
Figura 57 – Comparativo da simulação numérica das principais deformação no plano biaxial do DP600 nas temperaturas de 25°C e após aquecimento de 500°C. ....	73
Figura 58 – Curva de Escoamento do Hardox450 experimental e modelado matematicamente pelos coeficientes de Hansel- Spittel a dependencia da $\phi$ e T, software FORGE.....	74
Figura 59 - Resultados experimentais após ciclos de aquecimento e simulação numérica do ensaio Erichsen em diferentes temperaturas do Hardox450; (a) A 25°C; (b) A 500°C.....	75
Figura 60 – Influência da temperatura nas tensões de Von Misses do Hardox450; (a) 25°C; (b) 500°C .....	76
Figura 61 - Influência da temperatura de aquecimento da chapa Hardox450 na distribuição de espessura.....	77
Figura 62 - Comparativo da simulação numérica das principais deformação no plano biaxial do Hardox450 nas temperaturas de 25°C e após aquecimento de 500°C. ....	78
Figura 63 – Região de medida da espessura da chapa e tensões.....	79
Figura 64 – Distribuição da força do punção com e sem anel de restrição.....	79
Figura 65 – Comparativo de estampagem do copo nas condições sem anel de restrição e com anel de restrição do DP600 a 25°C.....	80
Figura 66 – Característica do produto estampado a 500°C sem o anel de restrição e com diferentes velocidades no punção; (a) Velocidade de 5 mm/s; (b) Velocidade de 20mm/s. ....	81
Figura 67 – Distribuição da espessura da chapa DP600 simulada em diferentes condições de processo. ....	82
Figura 68 – Simulação das distribuições de temperatura ao longo da chapa DP600 e deformações equivalentes para diferentes condições de processo; R1 = Região do Flange; R2 = Região do raio do punção. ....	83
Figura 69 – Simulação da distribuição Von Misses no fim do processo de estampagem do DP600, altura do estampo 26,42 mm. ....	84
Figura 70 – Distribuições da força de estampagem para o Hardox450 simulado com 1 mm de espessura em diferentes temperaturas de processo com o anel de restrição.....	85
Figura 71 – Simulação da distribuição de deformação equivalente do Hardox450, com a variação de temperatura e velocidade de estampagem. ....	86
Figura 72 – Simulação da distribuição de espessura até o ponto máximo de convergência para cada modelo do Hardox450®.....	87

Figura 73 - Variação da tensão equivalente de Von Misses para diferentes temperaturas e velocidades de estampagem no Hardox450®. ....	88
Figura 74 – Comparação do DP600 e Hardox450 nas curvas de escoamento a 700°C.....	90

## ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 1– Composição Química do aço DP600 segundo norma DIN 10338.....	37
Tabela 2 – Propriedades Mecânicas do DP600.....	37
Tabela 3 – Composição Química do Hardox450 segundo dados do fabricante para 0,7 – 2,1 mm de espessura.....	37
Tabela 4 – Propriedades Mecânicas do Hardox450 segundo dados do fabricante para 0,7 – 2,1 mm de espessura.....	37
Tabela 5 – Parâmetros do ensaio de tração em altas temperaturas .....	39
Tabela 6 – Fatores e níveis variados no ensaio de dureza Vickers. ....	41
Tabela 7 – Parâmetros de malha utilizados na simulação do ensaio Erichsen. ....	45
Tabela 8 – Parâmetros das chapas utilizadas. ....	45
Tabela 9 – Parâmetros do processo, entrada do software. ....	45
Tabela 10 – Parâmetros de malha utilizada no ensaio de Estampagem de copo na simulação .....	47
Tabela 11 – Parâmetros do processo, entrada do software. ....	47
Tabela 12 – Composição Química do DP600 e Hardox450 em comparação com normas do fabricante e outros autores. ....	49
Tabela 13 – Comparativo das propriedades mecânicas, limite de resistência ( $\sigma_e$ ), tensão máxima ( $\sigma_{m\acute{a}x}$ ) e alongamento máximo ( $\epsilon$ ) obtido pelo ensaio de tração norma ASTM E8/E8M.....	51
Tabela 14 – Parâmetros de estampagem anisotropia média ( $R$ ), anisotropia planar ( $\Delta R$ ), para a chapa DP600 realizadas pela norma ASTM E517. ....	51
Tabela 15 – Comparativo das propriedades mecânicas do DP600 em diferentes faixas de temperatura, obtidas nos ensaios de tração 0,2%. ....	53
Tabela 16 – Comparativo das propriedades mecânicas do Hardox450®. ....	58
Tabela 17 – Comparativo das propriedades mecânicas do Hardox450 em diferentes temperaturas e seus respectivos coeficientes de encruamento “n”. ....	58
Tabela 18 – Percentual médio em função entre as diferença entre as tensões mínimas e máximas em função da temperatura de ensaio do Hardox450®. ....	61
Tabela 19 – Análise de variância “one way” dentro do planejamento fatorial 2 <sup>2</sup> , do perfil de dureza do DP600 com 95% de confiabilidade. ....	64
Tabela 20 – Análise de variância “one way” dentro do planejamento fatorial 2 <sup>2</sup> , do perfil de dureza do Hardox450® com 95% de confiabilidade. ....	66
Tabela 21 – Relação dos coeficientes de lei de potência e Hensel – Spittel do DP600 para a aplicação no modelo computacional. ....	69

Tabela 22 - Valores de Força do Punção e Altura Máxima correspondente ao índice Erichsen (IE) do DP600, espessura 1mm. ....	70
Tabela 23 - Relação dos coeficientes de lei de potência e Hensel – Spittel do Hardox450® para a aplicação no modelo computacional. ....	74
Tabela 24 - Valores de Força do Punção e Altura Máxima correspondente ao índice Erichsen (IE) do Hardox450, espessura 1 mm. ....	76
Tabela 25 – Variação de espessura da chapa DP600 de acordo com os parâmetros analisados. ....	81
Tabela 26 – Simulação da variação da espessura na chapa para o Hardox450. ....	86

## LISTA DE SIMBOLOS

<b><math>A_0</math></b>	área de seção inicial [mm <sup>2</sup> ]
<b><math>A</math></b>	área final de seção final [mm <sup>2</sup> ]
<b><math>A_{c3}</math></b>	Linha de Transformação Austenítica
<b><math>AL</math></b>	Alongamento [%]
<b><math>\alpha</math></b>	Ferrita
<b><math>\alpha'</math></b>	Martensita
<b><math>\gamma</math></b>	Austenita
<b><math>d</math></b>	Diâmetro [mm]
<b><math>\Delta u</math></b>	Variação do deslocamento virtual
<b><math>E</math></b>	Módulo de Young
<b><math>\varepsilon</math></b>	Deformação de Engenharia [%]
<b><math>\bar{\varepsilon}</math></b>	Deformação Equivalente
<b><math>\varphi</math></b>	Deformação Verdadeira [-]
<b><math>\dot{\varphi}</math></b>	Taxa de Deformação [s <sup>-1</sup> ]
<b><math>F</math></b>	Força [Kgf ou N]
<b><math>k_{f0}</math></b>	Tensão de escoamento verdadeira inicial [MPa ou N/mm <sup>2</sup> ]
<b><math>k_f</math></b>	Tensão de escoamento verdadeira final [MPa ou N/mm <sup>2</sup> ]
<b><math>l_0</math></b>	Comprimento inicial [mm]
<b><math>l</math></b>	Comprimento Final [mm]
<b><math>m</math></b>	Expoente de sensibilidade a taxa de deformação e a temperatura
<b><math>P</math></b>	Pressão [MPa]
<b><math>R</math></b>	Coefficiente de Anisotropia
<b><math>\sigma</math></b>	Tensão de Engenharia [MPa ou N/mm <sup>2</sup> ]
<b><math>\bar{\sigma}</math></b>	Tensão Equivalente [MPa ou N/mm <sup>2</sup> ]
<b><math>W</math></b>	Largura da chapa [mm]

## SUMÁRIO

RESUMO.....	VI
ABSTRACT.....	VII
ÍNDICE DE FIGURAS.....	IX
ÍNDICE DE TABELAS.....	XIII
ÍNDICE DE SÍMBOLOS.....	XV
<b>1 INTRODUÇÃO.....</b>	<b>1</b>
<b>2 OBJETIVOS .....</b>	<b>3</b>
2.1 OBJETIVO GERAL.....	3
2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS .....	3
<b>3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....</b>	<b>4</b>
3.1 PROCESSOS DE ESTAMPAGEM .....	4
3.2 INFLUÊNCIA DA TEMPERATURA NA CONFORMAÇÃO .....	5
3.3 AÇOS AVANÇADOS DE ALTA RESISTÊNCIA.....	6
3.3.1 Aços Bifásicos “Dual Phase Steels”.....	9
3.3.2 Aços Martensíticos “Martensitic Steels”.....	11
3.4 PROPRIEDADES MECÂNICAS.....	13
3.4.1 Dureza.....	13
3.4.2 Tensões Uniaxiais .....	14
3.4.3 Anisotropia.....	18
3.4.4 Testes de Estiramento Biaxial.....	20
3.5 SIMULAÇÃO NUMÉRICA .....	21
3.5.1 Software Forge NTx 1.0.....	22
3.5.2 Equações Constitutivas de Modelos Reológicos de Escoamento .....	23
3.5.3 Critérios de Plasticidade .....	26
3.5.4 Critérios de Falha.....	27
3.5.5 Critério anisotrópico de Hill 1948.....	28
3.5.6 Propriedades Térmicas na Simulação Numérica .....	29
3.5.7 Contato e Fricção .....	30
<b>4 ESTADO DA ARTE .....</b>	<b>30</b>
<b>5 METODOLOGIA.....</b>	<b>35</b>



5.1	GENERALIDADES .....	35
5.2	MATERIAIS.....	37
5.2.1	<i>Aço Bifásico DP600</i> .....	37
5.2.2	<i>Aço Martensítico Hardox450®</i> .....	37
5.3	MÉTODOS.....	38
5.3.1	<i>Análise da Composição Química das Chapas Recebidas</i> .....	38
5.3.2	<i>Ensaio de Tração em Temperatura</i> .....	38
5.3.3	<i>Ciclo de Aquecimento e Ensaio de Dureza Vickers</i> .....	40
5.3.4	<i>Ensaio de Estiramento Biaxial</i> .....	41
5.3.5	<i>Análise Metalográfica das Chapas</i> .....	42
5.4	SIMULAÇÃO NUMÉRICA COMPUTACIONAL .....	43
5.4.1	<i>Modelo Ensaio Erichsen</i> .....	43
5.4.2	<i>Modelo do Ensaio de Estampagem</i> .....	45
<b>6</b>	<b>RESULTADOS E DISCUSSÃO.....</b>	<b>49</b>
6.1	ANÁLISE QUÍMICA.....	49
6.2	ANÁLISE DO ENSAIO DE TRAÇÃO EM DIFERENTES TEMPERATURAS E MICROESTRUTURA .....	50
6.2.1	<i>DP600</i> .....	50
6.2.2	<i>Hardox450®</i> .....	58
6.3	ANÁLISE DO PERFIL DE DUREZA DAS CHAPAS EM DIFERENTES CICLOS TÉRMICOS .....	63
6.3.1	<i>Perfil de Dureza do DP600</i> .....	64
6.3.2	<i>Perfil de Dureza do Hardox450®</i> .....	66
6.4	ENSAIO ERICHSEN E MODELO NUMÉRICO .....	68
6.4.1	<i>DP600</i> .....	69
6.4.2	<i>Hardox450®</i> .....	74
6.5	SIMULAÇÃO DE ESTAMPAGEM DO COPO.....	78
6.5.1	<i>DP600</i> .....	79
6.5.2	<i>Hardox450®</i> .....	84
<b>7</b>	<b>DISCUSSÃO GERAL DOS RESULTADOS.....</b>	<b>89</b>
<b>8</b>	<b>CONCLUSÕES.....</b>	<b>92</b>
<b>9</b>	<b>SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS .....</b>	<b>94</b>
<b>10</b>	<b>REFERÊNCIAS.....</b>	<b>95</b>

# 1 INTRODUÇÃO

---

A aplicabilidade de insertos metálicos produzidos por chapas de aços como proteção de matrizes de forjamento é atualmente pesquisada pelo projeto “*Evaluation of Sheet Metal Covers to Improve Tool Life in Forging*”, o qual pertence ao programa de cooperação internacional BRAGECRIM (*Brazilian-German Collaborative Research Initiative on Manufacturing Technology*). O que motivou esse projeto foi redução de custos na fabricação de matrizes de forjamento e o aumento na reprodutibilidade de corpos forjados, como também, a redução de custos em indústrias de forjaria nacional em crescimento. Tem-se como objetivo principal o aumento na vida útil da ferramenta de forjamento, que por consequência do processo sofre tensões cíclicas, fadiga térmica, mecânica e desgaste durante o processo.

Resultados baseados em simulação computacional mostram que a utilização de máscaras de proteção reduzem consideravelmente o desgaste abrasivo e as tensões térmicas da matriz (ROSENSTOCK; SEGEBADE; HIRT, 2015). Entretanto, tais máscaras sofrem diferentes tipos de deformação plástica, quando sujeitas às forças exercidas pela deformação do *billet*, estando diretamente relacionadas com as propriedades físicas que elas possuem. O uso de uma chapa que possua características de alta resistência mecânica aliadas à ductilidade torna-se um desafio para sua possível aplicação.

Foram estudadas diferentes geometrias de máscaras em diferentes materiais, onde se obteve como as melhores respostas as chapas de aço de alta resistência. Esta categoria, que está em constante desenvolvimento na siderurgia, foi desenvolvida principalmente pela demanda na indústria automotiva, nos quais, buscam melhores propriedades mecânicas, baixo peso e ductilidade.

O termo ductilidade de acordo com Callister (2007) relaciona a capacidade de deformação que o material irá suportar. Na conformação mecânica, ensaios de tensões uniaxiais e biaxiais trazem respostas aos limites que cada chapa poderá obter, dependendo das condições de trabalho.

Ainda, a ductilidade é intrinsicamente voltada com as respostas mecânicas características que o material possui. Chapas com maiores quantidades de ferrita (Fe- $\alpha$ ) na sua microestrutura possuem melhor conformabilidade, devido à facilidade que os grãos encruam, tendo maior alongamento antes de fraturar.

A integridade do revestimento que irá proteger as matrizes de forjamento é um importante tópico a ser estudado, pois a reprodutibilidade irá depender diretamente das

propriedades mecânicas e metalúrgicas que as chapas possuem. Porém, o desafio está na associação de chapas que possuem ductilidade suficiente para a geração de geometrias e que também sejam resistentes às tensões exercidas durante o processo de forjamento. Para isso, é necessário que as chapas possuam alta tensão de escoamento e resistência mecânica em altas temperaturas.

Aços bifásicos (*Dual Phase Steels- DP*) e Aços Martensíticos (*Martensitic Steels - MS*) fazem parte da categoria de Aços Avançados de Alta Resistência “*AHSS – Advanced High Strength Steels*”. São materiais que possuem diferentes microestruturas e comportamento mecânico. O bifásico possui melhor ductilidade quando comparado com o martensítico, porém menor resistência mecânica, então a dependência da temperatura na variação de suas características é importante para a escolha apropriada de máscaras protetoras devido à boa conformabilidade e temperabilidade.

A fim de contribuir para a seleção adequada de máscaras de proteção para matrizes de forjamento a quente, este trabalho tem como principal objetivo avaliar as propriedades mecânicas e microestruturais de duas categorias de chapas distintas em diferentes condições de temperatura e em diferentes estados de tensões. As condições de temperatura e as respostas nas propriedades termomecânicas das chapas serão abordadas e discutidas durante este trabalho de mestrado.

Foram realizadas simulações computacionais que visam o entendimento e a identificação de parâmetros ideais de estampagem, no que diz respeito ao comportamento destas chapas em diferentes estados de tensões. Também para o controle da força de estampagem em uma possível avaliação de projeto. Os modelos numéricos foram validados através das propriedades mecânicas experimentais e a comparação com os resultados de testes simulativos.

## 2 OBJETIVOS

---

### 2.1 *Objetivo Geral*

O objetivo geral deste trabalho foi avaliar as propriedades mecânicas e metalúrgicas de chapas em dois diferentes aços de alta resistência, o DP600 e o Hardox450®. Foram submetidas a diferentes ciclos térmicos, através de ensaios mecânicos e tecnológicos como dureza, tração e estiramento biaxial.

Com o intuito de validar os experimentos do ensaio de estiramento biaxial, a simulação numérica de elementos finitos foi usada como recurso, realizou-se também a simulação de estampagem destes materiais em uma geometria simples, conforme a melhor condição geométrica estuda no decorrer deste projeto.

### 2.2 *Objetivos específicos*

A fim de atingir o objetivo geral deste trabalho, aspectos importantes foram observados nos diferentes resultados obtidos durante os experimentos e as análises numéricas. Por isso, foram desenvolvidos os objetivos específicos listados a seguir.

- Análise do comportamento das chapas em diferentes temperaturas constantes, por meio de ensaios de tração uniaxial e taxa de deformação controlada.
- Avaliação da dureza Vickers (HV) das chapas recebidas DP600 e Hardox450® em diferentes ciclos de aquecimento, para a verificação na evolução destas propriedades conforme o trabalho a quente.
- Análise da microestrutura das chapas através de microscopia ótica (MO) para verificação nos aspectos morfológicos.
- Análise do comportamento das chapas em ensaio de estiramento biaxial Erichsen antes do aquecimento e após diferentes temperaturas de aquecimento.
- Construção e validação de um modelo numérico através das propriedades mecânicas coletadas utilizando o método de elementos finitos.
- Análise do comportamento destas chapas em um processo de conformação de estampagem em diferentes temperaturas com geometria tridimensional pela simulação computacional.

### 3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

---

#### 3.1 Processos de Estampagem

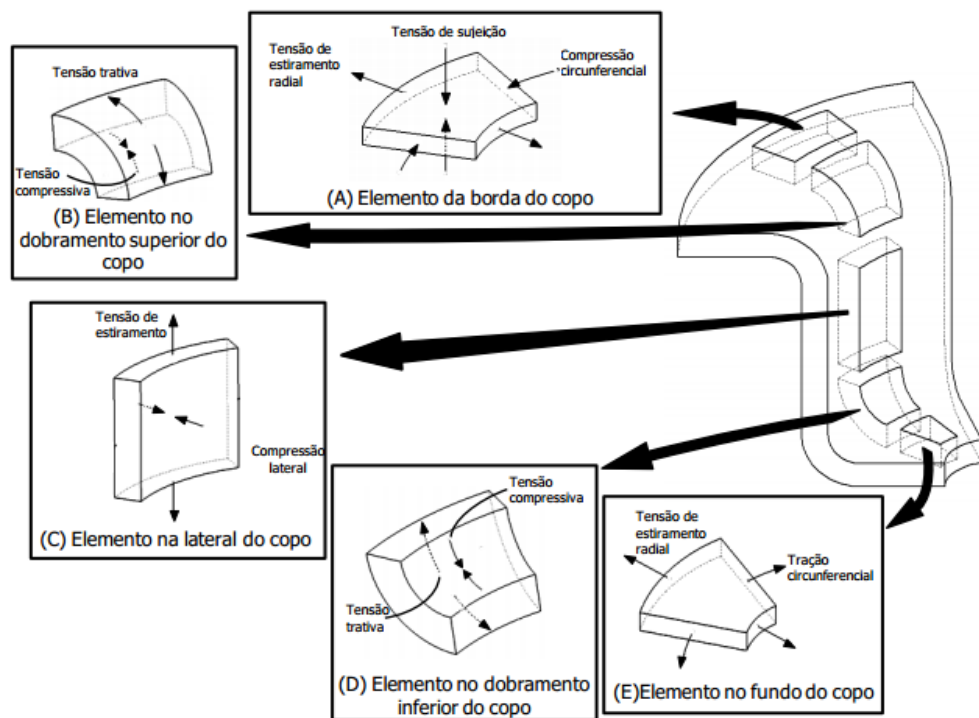
O processo de estampagem de chapas é utilizado na fabricação de componentes automotivos, nas mais variadas formas geométricas sem a necessidade de um longo processo de manufatura. São gerados produtos acabados ou semiacabados por deformação plástica que distribui o material pela matriz, considerando parâmetros que garantam a integridade do produto, sem que ocorra a falha (BATALHA, 2015; SCHAEFFER, 1999).

Nos processos de estampagem são observados duas condições de deformação características: o embutimento e o estiramento. O embutimento é utilizado na fabricação de latas de refrigerantes, cartuchos, para-lama, portas e capôs de automóveis, onde suas condições de deformação são para pequenas variações na espessura. Já o estiramento as variações de espessura são mais acentuadas, devido a esforços biaxiais e trativas, geralmente na região curvilínea da ferramenta (o punção).

A vantagem dos processos de estiramento é o encruamento do material, o qual auxilia no aumento das propriedades mecânicas na região deformada plasticamente, como também transmitir os esforços gerados pelo punção para o restante do corpo estampado, que está se deformando para o interior da matriz (CERCEAU, 2004). Outra avaliação fundamental para que se obtenham peças com alto grau de estiramento, o grau de encruamento elevado, pois ela garante melhores distribuições de carga ao longo da chapa, sem que ocorra o afinamento local.

Para Tigrinho (2007) e Folle (2012) o atrito é um fator importante para a comparação dos processos de embutimento e estiramento nas regiões do punção, matriz e material, o qual é representado na Figura 1. As distribuições de tensão nas chapas são detalhadas, mostrando os pontos onde são exercidas as forças de tração e compressão durante o processo de estampagem.

Figura 1 – Representações dos tipos de tensões recorrentes do processo de estampagem profunda de uma chapa metálica.



Fonte: Adaptado de Doege e Behrens (2007) apud Folle (2012).

### 3.2 Influência da Temperatura na Conformação

Uma das formas de classificar processos de conformação é por meio da temperatura, pois ela interfere diretamente no comportamento mecânico e metalúrgico do material. Em geral a classificação é dividida em três categorias: abaixo  $0,3T_f$ , onde  $T_f$  significa a temperatura de fusão do material trabalho é classificado como a frio. Entre  $0,3T_f$  e  $0,5T_f$ , morno e acima de  $0,5T_f$  é considerado trabalho a quente (DIETER, 1967).

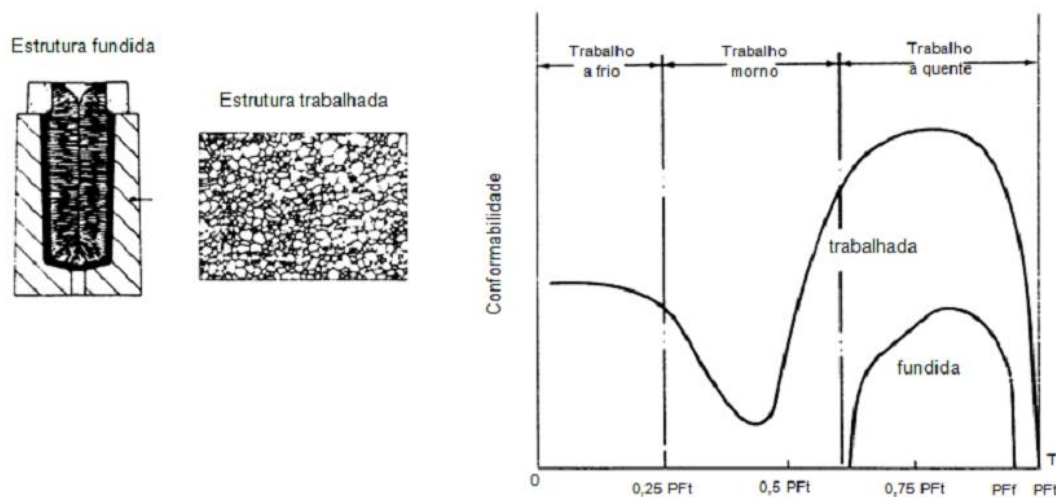
O trabalho a frio aumenta as propriedades mecânicas do material, devido ao encruamento dos grãos durante a deformação plástica, gerando um aumento nas tensões internas, também faz com que o material possua um limite de conformação quando comparado ao trabalho a morno.

No trabalho a morno busca-se aliar as propriedades mecânicas geradas pelo trabalho a frio e a quente, com uma menor exigência energética da ferramenta, ocorrendo uma recuperação dos grãos nesta faixa, reduzindo os efeitos de encruamento no material. A conformabilidade aumenta em relação ao trabalho a frio, porém em uma faixa estreita de temperatura, a partir de  $0,5T_f$  devido aos efeitos de fragilização azul, causando uma queda

de conformabilidade em uma estreita faixa de temperatura, pois apesar do aumento da temperatura permitir maior mobilidade dos grãos, não é o suficiente para que ocorra a recristalização dinâmica, causando o aparecimento de trincas na microestrutura.

A Figura 2 mostra a influência da conformabilidade dos aços em função da temperatura. Nesta Figura é possível observar que para peças trabalhadas a morno, em faixas de temperatura acima da região de fragilização azul, aumenta drasticamente a plasticidade, porém abaixo da zona a quente (RHINES; WRAY, 1961).

Figura 2 – Relação da temperatura com a conformabilidade dos aços.



Fonte: Adaptado de Rhines e Wray, 1961.

No trabalho a quente, ocorre o crescimento de novos grãos de austenita na microestrutura, que por consequência amplia o escoamento plástico do material sem que ocorra a fratura. Uma desvantagem deste processo está relacionada à interação atmosférica, gerando óxidos na superfície do material, como também o alto investimento instrumental para execução destes processos de transformação (BATALHA, 2015; EVANGELISTA, 2000).

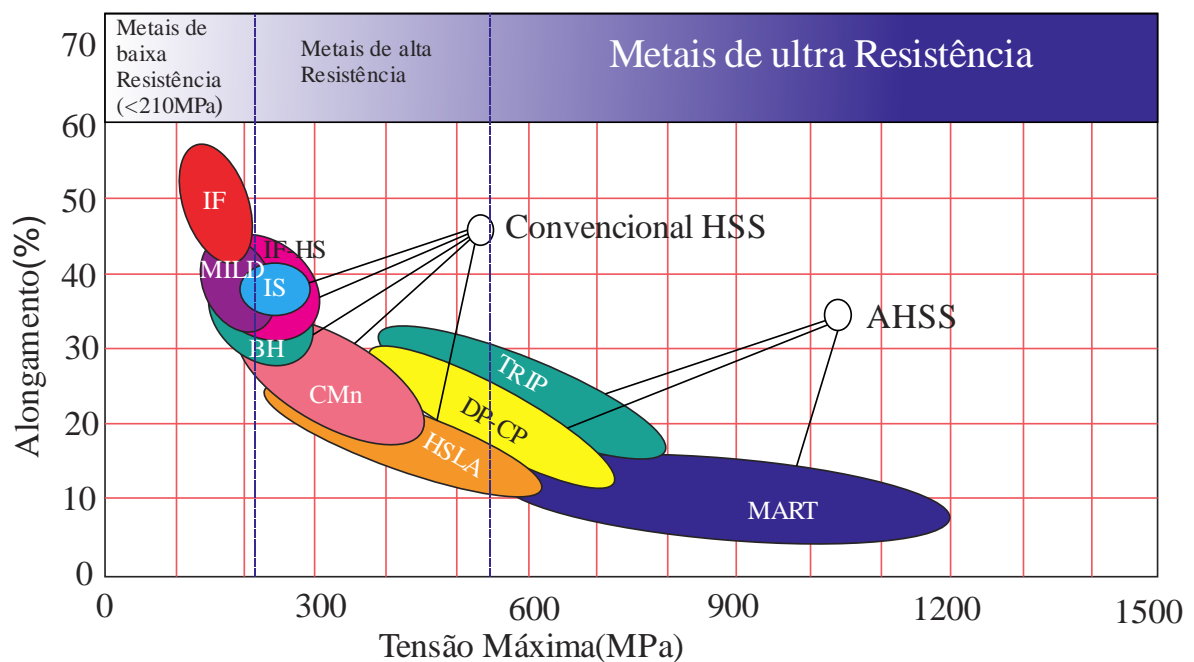
### 3.3 Aços Avançados de Alta Resistência

A fabricação dos aços ultra resistentes partiu da demanda global pela redução dos níveis de monóxido de carbono liberados na atmosfera, devido ao alto consumo energético de veículos pesados. Então, junto à evolução metalúrgica, aliada aos processos de fabricação, estes aços são produzidos para a indústria automotiva por possuírem boa conformabilidade e

elevada resistência mecânica  $\geq 780$  MPa. A Figura 3 representa uma série de categorias mostrando a comparação entre os limites de resistência e alongamento (Bleck, 2009).

Os aços HHS – *High Strength Steels* e os avançados de alta resistência AHSS – *Advanced High Strength Steels* foram desenvolvidos em parceria com 35 indústrias em 19 países através do projeto *Ultra Light Steel Auto Body – ULSAB*, o qual beneficiou a indústria automotiva com o desenvolvimento de diferentes categorias de chapas (ANDRADE et al., 2000).

Figura 3 – Comparativo de diferentes categorias de aços de acordo com a resistência mecânica e ductilidade e materiais utilizados para este estudo.



Fonte: Adaptado de Bleck 2009.

A classificação depende de suas fases constituintes, como o aço *Dual Phase – DP*, de Plasticidade Induzida por Deformação (*Transformation Induced By Plasticity*) - TRIP, Fase complexa- MP (*Multi Phase Steels*) e Aços Martensíticos- MS (*Martensitic Steels*). Estas múltiplas fases irão prover o aumento da resistência mecânica e ductilidade, não típicos em aços que possuem uma única fase, como os aços de baixa liga e alta resistência (TIGRINHO, 2011).

Estes aços foram fabricados para obter alta absorção de energia de impacto aliadas a uma boa conformabilidade. Aços que possuem uma ou mais fases como DP e TRIP possuem limites de resistência a tração capazes de atingir  $\sigma_R \geq 1000$  MPa.



Os aços martensíticos podem atingir tensões máximas maiores que  $\sigma_R > 1200$  MPa, a utilização de microestruturas com essas características estão associados a necessidade de estruturas com resistência à abrasão, anti-intrusão e obstáculos para a transferência de carga para proteção de passageiros (BLECK; PHIU-ON, 2009).

As propriedades mecânicas estão diretamente relacionadas com a microestrutura complexa ou multifásica. É possível visualizar na Figura 4 essas diferentes classes de aços, e a dependência microestrutura e composição química e na Figura 5 o diagrama TTT que indica possíveis microestruturas geradas com a dependência do tempo e da temperatura.

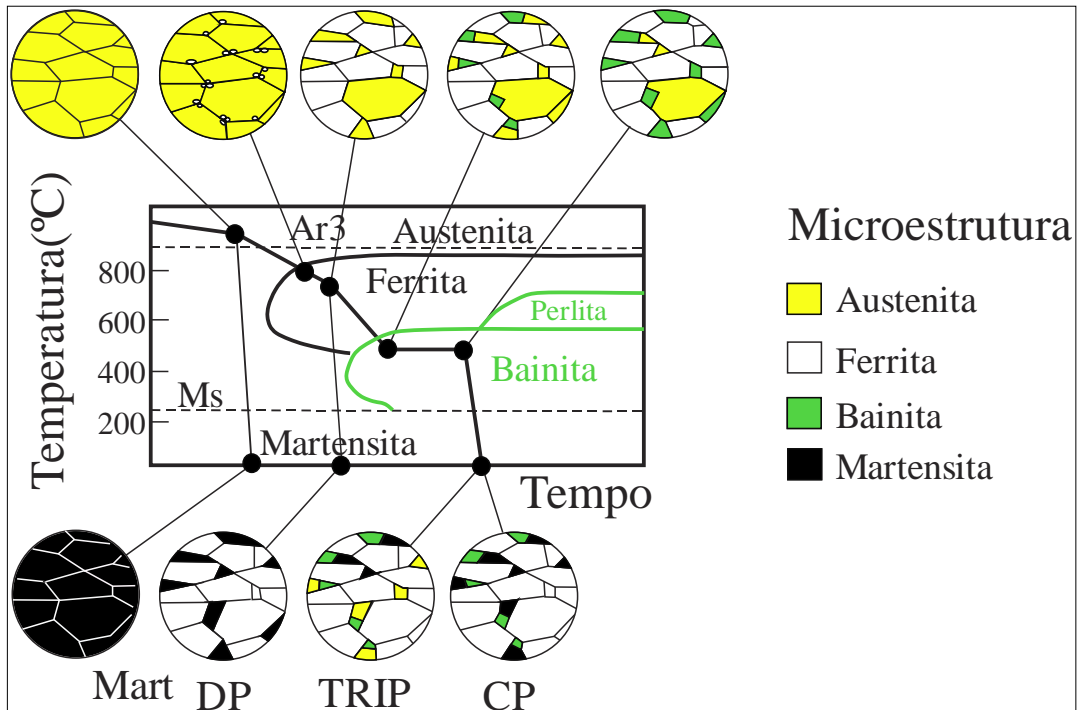
Figura 4 – Diferenças entre HSS e AHSS em função da microestrutura e elementos de liga.

Aços	Microestrutura	Características
HSS	Ferrita ( $\alpha$ )	BH ( <i>Bake Hardening</i> ): endurecimento adicional durante o tratamento térmico de envelhecimento controlado do carbono.
		IF-HS ( <i>High Strength Interstitial Free</i> ): endurecido através da adição de manganês (Mn) e fósforo (P).
		P: aços de alta resistência ligados com P.
		IS: aço de média resistência ao escoamento e escoamento isotrópico, microligado com titânio (Ti) ou nióbio (Nb).
		CMn: aços de alta resistência com maiores teores de C, Mn e Si para promover o endurecimento por solução sólida.
		HSLA: aços de alta resistência e baixa liga, endurecidos pela adição de microligantes como Ti ou Nb.
AHSS	Ferrita ( $\alpha$ ) + Martensita ( $\alpha'$ )	DP ( <i>Dual Phase</i> ): microestrutura constituída de ferrita e ilhas de martensita com fração volumétrica entre 5 – 30 %
	Ferrita ( $\alpha$ ) + Bainita ( $\alpha_B$ ) + Austenita retida ( $\gamma_R$ )	TRIP ( <i>Transformation Induced Plasticity</i> ): microestrutura contendo ferrita, bainita e austenita retida.
	Martensita ( $\alpha'$ )	PM: aços completamente ou parcialmente martensíticos.
	Ferrita ( $\alpha$ ) + Bainita ( $\alpha_B$ ) + Martensita ( $\alpha'$ )	CP ( <i>Complex Phase Steel</i> ): combinação de ferrita, bainita e martensita endurecidas.

Fonte: Rosado 2011.

A adição de elementos químicos tem um papel importante na formação de microestruturas complexas nos aços e se obtém como resposta suas propriedades mecânicas, térmicas, óticas e magnéticas. O carbono tem uma grande influência na estabilização da austenita, distribui as fases da microestrutura e reforça a martensita (BLECK; PHIU-ON, 2009). O manganês tem a função de retardar a formação de ferrita e ao mesmo tempo endurecer por solução sólida, o silício junto com o molibdênio e níquel aumentam a temperabilidade (GOTO; KAMI; KAWAMURA, 2015).

Figura 5 – Diagrama TTT para possíveis microestruturas de Aços Avançados de Alta Resistência AHSS.

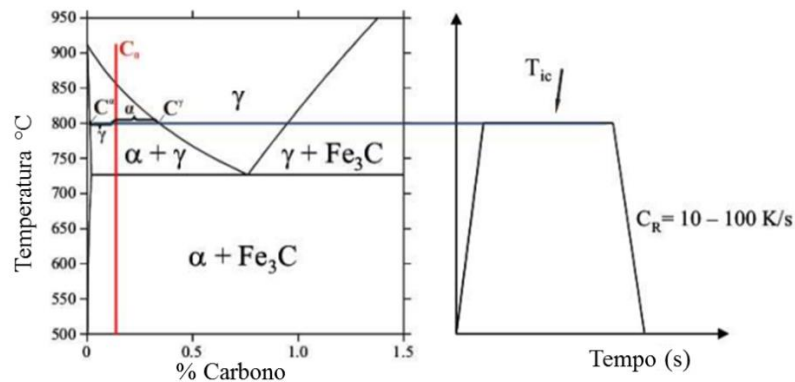


Fonte: Adaptado de Rosado, 2011.

### 3.3.1 Aços Bifásicos “Dual Phase Steels”

Os aços DP foram desenvolvidos para satisfazer a demanda da indústria automotiva por veículos mais leves com bom desempenho e alta capacidade de absorção de energia pelo impacto. Este material é caracterizado como uma chapa que possui fina dispersão de partículas duras de martensita, dentro de uma matriz dúctil de ferrita (TSIPOURIDIS, 2006). Com baixo teor de carbono e considerável quantidade de manganês e silício, micro ligante como vanádio, titânio, molibdênio e níquel, também estão presentes. A fração de martensita depende diretamente da temperatura de recozimento intercrítico e da taxa de resfriamento durante o processo de fabricação. A Figura 6 apresenta esquematicamente a produção do Aço *Dual Phase* mostrando a dependência direta da formação dos compostos com a variação da temperatura de recozimento intercrítico (GOTO et al., 2015; MARDER, 1981; TSIPOURIDIS, 2006).

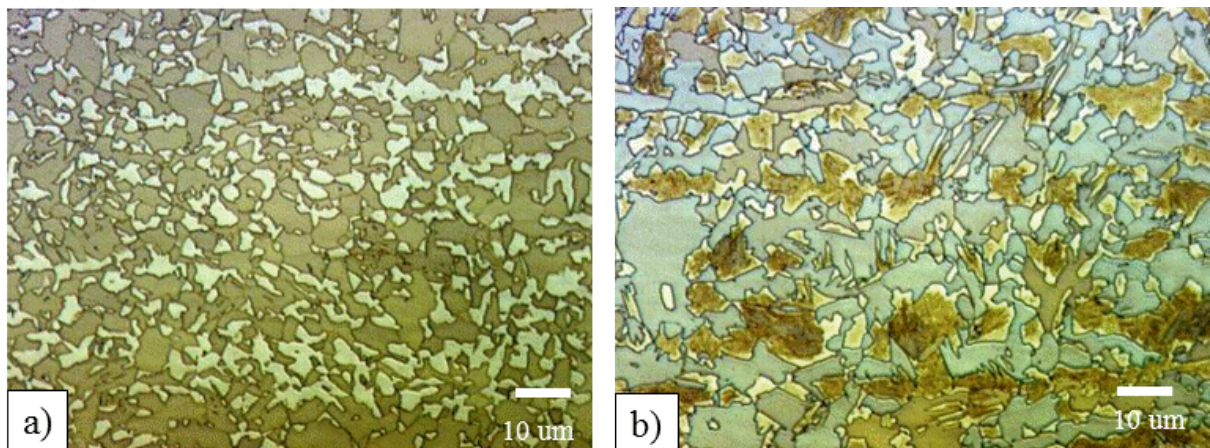
Figura 6 - Produção do Aço *Dual Phase* através do recozimento intercrítico, a fração de ferrita e austenita assim como a quantidade de carbono pode ser estimada pela aplicação da regra da alavanca.



Fonte: Adaptado de Tsipouridis 2006.

Os aspectos morfológicos da microestrutura dos aços *Dual Phase* após diferentes temperaturas de recozimento intercrítico podem ser visualizados na Figura 7, que apresenta a fase martensita ( $\alpha'$ ) nos contornos de grão de cor branca e sua matriz de ferrita ( $\alpha$ ) de cor marrom.

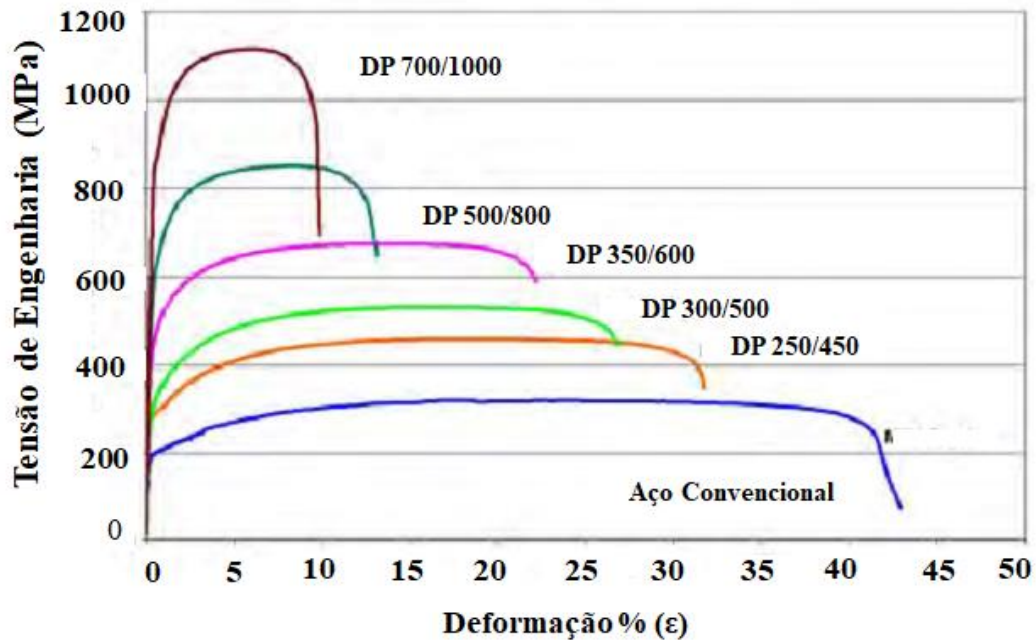
Figura 7 – Micrografia típica de uma chapa *Dual Phase* antes da laminação a frio. a) Recozida a 760°C e 25% de Fração de Martensita; b) Recozida 800°C e 40% de martensita



Fonte: Adaptado de Tsipouridis 2006.

As curvas de tensão deformação uniaxiais de engenharia para diferentes aços *Dual Phase* estão representadas na Figura 8, foram realizadas a temperatura ambiente. Os gráficos demonstram o ponto limite onde o material começa a escoar até seu alongamento total, segundo World Auto Steel Guideline (2016). A nomenclatura para o bifásico é DPxxx/yyy onde **xxx** é a resistência mínima ao escoamento ( $\sigma_e$ ) e **yyy** representa a resistência a tração ( $\sigma_T$ ) em MPa.

Figura 8 – Curva de tensão x deformação de Engenharia para diferentes aços *Dual Phase*. Para o DP250/450 e DP 500/800 a espessura é: 1 mm, para os demais 1,8 a 2 mm



Fonte: Adaptado de WorldAutoStell, 2016.

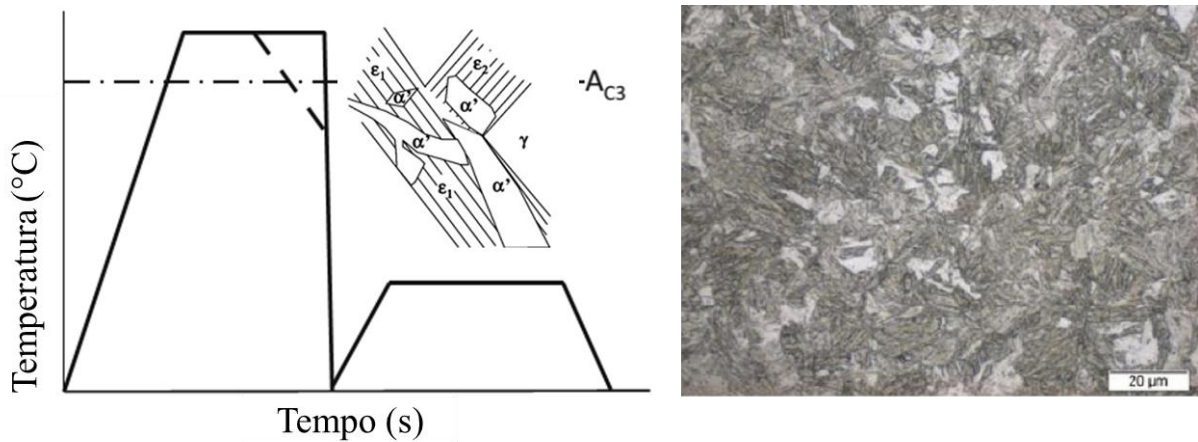
### 3.3.2 Aços Martensíticos “*Martensitic Steels*”

São aços que possuem maiores resistência entre os aços avançados de alta resistência nas condições finais de produto, podem atingir uma tensão máxima de 1700 MPa. A aplicação destes aços não é somente limitada à indústria automotiva, pois, além de alta resistência mecânica, estes materiais possuem alta resistência à abrasão, potencialmente usado na mineração (ROSADO, 2011; SUNDSTRÖM; RENDÓN; OLSSON, 2001).

Esta fase é caracterizada pela a forma como os átomos de ferro e carbono posicionam-se na microestrutura, há precipitação de partículas submicroscópicas de carbonetos de ferro da solução sólida gama ( $\gamma$ - Austenita) e retenção dessas na forma de uma solução sólida supersaturada no reticulado do ferro alfa, formando um reticulado tetragonal. Tais fenômenos geram altas tensões internas, tamanhos de grão pequenos e distorções, propiciando tais características mecânicas (CHIAVERINNI, 1982).

A microestrutura em ripas é formada em aços com teores de carbono abaixo entre 0,01 – 0,6 %, não há uma distribuição padrão de tamanho ou formato. Constitui-se de uma matriz de martensita contendo pequenas quantidades de ferrita ou bainita (GALINDO-NAVA; RIVERA-DIAZ-DEL-CASTILLO, 2016; KEELER; KIMCHI, 2015; MORSDORF et al., 2016). É formada pelo resfriamento rápido a partir da Austenita (Linha  $A_{c3}$ ), Figura 9.

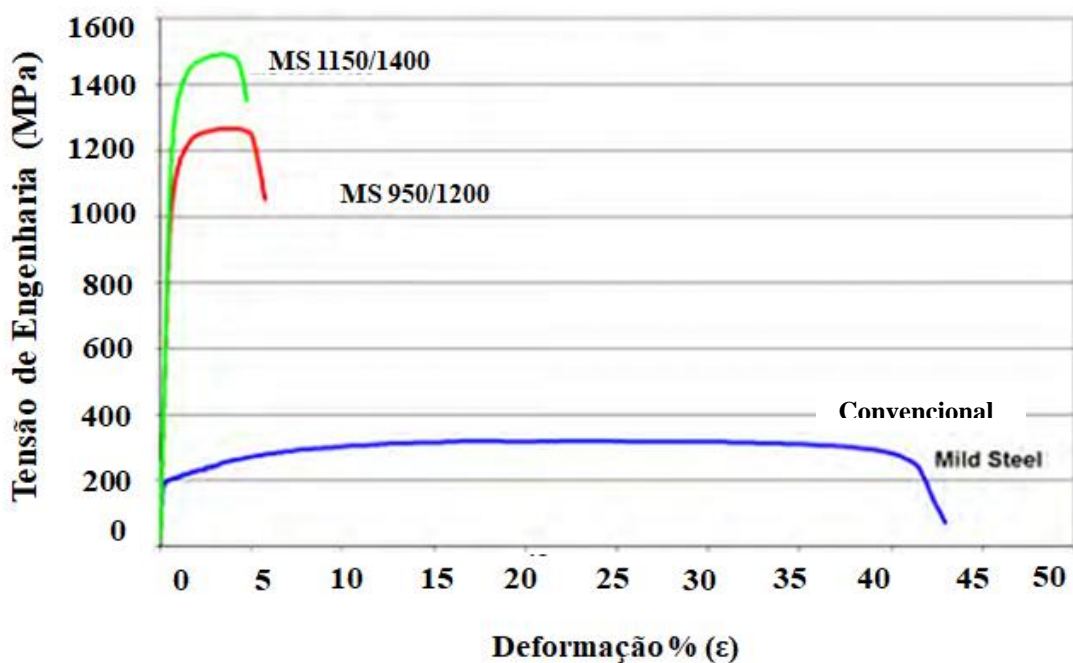
Figura 9 - Ciclo térmico de formação da martensita, resfriado à partir da linha  $A_{c3}$ , Representação genérica do tipo de martensita gerada a partir da austenita ( $\gamma$ -Austenita retida,  $\epsilon$ - Ripas de Martensita,  $\alpha'$  – Ilhas de Martensita) e a microestrutura formada após rápido resfriamento.



Fonte: Adaptado de Bracke, 2007 e Fonstein, 2015.

Chapas de natureza martensítica possuem baixo alongamento, quando sujeitas a tensões uniaxiais, porém a ductilidade aumenta quando elementos de liga são adicionados, (FONSTEIN, 2015). A Figura 10 apresenta dois tipos de aços martensíticos quando sujeitos a ensaio de tração uniaxial em temperatura ambiente, comparados com aços convencionais IF.

Figura 10 – Curvas de Tensão e deformação de Engenharia (espessura: 1,8 – 2 mm), para uma série de aços martensíticos em comparação com ferrítico convencional.



Fonte: Adaptado de WorldAutoStell, 2016.

### 3.4 Propriedades Mecânicas

A definição de parâmetros mecânicos é fundamental para a observação do comportamento dos materiais quando submetidos a estados de tensões. Após a aplicação de uma carga, os aços podem se comportar de diferentes formas, havendo ou não uma recuperação parcial ou até total, isso dependerá diretamente da microestrutura e temperatura e taxa de deformação. Na conformação mecânica, propriedades mecânicas como dureza e a curva de escoamento são muito importantes para a definição de parâmetros operacionais e a escolha adequada da ferramenta de conformação (DIETER, 1967; SCHAEFFER, 1999).

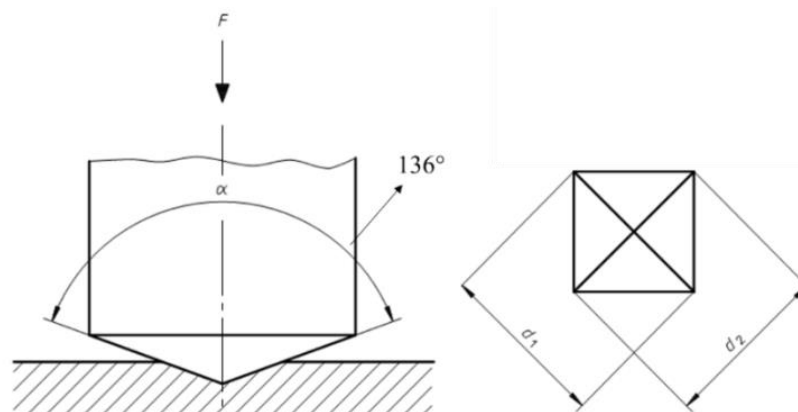
#### 3.4.1 Dureza

A dureza é uma propriedade mecânica importante para a classificação de diversos materiais, pode ser definida como a resistência que um determinado material possui quando é submetido a uma deformação plástica permanente (CALLISTER; RETHWISCH, 2007).

A plasticidade de uma chapa metálica pode ser medida indiretamente com essa propriedade mecânica. São típicas chapas de alta dureza possuírem baixa capacidade de esticar quando submetidas a esforços mecânicos, esses valores dependem da composição química, temperatura, tratamento térmico e também quando trabalhado a frio (GEDNEY, 2002).

Existem vários métodos de medição de dureza nos quais as medidas por penetração são mais utilizadas devido à precisão dos resultados. O teste de dureza por penetração Vickers é um destes, segundo a norma ISO 65007-1 consiste em uma ponteira de diamante em forma de pirâmide de base quadrada que possui um ângulo de  $136^\circ$  entre as faces opostas (Figura 11).

Figura 11 - Ilustração esquemática da ponteira Vickers de dureza norma ISO.



Fonte: Norma ISO 65007-1, 1997.

Os valores consistem na medida de suas diagonais que são marcadas na peça após a endentação com um microscópio acoplado. A relação matemática usada para calcular a dureza está descrita na Equação 1.

$$HV = \frac{2F \operatorname{sen}\left(\frac{136^\circ}{2}\right)}{d^2} \cong \frac{1,854F}{d^2} \quad (1)$$

Onde a dureza Vicker (HV) é o quociente obtido dividindo a carga (F) em kgf pela a área da endentação ( $d^2$ ) que é a média aritmética das duas diagonais.

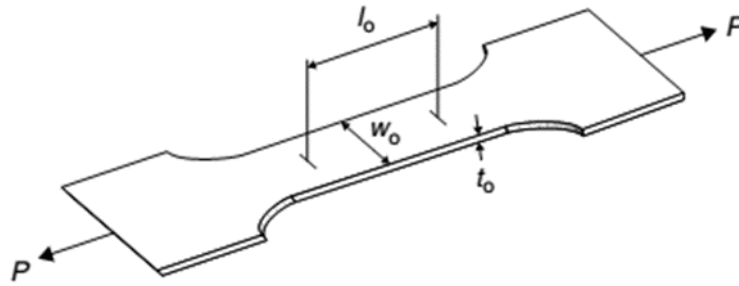
### 3.4.2 Tensões Uniaxiais

O ensaio de tração é utilizado na determinação das propriedades mecânicas dos materiais, tanto metálicos quanto cerâmicos, poliméricos e compósitos. Na conformação mecânica de aços este ensaio tem um papel fundamental na obtenção das curvas de escoamento dos aços. As propriedades como: Módulo de Elasticidade (E), Limite de Escoamento ou Resistência Mínima antes do Escoamento ( $\sigma_e$ ), Limite de Resistência a Tração ( $\sigma_r$ ) são valores coletados a partir deste ensaio (ASTM, 2001; DIETER, 1967).

O principal ponto de vista referente às curvas é a relação da força com a área, para o diagrama de engenharia (convencional), a tensão é medida com a magnitude da força (F) relacionada com a área inicial do corpo de prova ( $A_o$ ). Enquanto a curva verdadeira possui maior importância devido a captação dos valores de tensão em função da área instantânea (A) durante a deformação plástica (DIETER, 1967; HU; MARCINIAK; DUNCAN, 2002; SCHAEFFER, 1999).

A tensão de escoamento verdadeira ( $k_f$ ) é encontrada quando um corpo de prova é submetido a um carregamento uniaxial até provocar uma deformação plástica (Figura 12). Tal tensão de escoamento  $k_f$  dependerá diretamente da microestrutura do material, da temperatura (T), da deformação ( $\varphi$ ) e da taxa de deformação ( $\dot{\varphi}$ ).

Figura 12 – Típico corpo de prova utilizado para ensaios uniaxiais de tração



Fonte: Hu et al 2002.

As definições matemáticas de tensão para o ensaio de uniaxial de tração segundo Hu e Marciniak (2002) em chapas serão descritas a seguir:

$$\sigma = \frac{F}{A_0} \quad (2)$$

Onde  $\sigma$  é descrito como a tensão de engenharia, F a carga aplicada e  $A_0$  a área de secção inicial dos corpos de prova.

$$\varepsilon = \frac{\Delta l}{l_0} \times 100 \quad (3)$$

A deformação de engenharia  $\varepsilon$ , é a diferença entre as distâncias iniciais e final percentual após deformação de um corpo de prova.

$$\sigma_0 = \frac{F_y}{A_0} \quad (4)$$

A tensão de escoamento inicial  $\sigma_0$  é definido como a força máxima em função da sua área inicial  $A_0$ , finalmente, tem-se a tensão máxima na curva de escoamento, que é definido pela Equação 5.

$$\sigma_{max} = \frac{F_{max}}{A_0} \quad (5)$$

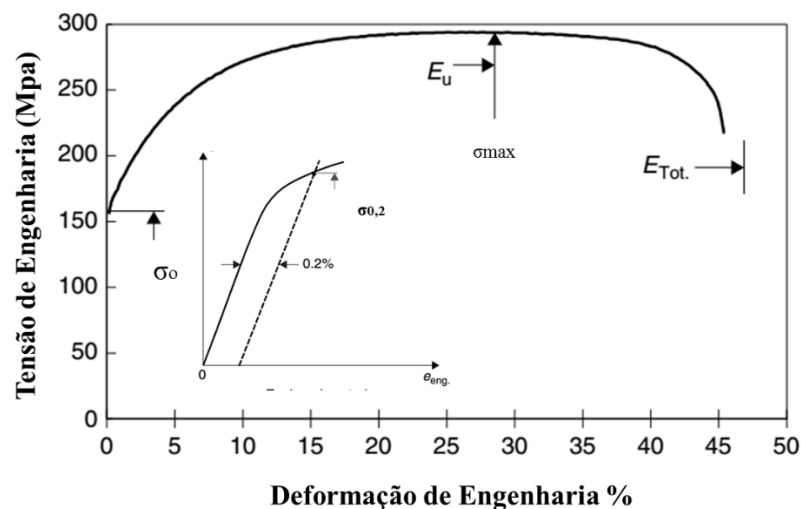
A definição de uma gradual transição do limite elástico para o plástico em chapas de aço pode ser calculado através da Equação 6, este valor é definido como módulo de Young.



$$E = \frac{\sigma_0}{\epsilon_y} \quad (6)$$

Onde o ( $\epsilon_y$ ) é conhecido como a deformação inicial é um valor considerado muito pequeno em torno de 0,1 %. O ensaio de tração e deformação de engenharia, contudo, apresenta uma limitação para materiais que possuem uma transição do regime elástico-plástico muito pequeno. Normalmente utiliza-se a medida de 0,2 % para a determinação deste limite. A Figura 13 representa este caso para medidas de tensão deformação convencional.

Figura 13 - Construção da curva de Tensão x Deformação de Engenharia com marcação gradual do limite elástico-plástico para chapas de aço.



Fonte: Adaptado de Hu e Marciniak 2002.

A tensão de engenharia é limitada para analisar as propriedades mecânicas de chapas que irão sofrer processos de deformação plástica, pois como já relatado por Hu e Marciniak (2002), a tensão é matematicamente definida em função da área inicial. Para isso a tensão verdadeira aplica-se para a definição de curvas reais de escoamento dos aços em função da área instantânea deformada. As equações descritas a seguir definem aproximadamente o comportamento de chapas metálicas quando sujeitas a tensões uniaxiais segundo Hu e Marciniak (2002).

$$kf = \frac{P}{A} \quad (7)$$

Onde  $kf$  é função da carga aplicada ( $P$ ) com área de secção transversal ( $A$ ) que varia instantaneamente. A diferença entre os as curvas de engenharia e verdadeira estão limitadas a

quantidade de deformação aplicada durante a carga. Para pequenas deformações são similares, entretanto, em grandes deformações é definida pela a integração das deformações:

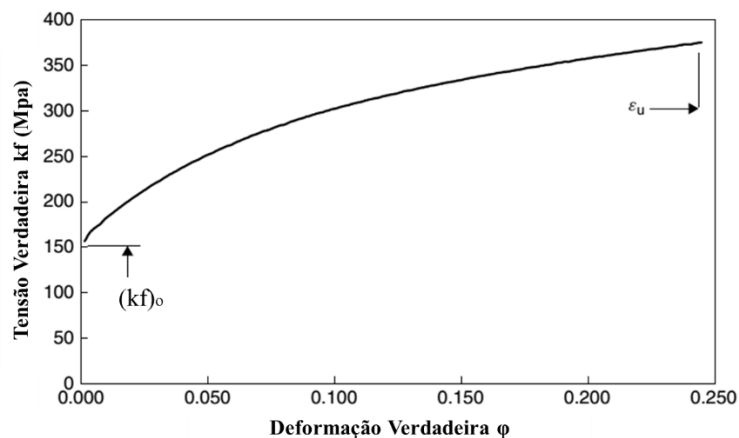
$$\int_{l_0}^l \frac{dl}{l} = \ln \frac{l}{l_0} \quad (8)$$

A construção do diagrama verdadeiro de tensão- deformação é realizada a partir da relação de engenharia e das seguintes equações:

$$kf = \frac{P}{A} = \frac{P}{A_0} \frac{A_0}{A} = \sigma \ln \frac{l}{l_0} = \sigma \varphi \left(1 + \frac{e}{100}\right) \text{ onde: } \varphi = \ln \left(1 + \frac{e}{100}\right) \quad (9)$$

A Figura 14 representa o diagrama de tensão vs. deformação verdadeira de um aço com baixo teor de carbono quando submetido a um ensaio uniaxial de tração. A deformação verdadeira é representada pelo símbolo  $\varphi$ .

Figura 14 – Diagrama de Tensão vs. Deformação logarítmica a partir da equação de Hollomon e Ludwik para uma chapa de aço de baixo carbono.



Fonte: Hu e Marciniak 2002.

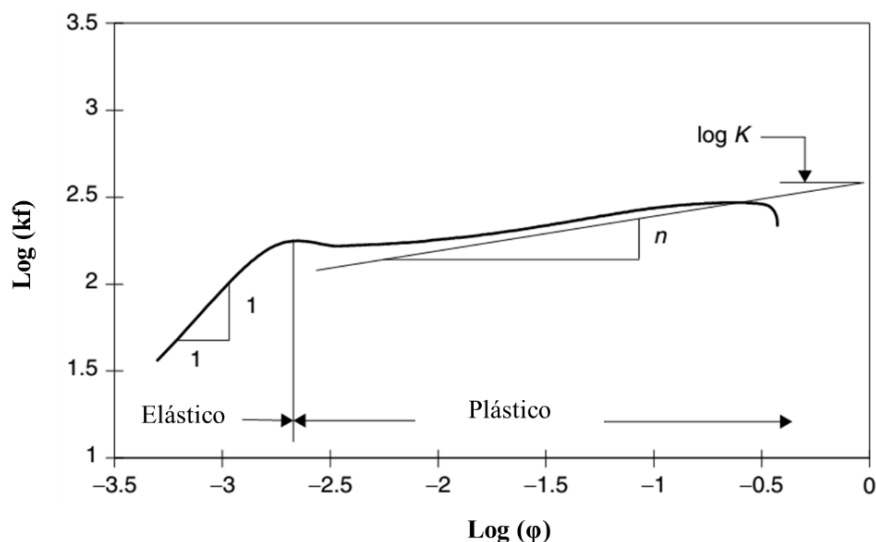
A construção de curvas de escoamento é de grande interesse do campo científico e tecnológico com vista na otimização de parâmetros de processo e o desempenho de chapas metálicas. Para isso são utilizadas relações matemáticas empíricas no qual possibilita a quantificação dos resultados destas curvas. As equações de Hollomon e Ludwik descrevem relativamente o comportamento de chapas metálicas no regime plástico e suas mudanças microestruturas (KUMAR; BALASUBRAMANIAN; RAO, 2016; SCHAEFFER, 1999).

$$kf = C. \varphi^n \quad (10)$$

Onde “ $\eta$ ” é o coeficiente de encruamento do material, parâmetro importante para observar a resistência que o material possui enquanto deforma plasticamente. Pois, através deste parâmetro, será possível avaliar se o material irá suportar maiores deformações antes que ocorra a estrição até sua falha.

O coeficiente “ $K$ ” é o coeficiente de resistência do aço. É possível plotar esses resultados fazendo o logaritmo da equação de Hollomon e Ludwik, Figura 15, considerando em um ensaio uniaxial de tensão a temperatura ambiente.

Figura 15 - Diagrama de Tensão vs. Deformação logarítmica a partir da equação de Hollomon e Ludwik para uma chapa de aço de baixo carbono.



Fonte: Hu e Marciniak 2002.

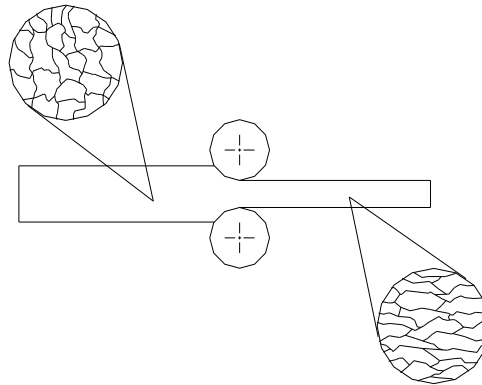
### 3.4.3 Anisotropia

As propriedades físicas de diversos materiais dependem da direção cristalográfica no qual serão mensuradas, propriedades mecânicas como o módulo de elasticidade (E), condutividade elétrica e o índice de refração obterão diferentes valores. Os Materiais que possuem as mesmas propriedades mecânicas independente do sentido dos cristais são chamados de isotrópicos e os que variam são chamados de anisotrópicos.

A anisotropia aparece por causa da orientação preferencial dos planos e direções cristalinas do metal após uma grande quantidade de deformação mecânica (CALLISTER; RETHWISCH, 2007).

Lingotes de aço passam por um processo de laminação a quente e depois a frio, a consequência é o alongamento dos grãos na estrutura formando uma chapa com direção cristalográfica preferencial, observa-se na Figura 16 como ocorre o encruamento destes grãos quando submetidas a estes esforços.

Figura 16 – Encruamento dos cristais durante o processo de laminação a frio.



Fonte: Schaeffer 1999.

Pela deformação verdadeira na largura ( $w_f$ ) e a deformação verdadeira na espessura ( $t_f$ ) é possível obter a anisotropia plástica  $R$ , no qual é chamado de parâmetro de Lankford, Equação 11.

$$R = \ln \frac{\left(\frac{w_f}{w_0}\right)}{\left(\frac{t_f}{t_0}\right)} \quad (11)$$

Onde  $w_0$  e  $t_0$  é a largura e espessura inicial,  $w_f$  e  $t_f$  a final após ensaio de tração. O ensaio é realizado em três direções na chapa  $0^\circ$ ,  $45^\circ$  e  $90^\circ$  do sentido de laminação. Se estes resultados forem diferentes, considera-se como um material anisotrópico planar, tanto positivos quanto negativos, geralmente aços possuem uma anisotropia planar positiva  $R > 0$ . Para o cálculo de anisotropia planar considera-se os seguintes valores:

$$\Delta R = \frac{R_0 + R_{90} - 2R_{45}}{2} \quad (12)$$

O coeficiente normal de anisotropia  $\bar{R}$  é um valor usado para determinar o quanto a chapa no sentido de laminação resiste a diminuição da espessura, se for maior que uma unidade. Tem-se também um aumento na força transversal à espessura, Equação 13.

$$\bar{R} = \frac{R_0 + 2R_{45} + R_{90}}{4} \quad (13)$$

A estrutura cristalina como mostrada anteriormente, possui uma estreita relação com o grau de anisotropia das ligas metálicas, como também a quantidade de elementos de liga e a natureza do processo de Fabricação(HU et al., 2002; SCHAEFFER, 1999; SROUR, 2002).

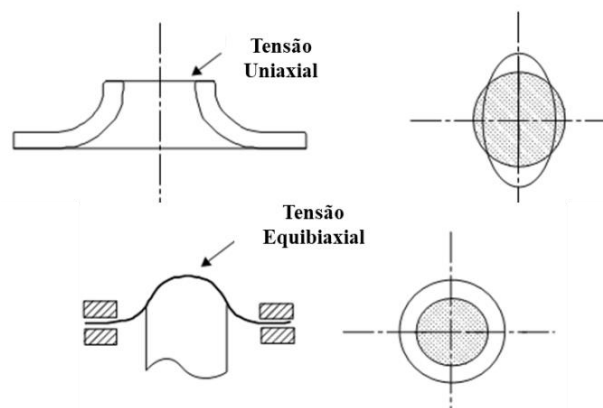
### 3.4.4 Testes de Estiramento Biaxial

Como vistos anteriormente, o ensaio de tração traz importantes características no que diz respeito às propriedades mecânicas e anisotrópicas dos materiais, porém apenas em estado de tensões uniaxial o que faz parte apenas de um plano de tensões em uma chapa metálica. Para isso, uma solução em escala industrial, na fabricação de produtos derivados dos processos de estampagem é o estiramento da chapa em um punção esférico.

Em 1910, A. M Erichsen desenvolveu um ensaio tecnológico na qual é possível analisar a aptidão de chapas quando usados em processos de estiramento biaxial, o qual foi padronizado por normas nacionais e internacionais. Com atribuição a simplicidade e a rapidez sobre as respostas que as chapas obtêm sujeitas ao estiramento, ou seja, uma resposta de ductilidade (SCHAEFFER, 1999).

Nos ensaios biaxiais de estiramento, os materiais são submetidos a dois componentes de forças de tração geralmente simétricas. A Figura 17 apresenta os principais planos de deformação que ocorrem em uma chapa metálica, indicando nela a diferença de dois estados de tensões que ocorre tipicamente em processos de estampagem. O ensaio Erichsen é um teste simulativo realizado por um sistema constituente de um punção sólido hemisférico que penetra transversalmente na chapa através de uma carga aplicada, a chapa deformará até sua ruptura na superfície.

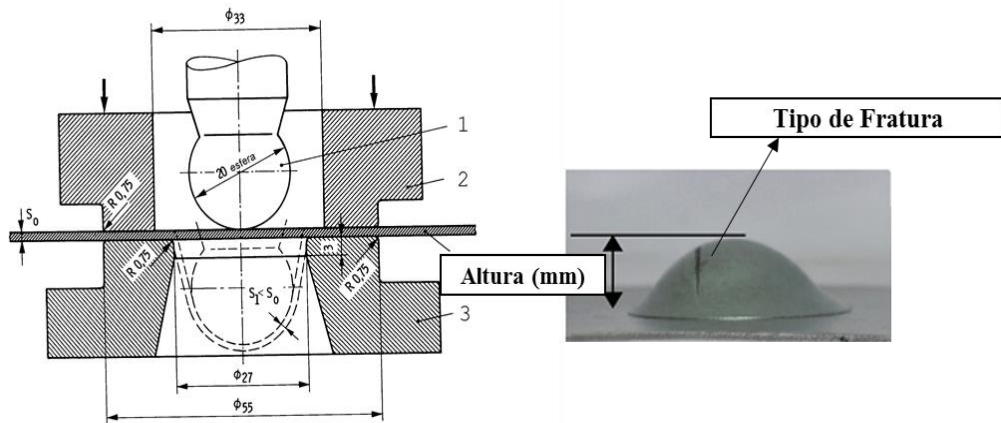
Figura 17 – Diferença no modo de deformação uniaxial e biaxial de um chapa metálica.



Fonte: Hu e Marciniack 2002.

Obtém-se o Índice Erichsen (IE), que pode correlacionar-se razoavelmente com o coeficiente de encruamento “ $\eta$ ” da chapa. A Figura 18 mostra conforme a norma ASTM E643-84 o aparato instrumental (ROTH; MOHR, 2016).

Figura 18 – Ferramenta de aquisição do Índice Erichsen conforme norma DIN1623 e Fratura característica após ensaio.



Fonte: Adaptado de Roth e Mohr 2016, Schaeffer 1999.

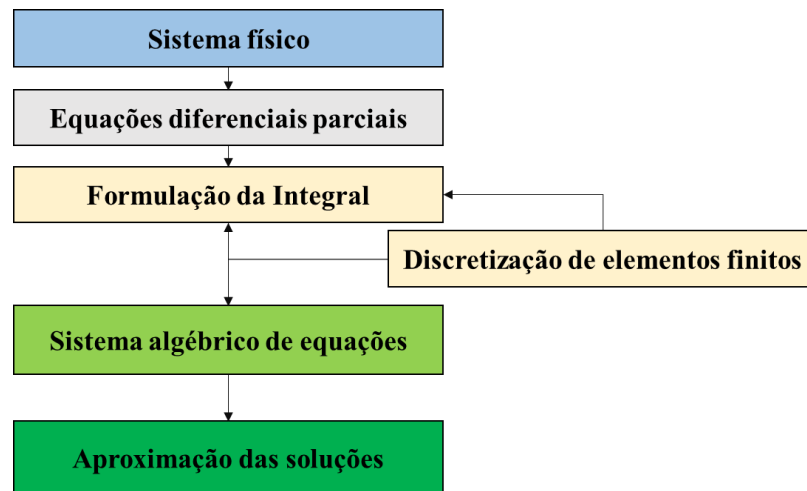
### 3.5 Simulação Numérica

A simulação numérica computacional, além de minimizar os problemas ocorrentes no “Try out” referente às geometrias de ferramentas de conformação, também reduz o tempo necessário e custos operacionais. Permite também planejar métodos e etapas na produção de uma peça, seja forjada ou estampada, evitando a recorrência de incompatibilidade geométrica, forças exercidas, e relações termomecânicas e um ponto muito importante, estima a conformabilidade.

Diferentes plataformas são utilizadas para a resolução numéricas, cada qual fabricante especifica sua aplicabilidade por modelagem matemática, por exemplo, na indústria automotiva, softwares comerciais como PamStamp, Abaqus e Forge são empregados para o entendimento de diversos fenômenos físicos que ocorrem quando as chapas são submetidas a esforços de conformação plástica (AKROUT *et al.*, 2008).

Métodos dinamicamente mecânicos e de transferência de calor são calculados por derivação, para descrever equações em um modelo mecânico equivalente, são integrados. A Figura 19 mostra os estágios utilizados para uma análise por elementos finitos.

Figura 19 – Representação esquemática do método por elementos finitos.



Fonte: Adaptado de Transvalor Solutions 2005.

Os principais estágios para a definição de uma análise por elementos finitos são listados abaixo de acordo com Akrouit *et al.* (2008):

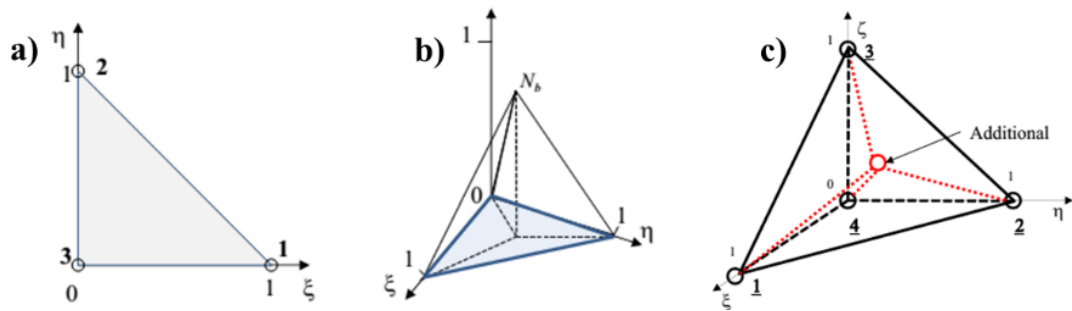
- Criação de um problema e geometria;
- Definição de um modelo numérico e as propriedades dos materiais utilizados;
- O tipo de geometria de malha que será utilizado e qual dimensão (1D, 2D e 3D);
- Aplicação das condições de contorno no modelo;
- Execução das análises computacionalmente;
- Interpretação e análise dos resultados.

### 3.5.1 Software Forge NTx 1.0

O Forge® NTx é utilizado para a simulação de diversos processos metalúrgicos de conformação mecânica. Uma opção que software possui é estudar o comportamento de chapas quando submetidas a processos de estampagem, tanto para trabalho a frio quanto a morno e quente. Permite também avaliar as propriedades mecânicas em diversas situações, a forma final da geometria estampada, defeitos causados pela estrição, tensões residuais, forças e alterações metalúrgica.

A interpolação numérica é gerada por pontos de integração, para uma, duas ou três dimensões no qual é ilustrado na Figura 20 a integração dos pontos em 1D, 2D e 3D, gerando os respectivos elementos.

Figura 20 – Elementos gerado pela a integração dos pontos (a) 1D, (b) 2D triangular e (c) 3D tetraedro.



Fonte: Transvalor Solutions 2005.

O software disponibiliza uma série de discretizações, os quais possibilitam a interpretação de modelos reológicos viscoplásticos, elasto-plásticos, elasto-viscoplásticos, fricção e transferência de calor. De acordo com Chenot *et al.*, 2015, se negligenciarmos a dependência da força de inercia de um material elatico-plástico, por um deslocamento virtual  $\Delta u^*$  e pressão  $p^*$  temos então a resolução de um modelamento matemático explícito, geralmente utilizado em processos dinâmicos.

$$\int_{\Omega}^0 (\sigma' + \Delta \sigma') : \Delta \varepsilon^* dV - \int_{\Omega}^0 (p \operatorname{div}(\Delta u^*)) dV + \int_{\partial \Omega_c}^0 \tau f(\Delta u^*) dS = 0 \quad (14)$$

$$\int_{\Omega}^0 (-\operatorname{div}(\Delta u) - \frac{\Delta p}{\kappa} + 3\alpha \Delta T) P \cdot dV = 0 \quad (15)$$

Onde  $\kappa$  é o coeficiente de compressibilidade do material e  $\alpha$  é o coeficiente de dilatação linear, e são dependentes da temperatura (T) e pressão (P).

Em casos de deformação plástica a temperaturas inferiores a de austenitização, o modelo mais apropriado para a formulação das equações de estado que regem o comportamento reológico são elasto-plástico e elasto-viscoplástico (LEE *et al.*, 2011).

### 3.5.2 Equações Constitutivas de Modelos Reológicos de Escoamento

O comportamento quando sujeitos ao regime plástico de chapas metálicas em altas temperaturas T é estudado devido às diversas aplicações. Porém a ciência atrás destes estudos, é baseada na ação dinâmica a deformação que esses materiais possuem quando sujeitos a diferentes temperaturas e quais serão as respostas reológicas (AKBARPOUR; EKRAMI, 2008).



Para uma caracterização termo mecânica de materiais, coeficientes de regressões são utilizados para descrever matematicamente a dependência de variáveis como, temperatura e taxa de deformação e coeficiente de encruamento.

A taxa de deformação  $\dot{\varphi}$  do material e a temperatura T são utilizadas geralmente em trabalhos que além da energia gerada pelo cisalhamento, também é levado em consideração a temperatura do sistema. Hensel e Spittel 1983 desenvolveram uma equação empírica na qual foi possível descrever o comportamento reológico em função da sensibilidade à taxa de deformação, com o efeito de amolecimento “*Softening*”. Este efeito ocorre devido ao aumento de temperatura, sujeitos a deformação plástica permanente, quando submetidas a baixas e altas taxas de deformações.

$$kf = A \cdot e^{m_1 T} \cdot T \cdot \varphi^{m_2} \cdot e^{\frac{m_4}{\varphi}} \cdot (1 + \varphi)^{m_5 T} \cdot e^{m_7 \varphi} \cdot \dot{\varphi}^{m_3} \cdot \dot{\varphi}^{m_8 T} \quad (16)$$

Onde:

- $m_1$  e  $m_9$ : Define a sensibilidade do material a temperatura
- $m_5$ : relaciona a temperatura com a deformação
- $m_8$ : relaciona a temperatura com a taxa de deformação
- $m_2, m_4$  e  $m_7$ : define a sensibilidade do material a taxa de deformação
- $m_3$ : é uma variável dependente da sensibilidade a taxa de deformação

A maioria dos aços referenciados com tal relação consideram valores nulos os parâmetros  $m_9$  e  $m_5$ , então a equação é simplificada:

$$kf = A \cdot e^{m_1 T} \cdot \varphi^{m_2} \cdot e^{\frac{m_4}{\varphi}} \cdot \dot{\varphi}^{m_3} \quad (17)$$

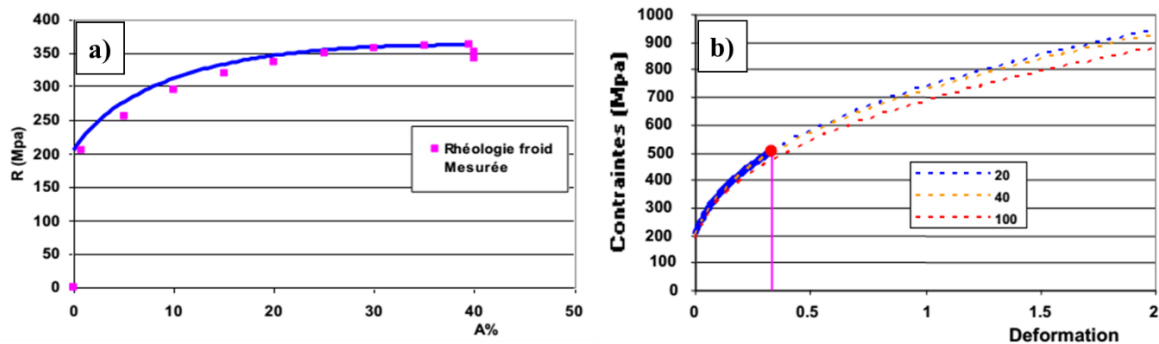
Conforme descritos acima as regressões reológicas de Hensel-Spittel 1983, é possível obter outra simplificação, no que se deseja associar o comportamento reológico a frio derivado de dados experimentais de tração uniaxial.

$$kf = A \cdot e^{m_1 T} \cdot (\varphi + \varphi_0)^{m_2} \cdot \dot{\varphi}^{m_3} \quad (18)$$

Onde  $\varphi_0$  é a deformação no limite de escoamento do material. Com esta relação, e considerando para um tipo de aço convencional (Fe-C) o valor de  $m_1$  igual -0,0009 pode-se

obter uma aproximação do comportamento reológico do ensaio experimental de tração, compressão ou flexão a frio e a morno. A Figura 21 demonstra esta aproximação medida em ensaio de tração, para curva de engenharia e transformação para verdadeira.

Figura 21 – Aproximação reológica Hensel-Spittel para deformação a frio e a morno; (a) Comparação entre os valores medidos experimentalmente de  $\sigma_0$  e  $\sigma_{m\acute{a}x}$ ; (b) Transformada para diagrama verdadeira de acordo com a temperatura.



Fonte: Trasnvalor Solutions 2005.

Com os dados experimentais, é possível retirar os coeficiente  $m_1$  e  $m_2$  por um sistema de equação que tem como entrada os dados da tensão de engenharia e alongamento máximo em estado uniaxial, segue Equação 19.

$$\left\{ \begin{array}{l} kf_0 = A \cdot e^{m_1 T} \cdot \varphi^{m_2} \\ kf_{max} = A \cdot e^{m_1 T} \cdot \ln\left(1 + \frac{\varphi\%}{100} + \varphi_0\right)^{m_2} \\ \frac{dkf}{d\varphi} \left(\frac{\varphi\%}{100}\right) = 0 \end{array} \right. \quad (19)$$

Com este sistema de equações podemos retirar os coeficientes, seguindo a Equação 20:

$$\varphi_0 = \frac{\ln\left(1 + \frac{\varphi\%}{100}\right)}{\frac{\left(\left(1 + \frac{\varphi\%}{100}\right) \cdot \frac{kf_{max}}{kf_0}\right)^{\frac{1}{m_2}} - 1}} \quad (20)$$

Com  $\varphi_0$ , podemos obter  $m_2$  na Equação 21.

$$m_2 = \varphi_0 + \ln\left(1 + \frac{\varphi\%}{100}\right) \quad (21)$$

E finalmente, quando obtidos os dois parâmetros, encontramos o  $A_1$  considerando  $m_1$  igual a - 0,0009.

$$A_1 = \frac{kf_0}{e^{m_1 T} \cdot \varphi^{m_2}} \quad (22)$$

O modelo elasto-plástico do material pode ser constituído com a união destes valores, adquiridos por dados mecânicos.

### 3.5.3 Critérios de Plasticidade

Os critérios utilizados para os limites entre a região elástica e plásticas dos materiais são de Tresca e Von Misses, estes critérios são tradicionais na teoria elementar da plasticidade (TEP).

O critério de Tresca baseia-se no deslizamento da estrutura cristalina quando sujeitos a uma tensão de cisalhamento no plano. A principal abordagem deste critério é a passagem do regime elástico para o plástico do material quando a tensão de cisalhamento for maior que o valor crítico, independe dos estados de tensões, Equação 23:

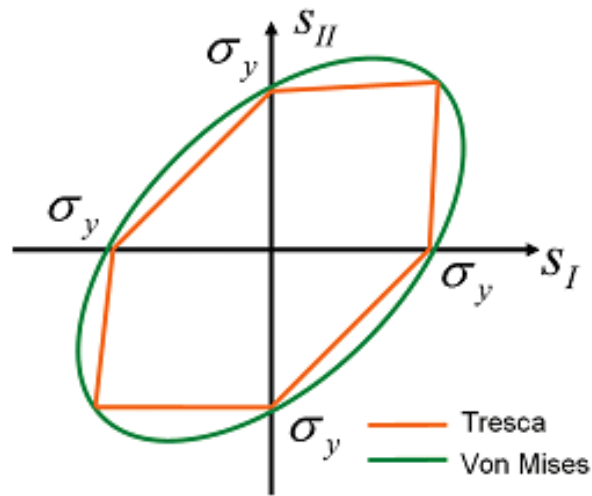
$$f(\sigma) = \max[(\sigma_1 - \sigma_2), (\sigma_2 - \sigma_3), (\sigma_3 - \sigma_1)] \leq 2K \quad (23)$$

O critério de Tresca é aceitável quando se busca estudar materiais que não devem submeter-se a deformações plásticas. Para analisar a deformação plástica dos aços nos quais dependem dos estados de tensões, o critério de Von Misses mostra-se mais eficaz, pois possui a dependência dos estados de tensões (VANEGAS-MÁRQUEZ, 2011). A Equação 22 descreve esse comportamento, como a tensão equivalente  $\sigma_{eq}$  e a Figura 24 Mostra a diferença entre os dois critérios dentro de um plano ( $\sigma_1$  e  $\sigma_2$ ).

$$\sigma_{eq} = \frac{1}{\sqrt{2}} [(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2]^{1/2} \quad (24)$$

Em uma primeira aproximação é possível considerar os materiais isotrópicos, porém é possível analisar chapas que sofreram encruamento dos grãos cristalinos em uma direção preferencial.

Figura 22 – Critérios de Tresca e Von Mises em um plano de tensões ( $\sigma_1, \sigma_2$ ).



Fonte: Vanegas – Márquez, 2011.

### 3.5.4 Critérios de Falha

A aplicação do critério de fratura dúctil para prever os limites de conformabilidade de chapas de aços vem sendo estudados por vários pesquisadores usando como ferramenta de análise, ensaios de tração, expansão biaxial, etc.

Durante a deformação plástica dos aços, em uma escala microscópica, ocorre a deterioração. O critério de falha por deformação plástica em simulação computacional visa aproximações dos possíveis locais de falha. A tensão equivalente  $\sigma_e$  é retirado do critério de Von Mises, junto com a deformação equivalente que será representada por  $\bar{\epsilon}$ , é calculada pela Equação 25.

$$\bar{\epsilon} = \sqrt{\frac{4}{3}}(1 + \varphi + \varphi^2) \times \epsilon_1 \quad (25)$$

Cockcroft e Lathan (1968) propuseram um critério de fratura dúctil nos materiais baseado na Equação 26 descrita abaixo, onde é função da primeira tensão máxima já definida por Von Mises em integração com a deformação equivalente na região da fratura onde  $C1$  é a constante do material em função.

$$\int_0^{\epsilon^f} \sigma \max d\epsilon = C1 \quad (26)$$

A normalização desse critério foi mostrado por Takada e et al. (2012), onde aplicou o critério de fratura dúctil de Cockcroft e Lathan para obter uma predição da fratura de aços de alta resistência, Equação 27.

$$\int \frac{\sigma_{max}}{\sigma_{eq}} d\varepsilon = C2 \quad (27)$$

Onde o C2 é calculado em cada ponto de integração (Pontos de Gauss), usando as tensões deformações computada por análise de elementos finitos, no qual se a integral de C2 for igual a 1 terá atingido o valor máximo de critério de falha. A partir deste valor os elementos são deletados (COCKCROFT; LATHAM, 1968).

Clift et al (1990), também propuseram que o critério de fratura pode ser baseado no critério de energia, ou trabalho na deformação plástica, assumindo que seja um plástico incompressível e negligenciando a região elástica do material. Dentro desse critério (Equação 27) está às leis de potência de Ludwick e Hollomon, o mesmo para calcular a tensão de escoamento dos aços, onde o C3 é a constante dos aços.

$$\int_0^{\varepsilon^f} \sigma_{eq} d\varepsilon = C3 \quad (28)$$

### 3.5.5 Critério anisotrópico de Hill 1948

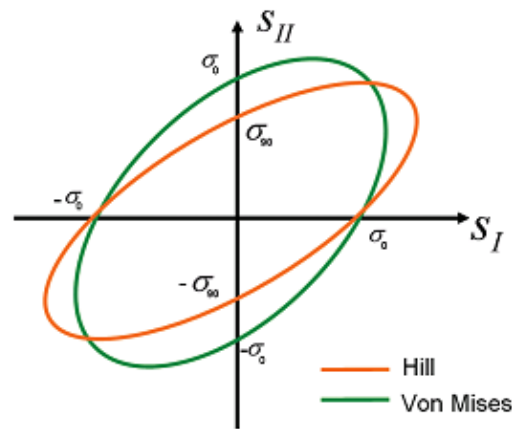
O modelo anisotrópico de Hill desenvolvido em 1948 foi realizado a partir do critério de plasticidade adaptado de Von Misses. Hill propôs que o material tem uma anisotropia com três planos ortogonais.

Para esses materiais que possuem textura cristalina direcionada por deformações plásticas oriundas da natureza da fabricação. Dentro deste critério, são calculados através de constantes específicas, tais estas escritas como  $R_0, R_{45}$  e  $R_{90}$  que são os respectivos coeficientes de anisotropia de Lankford (AMARAL, 2013; ESMAEILIZADEH et al., 2014). A Equação 23 mostra a relação matemática para o critério de Hill 1948.

$$F = \frac{R_0}{R_{90}(1+R_0)}, G = \frac{1}{(1+R_0)}, H = \frac{R_0}{(1+R_0)}, N = \frac{(R_0+R_{90})(1+2R_{45})}{2R_{90}(1+R_0)} \quad (23)$$

A Figura 23 mostra a contribuição do comportamento anisotrópico de Hill 1948 onde é observado maiores tensões de escoamento a  $90^\circ$  da direção de encruamento do material.

Figura 23 – Representação gráfica das tensões de ambos materiais em diferentes regiões de laminação; Laranja (critério de Hill48); Verde (Critério de Von Mises).



Fonte: Velasque – Márquez 2011.

### 3.5.6 Propriedades Térmicas na Simulação Numérica

Os processos térmicos em modelos computacionais são relacionados de acordo com formulações matemáticas genéricas, na qual é possível descrever a evolução das temperaturas por relações termodinâmicas que envolvem a densidade do material e a capacidade calorífica, a Equação representa esta descrição genérica (TURETTA, 2008).

$$\rho c \frac{dT}{dt} = \text{div} (cf \text{ grad } T) + \dot{W} \quad (30)$$

O primeiro termo da Equação (30) representa a evolução da temperatura de um elemento do modelo e função do tempo, a densidade ( $\rho$ ) e a capacidade calorífica ( $c$ ) irão variar conforme evolui a temperatura. O segundo termo desta equação representa o fluxo térmico que passa pelo material, ( $cf$ ) representa um coeficiente deste fluxo, sendo que este pode ser exemplificado para ter condições de troca térmica: radiação, condução e convecção. As Equações (31), (32) e (33) representam as respectivas relações térmicas. O último termo ( $\dot{W}$ ) é a energia interna gerada correspondente à energia durante a deformação do material (elemento), como também gerada na transformação de fase.

$$\phi r = \sigma \cdot \varepsilon \cdot (T^4 - T_0^4) \quad (31)$$

$$\phi k = k \cdot (T1 - T2) \quad (32)$$

$$\phi c = h. (T - T_0) \quad (33)$$

Onde a temperatura do nó é representada por T, a temperatura externa por T<sub>0</sub>, ε é a emissividade do material, (σ) é a constante de Stefan, (k) representa o coeficiente de condução de calor e (h) é o coeficiente global de convecção entre o objetivo e o ambiente.

### 3.5.7 Contato e Fricção

O contato do sistema possui uma dependência na diferença entre as velocidades v<sub>a</sub> e v<sub>b</sub> e na condição de não intersecção entre os nós, que dados pelo deslizamento do punção sobre a chapa, resultam na tensão de cisalhamento (τ<sub>f</sub>) entre as interfaces (∂Ω<sub>c</sub>). A equação 34 mostra como exemplo o modelo de Coulomb.

$$\vec{\tau} = -\mu \cdot \sigma n \cdot \frac{\vec{v}_g}{\sqrt{v_a^2 + v_b^2}} \quad (34)$$

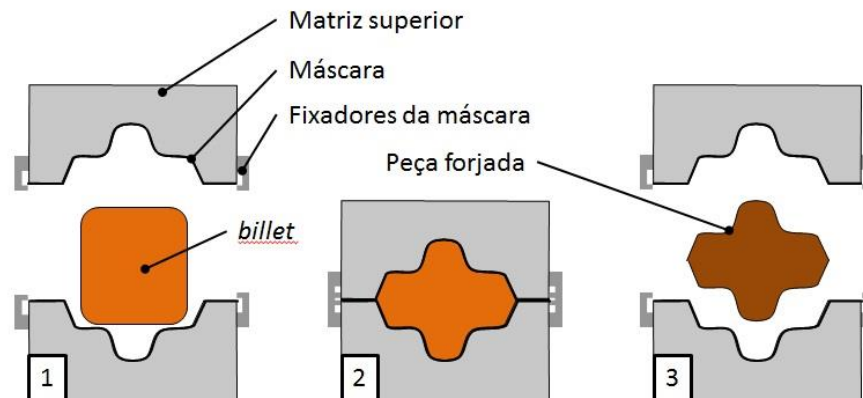
## 4 ESTADO DA ARTE

---

Este capítulo dedicará alguns estudos sobre as propriedades mecânicas em diferentes condições de temperatura, como também a aplicação do método por elementos finitos em chapas de aço.

O conceito básico de uma geometria estudada pode ser visto na Figura 24. Porém as características geométricas conceituais em geometria bidimensional não permite uma boa distribuição real das forças tangenciais quando comparados a uma geometria tridimensional (ROSENTOCK *et al.*, 2015). Portanto estudos com geometrias em formato de copo tridimensional foram realizados por Costa *et al* (2016) a fim de analisar o comportamento do *billet* em relação a temperatura final após o ciclo de forjamento

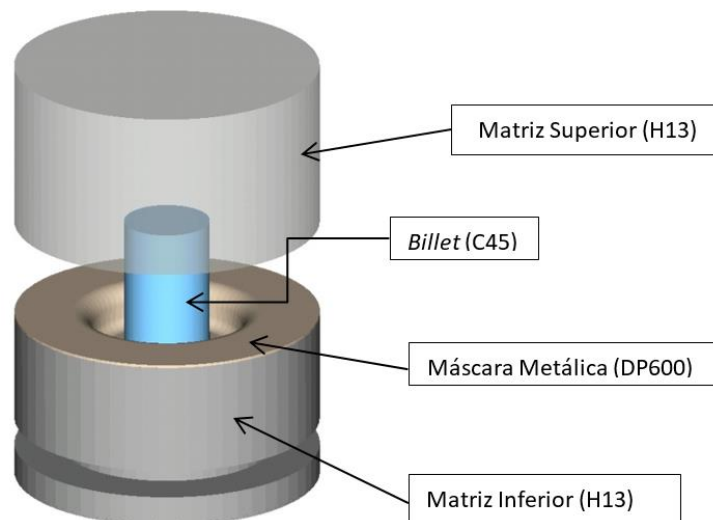
Figura 24 – Conceito básico do Forjamento de uma peça com simetria axial utilizando matriz com “máscara”.



Fonte: Rosentock et al., 2015.

A Figura 25 ilustra a geometria estudada na simulação numérica e a Figura 26, os resultados para a temperatura da máscara. A chapa atinge uma temperatura em torno de 700°C o que pode acarretar em uma variação das propriedades mecânicas destas devido ao efeito de amolecimento com o aumento da energia térmica.

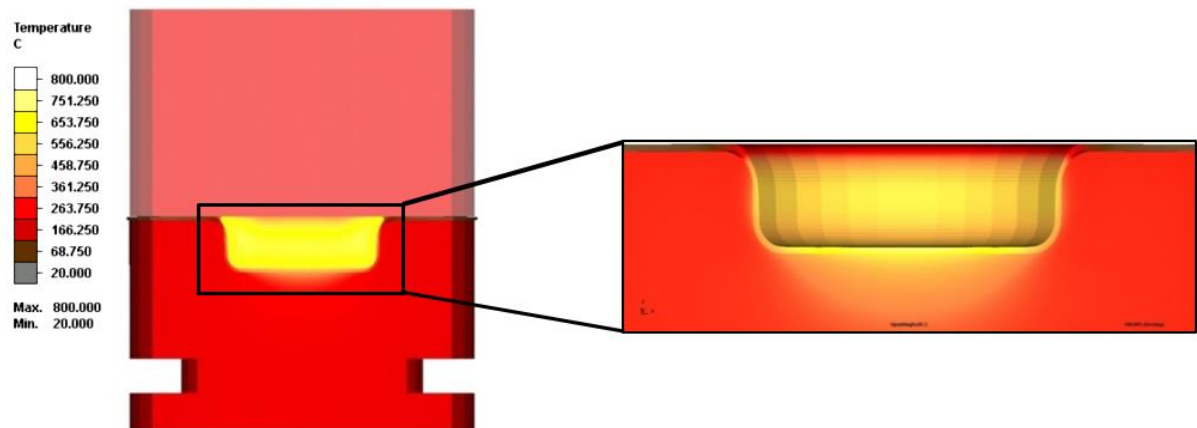
Figura 25 – Representação do conjunto aplicado à simulação numérica do processo de forjamento tridimensional.



Fonte: Costa *et al.*, (2016).



Figura 26 – Resultados da simulação numérica para temperatura da máscara no final do processo de forjamento.



Fonte: Costa *et al.*, (2016).

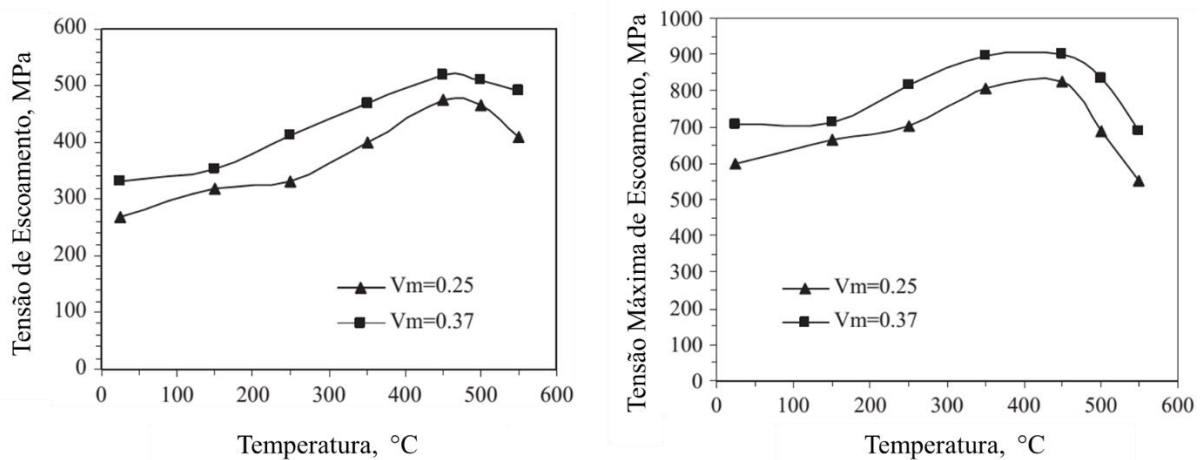
A investigação referente à geometria da matriz de forjamento e *billet* com a formação de rugas e redução de espessura das chapas foi realizada por Wolfgarten (2015). O qual se evidenciou uma grande influência no ângulo de abertura das geometrias na matriz de forjamento para a formação de rugas e deformação plástica nas chapas, como também a altura.

Outro ponto é que foram investigadas três tipos de chapas metálicas, DC04 (IF), M2 (HSS) e o 22MnB5 (AHSS), no qual o 22MnB5 com tensão máxima de 750MPa (normalizado) obteve melhores respostas nos ciclos de forjamento sem que ocorresse a deformação na espessura e deslocamento da chapa até a fratura (BÖHNKE, 2015; WOLFGARTEN, 2015; YU; ROSENSTOCK; WOLFGARTEN; HIRT, 2016; YU; ROSENSTOCK; WOLFGARTEN; HIRT; et al., 2016).

Qingquan Lai e et al. (2016), realizaram estudos sobre o efeito na deformação plástica de chapas de aços *Dual Phase* sobre a dureza das chapas conforme a fração de martensita. Conclui-se que com o aumento no teor de martensita devido ao tipo específico de temperatura de recozimento intercrítico e a taxa de resfriamento, faz com que cresça a tensão de escoamento da chapa, porém com uma redução no alongamento uniforme.

Ekrami (2004) estudou chapas de aços *Dual Phase* com diferentes volumes de martensita na estrutura, neste trabalho foram realizados ensaios uniaxiais de tensão entre 25 – 550°C, no qual construiu-se diagramas utilizados para observar a variação da resistência mecânica que este material possui com a variação de temperatura. Sumarizou-se que as tensões de escoamento dos aços em diferentes frações de martensita aumentaram até uma temperatura de 450°C onde acima desta faixa essas propriedades começaram a reduzir (Figura 27).

Figura 27 – Efeito na variação do volume de martensita de uma chapa Dual Phase no limite de resistência a tração (esquerda) e tensão máxima (direita) em diferentes temperaturas.



Fonte: Ekrami, 2004.

Confirmando os fenômenos acima, Costa e et al (2016), analisou o comportamento da chapa DP600 após sofrer o processo de forjamento a quente em uma geometria em forma de copo, concluiu-se que ocorrem transformações da martensita quando encruada e exposta em altas temperaturas, desta forma aumentando a dureza do material em determinada região após quatro ciclos de aquecimento.

Ulewicz et al, (2013), estudaram a influência dos elementos de liga na mudança das propriedades de dois tipos de aços martensíticos de grãos refinados, Hardox400® e Hardox450®. Foram analisadas as propriedades mecânicas como resistência a tração transversal e longitudinal a direção de laminação que ultrapassaram os 1000 Mpa, no qual concluíram que a adição de elementos de liga com manganês, cromo e molibdênio aumentam a temperabilidade destas chapas.

Oleksik et. al (2008) avaliaram a determinação do comportamento plástico de chapas de aços IF DC04 e DC02, através de ensaios uniaxiais de tração e ensaios biaxiais com punção Erichsen. Com os resultados das curvas de escoamento das chapas, foram computadas através da simulação numérica do Ensaio Erichsen as principais tensões ocorridas nas regiões que sofreram maiores deformações, conforme o critério de Von Misses.

Gavrus et. al (2010) realizaram estudo com análise experimental e simulação numérica do ensaio Erichsen em malha 2D, realizou-se uma análise inversa com algoritmos de otimização para identificar a condição reológica real no comportamento plástico da chapa durante o ensaio. Concluiu-se que usando os parâmetros reológicos das chapas as tensões equivalentes de Von Misses calculadas possuem uma boa aproximação. Os autores validaram

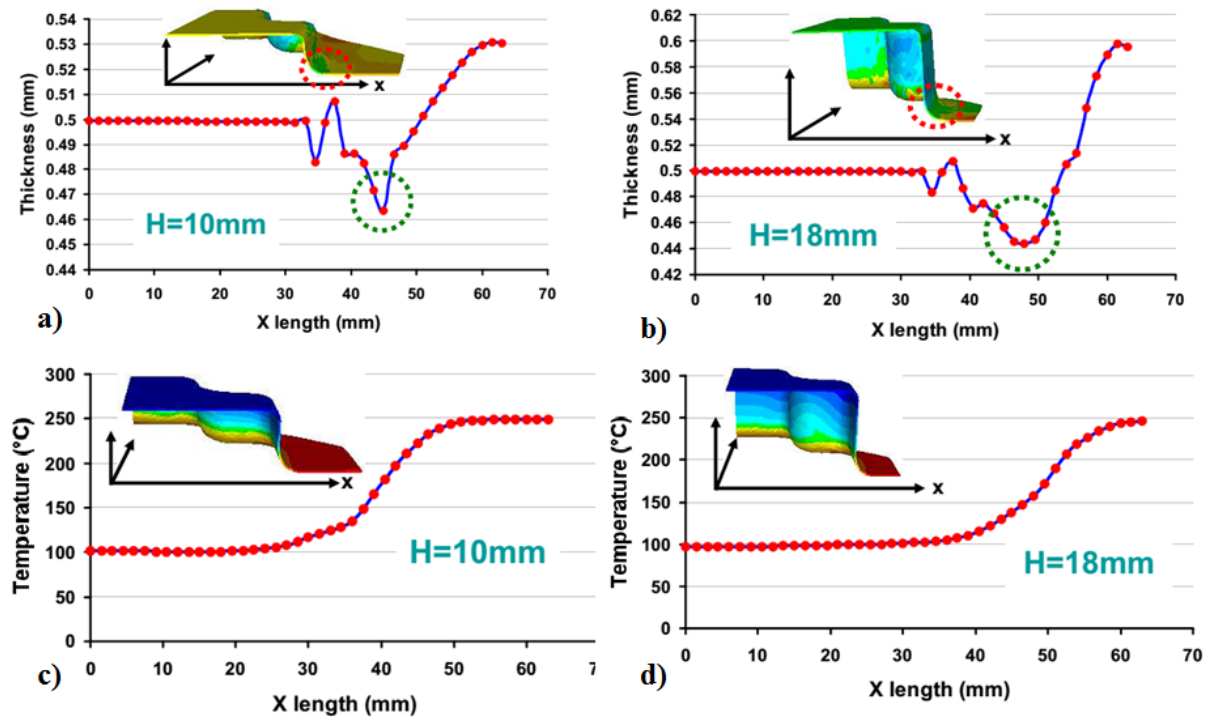
o modelo numérico e demonstraram que o software FORGE 2 tem a capacidade de analisar a variação de espessura durante o estiramento biaxial exercido pelo ensaio, com uma considerável aproximação com os resultados de espessura experimentais.

Esmaeilzadeh et. al (2014), propuseram teste experimental e numérico para chapas de alumínio comercial com ensaios de tração uniaxial e biaxial pelo dispositivo Erichsen. Foram avaliados os critérios de escoamento de Von Misses e Hill-48 para materiais isotrópicos e anisotrópicos respectivamente. Utilizaram o software Abaqus como plataforma de análise por Elementos Finitos. A máxima quantidade de tensão na membrana da chapa foi avaliada com ensaio Erichsen e pode-se observar a localização da fratura em dois modelos (Von Misses e Hill-48). Neste trabalho também, pode-se fazer a predição da fratura no ensaio Erichsen, não houve uma significância quanto ao grau de anisotropia, concluiu-se que a simulação numérica aproximou-se dos resultados reais.

Várias simulações numéricas por elementos finitos de software como LS-Dyna, Radioss, JSTAMPe Dynaform foram estudadas por Li (2013). Em sua tese, afirmou que em processos de conformação de chapas software como FORGE®, tem a capacidade de simular trabalho a morno abaixo de  $0,5T_f$ . Foram comparadas as distribuições de forças do punção, espessura e distribuição de temperatura conforme projeto da matriz. Também foram realizados ensaios de estampagem em altas temperaturas no trabalho de Batalla (2015), na qual uma boa aproximação nos resultados simulados pelo software Forge 2008. Liu (2012) também contribuiu para o que, a plasticidade de ligas de magnésio aumentou durante a evolução de temperatura, reduzindo a espessura da chapa nas regiões radiais entre a matriz e o punção, mostrado na Figura 28.

Para o sucesso em processos de estampagem de chapas, de acordo com Zein et al. (2013), não dependem apenas do material a ser processado, como também a condição geométrica do punção, o qual recomenda-se um raio no mínimo três vezes maior que a espessura da chapa. Também a condição de lubrificação no qual propicia coeficientes de atrito entre  $\mu = 0,1$  a  $\mu = 0,3$ .

Figura 28 – Distribuição de espessura ao longo da chapa estampada no software FORGE.



Fonte: Liu, 2012.

## 5 METODOLOGIA

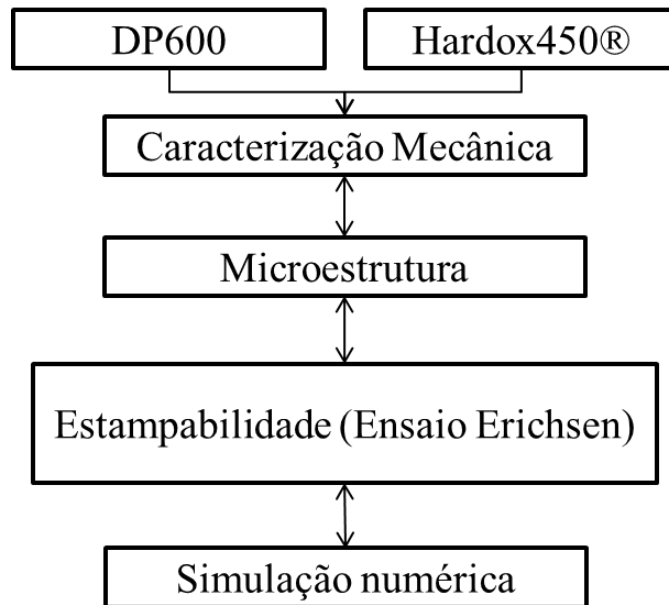
### 5.1 Generalidades

Com o objetivo deste trabalho já discutido anteriormente, o foco principal é a caracterização de duas chapas de alta resistência para a aplicação de máscaras de matrizes de forjamento a quente, projeto em cooperação entre Brasil e Alemanha (BRAGECRIM n° 16/2014).

Portanto, ensaios mecânicos e metalúrgicos foram realizados com a seguinte metodologia descrita a seguir. Considerou-se dois fatos: o primeiro que o aço *Dual Phase* possuem normas específicas de fabricação internacional; o segundo, que o Hardox450® é o nome comercial dado para chapa de grão fino e martensíticos possuem as mesmas características de fabricação das chapas DIN St52-3N e, portanto está dentro da categoria dos aços martensíticos.

A Figura 29 ilustra o fluxograma das etapas de execução desta pesquisa, nas quais é importante ressaltar que foram estudadas diferentes rotas experimentais que podem ser observadas a seguir.

Figura 29 – Etapas de Caracterização e avaliação das propriedades mecânicas das duas chapas.



Fonte: O autor, 2017.

## 5.2 Materiais

### 5.2.1 Aço Bifásico DP600

A chapas de aços DP600 foram produzida empresa AcellorMittal, sujeitas ao processo de laminação a frio e após galvanizadas com revestimento de zinco conforme norma de fabricação (EN10346:2015). A Composição química e as propriedades mecânicas desta chapa estão descritas na Tabela 1 e Tabela 2, segundo a literatura e dados do fornecedor na direção de laminação.

Tabela 1– Composição Química do aço DP600 segundo norma DIN 10338

%	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr+Mo	Nb+Ti	V	B
<b>DP600</b>	0,114	0,282	1,228	0,02	0,009	0,068	0,331	0,019	0,006	0,0001

Tabela 2 – Propriedades Mecânicas do DP600

Material	$\sigma_e$ (MPa)	$\sigma_r$ (MPa)	$\epsilon$ (%)	n
<b>DP600</b>	330 - 410	500 – 650	$\geq 21$	0,14

Fonte: AcellorMittal 2017.

### 5.2.2 Aço Martensítico Hardox450®

A chapa de aço Hardox450® foi importada pelo fabricante SSAB na Suécia, sua rota de fabricação podem ser vistas na norma EN 10131 onde é temperada durante a laminação a quente, revenida e após laminada a frio. As Tabelas 3 e 4 mostram respectivamente a composição química de acordo com dados do fabricante para espessuras entre 0,7 e 2,1 mm e suas propriedades mecânicas a temperatura ambiente.

Tabela 3 – Composição Química do Hardox450 segundo dados do fabricante para 0,7 – 2,1 mm de espessura.

%	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr+Mo	Nb+Ti	V	B
<b>Hardox450</b>	0,18	0,25	1,30	0,015	0,004	0,06	0,14	0,02	0,015	0,0004

Tabela 4 – Propriedades Mecânicas do Hardox450 segundo dados do fabricante para 0,7 – 2,1 mm de espessura.

Material	$\sigma_e$ (MPa)	$\sigma_r$ (MPa)	$\epsilon$ (%)	$\eta$
<b>Hardox450</b>	$\leq 1250$	1400-1600	3	-

Fonte: SSAB, 2016.

## 5.3 Métodos

### 5.3.1 Análise da Composição Química das Chapas Recebidas

A composição química é fundamental para a compreensão da natureza de um material, cada elemento químico possui sua finalidade, como já referenciada anteriormente.

As chapas estudadas foram determinadas via espectrofotometria ótica pelo equipamento da marca BRUKER modelo Q2 ION no Laboratório de Fundação da UFRGS. Foram lixadas na superfície para a retirada de resíduos, no caso do DP600 para a retirada do revestimento de zinco. Realizaram-se três testes para cada material analisado.

### 5.3.2 Ensaio de Tração em Temperatura

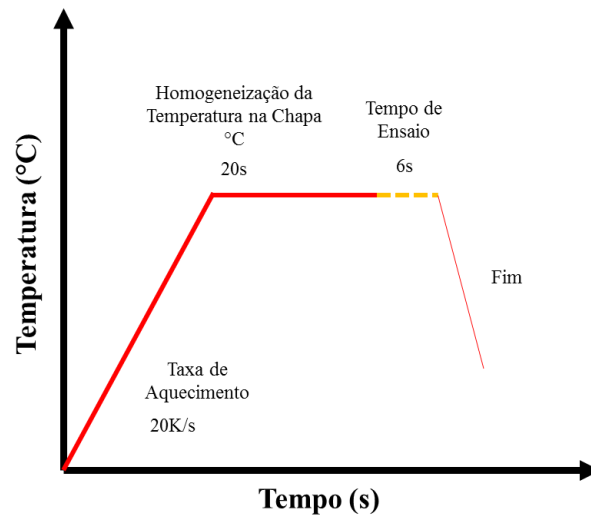
As características mecânicas dos materiais, como resistência a forças externas sofridas no estado uniaxial e o alongamento final, foram quantificadas no ensaio de tração. Para esse modelo, além das premissas, a variação de temperatura é outro parâmetro no qual serão discutidos com as curvas de tensão vs deformação.

Os testes foram conduzidos nas chapas com diferentes temperaturas, o tempo de aquecimento antes da tração foi de 20 segundos e o ensaio durou em média 6 segundos até a ruptura. O diagrama apresentado na Figura 30 ilustra a realização do ensaio.

Para a realização dos ensaios tração contou-se com o dilatômetro *da TA Instruments modelo DIL 805T* fornecidos pelo Instituto de Conformação Mecânica (*IBF – Institute Fur Bildsame Formengung*) *da RWTH Aachen University*, em Aachen na Alemanha. O equipamento possui adaptadores de tração e compressão e sistema de aquecimento indutivo, assim como controle de temperatura no aquecimento em função do tempo de ensaio. A sua capacidade é de 20 kN e atmosfera controlada, conforme ilustrado na Figura 31. Possui sensores de deslocamento que capta as deformações que ocorrem durante a extensão da chapa a 40ms (milhe segundos) a cada passe de deformação, garantindo a precisão na coleta de dados.

Três corpos de prova foram cortados para cada direção (0°, 45° e 90°), da referência do laminado, para o cálculo dos parâmetros de Lankford, apenas considerou-se a temperatura ambiente. A Tabela 5 mostra os parâmetros utilizados no ensaio de tração.

Figura 30 – Diagrama do ensaio de tração, representando o ciclo térmico da chapa durante o experimento.



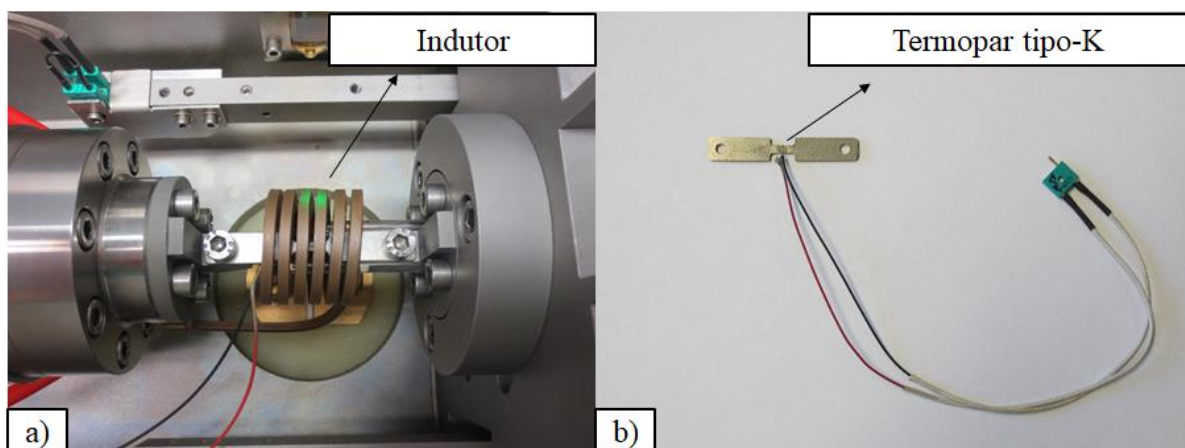
Fonte: O autor, 2017.

Tabela 5 – Parâmetros do ensaio de tração em altas temperaturas

Área Inicial (mm <sup>2</sup> )	Taxa de Aquecimento (°C/s)	Temperatura (°C)	Taxa de Deformação (s <sup>-1</sup> )
3	20	25, 300, 500, 700	0,1

Figura 32 apresenta os corpos de provas preparados que foi confeccionado em uma CNC de alta precisão, o entalhe foi desenvolvido para a indução das tensões e estricção local.

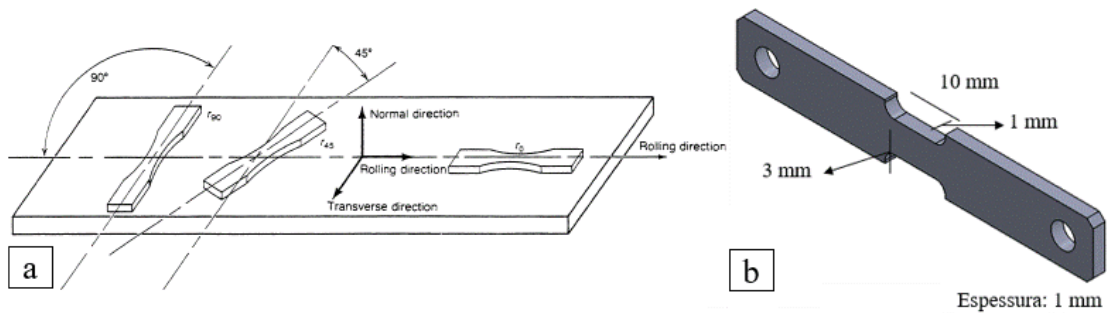
Figura 31 – (a) Sistema de ensaio de tração do *DIL 805T* e (b) Termopar acoplado



Fonte: O Autor, 2017.



Figura 32 - Geometria dos corpos de prova para realização do ensaio uniaxial de tração através do dilatômetro (a) direções cortadas (b) corpo de prova.



Fonte: O Autor, 2017.

### 5.3.3 Ciclo de Aquecimento e Ensaio de Dureza Vickers

O ciclo de aquecimento foi realizado para analisar possíveis alterações microestruturais na chapa, como também simular o possível comportamento ao efeito de amolecimento dependente do tempo e foi quantificado pelo ensaio de dureza Vickers. Devido as diferentes fases da microestrutura, usou-se uma análise estatística para a confiabilidade dos resultados de dureza.

As chapas foram submetidas a um aquecimento cíclico em diferentes temperaturas por um forno resistivo e resfriadas a ambiente 19°C, ambas com dimensões de (20 x 20 x 1 mm). As temperaturas foram de 200°C, 300°C, 400°C, 500°C e 600°C, para simular as condições de lubrificação no processo de forjamento, também foi utilizado uma suspensão de grafite e água na proporção de 10 g /100 ml e comparados a seco.

Realizaram-se cinco endentações em cinco amostras com as mesmas dimensões e condições de aquecimento e resfriamento, totalizando 25 para cada temperatura. A análise de variância (ANOVA), com planejamento fatorial 2<sup>2</sup>, foi utilizada para observar se a suspensão de grafite influencia nos resultados médios das durezas das chapas. Para uma observação mais direcionada à base do material, a camada de zinco foi removida da chapa DP600 para as medidas superficiais do ciclo de aquecimento. Utilizaram-se dados aleatórios (valores de dureza) no planejamento fatorial, para que a confiabilidade dos experimentos fosse satisfatória.

A avaliação da dureza Vickers das chapas foi determinada pela norma ISO 65007-1, instrumentados pelo Microdurômetro da marca INSIZE modelo ISH – TDV100 e um dispositivo de fixação para chapas para dimensões iguais e superiores ao do corpo amostral. O

equipamento é disponibilizado pela Universidade Federal do Rio Grande do Sul UFRGS – LdTM.

O planejamento fatorial DOE - *Design of Experiment* consiste na combinação entre os níveis dos fatores, no caso considerou-se o efeito do lubrificante de grafite (Fator A) e temperatura (Fator B) no qual a variável resposta é a dureza das chapas, Tabela 6.

Tabela 6 – Fatores e níveis variados no ensaio de dureza Vickers.

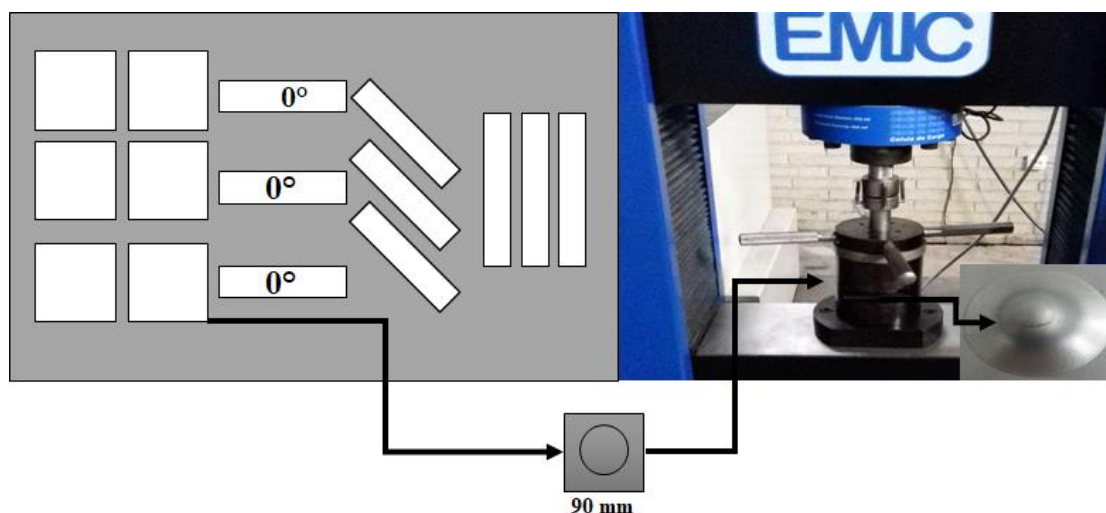
		Níveis dos Fatores		
	Nome do Fator	(-)	(+)	Unidade
<b>Fator A</b>	<b>Suspensão de Grafite</b>	Seco	Lubrificado	-
<b>Fator B</b>	<b>Temperatura</b>	400	600	°C

Fonte: O autor, 2017.

### 5.3.4 Ensaio de Estiramento Biaxial

A capacidade de esticar quando sujeitas a tensões biaxiais foi proposto neste ensaio tecnológico Erichsen, pois é possível obter uma medida da ductilidade destas chapas após ciclos de aquecimento. A Figura 33 apresenta a configuração do equipamento utilizado para o ensaio, como também onde foram retiradas as amostras para a realização dos experimentos.

Figura 33 – Equipamento de ensaio universal EMIC



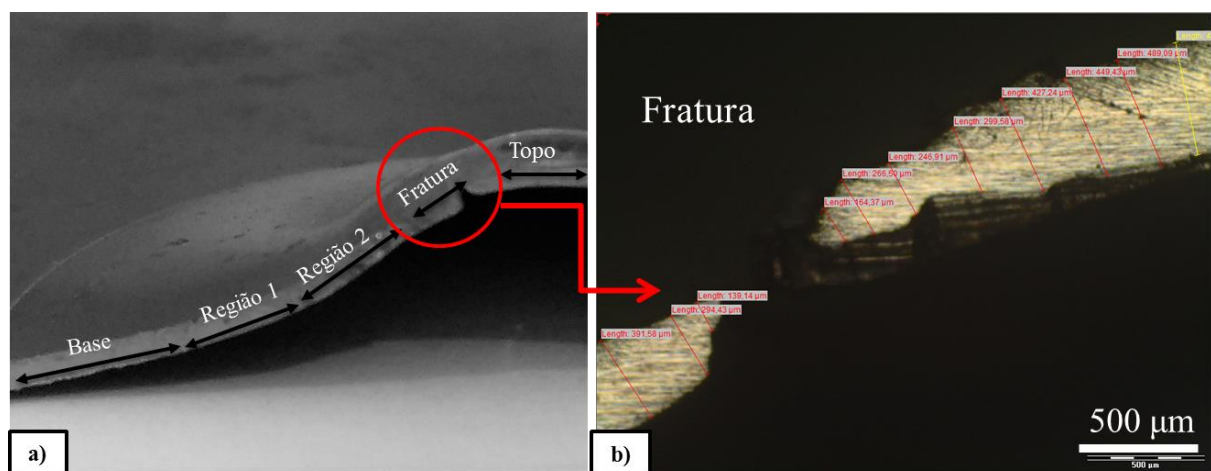
Fonte: O autor 2017.

O ensaio experimental de Erichsen foi conduzido na Universidade Federal do Rio Grande do Sul – UFRGS, pelo Laboratório de Transformação Mecânica LdTM. O equipamento de ensaio universal EMIC com capacidade de 600 kN, possui um dispositivo Erichsen geometricamente projetado conforme norma ASTM E643/95. A condição de atrito

neste caso foi sem lubrificação, realizados três testes no mesmo lote de chapas utilizados no ensaio uniaxial de tração.

Realizou-se medições da espessura da chapa pelo microscópio ótico Olympus GX-51, o qual é incluso o software *Image Analysis* com ferramenta de medida, que possui a capacidade de mensurar e quantificar microestruturas. Para este caso, utilizou-se a magnificação de 5 X na lente, garantindo a calibração das medidas e um campo de visão de 500  $\mu\text{m}$ , como visto na Figura 34.

Figura 34 – Medida da espessura final da chapa após a realização do estiramento pelo software Image Analysis; (a) Regiões medidas no microscópio; (b) Linhas de medição calibradas na região da fratura como exemplo.



Fonte: O autor, 2017.

### 5.3.5 Análise Metalográfica das Chapas

Para a análise da microestrutura da chapa, o microscópio ótico da marca NIKON modelo MS400/SL como 1000x de magnificação foi utilizado. Buscou-se analisar as regiões induzidas com o aquecimento no ensaio de tração, comparando-se com as regiões neutras, como também as amostras aquecidas ciclicamente para a análise da dureza.

Os corpos de prova foram analisados em seção transversal no ensaio de tração a quente e de topo as que sofreram aquecimento cíclico, levando-se em consideração a remoção da camada de zinco da chapa DP600.

Foram utilizadas lixas de granulometria 200, 400, 600, 1200 e 2100 e polidas com pasta de diamante, inicialmente com 6  $\mu\text{m}$  e após primeiro polimento 3  $\mu\text{m}$ . O ataque químico utilizado para a revelação da microestrutura foi Nital 3% com tempo de ataque de 5 segundos em sequência Picral 4% por 2 minutos para revelar os constituintes, como martensita, perlita.

## 5.4 Simulação Numérica Computacional

O software utilizado para o modelamento computacional do ensaio Erichsen e o processo de Estampagem foi o Forge NTx 1.0, que reduz o consumo de recursos que ensaios experimentais necessitam, o programa tem a capacidade de avaliar variações de parâmetros de ensaio e projeto de ferramentas (TRANSVALOR, 2005).

Para elaborar a malha, elementos volumétricos tetraédricos (deformáveis) foram utilizados para a chapa e elementos superficiais triangulares (rígidos) para o ferramental. Os tamanhos destes são indicados na Tabela 7 para o Ensaio Erichsen e Tabela 10 para o ensaio de Estampagem.

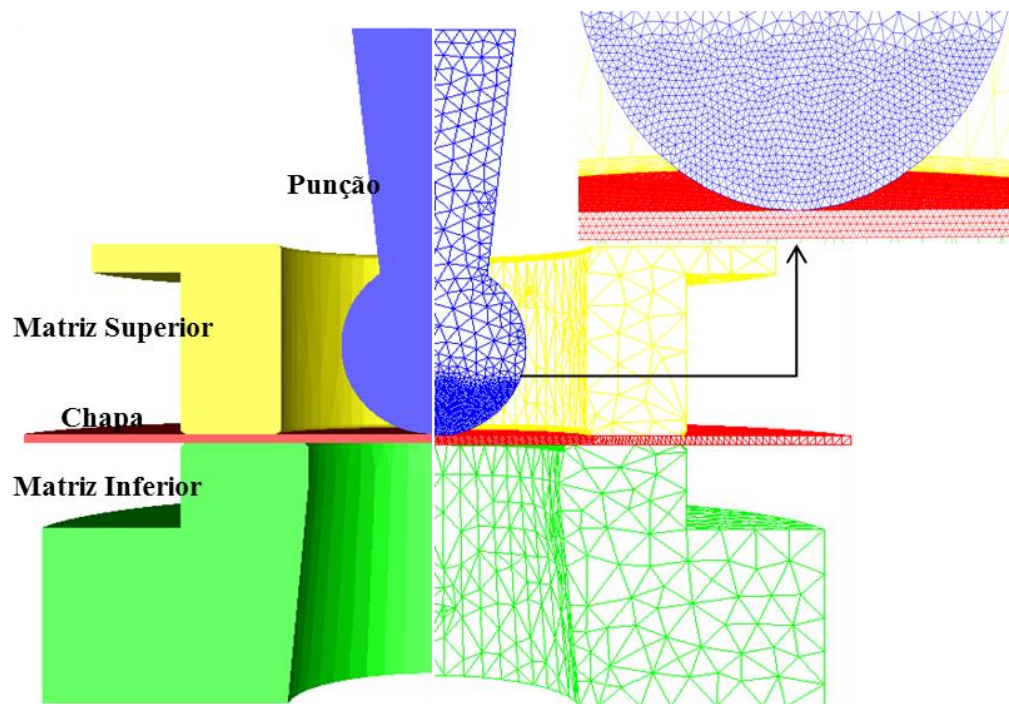
O refinamento da malha nas regiões curvilíneas foi necessário para garantir a precisão geométrica e também para evitar uma inconsistência de contato entre a peça e a ferramenta, para as matrizes. Esta função aumenta o número de nós e que por consequência aumenta o tempo para a convergência total dos cálculos.

Porém, para o blank, o software disponibiliza a função chamada “*Automatic and Anisotropic Adaptation*”, no qual a função “*remeshing*” é ativada, portando há uma remodelamento automático da malha durante a deformação plástica. Adaptando-se as condições anisotrópicas que a chapa possui, evitando problemas numéricos que podem ocorrer durante a simulação computacional em chapas de baixa espessura, como vantagem também, não necessita de um refinamento localizado durante o pré-processamento (CHENOT et al., 2014; GAVRUS et al., 2010).

### 5.4.1 Modelo Ensaio Erichsen

Primeiramente foram elaboradas as geometrias com auxílio do software CAE *Solid Works*® e salvas em *.STL*, os modelos tridimensionais do punção, matriz inferior e matriz superior para o Ensaio Erichsen (Figura 35). Este ensaio foi utilizado para validar o modelo numérico através das distribuições de cargas e deslocamento do punção do DP600 e Hardox450®. Para validar o modelo numérico com os ensaios experimentais, além da coleta de dados do ensaio de tração, distribuições de forças no ensaio Erichsen também foram comparadas.

Figura 35 – Geometria e distribuição de malha do modelo construído para a simulação do ensaio Erichsen.



Fonte: O autor, 2017.

A condição de atrito utilizada para prender a chapa na matriz e no prensa chapas foi *Bilateral Sticking (aderência bilateral)* presente no banco de dados do software, a qual representa um alto atrito entre os componentes prendendo os nós da interface para que não se movimentem e nem percam o contato.

O modelamento físico idealizado no problema proposto envolveu as leis matemáticas do comportamento reológico do material, e a quantificação do carregamento externo (força do punção) como resposta normal exercida pela chapa.

Realizando-se esta avaliação numérica, a redução máxima de espessura foi medida na região radial de contato entre o punção e a chapa.

Ajustando-se as equações pelo modelo da lei de potência, foi possível atribuir à influência da taxa de deformação e a temperatura, disponibilizada no software. A relação de Hensel – Spittel para corpos conformados a frio e os valores dos parâmetros anisotrópicos de Lankford convertidos para o critério de Hill1948, foram apenas calculados para a chapa DP600. Devido à natureza microestrutural do Hardox450, foi considerado como material isotrópico. As Tabelas 8 e 9 mostram respectivamente os parâmetros utilizados para entrada de dados dos materiais e parâmetros do processo.

Tabela 7 – Parâmetros de malha utilizados na simulação do ensaio Erichsen.

Parâmetros	Matriz Superior	Matriz Inferior	Punção	Chapa
Tipo de elemento	Sólido Rígido	Sólido rígido	Sólido rígido	Sólido deformável
Tamanho médio de Elemento (mm)	2,52	3,38	0,94	1,35

Tabela 8 – Parâmetros das chapas utilizadas.

Propriedade	Descrição	
Material	DP600	Hardox450@
Módulo de Young	f (T)	
Elementos	47229	
Emissividade (W/m <sup>2</sup> k <sup>-1</sup> )	0,88	
Temperatura (°C)	25/500	

O módulo de elasticidade  $f(T)$  é em função da temperatura de trabalho e também há troca térmica entre as superfícies de contato, gerados pelo atrito, para este, considerou-se um coeficiente de atrito em condições sem lubrificação. A velocidade do punção foi à mesma utilizada nos ensaios experimentais.

Tabela 9 – Parâmetros do processo, entrada do software.

Parâmetro do Processo	Descrição
Temperatura da Matriz	20°C
Velocidade do Punção (mm/s)	0,0833
Coefficiente de Atrito ( $\mu$ )	0,3
Troca de calor	sim
Temperatura Ambiente (°C)	25
Coefficiente de convecção (W/m <sup>2</sup> /K)	10

#### 5.4.2 Modelo do Ensaio de Estampagem

O design do modelo em copo de estampagem foi utilizado a fim de avaliar uma condição de confecção da máscara de proteção com maior simplicidade geométrica e está de acordo com as mesmas geometrias de estudos iniciais do projeto BRAGECRIM realizados por Costa e et al., (2016). As matrizes, inferior quanto superior, foram consideradas como sólidos rígidos, para fins de ganho de tempo na simulação computacional. Foram criados dois modelos, com mesmas dimensões, porém com uma variação do ângulo de abertura de 25° o

qual, conforme Wolfgarten (2015) apresenta melhores condições de contato após forjamento. Um anel de restrição para o deslizamento da chapa foi adicionado.

Os resultados foram comparados no ponto de vista da qualidade do estampo, distribuição de espessura, tensão equivalente e deformação em regiões geometricamente críticas com e sem anel de restrição. A Figura 36 ilustra o modelo de estampagem utilizado durante a simulação.

Para obter os resultados das tensões equivalentes de Von Misses, como também as deformações equivalentes, foram utilizadas os resultados dos ensaios experimentais de tração uniaxial para obtenção das curvas de escoamento. Durante a criação destas, o software disponibiliza para programação a opção “ $\epsilon_{ss}$ ”. Este parâmetro define o nível de deformação máxima que o material pode sofrer de modo que, acima deste valor, os efeitos de encruamento e amolecimento do material anulam-se (BATALHA, 2012). Tais valores são coletados por meio de ensaio de tração uniaxial, sendo para o DP600  $\epsilon_{ss} = 0,2$  a 25°C e 0,23 a 500°C; Hardox450  $\epsilon_{ss} = 0,1$  a 25°C, 0,15 a 500°C e 0,19 a 700°C e serão mostrados nos próximos capítulos.

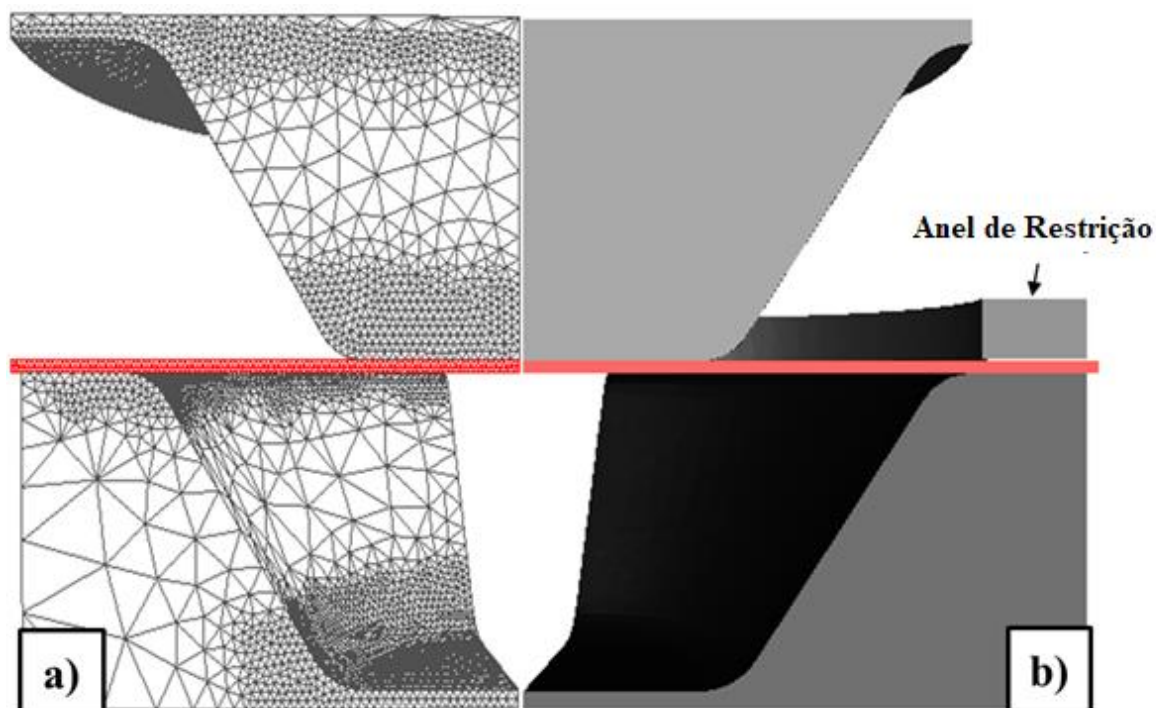
O Hardox450 foi estampado a 700°C devido o maior alongamento nesta faixa de temperatura, aproximando-se do DP600 a temperatura ambiente.

Foram inseridos os resultados experimentais dos respectivos materiais no banco de dados do software e definido os limites de taxa de deformação mínima e máxima, temperatura mínima e máxima de trabalho, como também seus respectivos coeficientes  $m_1$ ,  $m_2$  e  $m_3$ . O coeficiente de regressão  $m_3$  é dependente da taxa de deformação exercida durante o ensaio Erichsen e Estampagem. O  $m_2$  é similar ao coeficiente de encruamento calculados pelas leis de potência para cada temperatura.

O refinamento dos nós nas regiões curvilíneas foi necessário para garantir a precisão geométrica e também para evitar uma inconsistência de contato entra a peça e a ferramenta.

Para o blank, o software disponibiliza a função chamada “*Automatic and Anisotropic Adaptation*”, em que a função “*remeshing*” é ativada, portando há uma a reformulação automática da malha durante a deformação plástica adaptando-se as condições anisotrópicas que a chapa possui reduzindo, evitando divergência nos cálculos que podem ocorrer durante a simulação computacional em chapas de baixa espessura. Como vantagem também, não necessita de um refinamento localizado durante o pré-processamento (CHENOT et al., 2014; GAVRUS et al., 2010). A chapa possui o diâmetro de 100 mm e espessura de 1 mm.

Figura 36 – Modelo de Estampagem do copo inserido no software de simulação numérica; (a) Sem anel de restrição de chapas; (b) Com anel de restrição de chapas.



Fonte: O autor, 2017.

A Tabela 10 apresenta os parâmetros geométricos de malha, para as chapas, a opção “*Automatic remeshing*” foi ativada, como no caso do modelo de estiramento Erichsen. A Tabela 11 apresenta os parâmetros de processo utilizados no modelo de estampagem.

Tabela 10 – Parâmetros de malha utilizada no ensaio de Estampagem de copo na simulação

Parâmetros	Matriz Inferior	Matriz Superior	Chapa
Tamanho médio de elemento	1,05	1,03	0,68

Fonte: O autor, 2017.

Tabela 11 – Parâmetros do processo, entrada do software.

Parâmetro do Processo	Descrição
Temperatura da Matriz	20°C
Velocidade do Punção (mm/s)	5 / 20
Coefficiente de Atrito ( $\mu$ )	0,3
Troca de calor	sim
Temperatura Ambiente (°C)	25
Coefficiente de convecção (W/m <sup>2</sup> /K)	10

Fonte: O autor, 2017.



O software também no seu banco de dados disponibiliza a inserção da composição química do respectivo aço simulado, e como saída são coletados os valores calculados de condutividade térmica, densidade e expansão e transformações de fases em função da temperatura. O software também calcula a dependência da composição química constituinte em cada material com suas respostas na densidade, expansão linear, capacidade calorífica e condutividade térmica.

## 6 RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 6.1 Análise Química

Com a verificação realizada pela análise química elementar, foi possível quantificar a real composição das chapas recebidas para este estudo de caso, tornando possível a comparação com as do fabricante, como também de outros autores que trabalharam com o DP600 e o aço Martensítico Hardox450.

A Tabela 12 mostra tanto a composição química percentual prevista para o material segundo as normas do fabricante, quanto os resultados das análises químicas realizadas em laboratório.

Tabela 12 – Composição Química do DP600 e Hardox450 em comparação com normas do fabricante e outros autores.

Material	Composição química (%)								
	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr+Mo	Nb+Ti	V
DP600 (Experimental)	0,114	0,282	1,228	0,02	0,009	0,068	0,331	0,019	0,006
<b>DP600 (DIN10338)</b>	0,17	0,8	2,2	0,08	0,015	2	1	0,15	0,2
<b>DP600 (Tigrinho, 2012)</b>	0,086	0,053	1,739	0,005	0,007	0,031	0,274	0,032	-
Hardox450 (Experimental)	0,169	0,234	0,796	0,02	0,005	0,05	0,074	0,091	0,012
<b>Hardox450 (Data Sheet, 2016)</b>	0,18	0,25	1,30	0,015	0,004	0,06	0,14	0,02	0,015
<b>Hardox450 (Ulewicz, 2013)</b>	0,150	0,700	1,600	0,025	0,010	0,03	0,500	0,02	0,011
<b>Hardox450 (Costa, 2015)</b>	0,165	0,214	1,30	0,0087	0,0029	-	0,153	-	-

Fonte: O autor, 2017.

Observando-se as análises químicas percebe-se que o DP600 experimental mostra-se em uma faixa intermediária de carbono (C), sendo um estabilizador da austenita, endurecedor da martensita e determina a distribuição das fases percentual em peso de 0,06 - 0,15%. Porém o manganês (Mn) que entre 1,5- 2,5% que endurece a ferrita esta um pouco abaixo. Cromo (Cr), molibdênio (Mo) e vanádio (V), auxilia na estabilização da ferrita e também como mecanismo endurecedor por precipitados e refino na microestrutura, estão presentes no DP600 (MARRA; 2008, TIGRINHO; 2012).

Quanto ao aço Hardox450® a porcentagem de carbono (C) está entre os limites fornecidos pelo fabricante, como também as experimentais de Ulewicz, 2013, porém o teor de manganês (Mn) está abaixo do teor estipulado como também pelo autor. A quantidade de

vanádio (V) presente na chapa tenha garantido as propriedades mecânicas conforme a norma de fabricação. Estudos realizados por Ulewicz, 2013, demonstraram que chapas de 20 mm de espessura apresentam um alongamento de 10%, segundo dados do fabricante para chapas entre 0,7 – 2,10 mm de espessura, o alongamento típico é até 3%.

Os valores percentuais dos elementos químicos presentes influenciam na resposta mecânica das chapas analisadas com as diferentes variáveis propostas.

## ***6.2 Análise do Ensaio de Tração em Diferentes Temperaturas e Microestrutura***

Os resultados do ensaio de tração forneceram informações relativas as propriedades mecânicas das chapas descritas como: tensão de escoamento ( $\sigma_0$ ), tensão de engenharia ( $\sigma_{\max}$ ), deformação de engenharia percentual ( $\epsilon\%$ ), tensão de escoamento verdadeira (kf) e deformação verdadeira ( $\phi$ ) e ainda o coeficiente de encruamento dependendo da temperatura ( $\eta$ ).

Para o DP600 anisotropia média ( $\bar{R}$ ), anisotropia planar ( $\Delta R$ ) foi avaliada para temperatura ambiente nos sentidos em relação à direção de laminação da chapa, nomeadas como ( $R_{0^\circ}$ ,  $R_{45^\circ}$  e  $R_{90^\circ}$ ).

O Hardox450® por ser um aço estrutural de natureza martensítica apresenta pouca influência da direção cristalográfica, ou seja, anisotrópica. Processos de estiramento e dobra ao mesmo tempo não são comuns para este material.

### **6.2.1 DP600**

A Tabela 13 apresenta as propriedades mecânicas referentes ao ensaio de tração em comparação com os valores fornecidos pela norma DIN10338 e outros trabalhos anteriores.

O parâmetro de estampagem índice de anisotropia foi calculado para temperatura ambiente, e pode ser observado na Tabela 13 com os demais trabalhos, como também os índices de encruamento nas diferentes temperaturas do ensaio de tração na Tabela 14.

Com os resultados apresentados, todos os valores experimentais enquadram-se à DIN 10338, como também dos demais trabalhos sobre este aço.

Tabela 13 – Comparativo das propriedades mecânicas, limite de resistência ( $\sigma_e$ ), tensão máxima ( $\sigma_{m\acute{a}x}$ ) e alongamento máximo ( $\epsilon$ ) obtido pelo ensaio de tração norma ASTM E8/E8M.

Propriedades Mecânicas do DP 600 a temperatura ambiente					
<i>Propriedades</i>	$\sigma_e$ (MPa)	$\sigma_e$ (%)	$\sigma_{m\acute{a}x}$ (MPa)	$\sigma_{m\acute{a}x}$ (%)	$\epsilon$ (%)
Ensaio de Tração Experimento	353		607		20
Norma DIN10338	340 – 420		$\geq 600$		$\geq 20$
DP600 (Tigrinho, 2012)	385	0,19	602	0,04	23
DP600 (Wang et al., 2011)	412		676		27
DP600 (Huh et al., 2011)	422		632		26,9

Fonte: O autor, 2017.

Tabela 14 – Parâmetros de estampagem anisotropia média ( $\bar{R}$ ), anisotropia planar ( $\Delta R$ ), para a chapa DP600 realizadas pela norma ASTM E517.

Parâmetros de estampabilidade a Temperatura ambiente DP600						
<i>Parâmetros</i>	$\bar{R}$	$R_{0^\circ}$	$R_{45^\circ}$	$R_{90^\circ}$	$\Delta R$	$n_{m\acute{e}dio}$
Ensaio de Tração ASTM E517	1	0,96	1,08	0,87	-0,16	0,20
DP600 (Tigrinho, 2012)	0,94	0,68	1,04	0,70	0,20	0,19
DP600 (Altan, 2010)	1,01	0,94	1,01	1,08	0,01	-
DP600 (Wang, 2011)	-	1,16	0,67	1,02	-	0,21

Fonte: O autor, 2017.

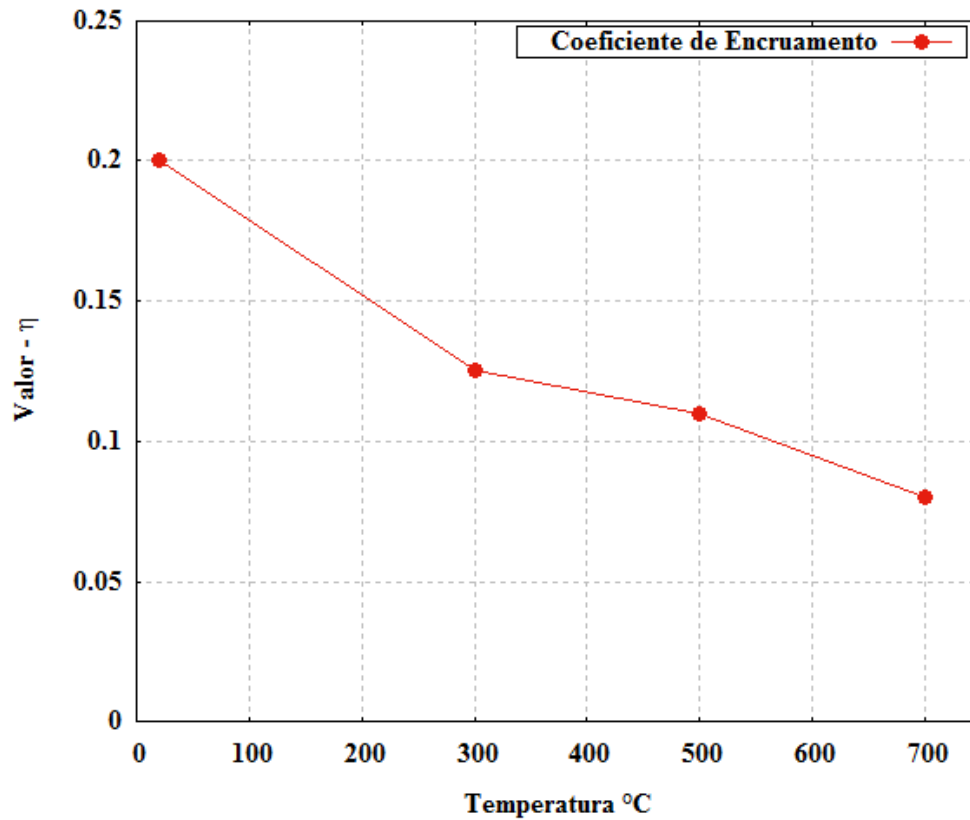
Supõe-se que a pequena variação das tensões, alongamento máximo e os parâmetros de estampagem como, anisotropia média ( $\bar{R}$ ), anisotropia planar ( $\Delta R$ ), sejam devido à fabricação e a variação das quantidades de microligantes (Mo), (Mn) e (Si) que influenciam nas transformações da austenita e ferrita, tal afirmação descrita também por Marra (2008).

Os resultados experimentais de anisotropia reforçam que o aço DP600 é destinado a certas operações de estampagem, como embutimento, de acordo com Tigrinho (2012). Outra observação é que para esta, o maior coeficiente R é a 45°, o qual indica uma maior resistência a redução de sua espessura em de estampagens específicas. A variação  $\Delta R$  de -0,16 indica que este aço possui uma anisotropia planar, por ser  $\Delta R < 0$ , segundo Schaeffer (1999) & Menezes et al. (2015) a formação de orelhas em operações de embutimento profundo, ocorrerá próximos a 45°, pois nesta região o material apresenta maior estabilidade aos esforços pelo fato do plano de cisalhamento ser maior a esta direção dos grãos segundo Tigrinho (2012).

Com as frações ainda em equilíbrio, os coeficientes de encruamento ( $\eta$ ) das chapas variaram de acordo com a temperatura de trabalho, o que pode ser observado na Figura 37.

Sabendo que o coeficiente de encruamento pode ser descrito pela habilidade que o material tem de distribuir as deformações ao longo de sua estrição, a 300°C reduziu-se 31% quando comparados à temperatura ambiente, a 500°C 42% e a 700°C, 57% respectivamente.

Figura 37 – Variação do coeficiente de encruamento ( $\eta$ ) com a temperatura do DP600, para uma taxa de deformação de 0,1 /s.



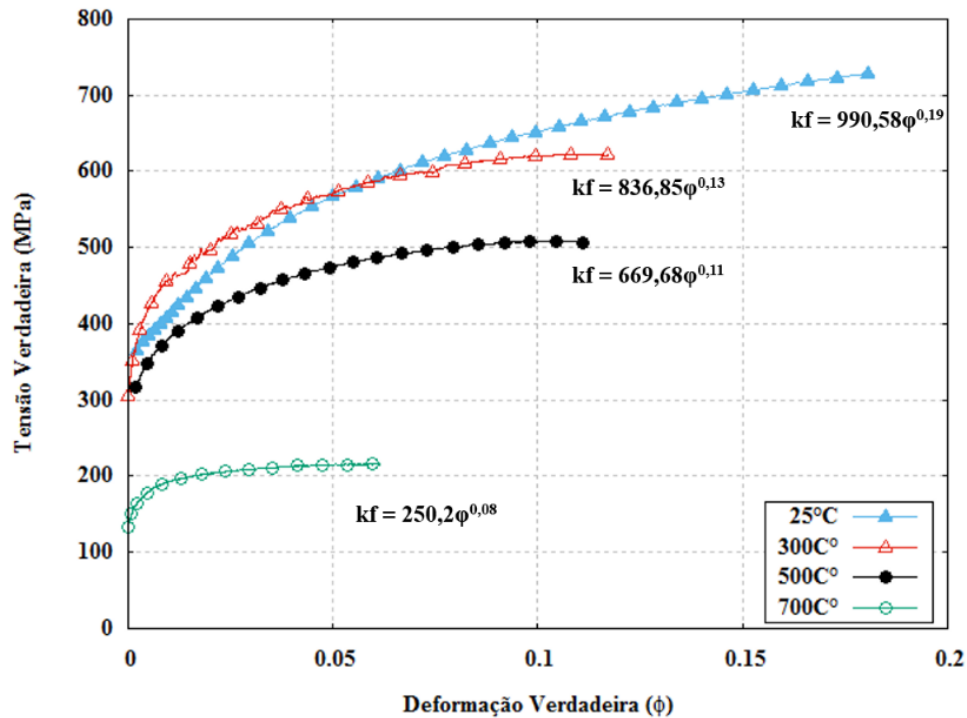
Fonte: O autor, 2017.

O DP600 em temperatura ambiente foi comparado com os resultados em temperaturas superiores. Os testes estão dentro de uma faixa que mantém a estequiometria da fase austenita, não ocorrendo a recristalização ou a formação de novos grãos de  $\gamma$ . Portanto, a transformação da martensita é um indicativo das variações nas propriedades mecânicas, Tisopouris (2007) discutiu para aços bifásicos.

Os resultados mostram ainda que, quanto maior for ( $\eta$ ) de acordo com Tigrinho (2011) e Tisopouris (2007), melhor é a resistência do material à redução de espessura podendo ser observado que o DP600 reduz este coeficiente com o aquecimento.

A Figura 38 apresenta às curvas de escoamento a temperatura constante em diferentes faixas de aquecimento, e a Figura 39 as curvas de engenharia.

Figura 38 – Curvas de escoamento verdadeira em diferentes temperaturas para o DP600, com velocidade de deformação  $0,1 \text{ s}^{-1}$ .



Fonte: O autor, 2017.

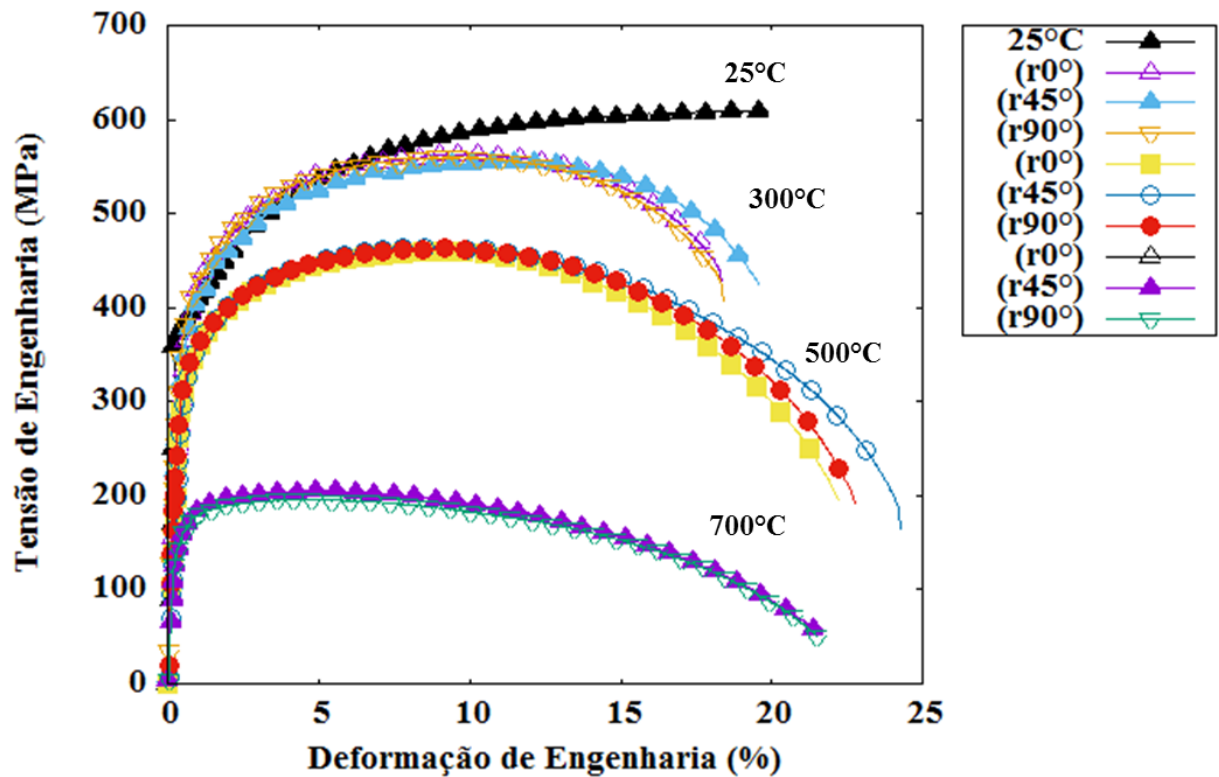
A redução no índice de encruamento ( $\eta$ ) pode ser observada pelas variações de temperatura de 300 - 700°C. Isto evidencia uma tendência a maiores deformações na espessura da chapa, quando submetidas a forças axiais em temperaturas acima de 25°C.

A Tabela 15 mostra um comparativo das propriedades mecânicas do DP600 nas diferentes faixas de temperatura, obtidas através dos ensaios de tração 0,2% indicando uma variação do alongamento em função do aumento da temperatura. Observou-se que a 300°C o alongamento percentual reduz quando comparado a 25°C, tal resultado evidencia certas transformações nesta faixa de temperatura.

Tabela 15 – Comparativo das propriedades mecânicas do DP600 em diferentes faixas de temperatura, obtidas nos ensaios de tração 0,2%.

<i>Propriedades mecânicas do DP600 em diferentes Temperaturas</i>			
<i>Temperatura (°C)</i>	<i>Propriedades</i>		
	$\sigma_{e0,2\%}$ (MPa)	$\sigma_{máx}$ (MPa)	$\epsilon$ (%)
300	409	562	19
500	307	507	23
700	203	218	22

Figura 39 – Curva de Tensão vs Deformação de Engenharia para o DP600 mostrando a influência da temperatura.



Fonte: O autor, 2017.

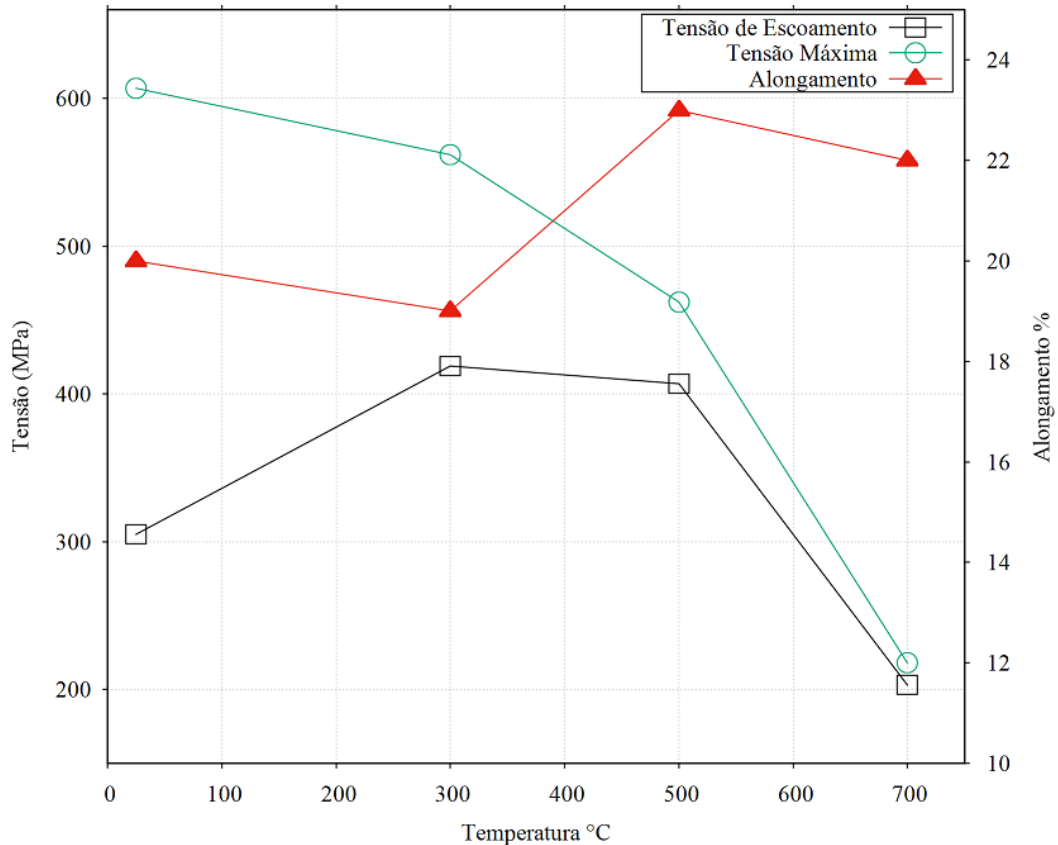
Foi observado um aumento do limite de resistência à tração no DP600 a 300°C, porém a tensão máxima reduz com o aumento da temperatura, assim evidenciando uma redução no coeficiente de encruamento, como também demonstram efeito da anisotropia da chapa. A Figura 40 mostra o efeito da temperatura nas tensões máximas e mínimas para esta chapa de aço.

A tendência de redução no limite de resistência com o aumento da temperatura é observado a partir de 500°C no DP600, em uma taxa de deformação constante. Nesta temperatura, o efeito de amolecimento devido ao aumento da temperatura, porém houve um acréscimo na ductilidade, supõe-se que parte da martensita presente na microestrutura já tenha sido decomposta em ferrita e carbonetos de ferro ( $Fe_3C$ ) no qual estabiliza a resistência mecânica (ERKANI 2004, SHOECK 1984).

Conforme se observa na Figura 40, a 700°C o DP600 comporta-se como aços de baixo carbono convencional, com resistência inferior a 270 MPa de acordo com Bleck e Piu-on (2009). Observa-se também uma tendência à redução ao escoamento a partir de 500°C, o que evidencia o limite máximo de resistência ao empescoamento que a chapa pode suportar em

condições de tração a taxa de deformação e temperaturas especificadas, como também o a variação do alongamento percentual.

Figura 40 – Efeito da temperatura na tensão e alongamento do DP600; Aproximação do limite de escoamento e limite de resistência e alongamento.



Fonte: O autor, 2017.

Segundo Erkami (2005), o aumento no limite de resistência a tração ( $\sigma_e$ ) está associado com ao envelhecimento por deformação dinâmica “*Strain Hardening Aging*”. Jae-Bok Seol et al. (2013), elucidou que a chapa *Dual Phase* possui o fenômeno de mecanismo de relaxação ao esforço mecânico da martensita durante baixas deformações, causando formato serrilhado nas curvas de escoamento. A transformação da martensita revenida devido ao aquecimento da chapa, também causa este efeito segundo o autor.

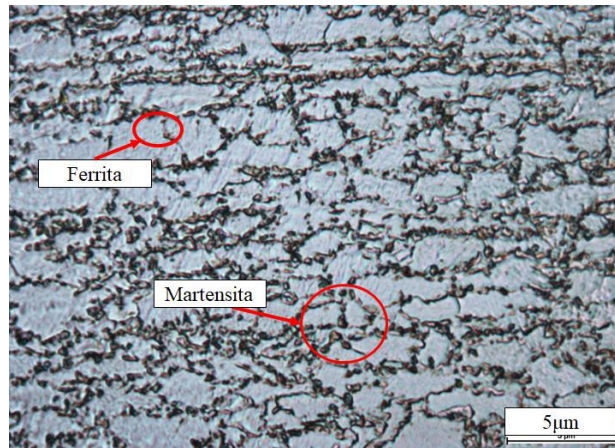
Shoek (1984), definiu este mecanismo como fenômeno de Portevin –le Chatelier. Com o aquecimento da chapa, o carbono retido na estrutura tetragonal da martensita gera precipitados de ( $Fe_3C$ ), o qual também pode ser relacionado com aumento do limite de resistência a tração a 300°C, porém a ductilidade reduz, deixando o alongamento máximo de 19%.



A Figura 41 mostra a chapa recebida em seção transversal atacada com Picral 4%, de tal forma que seja possível revelar a fase martensítica e a orientação dos grãos de martensita em função da banda de laminação. Em primeira análise, pode-se confirmar a microestrutura constituída por uma matriz composta por ferrita, e em torno de seus contornos de grão a martensita no qual condiz com a natureza microestrutural para aços *Dual Phase*.

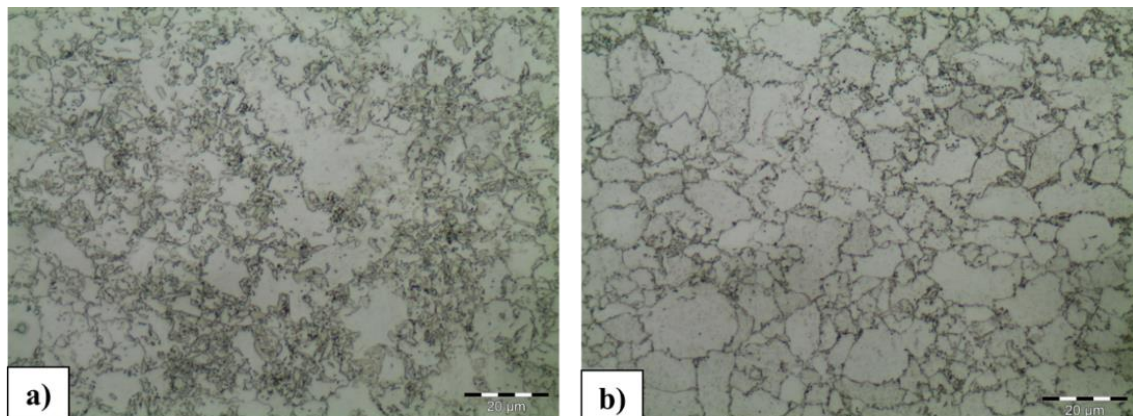
A Figura 42 mostra o comparativo entre as microestruturas em topo, como recebidas depois de aquecidas a 600°C por 15 minutos e resfriado a temperatura ambiente. A comparação entre ambas as microestruturas demonstra que a variação da temperatura condiz com os resultados dos ensaios de tração, acima de 500°C, onde o amolecimento foi decorrente da decomposição da fase martensítica.

Figura 41 – Microestrutura do DP600 transversal 100x atacado com Picral 4% mostrando as duas fases do aço.



Fonte: O autor 2017.

Figura 42 – Microestrutura da chapa DP600 de topo: a) Como recebida; b) Após ciclo de aquecimento a 600°C; Ataque Nital 3% durante 8 segundos mostrando a decomposição da martensita quando aquecidas.

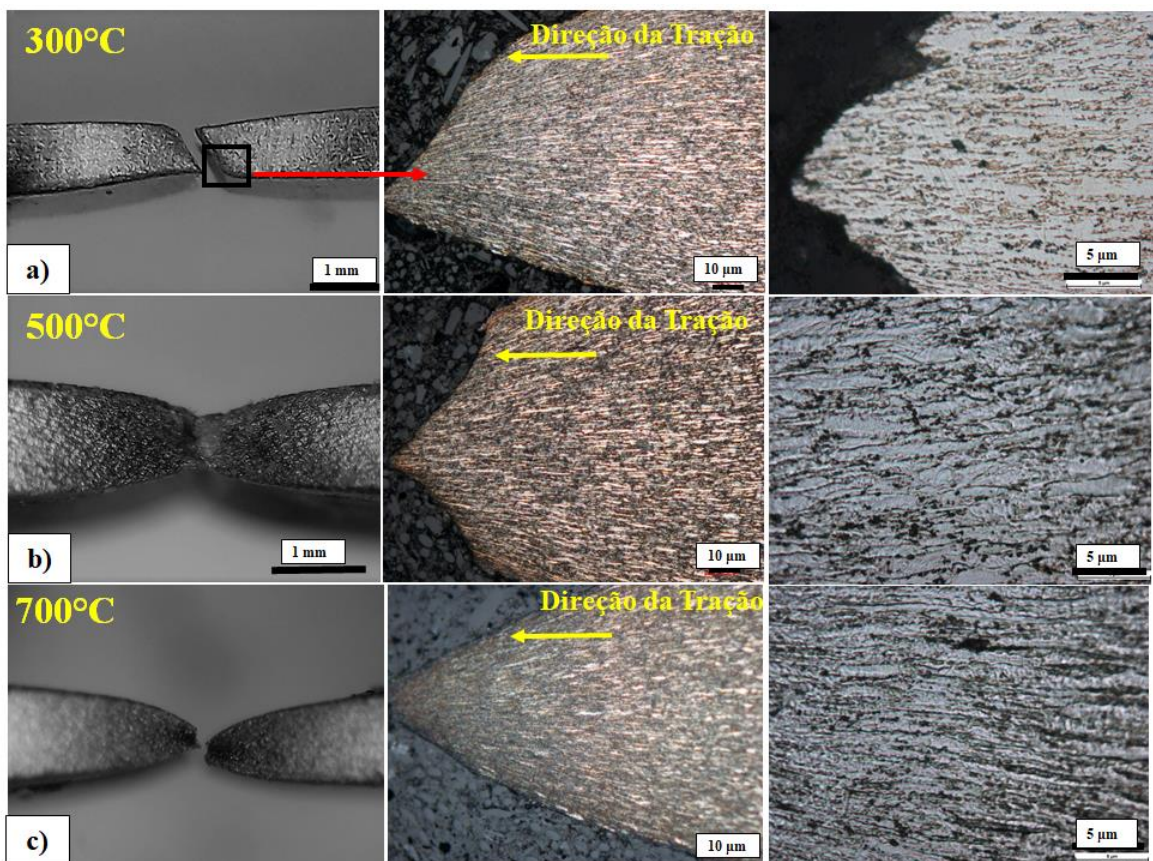


Fonte: O autor, 2017.

A microestrutura da martensita no DP600 é dissolvida gerando precipitados nos contornos de grão, os quais se destacam em pontos pretos na Figura 42a e 42b. Seguindo as mostras tracionada a 300°C, 500°C e 700°C, é observada a variação da espessura da chapa na região de estrição, decorrente do aumento da temperatura e alongamento.

O comportamento na evolução da microestrutura do DP600 condiz com as curvas de escoamento, pois é possível observar o plano de cisalhamento dos grãos de ferrita mais acentuados com o aumento da temperatura na Figura 43.

Figura 43 – Macrografias e micrografias da evolução na deformação das chapas em seção transversal do DP600; a) 300°C; b) 500°C e c) 700°C.

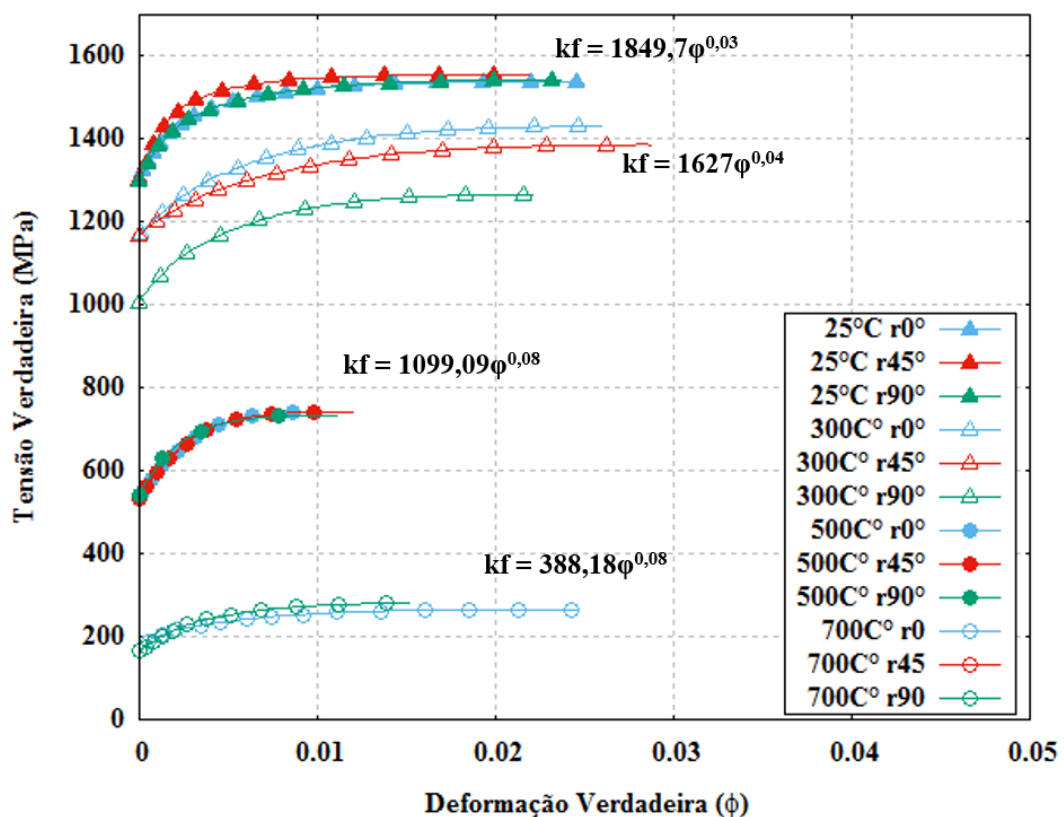


A provável dissociação da martensita a 500°C é evidente, pois a Fig. 44b mostra maior alongamento nos grãos de ferrita, pois há mais caminho livre para o cisalhamento. A 700°C, possivelmente houve uma decomposição total da martensita e a formação de precipitados nos contornos de grão é o que garante os limites dos patamares de tensão da chapa. Uma varredura através de microscopia eletrônica (MEV) traria maiores detalhes desta decomposição.



Vistos que na condição de temperatura ambiente, o material comporta-se de forma similar nas três direções da chapa, atingindo tensões máximas medidas de 1538,65 MPa e um alongamento que varia de 8,7 à 8,92%, tais resultados são similares com os de Ulewicz (2013). O comportamento termomecânico, porém, varia consideravelmente quando submetida a temperatura de 300°C mostrando uma aleatoriedade das tensões de escoamento nas diferentes direções em função do sentido de laminação.

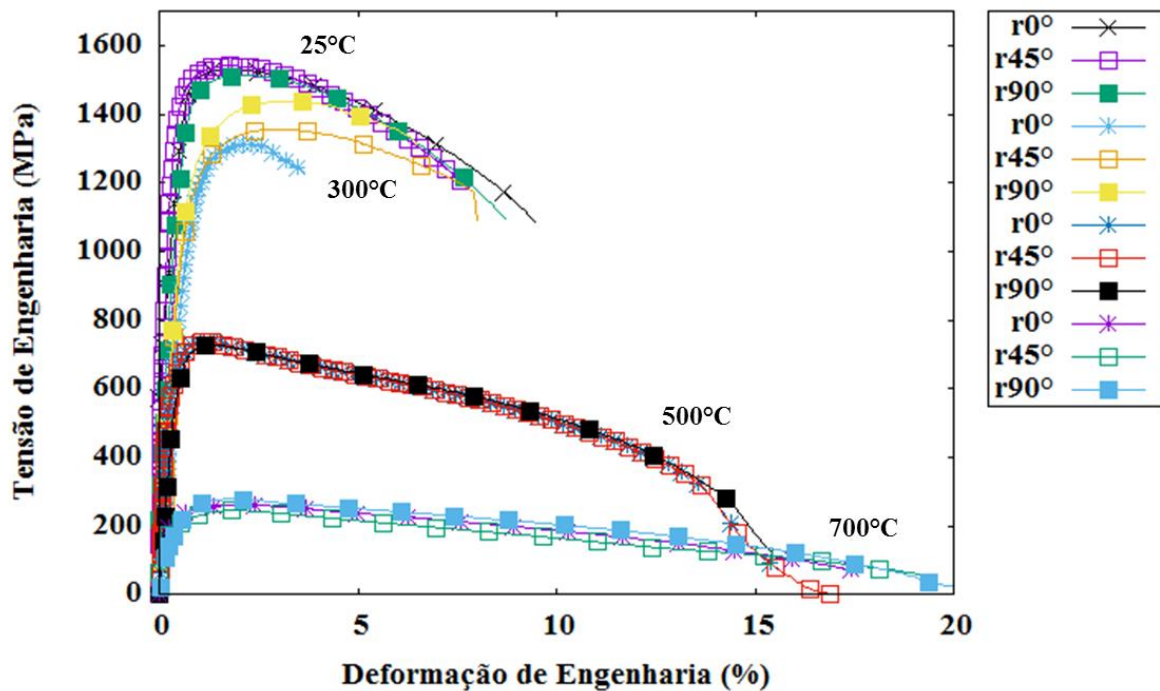
Figura 44 – Comparativo das curvas de escoamento do Hardox450® em diferentes temperaturas no ensaio de tração uniaxial.



Fonte: O autor, 2017.

As propriedades mecânicas decrescem gradativamente com o aquecimento da chapa, ao ponto em que, a partir de 500°C, as tensões máximas obtidas foram de 780 MPa com alongamento máximo de 14%. Parte-se do pressuposto que nesta faixa de temperatura começa a ocorrer à recuperação na estrutura martensítica e a eliminação dos efeitos pontuais, efeitos de discordâncias e crescimento de subgrãos na microestrutura (NOVIKOV, 1994; REED-HILL, 1982). Observa-se ainda o aumento na ductilidade onde, os corpos de prova ensaiados a 700°C atingiram tensões máximas de 300 MPa e um alongamento máximo de 20% até a ruptura dúctil.

Figura 45 – Curva de Tensão vs. Deformação de engenharia do Hardox450® em diferentes temperaturas de tração a  $0,1s^{-1}$ .



Fonte: O autor, 2017.

Estudos conduzidos por Preti (2008) avaliaram os efeitos da temperatura de revenimento na resistência a tração e impacto para o aço martensítico SAE15B30, nos quais podem ser destacados os efeitos da fragilização por revenimento quando testados em diferentes faixas de temperaturas de revenido.

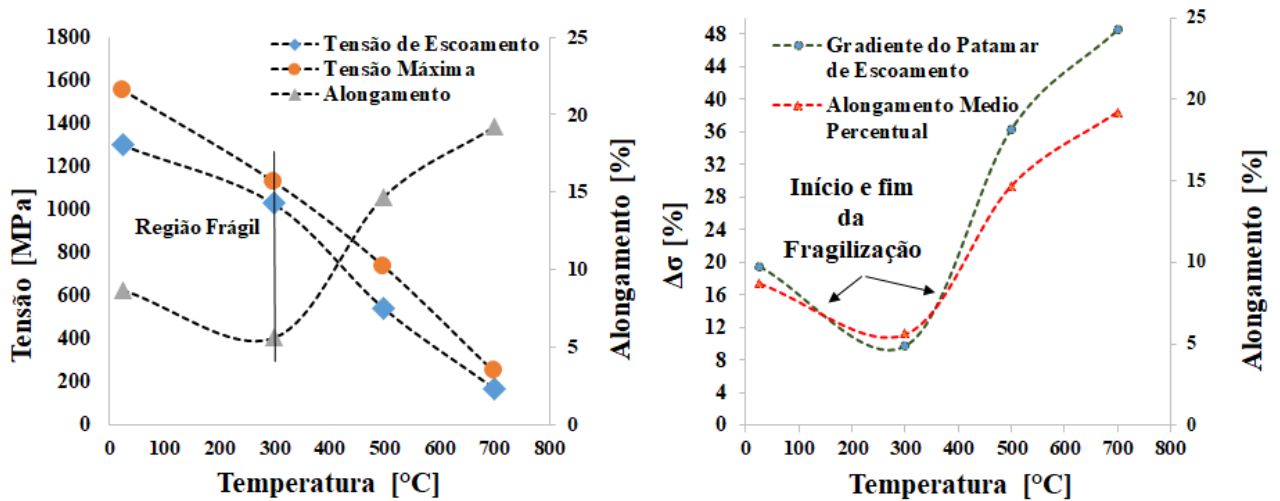
Dentro deste contexto e avaliando os resultados apresentados na Figura 46, supõe-se que chapa Hardox450® tenha sofrido, na faixa de temperatura de 300°C, o fenômeno de fragilização por revenimento, onde a fragilidade da martensita revenida pode resultar tanto em fratura intergranular quanto transgranular (BRIANT; BANERJI, 2013). A susceptibilidade à fragilização por revenimento segundo Anazawa (2007) está associada às concentrações dos elementos de liga, como manganês, níquel e cromo, como também as impurezas como, fósforo enxofre e arsênio (CALLISTER; RETHWISCH, 2007).

O gráfico da Figura 46a apresenta a relação das tensões de engenharia em diferentes temperaturas e as respostas na ductilidade média. A região frágil a 300°C mostra uma aproximação entre os limites de escoamento, a Tabela 18 demonstra o percentual médio  $\Delta\sigma$  % entre o “gap” nas tensões de escoamento da chapa no decorrer dos diferentes ensaios.

É possível observar que o comportamento frágil está diretamente relacionado com um variação de escoamento inferior aos demais analisados. As intersecções do gráfico da Figura

46b, entre 150°C e 350°C podem mostrar as possíveis regiões iniciais de transformação da microestrutura ou segregações que induzem a fragilização por revenimento, pois nesta região observa-se que o percentual relativo de tensão é menor que o alongamento médio percentual.

Figura 46 – Relações de tensão temperatura e alongamento; (a) Tensão máxima, mínima em função do alongamento; (b) Gradiente do patamar de escoamento, alongamento médio percentual em função da temperatura de ensaio.



Fonte: O autor, 2017.

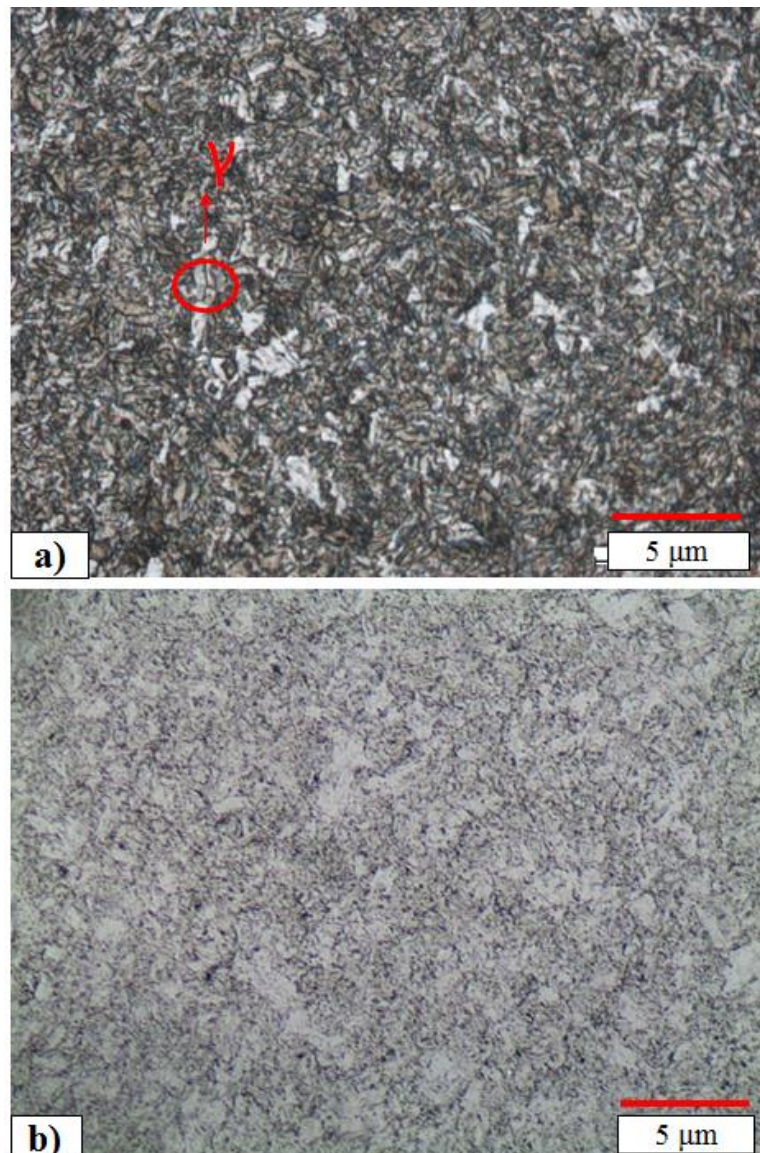
Tabela 18 – Percentual médio em função entre as diferença entre as tensões mínimas e máximas em função da temperatura de ensaio do Hardox450®.

$\Delta\sigma$ [%]	19,46	9,73	36,36	48,50
Temperatura [°C]	25	300	500	700

Fonte: O autor, 2017.

Quando próximo a 400°C intersectam-se novamente os pontos e o gradiente do patamar de escoamento aumenta mudando para um novo estágio de revenimento, onde ocorre a recuperação da estrutura martensítica pela eliminação de defeitos pontuais, rearranjo das discordâncias e formação de contornos de subgrãos. Neste ponto a dureza reduz como também a resistência, aumenta-se a ductilidade e tenacidade (KRAUSS, 2001). A Figura 47 revela a microestrutura do Hardox450® em temperatura ambiente e após aquecimento realizado pelo ciclo térmico a 600°C na direção do plano da chapa.

Figura 47 – Microestrutura do Hardox450®; (a) Recebida; (b) Ciclo térmico a 600°C.



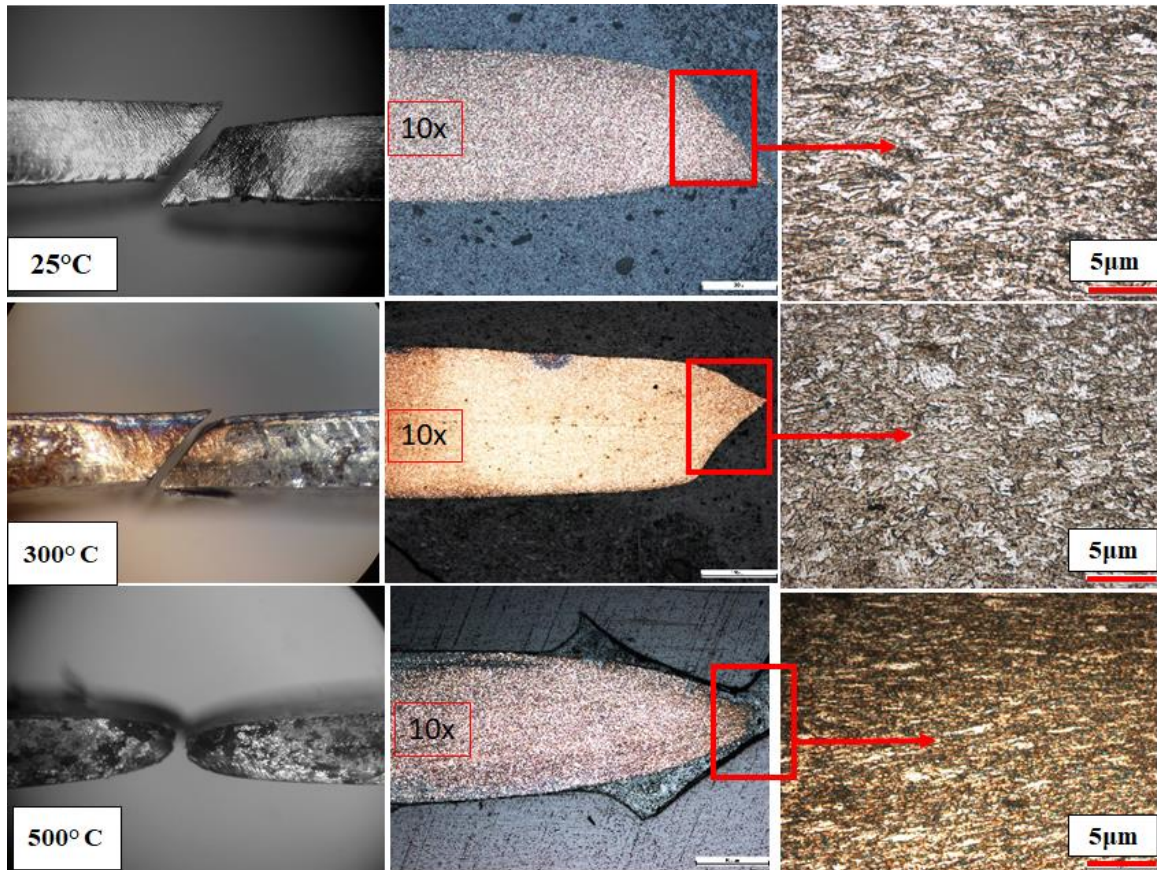
Fonte: O autor, 2017.

Em primeira análise, a microestrutura do Hardox450® é constituída de uma fase com matriz martensítica com grãos de austenita retida, devido aos elementos microligantes também é composto de carbonetos que auxiliam na resistência mecânica e também na ductilidade da chapa, tal afirmação também é referenciada por Ulevicz et al., (2013).

A Figura 48 mostra a macro e micrografia em diferentes temperaturas a 25°C, 300°C e 500°C. Observa-se que há inclusões não metálicas na microestrutura, pontos escuros destacados em menor ampliação, com uma maior quantidade destas a 300°C. Ripas de martensita dispersas como também carbonetos de ferro, carbonetos de molibdênio e cromo, estão presentes na microestrutura de acordo com Ulevicz et al. (2013), também é possível

observar austenita retida após a tempera quando recebida destaca na coloração branca de acordo com Bialobreska e Kostencki (2015).

Figura 48 – Macrografias e micrografias do Hardox450 tracionadas em diferentes temperaturas.



Fonte: O autor, 2017.

Os grãos de austenita retida na microestrutura deslizam com maior facilidade a temperatura de 25°C, permitindo maiores deformações da martensita, destacada nos contornos de grão. A 300°C, devido ao efeito de fragilização por revenimento, não há tempo suficiente para que ocorra o deslizamento dos grãos austeníticos, ocorrendo a fratura prematura no ensaio de característica frágil. Possivelmente, pode estar relacionado com a segregação de carbonetos metaestáveis da microestrutura, como também nesta temperatura, ocorre a difusão do carbono na martensita, no qual irá aglomerar nas discordâncias, consequentemente endurecendo a martensita e reduzindo sua ductilidade.

### ***6.3 Análise do Perfil de Dureza das Chapas em Diferentes Ciclos Térmicos***

Durante o processo de forjamento a quente, a chapa será submetida a diferentes ciclos de aquecimento em uma temperatura pré-definida da matriz inferior. A variação das



propriedades da chapa como máscara de proteção será discutida baseada aos dados empíricos do ensaio de dureza Vickers e mostrada graficamente. Como também será discutida qual a temperatura crítica de trabalho antes das mudanças ocorridas pelos ciclos térmicos.

Com a ferramenta estatística de análise de variância (ANOVA) e fatorial 2<sup>2</sup>, foi possível observar a influência da suspensão de grafite nos resultados médios das durezas das chapas. Para uma observação mais direcionada a base do material, foi removida a camada de zinco da chapa DP600 para as medidas superficiais do ciclo de aquecimento. Foram utilizados dados aleatórios (valores de dureza) no planejamento fatorial, para que a confiabilidade dos experimentos fosse satisfatória.

### 6.3.1 Perfil de Dureza do DP600

A Tabela 19 demonstra a análise de variância “one way”, onde *DoF* “*Degrees of Freedom*”, significa o grau de liberdade do experimento. *SS* “*Sum of squares due the source*”, significa a soma dos quadrados das medidas realizadas. Foi possível visualizar que a temperatura variável (B), influenciou na variação da dureza da chapa em função do seu aumento. A suspensão de grafite variável (A) estatisticamente, não influenciou na variação da dureza, como também a interação entre as duas variáveis, lembrando que o valor de P deve ser menor que 0,005.

Tabela 19 – Análise de variância “one way” dentro do planejamento fatorial 2<sup>2</sup>, do perfil de dureza do DP600 com 95% de confiabilidade.

<i>Fonte</i>	<i>DoF</i>	<i>SS</i>	<i>MS</i>	<i>F-teste</i>	<i>Valor de P</i>
Condição (A) com ou sem suspensão	1	1.29	1,29	0,16	0,698
Temperatura (B)	1	5513,8	5513,80	671,12	0,000
AXB	1	15.9600	15,96	1,94	0,189
Erro Residual	12	98.5899	8,21		
Total	15	5629,65			

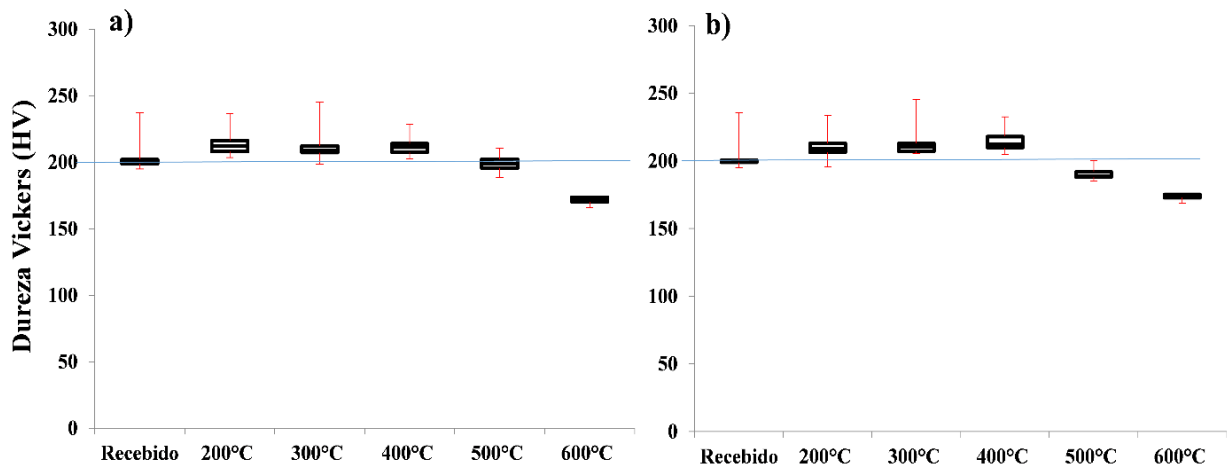
Fonte: O autor, 2017.

Considerando esta análise, e observando o perfil de dureza gerado nas diferentes temperaturas de ciclo térmico, apresentados na Figura 49, a chapa possui uma certa estabilidade na dureza, com um pequeno aumento a temperatura de 400°C. A partir desta temperatura, observou-se uma redução da dureza em torno de 40HV a 500°C e uma variação

de 60HV a 600°C. Houve influência do aquecimento da chapa na redução da dureza acima de 400°C.

O efeito da temperatura na dureza do DP600 foi destacado a partir de 500°C, com os resultados do ensaio de tração, o efeito de empescoçamento desta chapa foi a partir desta temperatura. Com os resultados apresentados anteriormente a temperaturas constantes, comparando com os respectivos ciclos de aquecimento, supõe-se que esta chapa, possui certa estabilidade mecânica a variações de temperatura até 400°C.

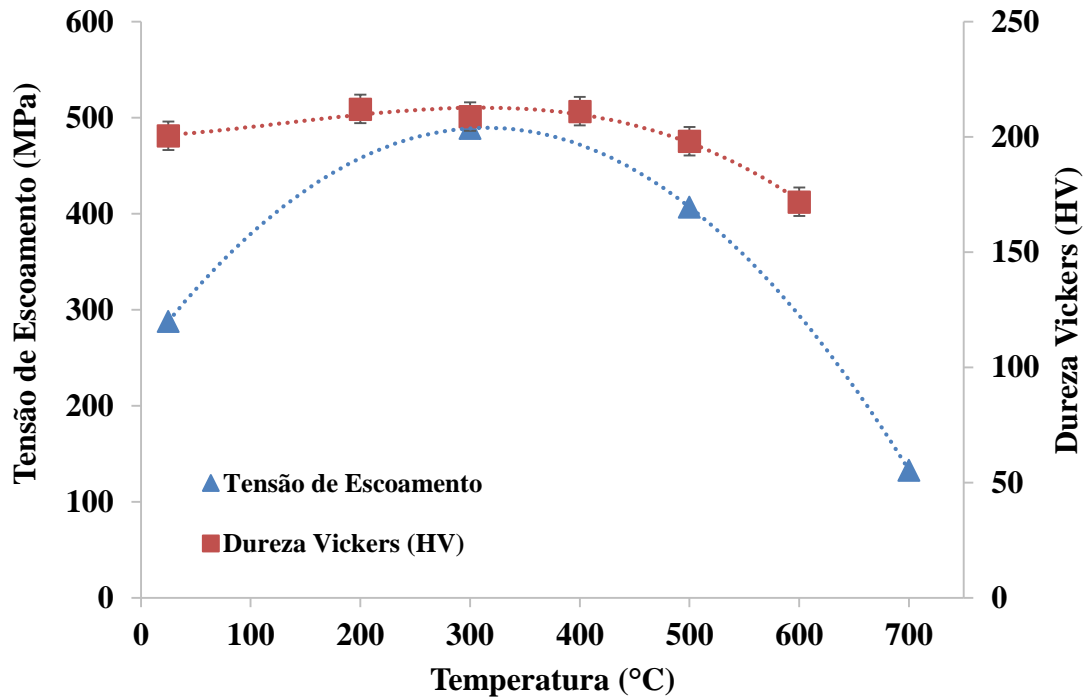
Figura 49 – Perfil de dureza do DP600 em diferentes temperaturas de ciclos de aquecimento, (a) Sem lubrificante; (b) Com lubrificante.



Fonte: O autor, 2017.

A Figura 50 mostra a relação entre a tensão de escoamento a temperatura constante o perfil de dureza após ciclos de aquecimento em diferentes temperaturas. A tensão aumenta com o aquecimento da chapa até 400°C e então começa a decrescer a partir de 500°C.

Figura 50 – Correlação entre os limites de resistência a tração a temperatura constante e perfil de dureza do DP600 aquecidos e resfriados a temperatura ambiente.



Fonte: O autor, 2017.

### 6.3.2 Perfil de Dureza do Hardox450®

Da mesma forma utilizada com o DP600, os testes foram conduzidos para chapa martensítica Hardox450®, a Tabela 20, mostra a variação estatística obtida pelo planejamento fatorial e análise de variância.

Tabela 20 – Análise de variância “one way” dentro do planejamento fatorial 2<sup>2</sup>, do perfil de dureza do Hardox450® com 95% de confiabilidade.

<i>Fonte</i>	<i>DoF</i>	<i>SS</i>	<i>MS</i>	<i>F-teste</i>	<i>Valor de P</i>
Condição (A) com ou sem suspensão	1	1.5191	1.5191	0.04	0,84
Temperatura(B)	1	113375.3	113375.3	3222.02	0,000
AXB	1	16.18	16.18	0.46	0,5
Erro Residual	12	422.2			
Total	15	113815.3			

Fonte: O autor, 2017.

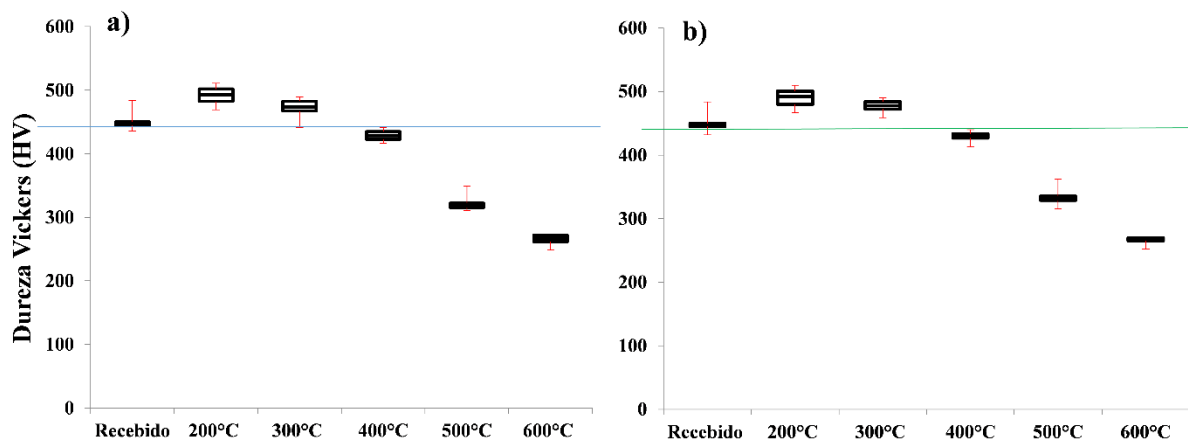
O teste dos níveis fatoriais associados à análise de variância mostra que, o lubrificante de grafite (A) não influencia na dureza das chapas. Apenas a condição térmica exercida pelo aumento da temperatura (B).

Os gráficos de dureza sem e com o lubrificante de grafite e água (Figura 51), foi observado um aumento na dureza da chapa a partir do ciclo de aquecimento a 200°C, mesma faixa de temperatura onde ocorreu a fragilização por revenimento no ensaio de tração.

Com o perfil de dureza pode-se analisar que a partir de 400°C, o Hardox450 começa a ganhar ductilidade novamente, indicando-o a inclinação vista no gráfico da Figura 52b. Neste ponto, a dureza reduz consideravelmente a partir desta faixa.

A Figura 52 mostra a comparação entre os limites de escoamento das chapas e a dureza média para cada condição, evidenciando uma redução considerável do limite de resistência do Hardox450® a partir de 400°C, para esta condição.

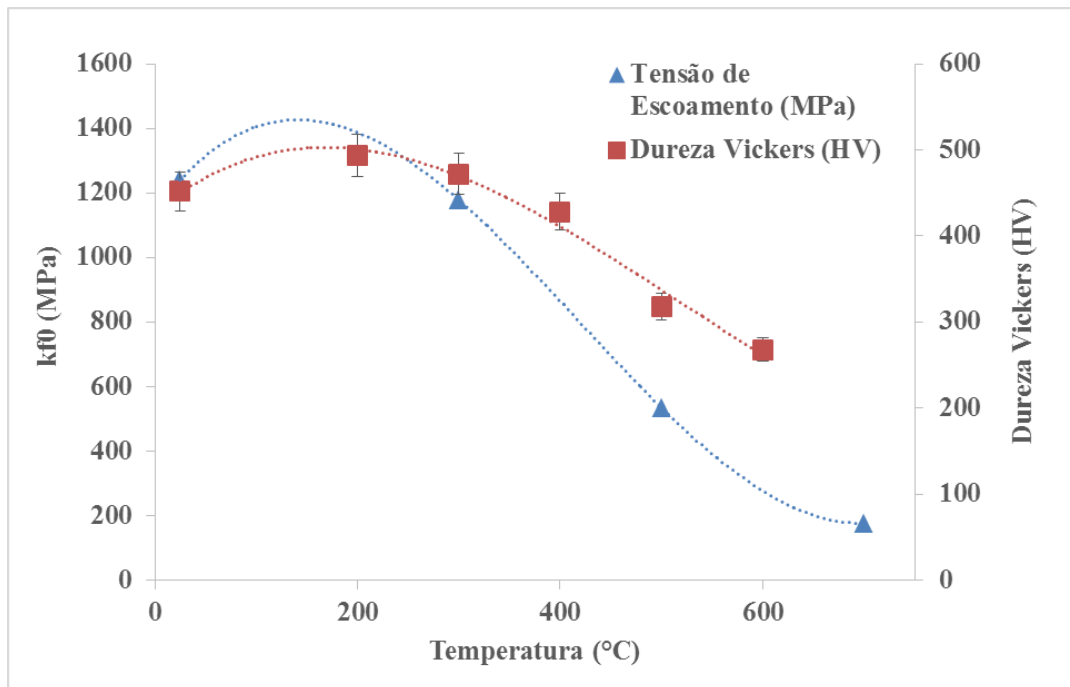
Figura 51 – Perfil de dureza após ciclo térmico nas chapas de Hardox450®, (a) Sem lubrificante; (b) Com lubrificante.



Fonte: O autor, 2017.

Neste caso, é possível analisar que para um ciclo de aquecimento de 15 minutos tanto quanto a temperatura constante, já é suficiente para que ocorra a total decomposição da martensita, gerando carbonetos de ferro e precipitados possivelmente, dentro destes limites de revenimento na chapa, considerando-se que a espessura da amostra foi de 1 mm. Observando desta forma, a redução nos limites de escoamento da chapa quando exercido.

Figura 52 – Correlação entre os limites de resistência a tração a temperatura constante e perfil de dureza do Hardox450® aquecidos e resfriados a temperatura ambiente.



Fonte: O autor, 2017

#### 6.4 Ensaio Erichsen e Modelo Numérico

O ensaio Erichsen experimental foi utilizado à obtenção das respectivas distribuições de força e deslocamento do punção, na qual foram comparadas com o modelo numérico para a validação na inserção dos dados experimentais da chapa dentro do banco de dados do software. Também para efeitos de deformação plástica, foram comparadas com os resultados da medida de espessura da chapa realizadas experimentalmente.

O caminho utilizado para o desenvolvimento deste modelo foi baseado nas relações reológicas que o software disponibiliza. Os resultados coletados foram baseados na entrada de dados experimentais dos ensaios de tração uniaxial em diferentes faixas de temperatura e sentido. A equação utilizada para a validação do modelo utilizando os ensaios experimentais de tração é uma adaptação de Hensel – Spittel, considerando os coeficientes de sensibilidade a temperatura ( $m_1$ ), taxa de deformação ( $m_3$ ) e da deformação ( $m_2$ ) o qual equivale ao ( $\eta$ ) do material indicando resistência à redução de espessura devido a estrição.

Para a isso, foi comparada a força do punção (N) em função do deslocamento do punção (mm), para que desta forma fosse possível a aproximação dos resultados experimentais, validando a simulação de estampagem do copo.

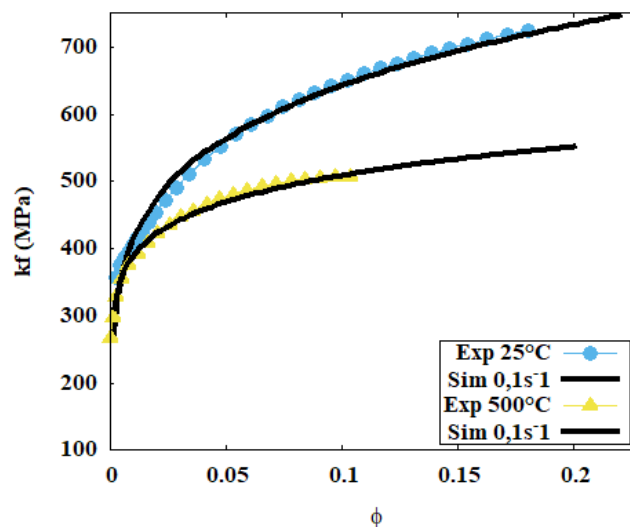
### 6.4.1 DP600

A Figura 53 mostra as curvas geradas pelo modelo de Hensel –Spittel em comparação com o ensaio de tração uniaxial, no qual os respectivos coeficientes descritos na Tabela 21 foram calculados para diferentes taxas de deformação. A partir dos resultados do ensaio de tração a quente, foi possível determinar os coeficientes do modelo matemáticos para as curvas de escoamento do aço, o que é fundamental para se determinar o comportamento do material ao longo do processo de conformação e utilizá-lo no software de simulação numérica.

Tabela 21 – Relação dos coeficientes de lei de potência e Hensel – Spittel do DP600 para a aplicação no modelo computacional.

Modelo	Hollomon		Hensel - Spittel	
	25	500	25	500
Temperatura (°C)				
A	-	-	800	800
C	1048	662,6	-	-
$\eta$	0,191	0,116	-	-
$m_1$	-	-	-0,0009	-0,0009
$m_2$	-	-	0,191	0,116
$m_3$	-	-	-0,103	-0,115
$m_4$	-	-	1E <sup>-08</sup>	1E <sup>-08</sup>

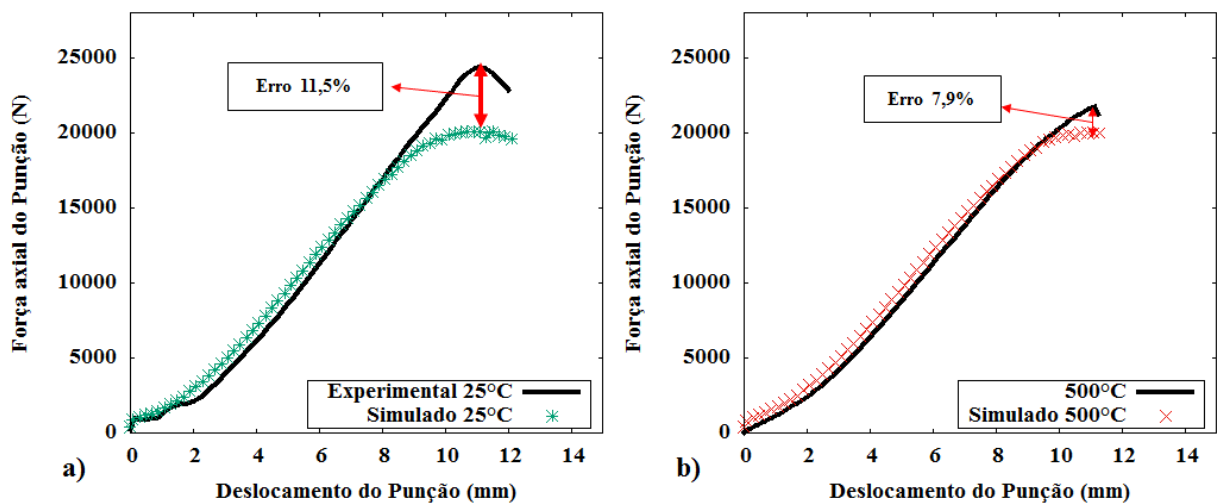
Figura 53 – Curva de Escoamento do DP600 experimental e pelos coeficientes de Hensel- Spittel.



A carga do punção e o deslocamento obtido experimentalmente e pela simulação computacional em diferentes temperaturas de ciclos térmicos são visualizados na Figura 54 e

Tabela 22. O experimento realizado com a chapa não aquecida (a) obteve uma variação de 11,5 % na força máxima do punção pela simulação numérica no software, evidenciando a influência que o revestimento galvanizado, como também sua microestrutura, na variação das propriedades mecânica do DP600 de acordo com Akrou et al., (2008). Este resultado mostra que há uma grande influência no ciclo de aquecimento da chapa associado ao fenômeno de amolecimento, a 500°C após 15 minutos aquecidos, a correlação com as propriedades no ensaio uniaxial de tração a temperatura constante foi evidente.

Figura 54 – Resultados experimentais após ciclos de aquecimento e simulação numérica do ensaio Erichsen e a influência da temperatura no DP600;(a) Anisotrópico de Hill48 a 25°C; (b) Hill48 a 500°C.



Aquecida e resfriada a 500°C (b), reduziu esta diferença entre a carga máxima do punção em 7,9%, na qual possíveis transformações do revestimento, como também a decomposição da fase martensítica nos contornos de grão (AKROUT et al., 2008; EKRAMI, 2005; GAVRUS et al., 2010).

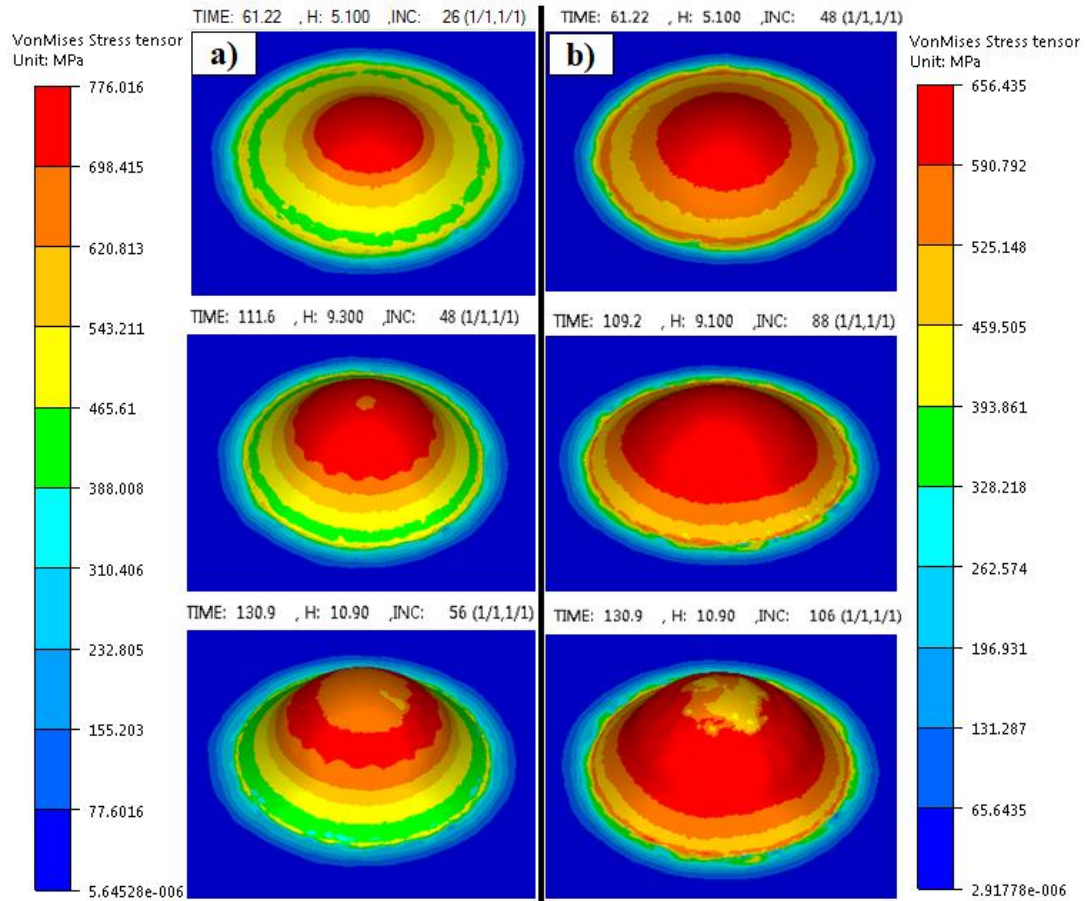
Tabela 22 - Valores de Força do Punção e Altura Máxima correspondente ao índice Erichsen (IE) do DP600, espessura 1mm.

DP600	Experimental		Simulação		
	Temperatura (°C)	25	500	25	500
Força (N)	24233	21763	21434	20039	
IE (mm)	11,5	11,1	10,9	11,1	

Depois de validado o comportamento reológico do DP600 em diferentes faixas de temperatura pelo ensaio Erichsen, a Figura 55 mostra a distribuição de tensão equivalente de Von Mises, exercidas no decorrer do estiramento das chapas. É observada uma maior

distribuição nas tensões equivalentes a 25°C quando comparados após ciclo de aquecimento a 500°C.

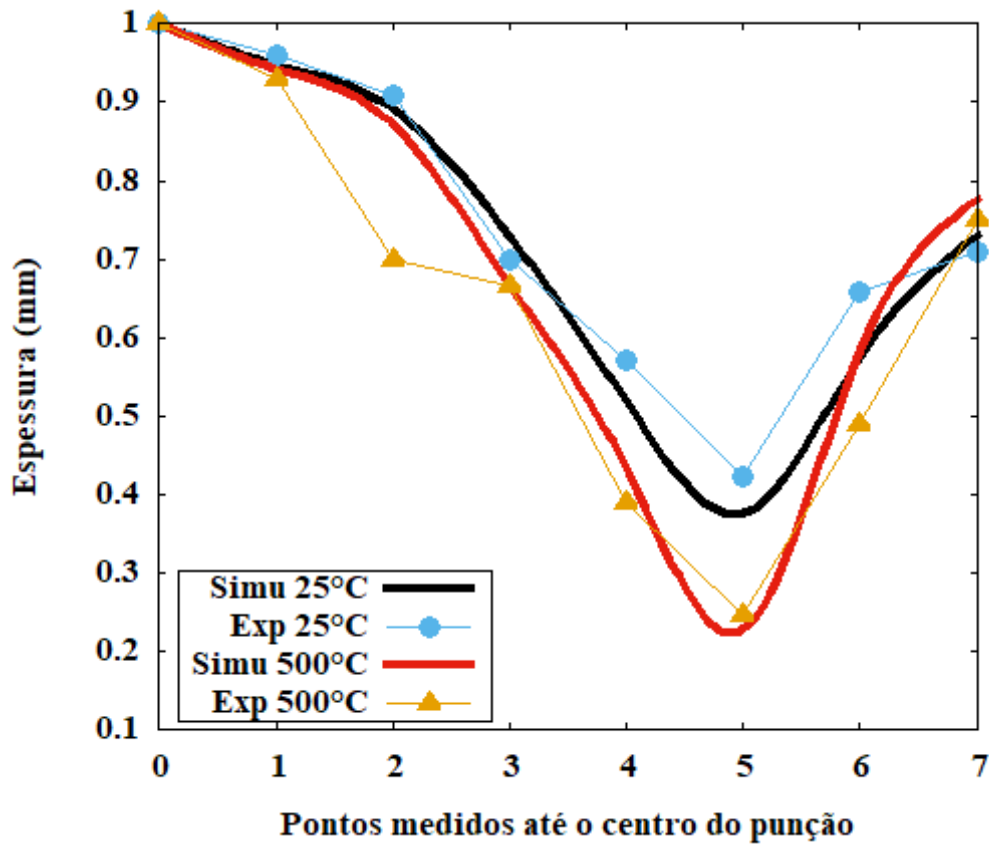
Figura 55- Influência da temperatura nas tensões de Von Mises do DP600; (a) Hill48 a 25°C; (b) Hill48 a 500°C.



A diferença entre a espessura inicial e final pode ser vista na Figura 56 que mostra a distribuição da espessura da chapa até o centro do punção. Observa-se a redução significativa na região de maior contato com o raio do punção à 500°C. Este fato é devido a redução do coeficiente de encruamento do material, ( $\eta = 0,19$  a 25°C e  $\eta = 0,11$  a 500°C), evidenciado nos ensaios experimentais de tração uniaxial em temperatura (VALBERG, 2010).



Figura 56 – Influência da temperatura de aquecimento da chapa DP600 na distribuição de espessura.

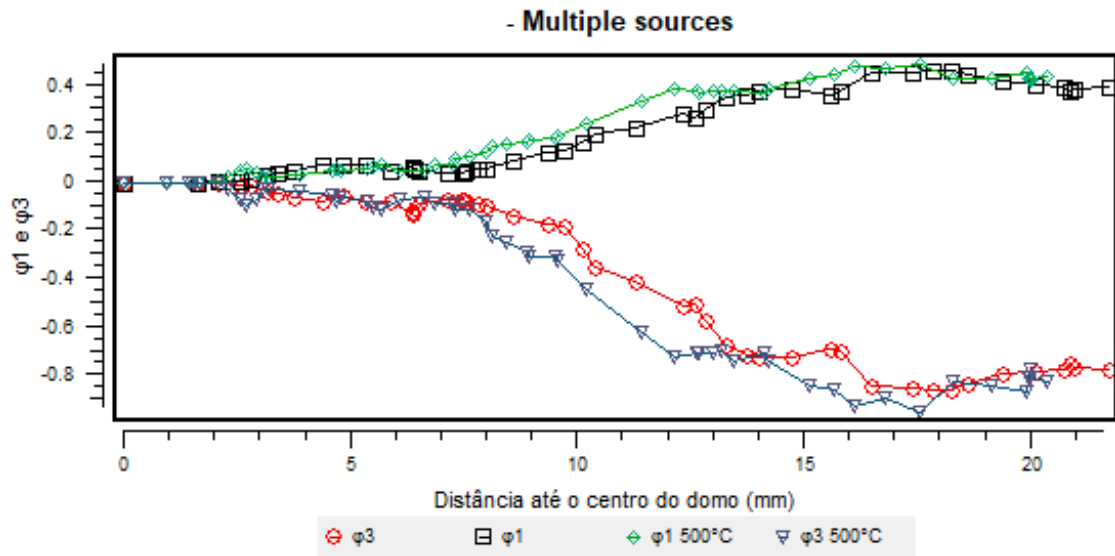


Fonte: O autor, 2017.

Os valores da deformação plástica máxima e mínima  $\varphi_1$  e  $\varphi_3$  total no plano, onde  $\varphi_3$  é o logaritmo natural da deformação na espessura são representadas na Figura 57, que demonstra uma maior redução da espessura na região radial, mesma onde é gerado a trinca durante o processo. Desta forma se desconsiderar as variáveis, como lubrificação, textura cristalográfica e outros, a acurácia dos resultados são representativas, pois a espessura neste ponto foi de 0,43 mm a temperatura ambiente e de 0,28 mm após aquecimento na temperatura de 500°C.

Os resultados medidos experimentalmente se aproximaram do perfil de espessura gerado numericamente, como pode ser observado no gráfico. Mostrando que, mesmo que seja uma baixa redução no coeficiente de encruamento com o aquecimento da chapa a 500°C, foi suficiente para a redução da espessura quando submetida ao estiramento biaxial.

Figura 57 – Comparativo da simulação numérica das principais deformação no plano biaxial do DP600 nas temperaturas de 25°C e após aquecimento de 500°C.



Fonte: O autor 2017.

Deve-se salientar que com a chapa aquecida a 500°C, observou-se uma maior deformação no plano em todos os pontos medidos na chapa, até o centro do domo.

### 6.4.2 Hardox450®

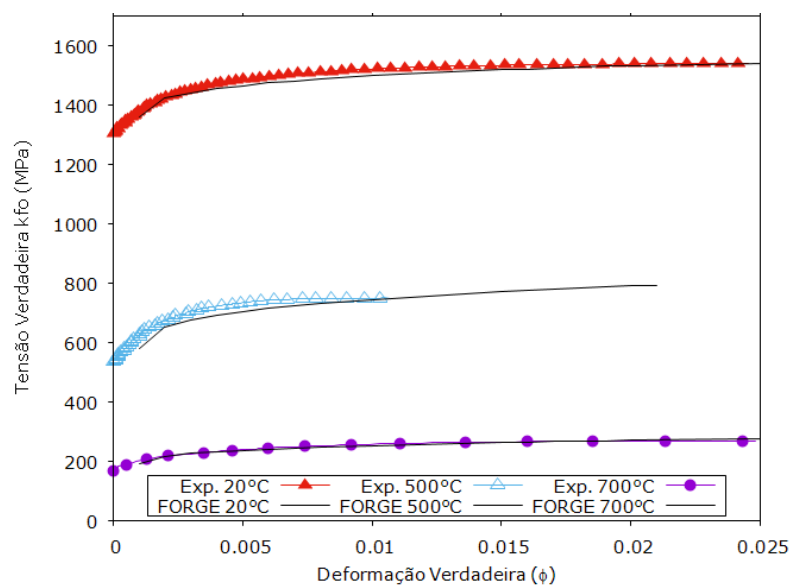
A Figura 58 mostra a regressão não linear realizada conforme equação, utilizada para ajustar as curvas de escoamento na simulação do Hardox450®, da mesma forma anteriormente, baseando-se nos coeficientes de Hensel-Spittel. A Tabela 23 o valores dos seus respectivos coeficientes calculados.

Tabela 23 - Relação dos coeficientes de lei de potência e Hensel – Spittel do Hardox450® para a aplicação no modelo computacional.

Modelo	Hollomon		Hensel - Spittel	
	25	500	25	500
<b>A</b>	-	-	1388	1098
<b>C</b>			-	-
<b><math>\eta</math></b>	0,0322	0,0835	-	-
<b><math>m_1</math></b>	-	-	-0,00048	-0,0009
<b><math>m_2</math></b>	-	-	0,0322	0,0835
<b><math>m_3</math></b>	-	-	-0,103	-0,103
<b><math>m_4</math></b>	-	-	1E <sup>-08</sup>	1E <sup>-08</sup>

Fonte: O autor, 2017.

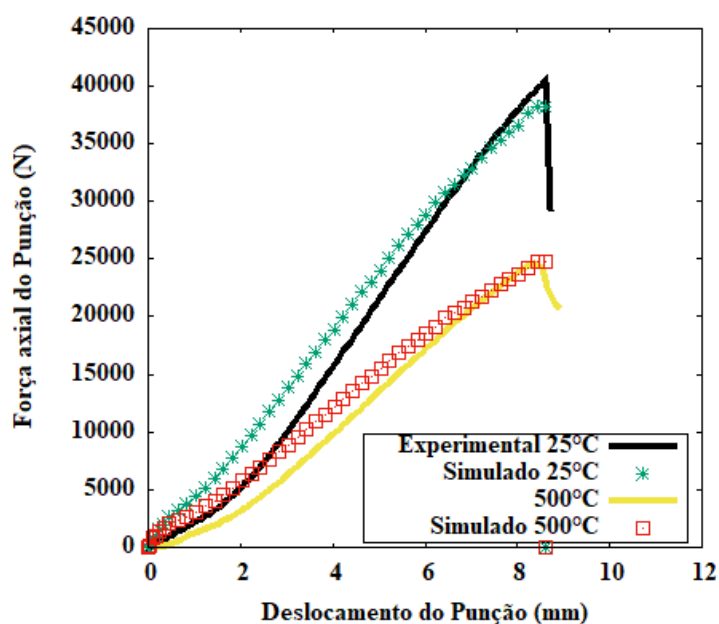
Figura 58 – Curva de Escoamento do Hardox450 experimental e modelado matematicamente pelos coeficientes de Hensel- Spittel a dependencia da  $\dot{\phi}$  e T, software FORGE.



Fonte: O autor 2017.

É observada na Figura 59, a distribuição da força do punção (N) sobre o deslocamento (mm). A redução da força do punção no experimento e na simulação numérica, após ciclos de aquecimento é visto no comparativo entre (a) e (b).

Figura 59 - Resultados experimentais após ciclos de aquecimento e simulação numérica do ensaio Erichsen em diferentes temperaturas do Hardox450; (a) A 25°C; (b) A 500°C.



Fonte: O autor 2017.

Os resultados da simulação numérica em ambas as condições, observou-se uma variação, ao contrário do DP600 nestas distribuições, durante o início da deformação na membrana da chapa. O erro percentual entre ambas a 25°C foi de 5% e a 500°C foi de 4,5% no que demonstra a influência do baixo coeficiente de encruamento que esta chapa possui. Porém o comportamento no decorrer do estiramento é diferente comparado com o aço DP, apresentando um perfil mais linear no aumento da carga, esta é uma consequência da textura cristalográfica que o Hardox450 possui e seu baixo coeficiente de encruamento.

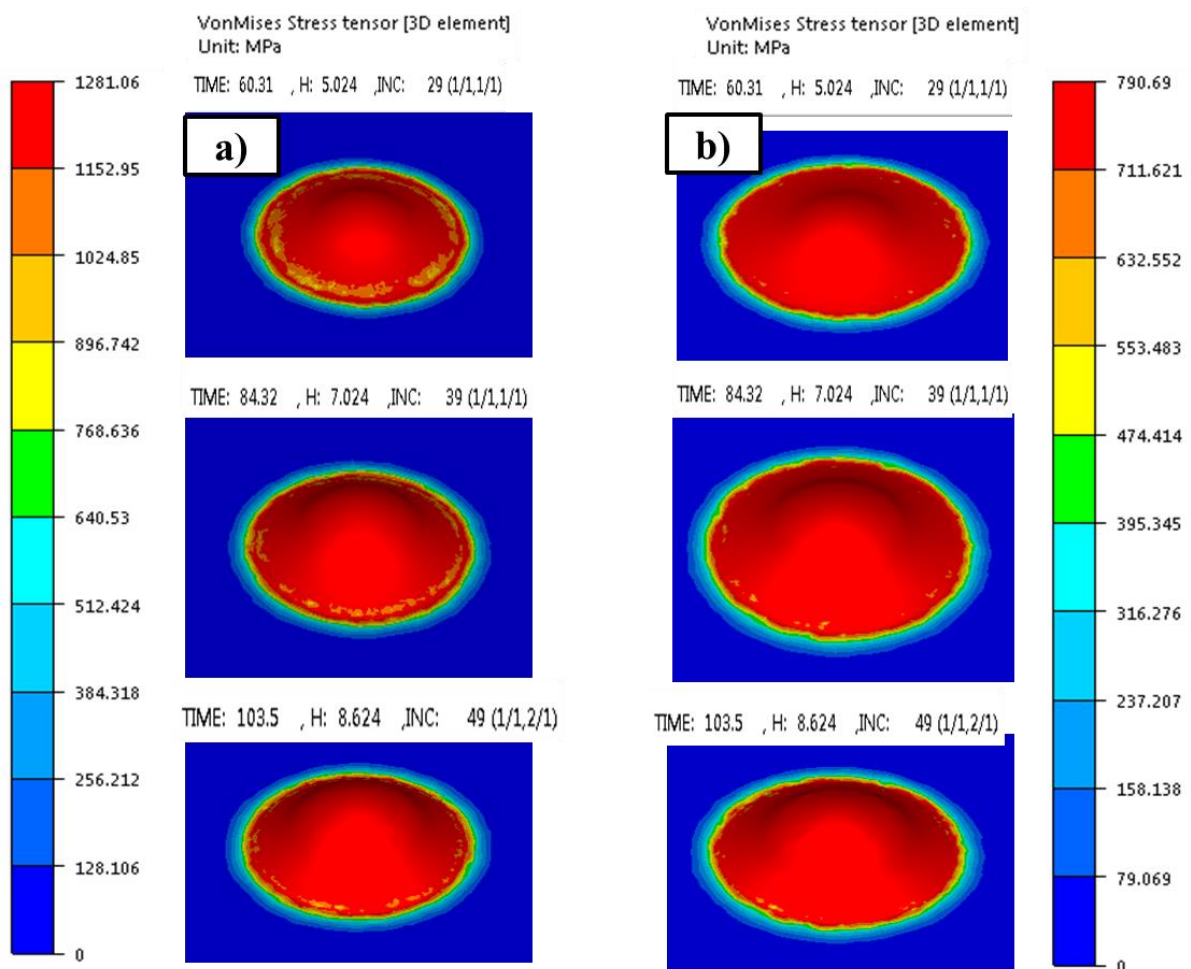
A Tabela 24 mostra os resultados comparativos do ensaio Erichsen para o Hardox450 em diferentes temperaturas, o erro entre as força máxima experimental e a simulação numérica foi de 5,8 % a 25°C, e a 500°C obteve-se praticamente os mesmo resultados, com um erro de 0,22%, o que reforça uma maior exatidão dos coeficientes de regressão não lineares de Hensel-Spittel em temperaturas elevadas.

Tabela 24 - Valores de Força do Punção e Altura Máxima correspondente ao índice Erichsen (IE) do Hardox450, espessura 1 mm.

Hardox450	Experimental		Simulação	
Temperatura (°C)	25	500	25	500
Força (N)	40652	24691	38259	24747
IE (mm)	8,7	8,45	8,62	8,6242

A Figura 60 mostra a comparação na distribuição de Von Misses na tensão equivalente a 25°C e após o ciclo de aquecimento do material a 500°C por 15 minutos.

Figura 60 – Influência da temperatura nas tensões de Von Misses do Hardox450; (a) 25°C; (b) 500°C

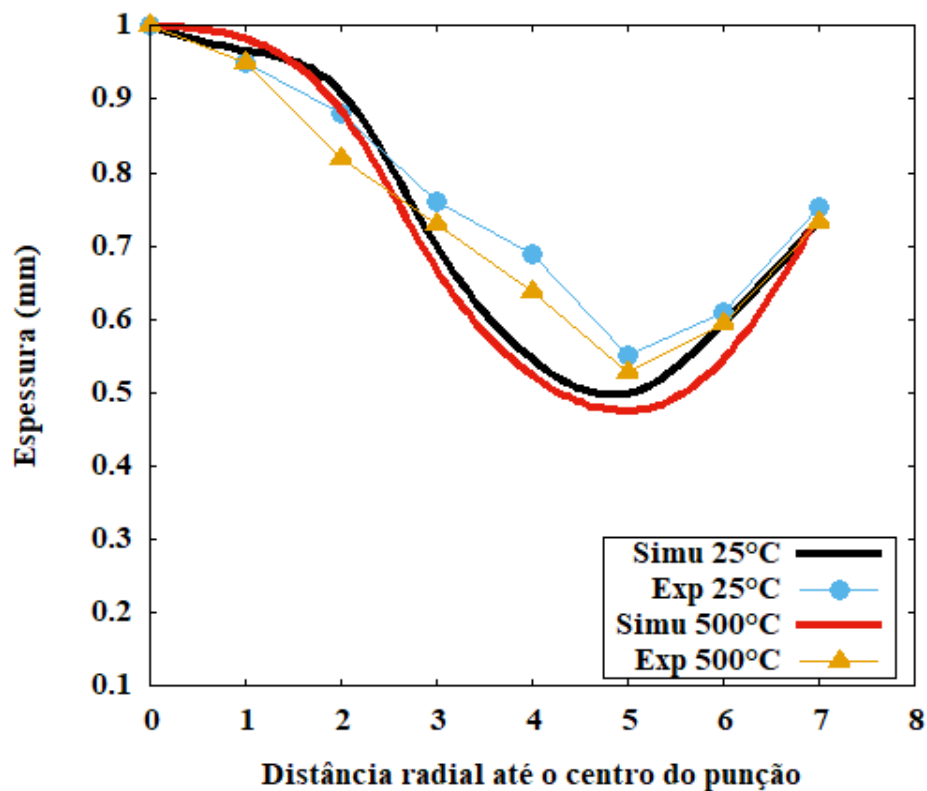


Fonte: O autor, 2017.

O que é observado neste caso, as distribuições de Von Misses reduziram com o aquecimento da chapa, porém não houve uma redistribuição nas tensões como é possível observar no DP600, este fato também pode estar associado o coeficiente de encruamento do material, que não variou de forma significativa com o aquecimento.

A variação de espessura da chapa pode ser visto em comparação com os resultados experimentais na Figura 61. Também não há uma mudança significativa quando aquecida até 500°C. Pode-se concluir que o ganho de ductilidade deste material possivelmente possa se obter em faixas superiores a 700°C, uma vez decompondo toda a martensita de sua microestrutura.

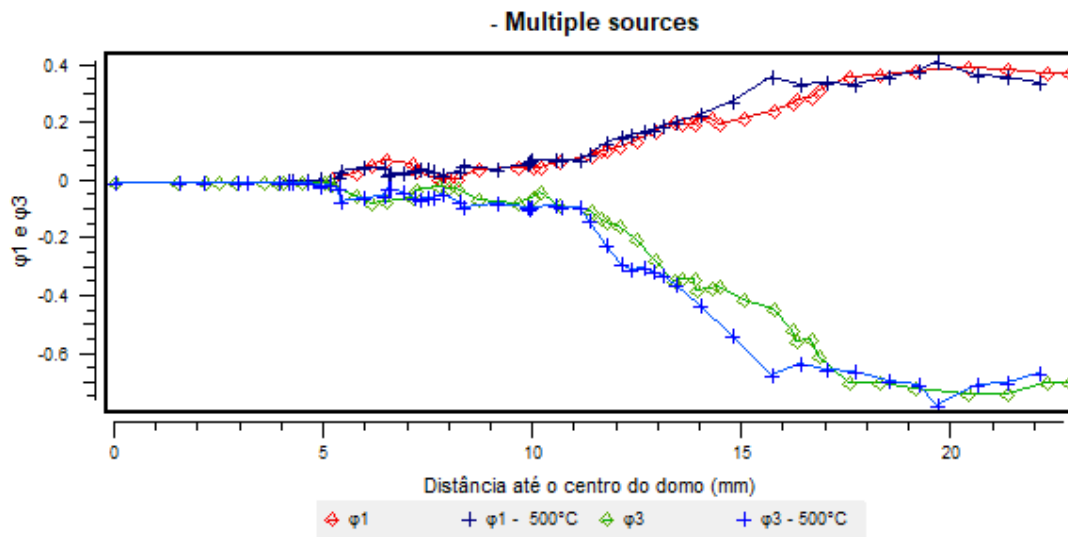
Figura 61 - Influência da temperatura de aquecimento da chapa Hardox450 na distribuição de espessura.



Fonte: O autor, 2017.

Como podem ser visto também, a espessura medida experimentalmente não obteve uma variação considerável, da mesma forma encontrada nos resultados da simulação numérica. Na Figura 62, a simulação no plano de deformações da chapa, se observa que não há essa mudança significativa nas deformações mínimas e máximas, justificando sua natureza metalúrgica.

Figura 62 - Comparativo da simulação numérica das principais deformação no plano biaxial do Hardox450 nas temperaturas de 25°C e após aquecimento de 500°C.

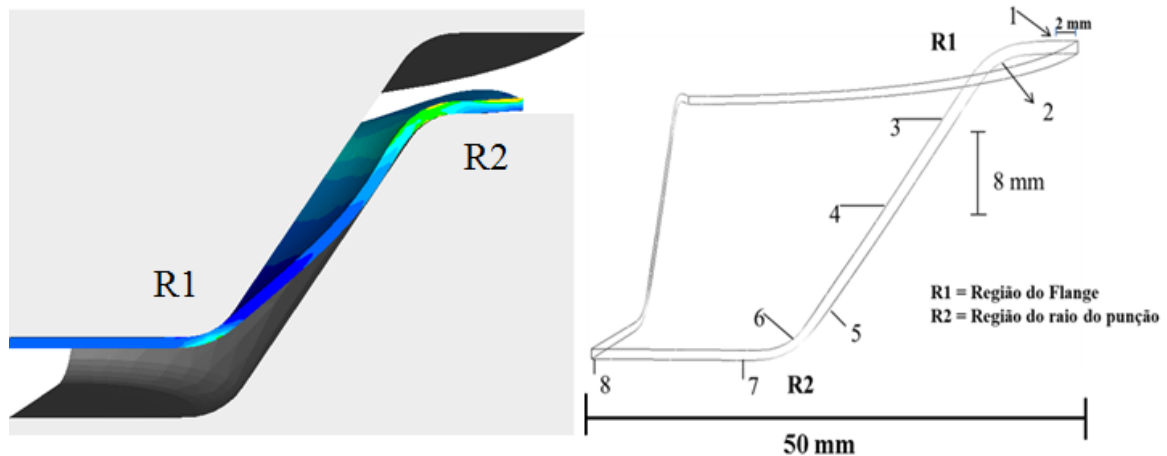


### 6.5 Simulação de Estampagem do Copo

O conceito geométrico utilizado neste trabalho foi estudado para analisar a influência que os raios de curvatura das matrizes de forjamento podem inferir na estampagem da chapa. Foram analisadas as diferenças na qualidade do estampo, sem e com a utilização de um anel de restrição, que possui a função de bloquear o deslocamento da chapa para a direção Z. O carregamento do punção como também as deformações de espessura na chapa foram comparadas em diferentes faixas de temperatura e velocidade do punção. Em uma primeira análise, compararam-se os resultados da distribuição de forças do punção sem e com a utilização do anel de restrição para o DP600. O Hardox450® foi medido apenas com o anel de restrição, pois conforme os resultados que serão apresentados pelo DP600 a seguir, não foram necessários realizar para este material.

A medida da espessura e demais resultados conforme as variáveis propostas para esta análise, foram baseadas de acordo com o trabalho realizado por Zein et al. (2013), onde os pontos 1 à 8, indicam as regiões medidas e são mostradas na Figura 63.

Figura 63 – Região de medida da espessura da chapa e tensões.

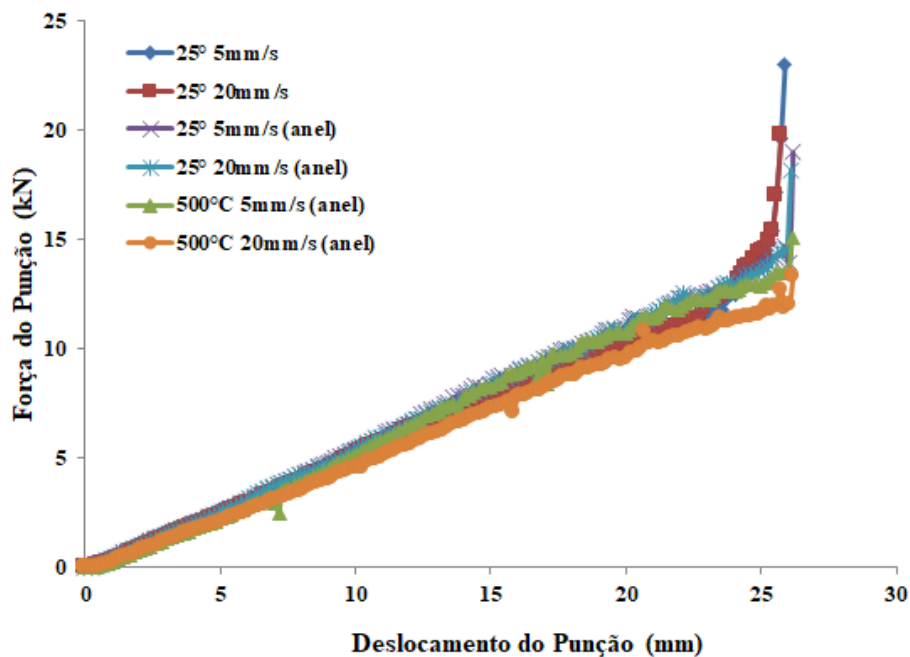


Fonte: O autor 2017.

### 6.5.1 DP600

A fim de avaliar as influências da velocidade e temperatura do processo de estampagem, observando nas principais regiões afetadas pela conformação, foram realizadas simulações numéricas computacionais com e sem anel de restrição. A Figura 64 mostra o comparativo da força do punção (kN) em função do deslocamento (mm), onde é possível observar a influência da velocidade de estampagem e do anel de restrição.

Figura 64 – Distribuição da força do punção com e sem anel de restrição.



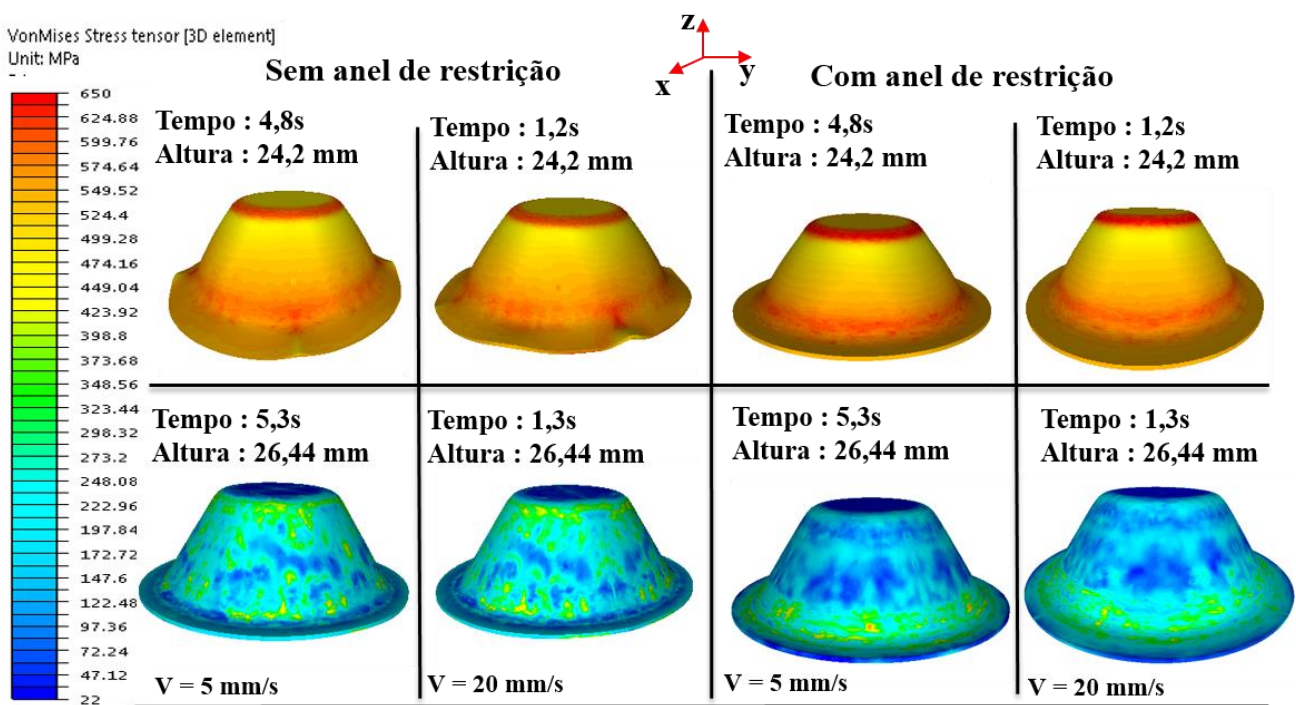
Fonte: O autor, 2017.



É observado que, com o anel de restrição começa aumentar a força conforme o aumento da profundidade, até o ponto o qual a chapa entra em contato direto com a região do flange (R1) e sendo impedida de deslocar em direção Z durante a estampagem. Observou-se também uma pequena redução na força de estampagem a 500°C devido aos efeitos que o trabalho a morno proporciona a esta faixa de temperatura.

O anel de restrição auxiliou na redução dos efeitos de compressão uniaxial de acordo com Hu et al., (2002), que geram rugas na região do flange, como pode ser visto na Figura 65. Com o anel de restrição, a chapa apresentou uma melhor distribuição nas tensões equivalentes na região da parede da matriz, evitando o orelhamento da chapa, a concentração de tensões foi maior na região radial de contato.

Figura 65 – Comparativo de estampagem do copo nas condições sem anel de restrição e com anel de restrição do DP600 a 25°C.



Fonte: O autor, 2017.

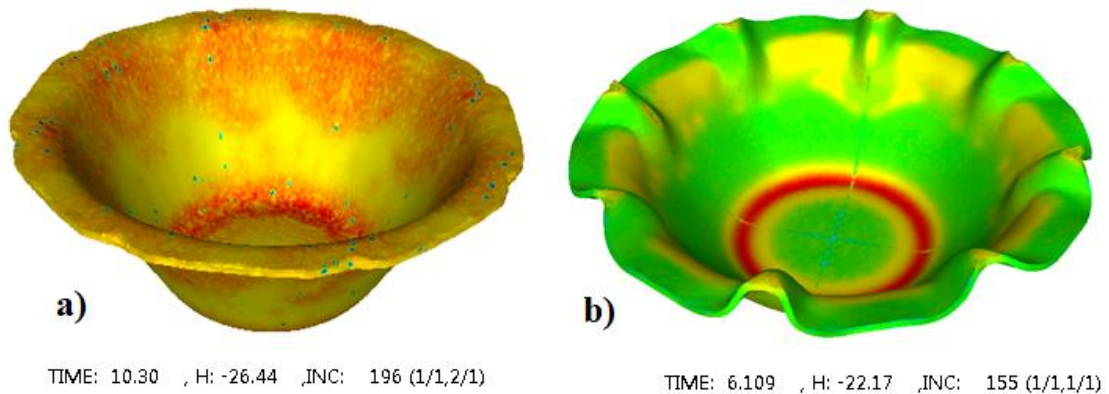
As tensões equivalentes foram maiores na região R2, em torno do raio do copo, porém em todos os casos, não ultrapassaram os limites de máximo de tensão que a chapa suporta antes de fraturar.

A influência da espessura nas diferentes temperaturas e velocidades de deformação é mostrada na Tabela 25, onde (AB) são respectivamente a temperatura de 25°C sem o anel de restrição e para A = 5 mm/s e B = 20 mm/s. Para (CD) 25°C, com anel de restrição nas

mesmas condições com os mesmo parâmetros. O (EF), a temperatura de 500°C sem o anel de restrição E = 5 mm/s e F = 20 mm/s e finalmente o (GH), para a mesma temperatura e velocidades de 5 e 20 mm/s, porém com o anel de restrição. A simulação realizada em F, não obteve total convergência nos resultados na simulação, ultrapassando os critérios de falha programados pelo software.

A Figura 66 mostra o comparativo entre (EF) de modo que sem o anel de restrição, a qualidade do estampo é claramente prejudicada, devido ao excesso de compressão circunferencial ocorrida na região do flange, também nesta região há maior troca de calor que por consequência resfria rapidamente.

Figura 66 – Característica do produto estampado a 500°C sem o anel de restrição e com diferentes velocidades no punção; (a) Velocidade de 5 mm/s; (b) Velocidade de 20mm/s.



Fonte: O autor, 2017.

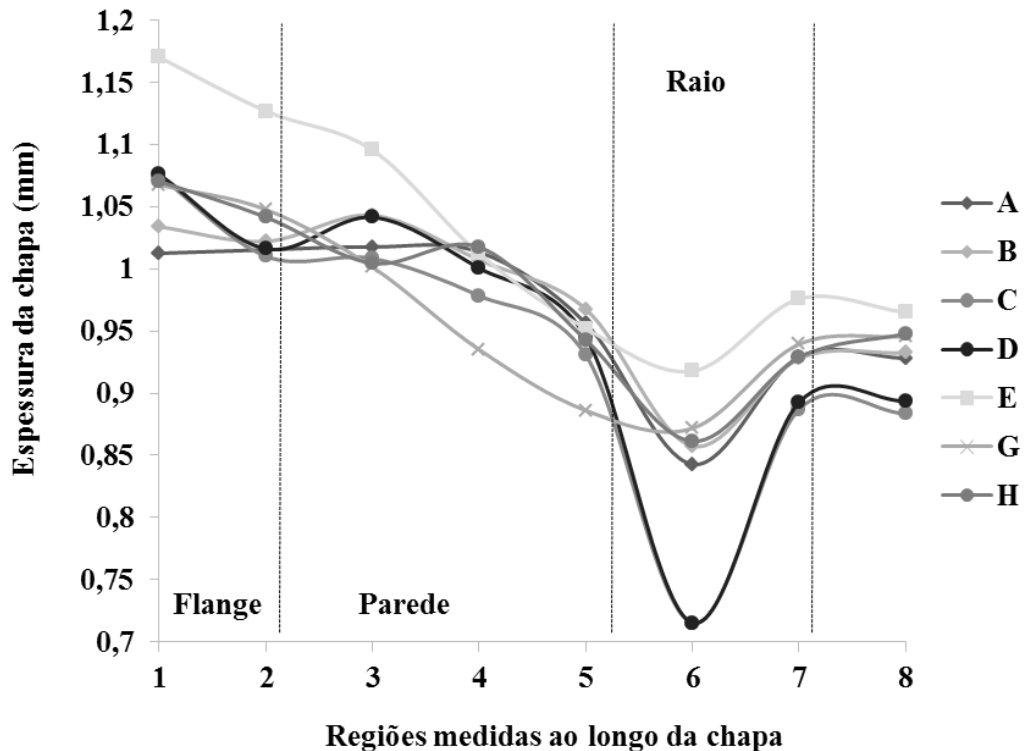
Tabela 25 – Variação de espessura da chapa DP600 de acordo com os parâmetros analisados.

Material DP600								
Pontos	A	B	C	D	E	F	G	H
1	1,0125	1,0339	1,0748	1,0759	1,1703	-	1,0676	1,0705
2	1,0154	1,0221	1,0102	1,0161	1,1269	-	1,0478	1,0417
3	1,0176	1,0431	1,0084	1,0415	1,0956	-	1,0014	1,0046
4	1,0136	1,0072	0,9784	1,0006	1,0121	-	0,9351	1,0176
5	0,9563	0,9677	0,9307	0,9454	0,9521	-	0,8862	0,9430
6	0,8429	0,8575	0,8152	0,8154	0,9178	-	0,8718	0,8614
7	0,9292	0,9278	0,8871	0,8927	0,9759	-	0,9394	0,9288
8	0,9281	0,9325	0,8835	0,8936	0,9649	-	0,9457	0,9480

Fonte: O autor, 2017.

Na Figura 67, com a chapa presa ao anel de restrição, observa-se uma redução acentuada na espessura na região radial do punção (ponto 6), que por consequência aumenta a espessura na região do flange (ponto 2), o que pode ser devido a compressão circunferencial ocorrente na região, conforme afirma GARCÍA et al. (2006).

Figura 67 – Distribuição da espessura da chapa DP600 simulada em diferentes condições de processo.

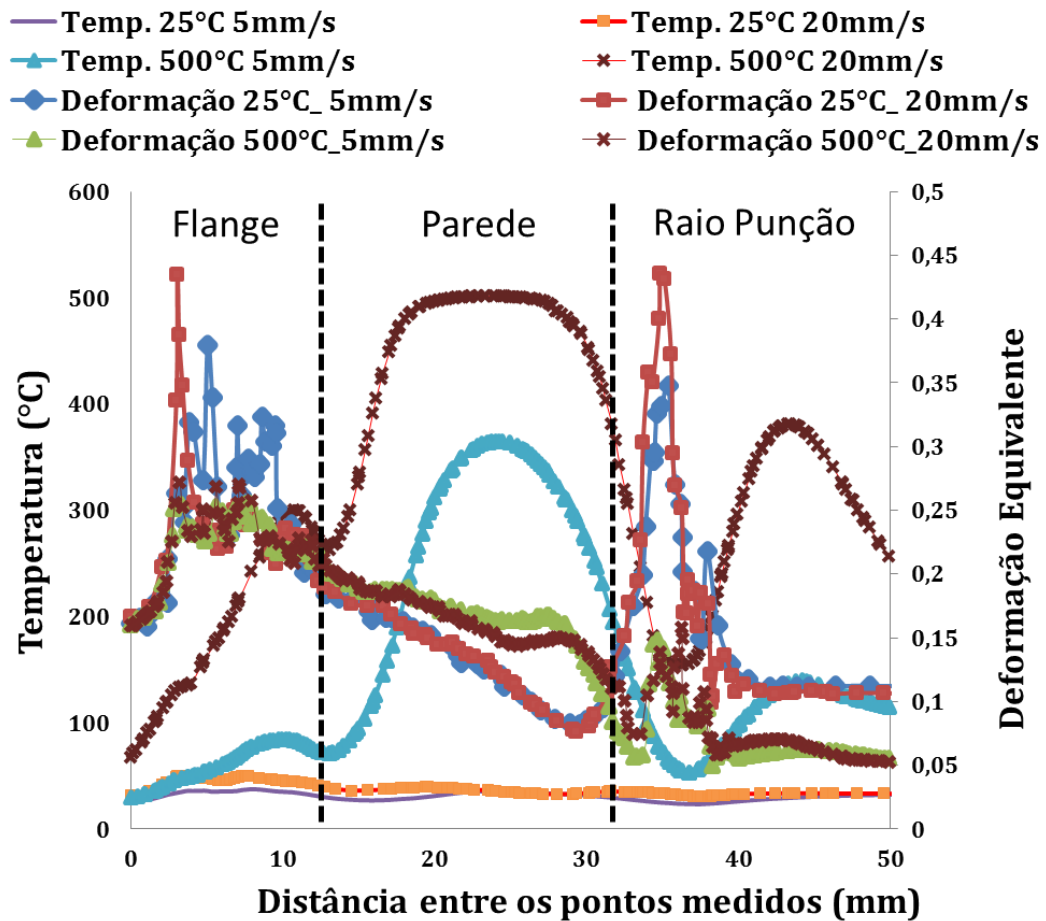


Fonte: O autor, 2017.

Com a chapa aquecida a 500°C, a transferência de calor nas regiões do flange e do raio do punção são maiores que na parede livre de contato, portanto a temperatura nesta região foi consideravelmente maior no final da estampagem. As tensões de estiramento e a compressão lateral são maiores na parede devido altas temperatura nesta região, quando comparado com a temperatura ambiente, que por consequência aumenta deformação equivalente.

A Figura 68 mostra o diagrama gerado em função destas variáveis do processo, onde as deformações equivalentes e a distribuição de temperatura estão em função das distâncias medidas ao longo da chapa. Observa-se que com o aumento da temperatura na região da parede devido ao não contato direto com as matrizes, proporcionou um aumento na distribuição da deformação equivalente, assim reduzindo a deformação na região do flange e do raio do punção. A velocidade de 5 mm/s apresenta melhor distribuição nas deformações nessas regiões críticas. A 25°C, a maior velocidade de estampagem 20 mm/s, fez com que se obtivesse maior deformação equivalente na região do flange e do punção destacado nos picos do gráfico.

Figura 68 – Simulação das distribuições de temperatura ao longo da chapa DP600 e deformações equivalentes para diferentes condições de processo; R1 = Região do Flange; R2 = Região do raio do punção.

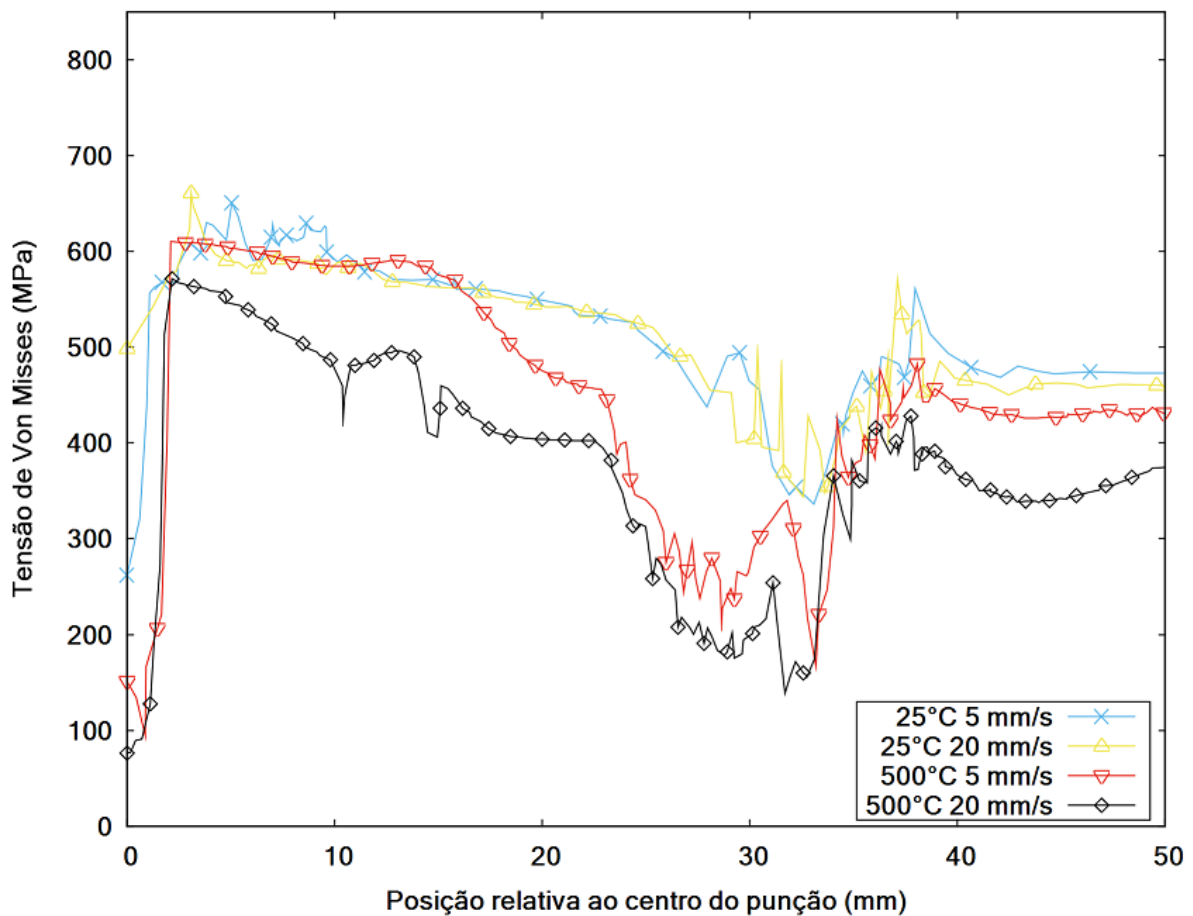


Fonte: O autor, 2017.

A 500°C e velocidade de 20 mm/s, fez com que as tensões em torno da chapa fossem distribuídas, assim não havendo tempo o suficiente para que o resfriamento ocasionasse o enrijecimento do material nas regiões R1 e R2. Isso evidencia a influência que o tempo de estampagem tem no trabalho a morno (DIETER, 1967).

As tensões equivalentes de Von Mises também são mostradas na Figura 69, na qual apresentou uma queda nas regiões onde há maior quantidade de calor durante o processo de estampagem, mostrando uma redução a 500°C.

Figura 69 – Simulação da distribuição Von Mises no fim do processo de estampagem do DP600, altura do estampo 26,42 mm.



Fonte: O autor, 2017.

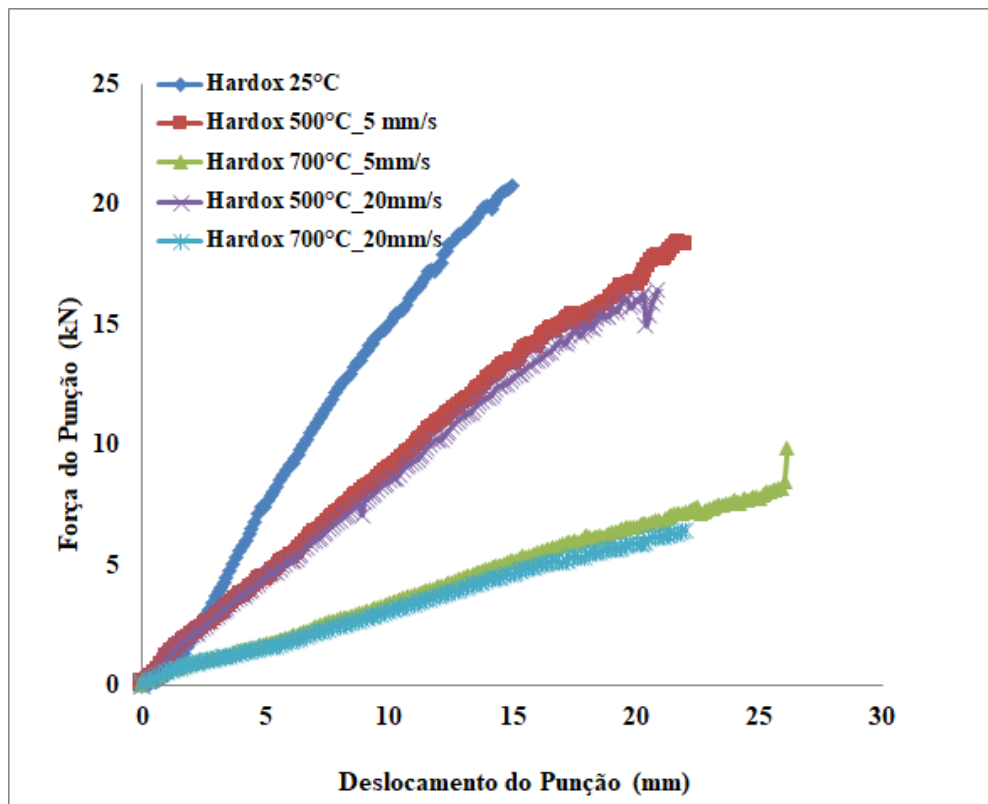
### 6.5.2 Hardox450®

A Figura 70 mostra as distribuições da força de estampagem para esta chapa em diferentes temperaturas de processo até o ponto máximo na convergência dos cálculos numéricos realizados pela simulação. Utilizou-se como referência a tensão máxima de escoamento que esta chapa em cada condição de temperatura ensaiada, pois o encruamento deste material é muito baixo.

A 25°C, não há convergência total, porém a tendência na força necessária comparado a 500°C é muito maior, ultrapassando 20 kN. Na temperatura de 500°C, observa-se uma redução considerável na força do punção para conformar a chapa, mostrando que nesse ponto, começa o amaciamento do material. Com maior velocidade de estampagem, a força diminuiu, devido ao tempo reduzido da troca de calor.

A 700°C após a recuperação total da microestrutura, observa-se uma redução em torno de 10kN, mostrando que nessa faixa de temperatura o consumo energético da prensa é menor.

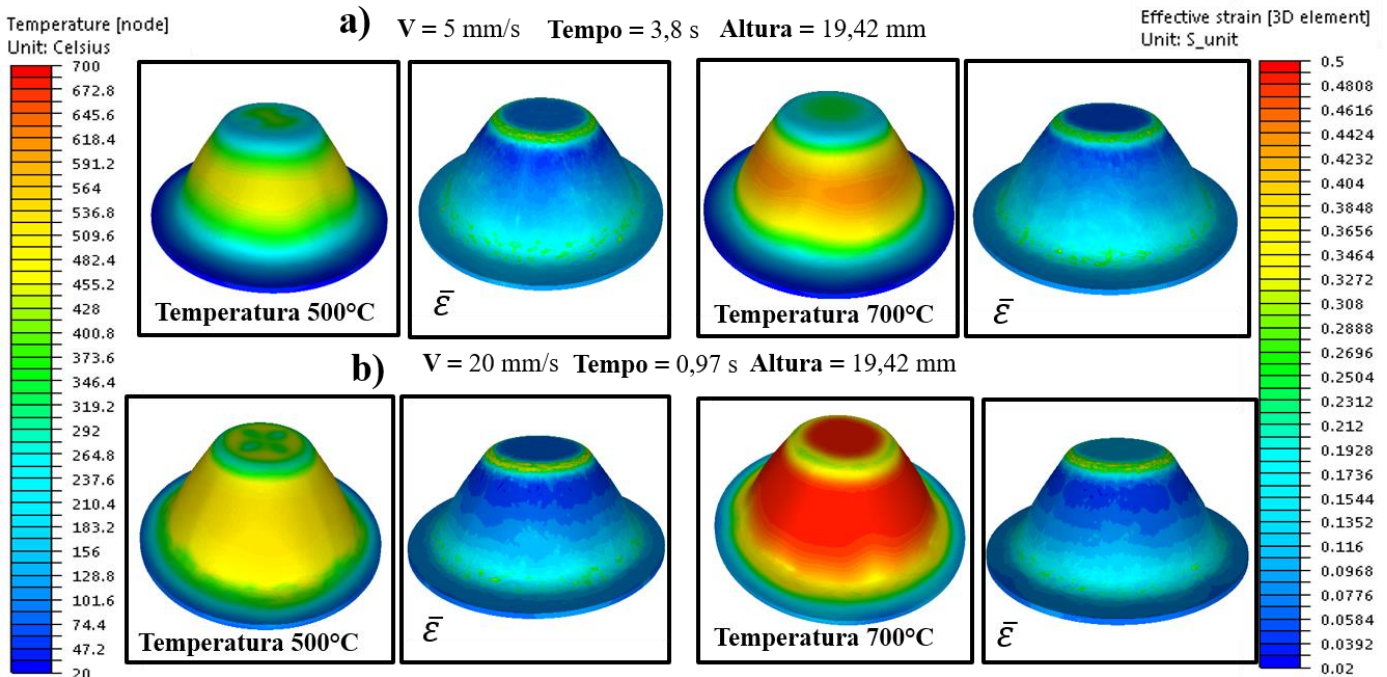
Figura 70 – Distribuições da força de estampagem para o Hardox450 simulado com 1 mm de espessura em diferentes temperaturas de processo com o anel de restrição.



Fonte: O autor, 2017.

A Figura 71 apresenta os resultados das respectivas distribuições de temperatura da chapa e a deformação equivalente a uma altura de 19,42 mm de estampo. É observado que a 500°C, a temperatura nas regiões de contato com o punção é reduzida devido a maior troca de calor nestas regiões, quando comparados à parede da chapa. Também é observado que para maiores velocidades do punção, em ambas as temperaturas, as deformações são maiores na região do raio do punção (R2).

Figura 71 – Simulação da distribuição de deformação equivalente do Hardox450, com a variação de temperatura e velocidade de estampagem.



Fonte: O autor, 2017.

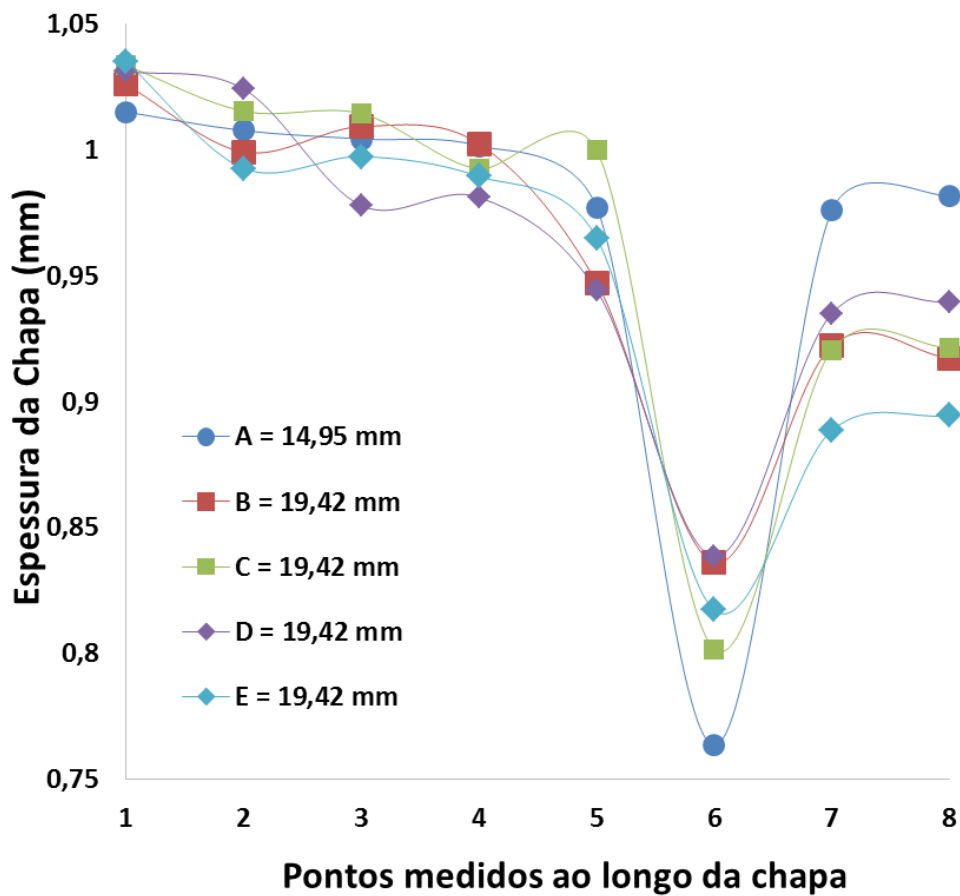
As distribuições de espessura das chapas até o ponto máximo de convergência no software estão mostradas na Tabela 26, onde (A) representa a simulação a 25°C e velocidade de 5 mm/s, (B) é 500°C a 5 mm/s e 20 mm/s, finalmente (C) a 700°C nas respectivas velocidades. A Figura 72 mostra os valores gerados em um diagrama da espessura em função dos pontos medidos.

Tabela 26 – Simulação da variação da espessura na chapa para o Hardox450.

Pontos	A	B	C	D	E
1	1,0150	1,0532	1,0033	1,0597	1,0393
2	1,0076	1,0012	1	0,98	1,0002
3	1,0042	1,0061	0,9827	1,0022	0,9800
4	1,0015	0,9829	0,9937	1,0423	0,9738
5	0,9771	0,9542	0,9968	0,9744	0,9553
6	0,7735	0,7100	0,7646	0,8300	0,7371
7	0,9758	0,9026	0,9133	0,9455	0,8519
8	0,9818	0,9033	0,9212	0,9354	0,8533

Possivelmente, nesta faixa de temperatura a influência da força de atrito é maior, para maiores velocidades e por isso a condição E, com V = 20 mm/s tem uma maior redução de espessura no raio do punção a 500°C.

Figura 72 – Simulação da distribuição de espessura até o ponto máximo de convergência para cada modelo do Hardox450®.



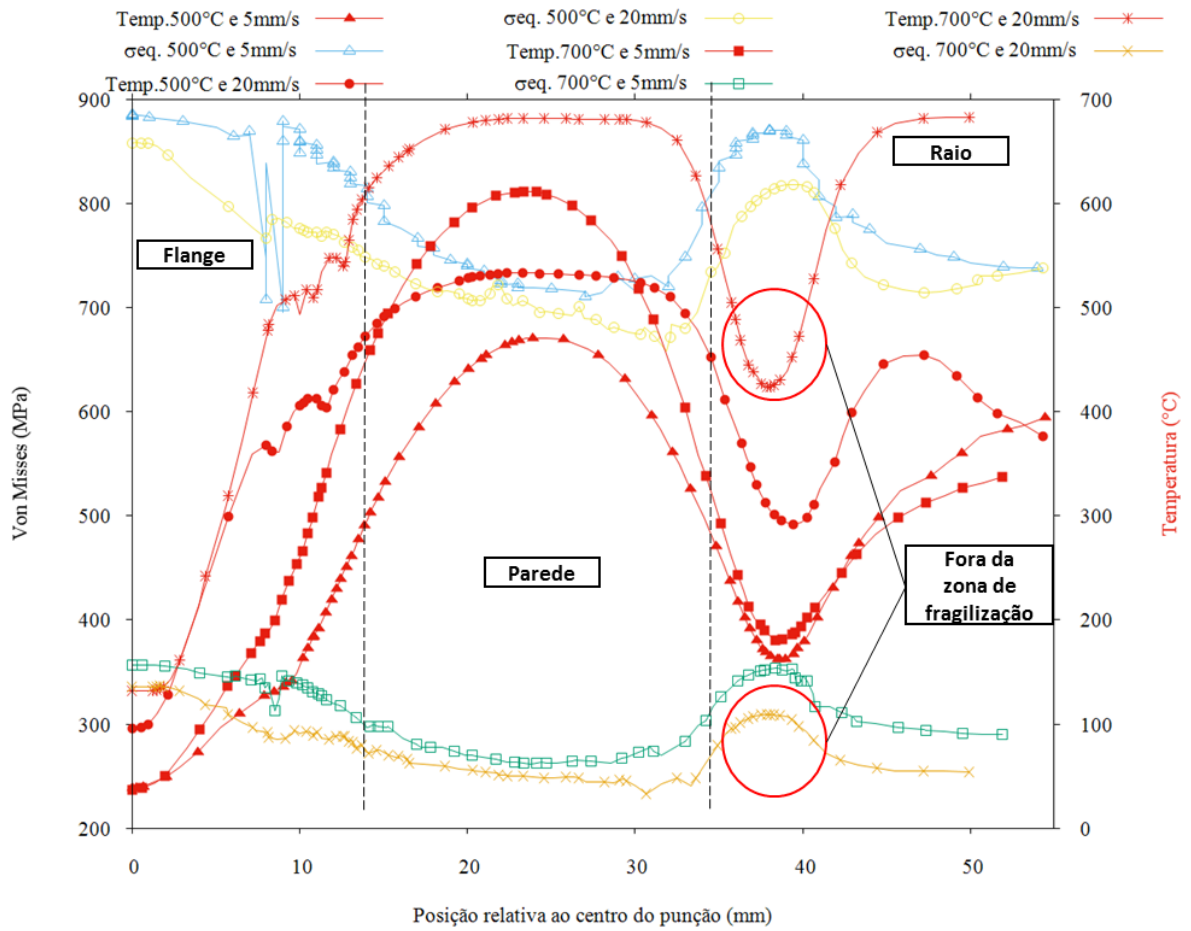
Fonte: O autor, 2017.

Analisando estes resultados pela distribuição das tensões equivalentes em torno das chapas, em função das temperaturas nas diferentes regiões, é possível observar na Figura 73 que a temperatura de 700°C velocidade de estampagem de  $V = 20$  mm/s, foi que manteve uma temperatura suficientemente alta, acima da região de fragilização por revenimento. Neste gráfico é possível verificar que a velocidade alta evitou a queda de temperatura na região do raio do punção na chapa. Sendo assim, abrindo a possibilidade de estampagem com esses parâmetros.

Mesmo com a faixa de temperatura em cima da zona de fragilização, fatores como, geometria, o tempo levado para o transporte da chapa para a matriz, poderiam reduzir a temperatura final antes do processo de estampagem.



Figura 73 - Variação da tensão equivalente de Von Mises para diferentes temperaturas e velocidades de estampagem no Hardox450®.



Fonte: O autor, 2017.

## 7 DISCUSSÃO GERAL DOS RESULTADOS

---

O DP600 e o Hardox450® mostrados na Tabela 12 possuem um percentual de elementos químicos similares aos exigidos pela norma de fabricação, apenas com uma redução no teor de manganês (Mn). De acordo com Foisten (2015), a cada 1% para mais ou para menos de manganês dos aços Dual Phase, a resistência ao escoamento é afetada em 25-35 MPa, sendo que esta variação foi vista nos ensaios de tração.

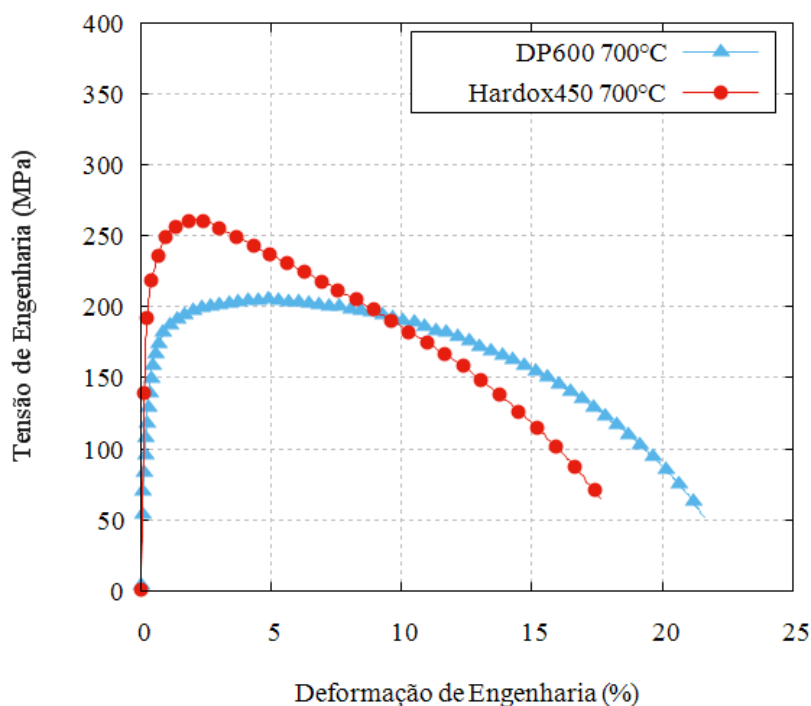
Possivelmente, a quantidade de microligantes como nióbio (Nb) e titânio (Ti), manteve a elevada resistência ao escoamento do Hardox450®, o qual, presente em maiores teores, ocasiona um endurecimento secundário (OLIVEIRA; 2015). Também um maior alongamento a temperatura ambiente, atingindo 10% o que segundo o fabricante para chapas de 1 mm seria de 3%.

As propriedades mecânicas das chapas de estampagem foram analisadas pelo ensaio de tração a quente e algumas variações foram observadas. O diagrama da Figura 37 mostrou a redução no coeficiente de encruamento do DP600, que por consequência, aumentou a estricção da chapa quando atingida às tensões máximas, conforme o aumento da temperatura. Porém, a ductilidade do material aumentou no estado de tensões uniaxiais. Os limites de escoamento reduziram a partir de 500°C, devido à decomposição parcial da martensita revenida, como também, observou-se na Figura 49, a redução da dureza do DP600 nesta faixa. Também, o limite de escoamento a 300°C apresentou um pequeno aumento, devido ao mecanismo de envelhecimento já discutido anteriormente, o qual reduz a ductilidade do DP600 nesta faixa de temperaturas. (EKRAMI, 2005; OZTURK; TOROS; KILIC, 2009).

A 300°C para o Hardox450 na Figura 44, observou-se uma maior variação nos resultados do ensaio de tração, de acordo com Krauss (2011), aços martensíticos de baixo teor de carbono, em temperaturas que variam de 150°C a 400°C, estão sujeitos à fragilização por revenimento. A partir de 500°C ocorre à recuperação da martensita revenida, e a redução da tensão de escoamento ocasionando um aumento na ductilidade do aço (Figura 45), como também após o ciclo de aquecimento na mesma temperatura (Figura 51).

Ambos os materiais a 700°C comportaram-se de forma similar nas curvas de escoamento, porém é observado na Figura 74 que decomposição da martensita agrega um aumento na curva em torno de 60 MPa, devido a formação de carbonetos de ferro Fe<sub>3</sub>C (KRAUSS, 2001).

Figura 74 – Comparação do DP600 e Hardox450 nas curvas de escoamento a 700°C.



Fonte: O autor, 2017.

A comparação entre os dois materiais de diferentes naturezas microestruturais, mostram que existe uma significância na resistência ao escoamento da chapa quando exercido o carregamento altas temperaturas, mostrando a dependência em relação à microestrutura da chapa.

Do ponto de vista de conformabilidade, é evidente que a chapa Hardox450® em temperatura ambiente não é adequada para processos que exigem embutimento profundo, como visto nos resultados da simulação numérica da Figura 70, devido seu baixo coeficiente de encruamento e baixo índice Erichsen em torno de 8,7 a 25°C e 8,47 a 500°C. De acordo com Schaeffer (1999), para chapas de 1 mm esses valores não são classificados na categoria de aços para estampagem profunda. Uma alternativa viável para esta chapa seria o trabalho a quente e resfriamento controlado, como utilizado em processos de estampagem a quente.

Foi possível validar um modelo numérico pelos dados experimentais para o ensaio Erichsen, observando as respectivas distribuições de carga, como podem ser vistas na Figura 50 e Figura 54. Sob o ponto de vista das deformações em função da temperatura e velocidade do punção, o DP600 a 25°C com o anel de restrição, apresentou maiores deformações de espessura como visto na Figura 63. Porém, o trabalho a morno a 500°C e com velocidade de estampagem  $V = 20$  mm/s mostrou-se vantajoso, pois distribuiu melhor as deformações na

chapa, como também se manteve em baixas tensões de Von Misses, garantindo a integridade da chapa sem que ocorram falhas, visto na Figura 64 e Figura 65.

O Hardox450® apresentou melhores condições de estampagem a partir de 700°C e velocidade de 20 mm/s, pois como pode ser visto na Figura 68, menores tensões equivalentes e temperaturas acima da condição de fragilização por revenimento estão nesta faixa. Porém a uma alternativa seria uma estampagem a quente neste material, a fim de criar novos grãos de austenita, e aumentar sua conformabilidade, garantindo complexidade geométrica sem a possibilidade de falha. Alternativa viável seria o aquecimento das matrizes antes do processo, a fim de evitar o elevado gradiente de temperatura entre o ferramental e chapa, garantindo uma maior homogeneidade na chapa e nas tensões.

## 8 CONCLUSÕES

---

Esta dissertação de mestrado assumiu como objetivo avaliar as propriedades mecânicas e metalúrgicas de chapas em dois diferentes aços de alta resistência, visando a aplicação em máscaras de forjamento a quente. Estes resultados descrevem a microestrutura das chapas e como esta influencia no trabalho a quente em temperaturas críticas. Dada à importância dos resultados, podem ser considerados alguns aspectos referentes a ambos os materiais estudados e que serão listados conforme etapas desenvolvidas:

- Para o DP600, com o aumento da temperatura, reduziu-se o coeficiente de encruamento, que por consequência a espessura das chapas, tanto em estiramento uniaxial quanto biaxial. A 300°C o limite de escoamento aumentou e a ductilidade reduziu, evidenciando os efeitos de envelhecimento por deformação dinâmica. As propriedades mecânicas como dureza e limite de resistência, só diminuíram após ciclos de aquecimento a 500°C, porém com aumento na ductilidade.
- A dureza vickers do DP600 reduziu consideravelmente a partir da temperatura de 500°C, estatisticamente não houve influência do lubrificante na chapa. Esta redução é devida a recuperação dos grãos e a decomposição da martensita. Verificou-se esta afirmativa pelo microscópio ótico, onde se mostrou no ensaio de tração uniaxial um maior alongamento dos grãos de ferrita.
- Validou-se numericamente o experimento do ensaio Erichsen, o qual se obteve uma comparação, com os resultados experimentais de deformação de espessura da chapa, força do punção e deslocamento. Os índices para o DP600 aumentaram após o aquecimento cíclico da chapa a 500°C, que afirma o ganho na ductilidade devido à recuperação na microestrutura. Porém para simulação numérica, foram apenas consideradas as curvas de escoamento a 500°C.
- Na simulação de estampagem do DP600, a 500°C consegue-se melhores distribuições de deformação equivalente e uma menor redução da espessura no raio do punção e do flange. Porém foi possível apenas com o anel de restrição, devido ao enrugamento que a chapa possui.
- O Hardox450 possui uma faixa de fragilização da martensita entre 300 e 400°C, onde a partir de 500°C aumentou a ductilidade. Sobre sua resistência às solicitações térmicas e mecânicas, mostra-se vantajoso devido sua elevada

dureza e alta tensão de escoamento em torno de 780 MPa a 500°C. Porém a desvantagem é sua baixa ductilidade com 10% de alongamento quando comparado ao DP600 que possui menor quantidade de martensita na microestrutura e grãos de ferrita com 20% de alongamento.

- A dureza do Hardox450® reduz com o aumento do ciclo de aquecimento, porém na faixa de 300°C, devido o efeito de fragilização da martensita, ocorre um pequeno aumento, o que indica a perda de ductilidade devido ao fenômeno.
- A simulação usando a análise inversa do ensaio Erichsen, permitiu validar um modelo numérico do Hardox450®. Utilizando os dados de força do punção pelo deslocamento coletados nos dados experimentais, como também a utilização dos dados dos ensaios de tração para criar um modelo matemático que gerasse o mesmo comportamento na simulação de estampagem.
- Foi mostrado que há uma possibilidade para o Hardox450 ser conformado a temperatura de 700°C em torno de 20 mm de profundidade, com  $V = 20$  mm/s, pela simulação numérica.

## **9 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS**

---

Aplicar modelos numéricos de transformação de fases, junto ao processo de estampagem.

Realizar a estampagem a quente no Hardox450®, para avaliar a possível aplicação deste aço.

A análise destes materiais (DP600 e Hardox450), diferentes temperaturas por microscopia eletrônica de varredura (MEV), e uma espectroscopia de dispersão em energia (EDS), também serão realizados para avaliar como os micros ligantes constituintes reajustam-se com as respectivas transformações da martensita.

Realizar experimentos de forjamento a quente de um copo, com as respectivas geometrias, afim de também analisar se haverá influência na fadiga térmica da matriz e desgaste, com as diferentes condições metalúrgicas das chapas.

Analisar por elementos finitos a influência do atrito em diferentes coeficientes, e geometrias, em processos de estampagem.

Realizar e simulações e experimentos com geometrias mais complexas, para a busca de conceitos reais de geometria de matrizes.

## 10 REFERÊNCIAS

---

- AKBARPOUR, M. R.; EKRAMI, A. **Effect of temperature on flow and work hardening behavior of high bainite dual phase (HBDP) steels**. Materials Science and Engineering: A, v. 475, n. 1, p. 293-298, 2008. ISSN 0921-5093.
- AKROUT, M. et al. **Numerical and experimental study of the Erichsen test for metal stamping**. Advances in Production Engineering & Management, v. 3, n. 2, p. 81-92, 2008.
- AMARAL, R. R. L. **Modelação Numérica de Processos de Conformação Plástica de Chapas- Caracterização Mecânica e Previsão de Retorno Elástico**. 2013 p. 145. Mestrado Acadêmico-Universidade do Porto, Cidade do Porto, 2013.
- ANAZAWA, R. M. **Caracterização mecânica e microestrutural de um aço 300M com microestrutura multifásica**. . 2007. 193 Tese de Doutorado - Faculdade de Engenharia do Câmpus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, 2007.
- ANDRADE, S. et al. **O aço no automóvel do futuro: A estratégia da USIMINAS**. 55º Congresso da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2000.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E517-00**: Standard Test Method for Plastic Strain  $r$  for Sheet Metal. Philadelphia, 2010.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E8/E8M**: Standard test methods for tension testing of metallic materials. Philadelphia, 2016.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E643-84**: Ball Punch Deformation of Metallic Sheet Material. Annual book of ASTM standards, 1984.
- BATALHA, M. H. F. **Estudo da estampabilidade a quente de aço ao boro em conformação com redução de espessura controlada**. 2015. Mestrado Acadêmico, Universidade de Campinas. Campinas, 2015.
- BLECK, W.; PHU-ON, K. **Effects of microalloying in multi phase steels for car body manufacture**. In: (Ed.). Microstructure and Texture in Steels: Springer, 2009. p.145-163.
- BÖHNKE. **Ermittlung der Reibungsbedingungen für den Einsatz von Blechschuttschichten beim Gesenkschmieden**. 2015. 130 (Mestrado). Instituto de Conformação Mecânica RWTH Aachen.
- BRACKE, L.; KESTENS, L.; PENNING, J. **Transformation mechanism of  $\alpha'$ -martensite in an austenitic Fe-Mn-C-N alloy**. Scripta Materialia, v. 57, n. 5, p. 385-388, 2007. ISSN 1359-6462.



- BRIANT, C.; BANERJI, S. **Intergranular fracture in ferrous alloys in nonaggressive environments. Treatise on materials science and technology**, v. 25, p. 21a58, 2013.
- CALLISTER, W. D.; RETHWISCH, D. G. **Materials science and engineering: an introduction**. Wiley New York, 2007.
- CERCEAU, C. R.. **Estampabilidade de chapas finas laminadas a quente**. 2004. 109 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia de Materiais, REDEMAT, Ouro Preto, 2004.
- CHENOT, J.-L. et al. **Recent and future developments in finite element metal forming simulation**. 11th International Conference on Technology of Plasticity, ICTP 2014, 2014.
- CHIAVERINI, V. **Aço e Ferros Fundidos**. São Paulo: ABM–Associação Brasileira de Metais, p. 321-358, 1982.
- COCKCROFT, M.; LATHAM, D. **Ductility and the workability of metals. J Inst Metals**, v. 96, n. 1, p. 33-39, 1968.
- COSTA, L. de L. de; ZOTTIS, J.; LIMBERGER, R. P.; BRITO, A.M.G.;ROCHA, A. da S.; SCHAEFFER, L. **Estudo da aplicabilidade de máscaras metálicas de DP600 em superfícies de matrizes de forjamento**. Revista Ferramental. ed 66, p27-32. Curitiba, 2016. <https://issuu.com/revistaferramental8/docs/edicao66-revista-ferramental>
- DEUTSCHES INSTITUT FUR NORMUNG.**DIN10338**: Hot rolled and cold rolled non-coated products of multiphase steels for cold forming - Technical delivery conditions, Berlin, 2017.
- DIETER, G. E. **Metalurgia mecânica**. 1967.
- DOEGE, E.; BEHRENS, B. A. **Handbuck Umformtechnik: Grundlagen, Technologien, Maschinen**. Springer, 2007.
- EKRAMI, A. **High temperature mechanical properties of dual phase steels**. Materials letters, v. 59, n. 16, p. 2070-2074, 2005. ISSN 0167-577X.
- ESMAEILIZADEH, R. et al. **Simulated and experimental investigation of stretch sheet forming of commercial AA1200 aluminum alloy**. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, v. 24, n. 2, p. 484 490, 2014/02/01 2014. ISSN 1003-6326.Disponível em:<<http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1003632614630867> >.
- EVANGELISTA, S. H. **Diagramas de limite de conformação aplicados à análise por elementos finitos de um processo de estampagem em chapas metálicas**. 2000 p 100.Tese de Doutorado-Universidade de São Paulo, São Paulo, 2000.
- FOLLE, L.F.; **Estudo do Coeficiente de Atrito para Processos de Estampagem**. Doutorado Acadêmico. PPGEM – UFRGS, Porto Alegre /RS, 2012.

FONSTEIN, N. **Advanced High Strength Sheet Steels: Physical Metallurgy, Design, Processing, and Properties.** Springer, 2015. ISBN 3319191659.

Fonte: SSAB, 2016.

GALINDO-NAVA, E.; RIVERA-DIAZ-DEL-CASTILLO, P. **Understanding the factors controlling the hardness in martensitic steels.** Scripta Materialia, v. 110, p. 96-100, 2016. ISSN 1359-6462.

GARCÍA, C. et al. **Numerical modelling and experimental validation of steel deep drawing processes: Part II: Applications.** Journal of Materials Processing Technology, v. 172, n. 3, p. 461-471, 2006. ISSN 0924-0136.

GAVRUS, A. et al. **An inverse analysis of the Erichsen Test applied for the automatic identification of sheet materials behavior.** Engineering, v. 2, n. 07, p. 471, 2010.

GEDNEY, R. **Sheet metal formability.** Advanced materials & processes, v. 160, n. 8, p. 33-36, 2002. ISSN 0882-7958.

GOTO, S.; KAMI, C.; KAWAMURA, S. **Effect of alloying elements and hot-rolling conditions on microstructure of bainitic-ferrite/martensite dual phase steel with high toughness.** Materials Science and Engineering: A, v. 648, p. 436-442, 2015. ISSN 0921-5093.

HU, J.; MARCINIAK, Z.; DUNCAN, J. **Mechanics of sheet metal forming.** Butterworth-Heinemann, 2002. ISBN 0080496512.

KEELER, S.; KIMCHI, M. **Advanced High-Strength Steels Application Guidelines V6.** WorldAutoSteel, 2016.

KRAUSS, G. **Deformation and fracture in martensitic carbon steels tempered at low temperatures.** Metallurgical and Materials transactions A, v. 32, n. 4, p. 861-877, 2001. ISSN 1073-5623.

KUMAR, M. V.; BALASUBRAMANIAN, V.; RAO, A. G. **Hot tensile properties and strain hardening behaviour of Super 304HCu stainless steel.** Journal of Materials Research and Technology, 2016. ISSN 2238-7854.

LEE, M. et al. **Advances in sheet forming—materials modeling, numerical simulation, and press technologies.** Journal of Manufacturing Science and Engineering, v. 133, n. 6, p. 061001, 2011. ISSN 1087-1357.

LIU, Z. **Numérical and Experimental study of AZ31-O magnesium alloy warm sheet forming.** 2012. Tese de doutorado - Ecole Nationale Supérieure de Mines Paris. Paris, 2012.

MARDER, A. **The Structure--Property Relationships in Chromium-Bearing Dual-Phase Steels.** Fundamentals of Dual-Phase Steels, p. 145-160, 1981.

- MARRA, K. M. **Aços dual phase da Usiminas: características e potencial de aplicação em veículos automotores**. In: 2º Workshop sobre inovações para o desenvolvimento de aços de elevado valor agregado-Foco indústria automotiva. 2008.
- MORSDORF, L. et al. **Multiple mechanisms of lath martensite plasticity**. Acta Materialia, v. 121, p. 202-214, 2016. ISSN 1359-6454. Disponível em: <<http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359645416306851>>.
- NOVIKOV, I. I. **Teoria dos tratamentos térmicos dos metais**. Ed. UFRJ, 1994. ISBN 857108078X.
- OLEKSIK, V. et al. **Experimental and Finite Element Analysis of Erichsen Test. Application to Identification of Sheet Metallic Material Behaviour**. The Annals of "Dunarea De Jos" University of Galati Fascicle V, ISSN, p. 1221-4566, 2009.
- OLIVEIRA, Mariana Perez de. **Influência da adição de nióbio sobre as propriedades mecânicas e de resistência à corrosão de aços inoxidáveis supermartensíticos**. Tese de Doutorado. Universidade de São Paulo.
- OZTURK, F.; TOROS, S.; KILIC, S. **Tensile and Spring-Back Behavior of DP600 Advanced High Strength Steel at Warm Temperatures**. Journal of Iron and Steel Research, International, v. 16, n. 6, p. 41-46, 2009. ISSN 1006-706X. Disponível em: <<http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1006706X10600258>>.
- PRETI, Itamar. **Estudo do efeito das temperaturas de austenitização e de revenido na resistência e tenacidade do aço SAE 15B30**. 2008. p.100 – Mestrado Acadêmico. Universidade Federal de Santa Catarina. 2008.
- LAI, Q. et al. **Influence of martensite volume fraction and hardness on the plastic behavior of dual-phase steels: Experiments and micromechanical modeling**. International Journal of Plasticity, v. 80, p. 187-203, 2016. ISSN 0749-6419. Disponível em: <<http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S074964191500159X>>.
- REED-HILL, R. E. **Princípios de Metalurgia Física**. 2a. Ed. Rio de Janeiro, Guanabara Dois, 1982.
- RHINES, F.; WRAY, P. **Investigation of the intermediate temperature ductility minimum in metals**. ASM TRANS Q, v. 54, n. 2, p. 117-128, 1961.
- ROSADO, D. B. **Comparação do efeito da fragilização por hidrogênio em aços com resistência à tração acima de 1000 MPa**. (Mestrado Acadêmico), Universidade Federal do Rio Grande do Sul, 2011.

ROSENSTOCK, D.; SEGEBADE, E. T.; HIRT, G. **First Experimental and Numerical Study on the Use of Sheet Metal Die Covers for Wear Protection in Closed-die Forging**. Key Engineering Materials, 2015. ISSN 1662-9795.

ROTH, C. C.; MOHR, D. **Ductile fracture experiments with locally proportional loading histories**. International Journal of Plasticity, v. 79, p. 328-354, 2016. ISSN 0749-6419.

SCHAEFFER, L. **Conformação mecânica**. Porto Alegre: Imprensa Livre, p. 47, 1999.

SROUR, E. **Determinação do grau de conformabilidade de chapa de aço para suporte de coluna de direção e identificação de similar nacional**. 2002. Dissertação de Mestrado, Universidade Federal do Paraná, Curitiba

SUNDSTRÖM, A.; RENDÓN, J.; OLSSON, M. **Wear behaviour of some low alloyed steels under combined impact/abrasion contact conditions**. Wear, v. 250, n. 1, p. 744-754, 2001. ISSN 0043-1648.

TRANSVALOR, **Software manual forge user guide**, [2005?].

TAKADA, Kenji; SATO, Kentaro; MA, Ninshu. **Fracture prediction of high strength steels with ductile fracture criterion and strain dependent model of anisotropy**. In: Keynote lecture, 12th International Ls-Dyna user conference. 2012. p. 3-5.

TIGRINHO, L. M. V. **Análise da fratura de chapas de aço avançado de alta resistência DP600 quando submetido a diferentes estados de tensões**. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica). Universidade Federal do Paraná, Curitiba – PR, 2011.

TSIPOURIDIS, P. **Mechanical Properties of Dual Phase Steels**. 2006. 122 Doctor (Thesis). Fakultat fur Maschinenwesen der Technischen Universitat Munchen Technischen Universitat Munchen

TURETTA, A. **Investigation on thermal, mechanical and microstructural properties of quenchenable high strenght steels in hot stamping operations**. 2008. Tese de Doutorado ,pp.31 a 39, 97 a 99 e 108 a 117, Dipartimento di Innovazione Meccanica e Gestionale, Università degli Studi di Padova, Padova, Itália, 2008.

ULEWICZ, R.; MAZUR, M.; BOKUVKA, O. **Structure and mechanical properties of fine-grained steels**. Periodica Polytechnica. Transportation Engineering, v. 41, n. 2, p. 111, 2013. ISSN 0303-7800.

VALBERG, H. S. **Applied metal forming: including FEM analysis**. Cambridge University Press, 2010. ISBN 0521518237.

VANEGAS, Esteban. **Numerical modeling of ODS steel tubes pilgering**. 2011. Tese de Doutorado. École Nationale Supérieure des Mines de Paris.

WOLFGARTEN, Y. Y., D. ROSENSTOCK, G. HIRT. **Influence of the die geometry on the application of a sheet metal cover for wear protection in closed-die forging** Anais da 35th SENAFOR, Porto Alegre, Brazil., 2015.

YU, Y. et al. **Influence of die geometry and material selection on the behavior of protective die covers in closed-die forging.** *AIP Conference Proceedings*, 2016. AIP Publishing. p.130012.

ZEIN, H. et al. **Effect of die design parameters on thinning of sheet metal in the deep drawing process.** *American Journal of Mechanical Engineering*, v. 1, n. 2, p. 20-29, 2013. DOI:10.12691/ajme-1-2-1.