

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 – PPGE3M

Avaliação da estampagem a quente do aço USIBOR® 1500 utilizando estratégia de refrigeração diferencial para obtenção de peças com propriedades *tailored*

Camila Pereira Lisboa

Dissertação para obtenção do título de Mestre em Engenharia

Porto Alegre
2019

Camila Pereira Lisboa
Engenheira Mecânica

Avaliação da estampagem a quente do aço USIBOR® 1500 utilizando estratégia de refrigeração diferencial para obtenção de peças com propriedades *tailored*

Trabalho realizado no Centro de Tecnologia da Escola de Engenharia da UFRGS, dentro do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGE3M, como parte dos requisitos para a obtenção do título de Mestre em Engenharia.
Área de concentração: Processos de Fabricação

Orientador: Dr. -Ing. Lirio Schaeffer
PPGE3M UFRGS

Porto Alegre
2019

Camila Pereira Lisboa

Avaliação da estampagem a quente do aço USIBOR® 1500 utilizando estratégia de refrigeração diferencial para obtenção de peças com propriedades *tailored*

Esta dissertação foi julgada adequada para obtenção do título de Mestre em Engenharia, área de concentração Processos de Fabricação, e aprovada em sua forma final pelo Orientador e pela Banca Examinadora do Curso de Pós-Graduação.

Orientador: Prof. Dr. -Ing. Lirio Schaeffer

Coordenador do PPGE3M: Prof. Dr. Carlos Pérez Bergmann

Aprovado em: ____/____/____

BANCA EXAMINADORA

Prof. Dr. Alberto Moreira Guerreiro Brito _____

Prof. Dr. Alexandre da Silva Rocha _____

Prof. Dr. Luis Fernando Folle _____

AGRADECIMENTOS

Agradeço ao professor Dr. Ing. Lirio Schaeffer pela orientação e confiança depositada durante a realização deste trabalho.

Ao CNPq, pelo auxílio financeiro.

A todos os colegas do Laboratório de Transformação Mecânica (LdTM) da Universidade Federal do Rio Grande do Sul que contribuíram para a realização deste trabalho, especialmente a MSc. Eng^a Luana De Lucca de Costa, os engenheiros André Rosiak, Renan Ramalho, Juliano Ercolani, Bruno Cordeiro e ao graduando Silmar Castro.

Ao meu companheiro, Richard Thomas Lermen, pelo apoio, pelas contribuições para a realização deste trabalho e pela compreensão pela ausência.

À minha família, meu pai Ademir Hahn Lisboa, irmão Rafael Pereira Lisboa e, principalmente, à minha mãe, Ester Teston Pereira, pelo apoio.

Às amigas, Amanda Pereira Reginatto, Anadabi Dias Maciel, Bruna Corrêa, Larissa Pasqualli, Laura Hypóllito e Mariana Alessi pela amizade de sempre e apoio.

RESUMO

O objetivo deste trabalho foi realizar a estampagem a quente do aço USIBOR[®] 1500, o qual possui como substrato o aço 22MnB5 e revestimento de alumínio e silício. Foi utilizada a estratégia de aquecimento parcial das ferramentas de estampagem, isto é, foram projetadas e fabricadas ferramentas onde um dos lados possui canais de refrigeração, enquanto o outro lado possui canais para aquecimento com resistores cartucho. Cinco condições de estampagem foram testadas. Na primeira condição, os corpos de prova não foram aquecidos e as ferramentas estavam à temperatura ambiente (estampagem a frio), na segunda condição os corpos de prova foram aquecidos a 1000°C e estampados em ferramentas em temperatura ambiente, de 25°C. A terceira, quarta e quinta condições de estampagem foram realizadas com aquecimento parcial das ferramentas de 100°C, 200°C e 300°C respectivamente, chapas a 1000°C e região refrigerada a 25°C. Para os corpos de prova foram analisados os perfis de microdureza, as microestruturas formadas, as curvas de resfriamento e retorno elástico. Os resultados mostram que as temperaturas das ferramentas apresentaram influência significativa sobre a microdureza, curvas de resfriamento, microestrutura e retorno elástico. Na estampagem a quente quanto maior a temperatura da ferramenta, menores são as microdurezas médias e maior é a formação de microestruturas mais dúcteis. As curvas de resfriamento mostraram que a taxa de resfriamento reduziu conforme a temperatura de aquecimento da ferramenta foi aumentada. A estampagem a quente reduz significativamente o retorno elástico nas peças, porém, à medida que a temperatura das ferramentas aumenta, o retorno apresenta um pequeno aumento negativo. Por fim, as propriedades mecânicas podem ser alteradas utilizando o método da refrigeração diferencial com aquecimento parcial das ferramentas.

Palavras-chave: Estampagem a quente; *tailored hot stamping*; USIBOR[®] 1500.

ABSTRACT

The purpose of this work was to perform the USIBOR® 1500 steel hot stamping, which has as substrate 22MnB5 steel, and aluminum and silicon coating. The differential cooling process used was partially heating the stamping tools, in which the forming tool was partitioned into zones that were either cooled or heated. Five configurations of tailored hot stamping were formed: at first the specimens were not heated and the tools were at room temperature (cold stamping), then a non-tailored configuration using conventional room temperature tooling and three tailored configurations in which one-half of the part was formed in tooling that was heated at different temperatures (100°C, 200°C and 300°C). The blanks were heated to 1000 °C, and cooling zone was maintained at 25 ° C. Microhardness profiles, the microstructures formed, the cooling curves and springback were analyzed. The results show that the tool temperatures had a significant influence on the microhardness, cooling curves, microstructure and elastic return. In hot stamping, the higher the tool temperature, the lower the average microhardness and there is a higher formation of more ductile microstructures. The cooling curves showed that the cooling rate decreased as the tool's heating temperature was increased. Hot stamping significantly reduces the springback on the parts, however, as the tool temperature increases, the springback has a small negative increase. Finally, the mechanical properties can be changed using the differential cooling method with the tool's partial heating.

Keywords: Hot Stamping, Tailored Hot Stamping, USIBOR® 1500

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Relação entre resistência à tração e alongamento total para diferentes tipos de aços. Fonte: Adaptado de KEELER, KIMCHI e MOONEY, 2017.....	16
Figura 2 – Imagens de microscopia óptica do aço 22MnB5 após estampagem a quente usando, (a) ferramentas refrigeradas a água e; (b) ferramentas refrigeradas com Nitrogênio. Fonte: NADERI et al., 2011.....	17
Figura 3 – Microestrutura do aço USIBOR® 1500. Fonte: (a) GÜLER, 2013; (b) GARCIA-ARANDA, 2004.....	18
Figura 4 – Peças de segurança em um chassi onde é possível utilizar o aço USIBOR® 1500. Fonte: GARCIA-ARANDA, 2004.....	19
Figura 5 – Diagrama TTT do USIBOR® 1500. Fonte: Adaptado de TANG et al., 2014.....	20
Figura 6 – Operações de estampagem: (a) Estampagem com prensa-chapa; (b) estampagem em múltiplos estágios e (c) estampagem reversa. Fonte: Adaptado de ALTAN e TEKKAYA, 2012.....	21
Figura 7 –Retorno elástico proporcional a tensão. Fonte: Adaptada de KEELER; KIMCHI; MOONEY, 2017.....	22
Figura 8 – Esquema ilustrando diferentes tipos de retorno elástico em canais com perfil de chapéu. Fonte: LAJARIN, 2012.....	23
Figura 9 – (a) Relação da tensão de escoamento e deformação verdadeira e; (b) microestrutura do aço 22MnB5 usado na a estampagem a quente. Fonte: (a) Adaptado de LECHLER, 2009 e (b) Adaptado de KARBASIAN & TEKKAYA, 2010.....	25
Figura 10 – Diagrama esquemático de temperatura, tempo e transformação do processo de estampagem a quente. Fonte: Adaptada de TURETTA, 2008.....	26
Figura 11 – Influência da temperatura sobre o escoamento do aço 22MnB5. Fonte: Adaptada de MERKLEIN; LECHLER; GEIGER, 2006.....	27
Figura 12 – Zonas com diferentes propriedades em componentes de automóveis. (a) Pilar A. Fonte: Adaptado de LUGNBERG; NETZ, 2016; (b) Pilar B. Fonte: Adaptado de ABDOLLAHPOOR et al., 2016.....	29
Figura 13 – Diagrama do perfil tempo-temperatura do processo de aquecimento parcial. Fonte: Adaptado de MERKLEIN et al., 2016.....	30
Figura 14 – Diagrama do perfil tempo-temperatura do processo de refrigeração diferencial. Fonte: adaptado de MERKLEIN et al., 2016.....	30
Figura 15 – Esquema do perfil tempo-temperatura do método de ferramentas aquecidas. Fonte: Adaptada de MERKLEIN et al., 2016.....	31
Figura 16 – Ferramental do Pilar B parcialmente aquecido e refrigerado. Fonte: Adaptado de GEORGE et al., 2012.....	32
Figura 17 – Peças estampadas com propriedades <i>tailored</i> . Fonte: Adaptado de OMER et al., 2018 .	33
Figura 18 – Fluxograma das etapas da pesquisa.....	34
Figura 19 – (a) Montagem do ferramental e da (b) chapa utilizados nos ensaios	35
Figura 20 – Dimensões projetadas da peça estampada com indicação dos locais e profundidades em que foram inseridos os termopares	37

Figura 21 – Detalhe da montagem das ferramentas de estampagem	38
Figura 22 – Definição dos ângulos medidos na peça estampada.....	38
Figura 23 – Pontos de microdureza medidos da peça estampada.....	39
Figura 24 – Características do USIBOR® 1500 antes de estampado e temperado: (a) revestimento e; (b) microestrutura.....	41
Figura 25 – Média do perfil de microdureza em chapas estampadas a frio.....	42
Figura 26 – Média do perfil de microdureza em chapas austenitizadas a 1000°C e estampadas em ferramentas não refrigeradas, em temperatura ambiente de, aproximadamente 25°C	43
Figura 27 – Média do perfil de microdureza em chapas austenitizadas a 1000°C e estampadas em ferramentas aquecidas parcialmente a 100°C e refrigeradas a 25°C	44
Figura 28 – Média do perfil de microdureza em chapas austenitizadas a 1000°C e estampadas em ferramentas aquecidas parcialmente a 200°C e refrigeradas a 25°C	44
Figura 29 – Média do perfil de microdureza em chapas austenitizadas a 1000°C e estampadas em ferramentas aquecidas parcialmente a 300°C e refrigeradas a 25°C	45
Figura 30 – Comparação entre as médias dos perfis de microdureza obtidos em todas as condições de ensaio e desenho da peça com a localização dos pontos medidos.....	46
Figura 31 – Diagrama TTT do aço USIBOR® 1500 com as curvas de resfriamento obtida para o aço durante a estampagem a quente com ferramentas à temperatura de 25°C.....	47
Figura 32 – Diagrama TTT do aço USIBOR® 1500 com as curvas de resfriamento obtida para o aço durante a estampagem a quente com ferramentas aquecidas parcialmente a 100°C e refrigeradas a 25°C	48
Figura 33 – Diagrama TTT do aço USIBOR® 1500 com as curvas de resfriamento obtida para o aço durante a estampagem a quente com ferramentas aquecidas parcialmente a 200°C e refrigeradas a 25°C	49
Figura 34 – Diagrama TTT do aço USIBOR® 1500 com as curvas de resfriamento obtida para o aço durante a estampagem a quente com ferramentas aquecidas parcialmente a 300°C e refrigeradas a 25°C	50
Figura 35 – Microestrutura das regiões próximas aos pontos 8, 20 e 32 dos três corpos de prova referentes a condição 2.....	51
Figura 36 – Microestrutura das regiões próximas aos pontos 8, 20 e 32 dos três corpos de prova referentes a condição 3.....	52
Figura 37 – Microestrutura das regiões próximas aos pontos 8, 20 e 32 dos três corpos de prova referentes a condição 4.....	53
Figura 38 – Microestrutura das regiões próximas aos pontos 8, 20 e 32 dos três corpos de prova referentes a condição 5.....	54
Figura 39 – Média de retorno elástico medidos nas diferentes condições de estampagem: (a) Condição 1; (b) Condição 2; (c) Condição 3; (d) Condição 4 (e) Condição 5.....	55
Figura 40 – Retorno elástico (α_1) em relação às diferentes condições de estampagem para o ângulo θ_1 do lado aquecido.....	57
Figura 41 – Retorno elástico (α_2) em relação às diferentes condições de estampagem para o ângulo θ_2 do lado aquecido.....	57

Figura 42 – Retorno elástico (α_3) em relação às diferentes condições de estampagem para o ângulo θ_3 do lado aquecido.....	58
Figura 43 – Retorno elástico (α_4) em relação às diferentes condições de estampagem para o ângulo θ_4 do lado aquecido.....	59
Figura A. 1 – Detalhamento da matriz de estampagem.....	67
Figura A. 2 – Detalhamento do prensa-chapa.....	68
Figura A. 3 – Detalhamento do punção	68

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Composição química e propriedades mecânicas dos aços ao boro. Fonte: Adaptado de NADERI, 2007 e KARBASIAN e TEKKAYA, 2010.	17
Tabela 2 – Projeto experimental	36
Tabela 3 – Características mecânicas do aço USIBOR® 1500 antes de tratamento térmico.....	42
Tabela 4 – Análise de variância para o retorno elástico do ângulo $\alpha 1$ lado quente.....	56
Tabela 5 – Análise de variância para o retorno elástico do ângulo $\alpha 2$ lado quente.....	56
Tabela 6 – Análise de variância para o retorno elástico do ângulo $\alpha 3$ lado frio.....	56
Tabela 7 – Análise de variância para o retorno elástico do ângulo $\alpha 4$ lado frio.....	56
Tabela 8 – Retorno elástico total para as diferentes condições de estampagem.....	59
Tabela A. 1 – Valores de retorno elástico medidos em todas as condições ensaiadas	69

LISTA DE ABREVIATURAS

AHSS	Aços Avançados de Alta Resistência (<i>Advanced High Strength Steels</i>)
ARBL	Aços de Alta Resistência e Baixa Liga
ASTM	Sociedade Americana de Ensaios e Materiais (<i>American Society for Testing and Materials</i>)
CCC	Cúbica de corpo centrado
CFC	Cúbica de face centrada
HSLA	Aços de Alta resistência e baixa liga (<i>High Strength Low Alloy</i>)
LAFUN	Laboratório de Fundição
LdTM	Laboratório de Transformação Mecânica
LVDT	Transdutor Diferencial Variável <i>Linear</i> (<i>Linear Variable Differential Transformer</i>)
PHS	Aços endurecidos por conformação a quente (<i>Press Hardened Steels</i>)
TCC	Tetragonal de corpo centrado
TTT	Tempo, temperatura e transformação
UFRGS	Universidade Federal do Rio Grande do Sul

LISTA DE SÍMBOLOS

A	Alongamento (%)
Ac ₁	Temperatura de transformação eutetóide (°C)
Ac ₃	Temperatura de início da austenitização (°C)
k _f	Tensão de escoamento (MPa)
R _e	Limite de escoamento (MPa)
R _m	Resistência a tração (MPa)
s	Espessura (mm)
t	Tempo (s)
t _γ	Tempo de austenitização (s)
T	Temperatura (°C)
T _γ	Temperatura utilizada para austenitização (°C)

SÍMBOLOS GREGOS

α	Retorno elástico (graus)
ε	Deformação relativa (%)
θ	ângulo (graus)
ρ	Ondulação angular (mm)
σ	Tensão (MPa)
φ	Deformação verdadeira (mm.mm ⁻¹)
φ̇	Velocidade de deformação (s ⁻¹)

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	13
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	15
2.1	AÇOS AVANÇADOS DE ALTA RESISTÊNCIA	15
2.1.1	Aços ao Boro	16
2.1.2	USIBOR® 1500	18
2.2	ESTAMPAGEM	20
2.2.1	Retorno elástico na estampagem	21
2.2.2	Estampagem a quente	24
2.2.3	Tailored Blanks na estampagem a quente	27
3	MATERIAIS E MÉTODOS	34
3.1	CARACTERIZAÇÃO INICIAL DO USIBOR® 1500	34
3.2	FERRAMENTAL UTILIZADO	35
3.3	PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	36
3.4	CARACTERIZAÇÕES REALIZADAS APÓS ESTAMPAGEM	38
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES	41
4.1	CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL	41
4.2	PERFIL DE MICRODUREZA VICKERS	42
4.3	CURVAS DE RESFRIAMENTO	46
4.4	EVOLUÇÃO MICROESTRUTURAL	50
4.5	RETORNO ELÁSTICO	54
5	CONCLUSÕES	61
6	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	62
7	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	63
	ANEXO A – DETALHAMENTO DAS FERRAMENTAS E VALORES MEDIDOS DE RETORNO ELÁSTICO	67

1 INTRODUÇÃO

A necessidade de proporcionar maior segurança e diminuição da emissão de gases dos veículos fez com que aumentasse drasticamente o uso de aços de alta resistência para fabricação de seus componentes. As forças de conformação exigidas na estampagem a frio desses aços são as altas, ainda, podem causar desgaste excessivo das ferramentas e elevado retorno elástico. Nesse contexto, a estampagem a quente surge como uma alternativa para minimizar essas desvantagens. (ÅKERSTRÖM, 2006).

A utilização de aços de alta resistência na fabricação de componentes estruturais resulta em veículos com menor peso final devido a possibilidade de utilizar materiais de espessuras mais finas. Os veículos fabricados com esses aços apresentam melhor desempenho no gerenciamento de energia em colisões devido à maior resistência quando comparados com os aços convencionais (KEELER; KIMCHI; MOONEY, 2017).

No processo de estampagem a quente dos aços de alta resistência, os quais possuem microestrutura inicial composta por ferrita e perlita e baixas propriedades mecânicas à temperatura ambiente, a chapa é aquecida em forno, acima de sua temperatura de austenitização, onde permanece por tempo suficiente para obter uma microestrutura homogênea. Em seguida, o material é transferido para a prensa onde é, simultaneamente, estampado e temperado em matrizes refrigeradas, o que permite um incremento nas propriedades mecânicas do material, atingindo valores de resistência acima de 1500 MPa (BARIANI et al., 2008).

O aço 22MnB5 é a classe de aço mais comumente utilizada nos processos de estampagem a quente. O boro é o elemento que mais influencia na temperabilidade, pois retarda a formação de microestruturas dúcteis aumentando a formação de uma microestrutura martensítica (LI, H.; WU; LI, G., 2013). O USIBOR 1500P, marca registrada pela ArcelorMittal, é um aço ligado ao boro, onde o 22MnB5 é a base da composição (CARDOSO et al., 2016), microestrutura inicial formada por ferrita e perlita e, ainda, com revestimento de alumínio e silício (Al-Si) (ARCELORMITTAL, 2019).

Nos últimos anos, algumas variantes da estampagem a quente convencional vêm sendo estudadas, com o objetivo de adaptar a microestrutura dos componentes fabricados a quente e, conseqüentemente, suas características mecânicas. Essa adaptação de propriedades pode ser realizada em diferentes regiões de um único componente, utilizando diferentes condições de aquecimento ou resfriamento (MERKLEIN et al., 2016).

O aperfeiçoamento das variantes do processo de estampagem a quente, permite otimizar o processo de fabricação e evitar operações subsequentes que seriam necessárias para obter componentes funcionais com diferentes propriedades. Uma das variantes do processo é a utilização de ferramentas

de estampagem parcialmente aquecidas, isto é, ferramentas com aquecimento em regiões onde pretende-se alterar as propriedades mecânicas do componente. Nesse contexto, pode-se dizer que poucos trabalhos foram desenvolvidos, por exemplo o de Omer et al., (2018), e George et al., (2012).

O presente trabalho teve como principal objetivo determinar a influência da estampagem a quente sobre as propriedades mecânicas do aço USIBOR[®] 1500P. Nessa estampagem foi aplicada uma variante do processo de estampagem a quente, cujos produtos resultantes são chamados “*tailored blanks*” que são peças personalizadas, com diferentes valores de resistência mecânica e dureza em um único componente. Foram determinados os objetivos específicos para a realização deste trabalho, conforme descrito abaixo:

- Projetar e fabricar ferramental específico para obter diferentes propriedades mecânicas e microestruturais, através da refrigeração e aquecimento parciais da matriz e prensa-chapa;
- Mensurar o retorno elástico das peças conformadas para diferentes condições de estampagem;
- Avaliar os efeitos de diferentes temperaturas das ferramentas na estampagem a quente através do perfil de microdureza de chapas estampadas;
- Realizar a caracterização das propriedades microestruturais das chapas nos padrões originais de fabricação e após a estampagem.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Aços avançados de alta resistência

O aumento do preço dos combustíveis após a crise do petróleo, em 1973, impôs a redução de seu consumo, e uma das alternativas mais eficazes para se alcançar esse objetivo foi a redução do peso dos automóveis. As usinas siderúrgicas tiveram de reagir, buscando na ciência metalúrgica novos meios para se produzir aços mais resistentes que permitissem a fabricação de componentes com mesmos níveis de resistência mecânica, mas com menor quantidade de material. Surgiram então os chamados aços de Alta Resistência e Baixa Liga – ARBL (*High Strength Low Alloy – HSLA*), contendo micro adições de Nb, Ti e V, cuja microestrutura ferrítica-perlítica mais refinada e capacidade de endurecimento por precipitação lhe proporcionavam maior resistência mecânica. Contudo, a contrapartida por essas vantagens foi uma ligeira perda de sua estampabilidade nesses novos produtos. A reação à isso foi o surgimento dos aços bifásicos (dual phase), cuja microestrutura peculiar minimizava as perdas de estampabilidade decorrentes dos maiores níveis de resistência mecânica. A partir da década de 1990 todos esses novos aços foram englobados numa só família, designada como Aços Avançados de Alta Resistência (*Advanced High Strength Steels – AHSS*) (GORNİ, 2008).

Vários mecanismos de fortalecimento são empregados para obter uma gama de propriedades de resistência, ductilidade, tenacidade e fadiga.

Para alcançar a ultra alta resistência, alguns mecanismos de endurecimento são utilizados, como: endurecimento de solução sólida por elementos intersticiais e substitucionais como C, Mn, Si; endurecimento por precipitação (Ti, Nb, V); refinamento de grãos; endurecimento da transformação (Martensita) (SPINDLER et al., 2005).

Os AHSS são materiais complexos, com composições químicas cuidadosamente selecionadas e microestruturas multifásicas resultantes de processos de aquecimento e resfriamento controlados. Dentro dessa família de aços, existem as classes de primeira e segunda geração, que são qualificadas para atender às demandas de desempenho funcional de certas peças, isso inclui aços bifásicos (*Dual Phase – DP*), aços de fases complexas (*Complex-Phase – CP*), aços martensítico (MS), aços ferrítico-bainítico (FB), aços com plasticidade induzida por transformação de fases (TRIP), aço com plasticidade induzida por maclação (TWIP), aços endurecidos por pressão (PHS) e aços estampados a quente (*Hot-Formed – HF*). Materiais como DP e TRIP apresentam bom desempenho em peças nas zonas de colisão dos veículos, pois possuem alta absorção de energia, já os aços PHS e MS apresentam melhor desempenho em segurança devido à resistência extremamente alta e são utilizados em peças estruturais do compartimento de passageiros (KEELER; KIMCHI; MOONEY, 2017).

Recentemente houve um aumento em pesquisas para desenvolvimento da terceira geração de aços avançados de alta resistência, contendo ligas especiais e processamento termomecânico com finalidade de obter melhores combinações de ductilidade e resistência do que as classes atuais. Essa gama de propriedades pode ser visualizada na Figura 1, que mostra a relação entre o alongamento e a resistência à tração conforme as diferentes classes de materiais (KEELER; KIMCHI; MOONEY, 2017).

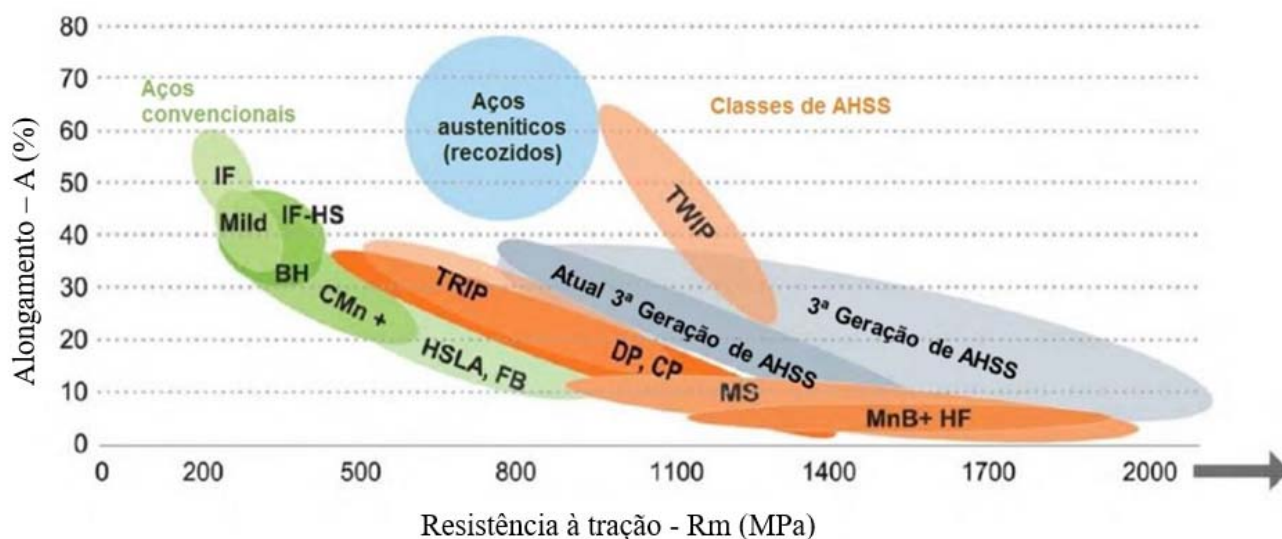


Figura 1 – Relação entre resistência à tração e alongamento total para diferentes tipos de aços. Fonte: Adaptado de KEELER, KIMCHI e MOONEY, 2017

2.1.1 Aços ao Boro

Entre os elementos que compõem o aço, o boro é o elemento que mais influencia no endurecimento. Os elementos de liga Mn e Cr são conhecidos por terem apenas uma pequena influência na resistência após a têmpera. No entanto, uma vez que estes elementos têm uma influência sobre o endurecimento, são essenciais para o deslocamento de campos de existência. O aço mais comumente utilizado nos processos de estampagem a quente é o 22MnB5. (LI, H.; WU; LI, G., 2013).

Naderi (2007) investigou os aços de ultra alta resistência, cuja composição química está apresentada na Tabela 1, mostrando que as ligas de boro 22MnB5, 27MnCrB5 e 37MnB4 são capazes de produzir uma microestrutura totalmente martensítica após estampagem a quente utilizando ferramenta refrigerada com água.

Tabela 1 – Composição química e propriedades mecânicas dos aços ao boro. Fonte: Adaptado de NADERI, 2007 e KARBASIAN e TEKKAYA, 2010

Aço	C	Si	Mn	Cr	Ni	Al	Ti	B	N
8MnCrB3	0,07	0,21	0,75	0,37	0,01	0,05	0,048	0,002	0,006
20MnB5	0,16	0,4	1,05	0,23	0,01	0,04	0,034	0,001	-
22MnB5	0,23	0,22	1,18	0,16	0,12	0,03	0,04	0,002	0,005
27MnCrB5	0,25	0,21	1,24	0,34	0,01	0,03	0,042	0,002	0,004
37MnB4	0,33	0,31	0,81	0,19	0,02	0,03	0,046	0,001	0,006

Aço	Temperatura de início da formação da martensita (°C)	Taxa crítica de resfriamento (°C/s)	Tensão de escoamento (MPa)		Resistência a tração (MPa)	
			Como recebido	Estampado a quente	Como recebido	Estampado a quente
8MnCrB3	450	30	505	967	637	1354
20MnB5	410	27	457	1010	608	1478
22MnB5	*	*	447	751	520	882
27MnCrB5	400	20	478	1097	638	1611
37MnB4	350	14	580	1378	810	2040

* Não é possível obter estrutura 100% martensítica

O processamento do aço ligado ao boro 22MnB5 é realizado num processo não isotérmico de conformação da chapa pelo processo direto de estampagem a quente, que combina a conformação e o endurecimento numa etapa do processo. No início, o material 22MnB5 tem uma microestrutura ferrítica com resistência à tração de aproximadamente 600 MPa. Após o processo de estampagem a quente o componente apresenta uma microestrutura martensítica com um aumento de resistência de até 250% do valor inicial. No início do processo, a peça em bruto é aquecida em forno até a temperatura de austenitização por cerca de cinco minutos para obter uma microestrutura austenítica homogênea antes de ocorrer a têmpera (MERKLEIN; LECHLER; GEIGER, 2006). A Figura 2 mostra um exemplo de microestrutura obtida por Naderi et al., (2011), para o aço 22MnB5 estampado em ferramentas refrigeradas com água e com nitrogênio.

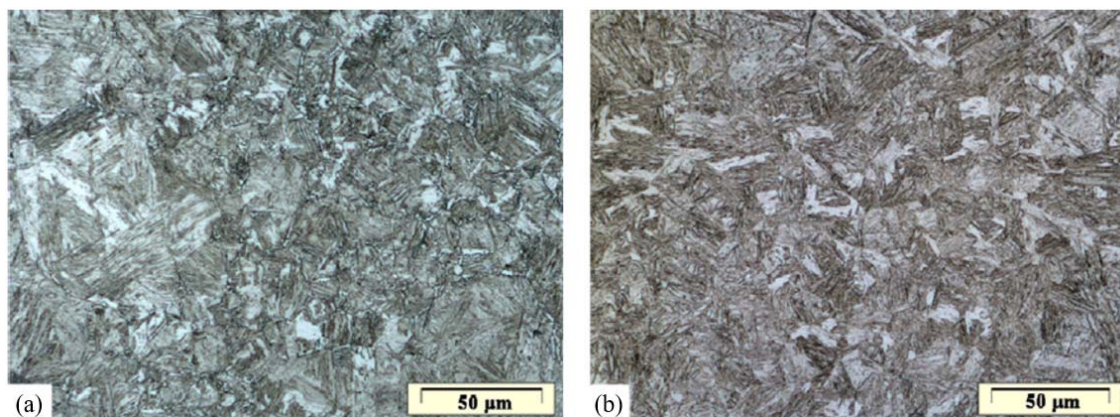


Figura 2 – Imagens de microscopia óptica do aço 22MnB5 após estampagem a quente usando, (a) ferramentas refrigeradas a água e; (b) ferramentas refrigeradas com Nitrogênio. Fonte: NADERI et al., 2011

O aço 22MnB5 é considerado de ultra alta resistência. O tamanho de grão da austenita primária após austenitização a 900 °C durante cinco minutos varia entre 22 e 44 μm. O ponto de partida martensítico situa-se a 410 °C e o ponto de acabamento martensítico a 230 °C. Uma taxa de arrefecimento superior a 30 °C/s resulta em uma microestrutura totalmente martensítica. Taxas de resfriamento mais baixas podem resultar em bainita (NADERI *et al.*, 2008).

2.1.2 USIBOR® 1500

O aço ligado ao boro com revestimento composto de alumínio e silício (Al-Si) foi desenvolvido pelo grupo ArcelorMittal, com a marca registrada USIBOR® 1500, para ser estampado a quente e temperado simultaneamente.

O aço microligado de boro e manganês, semelhante ao 22MnB5, exibe uma microestrutura ferrítica-perlítica com dureza de 171 HV₁₀, tensão de escoamento de, aproximadamente, 400MPa, e resistência à tração de 600MPa (ARCELORMITTAL, 2003). O alongamento desse aço é de, aproximadamente, 21% (TURETTA, 2008). A microestrutura do USIBOR® 1500, conforme fornecimento, obtida por dois diferentes autores em trabalhos anteriores, está apresentada na Figura 3 e a composição química obtida através da ArcelorMittal (2009), apresentada por George *et al.*, (2012) está apresentada no Quadro 1.

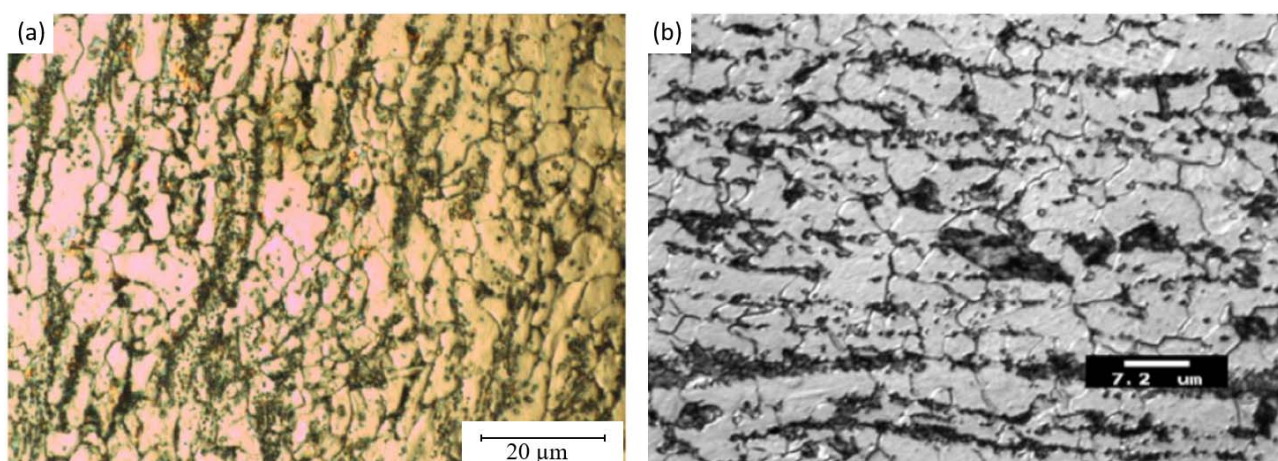


Figura 3 – Microestrutura do aço USIBOR® 1500. Fonte: (a) GÜLER, 2013; (b) GARCIA-ARANDA, 2004

A Figura 3 mostra a estrutura do material antes do tratamento térmico composta por ferrita e perlita, essa última representada pelos grãos pretos está orientada na direção de laminação. Os valores de microdureza iniciais do USIBOR® 1500, apresentadas por Güler (2013), e Garcia-Aranda (2004), foram de 191 HV₁ e 181 HV_{0,2}, respectivamente.

Quadro 1 – Composição química do USIBOR® 1500 em % em massa. Fonte: Adaptado de George et al., 2012

Composição química (% em massa)									
Elemento	C	Mn	S	Si	Cr	Al	Ti	N	B
Composição	0,2200	1,2300	<0,001	0,2500	0,2000	0,0300	0,0370	0,0440	0,0040

O USIBOR® 1500 pode ser utilizado, principalmente, em peças estruturais de chassi de automóveis, pelo método da estampagem a quente. Entre as aplicações típicas pode-se citar para-choques, reforços de impacto lateral, pilares A e B, túneis e membros dianteiros/traseiros (GARCIA-ARANDA, 2004). A Figura 4 ilustra as partes de um automóvel que podem ser fabricadas a partir do USIBOR® 1500.

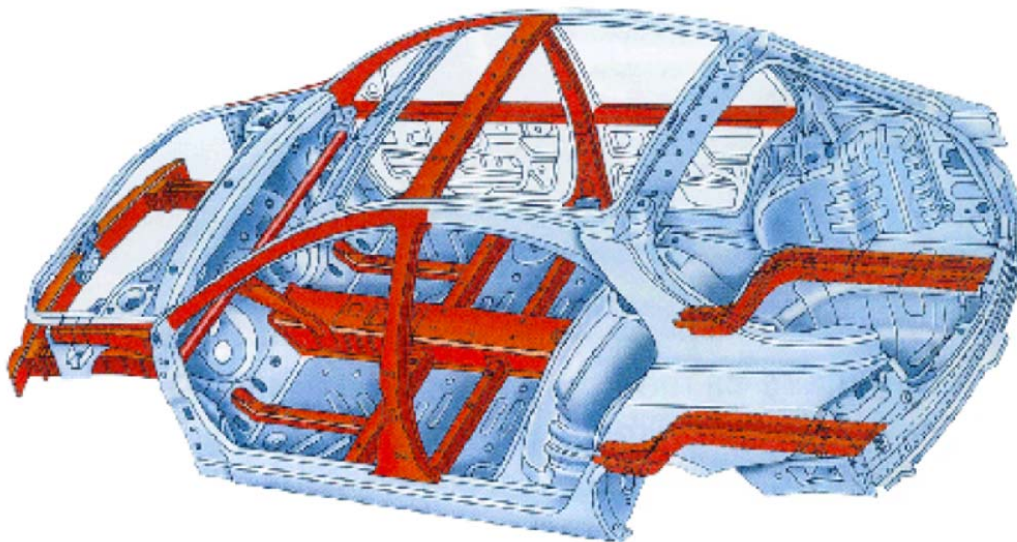


Figura 4 – Peças de segurança em um chassi onde é possível utilizar o aço USIBOR® 1500. Fonte: GARCIA-ARANDA, 2004

O USIBOR® 1500 pertence à classe de aços martensíticos que possuem elevada temperabilidade. Após a estampagem a quente em matrizes refrigeradas é possível obter uma microestrutura predominantemente martensítica, podendo ocorrer um aumento de até 250% no limite de resistência. O revestimento Al-Si, que se transforma em fases Fe-Al-Si durante a austenitização, previne a oxidação e descarbonetação do metal. (SOUZA, 2013).

Devido às propriedades térmicas deste aço, durante a fase de aquecimento no processo de estampagem a quente, a chapa é aquecida acima da temperatura de início da austenitização (A_{c3}), que fica a cerca de 830 °C, geralmente utiliza-se temperaturas em torno de 900 °C, onde permanece nessa temperatura por, aproximadamente, 5 minutos. A taxa mínima de resfriamento necessária para obter uma microestrutura totalmente martensítica neste material é de 27 °C/s (PELLEGRINI, 2011). As

curvas CCT (Diagrama de Resfriamento Contínuo) características do USIBOR[®] 1500 estão apresentadas na Figura 5.

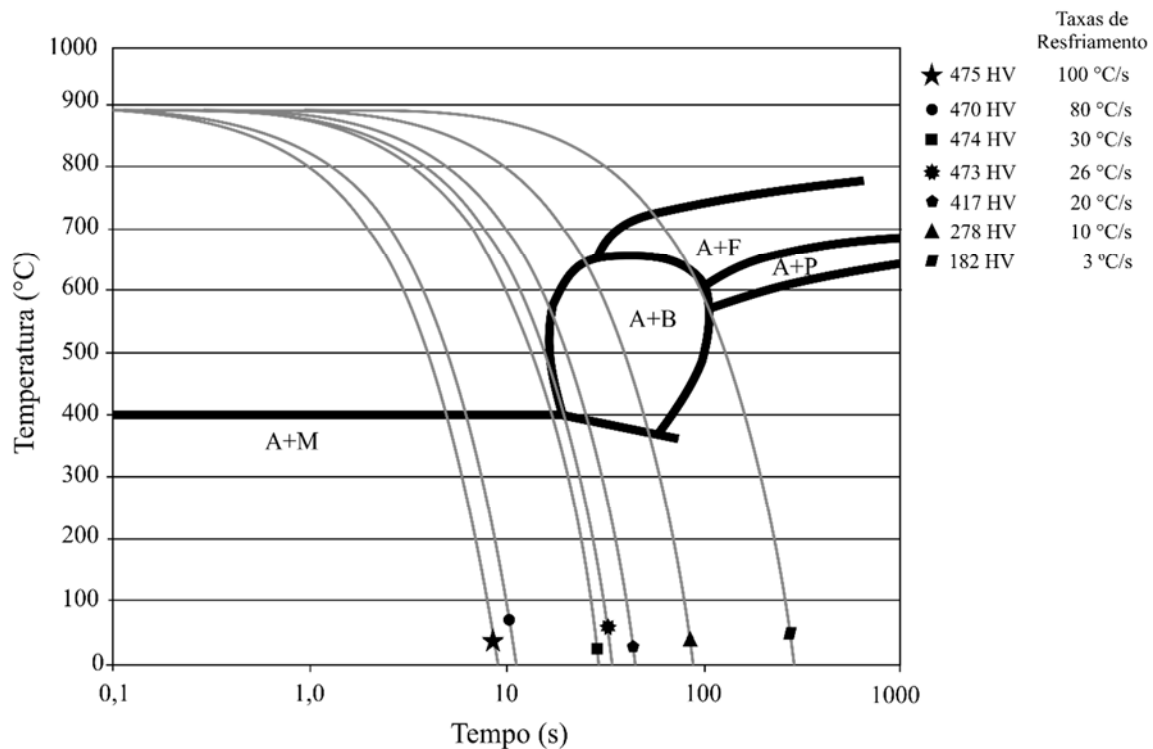


Figura 5 – Diagrama CCT do USIBOR[®] 1500. Fonte: Adaptado de TANG et al., 2014

Conforme a ArcelorMittal (2019), após a estampagem a quente o USIBOR[®] 1500 apresenta valores mínimos característicos de 1100 MPa de limite de escoamento, 1500 MPa de resistência mecânica, e alongamento superior a 3%.

2.2 Estampagem

A estampagem é o processo de conformação no qual uma chapa metálica é forçada a escoar para o interior de uma matriz pela atuação de um punção. O prensa-chapa atua realizando o controle do escoamento e o resultado é uma peça com geometria definida pelo punção e pela matriz (RODRIGUES & MARTINS (2010)).

A espessura da peça após processo de estampagem sofre pouca alteração e é considerada essencialmente a mesma do seu estado inicial. Alguns tipos de estampagem são citados por Altan e Tekkaya (2012), como a estampagem profunda, em múltiplos estágios – usada quando uma operação apenas pode causar falhas como estiramento – e estampagem reversa, conforme ilustrados na Figura 6.

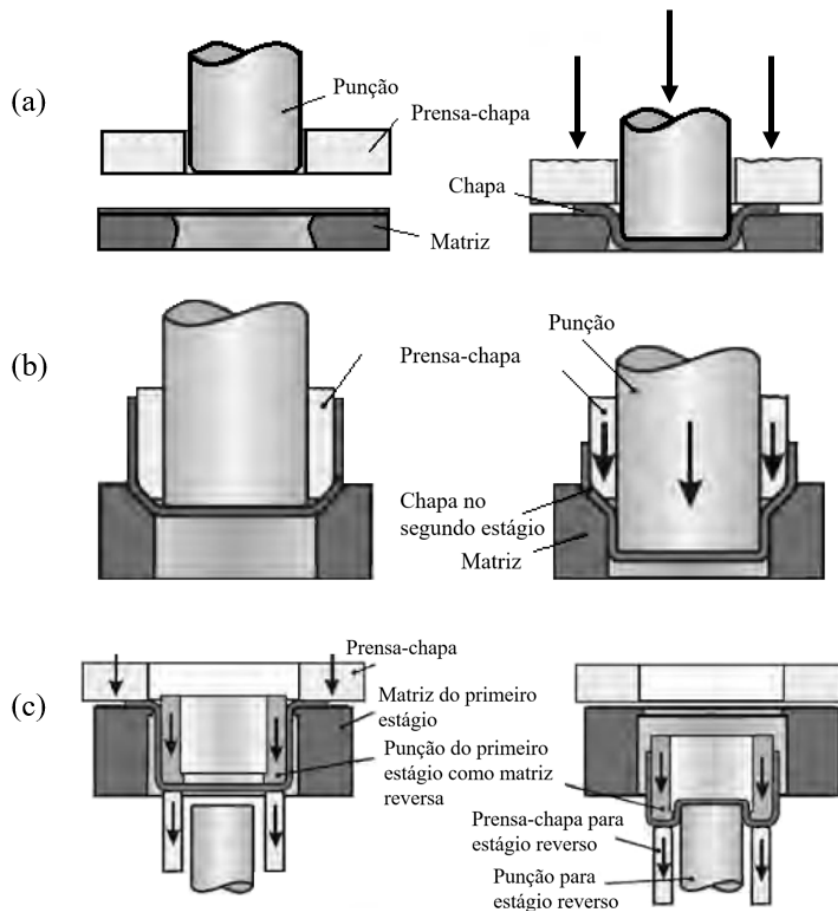


Figura 6 – Operações de estampagem: (a) Estampagem com prensa-chapa; (b) estampagem em múltiplos estágios e (c) estampagem reversa. Fonte: Adaptado de ALTAN e TEKKAYA, 2012

A estampagem de chapas metálicas é amplamente utilizada na indústria automotiva, onde quase 80% dos componentes são feitos por estampagem. A tecnologia de conformação de chapas metálicas influencia diretamente o custo de fabricação de automóveis e o ciclo de desenvolvimento de carros novos. Porém, devido a vários fenômenos físicos complexos, como impacto de contato, grande deformação e elastoplasticidade, é difícil projetar e controlar o processo de conformação de chapas, resultando em muitos defeitos no processo de conformação, entre os quais, os principais são enrugamento, ruptura e retorno elástico. A precisão da dimensão final da peça estampada é uma das principais preocupações no processo de conformação de chapas metálicas, devido à considerável recuperação elástica após a descarga, o que causa o retorno elástico (HU; MARCINIAK; DUNCAN, 2002).

2.2.1 Retorno elástico na estampagem

A necessidade de peças com maiores precisões dimensionais, para garantir a montagem, soldagem de componentes e, principalmente, a qualidade do produto, fez com que aumentasse a preocupação com o retorno elástico sofrido pelos materiais conformados.

Os problemas dimensionais em peças conformadas decorrem, normalmente, das tensões elásticas criadas durante a sua deformação e do alívio das tensões após a descarga do punção, ou remoção da matriz, em cada operação de conformação. Estes problemas dimensionais estão presentes em todas as peças estampadas. No entanto, sua magnitude geralmente aumenta com a elevação da resistência dos aços. Em geral, acredita-se que o retorno elástico é influenciado pelo módulo de elasticidade, pela resistência ao escoamento dos materiais e pela relação de dobra ρ/s (ρ – ondulação angular, s - espessura da chapa) (HAUS, 2011).

O retorno elástico é originado pela recuperação das deformações elásticas da peça (SCHAEFFER, 2004) e pode ser ilustrado através das curvas de tensão x deformação de um aço baixo carbono e de um aço de alta resistência, conforme apresentado na Figura 7. O carregamento atua em “OA” sendo finalizado no ponto “A”, e “AB” representa a remoção das forças atuantes. O segmento “OB” representa a deformação plástica sofrida pelo material enquanto “BC” representa a região onde ocorreu retorno elástico (KEELER; KIMCHI; MOONEY, 2017).

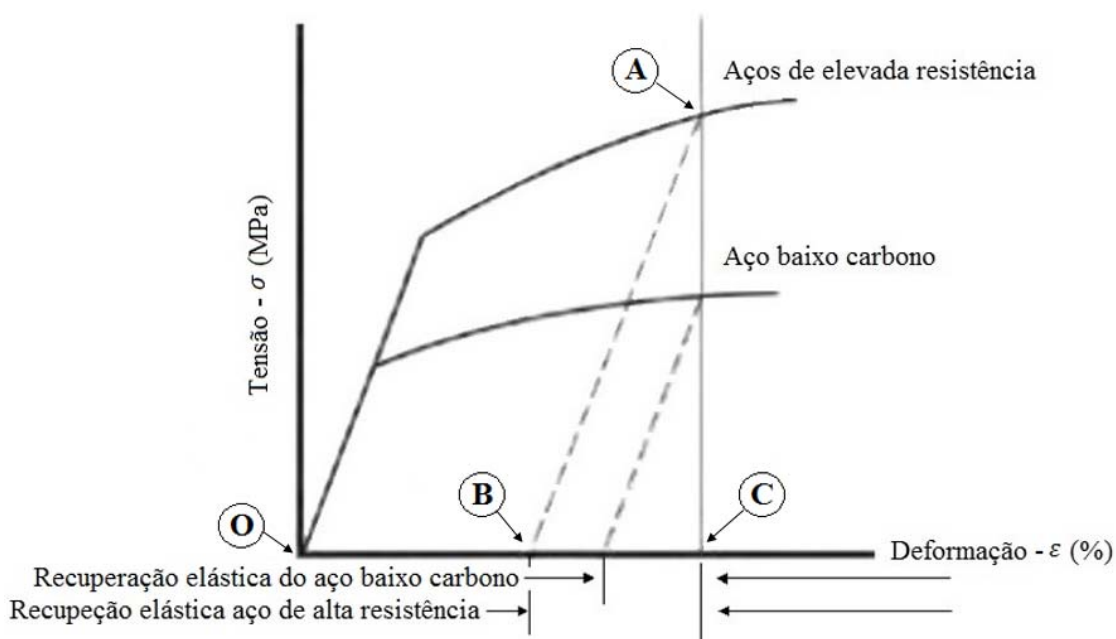


Figura 7 –Retorno elástico proporcional a tensão. Fonte: Adaptada de KEELER; KIMCHI; MOONEY, 2017

A recuperação elástica em um determinado local pode ser muito pequena, porém, pode causar mudança significativa na dimensão final da peça, devido ao efeito multiplicador mecânico que pode ocorrer em outros locais, por exemplo, na dobra de superfícies curvas (HAUS, 2011).

A precisão geométrica de peças estampadas a quente torna o controle dimensional eficaz, de modo que reduz excepcionalmente o retorno elástico quando comparado a estampagem a frio de aços

de alta resistência (GORNI, 2010). O fenômeno de retorno elástico ocorre no estado de descarga, onde a prensa deixa de exercer pressão sobre a peça já conformada (LUNA, 2005).

Conforme Lajarin (2012), o canal com perfil de chapéu é comumente utilizado para estudo de retorno elástico por ser bastante utilizado em componentes estruturais automotivos. Três tipos de retorno elástico podem ser observados nesse tipo de perfil, sendo eles estabelecidos por Keeler, Kimchi e Mooney (2017):

- Mudança angular (θ): é o ângulo criado quando a linha da borda de dobra (da peça) se desvia do perfil original da ferramenta. Essa mudança, chamada retorno elástico, é causada pela diferença de tensão na direção da espessura da chapa quando ela é dobrada sobre um raio da matriz.
- Ondulação angular (ρ): Essa ondulação é a curvatura gerada na parede lateral de um canal, a qual ocorre quando uma chapa de metal é deformada sobre o raio da matriz/punção ou através do quebra-rugas. A principal causa é a distribuição desigual de tensão ou o gradiente de tensão através da espessura da chapa metálica.
- Empenamento: é definido como duas seções transversais rotacionando de maneira diferente ao longo de seu eixo. O empenamento é causado por momentos tensão na seção transversal da peça e se desenvolve devido a um desequilíbrio de elasticidade e tensões residuais atuando na peça criando forças que tendem a girar uma extremidade da peça em relação a outra.

A Figura 8 ilustra dois tipos de retorno elástico que surge em canais com perfil de chapéu, onde ocorre mudança angular na parede (θ_1) e no flange (θ_2).

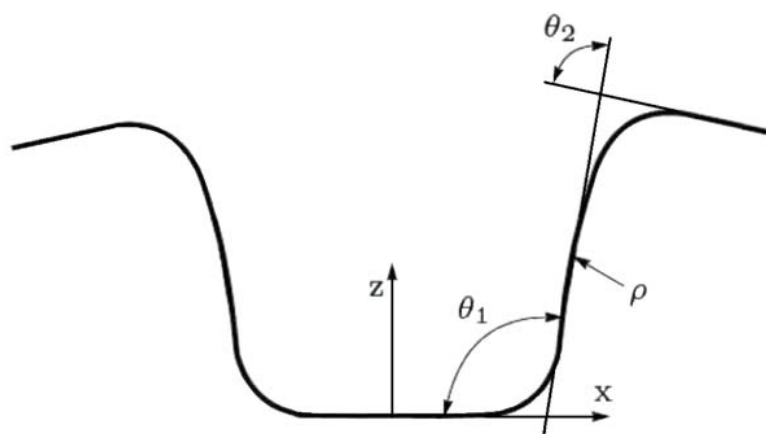


Figura 8 – Esquema ilustrando diferentes tipos de retorno elástico em canais com perfil de chapéu. Fonte: LAJARIN, 2012

2.2.2 Estampagem a quente

O processo de estampagem a quente vem sendo mais utilizado devido a possibilidade de se reduzir o peso de automóveis empregando aços de alta resistência em seus componentes estruturais, cuja estampagem a frio exigiria altas forças e resultaria em peças com imprecisões dimensionais devido ao elevado retorno elástico. A estampagem a quente foi patenteada (GB1490535, 1977) por uma empresa sueca (Plannja), em 1977, e utilizava o processo para fabricar lâminas para serras e para cortadores de grama (KARBASIAN; TEKKAYA, 2010).

No processo de estampagem a quente é realizado o aquecimento da chapa a uma temperatura em torno de 950 °C, por alguns minutos, até alcançar uma microestrutura completamente austenítica. Em seguida, a chapa é simultaneamente conformada e temperada em um molde refrigerado a água (MERKLEIN; LECHLER, 2006). Durante o resfriamento, a microestrutura austenítica se transforma em uma estrutura martensítica devido ao rápido resfriamento.

A austenita tem uma estrutura Cúbica de Face Centrada (CFC) que é mais compacta do que as estruturas da fase do produto que são estruturas cristalinas Cúbicas de Corpo Centrado (CCC) ou Tetragonais de Corpo Centrado (TCC) (CALLISTER; RETHWISCH, 2007).

A transformação martensítica é adifusional, pois a taxa de resfriamento rápida impede a difusão do carbono. Por essa razão a martensita e austenita têm exatamente a mesma composição, de até 2% de carbono, cujos átomos, no resfriamento, não se dividem entre cementita e ferrita, mas são aprisionados nas posições octaédricas de uma estrutura CCC, produzindo então, a martensita. A solubilidade de carbono em uma estrutura CCC é enormemente excedida quando a martensita se forma, esta assume então uma estrutura TCC (KRAUSS, 1995).

Durante a estampagem a quente ocorre a transformação martensítica, em que a ferramenta refrigerada é responsável pelo rápido resfriamento (têmpera) do material, ocasionando essa mudança de estrutura, conforme pode ser visto exemplo para o aço 22MnB5 na Figura 9 (b). Na Figura 9 (a) é apresentado o diagrama tensão *versus* deformação verdadeira, mostrando a alteração nas propriedades mecânicas do material estampado a quente (KARBASIAN; TEKKAYA, 2010).

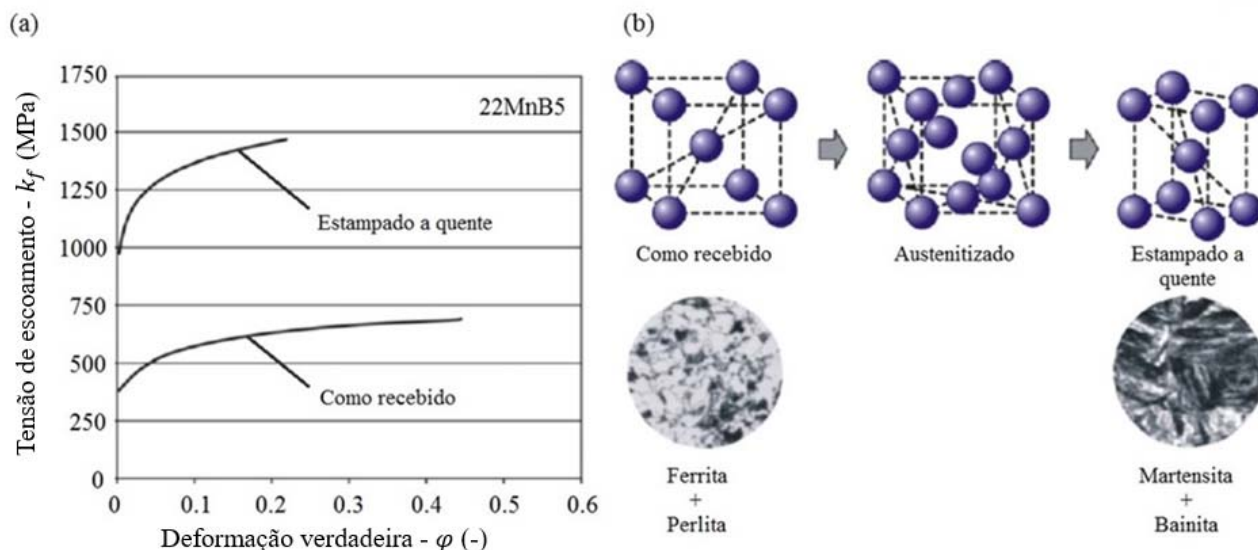


Figura 9 – (a) Relação da tensão de escoamento e deformação verdadeira ϵ ; (b) microestrutura do aço 22MnB5 usado na estampagem a quente. Fonte: (a) Adaptado de LECHLER, 2009 e (b) Adaptado de KARBASIAN & TEKKAYA, 2010

A evolução da martensita durante a têmpera resulta em uma resistência à tração aumentada de até 1500 MPa (NADERI, 2007). Também, à medida que a peça permanece na matriz durante a fase de resfriamento, o retorno elástico é diminuído (NADERI et al., 2011).

Após o aquecimento da chapa, até a temperatura de austenitização, há outras etapas que influenciam a capacidade de estampagem do material, como o tempo de transferência da chapa do forno para a prensa, que, dependendo a espessura do material pode ocorrer um resfriamento mais rápido, podendo afetar sua estampabilidade. Conforme Souza (2013), a rápida queda da temperatura pode resultar em problemas como ocorrência localizada de transformação da austenita em martensita durante a estampagem, elevado atrito e ruptura da peça e, quando houver revestimento pode ocorrer desprendimento do mesmo.

Outro fator que afeta a estampabilidade do aço é a velocidade de estampagem, a qual deve ser suficientemente elevada para limitar a transferência de calor entre a chapa (superfície quente) e as ferramentas (superfície fria) (SOUZA, 2013). A taxa de resfriamento do material deve ser valores iguais ou superiores a 27 °C/s para obter microestrutura final totalmente martensítica (GARCIA-ARANDA, 2004; MERKLEIN et al., 2016), taxas menores forçam a formação de estruturas mais dúcteis com menor resistência, como bainita e ferrita-perlita (LENZE et al., 2008). Abdollahpoor et al., (2016) considera que essa taxa crítica pode variar de 20 a 30 °C/s e que o valor correto depende da qualidade do aço a ser estampado.

O diagrama típico TTT (tempo, temperatura e transformação) do ciclo de estampagem a quente pode ser visualizado na Figura 10. O resfriamento rápido e controlado deve ser assegurado para que

obtenha-se uma estrutura totalmente martensítica, garantindo níveis de força acima de 1500 MPa (TURETTA, 2008).

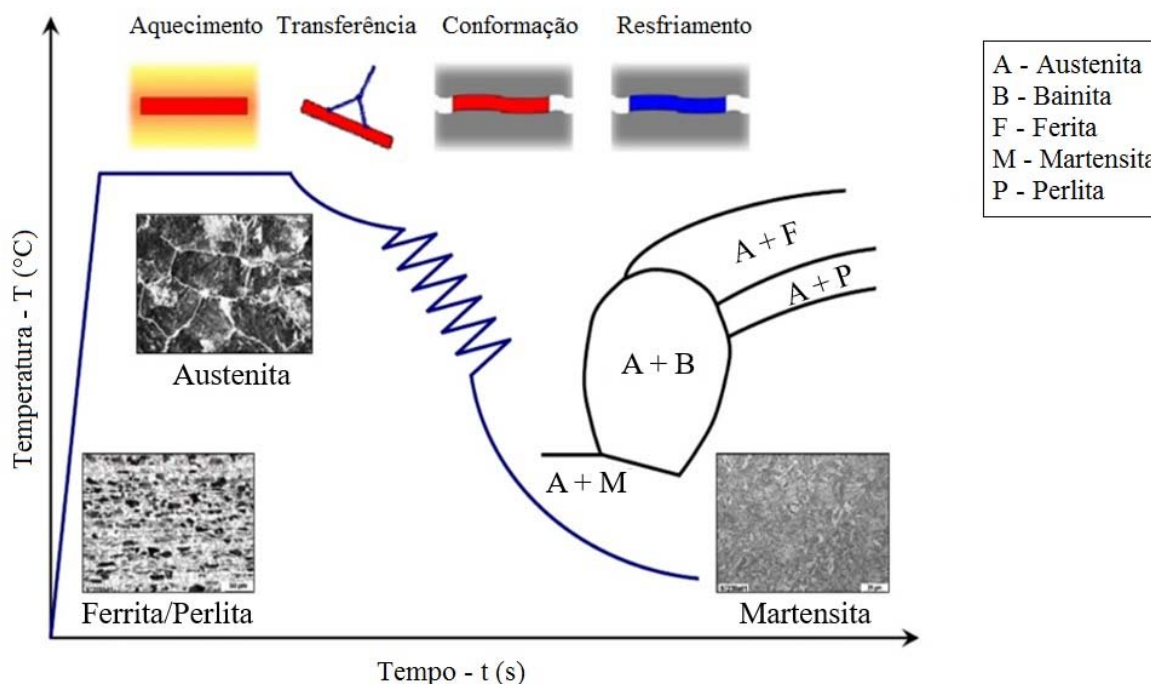


Figura 10 – Diagrama esquemático de temperatura, tempo e transformação do processo de estampagem a quente. Fonte: Adaptada de TURETTA, 2008

Com uma maior deformabilidade e redução da tensão de escoamento proporcionada pela estampagem a quente é possível produzir peças mais complexas e com maiores dimensões para uma mesma prensa quando comparadas com peças estampadas à temperatura ambiente (KARBASIAN; TEKKAYA, 2010). Este aumento da deformabilidade e a redução da tensão de escoamento é causado pelo aumento da temperatura em chapas de aços de alta resistência (MERKLEIN; LECHLER; GEIGER, 2006).

Essa situação pode ser visualizada na Figura 11, a qual mostra as curvas tensão verdadeira *versus* deformação verdadeira para a liga 22MnB5. Essas curvas são resultados obtidos através de uma chapa de 22MnB5 cortada na direção de laminação ($RD = 0^\circ$), ensaiadas a uma velocidade de deformação constante de $0,1 \text{ s}^{-1}$, e mostra que a temperatura exerce grande influência na conformabilidade do aço de alta resistência, diminuindo consideravelmente a tensão de escoamento, o que exige menores forças de estampagem (MERKLEIN; LECHLER; GEIGER, 2006).

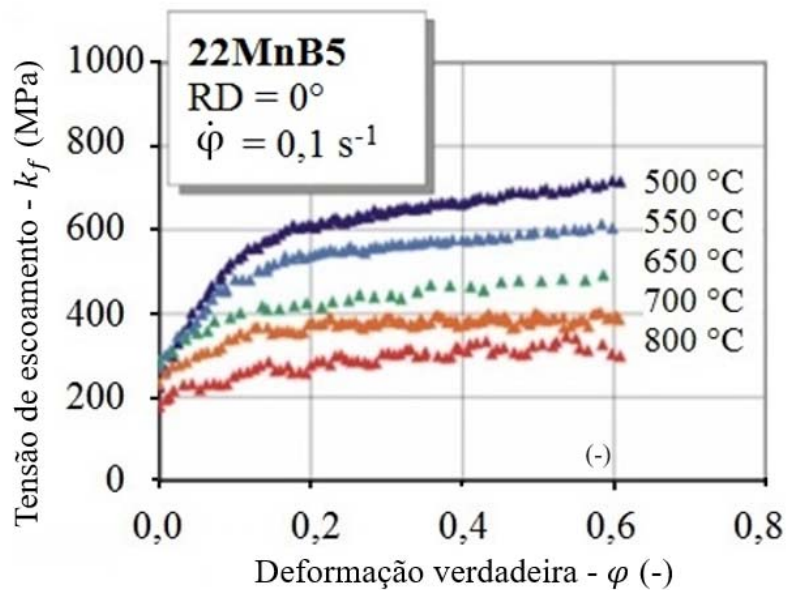


Figura 11 – Influência da temperatura sobre o escoamento do aço 22MnB5. Fonte: Adaptada de MERKLEIN; LECHLER; GEIGER, 2006

No processo de estampagem a quente existem dois métodos principais: estampagem a quente direta e estampagem a quente indireta (KARBASIAN; TEKKAYA, 2010). Na estampagem direta a chapa é aquecida e em seguida conformada, já na indireta, normalmente utilizada para peças mais complexas, a chapa é conformada a frio resultando em uma pré-forma quase completa da peça que, em seguida é aquecida e conformada (MERKLEIN; LECHLER; STOEHR, 2008; GORNI, 2010).

A conformação e têmpera simultâneas em matrizes arrefecidas dentro do processo de estampagem a quente direto oferece, de fato, a possibilidade de ganhar uma estrutura completamente martensítica que assegura uma resistência à tração de até 1500 MPa. Alternativamente, o processo de conformação e endurecimento pode ser realizado sucessivamente dentro da abordagem indireta, utilizado para peças mais complexas, onde 90 a 95% da conformação é realizada, previamente, a frio e a estampagem a quente ocorre apenas para a têmpera e ajustes dimensionais (GORNI, 2010; KARBASIAN; TEKKAYA, 2010).

2.2.3 Tailored Blanks na estampagem a quente

O peso dos veículos vinha sendo aumentado ao longo dos últimos anos devido a inclusão de componentes elétricos que satisfaziam questões de segurança nos veículos (ALLWOOD; CULLEN, 2012). Como consequência, as peças feitas de chapas metálicas deveriam se tornar mais leves para compensar essa adição de peso e dessa forma, alguns componentes começaram a ser fabricados de maneira personalizada, os chamados “tailored blanks”, possibilitando dar maior resistência e/ou rigidez apenas à áreas da peça em há necessidade (MERKLEIN, et al., 2014).

O termo *tailored blanks* se referia a chapas fabricadas a partir de outras chapas com espessura similar ou diferente unidas por processo de soldagem (hoje chamados “*tailored welded blanks*”), porém, à medida que foi se aperfeiçoando a tecnologia, outras técnicas começaram a ser utilizadas: a soldagem de pequenas peças era realizada em chapas para se obter um reforço local (“*patchwork blanks*”) e a fabricação de chapas com transição de espessura contínua, durante o processo de laminação (“*tailored rolled blanks*”). Além desses três princípios, buscou-se a possibilidade de ajustar as propriedades do material através de tratamento térmico localizado (“*tailored heat treated blanks*”). (MERKLEIN et al., 2014).

No processo de estampagem a quente, alguns componentes podem ser beneficiados por regiões caracterizadas por uma baixa resistência e com ductilidade elevada de modo a aumentar a sua resistência ao impacto. (MERKLEIN et al., 2016). Na patente de Thomas & Detwiler (2009), sobre a otimização do desempenho estrutural por projeto microestrutural, é apresentado o conceito de utilizar, em componentes automotivos, regiões de fases dúcteis como ferrita e perlita, em vez de utilizar uma fase totalmente martensítica, com a finalidade de aumentar a absorção de energia durante o impacto.

Segundo Merklein et al., (2016) e Åkerström (2006), os componentes “coluna B” e ainda, conforme Lugnberg & Netz (2016), o componente “coluna A” de automóveis, são exemplos de componentes em que uma parte da peça deve ter uma capacidade de absorção de energia mais elevada do que a proporcionada por uma estrutura totalmente martensítica, a fim de aumentar o desempenho em colisões, enquanto outra parte deve preservar a estrutura martensítica para apresentar alta resistência. A Figura 12 mostra as diferentes zonas, com diferentes valores de dureza e resistência, dos componentes citados.

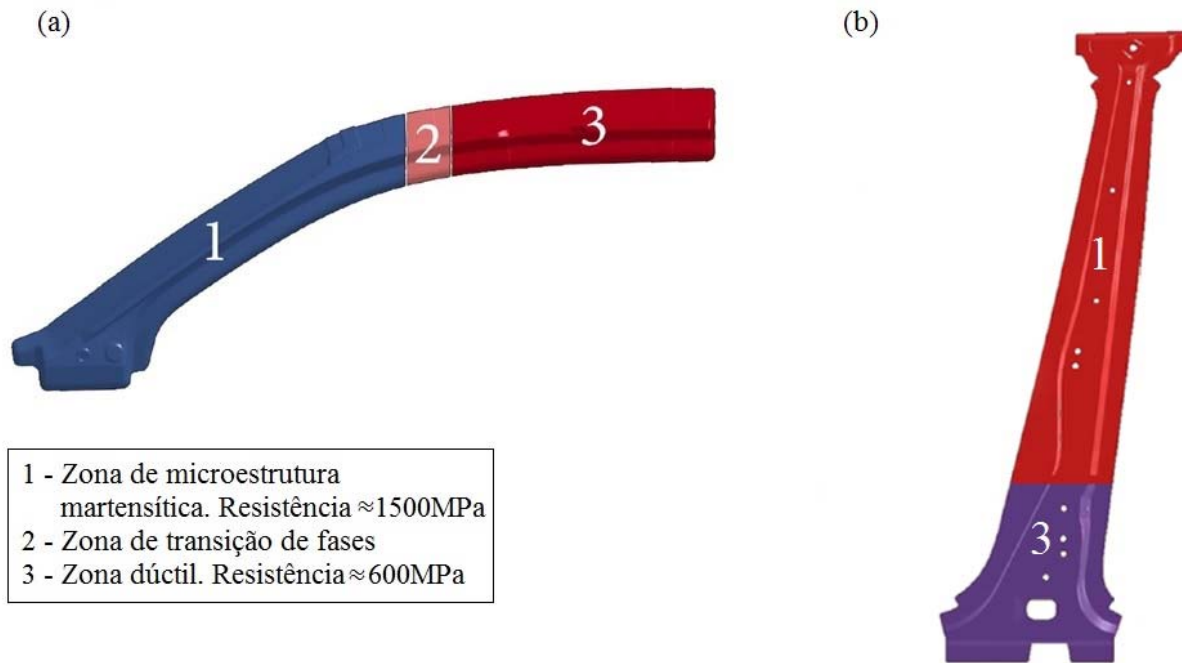


Figura 12 – Zonas com diferentes propriedades em componentes de automóveis. (a) Pilar A. Fonte: Adaptado de LUGNBERG; NETZ, 2016; (b) Pilar B. Fonte: Adaptado de ABDOLLAHPOOR et al., 2016

A fabricação desses componentes pode ser realizada usando diferentes variantes do processo de estampagem a quente convencional, seguindo diferentes estratégias de controle de processo ou utilizando produtos semiacabados adaptados, tais como os *tailored welded blanks* e *tailored rolled blanks*, dentro do processo convencional (MERKLEIN et al., 2016).

Entre as possíveis formas para se obter peças com diferentes propriedades mecânicas pode-se realizar o aquecimento parcial da chapa, em que uma parte da chapa em que é necessária a transformação martensítica, é aquecida acima da temperatura de austenitização (A_{c3}) do material, enquanto a outra parte, que necessita menor resistência e maior ductilidade, é aquecida abaixo de A_{c3} , para conformação em matriz refrigerada (MAIKRANZ et al., 2008).

A variante descrita anteriormente, pode ser chamada de aquecimento parcial. A Figura 13 mostra o diagrama tempo-temperatura para essa estratégia, bem como os valores de resistência requeridos para o componente automotivo coluna B.

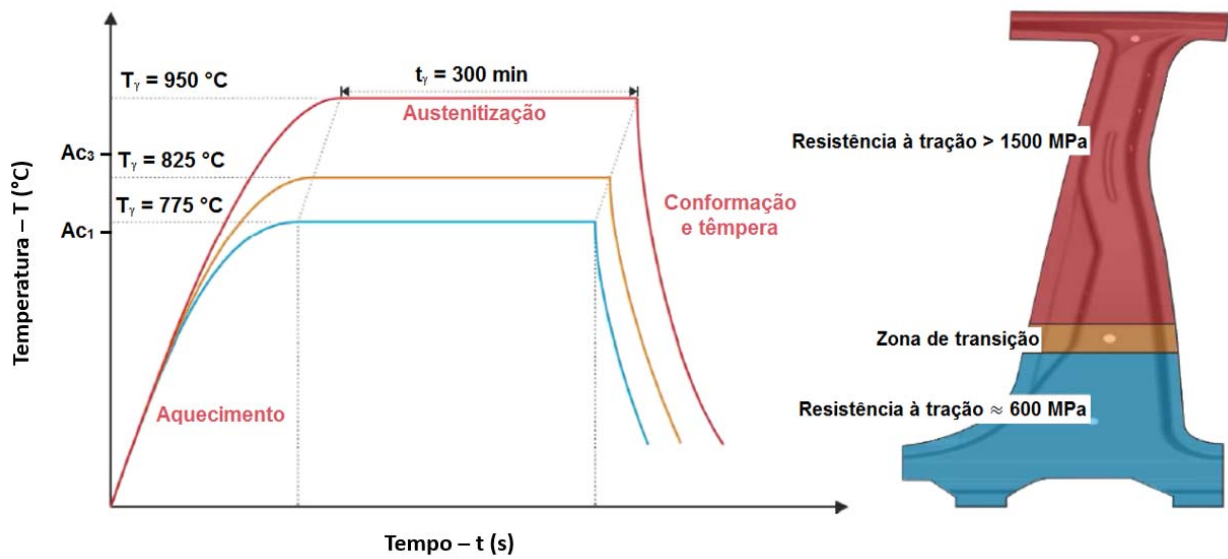


Figura 13 – Diagrama do perfil tempo-temperatura do processo de aquecimento parcial. Fonte: Adaptado de MERKLEIN et al., 2016

A refrigeração diferencial é outra estratégia para produzir componentes com propriedades mecânicas locais diferenciadas. Nessa variante utiliza-se o efeito de diferentes condições de resfriamento durante o processo de têmpera dentro das ferramentas, sendo que, taxas de resfriamento acima de 27 °C/s levam à formação de uma estrutura martensítica, enquanto taxas menores forçam a formação de uma microestrutura com menor resistência e mais dúctil, como bainita e ferrita-perlita (LENZE et al., 2008). A Figura 14 apresenta o diagrama do perfil tempo-temperatura utilizando o método da refrigeração parcial.

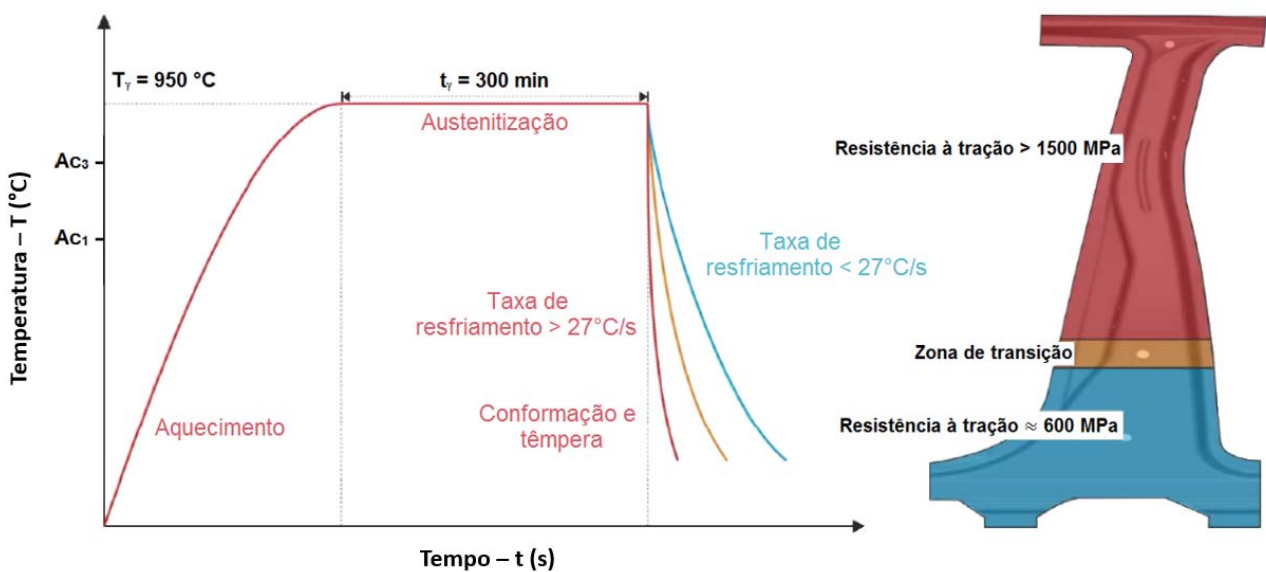


Figura 14 – Diagrama do perfil tempo-temperatura do processo de refrigeração diferencial. Fonte: adaptado de MERKLEIN et al., 2016

No método de refrigeração diferencial, podem ser utilizadas ferramentas aquecidas para controlar a taxa de resfriamento. Omer et al., (2018) chama esse processo de “*tailored hot stamping*” (THS) no qual as ferramentas utilizadas para a estampagem são divididas em zonas refrigeradas e zonas aquecidas. Nessa mesma estratégia, outros dois métodos foram descritos, ainda, por Merklein et al., (2016), sendo a utilização de diferentes materiais nas ferramentas, com diferentes condutibilidade térmica, que, pressupondo contato total entre peça e ferramenta, partes de ferramenta feitas de aço de alta condutividade permitiriam uma estrutura de grão inteiramente martensítica após 2 a 4 s. As áreas da peça em contato com partes da ferramenta de aço de baixa condutibilidade ainda permaneceriam acima da temperatura de início do martensita após esse tempo de contato. E, ainda, o método de relevo de matriz, que é baseado na limitação do contato entre a chapa e a ferramenta somente onde as áreas de alta resistência do componente estão localizadas. Um espaço definido entre a ferramenta e a chapa nas regiões dúcteis previstas permite apenas o resfriamento da peça bruta por radiação e fluxo de calor interno na chapa.

Banik et al., (2011), investigaram o impacto da temperatura da ferramenta nas propriedades mecânicas do aço 22MnB5 após o arrefecimento e verificaram que a resistência e a ductilidade podem ser ajustadas em uma ampla faixa de temperatura da ferramenta, que varia de 300 °C a 550 °C. A Figura 15 mostra as diferentes microestruturas formadas a partir de diferentes taxas de resfriamento, utilizando o método de aquecimento das ferramentas.

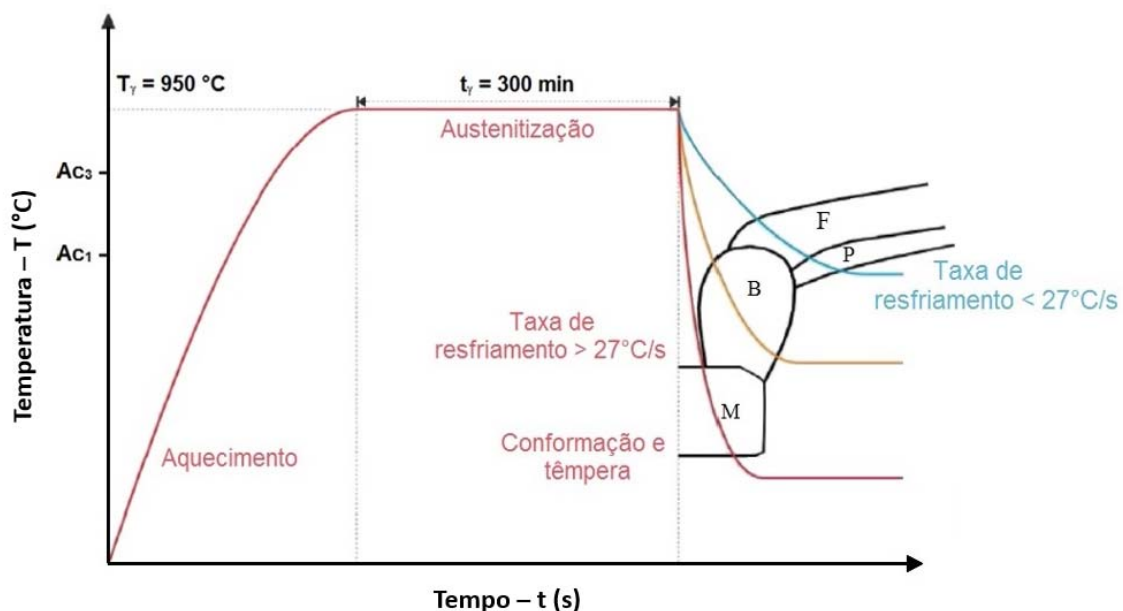


Figura 15 – Esquema do perfil tempo-temperatura do método de ferramentas aquecidas. Fonte: Adaptada de MERKLEIN et al., 2016

George et al., (2012) investigaram a influência da temperatura em uma ferramenta projetada para parte do Pilar B de automóveis. Metade da ferramenta foi aquecida com resistores cartucho, até a temperatura de 400 °C e, na outra metade foram utilizados canais de resfriamento (Figura 16), de tal modo que a taxa de resfriamento da chapa foi controlada localmente durante o processo de estampagem a quente. A resistência à tração e a microdureza do componente estampado e temperado foram medidas nas zonas aquecida, refrigerada e na zona de transição. Na área refrigerada obteve-se dureza Vickers de 488 HV e, na área aquecida essa medida foi de 234 HV correspondendo a uma redução na dureza de 52%.

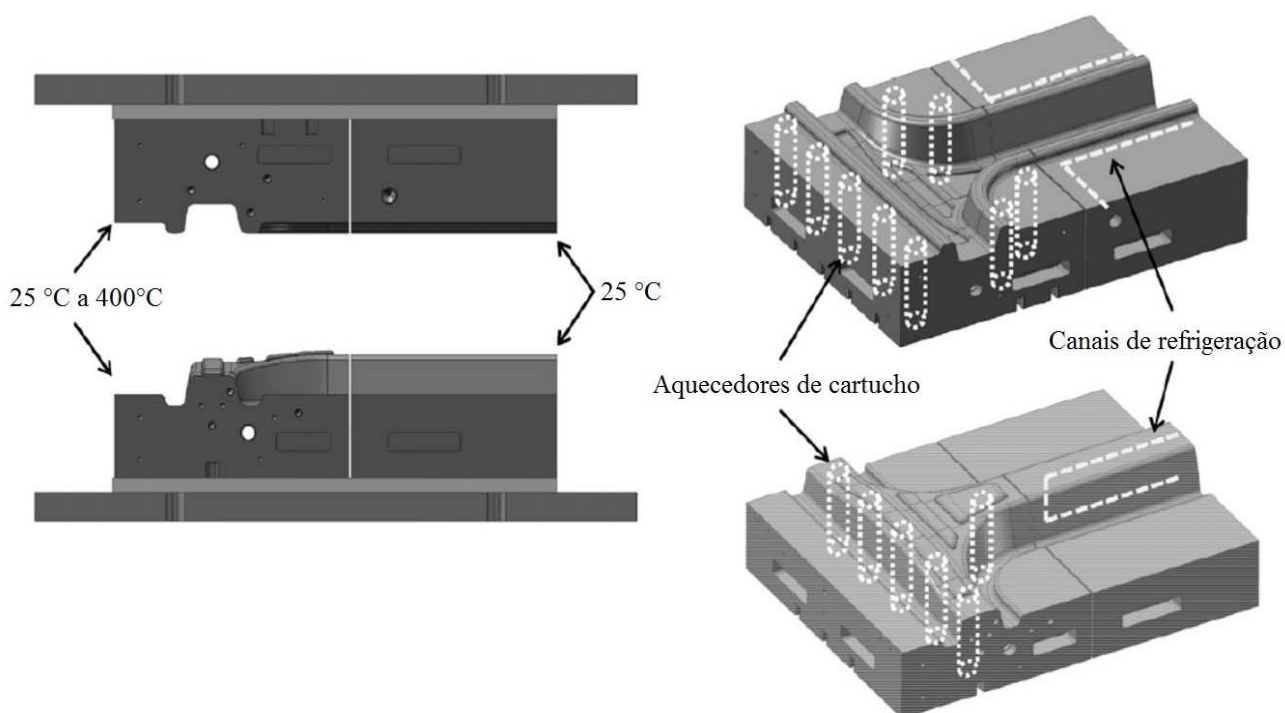


Figura 16 – Ferramental do Pilar B parcialmente aquecido e refrigerado. Fonte: Adaptado de GEORGE et al., 2012

O estudo realizado por Omer et al., (2018) apresentou 4 diferentes configurações de ferramentas para a estampagem do USIBOR[®] 1500, sendo a primeira delas, a realização da estampagem a quente em ferramentas convencionais refrigeradas, a segunda e a terceira utilizando refrigeração diferencial com a obtenção de uma zona dúctil, e a última, utilizando refrigeração diferencial graduada. A Figura 17 mostra a configuração dos ensaios realizados. As cores indicam a temperatura da matriz em contato com cada região da peça durante a estampagem a quente.

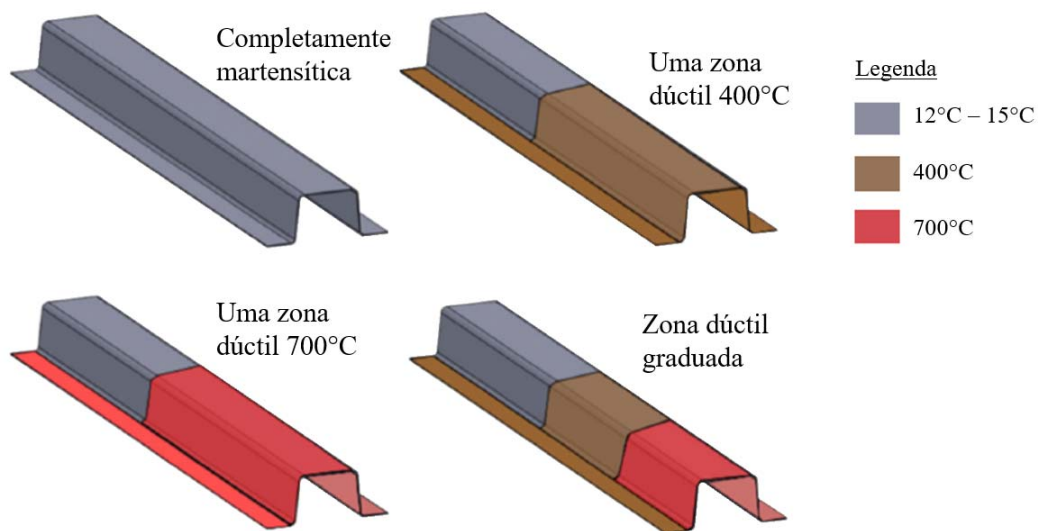


Figura 17 – Peças estampadas com propriedades *tailored*. Fonte: Adaptado de OMER et al., 2018

O perfil de micro-dureza foi realizado com medições a cada 10mm na parte superior da peça estampada que, em condições de refrigeração apresentaram durezas entre 450 e 510 HV. Nas peças estampadas com a refrigeração diferencial, a parte da peça em contato com a ferramenta refrigerada apresentou durezas entre 430 e 484 HV com microestruturas martensíticas. Na parte aquecida a 400°C as durezas foram de 235 a 280 HV e microestrutura predominantemente bainítica, e a parte em contato com as ferramentas a 700°C as durezas medidas foram de 190 a 215 HV com microestrutura composta por bainita e ferrita. O perfil de dureza da zona dúctil graduada apresentou apenas duas zonas de dureza, em vez das três esperadas. Isso foi provavelmente causado pelo projeto do ferramental, que não permitiu o uso separado das duas zonas aquecidas, causando uma lacuna entre a ferramenta de 40°C e a chapa e diminuindo assim, a taxa de resfriamento, resultando em dureza média de 210 HV (OMER et al., 2018).

3 MATERIAIS E MÉTODOS

Esse estudo foi realizado seguindo as etapas apresentadas na Figura 18.

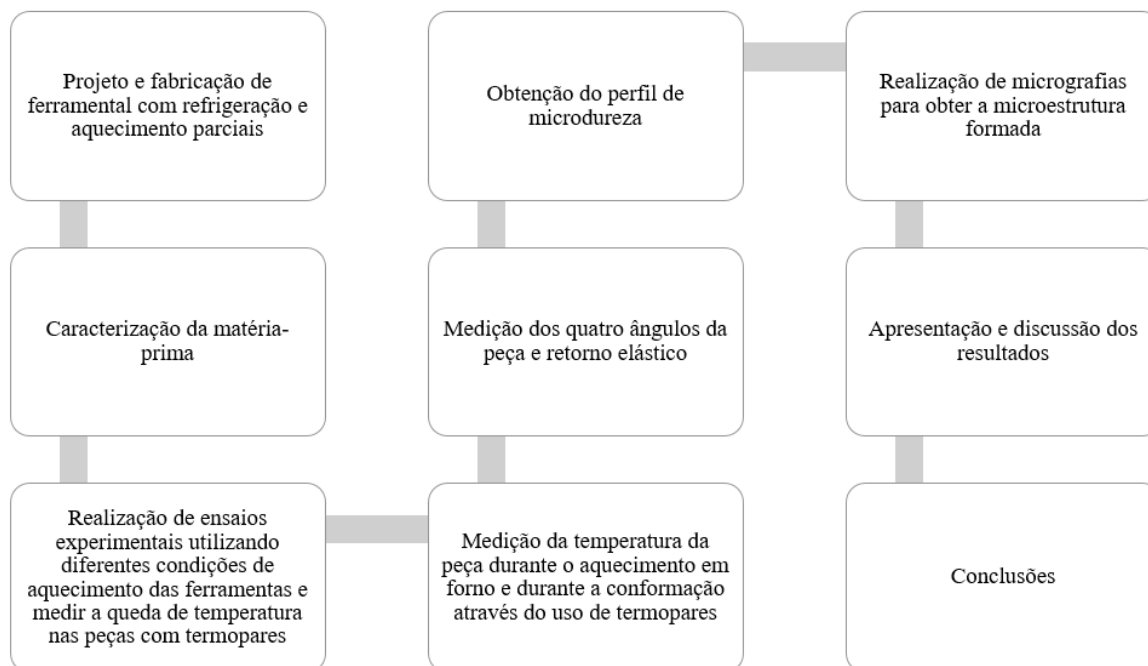


Figura 18 – Fluxograma das etapas da pesquisa

3.1 Caracterização inicial do USIBOR® 1500

Para a realização deste trabalho e das análises estipuladas foi utilizado como material de estudo chapas do aço ligado ao boro USIBOR® 1500, com revestimento de Al-Si e 1,5 mm de espessura.

A composição química em percentual de massa dos elementos foi realizada com espectrômetro de emissão ótica Q2ION, da marca BRUKER, disponível no Laboratório de Fundição (LAFUN) na Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Para essa análise, o revestimento de Al-Si não foi retirado.

Foram realizados ensaios metalográficos para obter a microestrutura inicial, as amostras foram lixadas com lixas com granulometria de 100µm 220µm 320µm 400µm 600µm e 1200µm. O sentido de lixamento foi alterado em 90° e realizada limpeza com água a cada troca de lixa. As amostras foram, então, polidas com pasta de diamante com granulometria média de 0,3µm, e o ataque químico foi realizado utilizando Nital 2%. A análise metalográfica foi realizada através de um microscópio óptico da marca Olympus, modelo Gx51, que também foi utilizado para medição da camada de revestimento, cuja chapa foi submetida ao mesmo procedimento citado acima, exceto ao ataque químico.

O perfil de microdureza Vickers foi traçado ao longo do corpo de prova, utilizando microdurômetro Insize Hardness Tester ISH-TDV1000, com carga de 0,2 kgf.

Ensaio de tração foram realizado para obtenção da tensão de escoamento, limite de resistência e alongamento do material, de acordo com a norma ASTM E 8M, utilizando corpos de prova retangulares, nas medidas 200mm x 20mm x 1,5mm.

3.2 Ferramental utilizado

A matriz e prensa-chapa foram projetados e fabricados para realizar a estampagem a quente, considerando o punção já existente no laboratório. A forma como foram dispostas cada ferramenta, com a posição da chapa a ser ensaiada, pode ser visualizada na Figura 19. A matriz e o prensa-chapa possuem, em um dos lados, canais de refrigeração e no outro lado, canais para realizar aquecimento com resistores do tipo cartucho. Na parte central das ferramentas e no punção não foi projetado nenhum sistema de refrigeração ou aquecimento, estando o punção à temperatura ambiente (aproximadamente 25 °C), já a temperatura no meio da matriz é resultante das diferentes temperaturas de aquecimento, sendo essa, um gradiente.

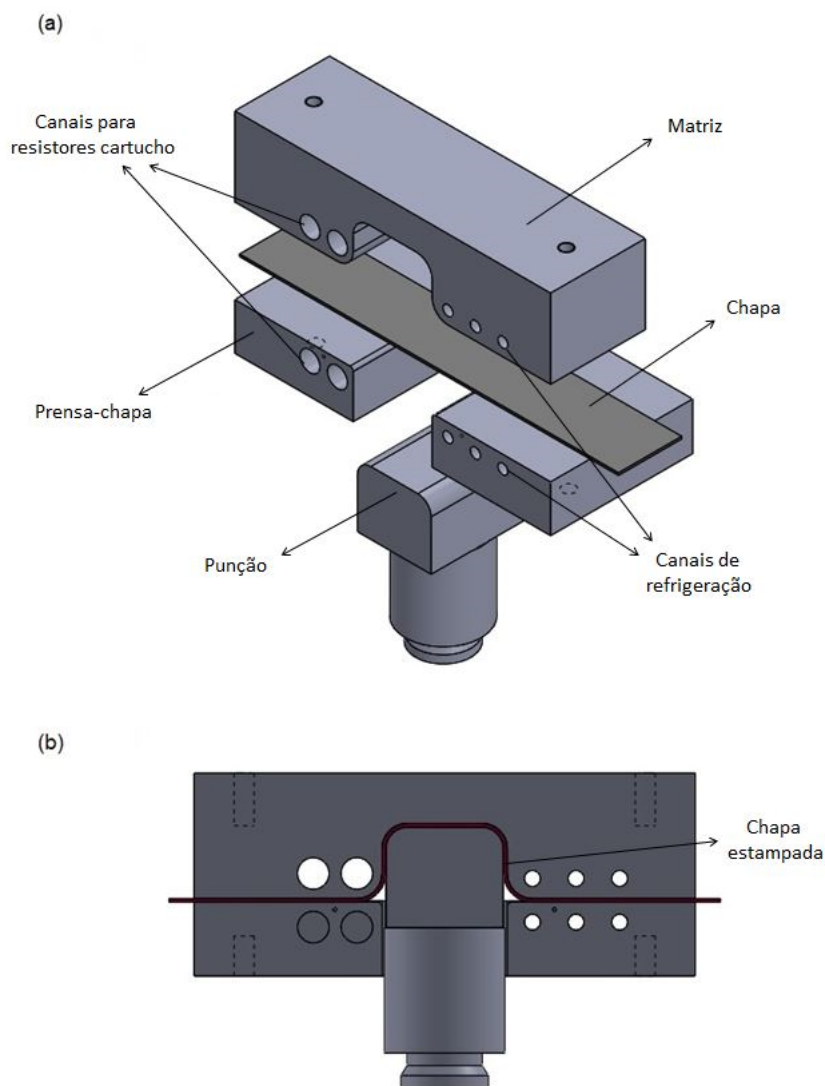


Figura 19 – (a) Montagem do ferramental e da (b) chapa utilizados nos ensaios

3.3 Procedimento experimental

As chapas, com dimensões 240 mm x 40 mm x 1,5 mm, foram aquecidas em um forno elétrico da marca Sanchis com isolamento de fibra de cerâmica até a temperatura de 1000 °C, durante 5 minutos para garantir a total austenitização do material. A transferência do forno para a prensa foi realizada de forma manual, utilizando uma tenaz, com tempo de transferência, desde abertura do forno até início da estampagem, de até 10 segundos. A chapa possui 40 mm a mais em relação ao comprimento do conjunto de ferramentas, essa parte sobressalente foi definida para fins de minimizar os efeitos do contato da tenaz fria com a peça aquecida na retirada da mesma do forno e, também, para minimizar os efeitos da queda térmica por convecção e radiação nas extremidades da chapa. A peça final, após a estampagem, apresenta um perfil de chapéu.

Foram utilizadas três temperaturas de aquecimento no prensa-chapa e matriz, sendo 100 °C, 200 °C, e de 300 °C. A temperatura de refrigeração da matriz foi mantida em, 25 °C. Também, foram realizados ensaios sem aquecimento e sem refrigeração das ferramentas e ensaio a frio para fins de comparação dos resultados. Para cada situação de temperatura definida, foram realizados 3 ensaios válidos, sendo considerados ensaios válidos os que cumpriram o tempo estimado de transferência do forno para a prensa, início da estampagem em até 10 s e temperatura das ferramentas. O projeto experimental é apresentado na Tabela 2.

Tabela 2 – Projeto experimental

Condição	Temperatura de aquecimento da chapa	Temperatura da matriz e do prensa-chapa no lado refrigerado	Temperatura da matriz e do prensa-chapa no lado aquecido	Quantidade de peças estampadas válidas
1	Sem aquecimento	25°C	25°C	3
2	1000°C	25°C	25°C	3
3	1000°C	25°C	100°C	3
4	1000°C	25°C	200°C	3
5	1000°C	25°C	300°C	3
Total de experimentos				15

A medição da temperatura da matriz e do prensa-chapa durante a conformação foi realizada através de 4 termopares do tipo K. Os termopares foram acoplados à ferramenta e conectados a um sistema de aquisição de dados da marca Lynx, modelo ADS2500. Para cada condição de experimento onde ocorreu o aquecimento das chapas, foram realizadas, ainda, a medição das temperaturas em três pontos com o mesmo tipo de termopar utilizado para medição de temperatura das ferramentas. Os

dados obtidos foram analisados através do software Excel. Para realizar tal medição, as chapas contaram com furação de 0,8 mm de diâmetro e 20 mm de comprimento ao longo da largura da peça, conforme mostrado na Figura 20. A mesma figura mostra, ainda, as dimensões projetadas da peça, as quais são afetadas pelo retorno elástico após a estampagem.

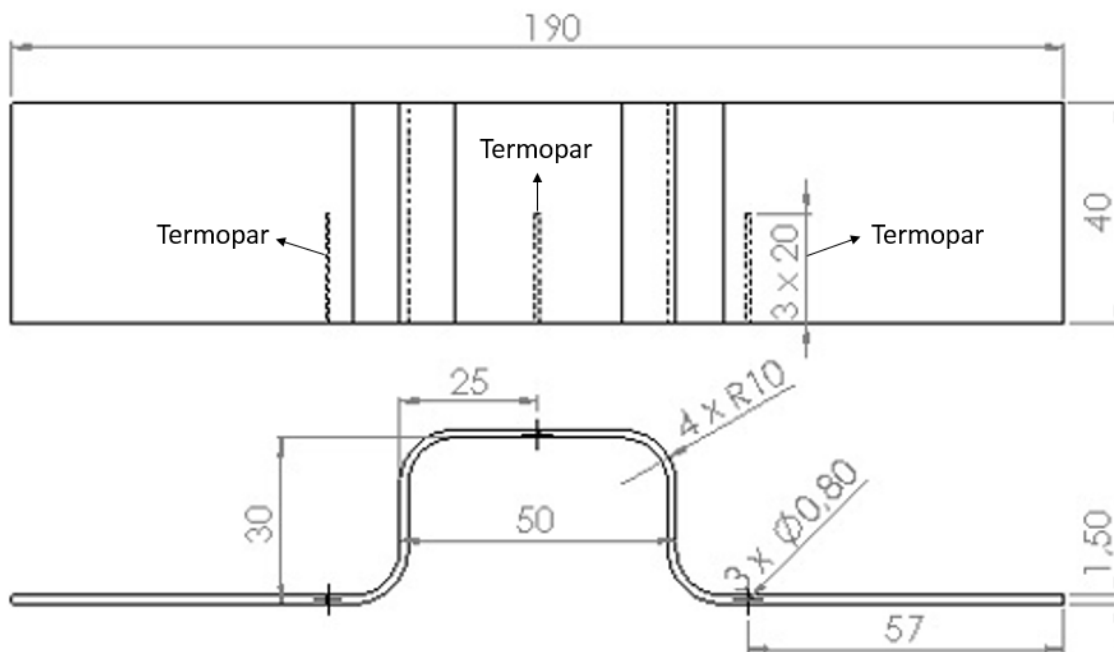


Figura 20 – Dimensões projetadas da peça estampada com indicação dos locais e profundidades em que foram inseridos os termopares

A estampagem da peça foi realizada em uma prensa hidráulica de duplo efeito da marca Dan Presse, com capacidade de 200 kN, utilizando a máxima velocidade de estampagem permitida pela prensa, que é de 19,5 mm/s. As ferramentas montadas na prensa estão apresentadas na Figura 21.

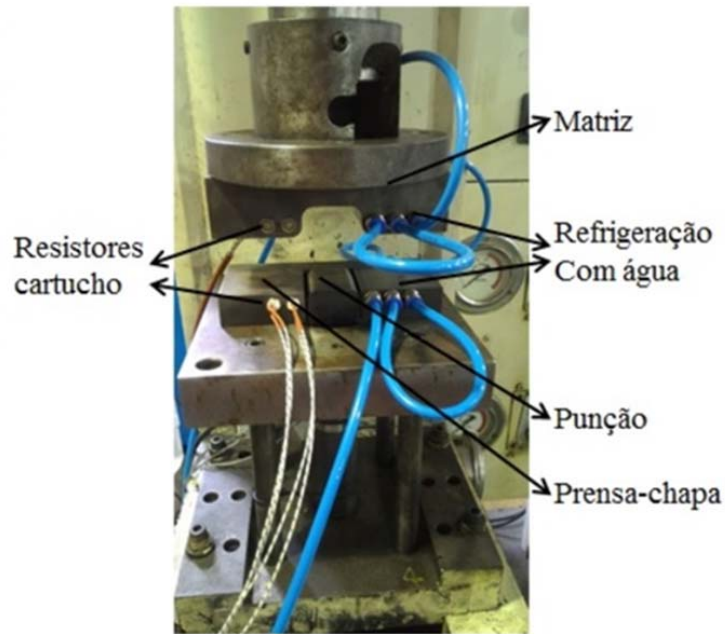


Figura 21 – Detalhe da montagem das ferramentas de estampagem

3.4 Caracterizações realizadas após estampagem

Os corpos de prova foram caracterizados através da determinação do retorno elástico, do perfil de microdureza, das curvas de resfriamento e das microestruturas.

Para a determinação do retorno elástico foram capturadas imagens dos ângulos de dobramento denominados θ_1 , θ_2 , θ_3 e θ_4 (conforme Figura 22) com câmera digital. Os valores do retorno elástico para cada corpos de prova foram determinados utilizando o software SolidWorks.

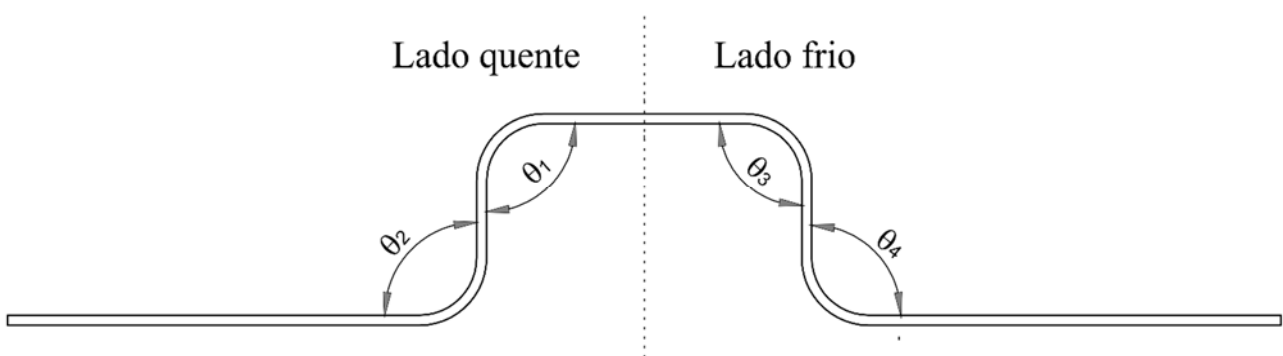


Figura 22 – Definição dos ângulos medidos na peça estampada

Os resultados de retorno elástico são representados pelas variações α_1 , α_2 , α_3 e α_4 , os quais foram calculados de acordo com as seguintes equações:

$$\alpha_1 = \theta_1 - 90^\circ \quad \text{Eq. 01}$$

$$\alpha_2 = \theta_2 - 90^\circ \quad \text{Eq. 02}$$

$$\alpha_3 = \theta_3 - 90^\circ \quad \text{Eq. 03}$$

$$\alpha_4 = \theta_4 - 90^\circ \quad \text{Eq. 04}$$

Onde, $\theta_1, \theta_2, \theta_3$ e θ_4 são os ângulos medidos após a estampagem, podendo os valores de $\alpha_1, \alpha_2, \alpha_3$ e α_4 , serem variações positivas ou negativas.

O retorno elástico angular foi medido em todos os ângulos da peça com o intuito de comparar e verificar se há diferença de retorno elástico entre as partes da peça utilizando o sistema de arrefecimento parcial da matriz, para as faixas de temperaturas adotadas.

Uma análise de variância foi usada para determinar a influência das variáveis do processo sobre a variáveis de saída ($\alpha_1, \alpha_2, \alpha_3$ e α_4). A variável do processo (parâmetros) foi considerada significativa para valores de p iguais ou inferiores a 0,05 (valor crítico adotado), o que indica um nível de confiança igual ou superior a 95% em relação ao que está sendo declarado. Além disso, a contribuição percentual de cada fator também foi estimada pela soma dos quadrados. O valor p é uma probabilidade que mede a evidência contra a hipótese nula. Quanto menor a probabilidade, mais forte isso fornece evidência contra a hipótese nula. O valor F é o teste estatístico usado para determinar se o termo está associado à resposta, ou seja, quanto maior for o valor F, mais influente será o fator na resposta (MONTGOMERY, 2017).

Foi traçado o perfil de microdureza Vickers na espessura da peça estampada, sendo uma medida a cada 5mm, resultando em 39 pontos ao longo do corpo de prova estampado, cujo esquema pode ser visualizado na Figura 23, tendo como referência o centro da peça (ponto 20). Também foi realizada a análise metalográfica para verificar a microestrutura obtida nas regiões correspondentes aos pontos 8, 20 e 32, que estão destacados na figura. A parte sobressalente da chapa não foi avaliada.

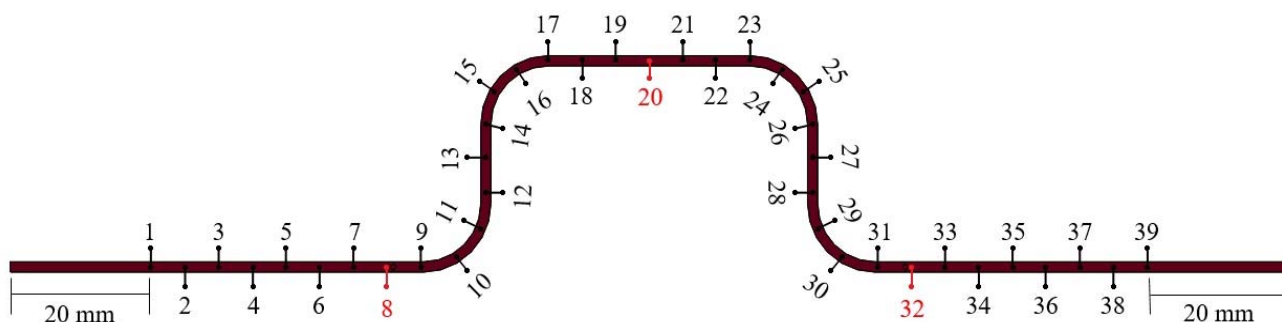


Figura 23 – Pontos de microdureza medidos da peça estampada

Essas análises foram realizadas na espessura da chapa no ponto médio da largura e, para tal, as peças foram cortadas em cortadora metalográfica, embutidas e lixadas com lixas de 100 μ m 220 μ m 320 μ m 400 μ m 600 μ m e 1200 μ m. O procedimento de lixamento e polimento das amostras foi realizado nas mesmas condições da caracterização da matéria prima. O ataque químico foi realizado apenas nas peças cujas microestruturas deveriam ser reveladas, utilizando Nital 2%.

A leitura das temperaturas da chapa durante a estampagem, tornou possível obter a curva de resfriamento nos três pontos da peça que estavam em contato com os termopares para cada condição de experimentos especificados.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 Caracterização do material

Os resultados para a composição química do aço USIBOR[®] 1500 são apresentados no Quadro 3 e são semelhantes aos resultados apresentados no item 2.1.3. Os altos percentuais de alumínio e silício devem-se a presença do revestimento durante a análise química.

Quadro 3 – Percentual em massa do elementos químicos do USIBOR[®] 1500

Composição química (% em massa)						
Elemento	C	Mn	Cr	Nb	Ti	B
Composição	0,20170	1,17950	0,17485	0,00340	0,03235	0,00235

Na Figura 24(a) e Figura 24(b) pode ser observada a camada de revestimento e a microestrutura do aço USIBOR[®] 1500, respectivamente. A camada de revestimento de Al-Si tem, em média, 30,2 μm de espessura e tem a função de proteger o material predominante contra a corrosão. A microestrutura é formada por ferrita (partes claras da microestrutura) e perlita fina (partes escuras da microestrutura).

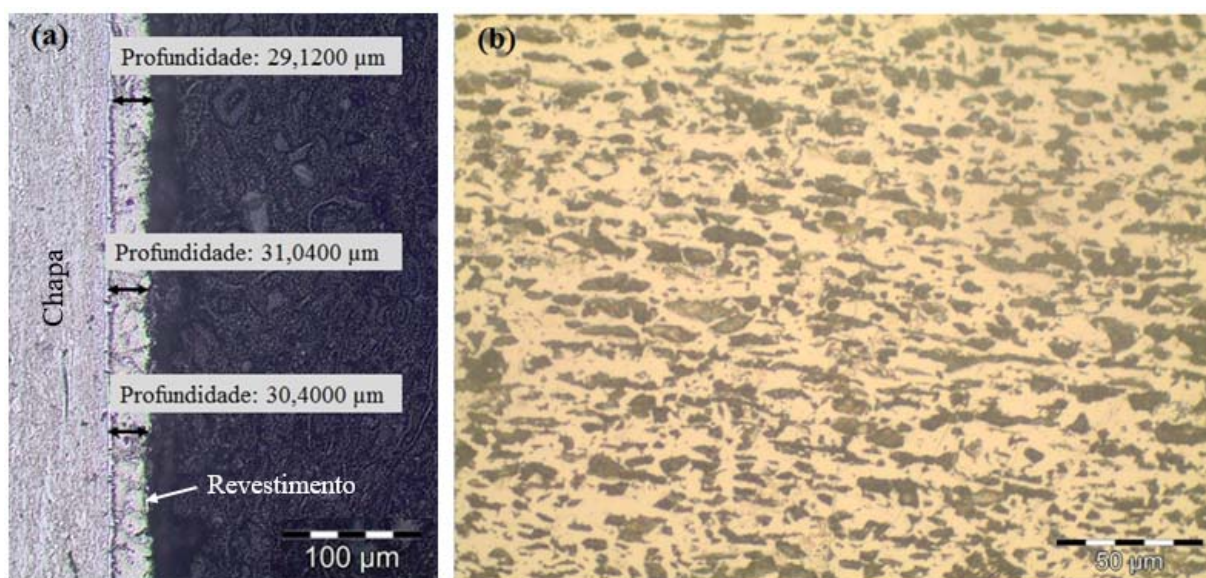


Figura 24 – Características do USIBOR[®] 1500 antes de estampado e temperado: (a) revestimento e; (b) microestrutura

O ensaio de microdureza Vickers foi realizado nas amostras da chapa, apresentando um valor médio, de 192,8 HV_{0,2}. Este valor está coerente, pois a microestrutura apresenta, aproximadamente,

40% de perlita fina com microdureza média de 350 HV e 60% de ferrita com microdureza média de 85 HV, gerando uma microdureza média para a microestrutura de 191 HV. (CALLISTER; RETHWISCH, 2007). As proporções das fases foram obtidas através da análise de imagem no software imageJ.

A partir dos ensaios de tração, realizados nas três direções em relação ao sentido de laminação, foram obtidos os valores de tensão de escoamento, resistência à tração e alongamento, os quais são apresentados na Tabela 3. Os valores encontrados são semelhantes aos valores fornecidos pelo fabricante (ARCELLORMITTAL, 2003) e por Turetta (2008).

Tabela 3 – Características mecânicas do aço USIBOR[®] 1500 antes de tratamento térmico

Propriedade do material	Valor medidos	Valores - literatura
Limite de escoamento – R_e – (MPa)	463	400
Resistência a tração – R_m – (MPa)	621	600
Alongamento – A – (%)	21	21

4.2 Perfil de microdureza Vickers

Os perfis de microdureza foram traçados ao longo dos 39 pontos, especificados na Figura 23. Foram calculados a microdureza média em cada ponto e os desvios padrão de amostras, considerando que foram ensaiadas 3 peças em cada condição de ensaio. O resultado do perfil de microdureza médio obtido para a peça estampada a frio, ou seja, sem aquecimento da chapa e com as ferramentas à temperatura de 25 °C é mostrado na Figura 25.

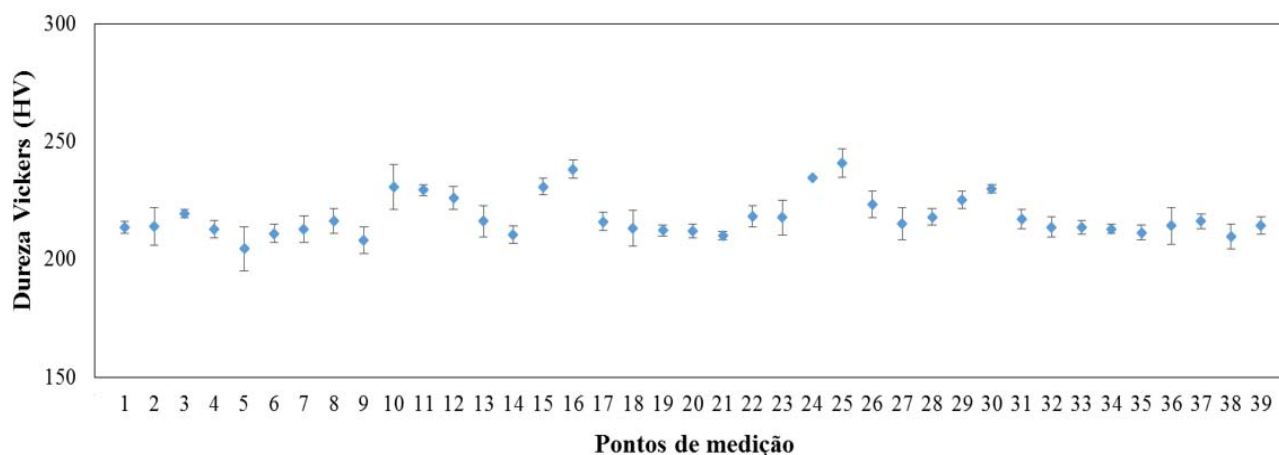


Figura 25 – Média do perfil de microdureza em chapas estampadas a frio

No ensaio a frio observa-se que ocorre uma pequena variação no perfil de microdureza ao longo da peça. Esta diferença de microdureza é comprovada através de um teste estatístico Kruskal-Wallis, o qual verifica se hipótese nula (microdureza são iguais) é verdadeira. Neste teste foi verificado que o p-valor foi menor que 0,05 (p-valor = 0,0000) podendo afirmar, com 95% de confiabilidade, que existe diferença significativa entre as medianas das microdureza medidas. Esta diferença pode ser observada nos raios de curvaturas (pontos 10, 11, 15, 16, 24, 25, 29 e 30) onde os valores apresentaram um aumento da microdureza, possivelmente devido à deformação ocorrida na região.

O perfil de microdureza obtido para as condições de aquecimento da chapa a 1000°C, com as ferramentas à temperatura ambiente, está apresentado na Figura 26.

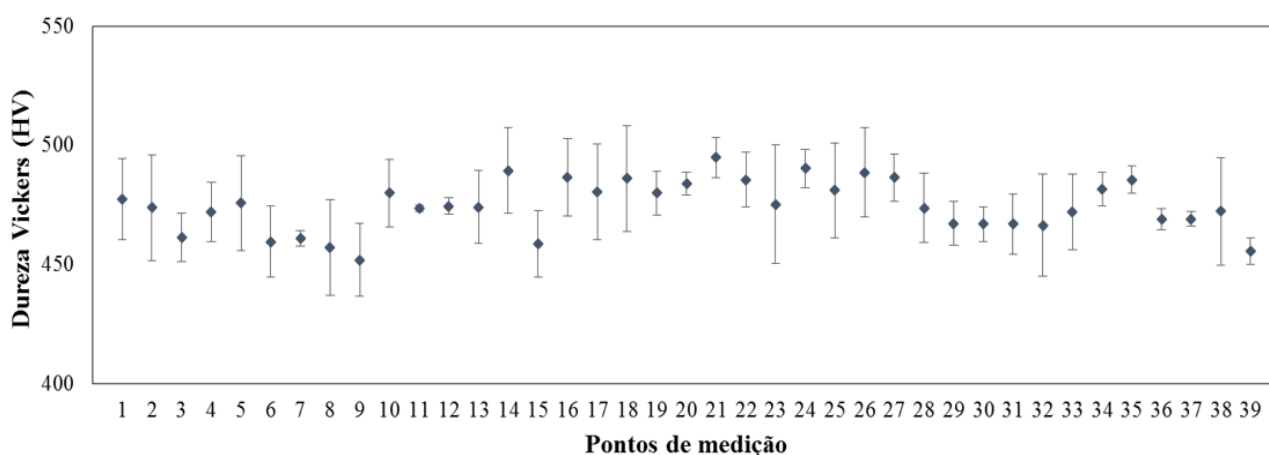


Figura 26 – Média do perfil de microdureza em chapas austenitizadas a 1000°C e estampadas em ferramentas não refrigeradas, em temperatura ambiente de, aproximadamente 25°C

De acordo com o teste estatístico Kruskal-Wallis não há evidências de diferenças significativas entre os valores de microdureza, pois foi verificado que o p-valor é maior que 0,05 (p-valor = 0,0628). As peças estampadas nas ferramentas sem refrigeração apresentaram uma média de microdureza de 474,4 HV_{0,2} e desvio padrão médio de 15,9 HV_{0,2}.

Outra observação que pode ser feita é que houve um aumento significativo na microdureza das chapas estampadas a quente em relação as chapas estampadas a frio. Este aumento da microdureza está relacionado ao processo de têmpera ocorrido durante a estampagem a quente das chapas, o qual provavelmente alterou a microestrutura do material.

A Figura 27 apresenta o perfil de microdureza obtido para as peças com lado aquecido a 100°C, os pontos de 1 a 9 representam o lado aquecido que esteve em contato com a chapa durante todo processo de conformação.

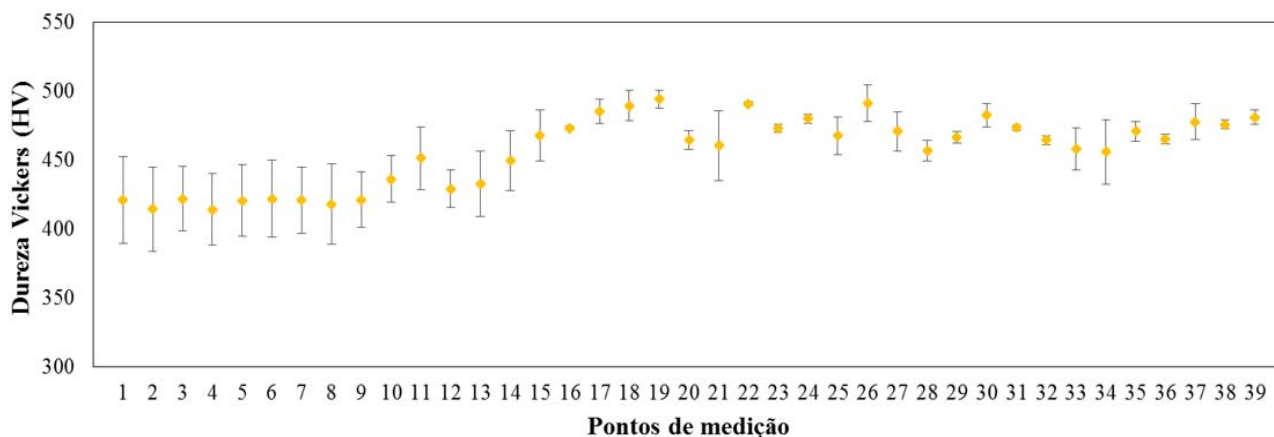


Figura 27 – Média do perfil de microdureza em chapas austenitizadas a 1000°C e estampadas em ferramentas aquecidas parcialmente a 100°C e refrigeradas a 25°C

Percebe-se que as microdurezas apresentadas no lado aquecido apresentaram média de microdureza menores que o restante da peça, isto é, um valor de $418,4 \pm 22,4 \text{ HV}_{0,2}$ para a região aquecida e um valor de $467,7 \pm 19,7 \text{ HV}_{0,2}$ para o restante da peça. Também, através do teste estatístico Kruskal-Wallis, foi verificado que o p-valor foi menor que 0,05 (p-valor = 0,0000) podendo afirmar, com 95% de confiabilidade, que existe diferença significativa entre as medianas das microdureza medidas. Esta diferença de microdureza ocorreu devido às diferentes taxas de resfriamento no processo de estampagem, as quais serão apresentadas e discutidas no próximo subtítulo.

A condição de aquecimento a 200°C resultou no perfil de microdureza que está apresentado na Figura 28.

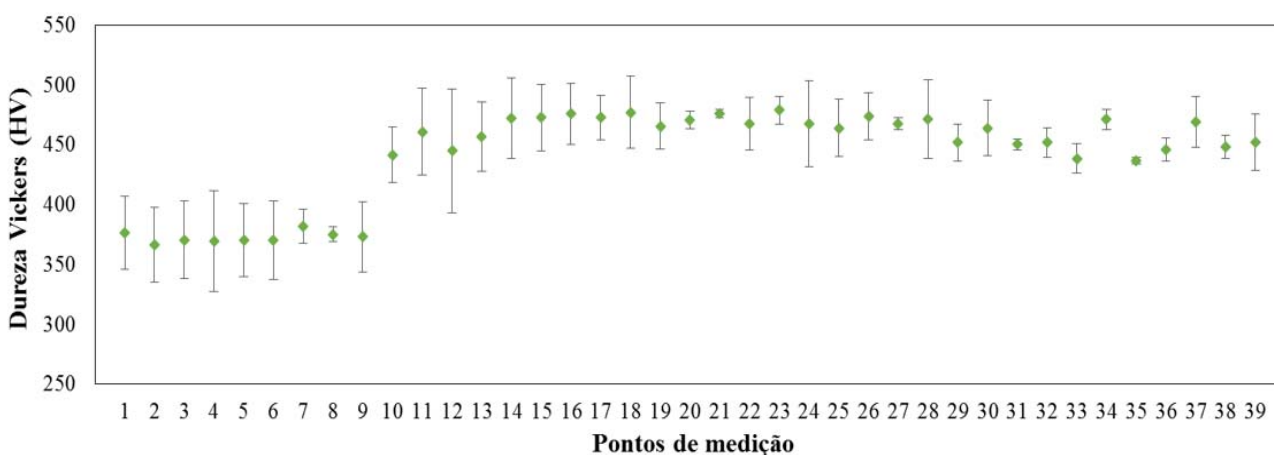


Figura 28 – Média do perfil de microdureza em chapas austenitizadas a 1000°C e estampadas em ferramentas aquecidas parcialmente a 200°C e refrigeradas a 25°C

Para essa condição é possível verificar uma diminuição dos valores de microdureza obtidos nos pontos em contato com a região aquecida. Os pontos de 1 a 9 (região aquecida) apresentaram

microdureza média de $372,7 \pm 25,0 \text{ HV}_{0,2}$ e o restante da peça apresentou microdureza média de $461,9 \pm 22,6 \text{ HV}_{0,2}$.

Os resultados da última condição, cujo aquecimento foi de 300°C , está apresentado na Figura 29.

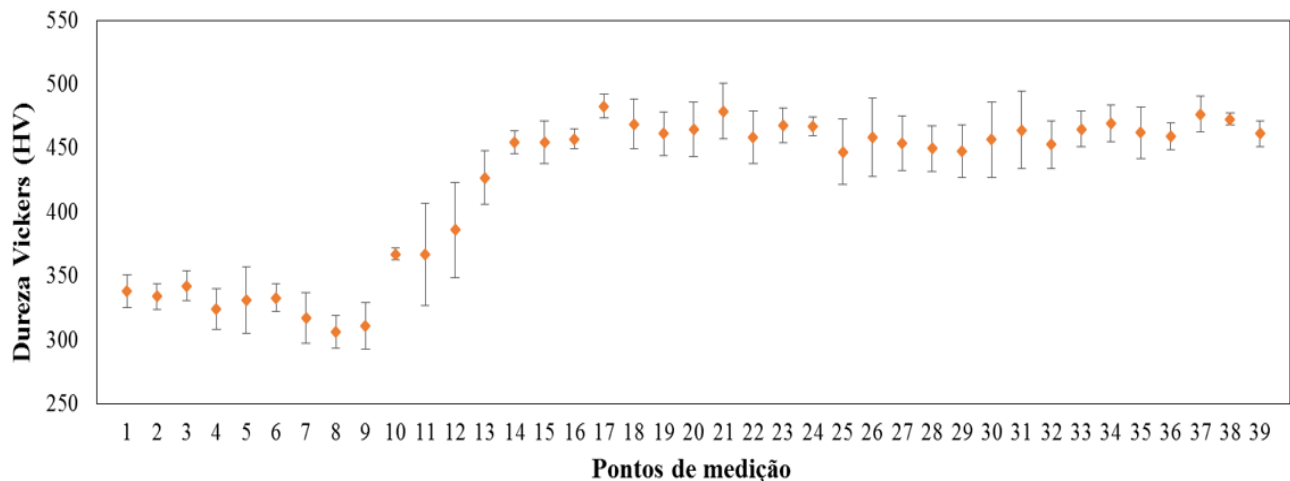


Figura 29 – Média do perfil de microdureza em chapas austenitizadas a 1000°C e estampadas em ferramentas aquecidas parcialmente a 300°C e refrigeradas a 25°C

O perfil de microdureza para essa condição de aquecimento apresentou a maior variação de microdurezas ao longo da peça estampada. A parte da peça em contato com o lado aquecido apresentou microdureza média de $326,4 \pm 18,0 \text{ HV}_{0,2}$ e microdureza média de $452,0 \pm 33,1 \text{ HV}_{0,2}$ para o restante da peça. Essa diminuição de microdureza na região aquecida também está associada a diminuição da taxa de resfriamento e conseqüentemente a mudanças na microestrutura do material.

Os valores médios de microdureza foram plotados em um mesmo gráfico (Figura 30) para melhor visualizar as variações obtidas nos ensaios.

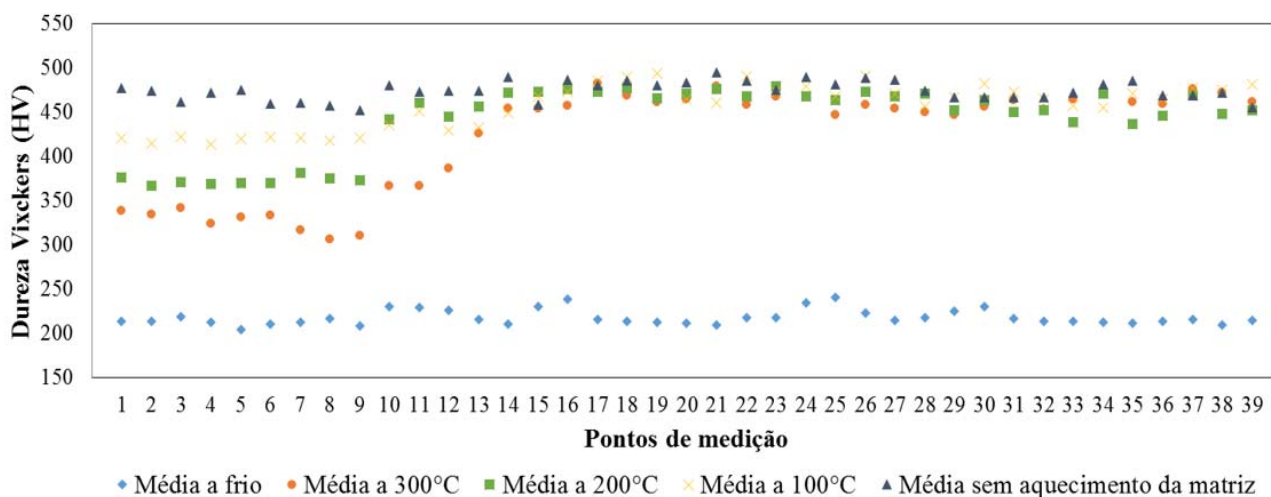


Figura 30 – Comparação entre as médias dos perfis de microdureza obtidos em todas as condições de ensaio

De modo geral, a partir da Figura 30, pode-se notar que, à medida que a temperatura na região aquecida aumenta, os valores de microdurezas diminuem. Isso ocorre devido a alteração na microestrutura gerada pelas diferentes taxas de resfriamento na região aquecida.

4.3 Curvas de resfriamento

O acompanhamento das temperaturas das peças, com termopares, durante o aquecimento e conformação permitiu traçar as curvas de resfriamento para uma peça em cada condição de aquecimento estabelecida. As curvas foram plotadas sobrepondo o diagrama TTT do USIBOR[®] 1500, e não foi realizada a medição das temperaturas para a Condição 1, por tratar-se de um processo de estampagem a frio.

A seguir, está apresentado, na Figura 31, o diagrama TTT do USIBOR[®] 1500 com as curvas obtidas para a Condição 2, onde ocorreu o aquecimento da chapa e a estampagem foi realizada em ferramentas à temperatura ambiente, sem sistema de arrefecimento ou aquecimento.

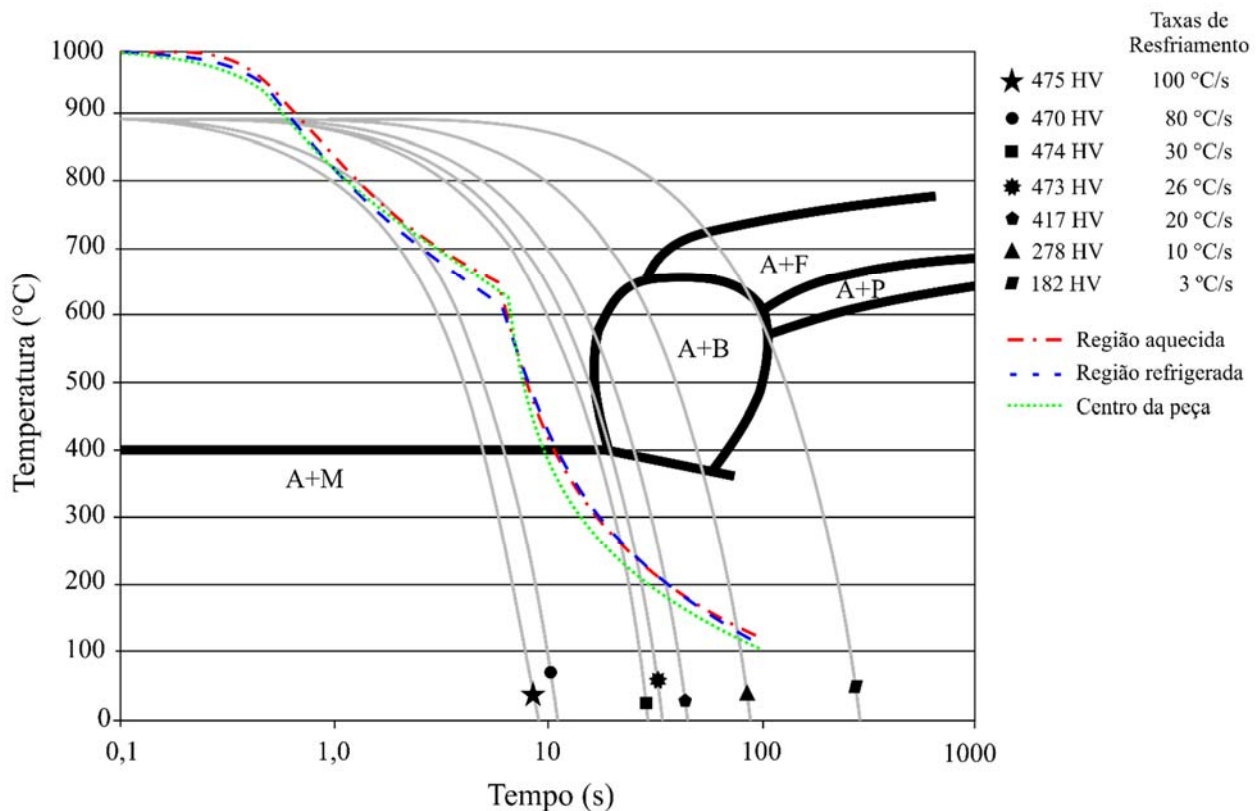


Figura 31 – Diagrama TTT do aço USIBOR® 1500 com as curvas de resfriamento obtida para o aço durante a estampagem a quente com ferramentas à temperatura de 25°C

Nessa situação, a estampagem iniciou próxima aos 600°C e as curvas apresentaram pouca diferença entre elas, ambas entrando diretamente na fase martensítica e apresentando valores finais de dureza entre 451,8 HV_{0,2} e 474,4 HV_{0,2}.

As Figuras 32, 33 e 34 correspondem a estampagem realizada com refrigeração diferencial com temperatura de refrigeração a 25°C. A Figura 32 apresenta o diagrama TTT com as curvas obtidas para temperatura de aquecimento das ferramentas de 100°C (Condição 3).

Para essa situação, é possível visualizar que a parte da peça em contato com as ferramentas aquecidas apresenta curva com pequeno afastamento das demais, a qual tangencia a linha que delimita o início da transformação bainítica. Essa parte da peça (considerando os pontos 1 a 9) apresentou dureza média de 419 HV_{0,2}.

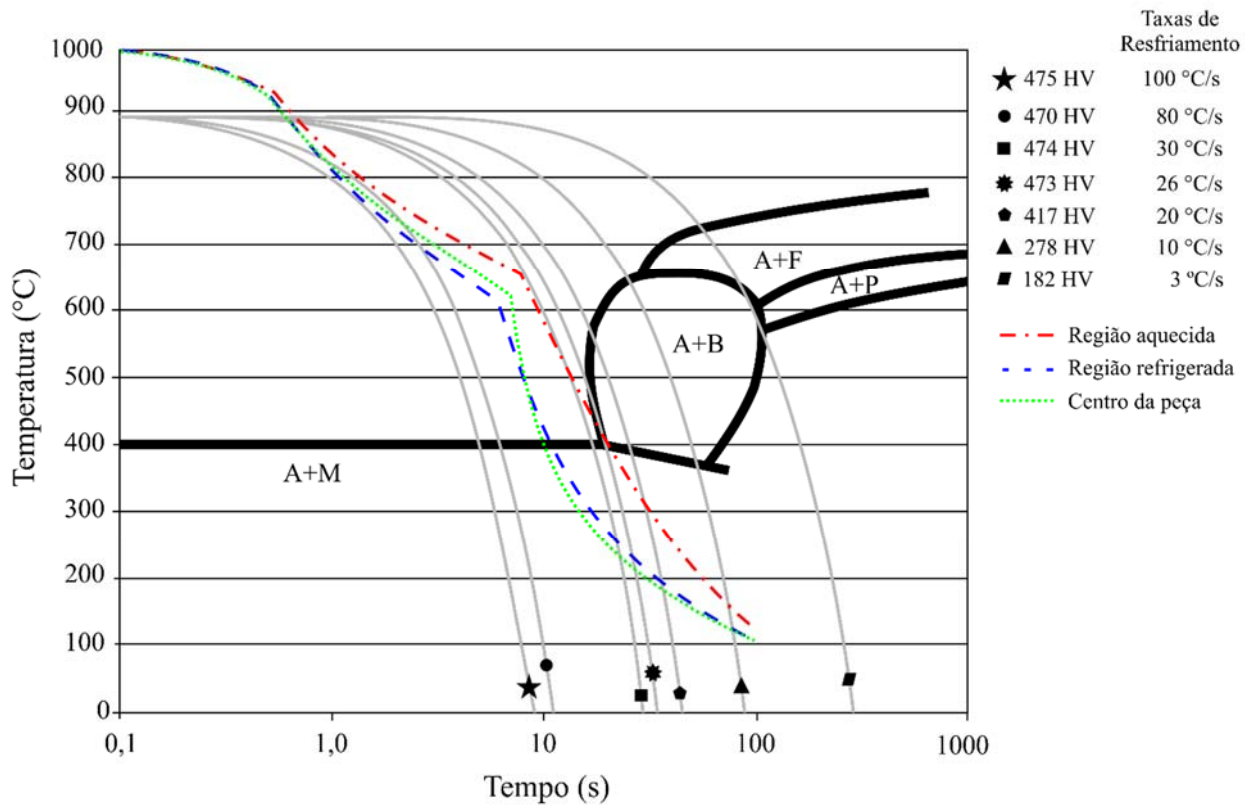


Figura 32 – Diagrama TTT do aço USIBOR[®] 1500 com as curvas de resfriamento obtida para o aço durante a estampagem a quente com ferramentas aquecidas parcialmente a 100°C e refrigeradas a 25°C

As curvas de resfriamento obtidas para Condição 4, em que as temperaturas de aquecimento foram de 200°C, estão apresentadas na Figura 33.

Se comparada a curva medida com a curva do diagrama que representa a taxa de resfriamento de 20°C/s, nota-se que ambas entraram na área de formação da bainita em um período de tempo muito próximo, porém, a curva medida permanece nessa região por um período ligeiramente maior. Essa situação pode justificar as durezas obtidas na região aquecida da peça, cuja média foi de 372,7 HV_{0,2}, sendo um pouco mais baixas do que a dureza indicada no diagrama, de 417 HV.

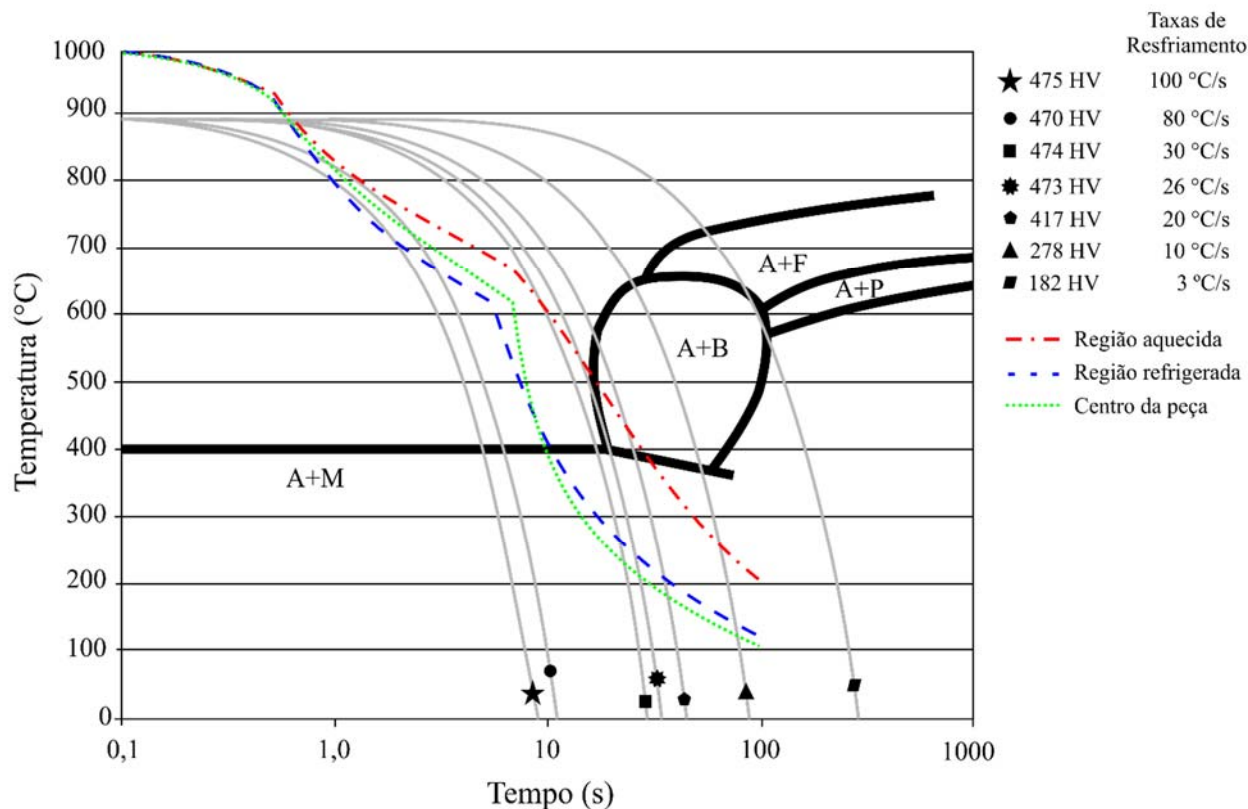


Figura 33 – Diagrama TTT do aço USIBOR® 1500 com as curvas de resfriamento obtida para o aço durante a estampagem a quente com ferramentas aquecidas parcialmente a 200°C e refrigeradas a 25°C

A Figura 34 apresenta a curva de resfriamento plotada sobre o diagrama TTT para Condição 5, onde o lado aquecido das ferramentas apresentava temperatura de 300°C. Nota-se que a curva da região aquecida distancia-se das demais nos primeiros 10 segundos, isso ocorre porque a chapa é colocada sobre as ferramentas que estão em diferentes condições de temperatura. A região aquecida da peça entra na área de formação da bainita, no período de tempo semelhante ao apresentado na Figura 33 para a região quente, porém, com temperatura pouco acima de 500°C e com um queda ligeiramente mais suavizada permanece nessa área por mais tempo. O valor de dureza médio dos pontos 1 a 9 para essa condição foi de 326,4 HV_{0,2}.

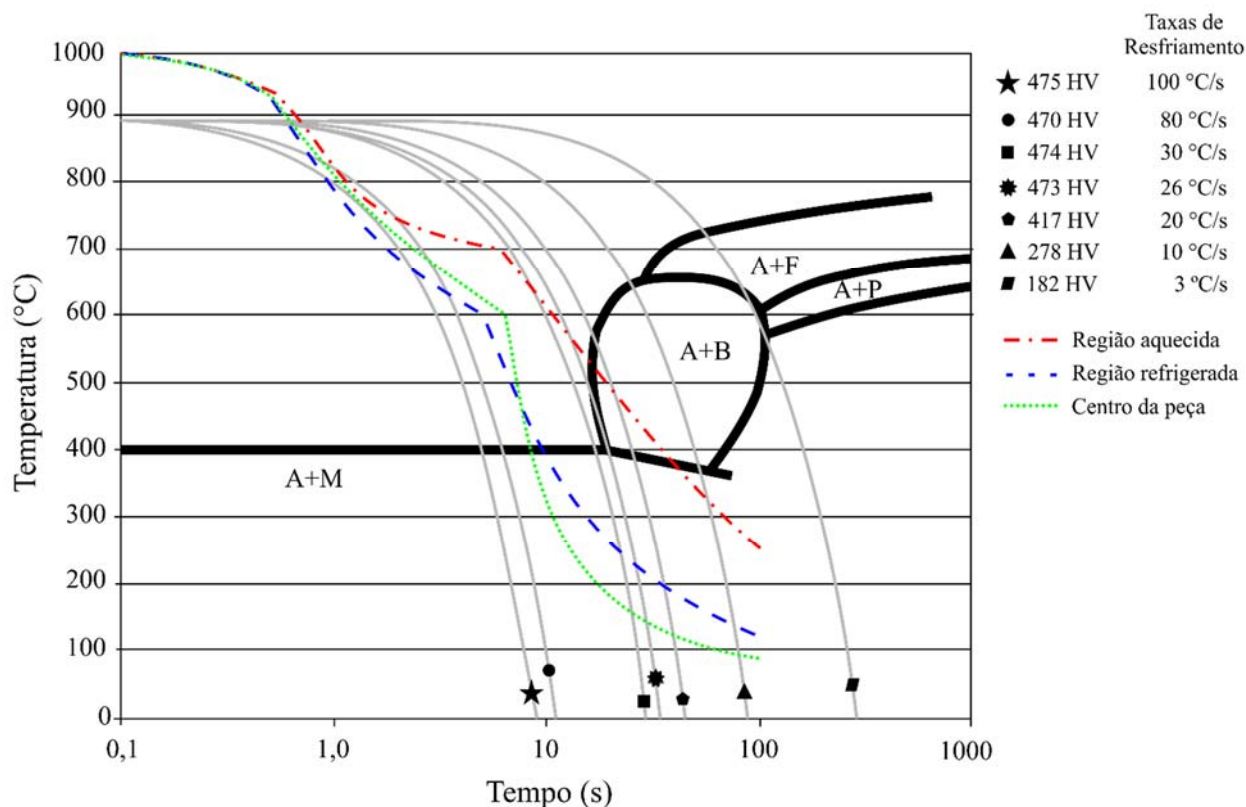


Figura 34 – Diagrama TTT do aço USIBOR® 1500 com as curvas de resfriamento obtida para o aço durante a estampagem a quente com ferramentas aquecidas parcialmente a 300°C e refrigeradas a 25°C

4.4 Análise microestrutural

Após análise das curvas de resfriamento, as análises metalográficas foram realizadas nas regiões próximas aos pontos 8 (região aquecida), 20 (centro da peça) e 32 (região refrigerada). Isso para verificar as possíveis alterações de microestrutura ocorrida devido às diferentes taxas de resfriamento em cada região.

A Figura 35 apresenta as microestruturas das três regiões citadas e para a condição 2 de estampagem (aquecimento da chapa à 1000 °C e conformação nas ferramentas à temperatura ambiente). Também, estão apresentados os valores de microdureza medidos nos pontos correspondentes.

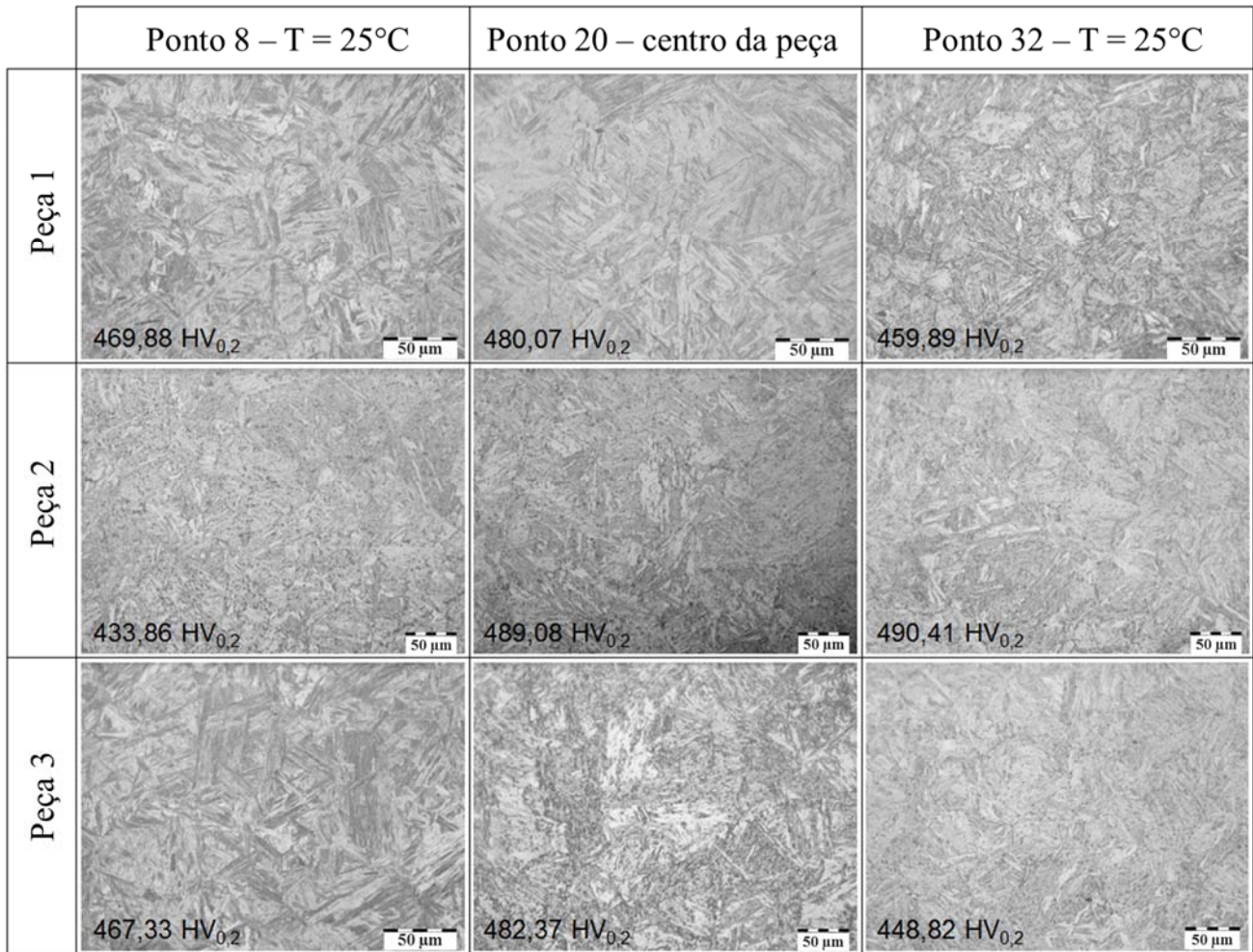


Figura 35 – Microestrutura das regiões próximas aos pontos 8, 20 e 32 dos três corpos de prova referentes a condição 2

Através das análises das metalografias, dos perfis de microdureza e das curvas de resfriamento, pode-se dizer que a microestrutura formada foi martensita. Essa afirmação está de acordo com o estudo realizado com o aço ao boro 22MnB5 por Naderi, Saeed-Akbari e Bleck (2008), consideraram que valores de microdureza superiores a 400 HV_{0,8} configuram uma região com microestrutura martensítica, valores de microdureza entre 200 e 400 HV_{0,8} possuem microestrutura bainítica e valores de microdureza menores que 200 HV_{0,8} caracterizam regiões com microestrutura ferrítica.

A Figura 36 mostra as micrografias realizadas para a condição 3 de estampagem.

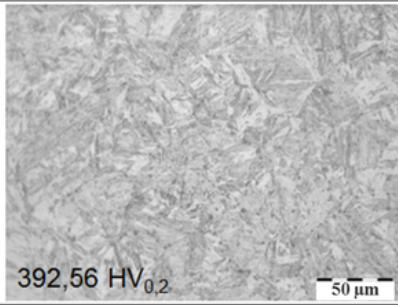
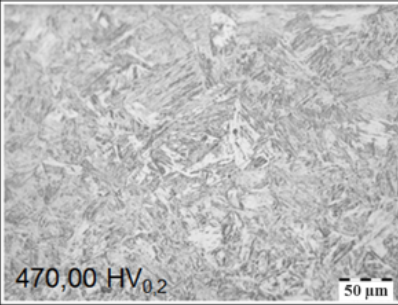
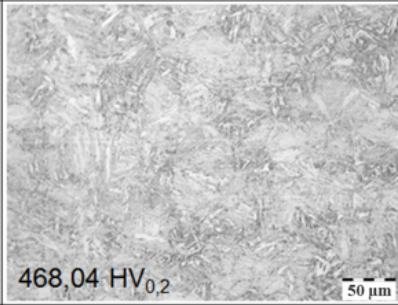
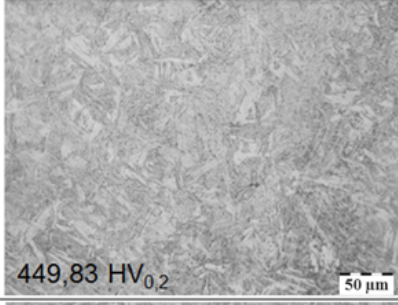
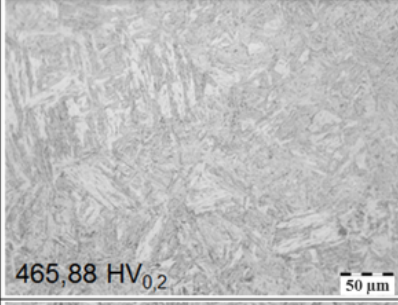
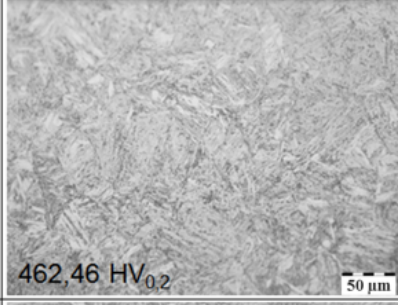
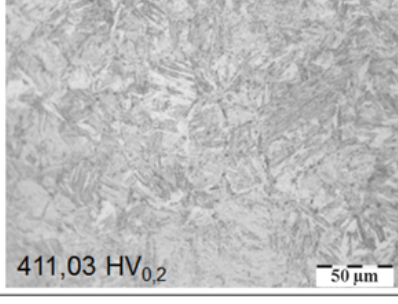
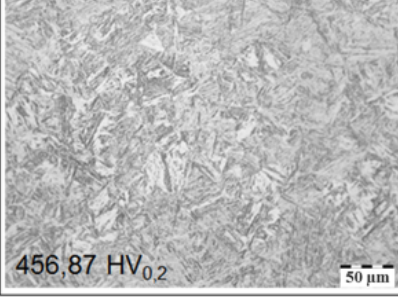
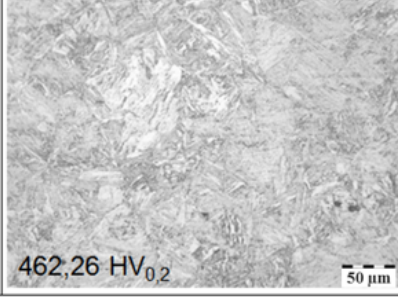
	Ponto 8 – T = 100°C	Ponto 20 – centro da peça	Ponto 32 – T = 25°C
Peça 1	 392,56 HV _{0,2} 50 µm	 470,00 HV _{0,2} 50 µm	 468,04 HV _{0,2} 50 µm
Peça 2	 449,83 HV _{0,2} 50 µm	 465,88 HV _{0,2} 50 µm	 462,46 HV _{0,2} 50 µm
Peça 3	 411,03 HV _{0,2} 50 µm	 456,87 HV _{0,2} 50 µm	 462,26 HV _{0,2} 50 µm

Figura 36 – Microestrutura das regiões próximas aos pontos 8, 20 e 32 dos três corpos de prova referentes a condição 3

Os resultados obtidos para a situação de aquecimento parcial das ferramentas a 100 °C apresentam microestruturas predominantemente martensíticas. A Peça 1 apresenta valor de microdureza abaixo de 400 HV_{0,2}, o que pode sugerir o surgimento de pontos isolados com a presença de bainita.

Na Figura 37 são apresentadas as micrografias para a condição 4 de estampagem. Na região próxima ao ponto 8 (região aquecida a 200 °C) houve uma redução significativa da microdureza caracterizando a formação de uma microestrutura bainítica e martensítica. Essa formação microestrutural também é corroborada através da análise das curvas de resfriamento realizada anteriormente. Para as demais regiões (próximas aos pontos 20 e 32) a microestrutura caracteriza-se como martensita.

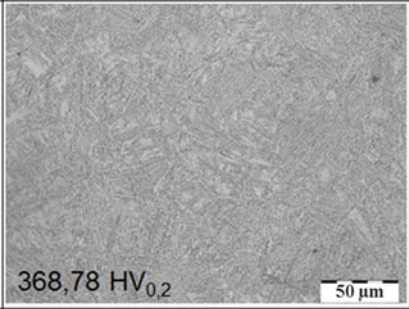
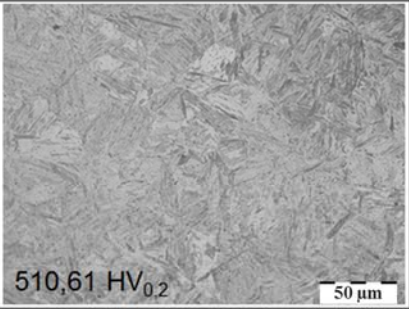
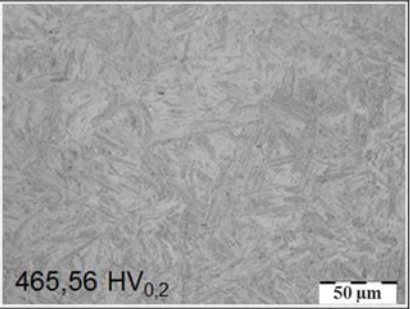
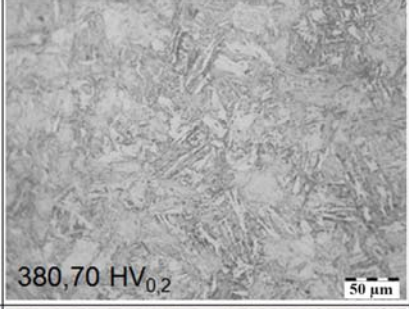
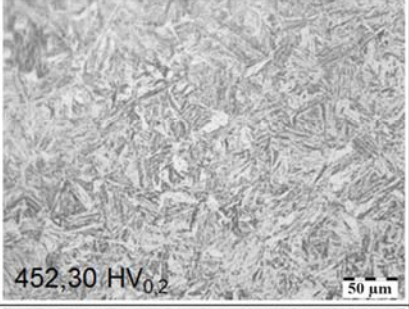
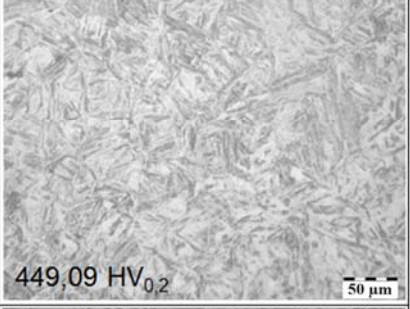
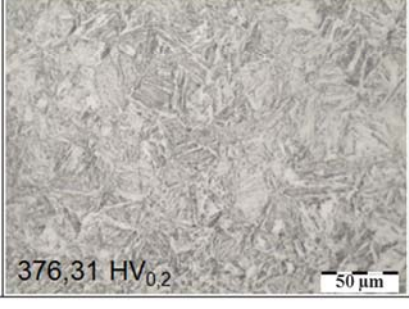
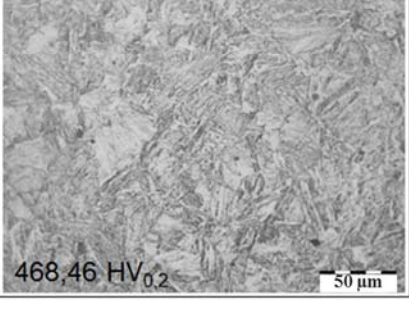
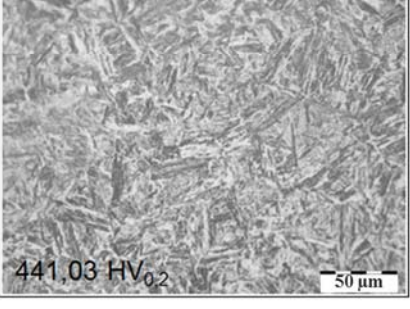
	Ponto 8 - T = 200°C	Ponto 20 - centro da peça	Ponto 32 - T = 25°C
Peça 1	 368,78 HV _{0,2} 50 μm	 510,61 HV _{0,2} 50 μm	 465,56 HV _{0,2} 50 μm
Peça 2	 380,70 HV _{0,2} 50 μm	 452,30 HV _{0,2} 50 μm	 449,09 HV _{0,2} 50 μm
Peça 3	 376,31 HV _{0,2} 50 μm	 468,46 HV _{0,2} 50 μm	 441,03 HV _{0,2} 50 μm

Figura 37 – Microestrutura das regiões próximas aos pontos 8, 20 e 32 dos três corpos de prova referentes a condição 4

Os resultados referentes às microestruturas para a última condição de estampagem (condição 5) estão apresentados na Figura 38.

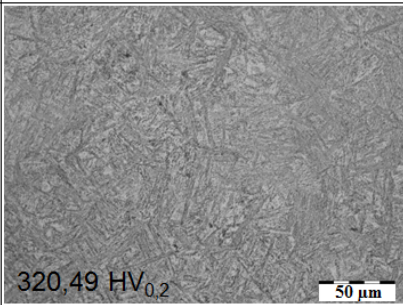
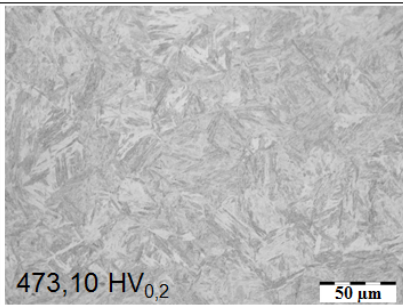
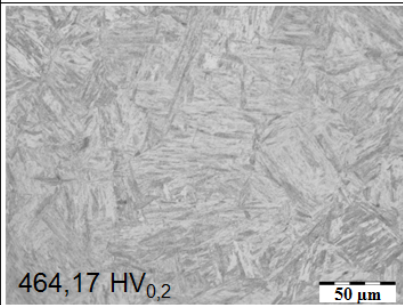
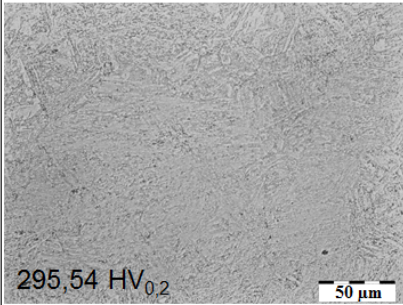
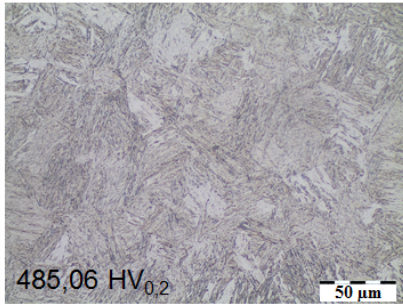
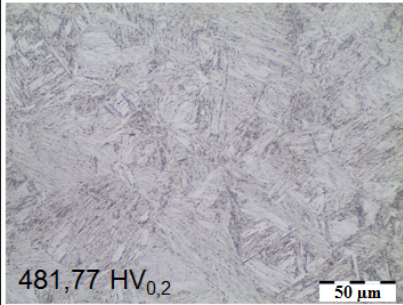
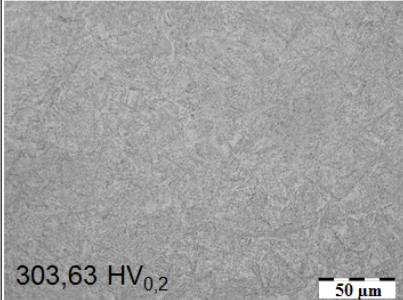
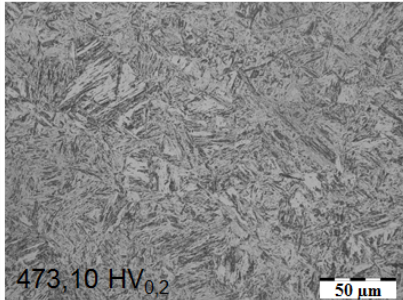
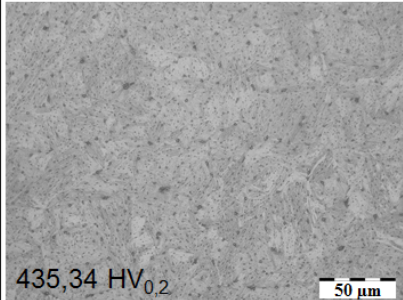
	Ponto 8 - T = 300°C	Ponto 20 - centro da peça	Ponto 32 - T = 25°C
Peça 1			
Peça 2			
Peça 3			

Figura 38 – Microestrutura das regiões próximas aos pontos 8, 20 e 32 dos três corpos de prova referentes a condição 5

É possível notar uma considerável queda na microdureza das partes em contato com as ferramentas aquecidas (região aquecida a 300 °C), sendo os valores obtidos próximos a 300 HV_{0,2}, sugerindo, dessa forma, que a microestrutura final é formada por bainita, possivelmente com ilhas isoladas de martensita. Nas demais regiões, centro da peça e lado refrigerado, a microestrutura é martensita.

4.5 Retorno elástico

Os resultados de retorno elástico medidos em todas as peças estampadas, através do Software SolidWorks, conforme condições de estampagem estão ilustrados na Figura 39.

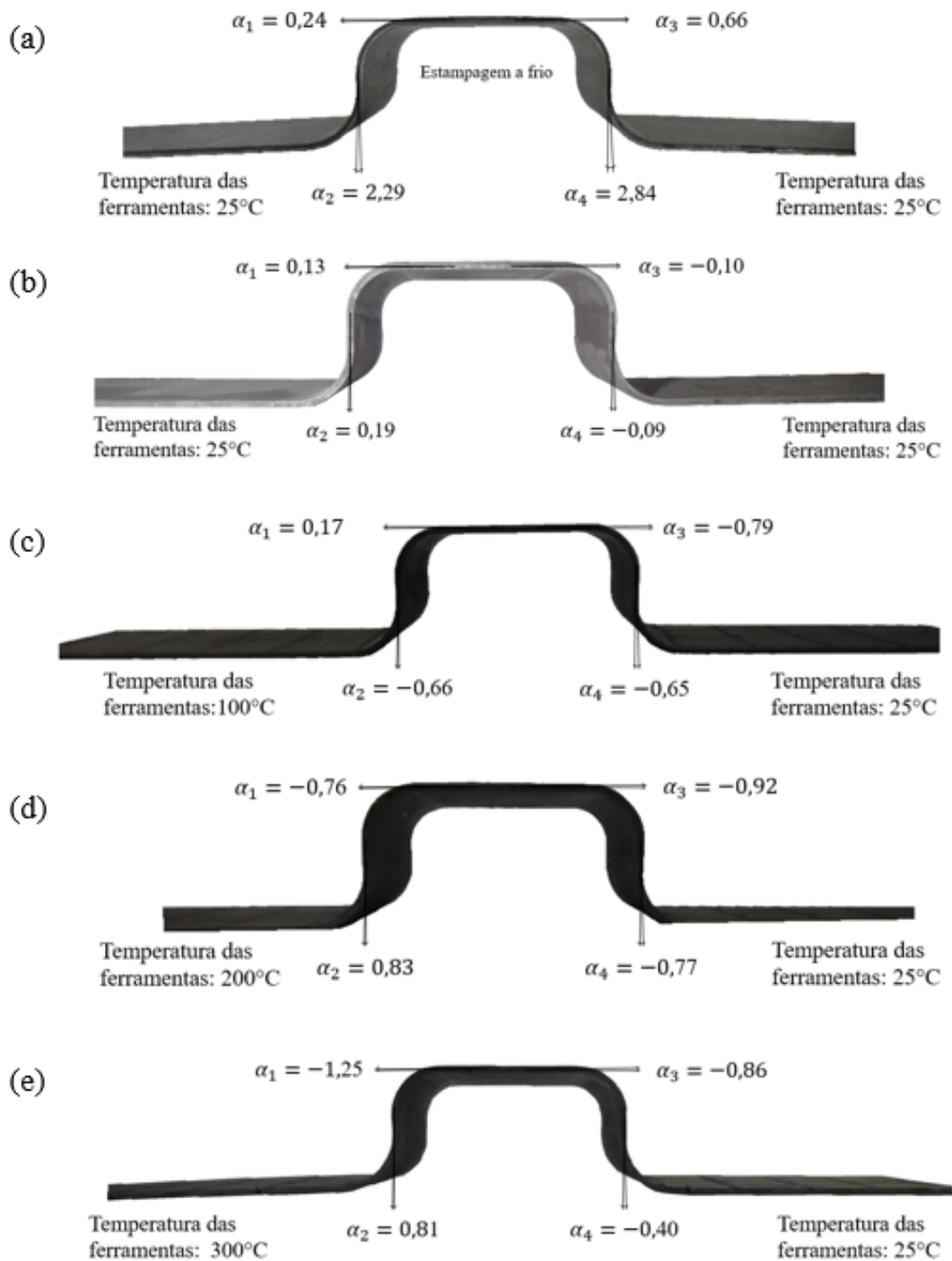


Figura 39 – Média de retorno elástico medidos nas diferentes condições de estampagem: (a) Condição 1; (b) Condição 2; (c) Condição 3; (d) Condição 4 (e) Condição 5

As análises de variâncias para o retorno elástico das diferentes regiões de curvaturas podem ser vistos nas Tabelas 4 ,5, 6 e 7. Pode-se afirmar que, com 95% de confiabilidade, as condições de estampagem tiveram influência significativa sobre o retorno elástico dessas regiões, pois apresentaram

um valor de p menor que 0,05 para todas as regiões. Também, é possível dizer que as condições de estampagem possuem mais de 90% de contribuição sobre o retorno elástico.

Tabela 4 – Análise de variância para o retorno elástico do ângulo α_1 lado quente

Fator	Soma dos Quadrados	Grau de Liberdade	Média dos Quadrados	Valor de F	Valor de P	Percentual de Contribuição
Condições de Estampagem	5,4163	4	1,3541	46,7893	0,0000	94,9
Erro	0,2894	10	0,0289			5,1
Total	5,7057					

Tabela 5 – Análise de variância para o retorno elástico do ângulo α_2 lado quente

Fator	Soma dos Quadrados	Grau de Liberdade	Média dos Quadrados	Valor de F	Valor de P	Percentual de Contribuição
Condições de Estampagem	14,4458	4	3,6115	36,0232	0,0000	93,5
Erro	1,0025	10	0,1003			6,5
Total	15,4483					100

Tabela 6 – Análise de variância para o retorno elástico do ângulo α_3 lado frio

Fator	Soma dos Quadrados	Grau de Liberdade	Média dos Quadrados	Valor de F	Valor de P	Percentual de Contribuição
Condições de Estampagem	5,9804	4	1,4950	25,7626	0,0000	91,1
Erro	0,5803	10	0,0580			8,9
Total	6,5607					100

Tabela 7 – Análise de variância para o retorno elástico do ângulo α_4 lado frio

Fator	Soma dos Quadrados	Grau de Liberdade	Média dos Quadrados	Valor de F	Valor de P	Percentual de Contribuição
Condições de Estampagem	27,1883	4	6,7971	72,7687	0,0000	96,7
Erro	0,9341	10	0,0934			3,3
Total	28,1224					100

Como o retorno elástico variou para cada região pode ser observado nos gráficos das Figuras 40, 41, 42 e 43. Na Figura 40 tem-se o retorno elástico (α_1) ocorrido no ângulo θ_1 que diz respeito a região da peça considerada como “lado quente”, mesmo que nas condições 1 e 2 não tenha ocorrido o aquecimento das ferramentas. Observa-se que, para esse ângulo, as condições 1, 2 e 3 apresentaram α_1 baixo, com valores médios mais próximo de zero (0,24°, 0,13° e 0,17°, respectivamente). Nas condições 4 e 5 houve um aumento do retorno elástico em relação às demais, que apresentaram valores negativos.

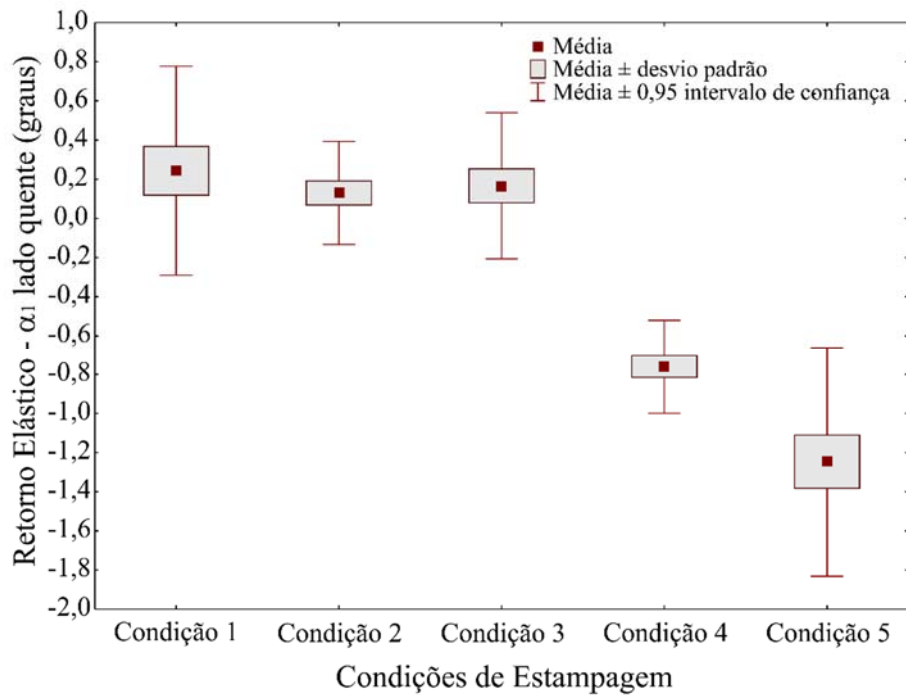


Figura 40 – Retorno elástico (α_1) em relação às diferentes condições de estampagem para o ângulo θ_1 do lado aquecido

A Figura 41 ilustra os resultados do retorno elástico (α_2) ocorrido no ângulo θ_2 . É visível que a condição 1 apresentou o maior valor médio de retorno, enquanto a condição 2, novamente exibiu média próxima a zero. Nas demais condições houve uma variação maior de α_2 , que foi negativo na condição 3 e próximo a 1° nas condições 4 e 5.

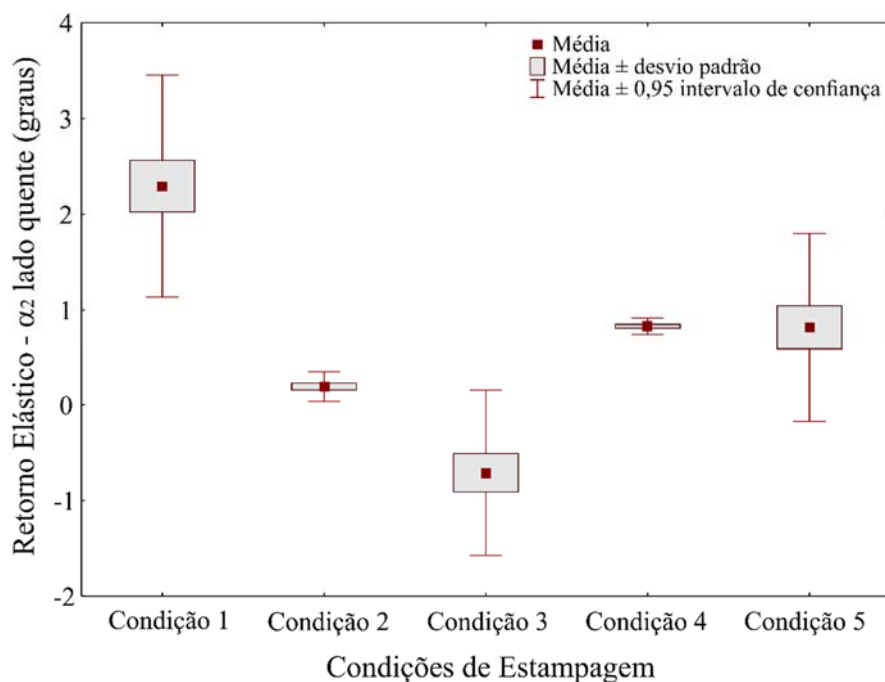


Figura 41 – Retorno elástico (α_2) em relação às diferentes condições de estampagem para o ângulo θ_2 do lado aquecido

Na Figura 42 podem ser vistos os resultados de α_3 . Nas condições 1, 3, 4 e 5, α_3 médio apresentou valores entre $0,5^\circ$ e 1° , porém nas condições 3, 4 e 5 esses valores foram negativos. A condição 2 apresentou média próxima a zero.

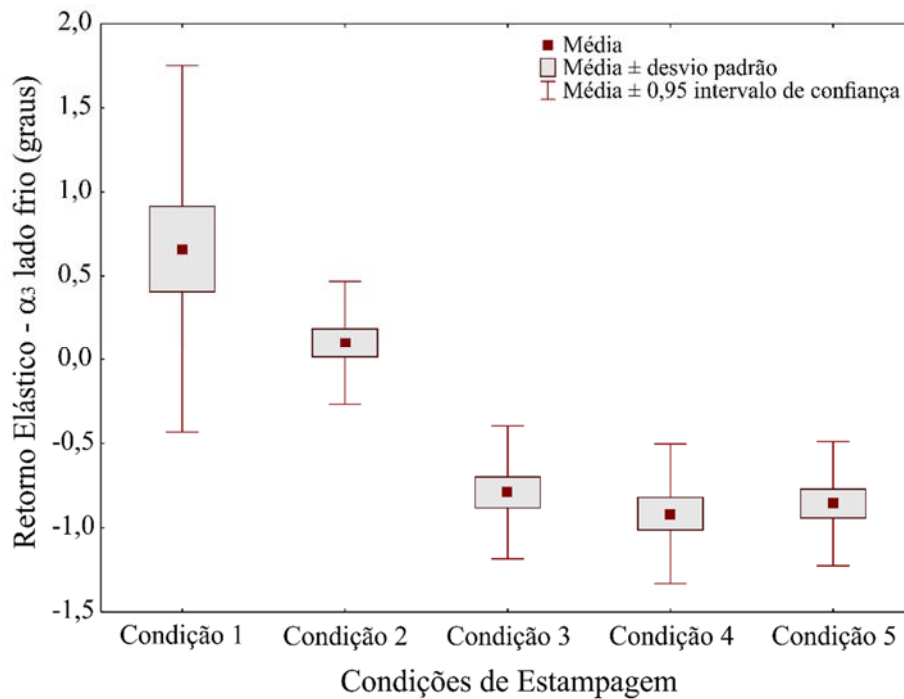


Figura 42 – Retorno elástico (α_3) em relação às diferentes condições de estampagem para o ângulo θ_3 do lado frio

Os resultados de α_4 estão ilustrados na Figura 43. O retorno na estampagem a frio é visivelmente maior que nas demais condições. A condição 2 exibiu média próxima de zero, enquanto as demais apresentaram médias entre $-0,4^\circ$ e -1° .

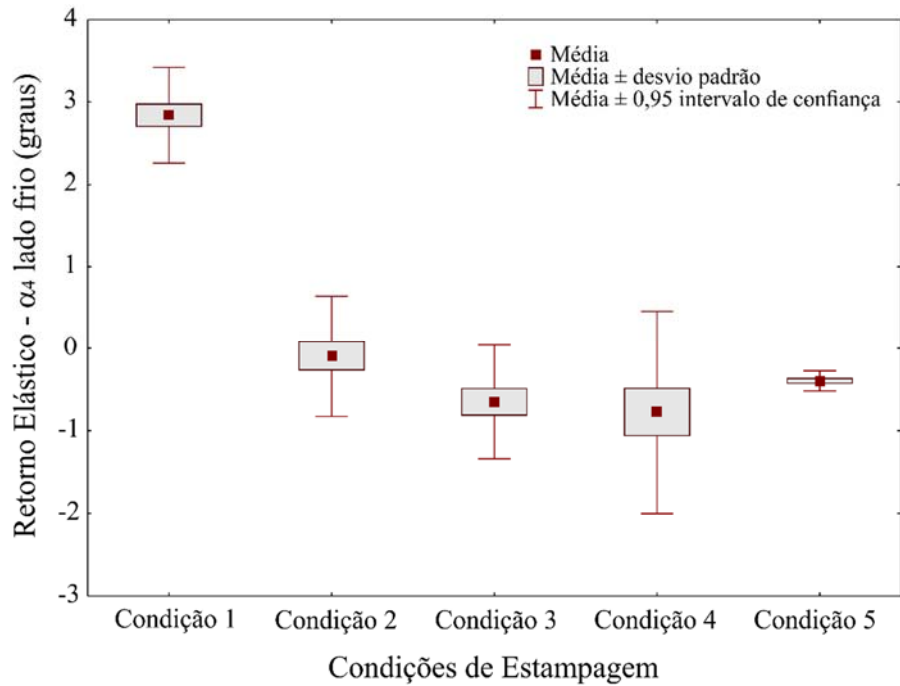


Figura 43 – Retorno elástico (α_4) em relação às diferentes condições de estampagem para o ângulo θ_4 do lado frio

O retorno elástico total em cada condição ensaiada, pela soma de todos os valores de α medidos apresentaram os resultados conforme mostra a Tabela 8:

Tabela 8 – Retorno elástico total para as diferentes condições de estampagem

Condição	1	2	3	4	5
Retorno elástico total	6,03°	0,13°	-1,93°	-1,62°	-1,7°

Os resultados obtidos para retorno elástico podem ser comparados com o estudo realizado por Liu et al., (2011) que investigaram o efeito da temperatura de início da estampagem convencional a quente no aço 22MnB5, considerando temperaturas entre 700°C e 950°C e verificou que, os ângulos – que nesse trabalho se refere a α_2 e α_4 – apresentaram pequenas variações (de -0,26° a 0,03°). Esses valores estão são próximos ao encontrado para a condição 2, que foi de -0,09° e 0,19°, sendo que, de acordo com as curvas de resfriamento, a estampagem iniciou entre 600°C e 650°C. Os valores condizentes a α_1 e α_3 apresentaram menor retorno em relação ao trabalho citado.

De maneira geral, o retorno elástico próximo a zero ou negativo na estampagem a quente é citado no estudo de Yanagimoto, Oyamada e Nakagawa (2005), que pôde ser observado, principalmente, nas condições 3, 4 e 5.

Nakagawa, Mori e Maeno (2018) observam que, na estampagem a frio, a quantidade de retorno é aumentada por uma alta tensão de escoamento, mas diminuído por um alto módulo de Young. Estas tendências para a estampagem a quente são invertidas. Além disso, a operação têmpera na matriz afeta o comportamento do retorno elástico, ou seja, a contração térmica é afetada por uma queda e distribuição de temperatura, e a expansão é causada pela transformação martensítica. Além disso, a plasticidade da transformação e outros fatores podem desempenhar papel no resultado final do retorno elástico.

5 CONCLUSÕES

Um ferramental para estampagem a quente diferencial foi projetado, construído e testado na estampagem do aço de alta resistência USIBOR[®] 1500P. De acordo com os resultados obtidos as seguintes conclusões podem ser feitas:

- A estampagem a quente influencia significativamente nas microdurezas finais da peça, assim como as temperaturas das ferramentas durante o processo de conformação, ou seja, quanto maior a temperatura da ferramenta, menor é a microdureza resultante.
- As curvas de resfriamento mostraram que, quanto maiores as temperaturas das ferramentas menor é a taxa de resfriamento da peça. Essa taxa começa a diminuir nas regiões aquecidas, em relação as regiões refrigeradas, desde o momento de contato entre peça e ferramenta.
- Observou-se que as microestruturas formadas nas áreas refrigeradas foram predominantemente martensíticas. Nas áreas aquecidas, a 100°C, é possível supor que ocorrem pequenas formações de bainita. A formação dessa microestrutura aumenta para a temperatura de 200°C e por fim, para a temperatura de 300°C é completamente bainítica, possivelmente com ilhas isoladas de martensita.
- O retorno elástico diminui significativamente na estampagem a quente do USIBOR[®] 1500 quando comparado a conformação a frio. Nas condições em que ocorreu o aquecimento das ferramentas, esse retorno aumenta negativamente, porém, apresentam valores menores do que na estampagem a frio em valores absolutos.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Como sugestões para trabalhos futuros, os seguintes estudos podem ser realizados:

- Realizar estudos com outros tipos aços de alta resistência;
- Estudar os efeitos de outras temperaturas de aquecimento (por exemplo: 400 °C, 500 °C, 600 °C e 700 °C) e resfriamento (por exemplo: 10°C, 0 °C, -10 °C) da ferramenta;
- Desenvolver ferramentas mais complexas com diferentes regiões de aquecimento e estudar os efeitos desses aquecimento sobre as peças estampadas;
- Realizar simulação numérica das mesmas condições de estampagem do presente trabalho e comparar os resultados simulados com os resultados experimentais;

7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- ABDOLLAHPOOR, A.; CHEN, X.; PEREIRA, M. P.; XIAO, N.; & Rolfe, B. F. (2016). **Sensitivity of the final properties of tailored hot stamping components to the process and material parameters.** Journal of Materials Processing Technology, 228, 125-136.
- ALTAN, T.; TEKKAYA, A. E. (Ed.) (2012). **Sheet metal forming fundamentals.** ASM International, 2012.
- ARCELORMITTAL. (2003). N.N.: **USIBOR® 1500 precoated**, Arcelor, 2003.
- ARCELORMITTAL. (2009). Usibor® 1500P chemical composition, personal communication.
- ARCELORMITTAL. (2019). Disponível em: <<https://automotive.arcelormittal.com/europe/products/UHSS/Usibor/EN>>. Acesso em: 15 jan. 2019.
- ASTM – American Society for Testing and Materials. **ASTM E8 – E8M – 11 – Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials.**
- ALLWOOD J. M.; CULLEN, J. M. (2012). **Sustainable Materials- with Both Eyes Open.** UIT Cambridge Ltd: Cambridge. p. 186-188.
- ÅKERSTRÖM, P. (2006). **Modelling and Simulation of Hot Stamping.** Lulea, 2006, Tese de Doutorado – Division of Solid Mechanics, Department of Applied Physics and Mechanical Engineering, Lulea University of Technology, 2006.
- BANIK, J.; LENZE, F. -J.; SIKORA, S.; & LAURENZ, R. (2011). **Tailored properties a pivotal question for hot forming.** 3rd International Conference Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel, (p. 13-20). Kassel, Germany. 2011.
- BARIANI, P. F.; BRUSCHI, S.; GHIOTTI, A.; TURETTA, A. (2008). **Testing formability in the hot stamping of HSS.** CIRP annals, v. 57, n. 1, p. 265-268, 2008.
- CALLISTER, W. D. RETHWISCH, D. G. (2007). **Materials science and engineering: an introduction.** New York: John Wiley & Sons, 2007.
- CARDOSO, A. P. D.; MIRANDA, F. J. F.; FERNANDES, T. S.; CERQUEIRA, F.; REITZ, F. J. (2016). **Desenvolvimento de aços para estampagem a quente (USIBOR®1500) na Arcelormittal Vega.** In: Congresso anual ABM Week, 71, 2016. São Paulo. Anais. 2016, p. 1184-1196.
- GARCIA-ARANDA, L. (2004). **Étude thermomécanique et modélisation numérique de l'emboutissage à chaud de l'Usibor 1500.** (Doctoral dissertation, École Nationale Supérieure des Mines de Paris).
- GEORGE, R., BARDELICK, A., & WORSWICK, M. J. (2012). **Hot forming of boron steels using heated and cooled tooling for tailored properties.** Journal of Materials Processing Technology, 212(11), 2386-2399. 2012.
- GORNI, A. A. (2008). **Aços avançados de alta resistência: microestrutura e propriedades mecânicas.** Corte e Conformação de Metais, 4:44, p. 26-57, 2008.

- GORNI A. A. (2010). **Novas tendências para o processo de estampagem a quente.** Corte & Conformação de Metais, 2010.
- GÜLER, H. (2013). **Investigation of usibor 1500 formability in a hot forming operation.** Materials Science, 19(2), 144-146.
- HAUS, S. A. (2011). **Influência do efeito Bauschinger no retorno elástico em aços avançados de alta resistência.** Dissertação de Mestrado, Setor de Tecnologia, Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2011.
- HU, J.; MARCINIAK, Z.; DUNCAN, J. (Ed.). (2002). **Mechanics of sheet metal forming.** Elsevier, 2002.
- KARBASIAN, H.; TEKKAYA, A. (2010). **A review on hot stamping.** Journal of Materials Processing Technology, v. 210, p. 2103-2118, 2010.
- KEELER, S.; KIMCHI, M.; MOONEY, P. J. (2017). **Advanced high-strength steels application guidelines.** v. 6. WorldAutoSteel. 2017.
- KRAUSS, G; (1995). **Steels: Heat Treatment and Processing Principles.** 4 ed. Ohio, ASM International, 1995.
- LAJARIN, S. F. (2012). **Influência da variação do módulo de elasticidade na previsão computacional do retorno elástico em aços de alta resistência.** Tese de doutorado, Setor de Tecnologia, Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2012.
- LECHLER, J. (2009). **Grundlegende Untersuchungen zur Beschreibung und Modellierung des Werkstoffverhaltens von presshärtbaren Bor-Manganstählen.** Dissertação, LFT, University of Erlangen-Nuremberg. 2009.
- LENZE, F. -J.; BANIK, J.; & SIKORA, S. (2008). **Application of hot formed parts for body in white.** IDDRG - The International Deep Drawing Research Group, (p. 511-519). Olofström, Sweden.
- LI, H.; WU, X.; LI, G. (2013). **Prediction of Forming Limit Diagrams for 22MnB5 in Hot Stamping Process.** Journal of Materials Engineering and Performance, v. 22, p. 2131-2140, 2013.
- LIU, H.; LIU, W.; BAO, J.; XING, Z.; SONG, B.; LEI, C. (2011) **Numerical and experimental investigation into hot forming of ultra high strength steel sheet.** Journal of Materials Engineering and Performance, v. 20, n. 1, p. 1-10, 2011.
- LUGNBERG, M.; NETZ, T. (2016). **Investigation of thermal spring back of a hot formed 22MnB5 A-pillar with tailored properties.** University West, Department of Engineering Science, S-461 86 Trollhättan, Suécia. 2016.
- LUNA, M. (2005). **Tesis doctoral en contribución al estudio del proceso de deblado al aire de chapa modelo de predicción el ángulo de recuperación y el radio de doblado final.** Departament d'Enginyeria Mecànica i de la Construcció Industrial, Universita de Girona: Girona, 2005.

- MAIKRANZ-VALENTIN, M., WEIDIG, U., SCHOOF, U., BECKER, H. H., & STEINHOFF, K. (2008). **Components with Optimised Properties due to Advanced Thermo-mechanical Process Strategies in Hot Sheet Metal Forming.** *Steel research international*, 79(2), 92-97. 2008.
- MERKLEIN, M., JOHANNES, M., LECHNER, M., & KUPPERT, A. (2014). **A review on tailored blanks—Production, applications and evaluation.** *Journal of Materials Processing Technology*, 214(2), 151-164. 2014.
- MERKLEIN, M., LECHLER, J. (2006). **Investigation of the thermo-mechanical properties of hot stamping steels.** *Journal of Materials Processing Technology*, v. 177, p. 452– 455, 2006.
- MERKLEIN, M.; LECHLER, J.; GEIGER, M. (2006). **Characterisation of the Flow Properties of the Quenchenable Ultra High Strength Steel 22MnB5.** *Annals of the CIRP Manufacturing Technology*, v. 55(1), p. 229-232, 2006.
- MERKLEIN, M.; LECHLER, J.; STOEHR, T. (2008). **Characterization of tribological and thermal properties of metallic coatings for hot stamping boron manganese steels.** In: *Proceedings of the Seventh International Conference on Coatings in Manufacturing Engineering*. 2008. p. 1-3.
- MERKLEIN, M.; WIELAND, M.; LECHNER, M.; BRUSCHI, S.; & GHIOTTI, A. (2016). **Hot stamping of boron steel sheets with tailored properties: A review.** *Journal of Materials Processing Technology*, 228, p. 11-24. 2016.
- MONTGOMERY, D. C. (2017). **Design and analysis of experiments.** John Wiley & Sons; 2017.
- NADERI, M. **Hot Stamping of Ultra High Strength Steels.** (2007). Tese de doutorado. Fakultät für Georessourcen und Materialtechnik, Rheinisch-Westfälischen Technischen Hochschule, Aachen, 190 p., 2007.
- NADERI, M.; DURRENBERGER, L.; MOINARI, A.; BLECK, W. (2008). **Constitutive relationships for 22MnB5 boron steel deformed isothermally at high temperatures.** *Journal of Materials Science and Engineering*, p. 130-139, 2008.
- NADERI, M.; SAEED-AKBARI, A.; BLECK, W. (2008). **The effects of non-isothermal deformation on martensitic transformation in 22MnB5 steel.** *Materials Science and Engineering*: v. 487, p. 445-455, 2008.
- NADERI, M.; KETABCHI, M.; ABBASI, M.; BLECK, W. (2011) **Analysis of microstructure and mechanical properties of different high strength carbon steels after hot stamping.** *Journal of Materials Processing Technology*, v. 211: p. 1117-1125, 2011.
- NAKAGAWA, Y.; MORI, K.; MAENO, T. (2018). **Springback-free mechanism in hot stamping of ultra-high-strength steel parts and deformation behaviour and quenchability for thin sheet.** *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, v. 95, n. 1-4, p. 459-467, 2018.
- OMER, K.; GEORGE, R.; BARDELCEK, A.; WORSWICK, M. (2018). **Development of a hot stamped channel section with axially tailored properties—experiments and models.** *International Journal of Material Forming*, v. 11, n. 1, p. 149-164, 2018.
- PATENT GB1490535, (1977). Manufacturing a hardened steel article, Norrbottens Jaernverk AB.

- PELLEGRINI, D. (2011). **Study on thermal and rheological parameters of high strength steels in hot forming conditions**. Dipartimento di Innovazione Meccanica e Gestionale. Università Degli Studi di Padova, Padova, Itália. 2011.
- RODRIGUES, J.; MARTINS, P. (2010). **Tecnologia Mecânica. Volume II – Aplicações Industriais**. Lisboa: Dintental. 2010.
- SCHAEFFER, L. (2004). **Conformação de Chapas Metálicas**. Imprensa Livre Editora Ltda, 2004.
- SOUZA, F. B. P. (2013). **Simulação Numérica do Processo de Estampagem a Quente do Aço USIBOR 1500P**. Dissertação de mestrado – Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2013.
- SPINDLER, H.; KLEIN, M.; RAUCH, R.; PICHLER, A.; & STIASZNY, P. (2005). **High Strength and Ultra High Strength Hot Rolled Steel Grades-Products for Advanced Applications**. Proceedings of Super-High Strength Steels, Rome, Italy, Associazione Italian di Metallurgica, 2005.
- TANG, B. T.; WANG, Q. L.; BRUSCHI, S.; GHIOTTI, A.; BARIANI, P. F. (2014). **Influence of Temperature and Deformation on Phase Transformation and Vickers Hardness in Tailored Tempering Process: Numerical and Experimental Verifications**. Journal of Manufacturing Science and Engineering, v. 136, n. 5, p. 051018, 2014.
- THOMAS, D.; DETWILER, D.T. (2009). **Microstructural Optimization of Automotive Structures**. U.S. Patent Application No. 12/247,477. 2009.
- TURETTA, A. (2008). **Investigation of Thermal, Mechanical and Microstructural Properties of Quenchenable High Strength Steels in Hot Stamping Operations**. Tese de doutorado – Università Degli Studi de Padova, Padova, 170 p., 2008.
- YANAGIMOTO, J.; OYAMADA, K.; NAKAGAWA, T. (2005). **Springback of high-strength steel after hot and warm sheet formings**. CIRP annals, v. 54, n. 1, p. 213-216, 2005.

Tabela A. 1 – Valores de retorno elástico medidos em todas as condições ensaiadas

Retorno elástico				
Condição de estampagem	θ_1 lado quente	θ_2 lado quente	θ_3 lado frio	θ_4 lado frio
1 (Peça 1)	90,24	92,78	90,17	92,57
1 (Peça 2)	90,03	92,25	90,79	93,01
1 (Peça 3)	90,46	91,85	91,02	92,93
1. Média	90,24	92,29	90,66	92,84
1. Retorno elástico	0,24	2,29	0,66	2,84
2 (Peça 1)	90,21	90,26	90,00	89,65
2 (Peça 2)	90,01	90,17	90,27	90,23
2 (Peça 3)	90,17	90,14	90,03	89,84
2. Média	90,13	90,19	90,10	89,91
2. Retorno elástico	0,13	0,19	0,10	-0,09
3 (Peça 1)	90,32	89,61	89,27	89,03
3 (Peça 2)	90,02	88,92	89,03	89,53
3 (Peça 3)	90,16	89,48	89,33	89,49
3. Média	90,17	89,34	89,21	89,35
3. Retorno elástico	0,17	-0,66	-0,79	-0,65
4 (Peça 1)	89,13	90,81	89,27	89,72
4 (Peça 2)	89,28	90,87	88,95	88,73
4 (Peça 3)	89,31	90,81	89,03	89,23
4. Média	89,24	90,83	89,08	89,23
4. Retorno elástico	-0,76	0,83	-0,92	-0,77
5 (Peça 1)	88,98	91,27	89,27	89,66
5 (Peça 2)	88,51	90,55	89,18	89,58
5 (Peça 3)	88,77	90,62	88,98	89,57
5. Média	88,75	90,81	89,14	89,60
5. Retorno elástico	-1,25	0,81	-0,86	-0,40