

**UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
ESCOLA DE ENGENHARIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MINAS,
METALÚRGICA E DE MATERIAIS – PPGE3M.**

RENAN DA SILVA RAMALHO

**ANÁLISE NUMÉRICA E EXPERIMENTAL DE ESTAMPAGEM A
QUENTE DO AÇO 22MnB5 EM MATRIZ NÃO REFRIGERADA**

Porto Alegre

2021

RENAN DA SILVA RAMALHO

**ANÁLISE NUMÉRICA E EXPERIMENTAL DE ESTAMPAGEM A
QUENTE DO AÇO 22MNB5 EM MATRIZ NÃO REFRIGERADA.**

Dissertação submetida ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais (PPGE3M), da Escola de Engenharia da Universidade Federal do Rio Grande do Sul, como requisito parcial à obtenção do título de Mestre em Engenharia.

Área de Concentração: Processos de Fabricação.

Orientador: Prof. Dr. Lirio Schaeffer

Porto Alegre

2021

ANÁLISE NUMÉRICA E EXPERIMENTAL DE ESTAMPAGEM A QUENTE DO AÇO 22MnB5 EM MATRIZ NÃO REFRIGERADA

Esta dissertação foi analisada e julgada adequada para a obtenção do título de Mestre em Engenharia e aprovada em sua forma final pelo Orientador e pela Banca Examinadora designada pelo Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Rio Grande do Sul.

Orientador: Prof. Dr. Lirio Schaeffer

Coordenador: Prof. Dr. Afonso Reguly

Aprovado em:

BANCA EXAMINADORA

Prof. Dr. Luis Folle – CIMATEC/BA -----

Prof. Dr. João Henrique Corrêa de Souza – FURG -----

Prof. Dr. Sérgio Luiz Telles Bartex – UNIRITTER/RS -----

SUPLENTE

Dr. Rafael Menezes - UFRGS/RS-----

AGRADECIMENTOS

Agradeço, em primeiro lugar, à minha família, em especial aos meus pais, Salmeron e Sidelma, à minha irmã, Camila e à minha namorada Juliane.

Agradeço ao Prof. Dr. Lirio Schaeffer pela orientação, parceria e apoio durante o desenvolvimento deste trabalho.

Aos colegas do Grupo de Conformação de Chapas: Camila e Juliano pelo companheirismo e ajuda durante o mestrado.

Ao LAFUN, pela realização das análises de composição química.

Aos colegas do Laboratório de Transformação Mecânica (LdTM).

À CNPQ, UFRGS e ao PPGE3M, pela oportunidade e pela bolsa de mestrado.

Dedico este trabalho aos
meus pais, maiores
incentivadores do meu
trabalho.

RESUMO

Este trabalho analisa os parâmetros, temperatura de austenitização no processo de estampagem a quente do aço 22MnB5, limite de resistência a tração e distribuição e percentual de formação de martensita após estampado dos aços 22MnB5. Os experimentos foram realizados em três temperaturas diferentes de austenitização: 900°C, 1000°C e 1100°C, fixando-se o tempo de forno em 7 minutos e cronometrando-se o tempo de transporte do forno até a prensa. Durante os experimentos de conformação foram fixados termopares nas ferramentas e nos corpos de prova, a fim de se obter as temperaturas para cálculo do coeficiente de condutibilidade térmica e inserção dos valores no software de elementos finitos. Para verificar a interferência da temperatura de austenitização na resistência mecânica após a estampagem foi medido o tamanho de grão austenítico, microdureza nas peças estampadas a quente. Foi realizado o levantamento das curvas de aquecimento das ferramentas, das curvas de resfriamento e Tensão x Deformação a frio dos aços estampados a quente. As microdurezas médias das peças estampadas austenitizadas a 900°C foram de 493HV_{0,5}, 1000°C foram de 455HV_{0,5} e as de 1100°C foram de 468HV_{0,5}. Os corpos de prova com temperatura de austenitização de 900°C apresentaram 35% de martensita, os de 1000°C apresentaram 51% de martensita e os de 1100°C apresentaram 49% de martensita. Para a realização dos ensaios de tração foi realizado têmpera em matriz plana em nove corpos de prova, os ensaios foram realizados nas mesmas condições e temperaturas de aquecimento dos corpos de prova estampados. Os corpos de prova com aquecimento de 900°C apresentaram limite de resistência a tração de 1556 MPa e 490HV_{0,5}, aquecimento de 1000°C limite de resistência a tração de 1392 MPa e 512HV_{0,5} e aquecimento de 1100°C limite de resistência a tração de 1295 MPa e 511HV_{0,5}. Mesmo as ferramentas não tendo sistema de refrigeração, os corpos de prova apresentaram Limites de Resistência Mecânica em conformidade com a literatura, porém não apresentaram microestrutura 100% martensítica como nos trabalhos com sistema de refrigeração nas ferramentas.

Palavras Chaves: Estampagem a quente; Simulação computacional; Microestrutura do aço 22MnB5; Coeficiente de Condutibilidade Térmica

ABSTRACT

This work analyzes the parameters, of austenitization temperature in the process of hot stamping of 22MnB5 steel, increase of mechanical strength, distribution and percentage of martensite formation after stamping. The experiments were carried out at three different austenitization temperatures: 900°C, 1000°C and 1100°C, setting the oven time at 7 minutes and timing the transport time from the oven to the press. During the conformation experiments, thermocouples were fixed on the tools and specimens, in order to obtain the temperatures for calculating the thermal conductivity coefficient and inserting the values in the finite element software. In order to verify the interference of the austenitization temperature in the mechanical resistance after the stamping, the size of the austenitic grain, microhardness in the hot stamped parts was measured. The heating curves of the tools, the cooling curves and the Tension x Cold deformation of the hot stamped steels were surveyed. The average microhardnesses of the stamped parts austenitized at 900°C were $493^{\pm 9}HV_{0.5}$, 1000°C were $455^{\pm 13}HV_{0.5}$ and those at 1100°C were $468^{\pm 14}HV_{0.5}$. The specimens with austenitization temperature of 900°C presented $35^{\pm 2}\%$ of martensite, those of 1000 ° C presented $51^{\pm 3}\%$ of martensite and those of 1100 ° C presented $49^{\pm 3}\%$ of martensite. For the performance of the tensile tests, tempering in flat matrix was carried out in nine specimens, the tests were carried out under the same conditions and heating temperatures as the stamped specimens. The specimens with 900°C heating had a tensile strength limit of $1556^{\pm 17}MPa$ and $490^{\pm 5}HV_{0.5}$, 1000°C heating tensile strength limit of $1392^{\pm 14}MPa$ e $512^{\pm 7}HV_{0.5}$ and heating of 1100°C tensile strength limit of $1295^{\pm 16}MPa$ e $511^{\pm 8}HV_{0.5}$. Even though the tools do not have a cooling system, the specimens presented Limits of Mechanical Resistance in accordance with the literature, however they did not present a 100% martensitic microstructure as in the work with the tools' cooling system.

Key words: Hot stamping; Computer simulation; Microstructure of 22MnB5 steel; Thermal Conductivity Coefficient

LISTA DE FIGURAS

Figura 01 – Ensaio de colisão.....	20
Figura 02 – Coeficiente de condutibilidade termica, propriedade intrinseca do materia e coeficiente de transmissão térmica, propriedade que varia conforme outras variáveis.....	21
Figura 03 - Peças automotivas estampadas a quente	25
Figura 04 – Tipos de aços empregados no projeto estrutural do protótipo da Magna	25
Figura 05 – Diagrama CCT do aço 22MnB5, austenitizadas a 900°C / 5 minutos. ...	27
Figura 06 – Curvas de escoamento a quente	28
Figura 07 - Curva de escoamento do aço 22MnB5 a quente e com diferente velocidade dedeformação.....	28
Figura 08 – Processo direto de estampagem a quente.....	29
Figura 09 – Processo indireto de estampagem a quente.....	29
Figura 10 – Diagrama dos tipos de aços.....	31
Figura 11 – Percentual máxima de formação de martensita pela quantidade de Boro em ppm paraaços ao Boro.....	35
Figura 12 - Tipos de transferência de calor.....	36
Figura 13 – Transferências de calor durante o processo de estampagem.	37
Figura 14 – Influência das formas de transferência de calor durante o processo de estampagem.	37
Figura 15 – Fluxo de calor através de um corpo.....	39
Figura 16 – Resultado da distribuição da deformação na simulação numérica do software SIMUFACT de uma estampagem a quente.....	44
Figura 17 – Simulação da conformação de uma chapa de aço.	45
Figura 18 – Simulação da conformação de uma chapa de aço.	45
Figura 19 – Simulação numérica na análise da estampabilidade de chapas de aço. Comparativo numérico-experimental da variação da espessura da peça após estampagem a quente.	46
Figura 20 – Conjunto de ferramentas não refrigeradas.....	47

Figura 21: Simulação da formação de martensita no aço Usibor 1500 em uma coluna B.....	47
Figura 22 – Distribuição de temperatura no perfil da chapa conformada.....	48
Tabela 09 – Propriedades a quente do aço 22MnB5 no ensaio de tração a quente.	48
Figura 23 – Projeção das curvas tensão x deformação. a) 0,1s-1, b) 1s-1 c) 4s-1. As linhas pontilhadas indicam a projeção das curvas Tensão x Deformação, e as linhas sólidas p resultado experimental.	49
Figura 24 - Fluxograma da realização do trabalho.....	50
Figura 25 – Espectrômetro de emissão ótica.....	51
Figura 26 – Equipamento universal de ensaios do laboratório LdTm da UFRGS.....	52
Figura 27 – Equipamento de teste de microdureza utilizado	52
Figura 28 – Dimensões do corpo de prova utilizado para estampagem a quente. ...	53
Figura 29 – Punção (a) vista frontal [mm] (b) vista lateral esquerda [mm].	53
Figura 30 – Matriz utilizada para o processo de estampagem a quente [mm].....	54
Figura 31 – Prensa chapa utilizado para o processo de estampagem a quente [mm]	54
Figura 32 – Conjunto de ferramentas utilizado para o processo de estampagem a quente [mm].....	55
Figura 33 – (a) Prensa de duplo efeito Dan-Press (b) forno utilizado para aquecimento dos corpos de prova SHANCHIS FORNOS INDUSTRIAIS.....	55
Figura 34 – Desenho em corte do conjunto de ferramentas durante a simulação numérica do processo de estampagem a quente.	56
Figura 35 – Locais onde foram posicionados os termopares para coleta da variação de temperatura na matriz.	56
Figura 36 – Divisão da peça em regiões para análise de dureza	57
Figura 37 – Croqui da montagem do equipamento para o ensaio de condução de calor	58
Figura 38 – Equipamento para ensaio do coeficiente de condução de calor.....	59
Figura 39 – Mufla de aquecimento e núcleo.	59
Figura 40 – Montagem do equipamento para ensaio de condução de calor.....	60
Figura 41 – Equipamento de aquisição de dados de temperatura.	60
Tabela 13 – Coeficientes da equação de Hensel Spittel, utilizados na simulação com	

o FORGE.....	63
Tabela 16 – Análise química do aço 22MnB5 em percentual de massa.....	65
Figura 42 – Micrografia óptica da condição inicial no sentido longitudinal da laminação, ferrita e perlita, dureza 184HV _{0,5} . Nital 2%.....	65
Figura 43 – Coeficiente de condução de calor.....	66
Figura 44 – Medidas experimentais de microdureza em HV _{0,5} para as diferentes temperaturas de aquecimento.	67
Figura 45 – Metalografias após aquecimento a 900°C e estampagem a 842°C. (a) correspondente à região a da amostra, (b) correspondente a b, (c) correspondente à região c, (d) correspondente à região d e (e) correspondente à região e.	68
Figura 46: Variação da formação da microestrutura nos corpos de prova austenitizados a 900°C e estampados a 842°C.....	68
Figura 47 – Metalografias após aquecimento a 1000°C e estampagem a 893°C (a) correspondente à região a da amostra, (b) correspondente ao b, (c) correspondente à região c, (d) correspondente à região d e (e) correspondente à região e.	69
Figura 48 – Variação da formação da microestrutura nos corpos de prova com aquecimento a 1000°C e estampagem a 893°C.	69
Figura 49 – Metalografias após aquecimento a 1100°C e estampagem s 967°C (a) correspondente à região a da amostra, (b) correspondente ao b, (c) correspondente à região c, (d) correspondente à região d e (e) correspondente à região c.	70
Figura 50 – Variação da formação da microestrutura nos corpos de prova com aquecimento a 1100°C e estampagem a 967°C.	70
Figura 51 – Curvas de resfriamento do processo de estampagem a quente dos corpos de prova austenitizadas a 900°C e estampados a 842°C, 1000°C e estampados a 893°C e 1100°C e estampados a 967°C, os termopares foram posicionados nas regiões “a”, “c” e “e”	72
Figura 52 – Curvas de aquecimento das matrizes durante o processo de estampagem.	73
Figura 53 – Microdurezas dos ensaios experimentais e dos modelos virtuais.....	74
Figura 54 – Limite de resistência a Tração dos corpos de prova austenitizadas em diferentes temperaturas e temperados em matriz plana.....	74
Figura 56 – Micrografia após têmpera em matriz plana dos corpos de prova austenitizadas a 900°C.	75
Figura 57 – Micrografia após têmpera em matriz plana dos corpos de prova	

austenitizadas a 1000°C	75
Figura 58 – Micrografia após têmpera em matriz plana dos corpos de prova austenitizadas a 110°C.	76
Figura 59 – Tamanho do grão austenítico dos corpos de prova aquecidos em 900°C, 1000°C, 1100°C, ensaio realizado com ácido pícrico.	76
Figura 60 – Critério de Latham Cockcroft Normalizado 900°C.	77
Figura 61 – Critério de Latham Cockcroft Normalizado 1000°C	77
Figura 62 – Critério de Latham Cockcroft Normalizado 1100°C	78
Figura 63 – Microdureza em HV no SIMUFACT.	78
Figura 64 – Redução de espessura no SIMUFACT [mm].	79

LISTA DE TABELAS

Tabela 01 – Composição química dos aços ao Boro de diferentes fabricantes.....	31
Tabela 02 – Propriedades mecânicas do aço 22MnB5 antes e após a têmpera.	32
Tabela 03 – Propriedades das chapas dos aços ao Boro.....	32
Tabela 04 – Valores de microdureza Vickers em função da velocidade de resfriamento do aço 22MnB5.	33
Tabela 05 – Coeficientes de condução de calor do aço 22MnB5.	42
Tabela 06 – Coeficientes de condução de calor do aço 22MnB5	42
Tabela 07 – Propriedades a quente do aço 22MnB5 no ensaio de tração a quente.	48
Tabela 08 – Parâmetros dos ensaios	57
Tabela 09 – Temperaturas de ensaio de condução de calor	61
Tabela 10 – Coeficientes da equação de Hensel Spittel, utilizados na simulação com o FORGE.	63
Tabela 11 – Parâmetros para simulação a quente do aço 22MnB5.	63
Tabela 12 – Parâmetros térmicos das ferramentas utilizadas no processo da simulação numérica.	64
Tabela 13 – Análise química do aço 22MnB5 em percentual de massa.....	65
Tabela 14 – Propriedades mecânicas do aço 22MnB5 como recebido.	66
Figura 40 – Coeficiente de condução de calor.....	66
Tabela 15 – Dados de entrada para o cálculo do coeficiente de condução de calor [W/m.°C].....	66
Tabela 16 – Média da distribuição da microestrutura nos corpos de prova.	71
Tabela 17 - Limites de resistência a frio dos corpos de prova austenitizadas em	

diferentes temperaturas e temperados.73

LISTA DE SIMBOLOS

A	Área	[m ²]
A1	Temperatura de início de transformação austenítica	[°C]
A3	Temperatura de fim de transformação austenítica	[°C]
A_s	Área da superfície	[m ²]
Bi	Número de Biot	[--]
Bf	Temperatura de início da transformação da bainita	[°C]
Bs	Temperatura de fim da transformação da bainita	[°C]
C_p	Calor específico do material	[J/kg.°C]
E	Varição da Energia interna	[J]
E_{sai}	Perda de Energia interna	[J]
E_{acum}	Energia interna total	[J]
Fs	Temperatura de início da transformação da ferrita	[°C]
Ff	Temperatura de fim da transformação da ferrita	[°C]
H	Coeficiente de convecção do fluido	[W /m ² .K]
HV	Dureza Vickers	[kgf/mm ²]
L	Comprimento	[m]
kf	Tensão de escoamento verdadeira	[MPa]
K_t	Coeficiente de condutividade térmica	[W /m.°C]
Ms	Temperatura de início da transformação da martensita	[°C]
Mf	Temperatura de fim da transformação da martensita	[°C]
Q	Energia térmica, Calor.	[J]
\dot{Q}	Taxa de transferência de Calor	[J/s]
q''	Fluxo de calor	[W/m ²]
RD	Ângulo em relação a direção de laminação do aço	[°]
Re	Tensão de escoamento	[MPa]
Rm	Tensão máxima de resistência a tração	[MPa]
R_{parede}	Resistência térmica da parede	[°C/W]

T	Temperatura	[°C]
t	Tempo	[s]
T_1	Temperatura 1	[°C]
T_2	Temperatura 2	[°C]
T_{S1}	Temperatura da superfície 1	[°C]
T_{S2}	Temperatura da superfície 2	[°C]
T_{∞}	Temperatura infinita	[°C]
V	Volume	[m ³]
ν	Coeficiente de Poisson	[--]
E	Módulo de Yung	[Pa]

LISTA DE SÍMBOLOS GREGOS

ρ	Massa específica	[k/m ³]
δ	Alongamento	[%]
ΔT	Variação da temperatura	[°C]
Δl	Variação do comprimento	[m]
Φ	Deformação	[--]
ξ	Velocidade de deformação	[s ⁻¹]

LISTA DE ABREVIATURAS

AHSS	Aço avançado de alta resistência
HSLA	Aço de alta resistência e baixa liga
UHSS	Aços de Ultra Alta Resistência
IBRAM	Instituto Brasileiro de Mineração
ASTM	American Society for Testing and Materials
LatinNCAP	Programa de Avaliação de Automóveis Novos da América Latina
CEO	Chief Executive Officer
NBR	Norma regulamentadora brasileira
NBR ISO	Versão brasileira da norma internacional
P & D	Pesquisa e desenvolvimento
HCFC	Hidro clorofluorcarbonos
CFC	Clorofluorcarbonos
CCT	Curva de resfriamento contínuo
Ppm	Partes por milhão
CCT	Curva resfriamento contínuo
TTT	Tempo, temperatura e transformação.
CAE	Engenharia Auxiliada por Computador
EMIC	Equipamento universal de ensaios prensa hidráulica
dT	Variação da temperatura
dt	Variação do tempo

SUMÁRIO

1.	INTRODUÇÃO	19
1.1	Objetivos Gerais	22
1.2	Objetivos específicos	22
2.	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	23
2.1	Estampagens a quente	23
2.2	Aços avançados de alta resistência	30
2.2.1	Aços ligados ao Boro	31
2.3	Transferência de calor durante o processo de estampagem	36
2.3.1	Transferência de Calor por Condução	38
2.4	Coefficientes de transferência de calor para o aço 22MnB5	41
2.5	Simulação computacional baseada na Teoria de Elementos Finitos	43
3.	MATERIAIS E MÉTODOS	50
3.1	Caracterizações da matéria prima	51
3.2	Estampagem a quente	53
3.3	Determinação do coeficiente de condução de calor (kt)	58
3.4	Ensaio de tração em corpos de prova temperados em matriz plana em diferentes temperaturas de austenitização.	61
3.5	Simulação computacional	63
4	RESULTADOS EXPERIMENTAIS	65
4.1	Caracterização da matéria prima para os ensaios	65

4.2	Coeficiente de condução de calor para o aço 22MnB5	66
4.3	Estampagem a quente.....	67
4.4	Ensaio de tração e microdureza nos corpos de prova temperados em matriz plana.....	73
4.5	Ensaio de contorno de grão austenítico	76
4.6	Resultados da simulação a quente computacional no FORGE	77
4.6.1	Resultados da simulação computacional no SIMUFACT	78
5	DISCUSÕES DOS RESULTADOS.....	80
5.1	Especificação da matéria prima.....	80
5.2	Coeficiente de condução de calor para o aço 22MnB5	80
5.3	Estampagem a quente.....	81
5.4	Ensaio de tração dos corpos de prova temperados em matriz plana...	82
5.5	Tamanho do grão austenítico.	83
5.6	Simulação Computacional de redução de espessura, microdureza obtidos através do Simufact e critério de Latham Cockcroft Normalizado obtido pelo FORGE.	84
6	CONCLUSÃO.....	86
7	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	88
8	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	89
	ANEXO.....	95

1. INTRODUÇÃO

Nas últimas décadas, a indústria automobilística tem realizado um grande esforço para atender às novas normas ecológicas e de segurança. Devido a este novo desafio, há necessidade de desenvolvimento de novos aços e meios para realizarem sua produção (Gorni, 2008).

O progresso dos *softwares* de simulações numéricas possibilitou a evolução de processos de fabricação. Com o desenvolvimento destas técnicas de análise e a possibilidade de realizar previsões sobre como os materiais se comportarão em determinados regimes, esforços ou colisões, viabilizou um grande avanço na utilização de materiais modernos para a realização de produtos contemporâneos ou melhoria de artefatos já fabricados (Ravidran, 2011).

O aperfeiçoamento da tecnologia, somado ao avanço dos materiais, estimulou a competição em escala global visando à melhoria das propriedades e características dos aços. Motivados pelos desafios ecológicos e tecnológicos para a aplicação e desenvolvimento de novos produtos, as indústrias, em especial a indústria automobilística, vem enfrentando alguns desafios:

- Aumentar a autonomia dos automóveis a combustão e elétricos, contribuindo para competitividade e diminuindo as emissões de gases poluentes no sentido de atender às novas legislações ambientais.
- Tornar os veículos mais seguros, promovendo um melhor comportamento ao choque quando submetidos a colisões, preservando a integridade física dos seus ocupantes.

O crescente esforço da indústria automobilística pela utilização de novos materiais, visando a melhorar o desempenho dos automóveis, com redução de peso e aumento da segurança passiva dos veículos, tem impulsionado a utilização de novos componentes estruturais, os aços de alta resistência.

O teste de colisão, conhecido como “*crash-test*”, realizado pelo Programa de Avaliação de Automóveis Novos da América Latina (LatinNCAP), mostrado na Figura 01, a fim de atender às novas leis ambientais relativas às emissões de CO₂ na atmosfera e, no intuito de se enquadrar em sistemas de sustentabilidade como a NBR ISO14000¹, causou a crescente evolução na demanda de aços de alta resistência para estampagem a quente.

¹ O principal objetivo da **ISO 14000** e de suas normas é garantir o equilíbrio e proteção ambiental, prevenindo a poluição. Fonte; <http://www.qualidade.esalq.usp.br/fase2/iso14000.htm>

De modo a satisfazer estes objetivos de desempenho em segurança, desenvolveram-se testes de segurança veicular, os órgãos mais importantes são:

- Euro NCAP²;
- Latin NCAP³;
- Global NCAP⁴;

Estes investimentos e pesquisas se devem, principalmente, ao aumento dos parâmetros de segurança dos automóveis, para melhor atender às novas normas, foram desenvolvidos testes para verificar a capacidade do automóvel em absorver energia durante uma possível colisão, o mais conhecido é o “*Crash test*”, no qual um órgão responsável realiza os ensaios e avalia os resultados.

Figura 01 – Ensaio de colisão



Fonte: ITTS, 2019

Os aços de alta resistência têm objetivo de atender às necessidades de redução de peso e aumento de resistência de peças estruturais e reforços utilizados na indústria automobilística. Os aços ao boro são processados através da estampagem a quente, no qual, após a conformação, é obtido um incremento de resistência mecânica, com menor retorno elástico e que exige menor força para a

² O Euro NCAP criou o sistema de classificação de segurança de cinco estrelas para ajudar os consumidores e suas famílias a comparar veículos e terem conhecimento das opções mais seguras conforme a classificação. Fonte: <https://www.euroncap.com/en/about-euro-ncap/>

³ O Latin NCAP realiza testes de colisão para, assim, oferecer aos consumidores informação precisa sobre o desempenho em segurança de seus carros. Fonte: <https://www.latinncap.com/po/resultados>

⁴ O NCAP global serve como uma plataforma para cooperação entre os novos programas de avaliação de automóveis em todo o mundo e promove a adoção universal dos mais importantes padrões de segurança de veículos automotores. Fonte: <http://www.globalncap.org/about/>

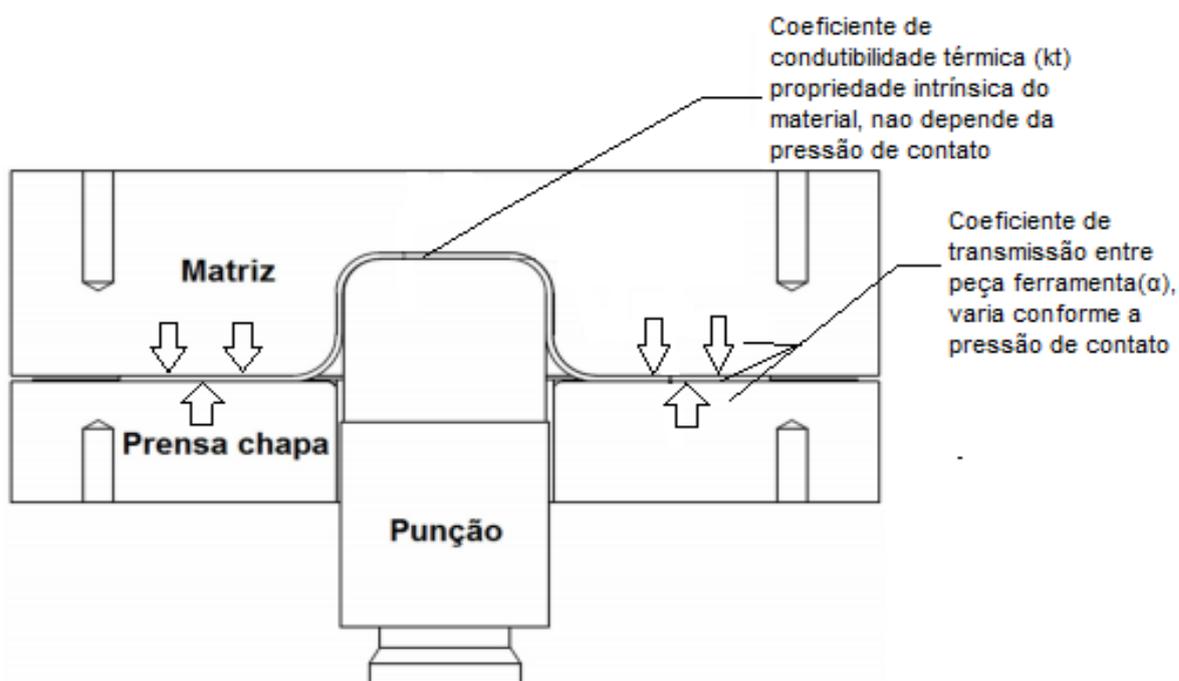
realização da estampagem.

Este processo de estampagem permite produzir componentes estruturais com geometrias complexas, maior deformação, menor retorno elástico e demandam força inferior das prensas para a conformação, se comparado aos aços de alta resistência estampados a frio.

Para controle dos resultados da estampagem a quente comumente é realizado a simulação numérica deste processo, e para isso é importante o conhecimento de algumas propriedades específicas do material. Durante o processo há dois coeficientes importantes para o processo:

- Coeficiente de condutibilidade térmica (kt)
- Coeficiente de transmissão entre peça ferramenta (α)

Figura 02 – Coeficiente de condutibilidade térmica, propriedade intrínseca do material e coeficiente de transmissão térmica, propriedade que varia conforme outras variáveis.



Neste trabalho é realizados ensaios para a obtenção do coeficiente de condutibilidade térmica (kt), que é uma propriedade intrínseca do material e não depende de outros fatores como o coeficiente de transmissão entre peça ferramenta (α) que varia conforme a pressão de contato.

1.1 Objetivos Gerais

Este trabalho tem por objetivo estudar o efeito de 3 temperaturas de austenitização nas propriedades mecânicas e microestruturais do aço 22MnB5.

1.2 Objetivos específicos

Para alcançar os propósitos, alguns objetivos específicos foram definidos:

- Realizar a caracterização do aço 22MnB5 recebido;
- Determinar o coeficiente de condutibilidade térmica para a chapa de aço 22MnB5;
- Simulação do processo de estampagem a quente;
- Executar estampagem a quente experimental com diferentes temperaturas de austenitização, analisar a influência da temperatura de austenitização na resistência mecânica após o processo de estampagem a quente em matriz não refrigerada.
 - Levantar a curva do Limite de Resistência a Tração dos aços, após a estampagem a quente em diferentes temperaturas de austenitização;
 - Avaliar a microestrutura do aço e dureza após o processo de estampagem a quente;
 - Identificar a melhor condição de têmpera e propriedades mecânicas de acordo com os ensaios realizados.
 - Avaliar a interferência da temperatura de austenitização no tamanho de grão após a estampagem a quente;
 - Determinar as temperaturas superficiais das ferramentas durante os ensaios de estampagem a quentes e as curvas de aquecimento durante o processo;
 - Determinar a curva de resfriamento para cada temperatura de austenitização;

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Para a realização deste trabalho e das análises estipuladas, será utilizado como material de estudo do aço 22MnB5.

2.1 Estampagens a quente

No setor automotivo, a exigência do mercado consumidor por produtos com maior desempenho, menor custo e conservação do meio ambiente incentivou os fabricantes de automóveis a buscarem novas soluções, tanto para novas peças como para processos modernos de fabricação.

Com a implementação de novas normas de segurança, atender aos requisitos ecológicos e de desempenho tornou-se um desafio. Com a utilização dos aços de alta resistência, obteve-se um aumento da relação resistência mecânica/massa por componente, tornando-se uma solução para aumento de resistência e redução de peso (Turetta, 2008).

Conforme o Instituto Brasileiro de Mineração (IBRAM), a indústria automotiva comumente é a pioneira em inovações. Segundo Francisco Coutinho Dornelas, assessor do Diretor Executivo (CEO) da Arcelor Mittal Aços Plano América do Sul, "A indústria automotiva induz à inovação. Somente na Europa são investidos 32 bilhões de euros por ano em P&D pelo setor, mais que a indústria farmacêutica".

Devido às novas demandas e novos desafios, a busca e a utilização de aços de alta resistência vêm aumentando consideravelmente no País. Os aços AHSS atualmente têm sido uma das principais soluções encontradas para atender à demanda de redução de peso, como no caso da Chevrolet na linha Ônix Eco 2017⁵, com aumento da resistência mecânica dos componentes produzidos e diminuição do custo do produto, podendo ser conformado geometrias complexas, entretanto, com maior retorno elástico.

No Congresso Tecnológico da ABM, questões como "O futuro da segurança veicular no Brasil" foram temas de debate por diversos especialistas. Segundo João

⁵ "O time de engenheiros da GM se dedicou para reduzir o peso e elevar a rigidez estrutural do Onix. Mais de 100 componentes foram retrabalhados, aumentando a aplicação de aço de alta resistência em painéis e reforços. Na média, o carro ficou 32kg mais leve, um ganho significativo para um modelo que adicionou tantos conteúdos tecnológicos." Fonte: <http://www.chevrolet.com.br/universo-chevrolet/noticias/novo-onix-referencia-conectividade-eficiencia.html>

Francisco Pereira, especialista de produto da Usiminas, a demanda por aços de alta resistência, produzidos pela empresa, tem crescido consideravelmente nos últimos anos e a perspectiva é de aumento da procura consumidora, adequando-se ao desejo do consumidor por veículos mais seguros, econômicos, menos poluentes e com preço acessível.

Por esta razão, as usinas, montadoras e fornecedores de produtos estampados têm buscado soluções para atender à demanda e satisfazer as expectativas dos clientes. Outro tema de debate no congresso foi a “Indústria automotiva como indutora da inovação”, apresentando diversos cenários e comparando os diferentes materiais utilizados no setor automotivo.

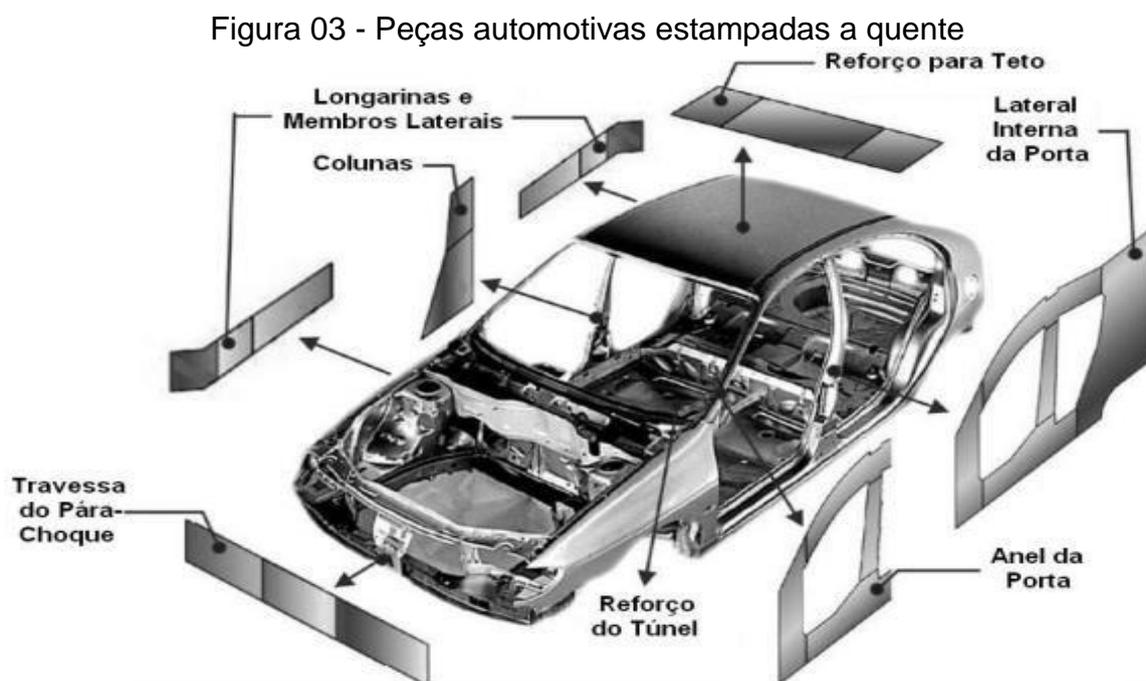
Segundo SIEBELS e ASPACHER (2009), nos últimos anos a produção de peças realizadas por estampagem a quente tem crescido consideravelmente, a estimativa para os próximos anos é que o consumo e produção continuem aumentando. Com o emprego dos aços de alta resistência na indústria automobilística, houve um aumento na demanda por estes aços, o que impulsionou a pesquisa e desenvolvimento desta tecnologia.

A Magna Cosma utiliza o processo de conformação a quente em peças estruturais e para o corpo do automóvel, melhorando o desempenho de impacto de veículo em locais críticos. Esta mudança se deve a padrões governamentais cada vez mais rigorosos, como pilares, balancins, trilhos de telhado, para-choques e vigas de intrusão de portas. A estampagem a quente permite a formação de geometrias de peças complexas devido ao menor retorno elástico.

Para a realização da estampagem a quente, o aço é aquecido até a temperatura de austenitização, após isso, é realizado o processo de têmpera simultaneamente com a conformação. O boro é o elemento que tem maior influência na temperabilidade, pois retarda a conversão em microestruturas de menor dureza e leva a uma microestrutura martensítica (LI H.; WU; LI, G., 2013). Nesse contexto, o estudo dos parâmetros que influenciam o processo de estampagem a quente de aços avançados de alta e ultra-alta resistência permitem compreender melhor o comportamento dos aços para determinada situação de temperatura, tempo de forno e condições do sistema de estampagem, podendo estes ser otimizados. Com o auxílio de “softwares” de simulação, é possível prever os parâmetros de processo, evitando erros nos critérios que influenciam diretamente a estampagem a quente.

A estampagem a quente é utilizada para a produção de componentes para a

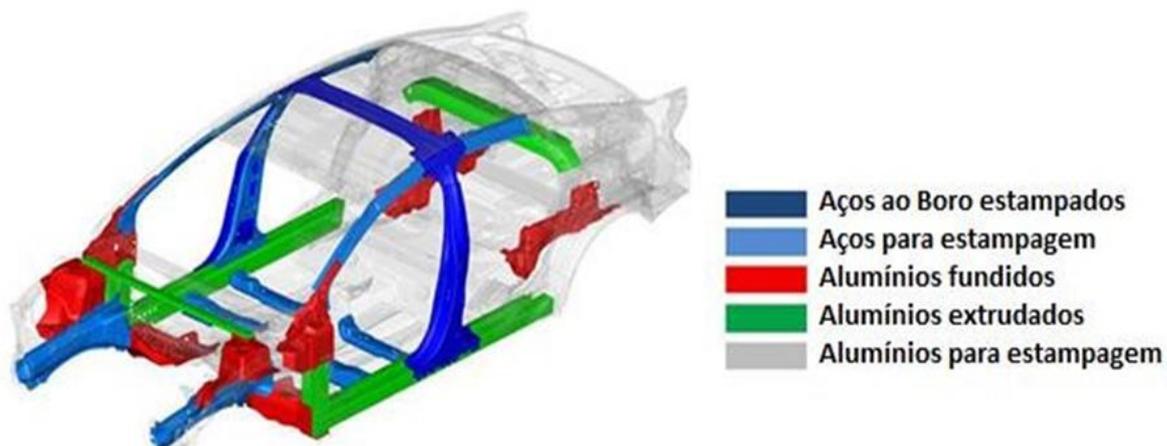
indústria automobilística, as peças estampadas são de diversos formatos, variando desde geometrias simples a complexas. Nestes componentes, são exigidos altos níveis de resistência mecânica e precisão das medidas após o processo de estampagem. Na Figura 03, são apresentados os locais do automóvel onde é utilizada a estampagem a quente.



Fonte: Pic, 2008

Na Figura 04, estão apresentados os diversos tipos de aços empregados no projeto estrutural de um protótipo de automóvel desenvolvido pela Magna.

Figura 04 – Tipos de aços empregados no projeto estrutural do protótipo da Magna



Fonte: Magna, 2018

Segundo ALTAN (2006), os componentes obtidos através da estampagem a

quente seguida de têmpera, processo utilizado para o aumento da resistência, apresentam máxima resistência mecânica e ductilidade mínima. A conformação deve ser realizada antes que se atinja a taxa de resfriamento para o início da transformação da microestrutura existente para martensita.

A ferramenta para a estampagem a quente deve ser projetada para proporcionar melhor troca de calor, distribuição homogênea da temperatura da peça conformada e sistema de refrigeração para aumentar a capacidade de produção (Hoffmann et al. 2007). Quando a refrigeração não ocorre de forma homogênea na peça estampada, pode gerar propriedades mecânicas distintas em diferentes regiões, podendo ocorrer mais de um tipo de microestrutura (Maikranz- Valentin et al. 2008, Borsetto et al. 2009).

Para a obtenção de refrigeração adequada nas ferramentas, é fundamental que seja realizado projeto dos canais de circulação de água, normalmente utilizada como fluido refrigerante.

Podem-se utilizar fluídos refrigerantes como: Hidroclorofluorcarbonos (HCFC) ou Clorofluorcarbonos (CFC), estes são utilizados quando as ferramentas precisam chegar a baixas temperaturas (0 °C), aumentando a transferência de calor da peça (Hoffmann et al. 2007).

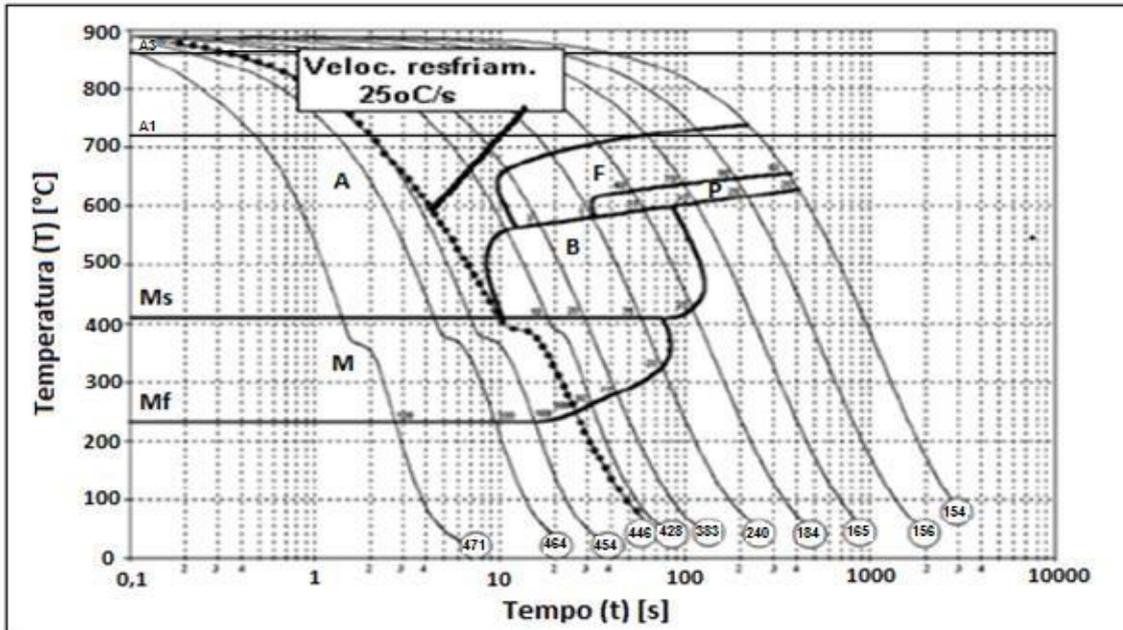
Segundo LEHMAN (2010), a necessidade de pesquisa para construção de novos sistemas de aquecimento das peças, como por exemplo, a indução ou a laser, é dada pelo grande espaço ocupado pelos fornos, podendo atingir de 30m a 40m de comprimento em uma linha de estampagem, utilizando grandes espaços e alto investimento para aquisição destes fornos.

Na estampagem a quente, é realizado o aquecimento da chapa até temperatura de austenitização. Para o aço 22MnB5, esta temperatura é de 850 °C a 950 °C, tempo de aquecimento de 4 a 10 minutos, conforme a espessura da chapa, para fornos aquecidos por resistência. Após a austenitização completa, a chapa é conformada e a têmpera é realizada simultaneamente com a conformação (Turetta, 2008).

A chapa de aço deve ser transferida do forno para a prensa no menor tempo possível, devido à perda de calor da chapa por convecção e radiação. Este cuidado deve ser tomado devido à temperatura para o começo da formação da martensita, mostrado na Figura 05. A conformação é realizada na temperatura de estado austenítico do material, durante o processo, o resfriamento à temperatura

crítica para a formação de martensita deve ser obtido, para que não haja uma transformação da microestrutura para bainita (Merklein, 2006).

Figura 05 – Diagrama CCT do aço 22MnB5, austenitizadas a 900°C / 5 minutos.



A forma como será processada a decomposição da austenita definirá o resultado da maior parte da microestrutura, porque as transformações ocorrem durante este processo. A estrutura atômica irá se reorganizar em estruturas de menor energia, estas mudanças ocorrem na estrutura cristalina. A dureza da martensita sofre grande influência do percentual de carbono da liga, a quantidade de austenita formada depende da temperatura atingida e não do tempo em que a amostra será mantida, à medida que a porcentagem de carbono é maior do aço, a velocidade de resfriamento para a criação da martensita será maior também (Colpaert, 2008).

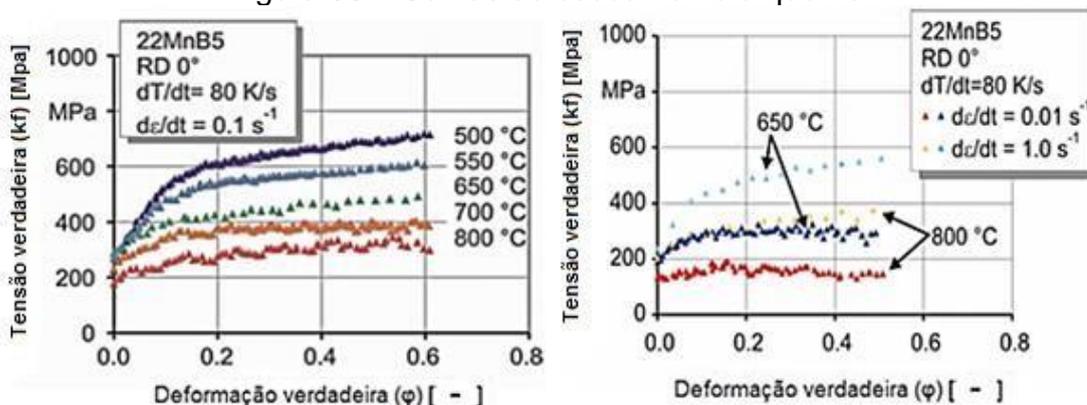
A transferência de calor durante a estampagem a quente também é afetada pela condição de contato da peça com a matriz, prensa chapa e o punção, ou seja, quanto melhor o contato, melhor se dará a transferência de calor (Karbasiyan, 2010).

Com a conformação das chapas a quente, reduz-se o retorno elástico e proporciona-se uma redução da resistência mecânica do aço durante a estampagem, possibilitando estampar peças com maiores dimensões para uma mesma prensa, se comparado com peças estampadas à temperatura ambiente, devido à diminuição da tensão de escoamento, conforme a Figura 06, e consequentemente da energia necessária pela prensa para realizar a deformação

(Colpaert, 2008; Lisboa, 2017).

Devido à elevada temperatura, o material da chapa apresenta maior deformabilidade e redução da sua tensão de escoamento, permitindo que o processo seja realizado com menores esforços da prensa. Na figura 06, são apresentadas as curvas de escoamento para a liga 22MnB5 para diferentes temperaturas, pode ser observada uma redução dos valores da tensão verdadeira com o aumento da temperatura (Merklein 2006).

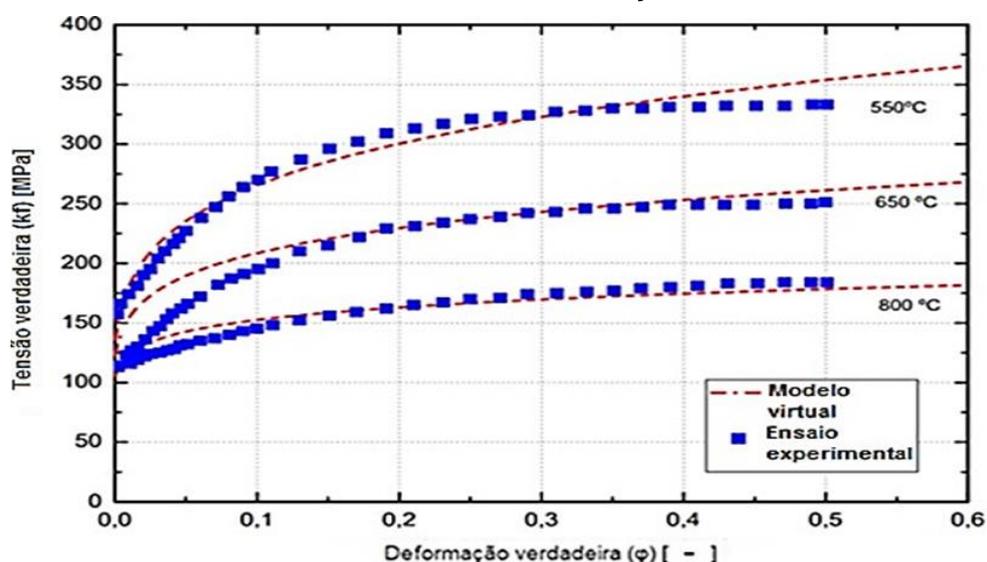
Figura 06 – Curvas de escoamento a quente



Fonte: Merklein, 2006

Segundo MERKLEIN (2006), o aumento da temperatura do corpo de prova para a conformação resulta em redução relevante do valor da tensão de escoamento no aço 22MnB5, mostrado na Figura 07.

Figura 07 - Curva de escoamento do aço 22MnB5 a quente e com diferente velocidade de deformação.



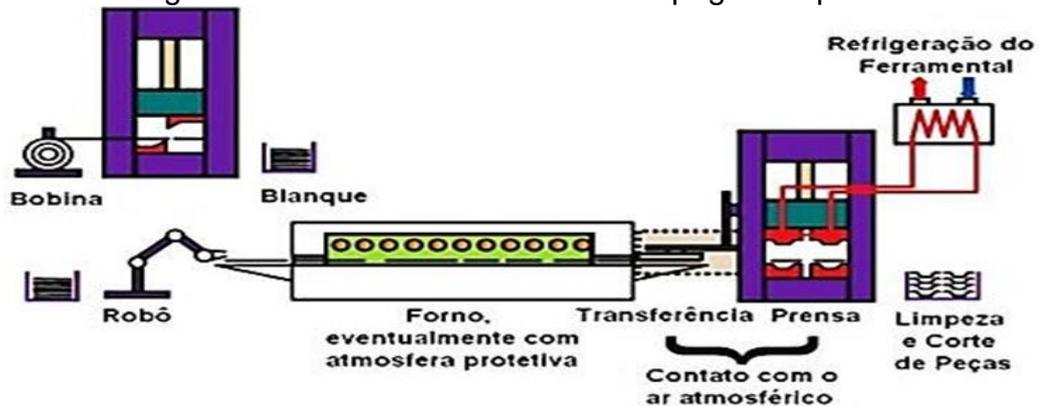
Fonte: DAL-CIM, 2018.

Segundo KARBASIAN (2010), a estampagem a quente pode ser realizada através de dois processos principais:

- Estampagem direta
- Estampagem indireta

Na estampagem direta, Figura 08, a chapa é aquecida e em seguida conformada em matriz refrigerada.

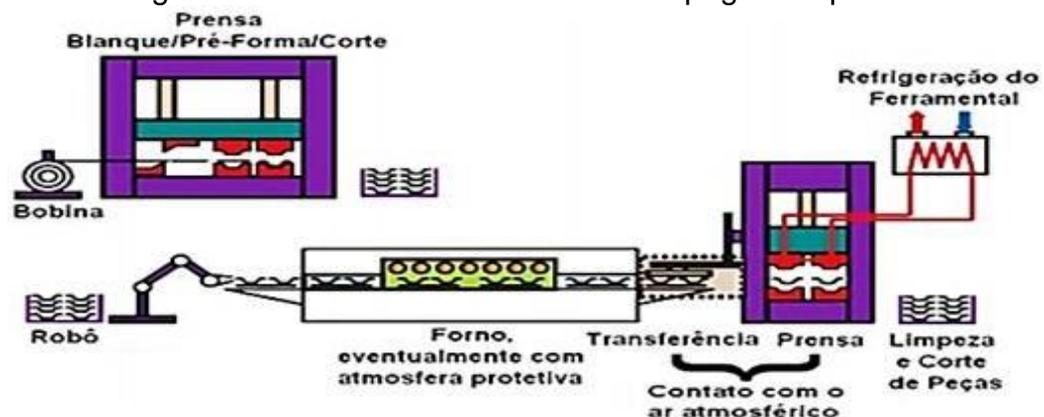
Figura 08 – Processo direto de estampagem a quente.



Fonte: Altan, 2006

Na estampagem indireta, Figura 09, normalmente utilizada para peças complexas, a chapa é conformada a frio resultando em uma pré-forma quase completa da peça que, em seguida, é aquecida e conformada (Altan, 2006).

Figura 09 – Processo indireto de estampagem a quente.



Fonte: Altan, 2006

Segundo NAGATHAN (2012), a principal diferença entre os dois processos de estampagem a quente é:

- No processo indireto, a chapa é estampada a frio em um ferramental

comumente utilizado para processos a frio, realizando a pré-estampagem, para que depois a peça seja levada ao forno até a temperatura de austenitização e realizada a estampagem a quente.

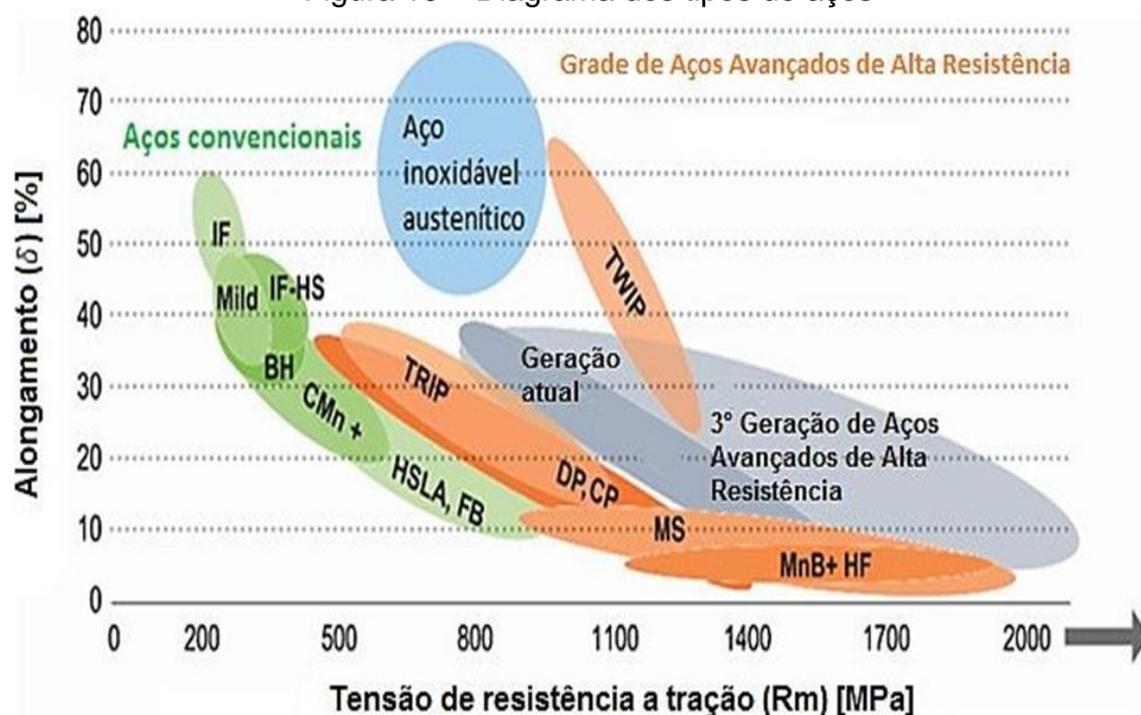
- No processo direto, a primeira etapa de pré-formação a frio não ocorre, o corpo de prova é posto no forno e em seguida é realizada a estampagem. Pode-se utilizar o processo indireto quando se necessita aumentar os limites de conformação para a realização de peças mais complexas. O tempo de forno deve ser controlado, variando entre quatro minutos a dez minutos, para obter uma estrutura austenítica homogênea na peça. Temperaturas e tempos de forno não adequados provocam aumento do grão da austenita, prejudicando o processo de temperabilidade e as propriedades mecânicas do material após o método de conformação. Devido à diferença de temperatura entre a peça e a matriz — normalmente refrigerada, a têmpera ocorre simultaneamente com a conformação devido às altas velocidades de resfriamento. O produto, devido a essa mudança de microestrutura, consegue atingir limites de resistência superior a 1500 MPa.

2.2 Aços avançados de alta resistência

No desafio de desenvolver veículos com maior autonomia, principalmente após a crise do petróleo (1973), e de aumentar a segurança dos usuários, as siderúrgicas buscaram inovar através da ciência metalúrgica, para a obtenção de novos materiais mais resistentes e por consequência utilizando menor quantidade de aço, promovendo redução de peso do automóvel, e aumentando a sua autonomia. Surgiram, então, os aços de alta resistência (High Strength Low Alloy — HSLA) cuja microestrutura é mais refinada e a capacidade de endurecimento por precipitação lhe proporcionaram maior resistência mecânica. Entretanto, com o aumento da resistência mecânica, diminuiu a estampabilidade, a resposta para este novo problema foi o desenvolvimento dos aços Dual Phase. Segundo GORNI (2008), após o ano de 1990, estes aços foram agregados em uma só família, os Aços Avançados de Alta Resistência (Advanced High Strength Steels — AHSS).

Não há uma definição específica para estes aços de alta resistência, a maioria dos aços com uma resistência superior a 560 MPa são considerados Aços Avançados de Ultra Alta Resistência UHSS (Ultra High Strength Steels) (Naderi, 2007). Na Figura 10, os aços estão divididos conforme as classificações.

Figura 10 – Diagrama dos tipos de aços



Fonte: World Auto Steel, 2017.

2.2.1 Aços ligados ao Boro

O aço 22MnB5 é o aço comumente utilizado nos processos de estampagem a quente, cujos limites de composição química estão apresentados na Tabela 01:

Tabela 01 – Composição química dos aços ao Boro de diferentes fabricantes.

COMPOSIÇÃO (%)	ARCELO RMITTAL	SSAB	RUUKI	SF	USIMINAS	TK
	USIBOR 1500P	Docol Boron 2	RacoldB24 Raex b24	22MnB5	22MnB5	MBW - W®1500
C	< 0,25	0,2 / 0,25	0,2 / 0,26	0,22 / 0,25	0,19 / 0,2	0,25
Si	< 0,35	0,2 / 0,35	< 0,4	0,2 / 0,3	<0,04	0,4
Mn	< 1,4	1 / 1,3	< 1,43	1,2 / 1,4	1,1 / 1,4	1,4
P	< 0,03	< 0,025	< 0,02	< 0,025	0,025
S	< 0,01	< 0,015	< 0,005	< 0,015	0,01
Cr+Mo	< 0,3	0,14 / 0,26	0,18 / 0,44	0,11 / 0,2	0,15 / 0,3	0,5
Ti	0,05
B	< 0,005	< 0,005	< 0,005	< 0,0055	< 0,005	0,005

Fonte: Soares, 2008; ThyssenKrup, 2008.

A estampagem do aço 22MnB5 é realizada normalmente pelo processo direto de estampagem a quente, realizando a conformação e a têmpera enquanto o material é conformado. Estes aços possuem uma microestrutura ferrítica com Limite

de Resistência à Tração (Rm) de 600 MPa, após o tratamento térmico, a resistência mecânica pode obter um incremento de até 250% em comparação com a resistência inicial, apresentando uma estrutura martensítica.

No início do processo de estampagem a quente, a chapa de aço deve ser aquecida até sua temperatura de austenitização e permanecer no forno por pelo menos cinco minutos para a microestrutura austenítica ser homogênea e a têmpera ocorrer em toda a peça durante a estampagem (Merklein, 2006). As Tabelas 02 e 03 apresentam os limites de resistência antes e após a têmpera do aço 22MnB5.

Tabela 02 – Propriedades mecânicas do aço 22MnB5 antes e após a têmpera.

Condição	Tensão de escoamento (Re) [MPa]	Tensão máxima (Rm) [MPa]	Alongamento (δ) [%]
Antes da têmpera	350 – 500	550 – 700	12 – 21
Depois da têmpera	1100 – 1200	1500 – 1650	4 – 5

Fonte: Turetta, 2008

Tabela 03 – Propriedades das chapas dos aços ao Boro.

Grupo	Tipo de aço	Como recebido (Re) [Mpa]	Após estampagem (Rm) [Mpa]
Com Boro	8MnCrB5	520	882
	20MnB5	637	1354
	22MnB5	650*	1463
	27MnCrB5	638	1611
	37MnB5	810	2040

Fonte: Adaptado de Naderi, 2007

Segundo NADERI *et al.* (2008), para a obtenção de uma estrutura martensítica, deve-se obter um resfriamento superior a 30°C/s, taxas inferiores a esta podem resultar em microestrutura bainítica. Segundo FAN *et al.* (2009), resfriamentos superiores a 25 °C/s resultariam em uma estrutura (100%) martensítica.

No processo de conformação, deve-se atingir a taxa de resfriamento necessário para o início da transformação da microestrutura existente para microestrutura desejada. O sistema deve possuir um rápido fechamento, para

melhor controle dos parâmetros do processo, a fim de amenizar a perda de calor para o meio, tendo maior domínio do início do procedimento de têmpera. Normalmente, as ferramentas operam com uma pequena folga no prensa-chapas (Wilsius, et al., 2006).

O resfriamento rápido deve ser assegurado para que se obtenha uma estrutura totalmente martensítica, garantindo níveis de resistência mecânica acima de 1500 MPa e durezas de 400 a 520 HV10 ou 40,8 a 50,5 HRC (Turetta 2008; Cardoso, 2016). Os componentes obtidos através da estampagem a quente, processo utilizado para o aumento da resistência, apresentam máxima resistência mecânica e ductilidade mínima (Altan, 2006).

O modo como é realizada a decomposição da austenita define o resultado da microestrutura. À medida que a austenita é resfriada, a mobilidade dos átomos diminui e as transformações são mais difíceis de ocorrer.

Segundo TSHIPTSCHIN (2006), a temperatura de austenitização completa do 22MnB5 é de 840 °C, temperatura média da transformação da martensita, é de 378°C a 261°C e o início da transformação da bainita se dá na temperatura média de 606°C.

Somente com velocidades de resfriamento iguais ou superiores a 20 °C/s a formação da microestrutura seria constituída por 100% de martensita. Na Tabela 04, estão apresentados os valores de microdureza em função da velocidade de resfriamento, as velocidades de resfriamento de 20 °C/s e 40 °C/s resultam em transformação totalmente martensítica do aço 22MnB5.

Tabela 04 – Valores de microdureza Vickers em função da velocidade de resfriamento do aço 22MnB5.

Velocidade de resfriamento [°C/s]	Dureza em HV 300g
1	191
3	235
5	266
7	284
10	287
15	331
20	481
40	475

Fonte: Tshiptschin, 2006.

Os aços ao Boro são muito utilizados para fabricação de componentes de fixação, em especial, os parafusos; esta demanda se dá, principalmente, na indústria, onde estes itens precisam ter elevada resistência mecânica (Santos 1992). Quando comparado com os aços sem boro de igual temperabilidade, estes aços possuem conformabilidade superior. O Boro está presente nos aços como elemento intersticial (Sojka et al., 1980; Kamada et al., 1988). Há um aumento da temperabilidade do aço quando é adicionado Boro, entretanto quando o encontramos em excesso, ocorre a formação de boro carboneto, reduzindo o efeito do incremento de temperabilidade (Titova *et al.* 2007).

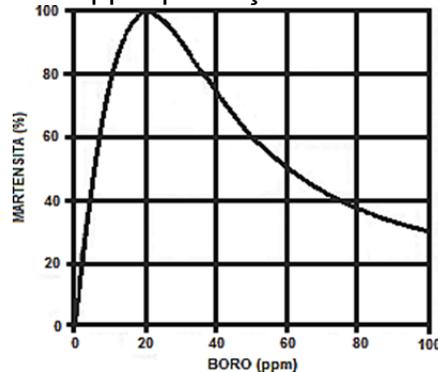
O boro está constantemente presente nos aços utilizados na estampagem a quente e desempenha um papel fundamental, aumentando a temperabilidade, devido à predisposição de segregar no contorno de grão da austenita, diminuindo a energia necessária para a transformação de outras fases, tornando o perfil do grão menos promissor para nucleação da ferrita (Ákerström, 2006).

A temperatura de austenitização, segundo SONG et al. (2012), CAO (2002) e GONZALES et al. (1984), afeta diretamente a precipitação do tamanho dos boros carbonetos, estes influenciam na temperabilidade do material, interferindo nas propriedades finais, e têm como função reduzir a nucleação da ferrita pró-eutetoide aumentando a temperabilidade no aços carbonos. Conforme CAO (2002) este efeito não afeta as propriedades termodinâmicas do material.

Com o aumento da temperatura de austenitização, tem-se aumento do tamanho de grão austenítico, aumentando a concentração de boro no contorno de grão, a elevação da temperatura amplia as concentrações das discordâncias e também ocorrem quando é realizado um resfriamento brusco formando-se gradientes destas, isso possibilita a segregação do boro para os contornos de grão austenítico. Após este efeito, há uma redução do efeito do aumento de temperabilidade no material (Casarin, 1996).

No estudo realizado por GONZALES (1984), onde foi avaliado o percentual de formação de martensita em relação ao teor de Boro para aços baixo carbono, a concentração ideal seria de 20ppm, acima deste aglomerado começa a criação de boro carboneto e a diminuição da temperabilidade conforme a Figura 11.

Figura 11 – Percentual máxima de formação de martensita pela quantidade de Boro em ppm para aços ao Boro.



Fonte: Gonzales et al, 1984.

A transformação martensítica de aços ao boro aumenta de acordo a temperatura de austenitização; porém, este adcionamento se dá até determinada temperatura, conforme é mostrado na Figura 11. Ultrapassando esta temperatura crítica de austenitização, a transformação martensítica passa a diminuir. (Mailtre Pierre, 1978).

Conforme TURETTA (2006), as temperaturas de austenitização para o aço 22MnB5 são de 850 °C e 900 °C, durante o tempo de aquecimento que pode variar entre um a dez minutos, para os tempos acima de cinco minutos foi constatado austenitização completa do corpo de prova. Os tempos até os dez minutos não geraram aumento no tamanho de grão.

Com o aumento da temperatura de austenitização, aumenta a quantidade de martensita após o resfriamento, elevando a dureza e resistência mecânica do aço 22MnB5, porém, quando a temperatura ultrapassa a região ideal de transformação austenítica, a resistência e dureza diminuem devido à formação de martensita grosseira.

Os valores que apresentaram melhores resultados foram de 880 °C e 910°C, na temperatura de austenitização de 910 °C foi obtida maior quantidade de martensita (He, et al., 2011). De acordo com CHANG et al. (2011), para o aço USIBOR 1500 com diferentes temperaturas de austenitização, tempo de aquecimento de quatro minutos, seguido de têmpera em água, os maiores valores das propriedades mecânicas foram obtidos com a temperatura de austenitização de 900 °C.

Chegando próximo dos 100% de martensita e um limite de resistência mecânica de 1530 MPa, a temperatura mínima para total austenitização deste

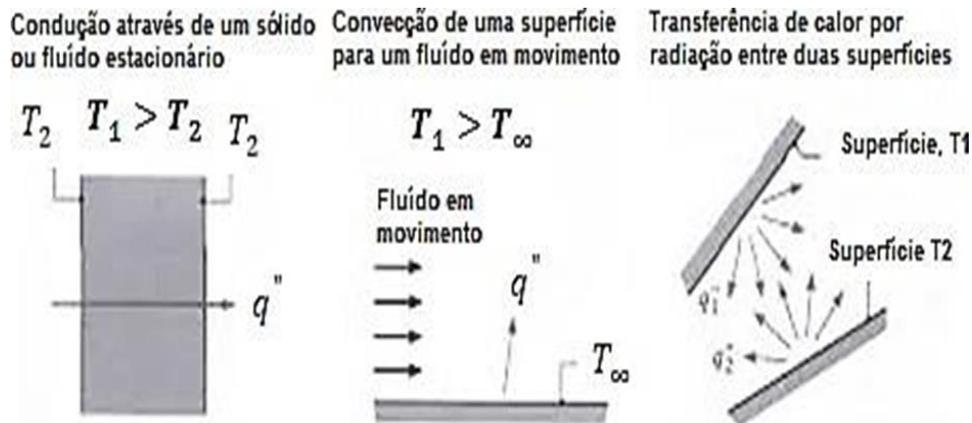
aço é de 880 °C, entretanto, para temperaturas muito acima deste valor, ocorre o crescimento exagerado do grão austenítico, reduzindo as propriedades mecânicas após, a estampagem a quente.

Segundo NADERI (2007), quanto maior a temperatura de austenitização, maior o tamanho de grão, elevando a temperatura Ms, afetando a cinética de transformação de fase. Conforme SERAJZADEH (2004), o efeito do tamanho do grão inicial e da velocidade de resfriamento da têmpera em um aço C-Mn mostra que quanto maior o tamanho de grão austenítico inicial, provocado pela temperatura de austenitização ou pelo tempo excessivo de aquecimento, maior será o tamanho de grão.

2.3 Transferência de calor durante o processo de estampagem

A Transferência de calor ou transferência térmica é a transição de calor devido à diferença de temperatura. Ou seja, é a troca de energia entre dois sistemas (Incropera *et. al.*, 2008). Na Figura 12, são apresentados os tipos de transferência de calor que determinado corpo pode sofrer.

Figura 12 - Tipos de transferência de calor



Fonte: Incropera *et. al.*, 2008

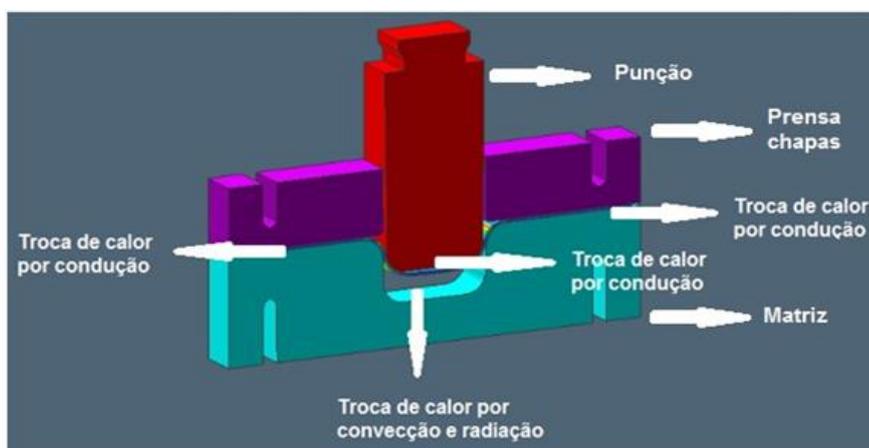
Quando um material está a uma temperatura diferente do seu entorno, ocorre à transferência de energia térmica, esta transferência ocorre até o equilíbrio térmico, ou seja, sem diferença de temperatura. Quanto à transferência de energia térmica, ocorre do corpo com maior temperatura para o de menor, conforme a segunda lei da termodinâmica ou o enunciado de Clausius.

A transferência de calor não pode ser detida, mas pode ocorrer de forma

lenta, para que isso ocorra, devem-se utilizar isolantes térmicos, que dificultam a passagem do fluxo de calor, funcionando como uma barreira.

No processo de estampagem a quente, a chapa sofre perda de energia térmica por condução, convecção e radiação. O modo como ocorre a transferência de energia térmica durante o processo de estampagem, é apresentado na Figura 13.

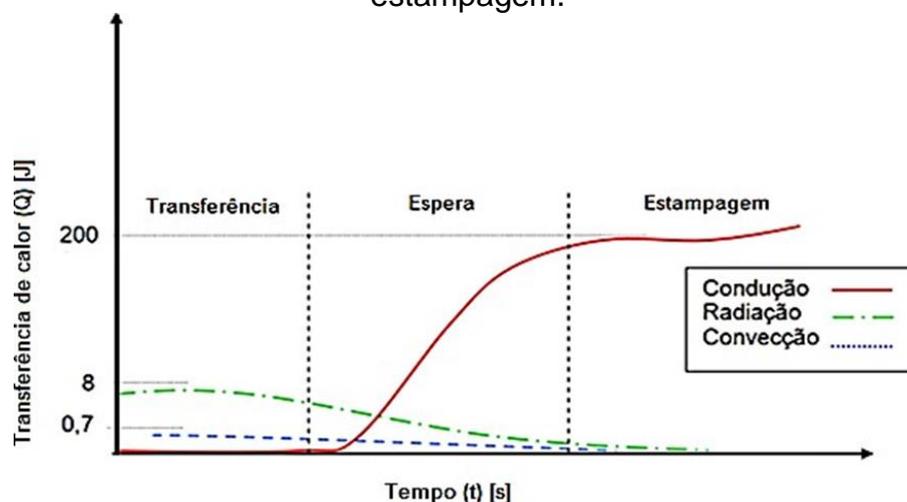
Figura 13 – Transferências de calor durante o processo de estampagem.



Para cada forma de transferência de calor, há um coeficiente intrínseco do material, o coeficiente de condutividade térmica é representado pelo " k_t ", o coeficiente de convecção é representado pelo " H " e o coeficiente de radiação ou emissividade pelo " ξ ".

Na Figura 14, é apresentada a comparação entre a transferência de calor por condução, convecção e radiação durante o processo de estampagem.

Figura 14 – Influência das formas de transferência de calor durante o processo de estampagem.



Fonte: de SOUZA, 2013.

2.3.1 Transferência de Calor por Condução

A condução é a transferência de calor por contato, como mostrado na Figura 14, o calor é transferido devido à vibração dos átomos ou quando elétrons se movem de um átomo a outro. A transferência de calor por condução é maior em sólidos.

Os metais são normalmente os melhores condutores de energia térmica, já que estes são quimicamente ligados e possuem elétrons livres, os quais facilitam a transferência da energia térmica, tornando, portanto, os metais bons condutores de calor por condução. Para quantificar a facilidade com que um determinado material ou fluido conduz, ou transfere energia, é utilizado o coeficiente de condução de calor “ k_t ” que é intrínseco de cada material, definido como a quantidade de calor transmitida no tempo através de uma espessura, devido a uma diferença de temperatura (Bergman et.al., 2011).

A condução de calor pode ser de estado estacionário ou transiente, o estado estacionário é a forma de condução que ocorre quando a diferença de temperatura é praticamente constante, mesmo após determinado tempo de equilíbrio, as temperaturas não mudam mais.

Na condução em estado estacionário, a quantidade de calor que entra é igual à quantidade de calor que sai. Nesses casos, para facilitar o modo de se calcular, pode-se tomar o sistema como “resistências térmicas”, no qual a temperatura desempenha o papel de tensão, e o calor transferido é o análogo da corrente elétrica. O coeficiente “ k_t ” pode ser calculado através da Equação 1 retirada do HALLIDAY (2016).

$$q_x = -k_t \cdot A \frac{dx}{dt} \quad \text{Equação 1}$$

Onde:

q_x = Taxa de calor

k_t = Coeficiente de condução térmica

A = Área

Integrando a equação 1 em estado estacionário obtém à equação 2.

$$\dot{Q} = -k_t \cdot A \frac{T_{s1} - T_{s2}}{l} \leftrightarrow \dot{Q} = \frac{T_{s1} - T_{s2}}{R_{parede}} \quad \text{Equação 2}$$

Onde:

\dot{Q} = Fluxo de calor [J/s]

T_{s1} = Temperatura 1 [°C]

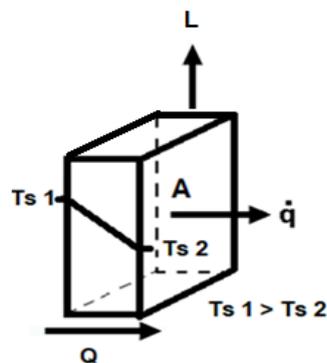
T_{s2} = Temperatura 2 [°C]

L = Espessura [m]

R_{parede} = Resistência térmica da parede [K / W]

A Figura 15 ilustra como ocorre o fluxo de calor através de um corpo.

Figura 15 – Fluxo de calor através de um corpo



Fonte: Incropera *et. al.*, 2008

As temperaturas T_{s1} e T_{s2} são as temperaturas da face esquerda e direita da parede conforme a Figura 15, o R é a resistência térmica da parede Equação 3, retirada do INCROPERA *et al.*(2008).

$$R = \frac{L}{kt.A} \quad \text{Equação 3}$$

Onde:

R = Resistência térmica [K / W]

L = Espessura [m]

kt = Coeficiente de condutibilidade térmica [W / m.K]

Existem também situações de estado não estacionário, chamada de condução transiente, na qual a queda ou aumento de temperatura ocorre de forma

mais drástica. Um exemplo do processo de condução transiente é o processo de t mpera de metais, no qual temos uma temperatura inicial do metal e ocorre um brusco resfriamento, podendo, este, ser por imers o em l quido, ou, como no caso da estampagem a quente, que a t mpera ocorre simultaneamente   conforma o.

Como a Equa o do Calor n o pode ser utilizada para analisar o problema, o calor transiente   determinado atrav s de um balan o global de energia do material, conforme a Equa o 4, devendo ser relacionado   perda de energia na superf cie e a varia o da energia interna, as equa es 4 e 5 foram retiradas do Incropera et al, (2008).

$$-\dot{E}_{sai} = \dot{E}_{acum} \quad \text{Equa o 4}$$

Onde:

$-\dot{E}_{sai}$ = Taxa de perde de energia na superf cie

\dot{E}_{acum} = Taxa de varia o da energia interna

ou

$$-H \cdot A_s (T(t) - T_{\infty}) = \frac{\rho V c_p (dT(t))}{dt} \quad \text{Equa o 5}$$

Onde:

H = Coeficiente de convec o [W / m². K]

A_s =  rea superficial do s lido [m²]

ρ = massa espec fica [kg/m³]

V = volume [m³]

C_p = calor espec fico [J/kgK]

T = temperatura [ C]

t = tempo [s]

A Equa o 5   uma aproxima o comum na condu o transiente, que pode ser utilizada quando a condu o de calor dentro de um objeto   maior do que a condu o de calor em todo o contorno do objeto. Este   um m todo de aproxima o que reduz adequadamente um aspecto do sistema de condu o transiente para um sistema equivalente do estado estacion rio.

Neste método, um termo conhecido como o número de Biot, que é definido como a razão da resistência à transferência de calor em todo o entorno do objeto com a condutância específica, sendo a razão das resistências térmicas dentro e na superfície de um determinado corpo. Quando a resistência térmica do calor transferido para o objeto é menor que a resistência do calor sendo difundida completamente dentro do objeto, o número de Biot é inferior a 1.

O número de Biot é um parâmetro adimensional e pode ser calculado pela Equação 6 (Cengel, 2012).

$$Bi = \frac{H \cdot L}{k_t} \quad \text{Equação 6}$$

Onde:

Bi = Número de Biot [-]

H = Coeficiente de convecção [W/(m²K)]

L = Comprimento [m]

k_t = Coeficiente de condução térmica [W/(m·K)]

Para o cálculo dos números de Biot em particular, a aproximação de temperaturas dentro do objeto pode começar a ser utilizada, uma vez que se pode presumir que o calor transferido tem tempo para uniformemente distribuir-se. Isso ocorre devido à menor resistência em fazê-lo, em comparação com a resistência ao calor que entra.

Quando há números de Biot inferiores a 0,1, significa que a condução de calor dentro do corpo é mais rápida que a convecção de calor na superfície. Portanto, os gradientes de temperatura não precisam ser considerados, caracterizando o material como termicamente fino, e o calor pode ser considerado constante em todo o volume do material, para números acima de 0,1 indicam que o material é termicamente espesso (Incropera *et al*, 2008).

2.4 Coeficientes de transferência de calor para o aço 22MnB5

Conforme realizado por TURETTA (2008), as propriedades térmicas de condutividade e calor específico foram obtidos por modelos experimentais, que os

associam com a composição química e as temperaturas se baseiam em estudos de solidificação de metais, os coeficientes de condutividade térmica e calor específico estão apresentados na Tabela 05.

Tabela 05 – Coeficientes de condução de calor do aço 22MnB5.

Parâmetros térmicos do aço ao boro. Temperatura (T) [°C]	Condutividade Térmica (kt) [W/m. °C]	Calor específico (Cp) [J/kg. °C]
20	46,69	461,67
200	44,38	532,48
400	39,31	614,85
600	35,52	625,45
800	26,82	640,21
1000	26,83	653,27

Fonte: Turetta (2008).

Conforme VALLE (2012), os coeficientes de condução térmica do 22MnB5 estão apresentados na Tabela 06 e têm valores aproximados aos resultados encontrados por TURETTA (2008).

Tabela 06 – Coeficientes de condução de calor do aço 22MnB5

Temperatura (T) [°C]	Densidade (ρ) [kg/m³]	Condutividade térmica (kt)[W/m.°C]	Calor específico (Cp) [J/kg. °C]
20	7848,1	46,71	475,63
100	7820,7	46,06	487,67
200	7790,2	45,59	499,21
300	7757,4	43,47	519,18
400	7722,3	40,7	543,45
500	7684,7	37,67	570,3
600	7644,5	34,63	599,31
700	7601,6	31,66	630,23
800	7616,7	23,92	694,1
900	7569,3	26,32	691,61
1000	7519,9	27,76	689,12
1100	7468,7	28,84	686,65
1200	7415,7	30	684,18

Fonte: VALLE, 2012.

Conforme BATALHA (2015) os parâmetros térmicos do coeficiente de condutividade térmica são apresentados na Tabela 07, estes valores se aproximam dos valores apresentados por VALLE (2012) e TURETTA (2008).

Tabela 07 – Coeficientes de condução de calor do aço 22MnB5

Temperatura (T) [°C]	Condutividade térmica (kt)[W/m.°C]	Calor específico(Cp) [J/kg. °C]
20	46,69	461,67
200	44,38	532,48
400	39,31	614,85
600	35,52	625,45
800	26,82	640,21
1000	26,83	653,27

Conforme BATALHA(2015) o coeficiente de condutibilidade térmica é uma propriedade intrínseca do material e varia conforme a temperatura, já o coeficiente de transmissão de calor tem variação conforme a pressão de contato, apresentado na Tabela 08.

Tabela 08 – Coeficiente de transmissão de calor.

Pressão (P) [Mpa]	Coeficientes de transmissão (α) [W/m².K]
0	2100
40	9500

Fonte: BATALHA, 2015

2.5 Simulação computacional baseada na Teoria de Elementos

Finitos

Conforme BATALHA (2015) os softwares de simulação nos possibilitam trabalhar de forma eficiente e com redução de custos, pois, estes softwares nos auxiliam na otimização dos processos de manufatura de forma ágil e sem custo de matéria prima por meio da variação de parâmetros de entrada e previsão dos resultados da peça final.

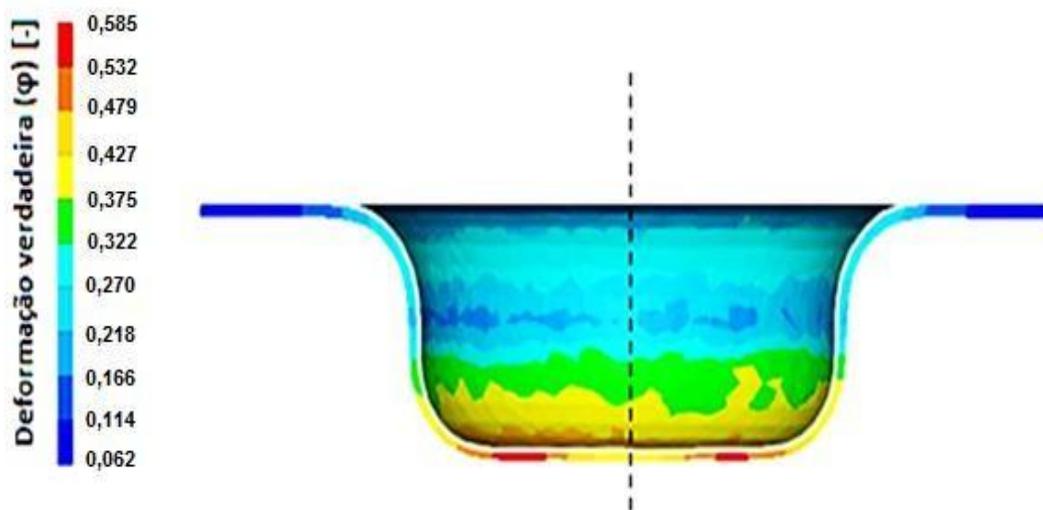
Segundo PEGDEN (1995), a simulação é o projeto de um modelo virtual para a realização de ensaios, a fim de compreender os possíveis resultados, a simulação não é apenas a construção do modelo, e sim, todo o método experimental.

Através do modelamento em elementos finitos, é possível realizar melhorias de produtos e/ou processos, diminuindo consideravelmente o tempo gasto para o desenvolvimento de protótipos, reduzindo gastos, aumentando a lucratividade e competitividade da empresa.

Com o conhecimento prévio dos possíveis resultados, há facilidade para análise e identificação dos prováveis defeitos, possibilitando intervir ainda na fase de projeto, prevenindo gastos desnecessários com matéria-prima e tempo (Souza, 2013).

Na Figura 16, estão apresentados os resultados da distribuição da deformação em uma simulação de estampagem a quente do aço 22MnB5, onde as áreas em vermelho têm maior propensão a ruptura.

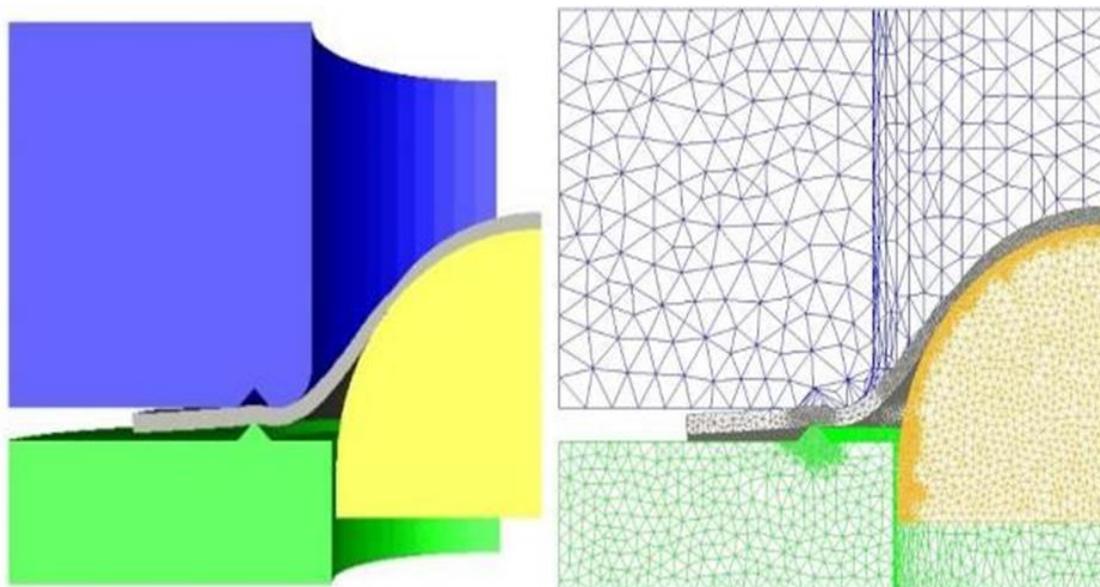
Figura 16 – Resultado da distribuição da deformação na simulação numérica do software SIMUFACT de uma estampagem a quente.



Fonte: Costa, 2018.

Outro objetivo da simulação, empregando a Teoria de Elementos Finitos, é revisar os processos, melhorando o planejamento e execução na fase final, diminuindo as chances de ocorrer defeitos durante a estampagem como trinca ou rugas. A simulação numérica é o processo de reproduzir virtualmente o que acontece no processo real, conforme Figura 17, para que isto ocorra de maneira próxima da realidade, o responsável por realizar a simulação necessita ter conhecimento detalhado do processo realizado e do material a ser simulado.

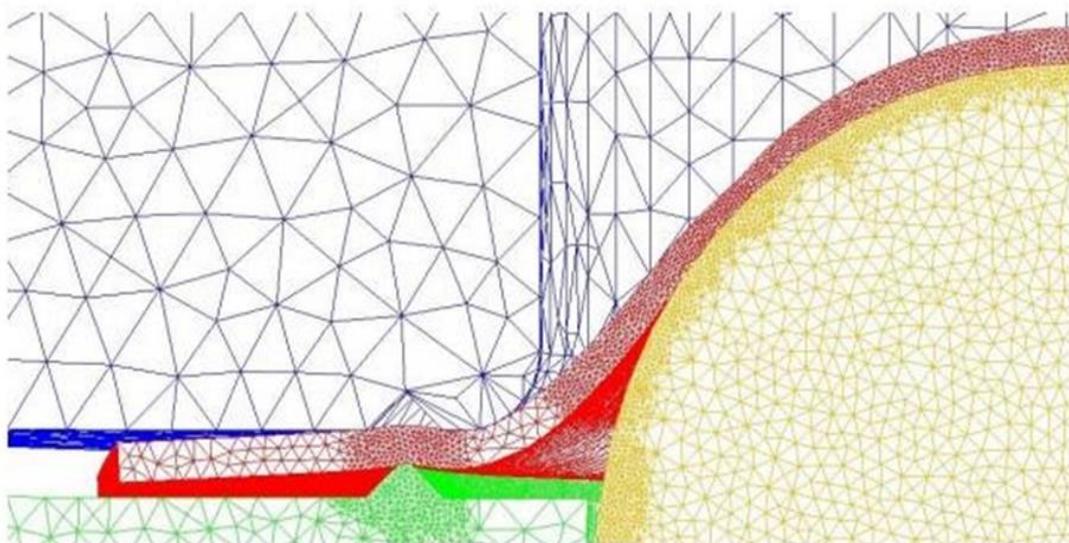
Figura 17 – Simulação da conformação de uma chapa de aço.



Fonte: Batalha, 2015.

Em um primeiro momento, é realizada a simulação com uma malha mais grosseira, para reduzir o tempo de simulação. Após os primeiros resultados, são identificados os pontos críticos e realizado o refinamento da malha, para melhorar a precisão destes resultados mostrados na Figura 18.

Figura 18 – Simulação da conformação de uma chapa de aço.

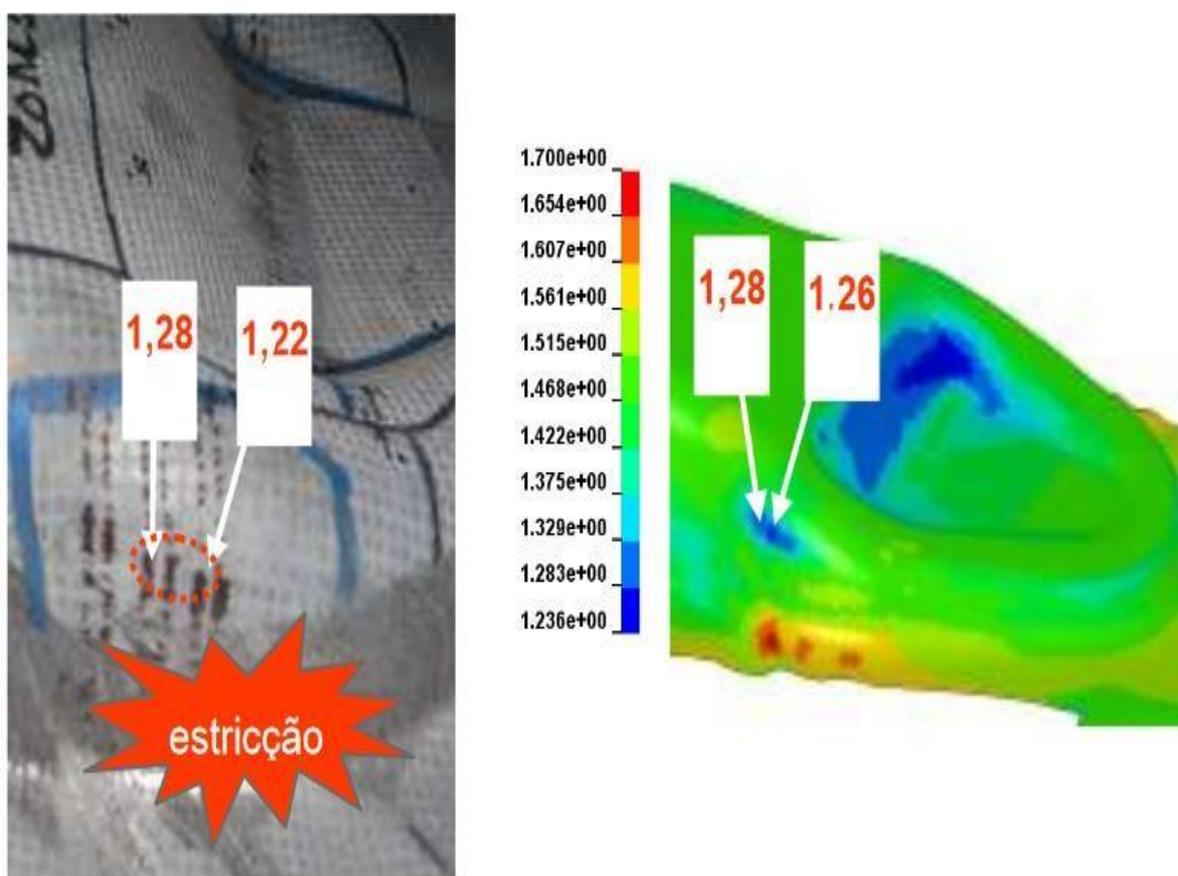


Fonte: Batalha, 2015.

Quando os resultados obtidos na simulação não atenderem aos critérios

exigidos pelo componente, deve ser realizada uma revisão do projeto de fabricação. A Figura 19 compara a diferença dos resultados encontrados de espessura da simulação numérica com o processo experimental de estampagem a quente, de um corpo de prova de USIBOR 1500. Os resultados da simulação de estampagem a quente mostrados na Figura 19 foram próximos dos resultados experimentais, conseguindo com eficácia identificar os possíveis locais de ruptura na estampagem.

Figura 19 – Simulação numérica na análise da estampabilidade de chapas de aço. Comparativo numérico-experimental da variação da espessura da peça após estampagem a quente.

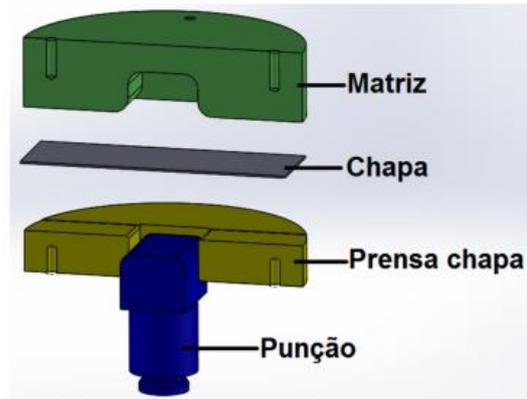


Fonte: de Sousa, 2013.

A simulação a quente aumenta a complexidade do modelo numérico, aumentando o tempo para a realização do modelamento matemático do software, todas as ferramentas utilizadas no processo de simulação são consideradas corpos rígidos, ou seja, não deformam (Nagata, 2005).

Na Figura 20 está apresentado o desenho de um conjunto de ferramentas sem canais de refrigeração.

Figura 20 – Conjunto de ferramentas não refrigeradas.

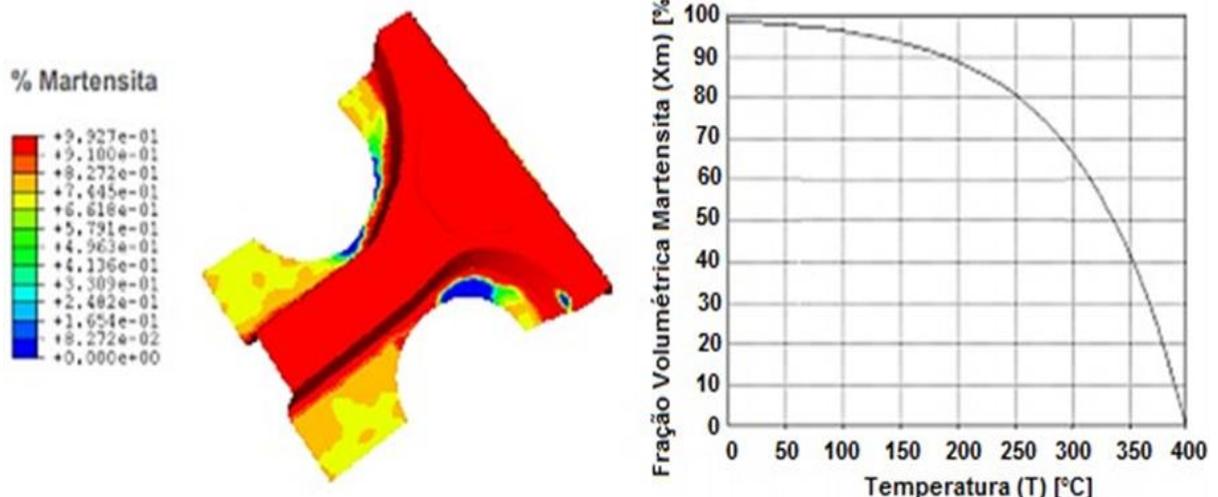


Além dos parâmetros do processo necessários para a realização da simulação mecânica, é necessário inserir os parâmetros térmicos do material, tais como:

- Coeficiente de condutividade térmica;
- Calor específico.

Conforme De Souza (2013), o modelo virtual permite fornecer informações preditivas de maneira a validar a utilização do modelo proposto em projeto como o percentual de formação de martensita mostrado na Figura 21. Foi ensaiada como protótipo uma coluna B de um veículo comercial utilizando Usibor 1500P.

Figura 21: Simulação da formação de martensita no aço Usibor 1500 em uma coluna B.

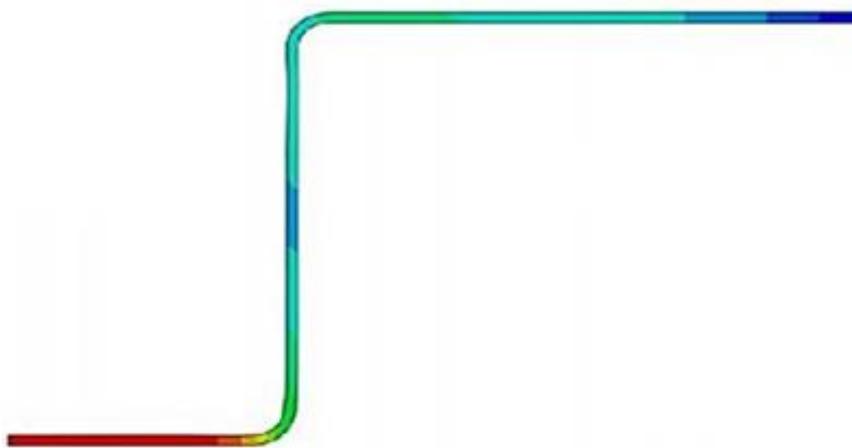


Fonte: DeSouza, 2013.

Conforme Dal-Cim (2018) é possível obter os resultados de resfriamento do processo de estampagem a quente a partir da simulação de elementos finitos. E, a partir destes resultados, prever a microestrutura que será formada na peça após a

tempera, assegurando as suas especificações de projeto (Dal-Cim ,2018). Na Figura 22, está apresentada a variação de temperatura ao longo do perfil de uma chapa conformada a quente, a cor azul na legenda representa temperatura menos elevada em relação vermelha.

Figura 22 – Distribuição de temperatura no perfil da chapa conformada.



Fonte: Dal-Cim, 2018

Os valores da Tabela 07 foram determinado a partir de resultados de ensaios de tração a quente e projetado a curva de tensão deformação (Batalha, 2015).

Tabela 09 – Propriedades a quente do aço 22MnB5 no ensaio de tração a quente.

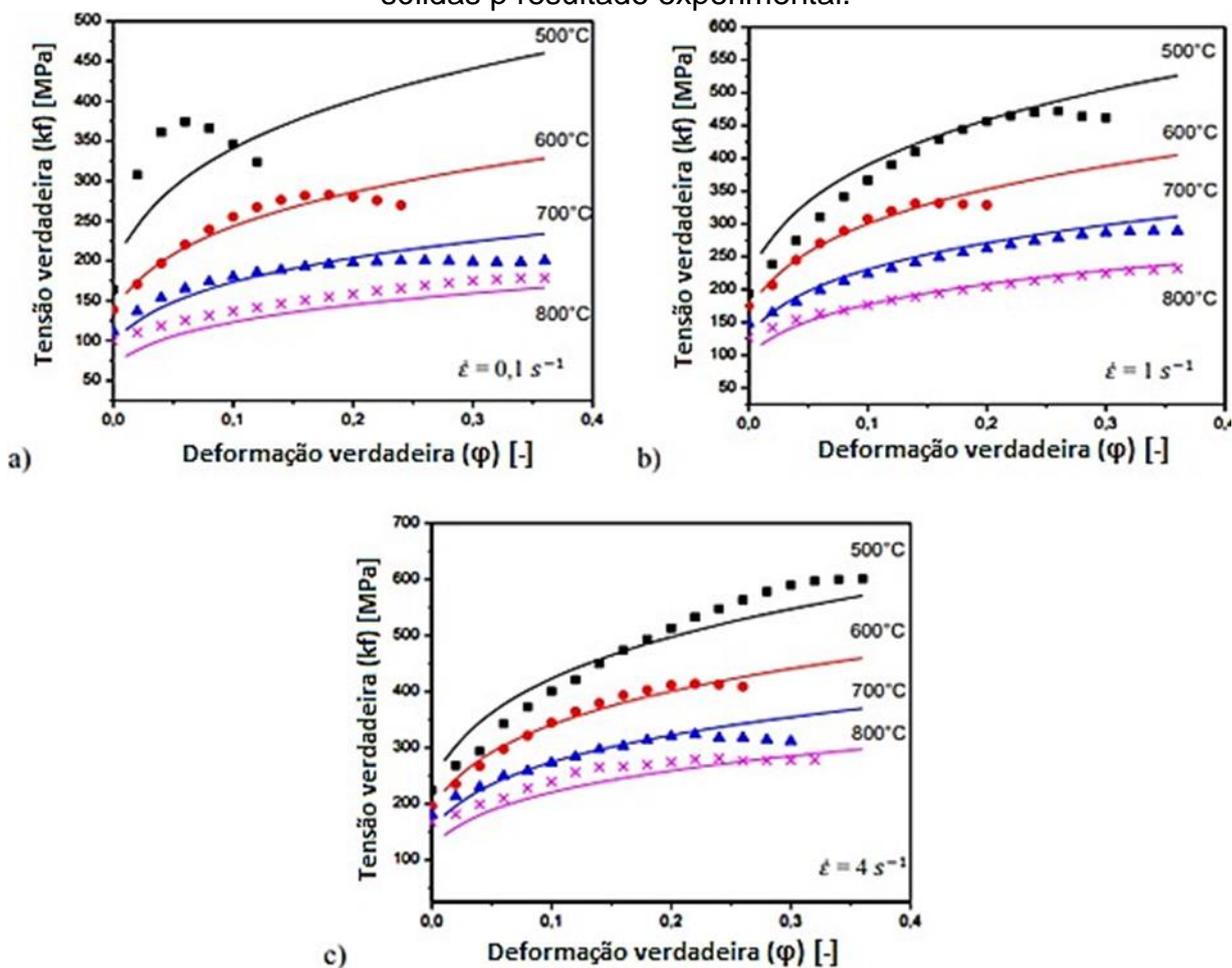
Temperatura (T) [°C]	800°C			700 °C		
Velocidade de deformação [s⁻¹]	0,1	1	4	0,1	1	4
Limite de escoamento [Mpa]	80,87	124,21	146,68	110,42	140,96	174,12
Limite de resistência [Mpa]	0,64	0,61	0,55	0,55	0,58	0,4
Temperatura (T) [°C]	600°C			500°C		
Velocidade de deformação [s⁻¹]	0,1	1	4	0,1	1	4
Limite de escoamento [Mpa]	133,88	147,89	190,72	188,23	220,29	263,69
Limite de resistência [Mpa]	286,03	294,89	337,29	368,09	429,75	481,76

Fonte: Batalha, 2015.

De acordo com os valores da Tabela 07 foram realizadas as projeções das curvas tensão x deformação para diferentes velocidades de deformação

apresentado na Figura 23, através de um software CAE (Engenharia Auxiliada por Computador) no programa FORGE 2008 ®. A partir desses resultados, foi determinado os coeficientes do modelo matemático de Hensel-Spittel para as curvas de escoamento do aço, para determinar o comportamento do material durante a simulação do processo de estampagem. Na Tabela 10 é apresentado os valores de Hensel-Spittel (Batalha, 2015).

Figura 23 – Projeção das curvas tensão x deformação. a) 0,1s-1, b) 1s-1 c) 4s-1. As linhas pontilhadas indicam a projeção das curvas Tensão x Deformação, e as linhas sólidas p resultado experimental.



Fonte: Batalha, 2015.

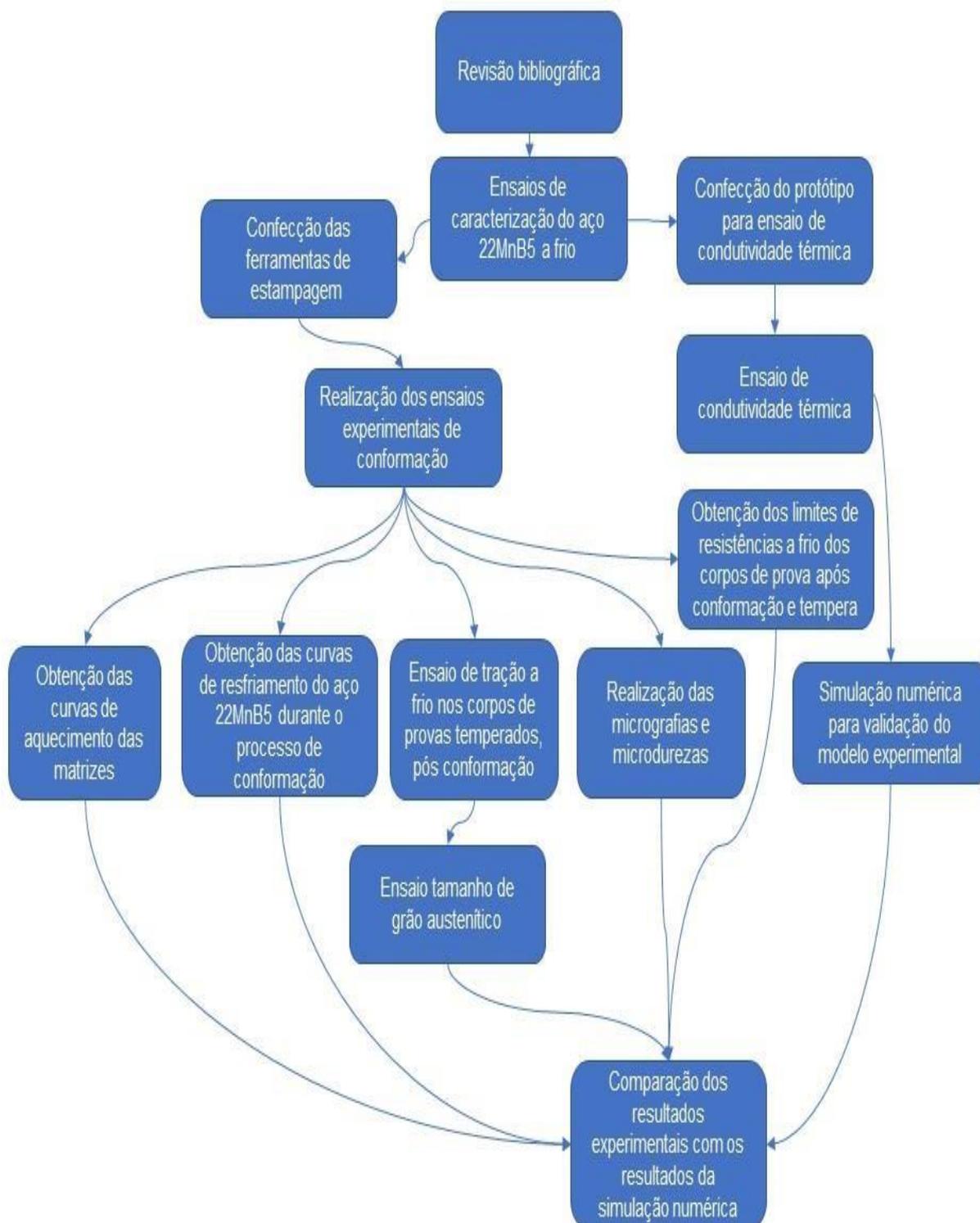
Tabela 10 – Propriedades a quente do aço 22MnB5 no ensaio de tração a quente.

A	m1	m2	m3	m4	m5	m7	m8	m9
2033,1672	-0,0022	0,2493	-0,1068	0,0017	-0,0004	-0,0303	0,0003	0,0414

3. MATERIAIS E MÉTODOS

Para a realização deste trabalho e das análises estipuladas será utilizado como material de estudo do aço 22MnB5 sem revestimento. O fluxograma das atividades realizadas está apresentado na Figura 24.

Figura 24 - Fluxograma da realização do trabalho.



3.1 Caracterizações da matéria prima

Para a quantificação da composição química do aço 22MnB5, foi realizado o ensaio de espectrometria, para a verificação da condição inicial do material.

A análise química do percentual em massa foi realizada em espectrômetro de emissão ótica Q2ION, apresentado na Figura 25, marca BRUKER. Trata-se de um sistema multimatriz para uma inspeção abrangente de materiais, utilizado para teste de controles de qualidade de ligas metálicas.

Figura 25 – Espectrômetro de emissão ótica.



Fonte: bruker, 2020

O ensaio de tração foi realizado no equipamento universal de ensaios EMIC 600 da INSTRON, mostrado na Figura 26, para levantar a curva de Limite de Resistência a Tração do aço 22MnB5 após a têmpera. A EMIC tem como propósito realizar ensaios de maneira rápida e precisa, ela pode realizar diversos tipos de ensaios tais como: ensaio de tração, compressão, cisalhamento, dobramento, embutimento, flexão etc. Devido a sua versatilidade, é utilizada para diversos tipos de segmentos, tais como: Metal mecânico, construção civil, polímeros etc. atendendo as normas nacionais e internacionais como NBR ABNT, ISO, ASTM DIN entre outras. O equipamento possui um software para configuração, ajustes, aquisição e geração de relatórios dos ensaios.

Figura 26 – Equipamento universal de ensaios do laboratório LdTm da UFRGS.



E para os ensaios de microdureza foi utilizado o equipamento Teste de Dureza Digital Vickers NOVOTEST NOV-HV10 de acordo com a norma ISO 6507- 2 e ASTM E92, mostrado na Figura 27.

Figura 27 – Equipamento de teste de microdureza utilizado



3.2 Estampagem a quente

Para cada condição de ensaio foi utilizado três amostras, em três condições distintas, variando a temperatura de austenitização, aquecidas da temperatura ambiente $25^{\circ}\pm 1^{\circ}\text{C}$ até 900°C , 1000°C e 1100°C .

A fim de realizar a estampagem a quente, foram utilizados corpos de prova do aço 22MnB5 nas seguintes dimensões: 200 mm X 20 mm X 1,30 mm, conforme a Figura 28, e conjunto de ferramentas conforme a Figura 29, 30 e 31.

Figura 28 – Dimensões do corpo de prova utilizado para estampagem a quente.



Figura 29 – Punção (a) vista frontal [mm] (b) vista lateral esquerda [mm].

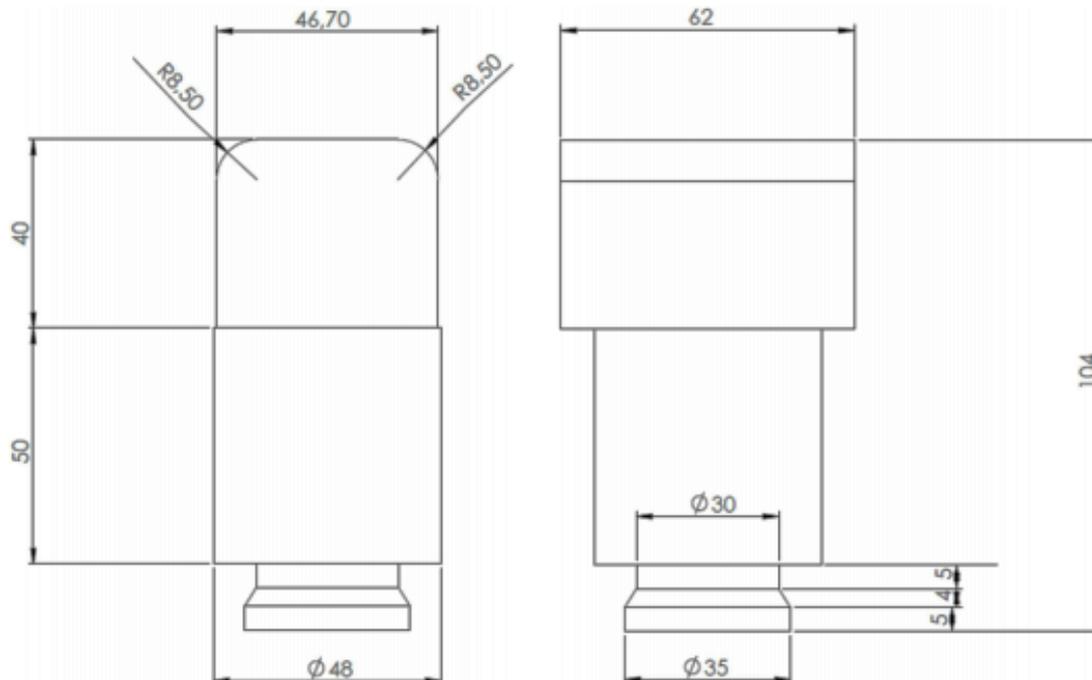


Figura 30 – Matriz utilizada para o processo de estampagem a quente [mm]

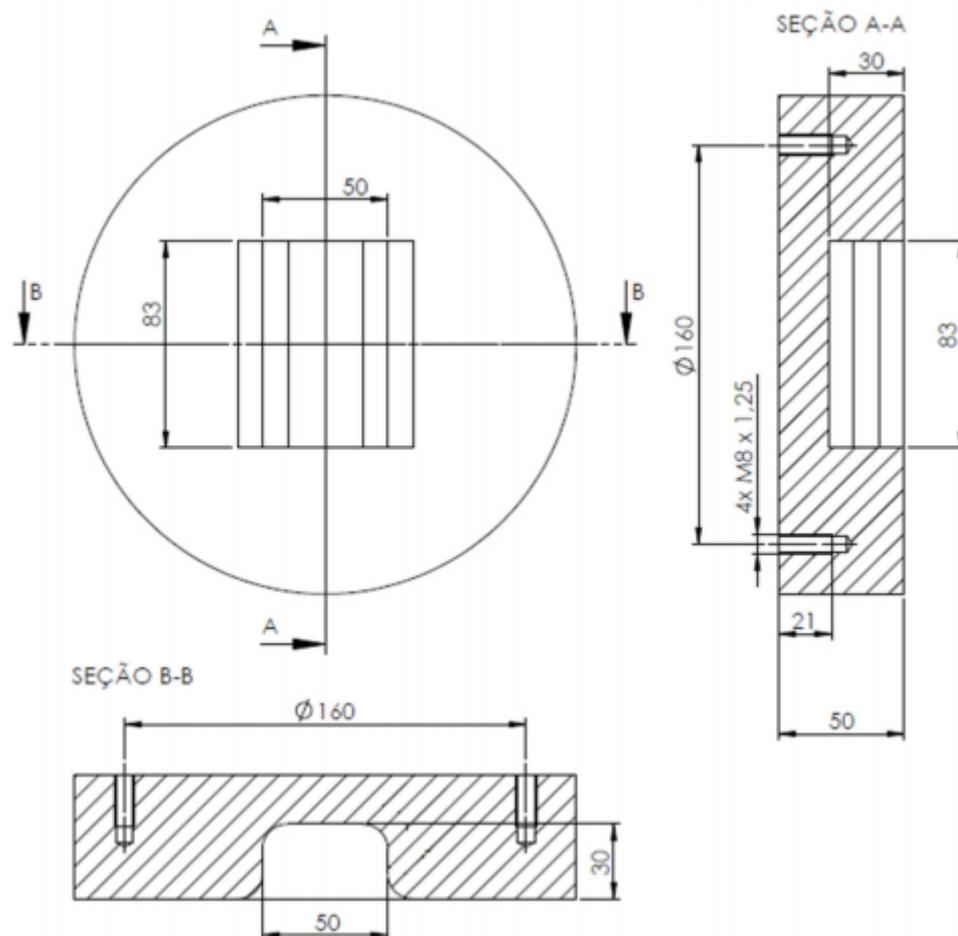
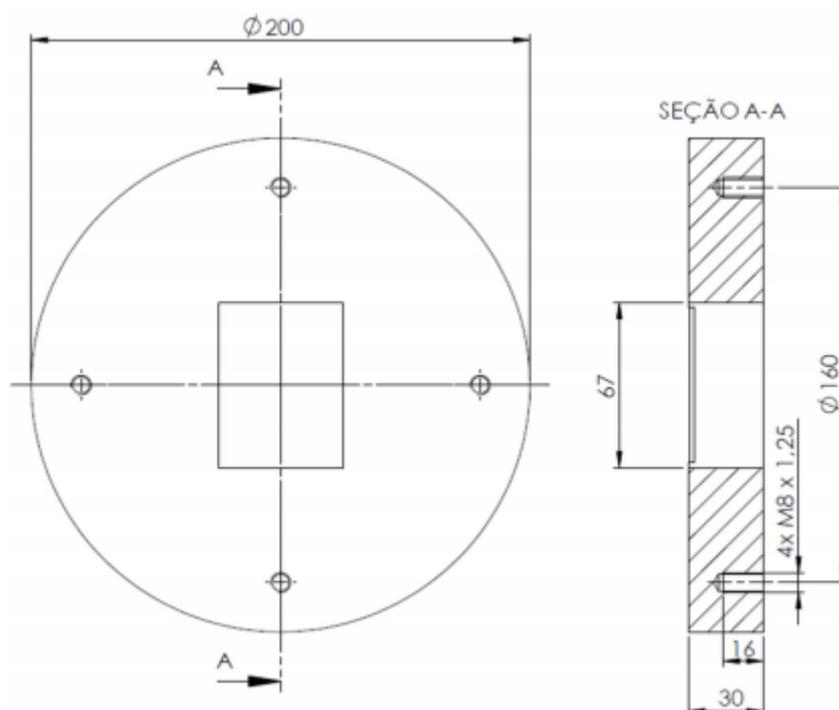
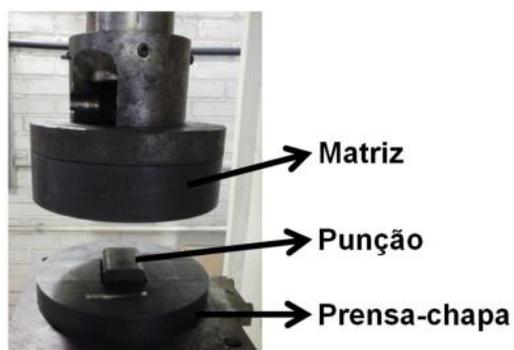


Figura 31 – Prensa chapa utilizado para o processo de estampagem a quente [mm]



Na Figura 32 é apresentado o conjunto de ferramentas utilizado nas estampagens a quente.

Figura 32 – Conjunto de ferramentas utilizado para o processo de estampagem a quente [mm]



Para realização dos ensaios foi utilizado um forno da marca SANCHIS FORNOS INDUSTRIAIS com capacidade de aquecimento de até 1200°C e prensa hidráulica de duplo efeito da marca Dan Presse com capacidade de 200 kN conforme a Figura 33.

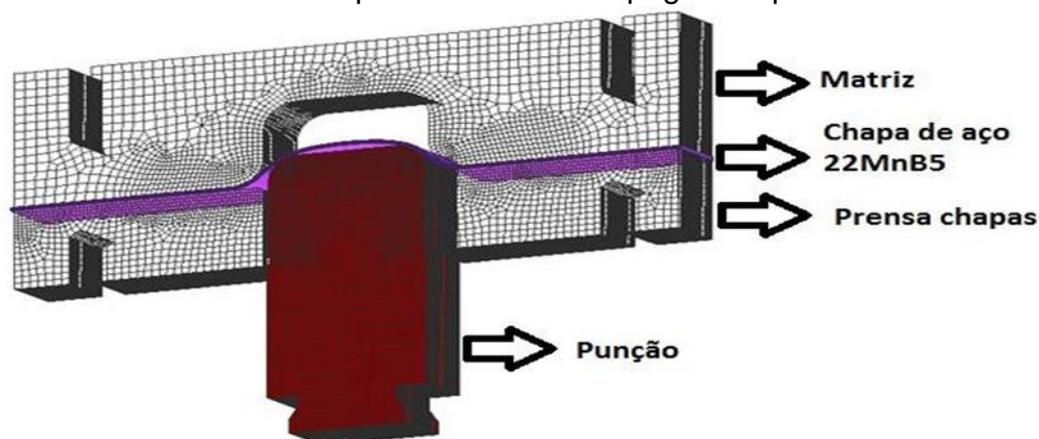
Figura 33 – (a) Prensa de duplo efeito Dan-Pressé (b) forno utilizado para aquecimento dos corpos de prova SANCHIS FORNOS INDUSTRIAIS.



Não foi utilizada pressão no manômetro do equipamento no prensa chapas

para a realização dos ensaios, permanecendo este todo aberto durante todos os ensaios, para efeito de estudo não foi considerado a resistência do cilindro. As ferramentas não contaram com sistema de refrigeração, e a temperatura inicial da matriz e do punção para cada processo foi de $25 \pm 1^\circ\text{C}$ (temperatura ambiente). Na figura 34, é mostrada a simulação da montagem das ferramentas e o processo de estampagem.

Figura 34 – Desenho em corte do conjunto de ferramentas durante a simulação numérica do processo de estampagem a quente.



Após a amostra ficar por sete minutos no forno para completa austenitização do aço 22MnB5, foi realizada a transferência do corpo de prova para a prensa, o tempo médio de transferência foi inferior a cinco segundos.

As temperaturas de início das estampagens para as amostras foram medidas com termopares localizados nos pontos a', b' e c', a matriz foi furada e inserido os termopares ate o centro das ferramentas mostrados na Figura 35, estes foram conectados ao equipamento de coleta de dados FieldLogger, as temperaturas estão apresentadas na Tabela 11.

Figura 35 – Locais onde foram pocisionados os termopares para coleta da variação de temperatura na matriz.

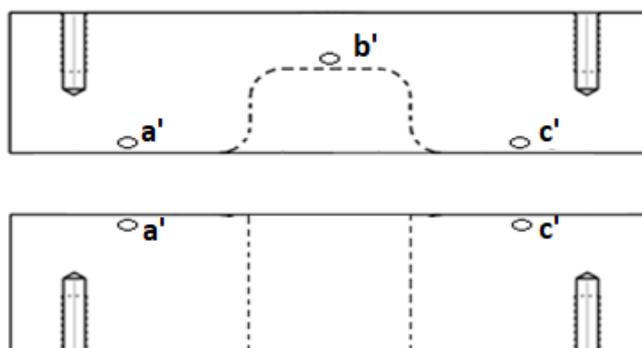
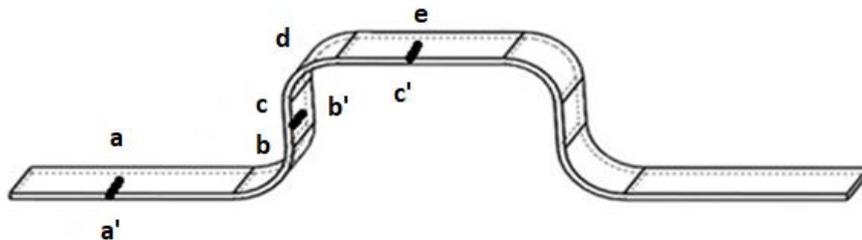


Tabela 11 – Parâmetros dos ensaios

Temperatura de aquecimento da amostra T [°C]	Tempo de aquecimento [min]	Temperatura inicial de estampagem T [°C]
900	7	842 \pm 5
1000		893 \pm 5
1100		967 \pm 5

A perda de calor da transferência do forno até a matriz ocorreu por convecção no deslocamento do material e condução no contato da peça aquecida com a matriz até o início da conformação. O tempo de estampagem foi de ± 3 segundos e a velocidade do punção 10 mm/s. Para a realização dos ensaios de micro dureza foi utilizado um microdurômetro da marca Insize HardnessTester ISH-TDV1000, com carga de 0,5 kg, a peça foi dividida em cinco regiões para análise, como mostrado na Figura 36, sendo realizadas cinco medições em cada região. Foram fixados termopares nas regiões “a”,

Figura 36 – Divisão da peça em regiões para análise de dureza



Realizaram-se metalografias na seção transversal da peça conformada em cada uma das cinco regiões definidas para análise (região a, b, c, d, e).

As amostras foram cortadas com serra fita, embutidas e lixadas com lixas de granulação 100, 220, 400, 600 e 1200 μm , polidas com pasta de diamante de granulação de μm 5 e realizado ataque químico com Nital 3%. As imagens das microestruturas foram obtidas através de microscópio óptico da marca Olympus, modelo Gx51. Foram realizadas análises quantitativas do teor de fases através das imagens metalográficas com o auxílio do programa Image J®. As imagens foram tratadas com os plug-ins, *Brightness / contrast*, *Lookup Tables – 16collors* e o plug-in de segmentação *Threshold*. Os resultados podem ser observados nas Figuras 46,

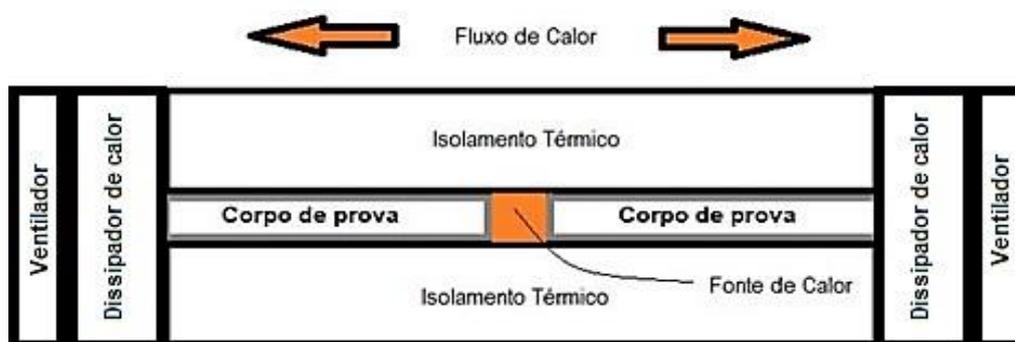
48 e 50. A análise de imagens deve ser de extrema cautela, pois é passível de erros de interpretação, devendo esta ser realizada com conhecimento dos possíveis resultados finais, além de poder ser realizada com o auxílio de normas e regulamentações (Habaken, 2010; Nagathan, 2010).

3.3 Determinação do coeficiente de condutibilidade térmica (kt)

Para determinar o coeficiente de condutibilidade térmica que será inserido como dado de entrada nos softwares foi realizado um ensaio experimental com base nas normas ASTM E 1225-99 e NBR 15220 de setembro de 2003 - Parte 4, o dispositivo para a realização foi montado conforme a Figura 34. O aquecimento dos corpos de prova deu-se através de uma fonte de calor por indução de 740 Watts de potência com núcleo de aço SAE1045 com diâmetro de 60 mm e comprimento de 100 mm conforme a Figura 36. Para medir as temperaturas e armazená-las durante o ensaio utilizaram-se: termopar tipo K, controlador de temperatura configurado para uma velocidade de aquecimento de 7,5°C/min mostrado na Figura 35, para aquisição dos dados coletados de temperatura o equipamento FieldLogger. Nas extremidades instalaram-se dissipadores de calor de alumínio de 80 mm x 60 mm e coolers DC 12 V de 1,4 W de potência mostrados na Figura 35.

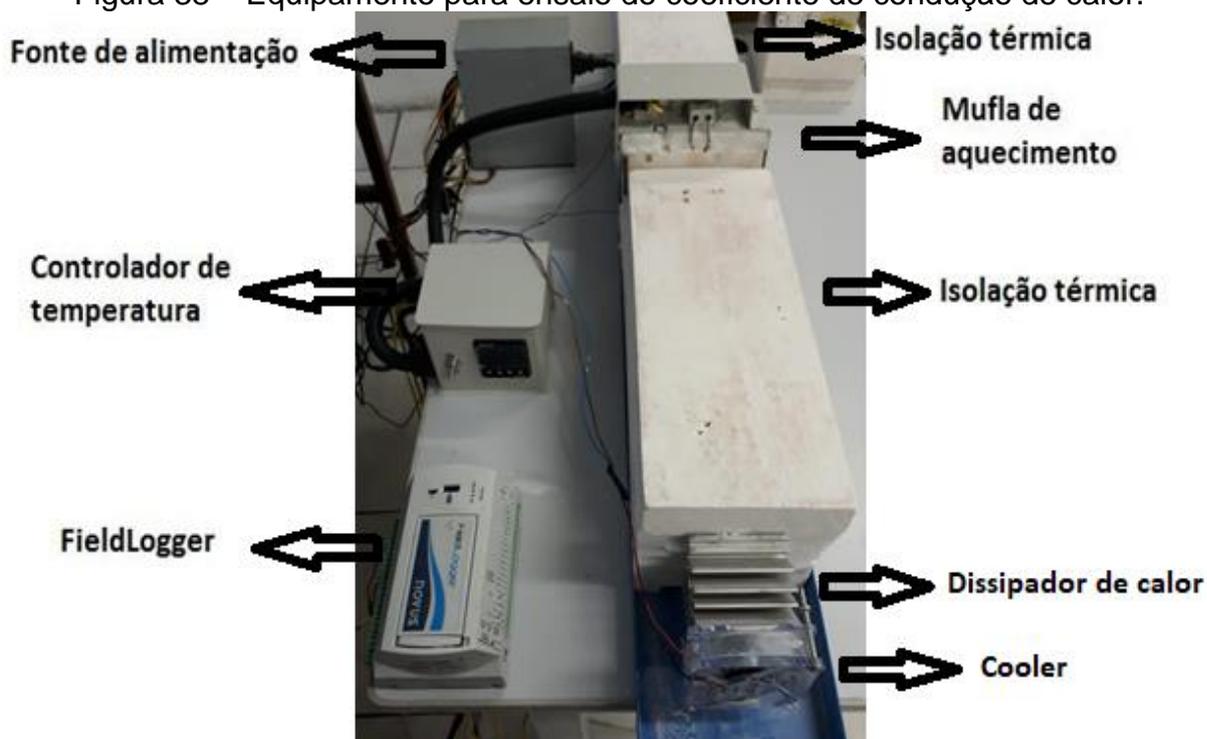
Os dissipadores de calor e o cooler foram utilizados a fim de tornar o fluxo de calor unidirecional, ou seja, os gradientes de temperatura em uma única direção, conforme a Figura 34.

Figura 37 – Croqui da montagem do equipamento para o ensaio de condução de calor



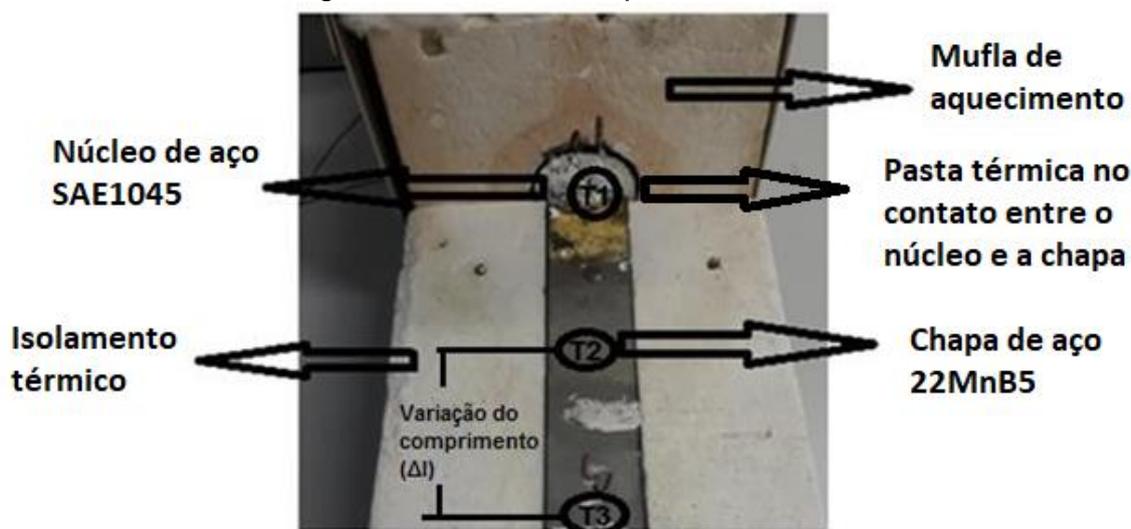
Na Figura 38, está apresentado o equipamento fabricado por SANCHIS FORNOS INDUSTRIAIS utilizado para a realização dos ensaios de condutibilidade térmica.

Figura 38 – Equipamento para ensaio do coeficiente de condução de calor.



O aquecimento dos corpos de prova se deu pelo contato de uma das extremidades com o núcleo aquecido, a outra extremidade do corpo de prova em contato com o dissipador de calor. Foi medido e registrado a variação da temperatura ao longo do corpo de prova durante o ensaio em 3 regiões T1, T2 e T3, mostrado na Figura 39.

Figura 39 – Mufla de aquecimento e núcleo.



T1= Local de medição de temperatura 1
 T2= Local de medição de temperatura 2
 T3= Local de medição de temperatura 3

Para garantir o isolamento, foi utilizada uma camada dupla de isolante térmico na parte superior de 75 mm de espessura e na parte inferior de 80 mm de espessura, mostrado na Figura 40 confeccionado e projetado por SANCHIS FORNOS INDUSTRIAIS.

Figura 40 – Montagem do equipamento para ensaio de condução de calor



O equipamento para aquisição dos dados de temperatura foi configurado para registros a cada segundo, o tempo de duração de um ensaio foi de 2h e 30min. Foram realizados três ensaios para obtenção do coeficiente de condutibilidade térmica, Foram utilizados os canais analógicos para conexão dos termopares. Para a coleta dos dados foi utilizado um termopar no núcleo e um termopar na interface do corpo de prova com a parte aquecida, um termopar a 75 mm e um a 150 mm no corpo de prova em relação ao núcleo aquecido.

Para coleta dos dados de temperatura, foi utilizado um FieldLogger da NOVUS com capacidade para 8 canais analógicos para utilização com os termopares apresentado na Figura 41.

Figura 41 – Equipamento de aquisição de dados de temperatura.



Fonte: NOVUS, 2018

A partir das temperaturas coletadas, foi realizado o cálculo do coeficiente de condutibilidade térmica da chapa de 22MnB5, através da Equação 8, com o auxílio do software EXCEL.

$$Q = k_t \cdot A \left(\frac{\Delta T}{\Delta L} \right) \quad \text{Equação 8}$$

Q= Calor [J]

K_t = Coeficiente de condução térmica [W/m.°C] A= Área [m²]

ΔT = Variação da temperatura [°C]

Δl = Variação do comprimento [m]

Para a realização dos ensaios de condutividade térmica foram utilizadas as temperaturas de aquecimento, conforme a Tabela 12.

Tabela 12 – Temperaturas de ensaio de condução de calor

Temperaturas (T) [°C] para o ensaio do coeficiente de Condução de calor
25°C
100 °C
200°C
300°C
400°C
500°C
600°C
700°C
800°C

3.4 Ensaio de tração em corpos de prova temperados em matriz plana em diferentes temperaturas de austenitização.

Foi realizado o ensaio de tração em corpos de prova, temperados nas mesmas condições do ensaio de estampagem para conhecimento dos resultados do limite de resistência, que, então, somente tinham-se obtidos através da relação com a dureza, medida conforme tabela em ANEXO.

Para a realização do tratamento térmico, foram utilizadas amostras do aço 22MnB5 nas seguintes dimensões: 200 mm X 20 mm X 1,30 mm, sendo estas

aquecidas de $25\pm 1^\circ\text{C}$ (temperatura ambiente) a 900°C , 1000°C e 1100°C .

Utilizaram-se três amostras para cada faixa de temperatura de aquecimento. Para realização dos ensaios, foi utilizado um forno da marca Sanchis com capacidade de aquecimento de até 1200°C e prensa hidráulica de duplo efeito da marca Dan Presse com capacidade de 20 kN. Não se fez uso de pressão no prensa chapas para a realização da têmpera, a matriz e as ferramentas não contaram com sistema de refrigeração, a temperatura inicial da matriz para cada processo foi de $25\pm 1^\circ\text{C}$ com intervalo entre o processo de têmpera dos corpos de prova de 10 minutos.

Após a amostra ficar pelo tempo de sete minutos no forno para completa austenitização, foi realizada a transferência da chapa do forno para a prensa, o tempo médio de transferência foi inferior a cinco segundos até a matriz. A perda de calor se deu por convecção no deslocamento do material do forno até a prensa e condução no contato da peça aquecida com a matriz até o início do processo de têmpera.

Os ensaios de tração a frio foram realizados em um equipamento universal de ensaios, prensa hidráulica EMIC com capacidade de 600 kN. Após o registro dos dados obtidos pelos ensaios, com o auxílio do software Excel, estes valores foram utilizados em cálculos para a obtenção da curva tensão x deformação. Foi utilizado velocidade para o ensaio de tração: 5 mm/min.

Após o ensaio de tração, os corpos de prova foram cortados e embutidos para a realização das metalografias. As micrografias foram realizadas próximo ao local da fratura. O corte dos corpos de prova foi realizado com cortadora metalográfica, e, para preparação das amostras, foram utilizadas lixas de granulação 100, 220, 400, 600, 1200, polidas com pasta de diamante de $5\ \mu\text{m}$, ataque químico com Nital 3% para as metalografias e ataque com ácido pícrico para as imagens dos tamanhos de grão. As imagens das microestruturas foram obtidas através de microscópio óptico da marca Olympus, modelo Gx51. Para a realização dos ensaios de micro dureza, utilizou-se um microdurômetro da marca Insize Hardness Tester ISH-TDV1000, com carga de 0,5 kg a medição da área do grão foi realizada com o auxílio do software image J.

3.5 Simulação computacional

Foram utilizados dois softwares comerciais de elementos finitos para a simulação do modelo virtual, devido ao SIMUFACT que possui o 22MnB5 em seu banco de dados, e o FORGE 2008 ® não possui o material em seu banco de dados, sendo necessário a inserção dos parâmetros do mesmo para a realização da simulação. Estes valores têm origem no modelo para representar o comportamento da deformação plástica de Hensel-Spittel Equação 9, que considera temperatura, deformação e velocidade de deformação. Os valores utilizados são propriedades intrínsecas do material.

$$kf = A \cdot e^{m1.T} \cdot \varphi^{m2} \cdot \varphi_{\dot{\varphi}}^{m3} \cdot e^{m4} \cdot (1 + \varphi)^{m5.T} \cdot e^{m7.\varphi} \cdot \varphi^{m8.T} \cdot T^{m9} \quad \text{Equação 9}$$

Onde A, m1, m2, m3, m4, m5, m7, m8 e m9 são constantes do material.

Na Tabela 13, estão os dados utilizados na simulação realizada no FORGE, onde: A é uma constante do material, m1, m3 e m9 são constantes devido à temperatura, deformação e velocidade de deformação, m4, m5, m6, m7, m8 e m9 são constantes de ajustes (Batalha, 2015).

Tabela 13 – Coeficientes da equação de Hensel Spittel, utilizados na simulação com o FORGE.

A	m1	m2	m3	m4	m5	m7	m8	m9
2033,1672	-0,0022	-0,2493	-0,1068	0,0017	-0,0004	-0,0303	0,0003	0,0414

Fonte: Batalha, 2015.

Além dos dados de entrada, já apresentados na Tabela 09, foram inseridos no software FORGE os parâmetros térmicos do 22MnB5, conforme a tabela 14.

Tabela 14 – Parâmetros para simulação a quente do aço 22MnB5.

Parâmetros	Valores
Densidade (ρ) [kg/m ³]	7800
Coeficiente de Poisson (ν) [--]	0,3
Modulo de Young (E) [Pa]	200000
Calor específico (C_p) [J/kg. K]	640
Condutividade térmica (k_t) [W/m. K]	26,8

Fonte: Costa, 2018.

O material utilizado para as ferramentas foi o aço AISI-H12 e suas propriedades térmicas são mostradas na Tabela 15, adotando, para cada simulação, temperaturas iniciais do corpo de prova de acordo com a Tabela 08, a temperatura ambiente foi de $25 \pm 1^\circ\text{C}$.

Tabela 15 – Parâmetros térmicos das ferramentas utilizadas no processo da simulação numérica.

Material	Condutividade Térmica (k_t) [W/m. K]	Calor específico (C_p) [J/kg. K]	Densidade (ρ) [kg/m³]
Aço AISI-H12	36	460	7840

Fonte: Batalha 2015

4 RESULTADOS EXPERIMENTAIS

Neste item, serão apresentados os resultados dos ensaios experimentais de caracterização da matéria prima, coeficiente de condução térmica, estampagem a quente em matriz não refrigerada, ensaios de tração dos corpos de prova e simulações numéricas realizadas no SIMUFACT e no FORGE.

4.1 Caracterização da matéria prima para os ensaios

O percentual em massa da composição química do aço 22MnB5 sem revestimento, que foi utilizado para o desenvolvimento deste trabalho, está apresentado na Tabela 16 e estão dentro das margens especificadas pela norma DIN EM 10083-3 e com os resultados mostrados na Tabela 01 apresentado na revisão bibliográfica.

Tabela 16 – Análise química do aço 22MnB5 em percentual de massa.

Análise química (% em massa)							
C	Si	Mn	P	S	Al	Cu	Nb
0,23	0,21	1,24	0,021	0,002	0,037	0,01	0,002
V	Ti	Cr	Ni	Mo	Sn	B	Ca
0,004	0,046	0,19	0,02	0,00	0,001	0,0039	0,0013

Na Figura 42, está apresentada a micrografia da matéria prima, em que foi realizada a preparação para os corpos de prova de todos os ensaios. A micrografia óptica mostra que na condição recebida o aço possui microestrutura ferrítica com distribuição homogênea de perlita seguindo o resultado encontrado por Costa (2018).

Figura 42 – Micrografia óptica da condição inicial no sentido longitudinal da laminação, ferrita e perlita, dureza 184HV0,5. Nital 2%



Na Tabela 17 está apresentado a tensão de escoamento e a tensão máxima do aço 22MnB5 sem revestimento.

Tabela 17 – Propriedades mecânicas do aço 22MnB5 como recebido.

22MnB5 sem revestimento	Tensão de escoamento (Re)[MPa]	Limite de Resistência a Tração (Rm) [MPa]	Alongamento (δ)[%]
Condição inicial	420	650	23,1

4.2 Coeficiente de condução de calor para o aço 22MnB5

Após inserir os dados das temperaturas armazenadas pelo FieldLogger na equação 8, foi gerada a curva do coeficiente de condutibilidade térmica, conforme Figura 43, que relaciona no eixo Y a temperatura [°C] e no eixo X o coeficiente de condução de calor [W/m. K].

Figura 43 – Coeficiente de condução de calor.

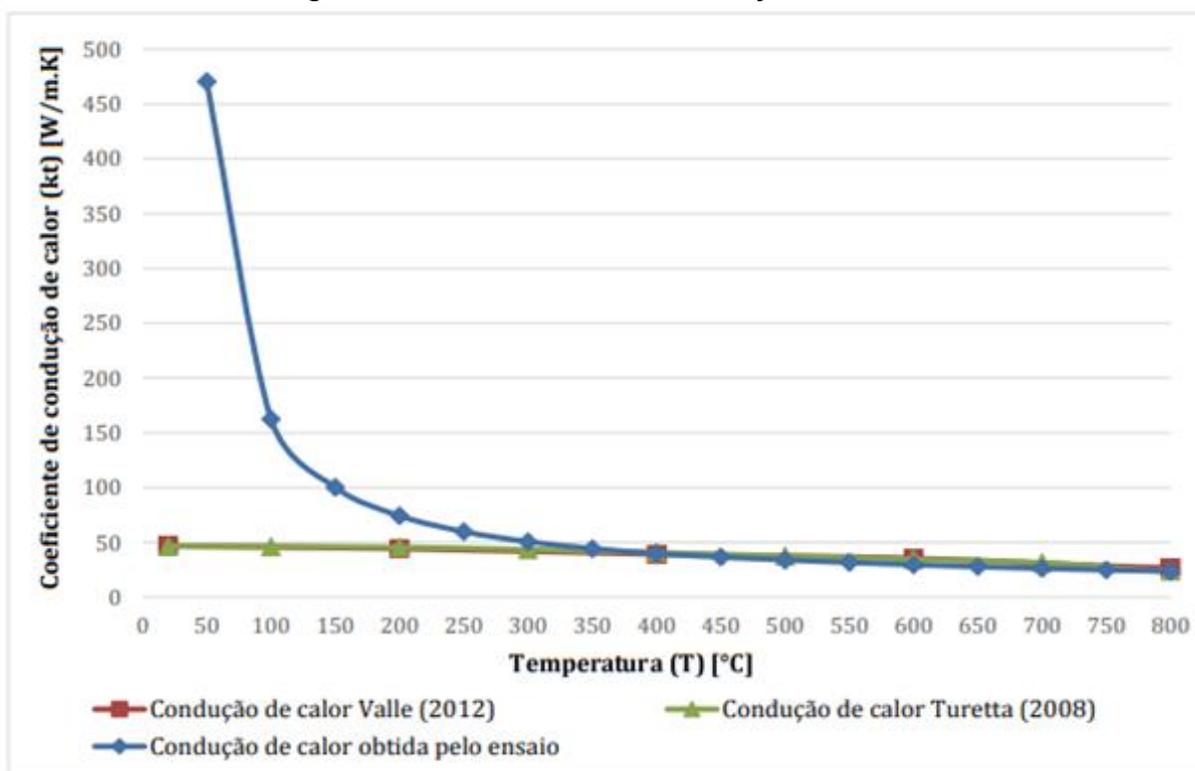


Tabela 18 – Dados de entrada para o cálculo do coeficiente de condução de calor [W/m.°C]

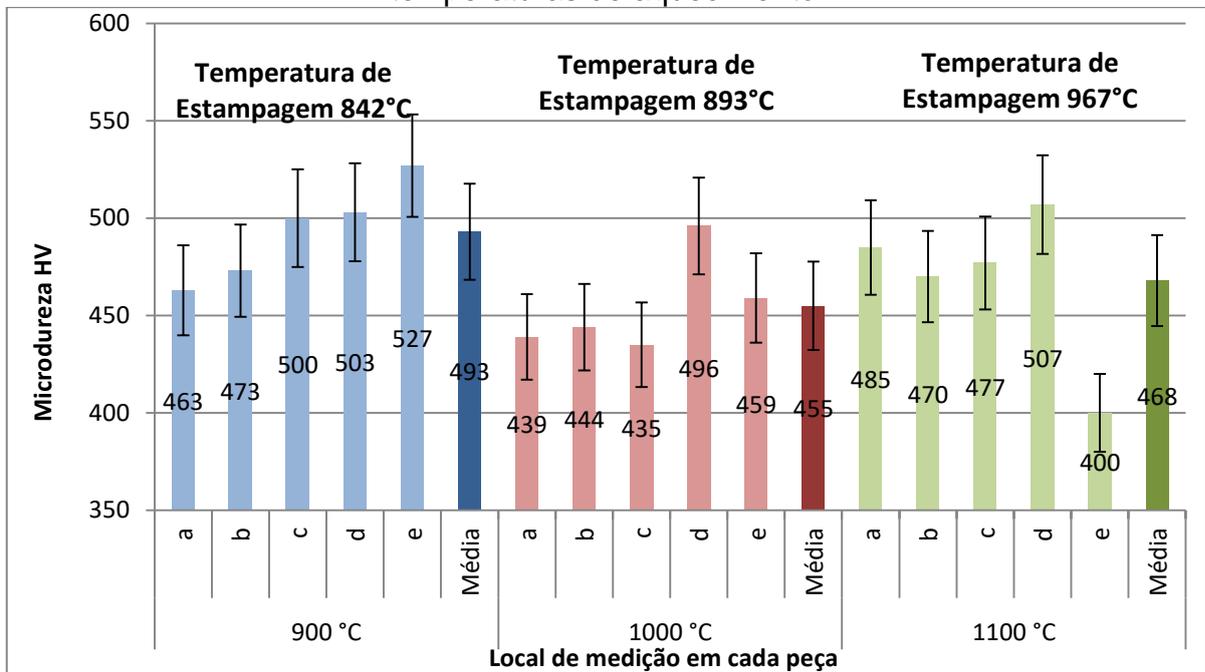
Transmissão decalor (Q) [W]	Variação das temperaturas (ΔT)[°C]	Variação do comprimento (Δl) [m]	Área de contato da chapa com o núcleo aquecido (A) [m ²]
740	T3 – T2	0,15	0,00026

Onde T3 e T2 são as temperaturas medidas pelo FieldLogger a cada 5s, durante o ensaio de condutibilidade térmica, este ΔT é inserido na equação 8 para o cálculo do coeficiente de condutibilidade térmica.

4.3 Estampagem a quente

Na Figura 44, estão apresentados os valores das microdurezas, medidas nas regiões das peças e estampadas, assim como a média de microdureza das peças por faixa de temperatura.

Figura 44 – Medidas experimentais de microdureza em $HV_{0,5}$ para as diferentes temperaturas de aquecimento.



Na estampagem a quente da chapa austenitizada à temperatura de 900°C a dureza média obtida foi de 493 $HV_{0,5}$. Este valor está abaixo do valor encontrado por (NADERI, 2007), que na temperatura de 900°C obteve uma dureza de 538 HV_{10} . Entretanto se aproxima do valor médio de dureza encontrado por (LONGHI e BUTTON, 2013), que para a temperatura de 950°C obtiveram uma dureza média de 472 HV .

Nas Figuras 45, 47 e 49, são apresentadas as microestruturas após as estampagens a quentes, nas Figuras 46, 48 e 50 é apresentado a variação da formação das microestruturas, a legenda indica as regiões de análise “a”, “b”, “c”, “d”, “e”. A não uniformidade das fases, ao longo do corpo de prova, deve-se às

diferentes velocidades de resfriamento da chapa durante o processo de conformação.

Figura 45 – Metalografias após aquecimento a 900°C e estampagem a 842°C. (a) correspondente à região a da amostra, (b) correspondente a b, (c) correspondente à região c, (d) correspondente à região d e (e) correspondente à região e.

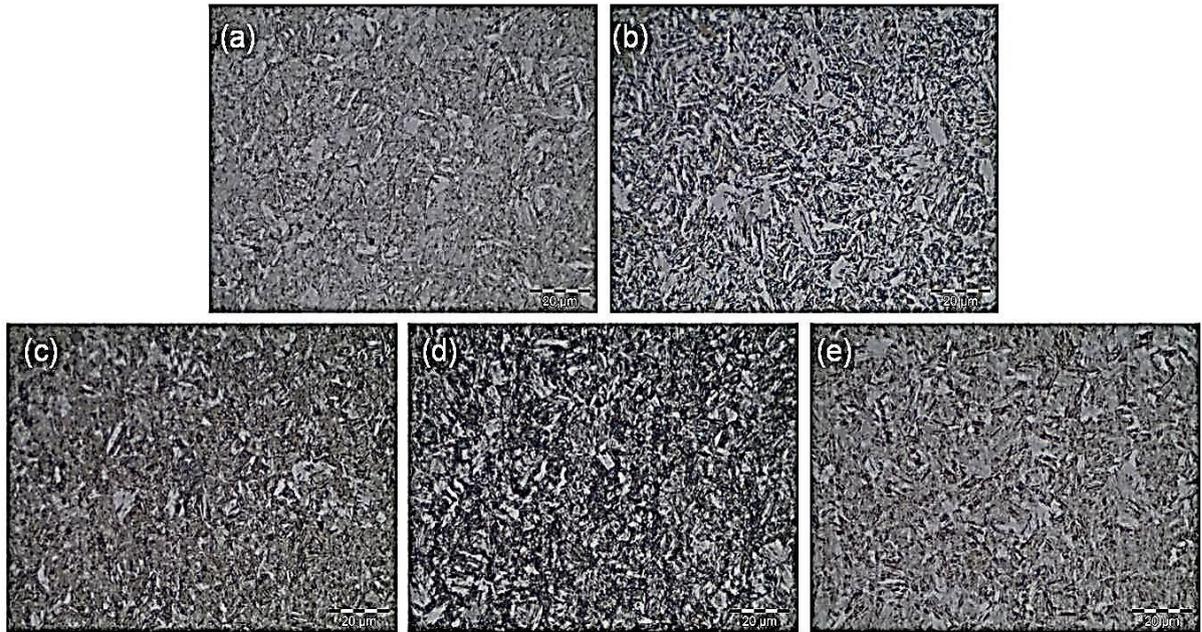


Figura 46: Variação da formação da microestrutura nos corpos de prova austenitizados a 900°C e estampados a 842°C.

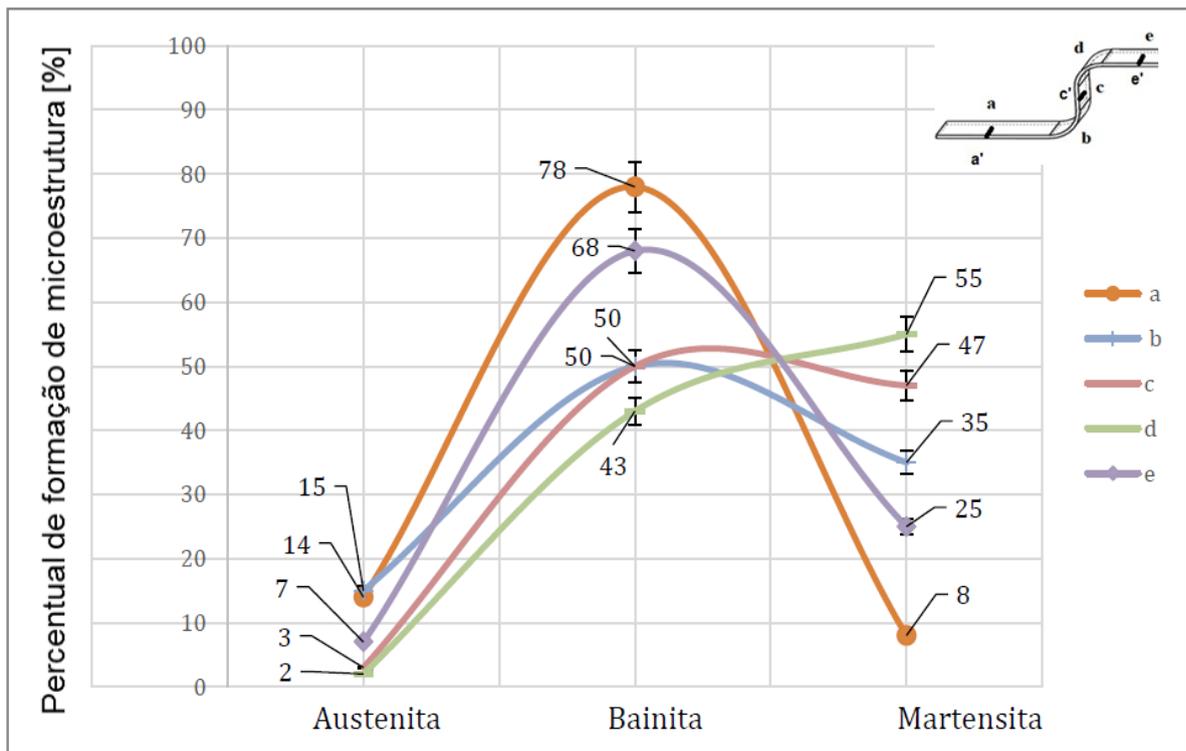


Figura 47 – Metalografias após aquecimento a 1000°C e estampagem a 893°C (a) correspondente à região a da amostra, (b) correspondente ao b, (c) correspondente à região c, (d) correspondente à região d e (e) correspondente à região e.

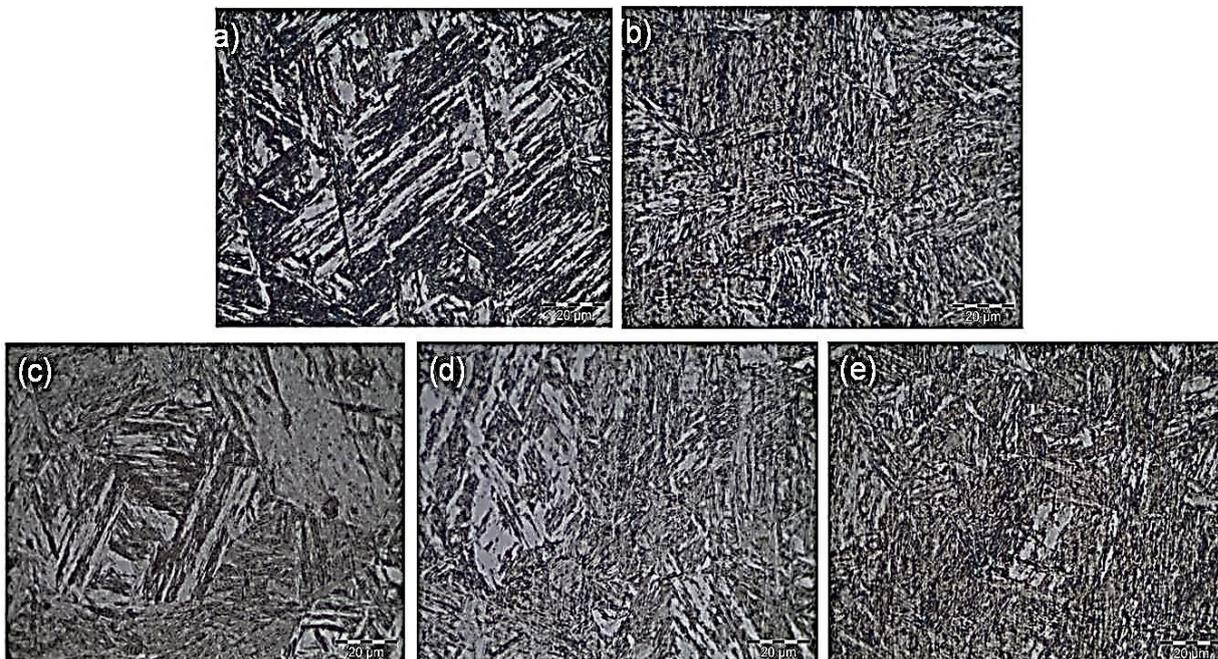


Figura 48 – Variação da formação da microestrutura nos corpos de prova com aquecimento a 1000°C e estampagem a 893°C.

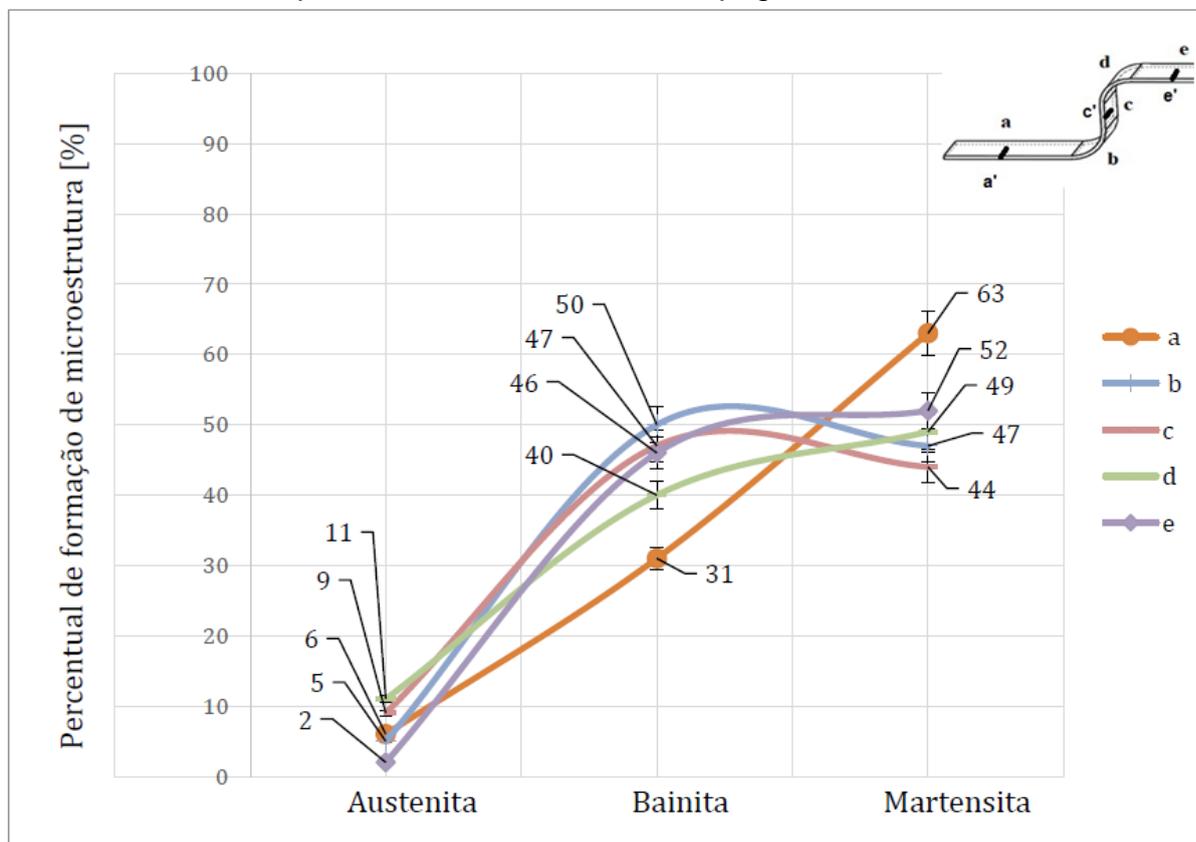


Figura 49 – Metalografias após aquecimento a 1100°C e estampagem a 967°C (a) correspondente à região a da amostra, (b) correspondente ao b, (c) correspondente à região c, (d) correspondente à região d e (e) correspondente à região e.

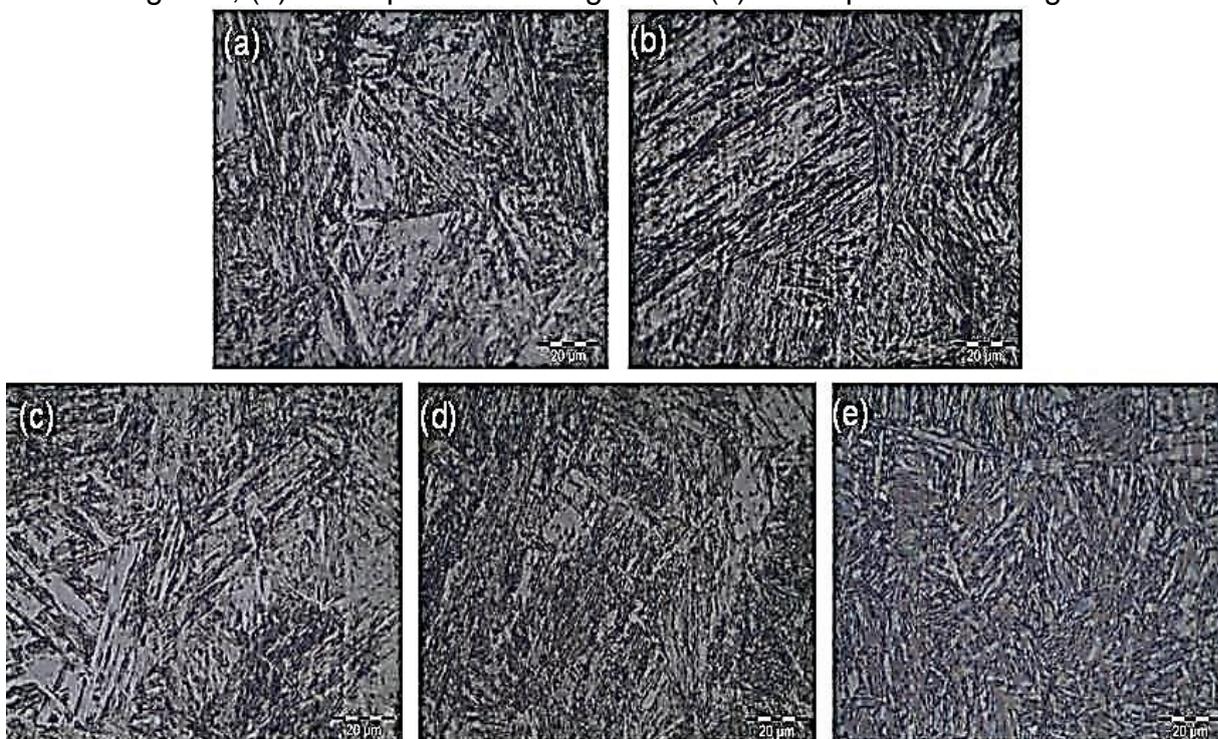
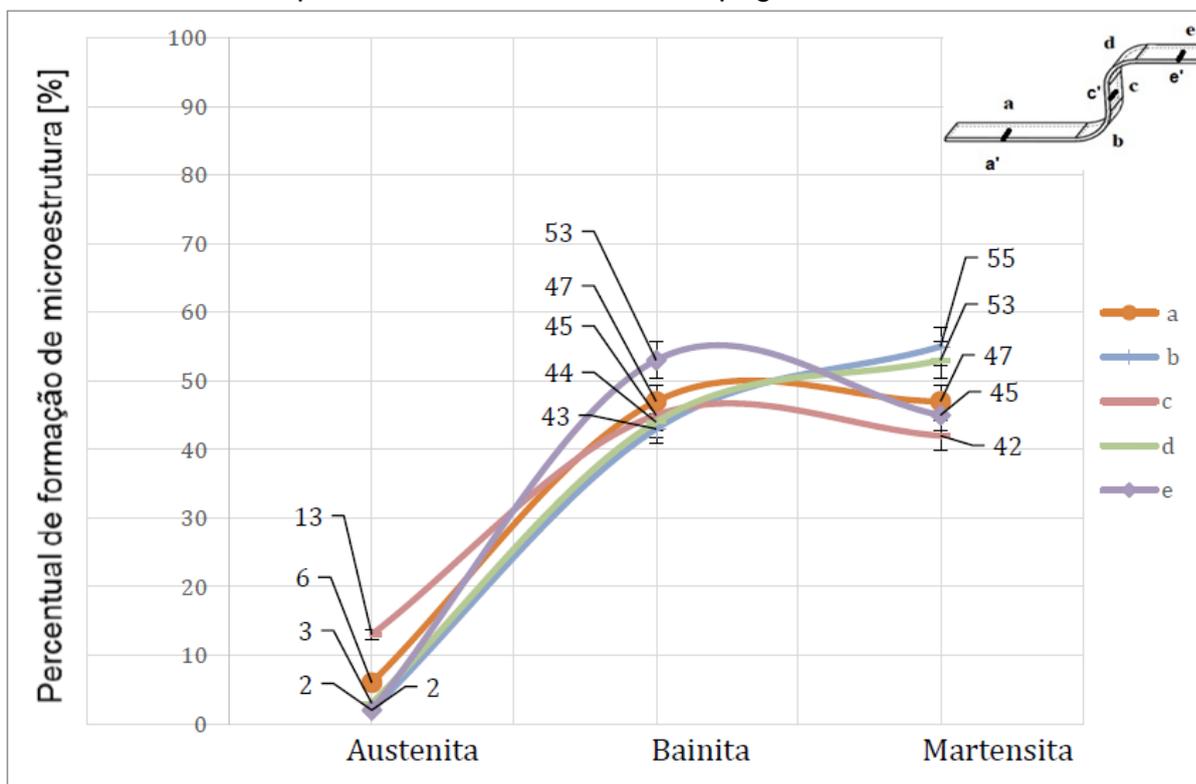


Figura 50 – Variação da formação da microestrutura nos corpos de prova com aquecimento a 1100°C e estampagem a 967°C.



Conforme SOUZA (2013), a rápida queda da temperatura no processo de estampagem 50 °C/s pode gerar uma elevada formação de bainita superior, resultando em problemas na transformação de martensita na peça estampada, podendo esta se encontrar somente em determinadas partes do material após o procedimento de estampagem.

As microestruturas obtidas para as temperaturas de austenitização foram de acordo com os resultados obtidos por (Longhi e Button, 2013), que na estampagem a quente da chapa austenitizada a temperatura de 880°C obteve a formação de bainita.

Conforme ALMEIDA (2016) só foi possível na análise metalográfica e resultados de dureza obter microestrutura martensítica homogênea com a utilização de ferramentas com refrigeração e temperatura do fluido de refrigeração de 5°C, para temperaturas do fluido acima não foi possível.

Na Tabela 19 está apresentada a média de distribuição da microestrutura formada nas diferentes temperaturas de austenitização e a sua variação em relação as demais medidas realizadas.

Tabela 19 – Média da distribuição da microestrutura nos corpos de prova.

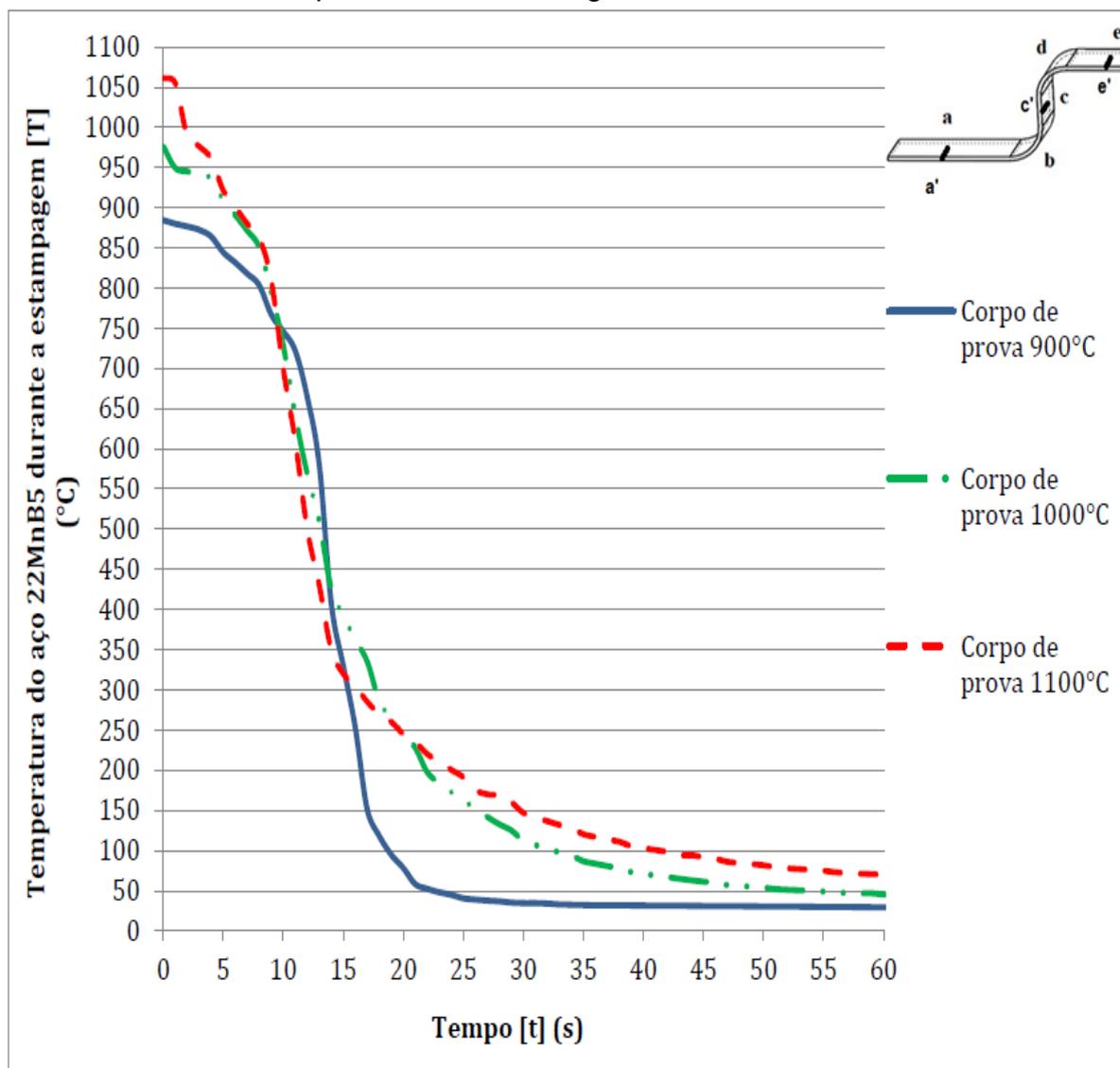
Média do % de cada constituinte da microestrutura	% de distribuição da microestrutura conforme a temperatura de austenitização		
	Austenitizadas a 900°C	Austenitizadas a 1000°C	Austenitizadas a 1100°C
% de Martensita	35^{+2}_{-1} %	51^{+2}_{-3} %	49^{+3}_{-2} %
% de Bainita	58^{+2}_{-3} %	43^{+2}_{-1} %	46^{+3}_{-1} %
% de Austenita retida	8^{+2}_{-3} %	6^{+3}_{-1} %	5^{+1}_{-2} %

As curvas do resfriamento dos corpos de prova durante os processos de estampagem estão apresentadas na Figura 51. Para realização das curvas foi considerado o início do tempo a partir do contato do punção com chapa, ou seja, até o contato tempo zero, os termopares foram posicionados nas regiões “a”, “c” e “e”.

Conforme ALMEIDA (2016) a velocidade do resfriamento sofre interferência direta da temperatura do fluido que passa pelos canais de refrigeração, devido à

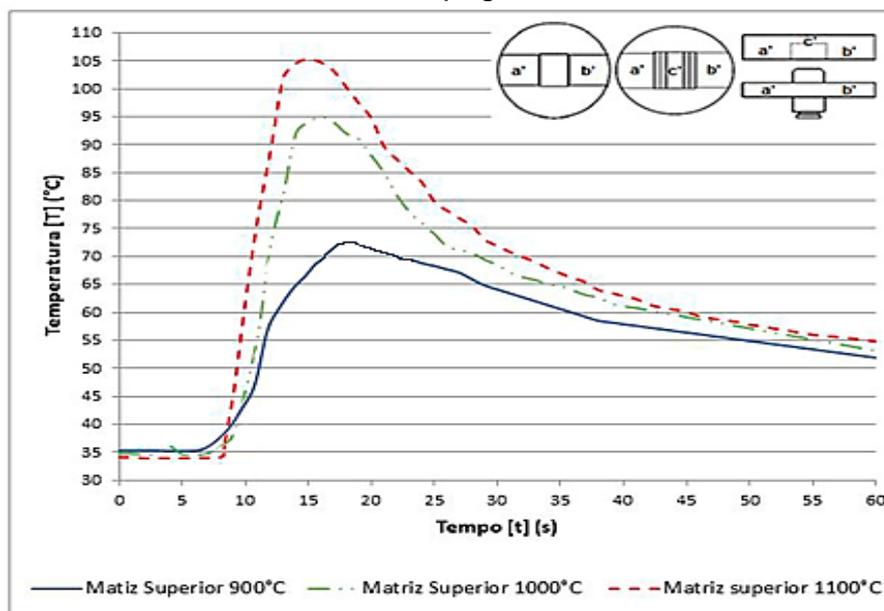
tendência de aquecimento das ferramentas durante a estampagem a quente.

Figura 51 – Curvas de resfriamento do processo de estampagem a quente dos corpos de prova austenitizados a 900°C e estampados a 842°C, 1000°C e estampados a 893°C e 1100°C e estampados a 967°C, os termopares foram posicionados nas regiões “a”, “c” e “e”



Na Figura 52 estão apresentados as curvas de aquecimento da matriz e os locais aonde foram posicionados os termopares “a”, “b” e “c” para levantamento da curva de aquecimento durante o processo de conformação.

Figura 52 – Curvas de aquecimento das matrizes durante o processo de estampagem.



4.4 Ensaio de tração e microdureza nos corpos de provas temperados em matriz plana.

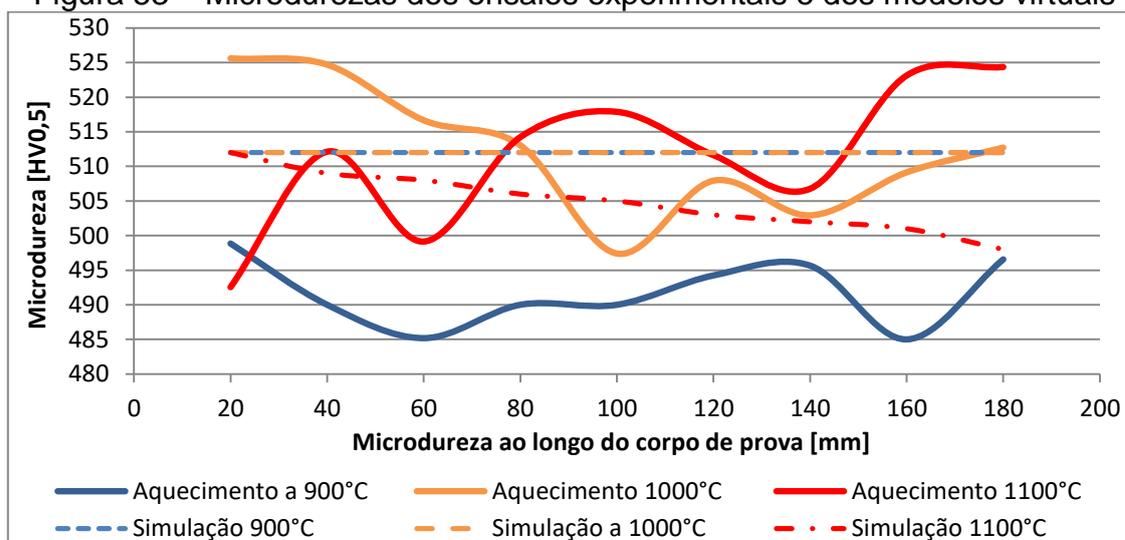
Na tabela 20, estão apresentados os valores das médias de microdureza por faixa de temperatura, nos corpos de prova que foram temperados em matriz plana. As microdurezas ficaram dentro da faixa encontrada na literatura que é de 400 HV_{0,5} a 520 HV_{0,5}.

Tabela 20 - Limites de resistência a frio dos corpos de prova austenitizadas em diferentes temperaturas e temperados.

Temperatura de aquecimento (T) [°C]	Limite de Resistência a Tração (Rm)[Mpa]	Alongamento o(%) [-]	Microdureza a
900°C	1556 ⁺¹⁸ ₋₁₇	3,5	490 ⁺⁸ ₋₅ HV _{0.5}
1000°C	1392 ⁺¹² ₋₁₄	1,9	512 ⁺⁹ ₋₇ HV _{0.5}
1100°C	1295 ⁺¹⁹ ₋₁₆	4,3	511 ⁺⁹ ₋₈ HV _{0.5}

Na simulação no SIMUFACT realizada em matriz plana, com os mesmos parâmetros da estampagem a quente, o resultado foi próximo do obtido experimentalmente em todas as faixas de temperatura, conforme a Figura 53.

Figura 53 – Microdurezas dos ensaios experimentais e dos modelos virtuais



Na pesquisa de NADERI (2007) foram encontrados valores de 1620 MPa para limite de resistência a tração para uma microestrutura martensítica com dureza média de 538HV₁₀, neste trabalho a dureza média 490HV_{0,5} e limite de resistência a tração de 1556 Mpa para as peças austenitizadas a 900°C.

Figura 54 – Limite de resistência a Tração dos corpos de prova austenitizadas em diferentes temperaturas e temperados em matriz plana.

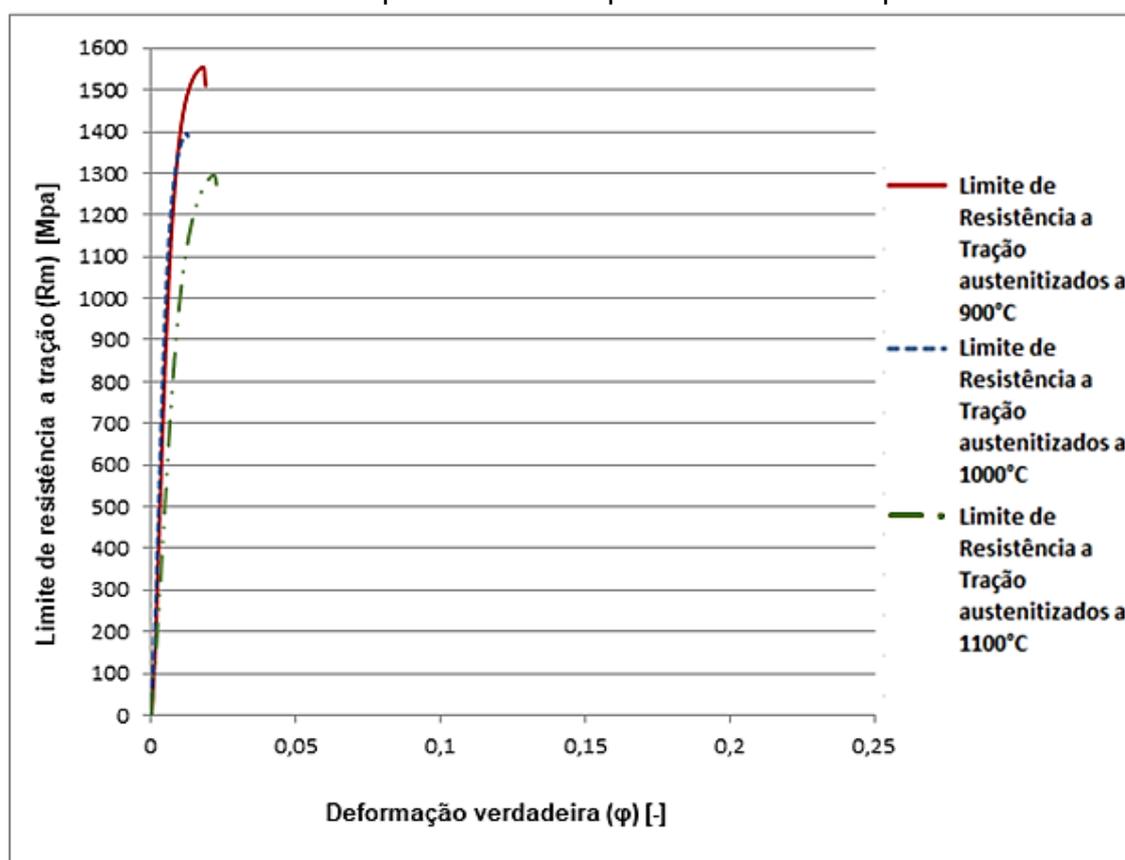


Figura 55 – Micrografia após têmpera em matriz plana dos corpos de prova austenitizadas a 900°C.

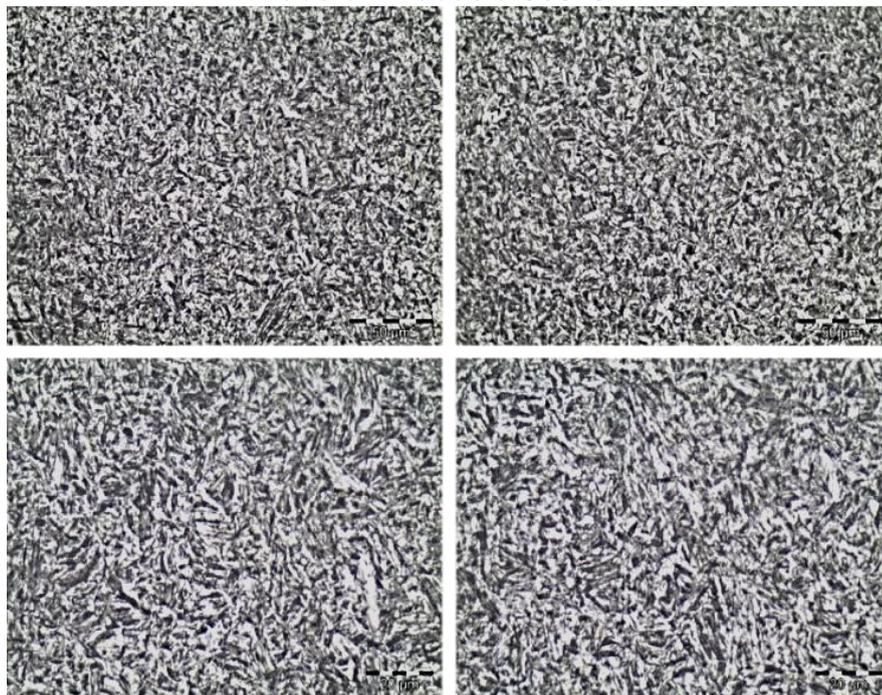


Figura 56 – Micrografia após têmpera em matriz plana dos corpos de prova austenitizadas a 1000°C

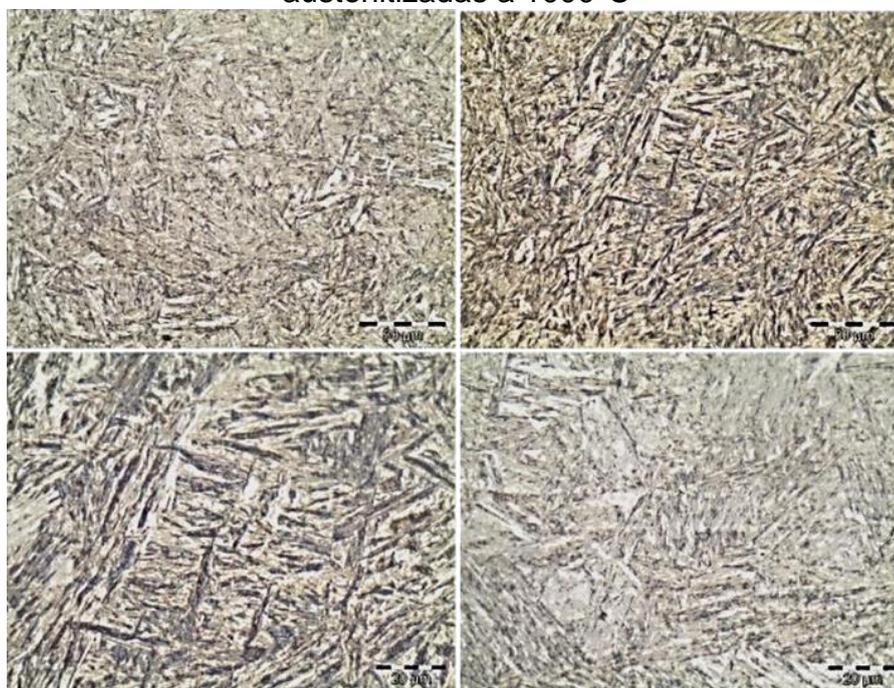
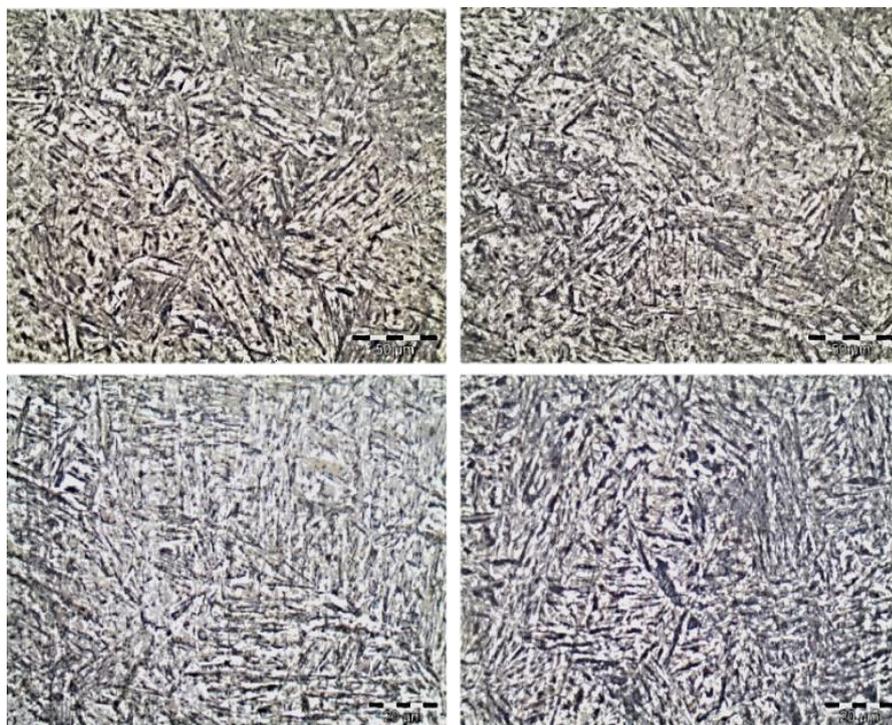


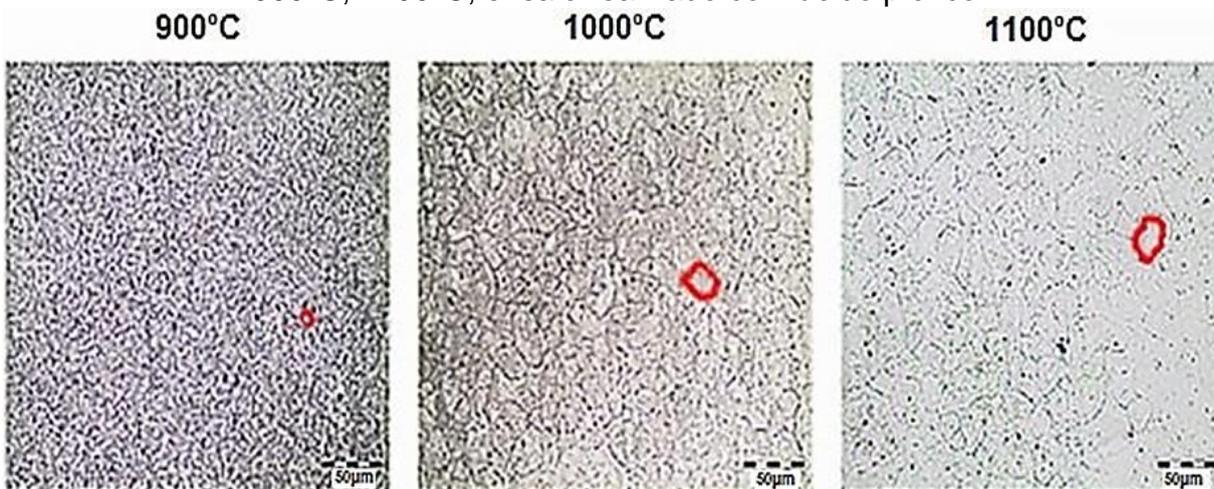
Figura 57 – Micrografia após têmpera em matriz plana dos corpos de prova austenitizadas a 110°C.



4.5 Ensaio de contorno de grão austenítico

Para visualização do tamanho grão austenítico nos corpos de prova, foi utilizado ácido pícrico. Observa-se um expressivo aumento do tamanho de grão nos corpos de prova austenitizados a 1000°C e a 1100°C, se comparado com os corpos de prova austenitizados a 900°C, mostrado na Figura 58, o método utilizado para avaliação dos tamanhos de grão foi o método comparativo conforme ASTM E112.

Figura 58 – Tamanho do grão austenítico dos corpos de prova aquecidos em 900°C, 1000°C, 1100°C, ensaio realizado com ácido pícrico.



4.6 Resultados da simulação a quente computacional no FORGE

As Figuras 59, 60 e 61 mostradas abaixo foram realizadas de acordo com o critério de falha de Latham Cockcroft, as regiões em vermelho indicam as áreas com maior chance de ruptura. As regiões em azul indicam as áreas com menor chance de falha.

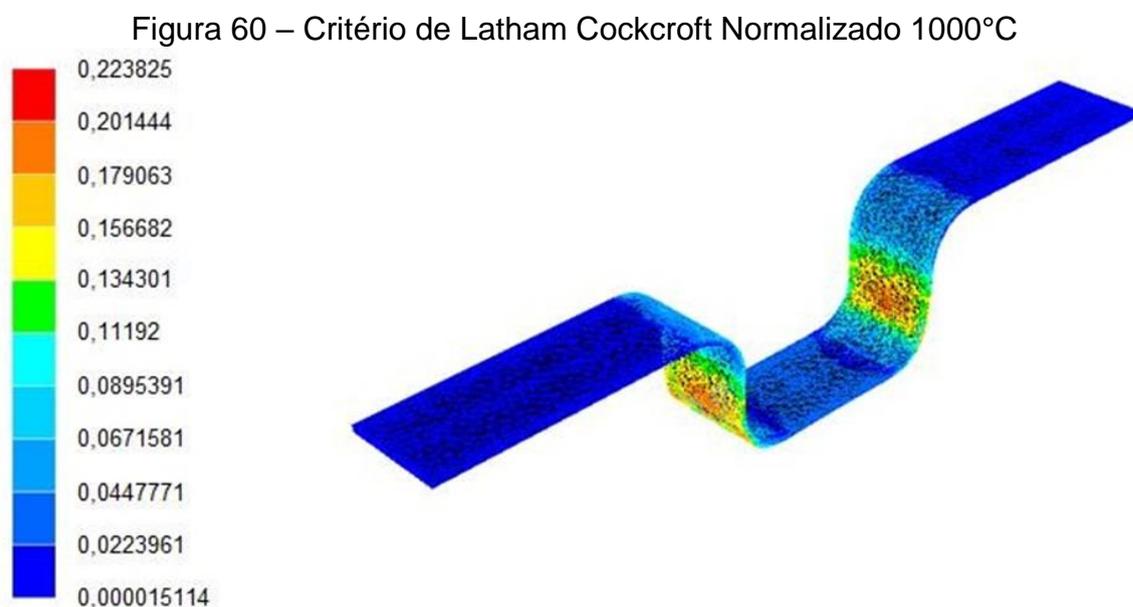
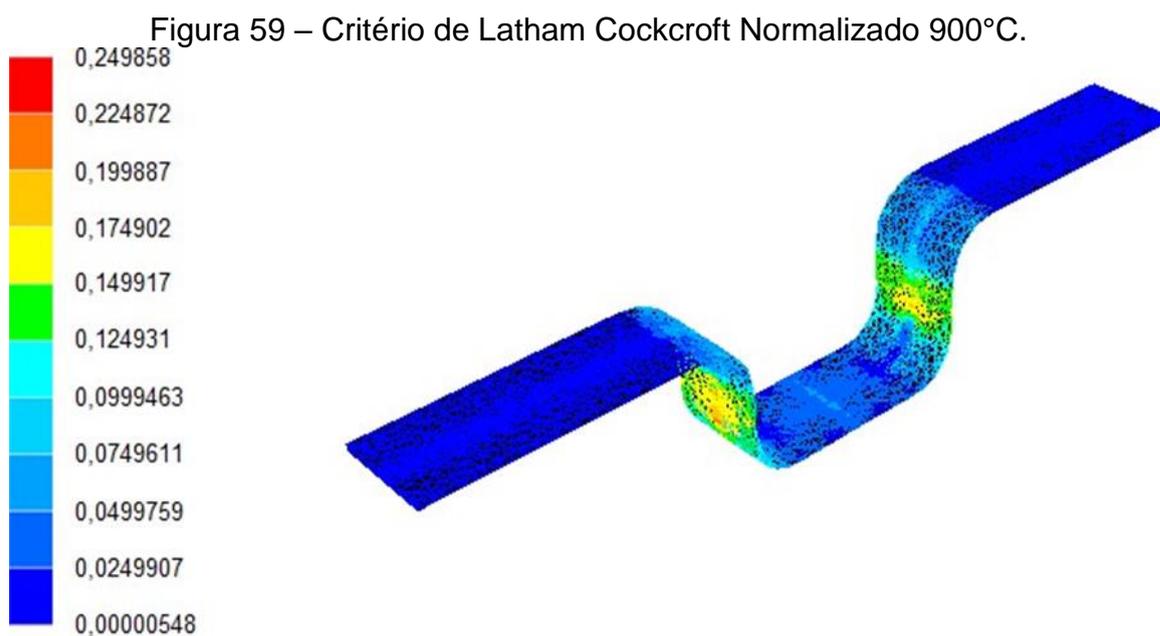
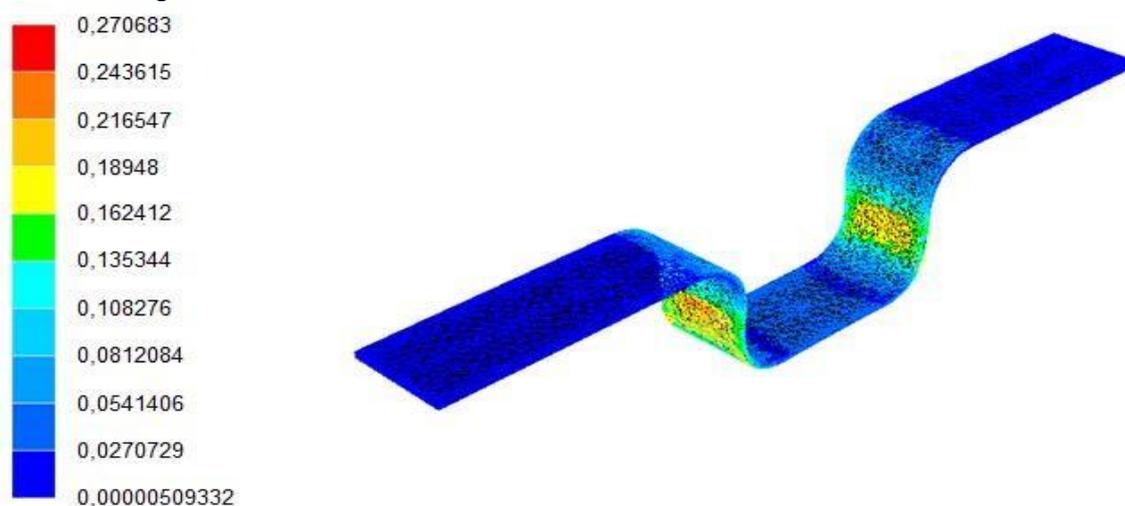


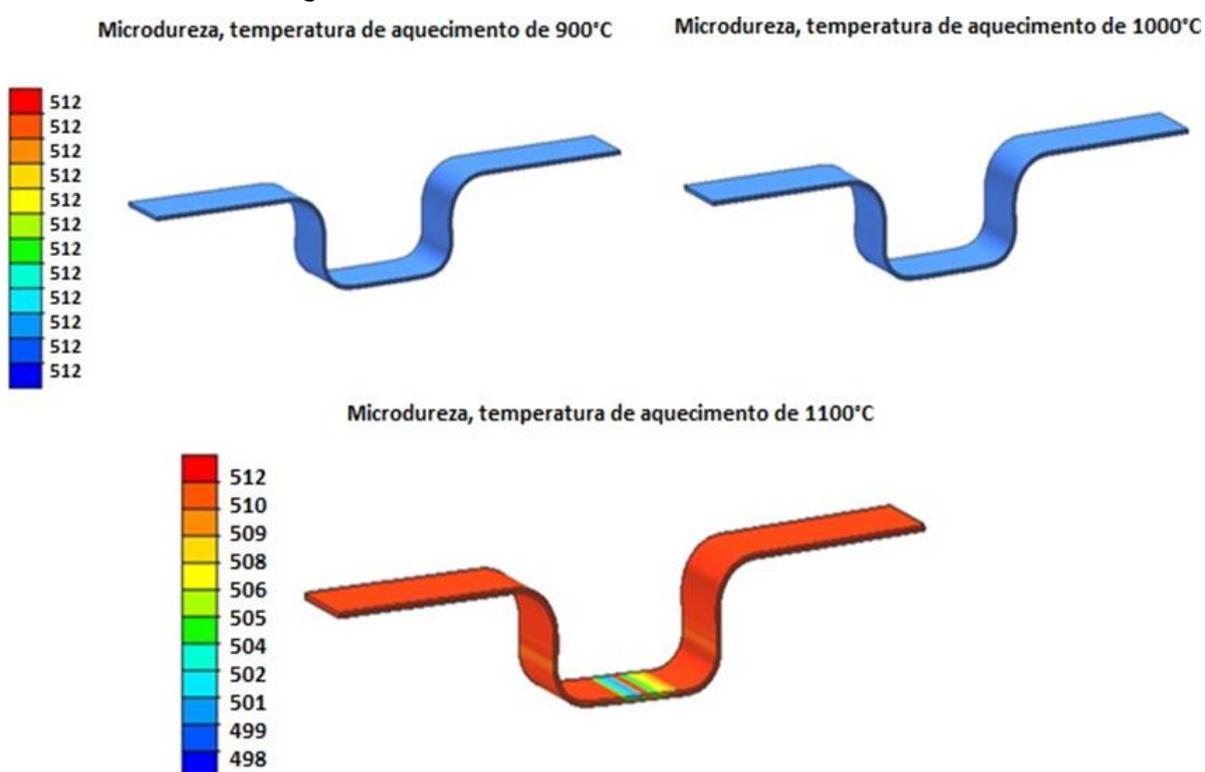
Figura 61 – Critério de Latham Cockcroft Normalizado 1100°C



4.6.1 Resultados da simulação computacional no SIMUFACT

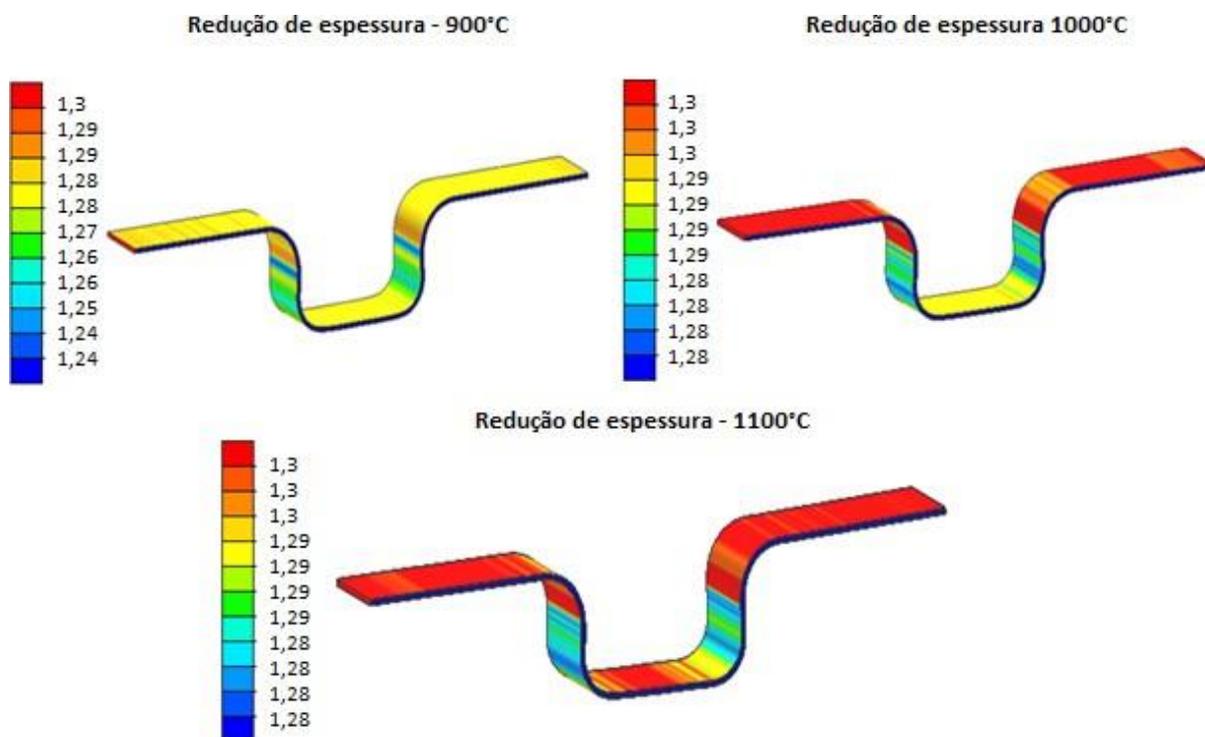
Na Figura 62 está apresentada a simulação da microdureza no SIMUFACT, onde, para as temperaturas de austenitização de 900° e 1000°C não teve variação de microdureza na peça estampada quente, entretanto, quando a peça é austenitizada a 1100°C após a estampagem a quente, apresentou variação da microdureza.

Figura 62 – Microdureza em HV no SIMUFACT.



Na Figura 63 é apresentada a simulação da variação da espessura no SIMUFACT do corpo de prova após a estampagem a quente.

Figura 63 – Redução de espessura no SIMUFACT [mm].



5 DISCUSSÕES DOS RESULTADOS

Neste capítulo, é realizada a discussão dos resultados, comparando estes, aos resultados encontrados de outros autores, apresentados na Revisão Bibliográfica.

5.1 Especificação da matéria prima

As especificações do material 22MnB5 sem revestimento, utilizado para a realização dos ensaios, ficaram dentro dos parâmetros encontrados na literatura, Tabela 02, apresentando Limite de Resistência a Tração (Rm) de 650 Mpa dentro da faixa especificada e alongamento de 23,1%, ficando acima do especificado na Tabela

A microestrutura encontrada coincide com os resultados encontrados por Costa (2018) para este mesmo aço, sendo composta por Ferrita e Perlita e microdureza de 197HV_{0,5}, ficando dentro dos valores limites indicados pelo fabricante, e de acordo com os resultados encontrados na literatura (Karbasiyan, 2010; Li N, 2016; Naderi M, 2008; Costa, 2018).

5.2 Coeficiente de condução de calor para o aço 22MnB5

A partir do registro das temperaturas do ensaio de condução de calor, foram realizados os cálculos para a obtenção do coeficiente de transferência de calor, conforme a Equação 3, retirada do INCROPERA *et al* (2008). A lei de Fourier expressa que o fluxo térmico é uma grandeza direcional, podendo ser aplicada a toda matéria, não dependendo do seu estado físico.

Comparado com os dados encontrados na bibliografia, os resultados encontrados na faixa de 50°C até os 300°C tiveram uma grande divergência, devido ao ensaio ser realizado em chapas finas menor que 1” e não ter sido realizado em cilindro, conforme recomendado pela norma ASTM E 1225-99 e NBR 15220 de setembro de 2003 - Parte 4, devido à dificuldade de encontrar o 22MnB5 no formato cilíndrico.

Na Figura 40, é mostrada a curva do coeficiente de condução de calor, obtida através do ensaio experimental em azul, foram inseridos os resultados de Turetta (2008) em cinza; e Valle (2012) em laranja, para comparação dos resultados experimentais com os coeficientes de condução de calor dos autores.

A partir dos 300°C, a diferença do coeficiente de condução de calor é de 6,5 [W/m.k] o que representa 12,6%, se comparado com os resultados apresentados por VALLE (2012); e 16,5%, se comparado com o resultado obtido por TURETTA (2008). A partir dos 400°C, esta divergência diminui, ficando próxima dos 2%, nos 400°C é de 0,57 [W/m.k], sendo que o resultado encontrado por Turetta (2008) representa 1,42% de diferença, e 0,82 [W/m.k] comparado com o resultado obtido por Iglesias (2012) o que representa 2,05% de divergência.

Os valores encontrados na bibliografia e no banco de dados do programa SIMUFACT do coeficiente de condução de calor " k_t ", a partir dos 300°C, em comparação com o ensaio experimental, tiveram uma variação de $\pm 5\%$. Sendo viável a utilização do ensaio para a obtenção do coeficiente " k_t " em temperaturas iguais ou superiores a 300°C. Tornando-se uma alternativa de baixo custo para a realização do ensaio térmico.

5.3 Estampagem a quente

Os corpos de prova, por terem pequeno volume, sofreram elevada variação de temperatura durante a transferência do forno para a prensa, esta troca de calor ocorreu por convecção, radiação e condução com a matriz até o começo do processo de estampagem, conforme a tabela 08.

A temperatura inicial das ferramentas para cada ensaio foi de $25 \pm 1^\circ\text{C}$. Devido ao sistema não contar com sistema de refrigeração, houve aumento da temperatura superficial da matriz. Nos processos a 842°C , a temperatura da matriz subiu $70 \pm 2^\circ\text{C}$; nos processos a 893°C , subiu $95 \pm 2^\circ\text{C}$; e nos processos a 967°C subiu $105 \pm 2^\circ\text{C}$ durante a conformação dos corpos de prova.

O objetivo da estampagem a quente é a obtenção de uma microestrutura 100% martensítica após estampagem, entretanto, a microestrutura encontrada nas peças estampadas após o processo de conformação é composta por martensita, bainita e austenita retida, este resultado se deve ao aquecimento das ferramentas durante o processo de conformação, mostrado na Figura 49, gerando diferentes proporções de fases entre martensita e bainita ao longo do corpo de prova.

Observa-se, a partir das micrografias apresentadas nas Figuras 42, 44, 46, 52, 53 e 54, que não foi possível obterem velocidades de resfriamento constante de no mínimo 27°C/s em todo o corpo de prova para estrutura se transformar totalmente em martensita.

Identifica-se a presença de bainita, austenita retida e martensita, porém, distribuídas de formas e de tamanhos diferentes dos grãos, para identificação das fases e suas proporções foi utilizado o software IMAGEJ.

O percentual médio da distribuição das fases nas peças austenitizadas a 900°C foi de: 34^{+2}_{-1} % de martensita, 58^{+2}_{-3} % de bainita e 8^{+2}_{-3} % de austenita retida. Nas peças austenitizadas a 1000°C foi de: 51^{+2}_{-3} % de martensita, 58^{+2}_{-1} % de bainita e 6^{+3}_{-1} % de austenita. Nas peças aquecidas a 1100°C foi de: 58^{+3}_{-2} % de martensita, 46^{+3}_{-1} % de bainita e 5^{+1}_{-2} % de austenita. A variação da temperatura da matriz interferiu na completa formação da martensita, ocasionando regiões de bainita e austenita retida, devido à variação das velocidades de resfriamento ao longo do processo de conformação.

Constituída por agregados de ferrita e cementita, a bainita pode se formar em uma faixa intermediária entre a transformação eutetoide e a formação da martensita. Conforme HABRAKEN (1967), em determinadas condições de transformação da microestrutura, certas regiões podem ser enriquecidas em carbono, o suficiente para se transformar, parcialmente, em martensita, e manter partes com microestrutura de austenita retida.

Para a total transformação da austenita, o processo de estampagem deverá contar com sistema de refrigeração nas ferramentas, a fim de diminuir o gradiente de temperatura, mantendo constante a velocidade de resfriamento. As durezas encontradas nas peças, após a estampagem, comparando com a Tabela 04, tiveram velocidades de resfriamento próximas a 20 °C/s. Os resultados das microdurezas são diretamente proporcionais à microestrutura obtida após o processo de tratamento térmico realizado durante a estampagem, a dureza da martensita depende diretamente do teor de carbono da liga (Colpeart, 2008).

5.4 Ensaio de tração dos corpos de prova temperados em matriz plana

A microestrutura dos corpos de prova temperados para a realização do ensaio de tração é composta por martensita, bainita e austenita retida, em proporções similares aos resultados encontrados após o processo de estampagem. As microdurezas das peças se encontram dentro da faixa encontrada na bibliografia

(Turetta 2008; Cardoso, 2016) e similares aos resultados de microdurezas nas peças estampadas.

O limite de resistência mecânica está dentro dos limites encontrados na literatura, entretanto, mesmo os corpos de prova austenitizados a 900°C apresentando menor percentual de martensita, apresentaram maior Limite de resistência a tração, $20^{\pm 1}$ % maior se comparado com as peças austenitizadas a 1100°C e $12^{\pm 1}$ % maior se comparado às peças austenitizadas a 1000°C, conforme Figura 51. Esta variação se deve ao aumento excessivo do tamanho de grão austenítico nas temperaturas de 1000°C e 1100°C, conforme Figura 55.

O aço, quando submetido a excessivas temperaturas, pode resultar em uma granulação grosseira de austenita, aumentando a temperabilidade em comparação com o de granulação fina. Afetando diretamente a velocidade de resfriamento necessária para a formação de martensita (Colpaert, 2008).

Nas Figuras 52, 53 e 54, estão apresentadas as micrografias dos corpos de prova, temperados em matriz plana, utilizados para o ensaio de tração. Foi realizado têmpera nos corpos de prova, para levantar a tensão de escoamento dos aços estampados após os processos têmpera. Esta relação, até então, estava sendo realizada através de tabela, mostrada em ANEXO. As micrografias apresentaram microestrutura martensítica, bainita e austenita retida. Refletindo o esperado conforme as micrografias e análises realizadas nos corpos de prova das estampagens. Os corpos de prova seguiram a tendência dos resultados das estampagens a quente, ou seja, percentuais maiores de martensita nas peças austenitizadas a 1100°C e 1000°C.

Entretanto, os corpos de prova austenitizadas a 1000°C e 1100°C possuíram menor resistência mecânica, se comparados aos austenitizadas a 900°C, mostrado na tabela 17.

Devido a esta divergência foi realizado ensaio do contorno de grão austenítico apresentado na Figura 55, para confirmação do aumento do tamanho de grão e interferência nos resultados da resistência mecânica.

5.5 Tamanho do grão austenítico.

Em temperaturas acima das ideais para austenitização do 22MnB5 que são de 850°C a 950°C, conforme apresentado na bibliografia, há aumento do grão austenítico. Os ensaios experimentais, realizados nos corpos de prova

austenitizadas por sete minutos a 1100°C, apresentaram crescimento de grão, sendo este 1580% maior que o tamanho de grão austenítico encontrado nos corpos de prova austenitizadas a 900°C pelo tempo de sete minutos.

Observou-se que, para as temperaturas que foram realizadas os ensaios (900°C, 1000°C e 1100°C), quanto maior a distância dos valores de temperatura de austenitização, para a faixa de 850°C a 950°C, maior é o tamanho de grão austenítico mostrado na Figura 58, interferindo nas propriedades mecânicas pós-processo, conforme Figura 51.

A medição da área do grão para as diferentes condições foi realizada através do software IMAGE J, em imagens realizadas no microscópio utilizado para as micrografias, na escala de 50 μm , para as peças aquecidas a 900°C foi encontrada uma área média de $101^{\pm 15} \mu\text{m}^2$; a 1000°C, uma área média de $1317^{\pm 50} \mu\text{m}^2$; e para 1100°C, uma área média de $1696^{\pm 45} \mu\text{m}^2$.

O grão austenítico das peças a 1100°C teve um crescimento de 1580% se comparado com as peças a 900°C e de 28% se comparado as de 1000°C.

Devido a este aumento do grão austenítico, os aços aquecidos a 1000°C e 1100°C, mesmo possuindo maior percentual de martensita conforme as Figuras 43, 45 e 47, o limite de resistência foi menor, se comparado com os corpos de prova austenitizadas a 900°C mostrado na Tabela 16.

5.6 Simulação Computacional de redução de espessura, microdureza obtidos através do Simufact e critério de Latham Cockcroft Normalizado obtido pelo FORGE.

O critério de falha utilizado nas simulações do FORGE foi o Latham Cockcroft (1968), que foi estudado por DEY (2011) e obteve uma boa relação dos ensaios práticos e a simulação numérica. Na simulação realizada, o valor crítico superior foi de 0,2499 para 900°C; 0,2238 para 1000°C; e 0,2707 para 1100°C, conforme o critério são os valores limites para que não ocorra a fratura do material nas condições simuladas com velocidade da prensa de 10mm/s.

Este critério obtém o dano através da tensão efetiva no material, analisando as prováveis regiões de fratura durante o processo de conformação. De acordo com a simulação realizada, a região com maior dano nas Figuras 59, 60 e 61 está indicada pela cor vermelha e está propensa a falha.

As peças simuladas com austenitização a 900°C apresentaram menor região de danos, se comparados com as demais, tendo um menor risco do desenvolvimento de defeitos durante a estampagem. Houve variação da microdureza dos ensaios experimentais e o resultado obtido no software mostrado na Figura 62.

Os resultados de redução de espessura foram próximos dos resultados reais, sendo a maior variação de espessura medida de 0,8mm nas mesmas áreas onde ocorreu maior redução de espessura na simulação, mostrada na Figura 63.

6 CONCLUSÃO

- O modelo virtual validou os ensaios experimentais e as ferramentas para utilização na estampagem a quente. Os resultados de microdureza e redução de espessura obtidos na simulação numérica no SIMUFACT foram próximos dos resultados experimentais obtidos, tendo uma variação inferior a 6%.
- O ensaio do coeficiente de condução de calor teve erro menor que 3% para temperaturas acima de 400°C comparando-se com os demais autores citados no trabalho. Tornando viável o método da placa quente protegida, como alternativa de baixo custo para a obtenção do coeficiente de condutibilidade térmica em chapas finas de aço.
- A microestrutura desejada para os corpos de prova após estampagem era 100% de martensita, entretanto, as microestruturas obtidas nos resultados experimentais foram Martensita, Bainita e Austenita retida. Não foi possível obter o resultado desejado devido ao aumento de temperatura das ferramentas e de não ser constante a velocidade de resfriamento ao longo do processo.
- As microestruturas, após a estampagem, não ficaram dentro do esperado. Como os ensaios não foram realizados em matriz refrigerada, o aquecimento superficial da matriz, interferiu na transferência de calor entre a peça e as ferramentas, ocasionando uma velocidade de resfriamento variável ao longo do processo. Devido a isso, formaram-se diferentes proporções de microestrutura ao longo do corpo de prova. Os ensaios com maior temperatura de austenitização tiveram maior percentual de martensita, devido à variação de temperatura ser maior e ocasionar conseqüentemente uma maior velocidade de resfriamento inicial, entretanto, ao longo da conformação, devido ao aumento da temperatura da matriz, esta velocidade não se manteve constante, ocasionando em transformações martensíticas e bainíticas nos corpos de prova.
- A melhor condição de têmpera foi alcançada na faixa de aquecimento de 1000°C, entretanto, a melhor condição das propriedades mecânicas foi atingida na temperatura de aquecimento de 900°C, mesmo sendo a faixa de aquecimento que proporcionou menor transformação martensítica, mas menor tamanho de grão.

- As microdurezas realizadas nos corpos de provas após a estampagem indicam que a velocidade de resfriamento variou entre 20°C/s e 40°C/s.
- A partir das temperaturas e os tempos coletados com o FieldLogger durante as estampagens, foram geradas as curvas de temperatura x tempo, retratando a curva de resfriamento do aço durante o processo de estampagem.
- A partir das temperaturas coletadas nas ferramentas de estampagem foi possível realizar a curva de aquecimento das mesmas durante o processo de estampagem a quente, interferindo na transferência de calor e resultado da microestrutura da peça pós-estampagem.
- Com o aumento excessivo da temperatura de austenitização, acima dos 950°C, nos corpos de prova aquecidos a 1000°C e 1100°C, houve aumento do tamanho de grão, impactando a tensão de escoamento, esta diferença foi de 20±1 % comparando as peças austenitizadas a 900°C com as peças austenitizadas a 1100°C.
- Ficou evidenciada a interferência do tamanho de grão austenítico nas curvas de escoamento realizada nas peças após a estampagem a quente.
- A variação da temperatura de austenitização, acima da região de temperaturas ideais 850°C a 950°C, ocasionou aumento do tamanho de grão, sendo acentuado este crescimento nos corpos de prova aquecidos a 1100°C.

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Realizar a simulação a fim de obter os coeficientes de condutibilidade térmica.
- Realizar ensaios em matriz refrigerada, e analisar a variação percentual das fases metalúrgicas das peças após conformação.
- Realizar ensaios para a obtenção do coeficiente de convecção e radiação.
- Replicar os ensaios com diferentes tipos de revestimentos e analisar a relevância deles nos resultados.

8 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ALMEIDA, D. T.; SOUZA, J. H. C.; DRUNN, J. **Investigação experimental da taxa de resfriamento no processo de presshardening em chapas de grande espessura em aço 22mnb5**. *Tecnologia em Metalurgia, Materiais e Mineração*, v. 13, n. 4, p. 346-355, 2016.

ALTAN, D. T. Article: **Part 1: Hot-stamping boron-alloyed steel for automotive parts**. *Stamping Journal*, December 2006.

ASTM E 1225-99 **Standard Test Method for Thermal Conductivity of Solids by Means of the Guarded-Comparative-Longitudinal Heat Flow Technique**.

ÅKERSTRÖM, P. **Modelling and Simulation of Hot Stamping**. , 2006. Tese de Doutorado – Division of Solid Mechanics, Department of Applied Physics and Mechanical Engineering, Lulea University of Technology.

ALMEIDA, D. T.; SOUZA, J. H. C.; DRUNN, J. **Investigação experimental da taxa de resfriamento no processo de presshardening em chapas de grande espessura em aço 22mnb5**. *Tecnologia em Metalurgia, Materiais e Mineração*, V13. n°4: 346-355, 2016.

BATALHA, M.H.F., **Estudo da estampabilidade a quente de aço ao boro em conformação com redução de espessura controlada**, Dissertação de mestrado, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2015.

BERGMAN, T. L., *et al.* **Fundamentals of heat and mass transfer**. 7th, John Wiley & Sons, 2011, p 235 – 330.

BORSETTO, F., GHIOTTI, A., & BRUSCHI, S. **Investigation of the high strength steel Al-Si coating during hot stamping operations**. In *Key Engineering Materials*. Trans Tech Publications Ltd, 2009. Vol. 410, pp. 289-296.

BRUKER CORPORATION, acesso 24/06/2020 as 10:12 disponível em: www.bruker.com/nc/pt.html

CARDOSO, A. P. D., MIRANDA, F. J. F., CERQUEIRA, F., REITZ, F.J. **Desenvolvimento de aços para estampagem a quente (usibor1500) na Arcelor Mittal Vega**. 71° Congresso Anual da ABM – 26 a 30 de setembro de 2016, RJ, Brasil, p 1184 – 1196.

CASARIN, S. J.; **Caracterização da têmperabilidade de um aço C-Mn microligado ao boro, através de dilatometria e curvas de transformações de fases por resfriamento contínuo**. 1996. PhD Thesis. Universidade de São Paulo.

CAO, L. M., *et al.* **Template-catalyst-free growth of highly ordered boron nanowire arrays**. *Applied Physics Letters*, 2002, V 80.n°22: 4226-4228.

CENGEL, Y. A.; TURNER, R. H. **Fundamentals of thermal-fluid sciences**. 5th. Mc Graw Hill Education. 2012. p 142 - 208

CHANG, Y. *et al.* **Influence of hot press forming techniques on properties of vehicle high strength steels**. Journal of iron and steel research, International, 2011, v.18, p.59-63.

COCKROFT, M., & LATHAM, D. **Ductility and Workability of Metals**. Journal of the Institute of Metals, 1968, V 96, n°1, p 33-39.

COLPEART, H., **Metalografias dos produtos siderúrgicos comuns**; revisão técnica André Luiz V. da Costa e Silva - 4ª edição - São Paulo: Edgard Blucher, 2008.

COSTA, L. L., *et al.* **Análise numérica e experimental do aço 22MnB5 estampado a quente em geometria axial**. 23º CBECiMat - Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais 04 a 08 de novembro de 2018, Foz do Iguaçu, PR, Brasil

CUNHA, P. M.. **Simulação numérica do processo de estampagem a quente**. Dissertação de Mestrado. Faculdade de ciências e tecnologia. Coimbra, 2016.

DAL-CIM, M. R; MOREIRA, L. P.; **Modelamento por elementos finitos da estampagem a quente de chapas de aço 22MnB5**. 13º SIMEC, Simpósio de mecânica computacional. 29 de outubro a 01 de novembro de 2018. UFES, Vitória – ES

DE SOUZA, F. B. P. **Simulação Numérica do Processo de Estampagem a Quente do Aço**. 2013. PhD Thesis. UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS.

DEY, S., BORVIK, T, HOPPERSTAD, O. S. (2011). **Computer-aided design of protective structures: Numerical an experimental validation**. Applied Mechanics and Materials, 82: 686- 691.

FAN, D, W.; KIM, H. S.; DE COOMAN, B. C. **A review of the physical metallurgy related to the hot press forming of advanced high strength steel**. Steel Research International, v. 80, n. 3, p. 241-248, 2009.

HABRAKEN, L. J.; ECONOMOPUOLOS, M. **Bainitic microstructures in low-carbon alloy steels and their mechanical properties**. In: **Transformation and hardenability in steels**. p 69–108, Ann Arbor, Michigan, 1967. Climax Molybdenum.

HALLIDAY, D.; RESNICK, R.; WALKER, J.; **Fundamentos de física. Vol. 2.** 10° ed. Grupo Gen-LTC, 2016. p 111 – 237.

INCROPERA, F. P., *et al.* **Fundamentos de Transferência de Calor e Massa. 6ª edição.** Rio de Janeiro: LTC, 2008.

ITTS; **Técnicas para o trânsito seguro.** Acesso em 15/05/2021 disponível em: <http://transitolivre.org.br/comissao-decide-que-veiculos-novos-vaopassar-por-teste-de-impacto/>

GONZALES, G.S. PASSOS, S.R.M.; KAJITA, T; JESKENSKI, G. **Influência da adição do boro as propriedades de um aço baixa liga.** *Metalurgia – ABM*, v.40 n.314, p.11-14. 1984

GORNI, A. A. **Aços avançados de alta resistência: microestrutura e propriedades mecânicas.** Corte e Conformação de Metais, p. 26-57, 2008.

HE, L-F, *et al.* **Research on mechanical properties of 22MnB5 steel quenched in a steel die.** *Journal of Shanghai Jiaotong University (Science)*, p 129-132. 2011.

HOFFMANN, H.; SO, H.; STEINBEISS, HI. **Design of hot stamping tools with cooling system.** *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, v 56, n°1, p 269-272. 2007

KARBASIAN, H., TEKKAYA, A. **A review on hot stamping.** *Journal of Materials Processing Technology*, v. 210, n°15, p. 2103-2118, 2010.

KAMADA, Y.; KURAYASHI, H. e WATANABE, S.; **Int. Conf. on Physical Metallurgy of Thermomechanical Processing of Steels and Other Metals**, Tokio, The Iron and Steel Institute of Japan, 1988, p. 337.

KELLER, C., *et al.* **Effect of Decrease in Sample Dimensions on Plasticity: Application to Nickel Micro-forming.** *Steel Research International*, V 81, n°9, p1173-1176, 2010.

LEHMAN, H. - **Roller Hearth Furnaces for Hot-Form Hardening** - In: International Deep Drawing Research Group International Conference - IDDRG 2010, p 131-140.

LI, H., WU, X., LI, G. **Prediction of forming limit diagrams for 22MnB5 in hot stamping process.** *Journal of materials engineering and performance*, V22, n°8, p 2131-2140, 2013.

LI, N.; LIN, J.; BALINT, D. S.; DEAN, T. A. (2016). **Experimental characterization of effects of thermal conditions on austenite formation for hot stamping of boron steel.** *Journal of Materials Processing Technology*, Volume 231 p 254-264.

LISBOA, C. P. ; COSTA, L. L. ; RAMALHO, R. ; SCHAEFFER, L. . **Avaliação do retorno elástico em tiras de aço 22MnB5 estampadas a quente em diferentes temperaturas.** In: 37 SENAFOR, Porto

Alegre. Anais do 37 SENAFOR, 2017.

LONGHI, A., BUTTON, S. **Estampagem a quente de recortes de chapas de aços ao boro soldadas a laser**. Contribuição Técnica apresentada no VII Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação, 2013.

MAGNA COSMA do BRASIL, acesso em: 15/06/2018 disponível em:
www.magna.com/company/company-information/magna-groups/cosma

MAIKRANZ-VALENTIN, M. et al. **Components with optimized properties due to advanced thermo-mechanical process strategies in hot sheet metal forming**. Steel Research International, v.79, n.2, p 92 - 97, 2008.

MAITRE, P., **The measurement of the creation and distribution of wealth in a firm by the method of surplus accounts**. Accounting, Organizations and Society, v. 3, n°3-4, p. 227-236, 1978.

MERKLEIN, M.; LECHLER, J.; GEIGER, M. **Characterisation of the Flow Properties of the Quenchenable Ultra High Strength Steel 22MnB5**. Annals of the CIRP Manufacturing Technology, v. 55, n°1, p. 229-232, 2006.

MERKLEIN, M., LECHLER, J. **Investigation of the thermo-mechanical properties of hot stamping steels**. Journal of Materials Processing Technology, v. 177, p. 452– 455, 2006.

MITSUBISHICARBIDE, **Tabela de conversão de dureza**, acesso em: 07/12/2018 disponível em:
www.mitsubishicarbide.com/application/files/8114/8185/3771/tec_hardness_comparison_pt-br.pdf

NADERI, M. **Hot Stamping of Ultra High Strength Steels**. Tese de doutorado. Fakultät für Georessourcen und Materialtechnik, Rheinisch-Westfälischen Technischen Hochschule, Aachen, 190 p., 2007.

NADERI, M.; DURRENBERGER, L.; MOLINARI, A.; BLECK, W. **Constitutive relationships for 22MnB5 boron steel deformed isothermally at high temperatures**. Journal of Materials Science and Engineering A, V 478.n°1-2, p 130-139, 2008.

NADERI M, SAEED-AKBARI A, BLECK W. **The effects of non-isothermal deformation on martensitic transformation in 22MnB5 steel**. Materials Science and Engineering A. V 487.n° 1-2, p 445-455, 2008

NAGATA, T., **Simple local interpolation of surfaces using normal vectors**, Computer Aided Geometric Design, V 22, n° 4, p 327-347, 2005.

NAGATHAN, A. **Hot Stamping of manganese boron steel**. Thesis for Degree Master of Science: Graduate Program in Mechanical Engineering, Ohio state, School of the Ohio University, V 57, 2010.

NAGATHAN, A. **Hot Stamping. Sheet Metal Forming – Processes and Applications**, Chapter 7, T. Alan and A. E. Tekkaya, ASM International, p.133-156, 2012.

NBR 15220-4 - **Desempenho térmico de edificações - Parte 4**: Medição da resistência térmica e da condutividade térmica pelo princípio da placa quente protegida. Primeira edição 04/2005

PIC, A. *et al.* **Press Hardened Steel Based Laser Welded Blanks: The Ultimate Tool for Crashworthiness**. La Revue de Metallurgie – CIT, V 105, n°1 p 50-59, Janvier, 2008.

PEGDEN, C.D., SHANNON, R.E., SADOWSKI, R.P. **Introduction to Simulation Using SIMAN**, McGraw-Hill, New York, USA, Inc, 1995.

RAVINDRAN, D. **Finite element simulation of hot stamping**. Degree Master of Science in the Graduate School of the Ohio State University, PhD Thesis, 2011.

SANTOS, R.M; RIBEIRO. D.B. **Desenvolvimento de Aço Grão Grosso com Têmperabilidade Equivalente á dos Aços ao Boro**. Metalurgia e Materiais – ABM, V 48, n°410, p. 621-624, 1992.

SERAJZADEH, S.; KARIMI TAHERI, A. **A study on austenite decomposition during continuous cooling of low carbon steel**. Materials and Design, V 25, n°8, p.673-679, 2004.

SIEBELS, H., ASPACHER, J. PCH – **Uma Nova Tecnologia de Prensas para Conformação de Metais de Alta Resistência com Melhoria na Qualidade de Peças e Redução de Custos**. Anais. Corte e Conformação de Metais – Feira e Congresso, Aranda Eventos, São Paulo, Outubro p 9, 2009.

SOARES, T. J. M. **Análise técnica e econômica do processo de estampagem a quente com aços microligados ao boro**. Dissertação de mestrado: Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, FEUP - Faculdade de Engenharia, Universidade do Porto, PORTO: 2008.

SOJKA, G. J; KRISHNADEV, M.R. e BANERJI, S.K.; **Boron in steel**, Conf. Proc. Warrendale, TSM-AIME, p 165, 1980.

SONG, T.; KWAK, J; DE COOMAN, B.C.; **Sobre o processamento de aços martensíticos em linhas de galvanização contínua: Parte II**. Metallurgical and Materials Transactions A , V 43, n°1,p 263-280, 2012.

SOUZA, F. B. P. de. **Simulação numérica do processo de estampagem a quente do aço USIBOR 1500P**. Dissertação de mestrado – Programa de Pós-graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2013.

VALLE, I. *et. al.* **Simulación de los ciclos de temperatura en el proceso de estampación en caliente**. In: XIX Congreso Nacional de Ingeniería Mecánica. 2012.

THYSSEN KRUPP STEEL. Hot press hardening manganeseboron steels MBW® for ultrahigh strengths. Product information, p.1-11, Set, 2008.

TITOVA, T. I.; SHULGAN, N. A.; MALYKHINA. I. Yu. **Metal Science and Heat Treatment**, V 49, n°1-2, p. 39-44, 2007.

TURETTA, A. et al. **Investigation of 22MnB5 formability in hot stamping operations**. Journal of Materials Processing Technology, V 177, n° 1-3, p.396-400. 2006.

TURETTA, A. **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.

TSHIPTSCHIN, A.P., **DETERMINAÇÃO DE CURVAS DE RESFRIAMENTO CONTÍNUO DE AÇO DIN 22MnB5**. Escola Politécnica da Universidade de São Paulo Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. Relatório técnico para BENTELEER S.A., Dezembro 2006.

WILSIUS, J., HEIN, P. & KEFFERSTEIN, R. - **Status and Future Trends of Hot Stamping of USIBOR 1500P®** - Proc. 1st, Erlangener Workshop Warmblechumformung, V 1, p. 82-101, 2006

WORD AUTO STEEL, Steel Definitions Today's AHSS for Automotive , **acesso em: 15/06/2018 disponível em:** www.worldautosteel.org/steel-basics/automotive-steel-definitions/

World Auto Steel , **Advanced High Strength Steel (AHSS)** Applications Guidelines V 6.0, April 2017.

ANEXO

TABELA DE COMPARAÇÃO DE DUREZA

NÚMERO DA CONVERSÃO DE DUREZA DE AÇOS

Dureza Brinell (HB) Esfera de 10mm Pré-Carga: 3.000 kgf		Dureza Rockwell								Resistência à Tração (Aproxim.)		Dureza Brinell (HB) Esfera de 10mm Pré-Carga: 3.000 kgf		Dureza Rockwell								Resistência à Tração (Aproxim.)			
Esfera Standard	Esfera de Metal Duro	Dureza Vickers (HV)	Escala A				Escala B				Dureza Shore (HS)	Mpa	Esfera Standard	Esfera de Metal Duro	Dureza Vickers (HV)	Escala A				Escala B				Dureza Shore (HS)	Mpa
			Pré-Carga: 20kgf Ponta de Diamante (HRA)	Pré-Carga: 100kgf Esfera 1/16" (HRB)	Pré-Carga: 150kgf Ponta de Diamante (HRC)	Pré-Carga: 100kgf Ponta de Diamante (HRD)	Pré-Carga: 20kgf Ponta de Diamante (HRA)	Pré-Carga: 100kgf Esfera 1/16" (HRB)	Pré-Carga: 150kgf Ponta de Diamante (HRC)	Pré-Carga: 100kgf Ponta de Diamante (HRD)						Pré-Carga: 20kgf Ponta de Diamante (HRA)	Pré-Carga: 100kgf Esfera 1/16" (HRB)	Pré-Carga: 150kgf Ponta de Diamante (HRC)	Pré-Carga: 100kgf Ponta de Diamante (HRD)						
-	-	940	85.6	-	68.0	76.9	97	-	429	429	455	73.4	-	45.7	59.7	61	1510								
-	-	920	85.3	-	67.5	76.5	96	-	415	415	440	72.8	-	44.5	58.8	59	1460								
-	-	900	85.0	-	67.0	76.1	95	-	401	401	425	72.0	-	43.1	57.8	58	1390								
-	(767)	880	84.7	-	66.4	75.7	93	-	388	388	410	71.4	-	41.8	56.8	56	1330								
-	(757)	860	84.4	-	65.9	75.3	92	-	375	375	396	70.6	-	40.4	55.7	54	1270								
-	(745)	840	84.1	-	65.3	74.8	91	-	363	363	383	70.0	-	39.1	54.6	52	1220								
-	(733)	820	83.8	-	64.7	74.3	90	-	352	352	372	69.3	(110.0)	37.9	53.8	51	1180								
-	(722)	800	83.4	-	64.0	73.8	88	-	341	341	360	68.7	(109.0)	36.6	52.8	50	1130								
-	(712)	-	-	-	-	-	-	-	331	331	350	68.1	(108.5)	35.5	51.9	48	1095								
-	(710)	780	83.0	-	63.3	73.3	87	-	321	321	339	67.5	(108.0)	34.3	51.0	47	1060								
-	(698)	760	82.6	-	62.5	72.6	86	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-								
-	(684)	740	82.2	-	61.8	72.1	-	-	311	311	328	66.9	(107.5)	33.1	50.0	46	1025								
-	(682)	737	82.2	-	61.7	72.0	84	-	302	302	319	66.3	(107.0)	32.1	49.3	45	1005								
-	(670)	720	81.8	-	61.0	71.5	83	-	293	293	309	65.7	(106.0)	30.9	48.3	43	970								
-	(656)	700	81.3	-	60.1	70.8	-	-	285	285	301	65.3	(105.5)	29.9	47.6	-	950								
-	(653)	697	81.2	-	60.0	70.7	81	-	277	277	292	64.6	(104.5)	28.8	46.7	41	925								
-	(647)	690	81.1	-	59.7	70.5	-	-	269	269	284	64.1	(104.0)	27.6	45.9	40	895								
-	(638)	680	80.8	-	59.2	70.1	80	-	262	262	276	63.6	(103.0)	26.6	45.0	39	875								
-	630	670	80.6	-	58.8	69.8	-	-	255	255	269	63.0	(102.0)	25.4	44.2	38	850								
-	627	667	80.5	-	58.7	69.7	79	-	248	248	261	62.5	(101.0)	24.2	43.2	37	825								
-	-	677	80.7	-	59.1	70.0	-	-	241	241	253	61.8	100	22.8	42.0	36	800								
-	601	640	79.8	-	57.3	68.7	77	-	235	235	247	61.4	99.0	21.7	41.4	35	785								
-	-	640	79.8	-	57.3	68.7	77	-	229	229	241	60.8	98.2	20.5	40.5	34	765								
-	-	640	79.8	-	57.3	68.7	-	-	223	223	234	-	97.3	(18.8)	-	-	-								
-	578	615	79.1	-	56.0	67.7	75	-	217	217	228	-	96.4	(17.5)	-	33	725								
-	-	607	78.8	-	55.6	67.4	-	-	212	212	222	-	95.5	(16.0)	-	-	705								
-	555	591	78.4	-	54.7	66.7	73	2055	207	207	218	-	94.6	(15.2)	-	32	690								
-	-	579	78.0	-	54.0	66.1	-	2015	201	201	212	-	93.8	(13.8)	-	31	675								
-	534	569	77.8	-	53.5	65.8	71	1985	197	197	207	-	92.8	(12.7)	-	30	655								
-	-	533	77.1	-	52.5	65.0	-	1915	192	192	202	-	91.9	(11.5)	-	29	640								
-	514	547	76.9	-	52.1	64.7	70	1890	187	187	196	-	90.7	(10.0)	-	-	620								
-	-	533	77.1	-	52.5	65.0	-	1915	183	183	192	-	90.0	(9.0)	-	28	615								
-	495	539	76.7	-	51.6	64.3	-	1855	179	179	188	-	89.0	(8.0)	-	27	600								
-	-	530	76.4	-	51.1	63.9	-	1825	174	174	182	-	87.8	(6.4)	-	-	585								
-	495	528	76.3	-	51.0	63.8	68	1820	170	170	178	-	86.8	(5.4)	-	26	570								
-	-	516	75.9	-	50.3	63.2	-	1780	167	167	175	-	86.0	(4.4)	-	-	560								
-	-	508	75.6	-	49.6	62.7	-	1740	156	156	163	-	85.0	(3.3)	-	25	545								
-	477	508	75.6	-	49.6	62.7	66	1740	156	156	163	-	82.9	(0.9)	-	-	525								
(461)	-	495	75.1	-	48.8	61.9	-	1680	149	149	156	-	80.8	-	-	23	505								
-	-	491	74.9	-	48.5	61.7	-	1670	143	143	150	-	78.7	-	-	22	490								
-	461	491	74.9	-	48.5	61.7	65	1670	137	137	143	-	76.4	-	-	21	460								
-	-	474	74.3	-	47.2	61.0	-	1595	131	131	137	-	74.0	-	-	-	450								
-	-	472	74.2	-	47.1	60.8	-	1585	126	126	132	-	72.0	-	-	20	435								
-	444	472	74.2	-	47.1	60.8	63	1585	121	121	127	-	69.8	-	-	19	415								
-	-	472	74.2	-	47.1	60.8	-	1585	116	116	122	-	67.6	-	-	18	400								
-	444	472	74.2	-	47.1	60.8	63	1585	111	111	117	-	65.7	-	-	15	385								

(Nota 1) A lista acima é a mesma do manual da AMS Metais com resistência à tração em valores métricos aproximados e dureza Brinell além de um campo recomendado.

(Nota 2) 1MPa=1N/mm²

(Nota 3) Figuras entre () são utilizadas raramente e são incluídas somente como referência. Esta lista foi retirada do Manual de Aço JIS.