

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

Dissertação de Mestrado

**Simulação Numérica do Processo de Estampagem a Quente do Aço
USIBOR® 1500P**

Autor: Fabricio Brandão Pereira de Souza

Orientador: Prof. Dr. Dagoberto Brandão Santos

Fevereiro / 2013.

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas

Fabricio Brandão Pereira de Souza

Simulação Numérica do Processo de Estampagem a Quente do Aço
USIBOR® 1500P

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia
Metalúrgica, Materiais e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais.

Área de concentração: Metalurgia de Transformação

Orientador: Prof. Dr. Dagoberto Brandão Santos

Belo Horizonte - Minas Gerais

Escola de Engenharia da UFMG

Fevereiro / 2013

AGRADECIMENTOS

Sou muito grato, primeiramente, à ArcelorMittal VEGA por conceder-me a oportunidade de realizar este trabalho de obtenção do título de mestrado.

Em especial quero agradecer ao Prof. Dagoberto Brandão Santos pela orientação e oportunas sugestões na elaboração da dissertação.

Agradeço aos Engenheiros do Centro de Pesquisa e Desenvolvimento do grupo ArcelorMittal em Montataire (França), Gaël Mathis e Joël Wilsius, pelo suporte técnico e por disponibilizar os recursos computacionais e dados técnicos imprescindíveis para a realização deste trabalho.

A minha esposa, companheira e engenheira Carolina Brandão Pereira de Souza, por me acompanhar em toda a minha vida profissional e acadêmica, sempre me apoiando e me incentivando em todos os momentos com todo amor e carinho. E as minhas filhas, Beatriz e Leticia, por serem a fonte inesgotável de inspiração.

A toda minha família por sempre acreditar em mim, ajudando e incentivando todos os importantes desafios de minha vida.

RESUMO

A indústria automotiva tem crescentemente adotado peças estampadas a quentes nas novas plataformas com o objetivo de aumentar a segurança passiva dos veículos e reduzir a emissão de CO₂ na atmosfera. O emprego dos aços ligados ao boro temperado em componentes é uma maneira econômica de obter significativas melhorias em termos de redução de peso e desempenho em segurança veicular. O Usibor® 1500P, desenvolvido pelo grupo ArcelorMittal, é um aço ligado ao boro revestido com uma liga metálica composta por alumínio e silício. O conhecimento do material e do processo de estampagem a quente necessita ser estendido e ferramentas de simulação devem ser desenvolvidas e aperfeiçoadas para suportar o crescimento desta tecnologia de fabricação, incluindo a modelagem do processo de transformação de fases, permitindo prever antecipadamente as propriedades mecânicas e uso de peças estampadas a quente. No presente trabalho, um modelo computacional incorporando a cinética de transformação de fases é implementado. O processo de estampagem a quente é inteiramente modelado no código de elementos finitos LS-Dyna. Resultados numéricos e experimentais de peças estampadas a quente são apresentados e comparados com a finalidade de validar o modelo computacional.

Palavras-chave: Estampagem a quente, Usibor 1500P, simulação numérica, transformação de fases.

ABSTRACT

Automobile manufacturers have been increasingly adopting hot-stamped parts for use in newly designed vehicles to improve passive automotive safety and reduce vehicle CO₂ emissions. The use of quenched boron steel components is an economic way to achieve significant improvements in terms of weight saving and crash performance. Usibor® 1500P, developed by ArcelorMittal, is a precoated boron steel, with an aluminium-silicon metallic coating. The material and process knowledge on the hot stamping of boron steels needs to be extended and accurate simulation tools must be developed to support the growth of this forming technology, including phase transformation modeling in order to predict previously the final mechanical and in-use properties of hot-stamped parts. In the present study, a computer-aided design method incorporating phase transformation kinetic models has been implemented and the capability prediction of the metallurgical models is compared using continuous cooling dilatometry. Hot stamping simulation is performed through the finite elements code LS-DYNA. Numerical and experimental results of hot stamped parts are presented and compared aiming to validate the computational model.

Key words: Hot stamping, Usibor 1500P, numerical simulation, phase transformation.

Sumário

1	INTRODUÇÃO	1
1.1	DIAGRAMAS DE TRANSFORMAÇÃO	4
1.1.1	<i>Definição das condições de estampagem a quente</i>	6
1.1.2	<i>Efeito da deformação na estampagem a quente</i>	7
1.2	PROPRIEDADES MECÂNICAS SOB MEDIDA (<i>TAYLORED PROPERTIES</i>)	8
1.3	OBJETIVOS GERAIS	12
1.3.1	<i>Objetivos Específicos</i>	13
1.4	ESTRUTURA DO TRABALHO	13
2	SIMULAÇÃO DO PROCESSO DE ESTAMPAGEM A QUENTE	15
3	USIBOR 1500P	23
3.1	INFLUÊNCIA DOS ELEMENTOS DE LIGA	25
3.2	COMPORTAMENTO MECÂNICO DO USIBOR 1500P	28
3.3	AÇOS LIGADOS AO BORO REVESTIDOS E NÃO REVESTIDOS	28
3.4	PARÂMETROS INFLUENTES	31
3.4.1	<i>Tratamento térmico</i>	32
3.4.2	<i>Tempo de transferência</i>	32
3.4.3	<i>Velocidade de Estampagem</i>	32
4	FORMULAÇÃO DO PROBLEMA TÉRMICO	34
4.1	DESCRIÇÃO DO PROBLEMA FÍSICO	34
4.1.1	<i>Mecanismos que caracterizam a transferência de calor por contato</i>	37
4.1.2	<i>Fatores influentes na resistência térmica de contato em estampagem a quente</i>	39
4.2	PROPRIEDADES TERMOFÍSICAS DO USIBOR	39
4.2.1	<i>Condutividade Térmica</i>	40
4.2.2	<i>Densidade</i>	41
4.2.3	<i>Módulo de Elasticidade</i>	42
4.2.4	<i>Calor Latente de Transformação</i>	43

4.3	FORMULAÇÃO VARIACIONAL DO PROBLEMA DE CONDUÇÃO DE CALOR – MÉTODO DOS RESÍDUOS PONDERADOS	47
4.3.1	<i>Aproximação por Elementos Finitos.</i>	49
5	FORMULAÇÃO DO PROBLEMA MECÂNICO	51
5.1	DESCRIÇÃO DO PROBLEMA FÍSICO – CONSERVAÇÃO DA QUANTIDADE DE MOVIMENTO E EQUILÍBRIO	51
5.2	FORMULAÇÃO VARIACIONAL DO PROBLEMA MECÂNICO – MÉTODO DOS RESÍDUOS PONDERADOS	53
5.2.1	<i>Aproximação por Elementos Finitos.</i>	54
5.3	RESOLUÇÃO DO PROBLEMA DINÂMICO	55
5.3.1	<i>Estabilidade</i>	55
5.3.2	<i>Tempo de Simulação</i>	56
6	MODELAGEM DA CINÉTICA DE TRANSFORMAÇÃO DE FASES	58
6.1	DECOMPOSIÇÃO DA AUSTENITA	59
6.2	TRANSFORMAÇÃO DIFUSIONAL	60
6.2.1	<i>Cinética da Transformação Isotérmica</i>	60
6.2.2	<i>Cinética de Transformação em Resfriamento Contínuo</i>	63
6.2.3	<i>Temperatura Crítica de Transformação</i>	68
6.2.4	<i>Modificações na Formulação de Kirkaldy e Venugopalan</i>	69
6.3	TRANSFORMAÇÃO MARTENSÍTICA	71
6.4	MODELO PARA CÁLCULO DA MICRODUREZA APÓS RESFRIAMENTO	72
6.5	RESOLUÇÃO COMPUTACIONAL DO MODELO DE TRANSFORMAÇÃO.....	73
6.6	COMPARAÇÃO DOS RESULTADOS NUMÉRICOS COM RESULTADOS EXPERIMENTAIS DE RESFRIAMENTO CONTÍNUO PARA O USIBOR 1500P	76
6.7	AJUSTE DOS PARÂMETROS DO MODELO DE CINÉTICA DE DECOMPOSIÇÃO DA AUSTENITA	81
7	VALIDAÇÃO DO MODELO DE SIMULAÇÃO NUMÉRICA PELO MÉTODO DOS ELEMENTOS FINITOS	87
7.1	EXEMPLO 01 - IDENTIFICAÇÃO DA RESISTÊNCIA TÉRMICA DE CONTATO	88
7.2	EXEMPLO 02 - SIMULAÇÃO COLUNA B.....	97

7.2.1	<i>Análise de deformação por análise de imagem através do sistema ASAME</i>	
	104	

8	CONCLUSÕES	106
9	REFERÊNCIAS	108

Lista de figuras

Figura 1.1 Exemplos de emprego do aço Usibor 1500P em peças de segurança [3].	2
Figura 1.2 Evolução da microestrutura do aço Usibor 1500P ao longo da operação de estampagem [42]......	3
Figura 1.3 Representação esquemática das etapas envolvidas no processo de estampagem a quente.	3
Figura 1.4 Diagrama TRC do Usibor 1500P. Fonte: ArcelorMittal	5
Figura 1.5 Condições de estampagem a quente.	6
Figura 1.6 Deslocamento do Diagrama TRC para uma deformação de 10%.	7
Figura 1.7 Microestrutura final após resfriamento a uma velocidade de 50°C/s (a) sem deformação e (b) com deformação $\epsilon=0,3$	8
Figura 1.8 Coluna B em escala reduzida desenvolvida pela ArcelorMittal estampada a quente com propriedades mecânicas sob medida.	9
Figura 1.9 Simulação numérica do ciclo de aquecimento diferencial aplicado industrialmente. Parte baixa da coluna B é resfriada a ar no segundo forno de aquecimento.	10
Figura 1.10 Ilustração de uma ferramenta de estampagem segmentada com dispositivos de aquecimento e resfriamento para a obtenção de propriedades sob medida na peça.	11
Figura 1.11 Obtenção de propriedades mecânicas diferenciais em regiões distintas da peça através de um processo de têmpera parcial na matriz.	11
Figura 1.12 Máximo ângulo de dobramento obtido em amostras de USIBOR 1500P temperadas após revenimento em várias temperaturas e tempo de manutenção.	12
Figura 2.1 Simulação numérica na análise da estampabilidade de chapas de aço. Comparativo numérico-experimental da variação da espessura da peça após estampagem (em milímetro).	15
Figura 2.2 Interações entre os processos mecânicos e térmicos e a evolução microestrutural.	16
Figura 2.3 Predição da fração de martensita pelo modelo de Koistinen-Marburger.	17

Figura 2.4 Mecanismos de transferência de calor ao longo das operações de transferência, espera e estampagem.....	17
Figura 2.5 Evolução do coeficiente de transferência de calor como uma função da pressão e distância de contato.....	18
Figura 2.6 Curvas Tensão x Deformação do aço USIBOR1500P para diferentes temperaturas e taxas de deformação.....	19
Figura 2.7 Exemplo de modelos constitutivos.....	20
Figura 2.8 Comparação entre dados experimentais do Usibor 1500P e modelos constitutivos em diferentes temperaturas (500 °C e 800 °C) e taxas de deformação (0,1, 1 e 10 s ⁻¹) [14].....	22
Figura 3.1 Comparação entre diferentes graus de aço e a carga máxima de flexão no teste de flexão em três pontos.....	23
Figura 3.2 Potencial de redução de peso para peças solicitadas em flexão em comparação a um aço para estampagem.....	24
Figura 3.3 (a) Nucleação: Ferrita (α) nucleia no contorno de grão austenítico (γ); (b) Crescimento: A ferrita rejeita o carbono devido à baixa solubilidade enriquecendo a austenita em carbono.....	26
Figura 3.4 Velocidade crítica de resfriamento no diagrama TRC Usibor 1500P.....	26
Figura 3.5 Influência do boro no diagrama TRC.....	27
Figura 3.6 Influência do tempo de transferência na microestrutura final. (a) ferrita formada pelo longo período de transferência entre forno e prensa; (b) bainita formada quando a taxa de resfriamento não é suficientemente elevada para transformar toda austenita em martensita.....	27
Figura 3.7. Microestrutura do Usibor 1500P ; (a) antes e (b) após tratamento térmico.	28
Figura 3.8 Exemplo de uma peça estampada a quente com superfície não revestida. Fonte: ArcelorMittal.....	29
Figura 3.9 Etapas do processo de estampagem a quente para aços não revestido, com operação adicional de remoção da camada de óxidos.....	29
Figura 3.10 Superfície do aço 22MnB5 não revestido após estampagem a quente e jateamento: descarbonetação e carepa residual mesmo com uma atmosfera inerte durante o aquecimento de austenitização. Fonte: ArcelorMittal.....	30

Figura 3.11 Estrutura do revestimento Al-Si: (a) anterior ao ciclo de austenitização e (b) liga formada Fe-Al-Si após aquecimento e deformação a quente. Fonte: ArcelorMittal.	31
Figura 4.1 Coeficiente de troca térmica de contato em função da pressão de contato. ..	37
Figura 4.2 Ilustração do contato entre dois corpos.	38
Figura 4.3 Evolução da temperatura na superfície de contato.	38
Figura 4.4 Condutividade térmica do Usibor 1500P em função da temperatura. Fonte: ArcelorMittal.	40
Figura 4.5 Condutividade térmica equivalente do Usibor 1500P para a martensita. Fonte: ArcelorMittal.	41
Figura 4.6 Módulo de Elasticidade em função da temperatura para o Usibor 1500P. Fonte: ArcelorMittal.	42
Figura 4.7 Variação do calor específico em função da temperatura de resfriamento para o aço Usibor 1500P. Fonte: ArcelorMittal.	45
Figura 4.8 Calor específico equivalente em função da temperatura de resfriamento para o aço Usibor 1500P.	46
Figura 5.1 Descrição do movimento e carregamento no corpo de referência.	52
Figura 6.1 Diagrama de transformação isotérmica.	62
Figura 6.2 Cálculo da fração volumétrica de um resfriamento arbitrário a partir de um diagrama TTT.	64
Figura 6.3 Resultados experimentais de dureza após resfriamento contínuo do aço Usibor 1500P são comparados aos valores calculados com as relações empíricas propostas por Maynier. Fonte: ArcelorMittal.	73
Figura 6.4 Tamanho de grão austenítico em diferentes temperaturas e tempo de austenitização [17].	77
Figura 6.5 Micrografia após resfriamento de amostras austenitizadas nas condições: (a) 5 min a 850°C e (b) 5 min a 900°C [17].	78
Figura 6.6 Comparação entre os valores experimentais de fração volumétrica de ferrita e perlita formada em função da taxa de resfriamento e os modelos: Kirkaldy; Li; Akerström.	80

Figura 6.7 Comparação entre os valores experimentais de fração volumétrica de ferrita e perlita formada em função da taxa de resfriamento e os modelos: Kirkaldy; Li; Akerström; Akerström com novos parâmetros identificados.	80
Figura 6.8 Comparação entre os valores experimentais de fração volumétrica de ferrita e perlita formada em função da taxa de resfriamento e os modelos: Kirkaldy; Li; Akerström; Akerström com novos parâmetros identificados.	81
Figura 6.9 Comparação entre os valores experimentais de fração volumétrica de ferrita e perlita formada em função da taxa de resfriamento e os modelos: Kirkaldy; Li; Akerström; Akerström com novos parâmetros identificados.	84
Figura 6.10 Comparação entre os valores experimentais de fração volumétrica de bainita formada em função da taxa de resfriamento e os modelos: Kirkaldy; Li; Akerström; Akerström com novos parâmetros identificados.	84
Figura 6.11 Comparação entre os valores experimentais de fração volumétrica de martensita formada em função da taxa de resfriamento e os modelos: Kirkaldy; Li; Akerström; Akerström com novos parâmetros identificados.....	85
Figura 6.12 Comparativo entre os valores experimentais de microdureza HV e os valores calculados pelas relações de Maynier <i>et al.</i> [37].....	86
Figura 7.1 Bancada experimental para determinação da resistência térmica de contato (ArcelorMittal R&D Montataire).....	89
Figura 7.2 Procedimento Experimental para a obtenção da resistência térmica de contato através do ensaio de têmpera do blank no fundo da matriz.....	89
Figura 7.3 Modelo numérico da ferramenta de estampagem. Posição dos termopares definido pelos nós da malha localizados na mesma posição da ferramenta real.	90
Figura 7.4 Evolução do campo de temperatura na matriz e punção durante os 20s de têmpera.....	91
Figura 7.5 Perfil de temperatura do blank experimental e numérico durante têmpera com pressão de contato de 10MPa.....	91
Figura 7.6 Perfil de temperatura no interior da matriz experimental e numérico durante têmpera com pressão de contato de 10MPa.....	92
Figura 7.7 Perfil de temperatura no interior do punção experimental e numérico durante têmpera com pressão de contato de 10MPa.....	92

Figura 7.8 Resistência Térmica de Contato Estática [19]. Região de estabilidade ilustrada pelo retângulo pontilhado.....	93
Figura 7.9 Adaptação do espaço de busca ao longo do processo de otimização pelo Método de Superfície de Resposta Sequencial.	94
Figura 7.10 Histórico de otimização para a matriz (a) e punção (b). O eixo das abscissas representa o numero da iteração e o eixo das ordenadas o valor da resistência térmica de contato. A curva vermelha é a evolução do parâmetro a cada iteração e as azuis representam a progressão e redução da região de busca.	95
Figura 7.11 Perfil de temperatura do blank experimental e numérico durante têmpera com pressão de contato de 10MPa.....	96
Figura 7.12 Perfil de temperatura no interior da matriz experimental e numérico durante têmpera com pressão de contato de 10MPa.....	96
Figura 7.13 Perfil de temperatura no interior do punção experimental e numérico durante têmpera com pressão de contato de 10MPa.....	97
Figura 7.14 Prensa hidráulica para estampagem da coluna B (ArcelorMittal Montataire).	98
Figura 7.15 Modelo LS_DYNA de simulação do processo de estampagem a quente. ..	98
Figura 7.16 Visualização da temperatura da peça ao final da operação de estampagem (°C).....	100
Figura 7.17 Peça estampada a quente em Usibor 1500P (a) e mapeamento da variação da espessura da peça nas seções 01, 02 e 03 (b).	101
Figura 7.18 Variação da espessura da peça ao longo da seção 01.....	102
Figura 7.19 Variação da espessura da peça ao longo da seção 02.....	102
Figura 7.20 Variação da espessura da peça ao longo da seção 03.....	103
Figura 7.21 Visualização da deformação maior ϵ_1	103
Figura 7.22 Contorno final da peça obtido experimentalmente e por simulação numérica.....	104
Figura 7.23 Etapas para a medição de deformação com o sistema ASAME.....	105
Figura 7.24 Campo de deformações obtido numericamente: (a) para os valores de coeficiente de atrito de 0,2; 0,3 e 0,4 e (b) experimentalmente obtido com o sistema ASAME.	105

Lista de tabelas

Tabela 1-1 Tempo para início da transformação bainítica para diferentes velocidades de resfriamento.....	7
Tabela 3-1 Composição química do Usibor 1500P (%massa).	24
Tabela 3-2 Propriedades mecânicas antes e após tratamento térmico (R_e = Limite Elástico; R_e = Limite de Resistência; $A(\%)$ = Alongamento total).....	28
Tabela 3-3 Composição química do revestimento Al-Si no Usibor 1500P.....	30
Tabela 6-1 Fração volumétrica dos constituintes formados após resfriamento contínuo. Fonte: ArcelorMittal.....	76
Tabela 6-2 Parâmetros do modelo de cinética de decomposição da austenita.	83

Lista de Símbolos

ε : deformação verdadeira.

σ : tensão de escoamento.

σ_0 : resistência ao atrito.

M : fator de Taylor.

α : parâmetro que descreve a interação entre as deslocações móveis e as deslocações ancoradas.

μ : módulo de cisalhamento.

b : vetor de Burgers.

ρ : densidade de deslocações.

k : constante de Boltzmann.

τ_{va} : tensão de cisalhamento.

$\dot{\varepsilon}$: taxa de deformação.

Q : energia de ativação.

R : constante dos gases ideais.

d : diâmetro médio do grão austenítico.

f : fator de recuperação dinâmica.

Re: limite de escoamento.

Rm: limite de resistência mecânica.

A(%): Alongamento total em %.

c_p : calor específico.

ρ : densidade do material.

q: fluxo de calor.

\dot{Q} : taxa de variação da energia interna por unidade de volume.

k : condutividade térmica do material.

\vec{n}_{ext} : vetor unitário perpendicular à superfície.

h_{cv} : coeficiente de troca térmica devido à convecção.

h_r : coeficiente de troca térmica devido à radiação.

T_s : temperatura da superfície do corpo.

T_{ext} : temperatura exterior.

T_{imp} : temperatura imposta à superfície.

Φ_{imp} : fluxo de calor imposto à superfície.

RTC : resistência térmica de contato.

h_c : condutância de contato.

$T_{inicial}$: temperatura inicial do corpo.

φ : fluxo de calor que atravessa a interface de contato.

T_1^s, T_2^s : temperaturas extrapoladas até a temperatura teórica de contato.

$H^m(\cdot)$: definição de um espaço de Hilbert.

U : Conjunto das funções admissíveis.

V : Conjunto das variações admissíveis.

v : vetor pertencente ao espaço das variações admissíveis.

u : vetor pertencente ao espaço das funções admissíveis.

$L^2(\cdot)$: espaço das funções quadraticamente integráveis.

Ω : domínio de definição da equação de estado.

$\nabla(\cdot)$: operador gradiente.

$\nabla \cdot (\cdot)$: operador divergente.

N : base de funções de interpolação.

$\partial\Omega$: fronteira do domínio de definição da equação de estado

$\partial\Omega_D$: parte de $\partial\Omega$ na qual estão impostas as condições de contorno de Dirichlet.

$\partial\Omega_N$: parte de $\partial\Omega$ na qual estão impostas as condições de contorno de Neumann.

$[K]$: matriz de rigidez.

$[C]$: matriz de capacidade térmica.

$[P]$: vetor de carregamento.

λ : condutividade térmica.

G : módulo de cisalhamento.

E : módulo de elasticidade.

ν : coeficiente de Poisson.

- ΔH : entalpia de transformação.
- α : constante da relação de Koistinen-Marburguer.
- C_{eq} : calor específico equivalente.
- \bar{C} : calor específico efetivo.
- k : constante do modelo de Avrami.
- n : constante do modelo de Avrami.
- τ : tempo de transformação isotérmica.
- X^m : fração volumétrica do m-ésimo constituinte.
- X_F : fração volumétrica da ferrita.
- X_p : fração volumétrica da perlita.
- X_B : fração volumétrica da bainita.
- X_M : fração volumétrica da martensita
- X_γ : fração da austenita disponível para transformação.
- X_{FE} : fração da ferrita no equilíbrio.
- G : tamanho ASTM do grão austenítico.
- β : parâmetro empírico para cada reação.
- Q : constante empírica definida pelo mecanismo de difusão.
- D : coeficiente de difusão efetivo.
- C_γ : teor de carbono na austenita.
- C_α : teor de carbono na ferrita.
- $C_{aço}$: teor de carbono do aço.
- t_{RC} : tempo total de transformação em resfriamento contínuo.
- A_3 : temperatura de início da formação da ferrita.
- A_1 : temperatura de início da formação da perlita.
- A_{cm} : linha de equilíbrio austenita/cementita.
- B_i : temperatura de início da transformação bainítica.
- M_i : temperatura de início da transformação martensítica.
- M_f : temperatura de fim da transformação martensítica.

K_f : constante da influência do boro na formação da ferrita.

K_p : constante da influência do boro na formação da perlita.

V_r : taxa de resfriamento.

HV : Dureza Vickers.

$Q_{Ferrita}$: energia de ativação para a formação da ferrita.

$Q_{Perlita}$: energia de ativação para a formação da perlita.

$Q_{Bainita}$: energia de ativação para a formação da bainita.

\bar{h} : o vetor das variáveis de decisão.

MSE : mean square error.

G_p : p-ésimo valor de temperatura medida.

s_p : fator de escala para a normalização dos dados.

ϵ_1 : deformação verdadeira maior.

ϵ_2 : deformação verdadeira menor.

1 Introdução

O crescente esforço da indústria automobilística na busca de redução de peso e aumento da segurança passiva dos veículos tem aumentado rapidamente a utilização de componentes estruturais em aços de alta resistência. De maneira a satisfazer os objetivos de desempenho em segurança veicular (*crash-test*) e legislação ambiental relativo às emissões de CO₂ na atmosfera, a demanda de aços de alta resistência para estampagem a quente está em crescente evolução. O Usibor 1500P foi desenvolvido com o objetivo de responder às necessidades crescentes de redução de peso de peças estruturais e de reforços utilizados na indústria automobilística mediante o emprego da tecnologia de estampagem a quente. Este processo permite produzir componentes estruturais com geometrias complexas e isentos de retorno elástico após estampagem (*springback*), restrição comumente encontrada na estampagem a frio de aços de alta resistência, e com potencial de redução de peso superior aos principais aços a frio de alta resistência produzidos industrialmente [1,2].

Vários tipos e classes de materiais, metálicos e não metálicos, são utilizados pela indústria automobilística. Considerando materiais metálicos, ligas de alumínio e diferentes tipos de aços são os mais comumente encontrados em componentes dos veículos, como em painéis (porta, capô, teto, etc.), peças estruturais e de segurança (longarinas, pilares, reforços, etc.).

O processo convencional de estampagem a frio de aços de alta resistência é geralmente limitado à produção de peças com geometrias relativamente simples devido à limitada estampabilidade e dificuldades no controle geométrico devido ao retorno elástico. Elevadas forças de estampagem, grandes distorções geométricas e excessivo desgaste de ferramentas são conseqüências da elevada resistência à deformação do material.

Para estas aplicações, o grupo ArcelorMittal desenvolveu um aço ligado ao boro, baseado no 22MnB5, com revestimento composto de alumínio e silício (Al-Si), comercializado com a marca registrada Usibor 1500P. Este aço foi concebido para ser

tratado termicamente seguido de uma operação de têmpera durante a operação de estampagem [1]. O processo simultâneo de estampagem e têmpera é frequentemente utilizado em peças que exigem elevada resistência mecânica e um grande potencial de redução de peso. Este processo é comumente chamado de estampagem a quente (*hot stamping*) ou endurecimento na prensa (*press hardening*). As características mecânicas finais permitem uma redução de peso significativa por peça (até 50% com relação a um aço padrão de elevada resistência). O elevado limite elástico, obtido após tratamento térmico, é adequado para componentes com função anti-intrusão, como barras de para-choque frontal e traseiro, reforços de porta, assoalho e teto, coluna B, etc. (Fig. 1.1).

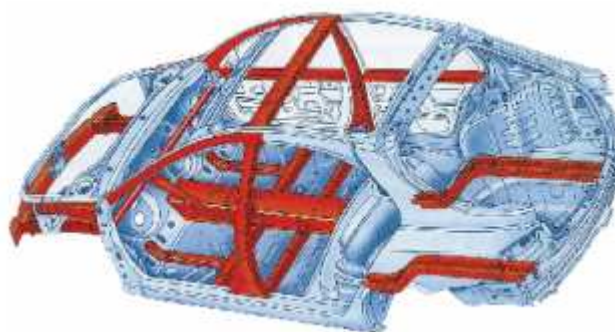


Figura 1.1 Exemplos de emprego do aço Usibor 1500P em peças de segurança [3].

O princípio de estampagem a quente está diretamente relacionado com as oportunidades oferecidas pela composição química dos aços ligados ao boro (*boron-alloyed steel*) devido à robustez da janela de processo para a operação de têmpera. Usibor pertence ao grupo de aços martensíticos com elevada temperabilidade, ou seja, a transformação martensítica ocorre mesmo em baixas taxas de resfriamento. O material base, semelhante ao 22MnB5, apresenta uma microestrutura composta de ferrita-perlita com limite de resistência de aproximadamente 600 MPa. Depois de a peça ser estampada a quente, a microestrutura obtida é predominantemente martensítica e com um aumento de até 250% no limite de resistência, conforme ilustrado na Figura 1.2.

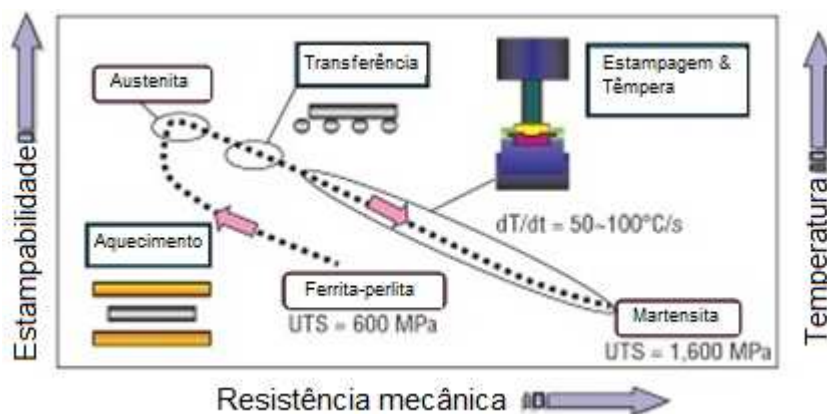


Figura 1.2 Evolução da microestrutura do aço Usibor 1500P ao longo da operação de estampagem [42].

O processo de estampagem a quente inicia com a austenitização do blank (ou com a peça pré-deformada no caso de uma operação indireta), usualmente em um forno de aquecimento contínuo durante 4 a 10 minutos em temperaturas entre 880-930°C. Este procedimento cria uma microestrutura austenítica homogênea. O blank é então rapidamente transferido para uma prensa, com sistemas de resfriamento integrados à ferramenta de estampagem, através de um sistema de transferência automático, conforme ilustrado na Figura 1.3.

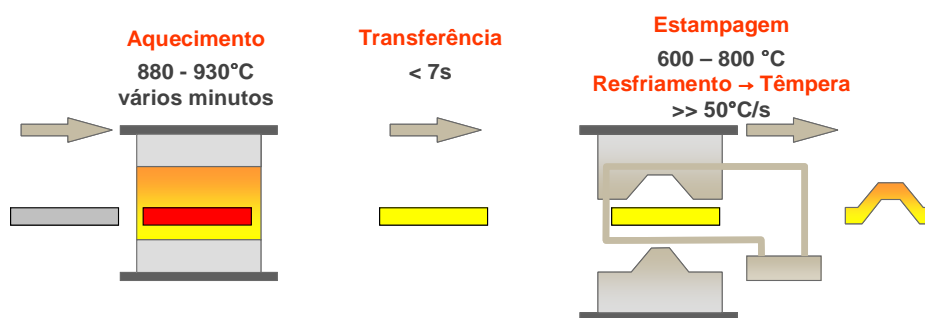


Figura 1.3 Representação esquemática das etapas envolvidas no processo de estampagem a quente.

O tempo de transferência entre o forno e a prensa deve ser reduzido o máximo possível, pois as perdas de temperatura do blank podem ser superiores a várias dezenas de °C/s [5], dependendo da espessura da chapa. Baixas temperaturas de estampagem podem ocasionar algumas dificuldades, como a redução da capacidade de estampagem do material, ocorrência localizada de transformação de fase durante estampagem,

conduzindo a descontinuidades no comportamento do material e potencial localização da deformação e elevado atrito nas regiões de dobramento como nos raios da matriz e consequente desgaste da ferramenta. De maneira a minimizar o resfriamento durante a transferência do blank, a distância entre o forno de austenitização e a prensa deve ser a mais curta possível, bem como o movimento do sistema de transferência e do punção deve ser o mais rápido possível.

Em elevadas temperaturas, entre 650 a 850°C, o material apresenta excelente conformabilidade e a peça pode ser estampada em geometrias complexas em somente uma operação. A têmpera ocorre preferencialmente após estampagem, com a ferramenta fechada, evitando assim a localização da deformação pelo endurecimento localizado devido à presença de martensita. Durante a operação de têmpera, a austenita se transforma em martensita, favorecida pelo rápido resfriamento imposto pelo contato chapa/ferramenta (entre 50°C/s e 100°C/s). É fundamental que o resfriamento proporcionado pela matriz seja suficientemente intenso para evitar a transformação da austenita por processos difusionais, o que conduz a formação de constituintes mais macios do que a martensita. Como resultado da mudança microestrutural, é possível obter peças com limite de resistência superior a 1500 MPa. O revestimento Al-Si, que durante o tratamento térmico de austenitização se transforma em fases Fe-Al-Si, previne a oxidação e decarbonetação do metal.

Pelo fato da peça ser estampada a elevadas temperaturas e permanecer aprisionada no interior da ferramenta durante a etapa de resfriamento, o efeito *springback* é minimizado [3]. Atenção deve ser dada para a peça não ser removida da matriz muito cedo, ou seja, a temperaturas superiores a 200°C, evitando assim que a mesma sofra distorções térmicas ou transformação incompleta da martensita.

1.1 Diagramas de Transformação

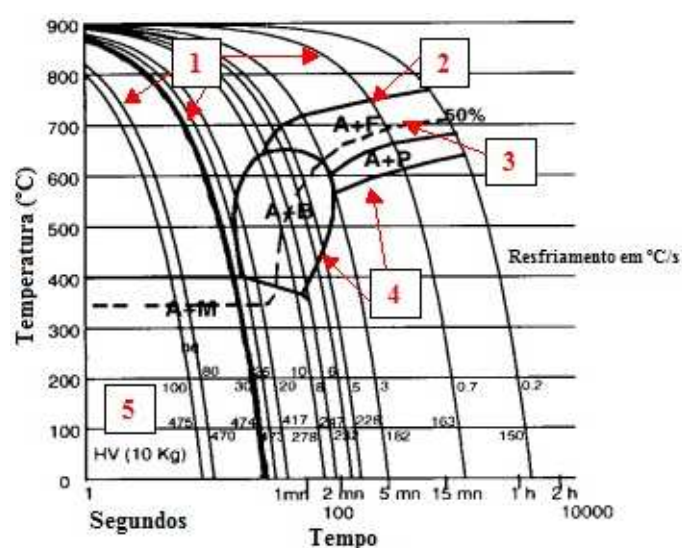
O diagrama Fe-C define os estados de equilíbrio, ou seja, os estados estruturais obtidos nas condições tais que o fator tempo não mais intervém. No processo em discussão, as transformações ocorrem durante um ciclo termomecânico, sendo indispensável

considerar a influência do tempo, ou ainda, descrever a cinética de transformação ao longo do processo. Dois procedimentos distintos de análise podem ser considerados com o objetivo de avaliar a influência do fator tempo na transformação [6,7,8].

- Análise das transformações a temperatura constante, diagramas TTT (Temperatura, Tempo e Transformação), que permite a construção de diagramas de transformação em condições isotérmicas.

- Análise das transformações ao longo de variações contínuas de temperatura, diagramas TCR (Tempo, Resfriamento Contínuo), que permite a construção de diagramas de transformação em condições não isotérmicas.

As duas análises são complementares, pois, para melhor decompor os fenômenos e distinguir os efeitos do tempo e da temperatura, analisam-se inicialmente as transformações ao longo de um ciclo isotérmico, ou seja, utilizando um diagrama TTT, para em seguida estudar as condições em um resfriamento contínuo (diagrama TRC). Entretanto, tendo em vista que em estampagem a quente o resfriamento inicia acima da curva A_3 e ocorre de uma maneira aproximadamente contínua, será utilizado o diagrama TRC para descrever os principais eventos durante o ciclo termomecânico. A Figura 1.4 apresenta o diagrama TRC do Usibor 1500P. Este diagrama é traçado no sistema de coordenadas logarítmica do tempo (abscissa) e temperatura em °C (ordenada). Este diagrama permite distinguir diferentes características:



1. Linhas que indicam a velocidade de resfriamento em °C/s.
2. Início da transformação $\gamma \rightarrow \alpha$.
3. 50% da austenita transformada.
4. Final da transformação austenítica.
5. Medida da dureza do material após ter sido submetido ao resfriamento indicado.

Figura 1.4 Diagrama TRC do Usibor 1500P. Fonte: ArcelorMittal

1.1.1 Definição das condições de estampagem a quente

A operação de estampagem é realizada na fase austenítica devido à maior ductilidade do aço. Para compreender as condições nas quais esta etapa ocorre, o diagrama TRC será dividido em três zonas distintas (Fig. 1.5):

Zona 1: corresponde à austenita estável. Nesta zona não ocorre transformação de fase em função do tempo.

Zona 2: corresponde à austenita instável. É nesta zona que a peça é estampada e, por consequência, de grande interesse na sua caracterização. Como se pode observar na Figura 1.5, para se evitar a transformação bainítica, a velocidade de resfriamento deve ser no mínimo de 27°C/s . Esta velocidade crítica de resfriamento permite obter uma microestrutura final inteiramente martensítica.

Zona 3: corresponde a uma microestrutura martensítica obtida durante a fase de têmpera dentro da ferramenta de estampagem.

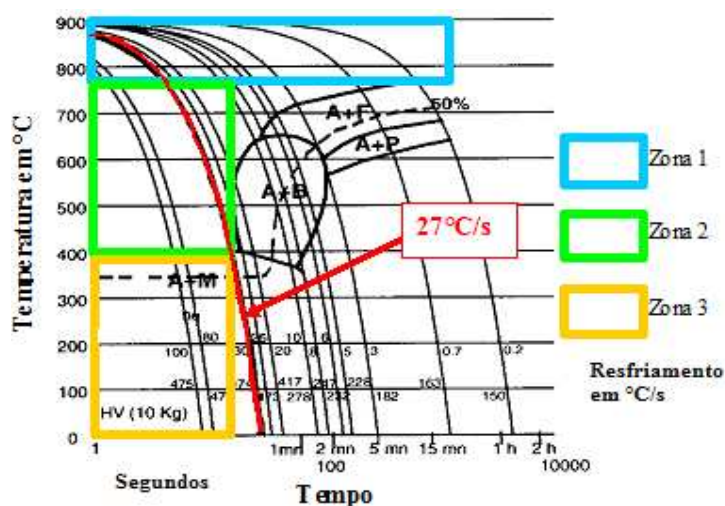


Figura 1.5 Condições de estampagem a quente.

No diagrama TRC a velocidade de resfriamento de 100°C/s e a mínima, definida pela velocidade crítica, são indicadas. Portanto, para essas duas velocidades, a operação de estampagem deve ser realizada respeitando as condições extremas ilustradas na Tabela 1-1, evitando assim a formação da bainita. Desta maneira, as condições de temperatura,

tempo e velocidade de resfriamento necessário para obter uma determinada característica do produto podem ser definidas.

Tabela 1-1 Tempo para início da transformação bainítica para diferentes velocidades de resfriamento.

Velocidade de resfriamento (°C/s)	Temperatura de estampagem min. – max. (°C)	Tempo antes do início da transformação bainítica min. – max. (s)
100	720	52
	400	18
27	720	32
	400	2

1.1.2 Efeito da deformação na estampagem a quente

Uma das principais características da estampagem a quente é a influência da deformação na transformação de fases. Assume-se que a deformação conduz a um aumento nos sítios de nucleação da ferrita. Com a deformação, o diagrama TRC é deslocado para a esquerda, aumentando a taxa de resfriamento necessária para a têmpera do material. Conforme Figura 1.6, para 10% de deformação do material, a velocidade de resfriamento crítica passa de 27°C/s para 50°C/s.

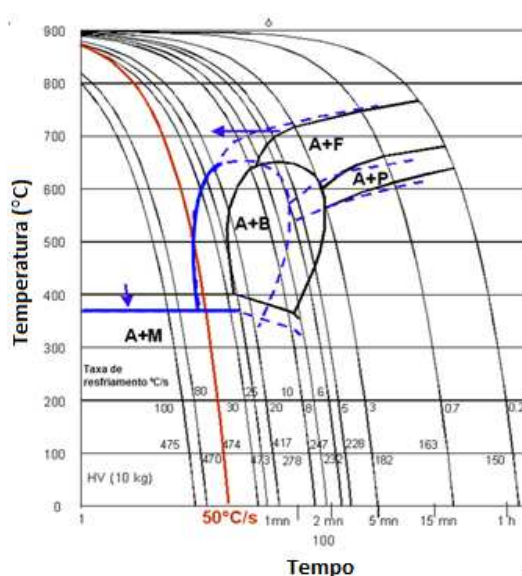


Figura 1.6 Deslocamento do Diagrama TRC para uma deformação de 10%.

A Figura 1.7 ilustra o efeito da deformação em 800°C para uma taxa de resfriamento de 50°C/s. Em 30% de deformação, observa-se uma elevada quantidade de bainita superior. Sem qualquer deformação, a microestrutura é composta essencialmente de martensita e martensita auto-temperada.

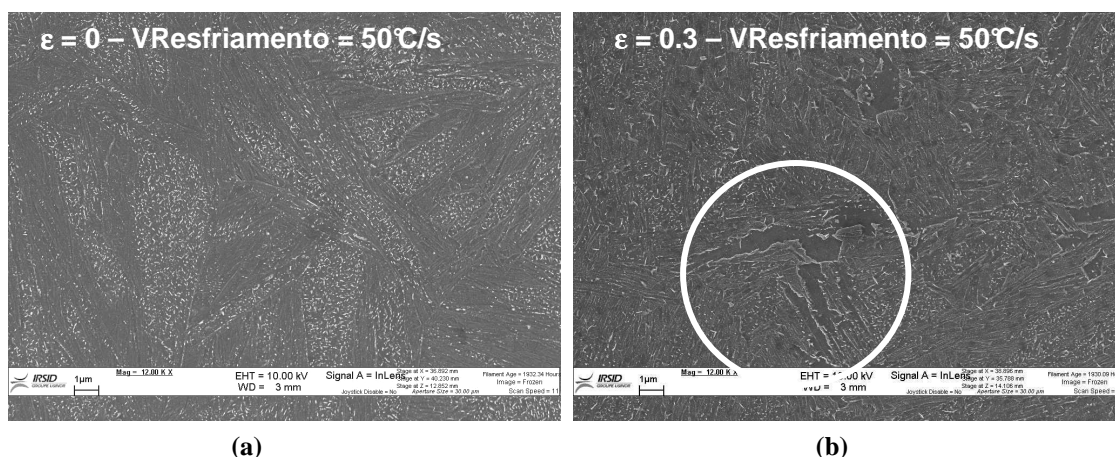


Figura 1.7 Microestrutura final após resfriamento a uma velocidade de 50°C/s (a) sem deformação e (b) com deformação $\epsilon=0,3$.

1.2 Propriedades mecânicas sob medida (*taylored properties*)

Durante a operação de estampagem a quente a chapa de aço é submetida a um tratamento térmico, portanto propriedades mecânicas diferenciais ou sob medida podem ser obtidas aplicando um tratamento térmico diferencial no blank ou na peça, durante ou após o processo de estampagem. O objetivo principal do tratamento térmico diferencial é aumentar a ductilidade em algumas regiões da peça de maneira a combinar em uma única peça propriedades de absorção de energia e anti-intrusão, evitando assim a necessidade de utilizar blanks soldados (*taylored blanks*) para obter tais objetivos. Esse novo conceito de obter propriedades sob medida reforça a necessidade de conhecer previamente as fases formadas após a operação de estampagem a quente, permitindo o correto dimensionamento dos sistemas de aquecimento e resfriamento e a avaliação a priori do desempenho estrutural de um componente para um dado processo. As principais ideias exploradas dentro deste contexto são [9]:

Aquecimento parcial no forno de austenitização: somente uma região do blank será austenitizada, a outra região permanece abaixo da temperatura de austenitização. Somente a região austenitizada será temperada durante estampagem, a outra região da peça não será significativamente impactada pelo tratamento térmico. Enquanto a região austenitizada poderá sofrer uma operação de têmpera durante estampagem, a outra região manterá a microestrutura original do blank composta de ferrita e perlita, como exemplificado na Figura 1.8.



Figura 1.8 Coluna B em escala reduzida desenvolvida pela ArcelorMittal estampada a quente com propriedades mecânicas sob medida.

Esse tipo de tratamento pode ser obtido em fornos segmentados, com diferentes zonas de aquecimento, protegendo/isolando uma região da peça da radiação térmica no interior do forno, por aquecimento seletivo por indução ou utilizando processos de aquecimento em duas etapas.

Outra técnica utilizada industrialmente é a de austenitizar o blank como um todo e, em seguida, manter uma parte da peça aquecida no interior de um forno e outra parte resfriada lentamente ao ar livre. A microestrutura final dependerá do histórico de resfriamento da peça. A Figura 1.9 ilustra a simulação de um ciclo de aquecimento e resfriamento diferencial do blank de uma coluna B realizado industrialmente.

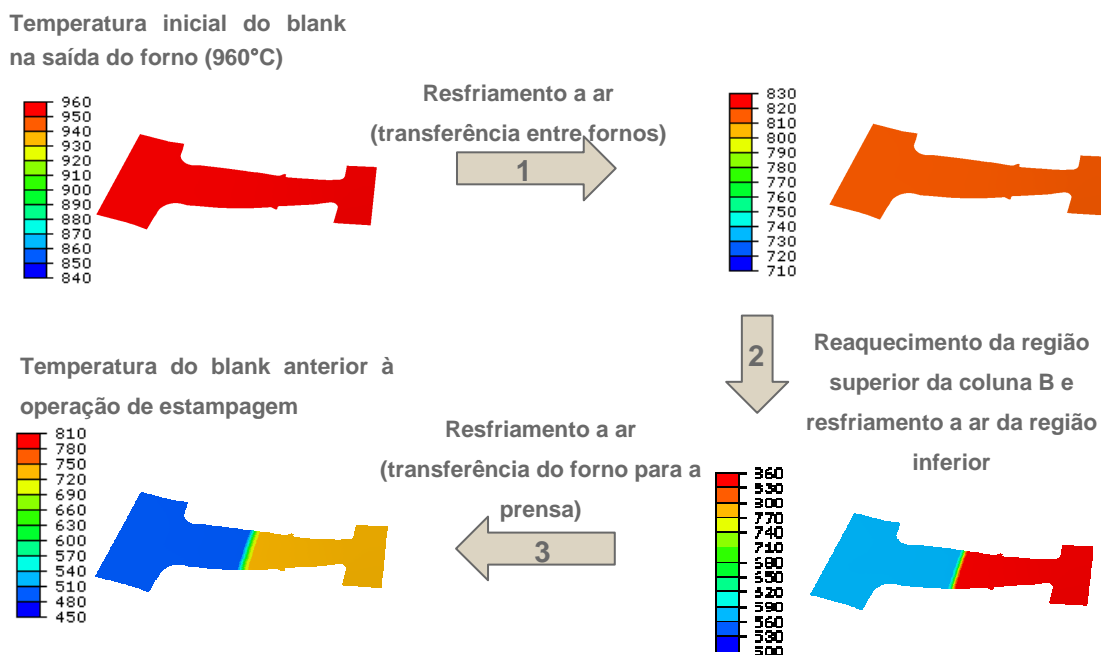


Figura 1.9 Simulação numérica do ciclo de aquecimento diferencial aplicado industrialmente. Parte baixa da coluna B é resfriada a ar no segundo forno de aquecimento.

Têmpera parcial na matriz. Neste conceito a totalidade do blank é austenitizado, mas somente uma parte é temperada. O resfriamento local deve ser controlado de maneira a evitar a transformação martensítica e favorecer a transformação bainítica. Taxas de resfriamento diferenciais podem ser obtidas utilizando matrizes com zonas aquecidas. Esta solução apresenta algumas vantagens, porém a produtividade pode ser reduzida comparada com o processo convencional em decorrência do resfriamento mais lento do sistema.

A Figura 1.10 ilustra o conceito de têmpera parcial na matriz. Na região aquecida, é obtido um resfriamento lento conduzindo a uma microestrutura bainítica.

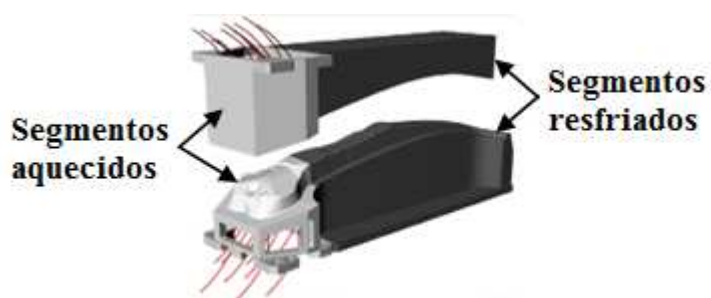


Figura 1.10 Ilustração de uma ferramenta de estampagem segmentada com dispositivos de aquecimento e resfriamento para a obtenção de propriedades sob medida na peça.

Uma microestrutura completamente martensítica é obtida na região do blank que é mantida em contato com o segmento resfriado. A temperatura da ferramenta pode ser variada para ajuste de propriedade mecânica (Fig. 1.11).

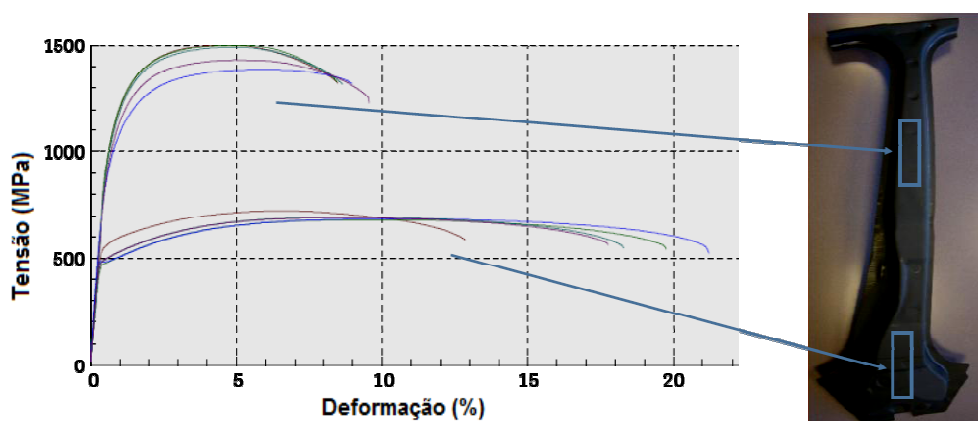


Figura 1.11 Obtenção de propriedades mecânicas diferenciais em regiões distintas da peça através de um processo de têmpera parcial na matriz.

Revenimento parcial de peças estampadas a quente: O revenimento pode ser realizado em peças integralmente austenitizadas e temperadas, particularmente em regiões onde se deseja melhorar a ductilidade. Neste caso, podem ser usados fornos convencionais, sistemas de aquecimento por indução ou resistência. A Figura 1.12 ilustra a evolução da ductilidade residual, expressa em termos do ângulo de dobramento que precede o aparecimento de microtrincas no aço Usibor 1500P, submetido ao revenimento entre 300 e 600°C.

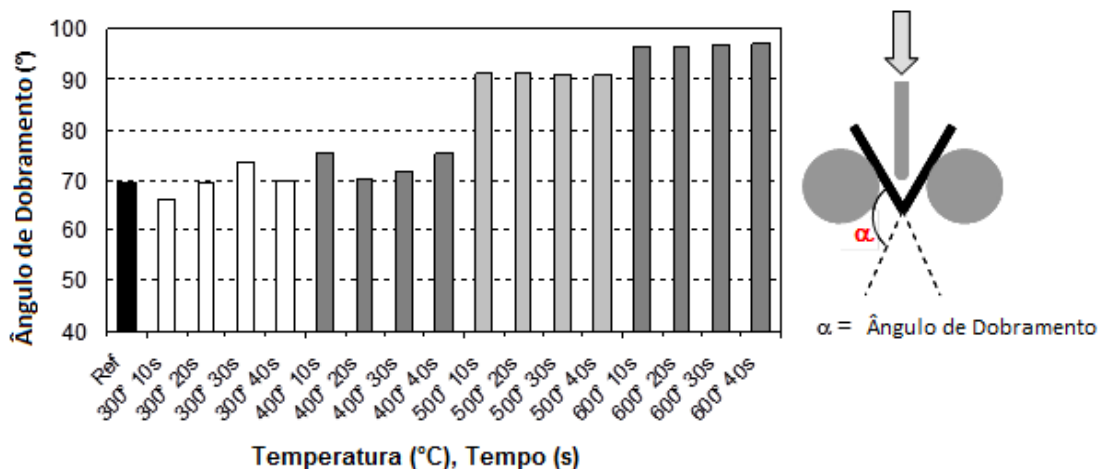


Figura 1.12 Máximo ângulo de dobramento obtido em amostras de USIBOR 1500P temperadas após revenimento em várias temperaturas e tempo de manutenção.

1.3 Objetivos Gerais

O objetivo geral deste trabalho é construir e validar um modelo computacional que auxilie na escolha e no emprego do aço Usibor 1500P na indústria automobilística. Esta ferramenta numérica deve permitir, durante a fase de desenvolvimento, obter uma resposta adequada à viabilidade de estampagem de uma peça em Usibor 1500P pelo processo de estampagem a quente, indicar os pontos críticos e os parâmetros mais adequados para atingir as propriedades mecânicas e geométricas finais. As transformações metalúrgicas envolvidas devem ser consideradas com a finalidade de prever a microestrutura final e, portanto, o comportamento mecânico da peça, independentemente do processo de estampagem a quente adotado.

Esse modelo deve fornecer informações preditivas de maneira a permitir validar a utilização do Usibor 1500P em aplicações industriais, seja na introdução do aço em novas plataformas ou na substituição do material de peças existentes. Uma vez o modelo computacional validado, novas peças ou processos podem ser estudados com uma economia considerável na busca dos parâmetros necessários para o sucesso do processo de estampagem.

1.3.1 Objetivos Específicos

- Mediante o conhecimento do comportamento mecânico do metal a quente, das equações que regem o problema físico e da interação entre os fenômenos térmico/mecânico/metalúrgico, responder se é possível prever com precisão aceitável o comportamento do metal ao longo do processo de estampagem a quente através das ferramentas de simulação numérica.
- Estabelecer um modelo de previsão da cinética global de transformação da austenita com o objetivo de calcular a fração dos constituintes formados e as propriedades mecânicas de peças estampadas a quentes.
- Incorporar o modelo de transformação de fases ao modelo termomecânico para a simulação do processo de estampagem a quente através do código de elementos finitos LS-DYNA.
- Comparar resultados numéricos com resultados experimentais de dureza e fração volumétrica dos constituintes formados após resfriamento contínuo em diferentes taxas e apresentar uma aplicação prática da simulação do processo de estampagem a quente na indústria automobilística.

1.4 Estrutura do Trabalho

A seguir é apresentada uma descrição sucinta dos próximos capítulos deste trabalho.

O Capítulo 2 descreve as principais vantagens e benefícios da simulação numérica do processo de estampagem a quente, bem como a complexidade de modelagem envolvida na descrição dos fenômenos físicos e interação entre os parâmetros materiais, térmicos e mecânicos. O aço Usibor1500P é apresentado em detalhes no Capítulo 3. As propriedades mecânicas conferidas após tratamento térmico, as principais vantagens em comparação com os aços de alta resistência para estampagem a frio e a influência do revestimento são detalhadas. Uma descrição da influência dos principais elementos de liga presentes na composição química, particularmente a influência do boro, na microestrutura formada e no processo de estampagem é apresentada e discutida.

Os Capítulos 4 e 5 apresentam, respectivamente, a formulação do problema térmico e mecânico que descreve o processo de estampagem a quente. As equações diferenciais de equilíbrio e condições de contorno do problema são definidas, bem como as propriedades termofísicas e condições de transferência de calor no contato chapa/ferramenta. A formulação matemática e o procedimento numérico para resolução aproximada das equações através do Método dos Elementos Finitos é detalhado.

A modelagem da cinética de transformação de fases é apresentada no Capítulo 6. Diferentes modelos que permitem simular os constituintes formados a partir da decomposição da austenita em aços submetidos a condições de resfriamentos arbitrários são apresentados, além do procedimento numérico para resolução das equações de evolução. Resultados experimentais de resfriamento contínuo do Usibor 1500P a diferentes velocidades de resfriamento são comparados com resultados numéricos.

O Capítulo 7 apresenta exemplos de aplicação e validação do modelo de simulação do processo de estampagem a quente através da comparação de resultados experimentais e numéricos.

2 Simulação do Processo de Estampagem a Quente

Durante o ciclo de desenvolvimento de novas peças e das respectivas ferramentas, custos consideráveis geralmente decorrem do processo tradicional de desenvolvimento de produto. Este processo geralmente inclui a confecção e testes de protótipos. Se o produto não cumprir todos os requisitos funcionais de projeto, o mesmo deve ser reavaliado, recomeçando grande parte do ciclo de desenvolvimento do produto. Através da simulação numérica no estágio de concepção, a eficiência no desenvolvimento do produto pode ser intensamente melhorada, resultando em redução de custos e tempo de desenvolvimento. A Figura 2.1 ilustra o uso de simulação numérica na análise da estampabilidade de chapas de aço.

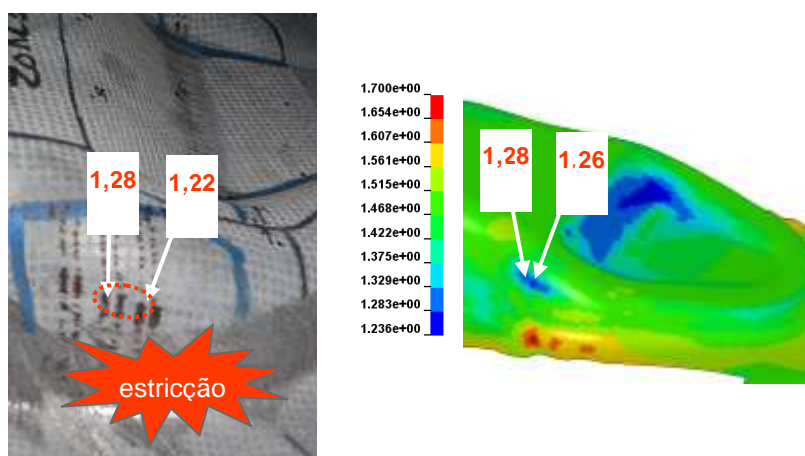


Figura 2.1 Simulação numérica na análise da estampabilidade de chapas de aço. Comparativo numérico-experimental da variação da espessura da peça após estampagem (em milímetro).

Comparado com o processo convencional de estampagem a frio, a estampagem a quente envolve adicionalmente numerosos aspectos de modelagem e simulação. O blank, inicialmente aquecido para formar austenita, é resfriado pela transferência de calor com o ambiente e com as partes em contato com a ferramenta. Dependendo do histórico de temperatura e da deformação mecânica, diferentes fases e mistura de fases podem ser envolvidas, como: ferrita, perlita, bainita e martensita [4].

A simulação termomecânica aumenta consideravelmente a complexidade do modelo. Além dos parâmetros que são necessários para a simulação do processo convencional de estampagem, diversos outros parâmetros de processo, contato e materiais precisam ser adicionalmente considerados. Muitos dos parâmetros são dependentes da temperatura e, portanto, não são constantes ao longo da operação de estampagem, entre eles pode-se citar [10]:

Parâmetros materiais: densidade; módulo de elasticidade, coeficiente de Poisson; relação tensão-deformação; sensibilidade à taxa de deformação (*strain rate sensivity*).

Parâmetros térmicos: condutividade térmica; calor específico; coeficiente de expansão térmica.

Parâmetros mecânicos (condições de contato): coeficiente de atrito; coeficiente de troca térmica de contato.

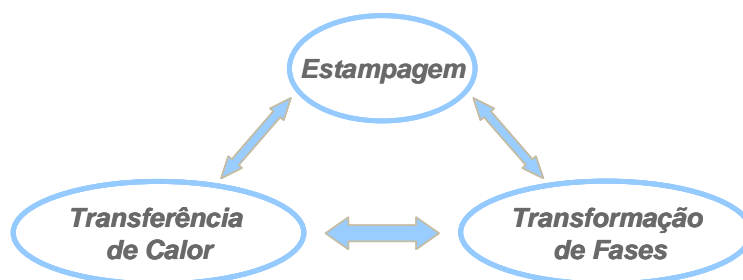


Figura 2.2 Interações entre os processos mecânicos e térmicos e a evolução microestrutural.

Além das propriedades térmicas, dependendo da mistura de microconstituintes as propriedades mecânicas podem variar com a temperatura e deformação. Conseqüentemente, um modelo realístico para a simulação simultânea de estampagem e resfriamento deve considerar as interações entre os processos mecânicos e térmicos e a evolução da microestrutura, conforme ilustrado na Figura 2.2. Evolução da fração da martensita pode ser estimada, por exemplo, pela equação de Koistinen-Marburger [11] dado a curva de resfriamento de cada ponto da peça, conforme mostra a Figura 2.3.

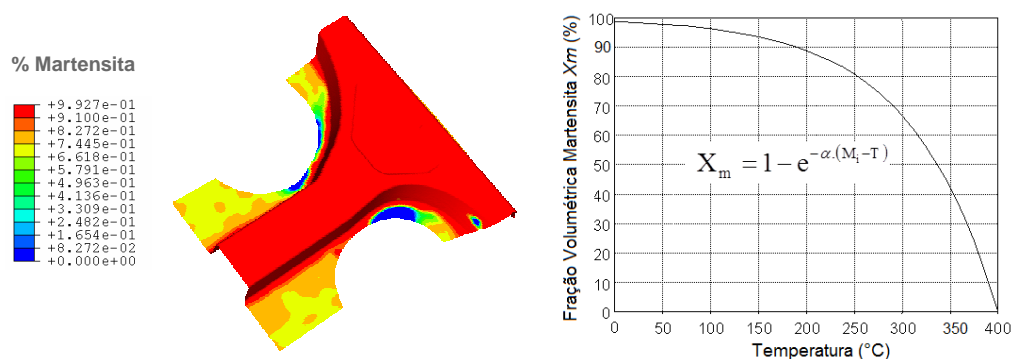


Figura 2.3 Predição da fração de martensita pelo modelo de Koistinen-Marburger.

A seguir, outros pontos relevantes à modelagem computacional são abordados:

O processo é caracterizado pelo aquecimento do blank a temperaturas entre 880 e 930°C. Como o blank aquecido é posicionado na matriz “fria” para estampagem, transferência de calor pelo contato entre superfícies é imediatamente estabelecida. Em regiões onde o blank não entra em contato com a ferramenta, as trocas térmicas são principalmente caracterizadas por radiação (primeira ordem) e convecção e nas regiões de contato são caracterizadas pela condução térmica. A magnitude do fluxo de calor e os mecanismos de transferência de calor ao longo das operações de transferência, espera e estampagem são ilustradas na Figura 2.4. Como pode ser observado, o fluxo de calor devido ao contato chapa ferramenta é predominante.

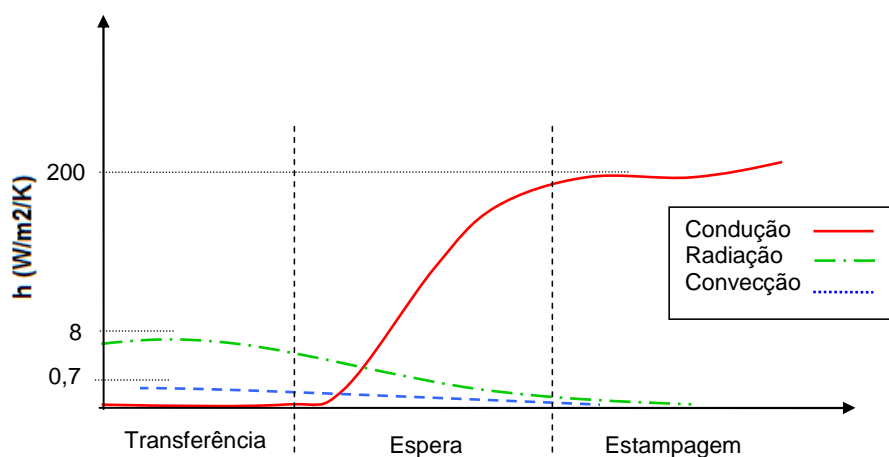


Figura 2.4 Mecanismos de transferência de calor ao longo das operações de transferência, espera e estampagem.

Durante a operação de estampagem e têmpera ocorre uma intensa transferência de calor da peça para a matriz. É essencial para a qualidade da peça estampada que todas as regiões sejam corretamente temperadas de maneira a garantir uma estrutura martensítica homogênea. A simulação numérica deve ser, portanto, capaz de descrever os mecanismos físicos da transferência de calor.

Duas situações devem ser distinguidas: a matriz e o blank estão em contato ou existe uma separação entre eles (situação de quase contato). Para o caso de contato entre as partes e para uma determinada característica das superfícies em contato (materiais, revestimentos, rugosidades), o coeficiente de transferência de calor é dependente da pressão de contato. Esta dependência é logarítmica, o coeficiente de transferência de calor satura em elevadas pressões de contato, conforme mostra a Figura 2.5. Na situação de quase contato, a transferência de calor é principalmente devido à condução de calor com o ar. Radiação é o mecanismo dominante somente em elevadas temperaturas (superiores a 700°C) e grandes distâncias (distâncias superiores a 1 mm).

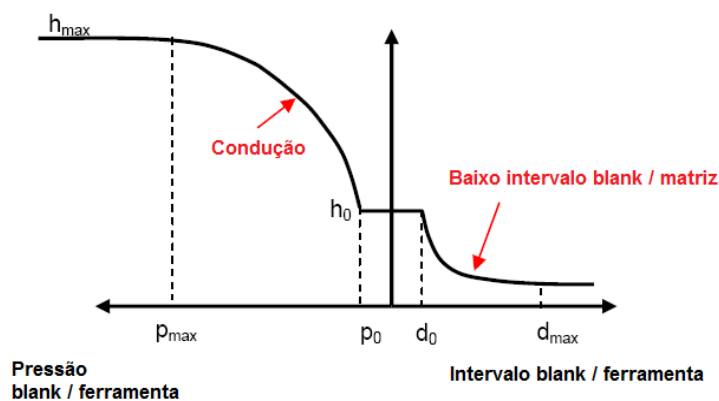


Figura 2.5 Evolução do coeficiente de transferência de calor como uma função da pressão e distância de contato.

Testes experimentais foram conduzidos pelo centro de pesquisa do grupo ArcelorMittal para determinar a evolução do coeficiente de transferência de calor em função da pressão de contato e da distância entre o material Usibor e vários materiais para as matrizes de estampagem [19], os quais serão utilizados nos experimentos numéricos apresentados no Capítulo 7.

A temperatura varia constantemente durante o processo de estampagem influenciando significativamente e localmente as propriedades materiais. De uma maneira geral, com o aumento da temperatura o limite de escoamento diminui e a capacidade de deformação aumenta. Para considerar esta dependência com a temperatura, é necessária a determinação do comportamento mecânico para diferentes temperaturas e deformações (Fig. 2.6), as quais serão integradas ao modelo constitutivo que caracteriza o comportamento termomecânico do material [12]. Outro ponto importante e raramente abordado na simulação de estampagem a frio é a consideração da influência da taxa de deformação nas propriedades mecânicas. Tipicamente a taxa de deformação varia entre $0,1$ a 10 s^{-1} durante estampagem a quente, sendo fortemente dependente da velocidade de estampagem e da geometria da peça. Em geral, a influência da taxa de deformação é crescente com o aumento da temperatura, aumentando a capacidade de encruamento do material com o aumento da taxa de deformação [5].

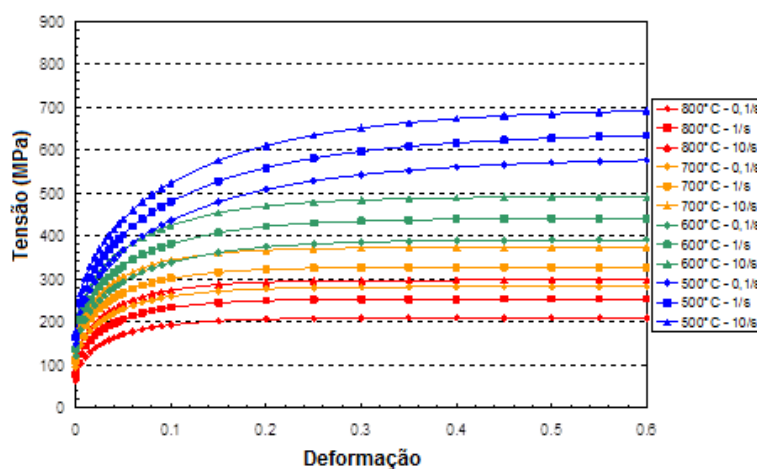


Figura 2.6 Curvas Tensão x Deformação do aço Usibor 1500P para diferentes temperaturas e taxas de deformação.

A qualidade dos resultados da simulação numérica é dependente da descrição do comportamento do material em elevadas temperaturas. Diversos modelos constitutivos são propostos na literatura com o objetivo de capturar o comportamento termoviscoplastico dos metais, vide exemplos da Figura 2.7. Modelos fenomenológicos, os quais são determinados diretamente de dados experimentais, são distinguidos de

modelos físicos, baseados na cinética de deformação. A dificuldade maior é a de identificar o modelo constitutivo capaz de caracterizar a dependência da tensão de escoamento do metal em uma larga faixa de deformações, temperaturas e taxas de deformações, mantendo a estrutura da formulação suficientemente simples de maneira a ser facilmente integradas nos códigos de simulação numérica [5].

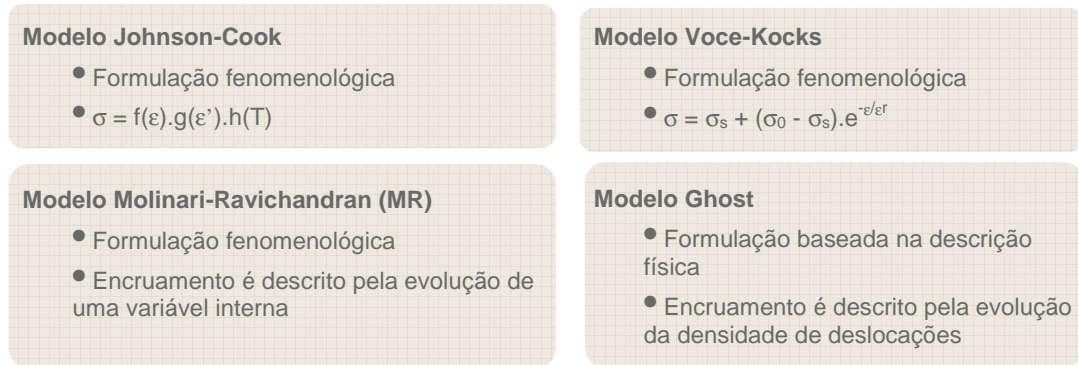


Figura 2.7 Exemplo de modelos constitutivos.

Bouaziz *et al.* [14] propuseram um modelo físico para reproduzir o comportamento mecânico no domínio austenítico (modelo **Ghost**). A tensão de escoamento é dada pela seguinte relação multiplicativa (2.1):

$$\sigma = \left(\sigma_0 + M \alpha \mu b \sqrt{\rho} \right) \left(1 + \frac{kT}{b^3 \tau_{va}} \operatorname{arsenh} \left[\frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_0} \exp \left(\frac{Q}{RT} \right) \right] \right) \quad (2.1)$$

onde M é o fator de Taylor, α é um parâmetro escalar que descreve a interação entre as deslocações móveis e as deslocações ancoradas, μ o módulo de cisalhamento dependente da temperatura, b é o vetor de Burgers, ρ é a densidade de deslocações, k é a constante de Boltzmann e R é a constante dos gases ideais. A resistência ao atrito σ_0 , a tensão de cisalhamento τ_{va} , a taxa de deformação de referência $\dot{\epsilon}_0$ e a energia de ativação Q são determinadas graças às relações de dependência com a composição química.

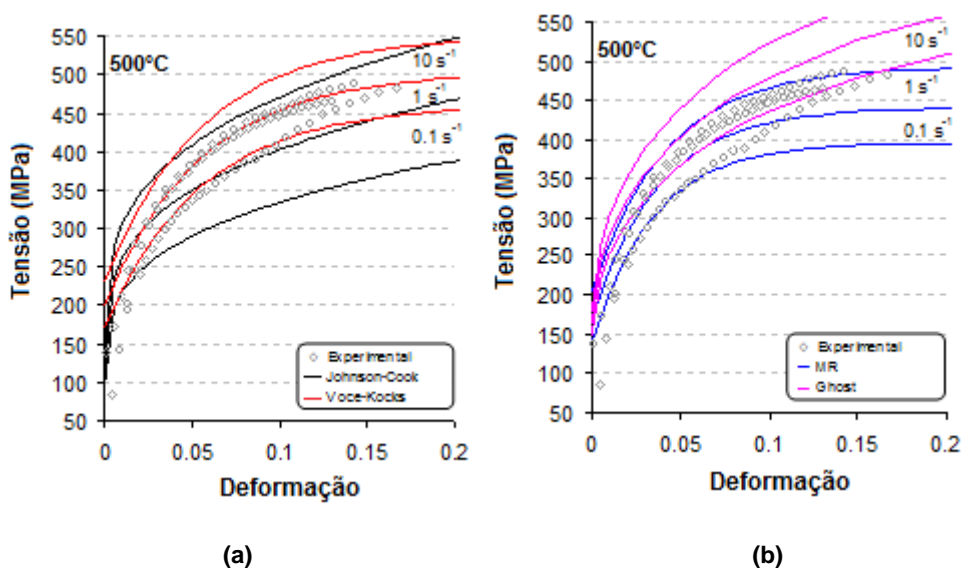
Os efeitos de endurecimento pela deformação são descritos pela lei de evolução (2.2)

que descreve a evolução da densidade de deslocações ρ com a deformação plástica.

$$\frac{d\rho}{dt} = M\dot{\epsilon} \left[\frac{1}{bd} - f\rho \right] \quad (2.2)$$

sendo d o diâmetro médio do grão austenítico e f é um fator de recuperação dinâmica.

Conforme apresentado na Figura 2.8, os resultados do modelo **Ghost** se ajustam aos dados experimentais do aço Usibor 1500P. Bouaziz *et al.* [14] mostraram através da comparação de resultados numéricos, com os diferentes modelos da Figura 2.7, e experimentais de peças estampadas a quente que o modelo **Ghost** é o que melhor prediz as deformações e variações de espessura na peça.



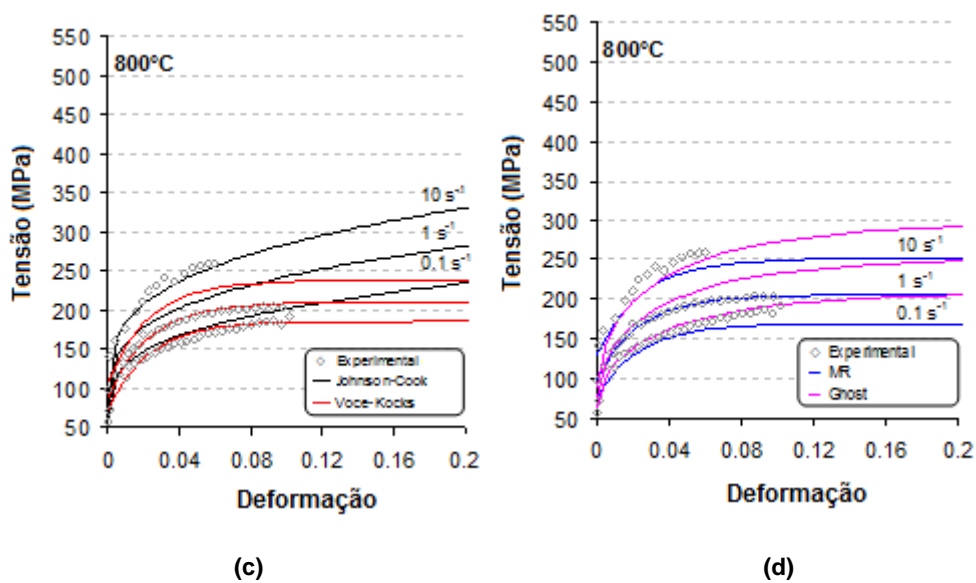


Figura 2.8 Comparação entre dados experimentais do Usibor 1500P e modelos constitutivos em diferentes temperaturas (500°C e 800°C) e taxas de deformação (0,1, 1 e 10 s⁻¹) [14].

3 USIBOR 1500P

O aço Usibor 1500P foi desenvolvido com o objetivo de responder às necessidades crescentes de redução de peso de peças estruturais e de reforços utilizados na indústria automobilística. O elevado limite elástico após tratamento térmico é propício para aplicação em peças anti-intrusão do veículo. A sua elaboração metalúrgica e o tratamento termomecânico durante a laminação a quente confere ao aço uma excelente temperabilidade com uma boa homogeneidade estrutural, propício a um bom comportamento sob solicitação mecânica [15].

O domínio de predileção do Usibor é a resistência ao impacto. Resultados de testes de impacto (flexão em três pontos) em grande velocidade mostram um elevado pico de força antes do colapso da peça e sem ruptura do metal, confirmando a excelente propriedade anti-intrusão. A Figura 3.1 apresenta a carga máxima de flexão antes do colapso estrutural de diversos graus metalúrgicos, demonstrando a superioridade do Usibor no teste de flexão.

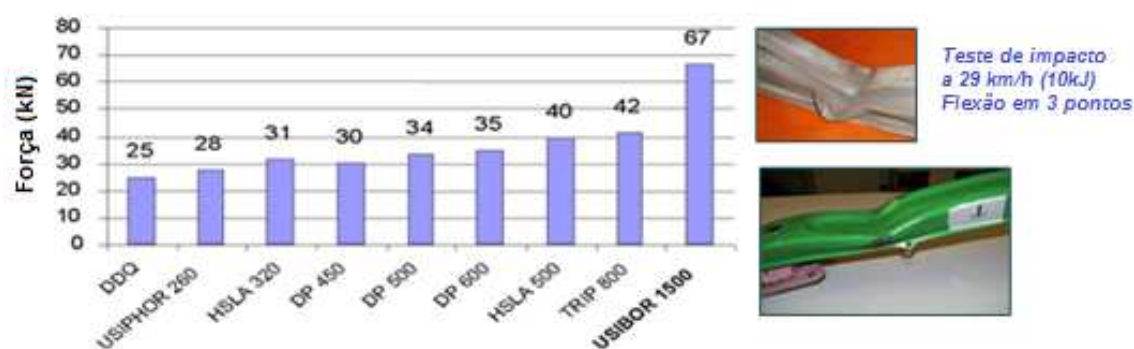


Figura 3.1 Comparação entre diferentes graus de aço e a carga máxima de flexão no teste de flexão em três pontos.

A elevada resistência mecânica do Usibor 1500P é particularmente favorável para a concepção de peças solicitadas em flexão. Para um mesmo desempenho, é possível reduzir a massa de peças de reforço em 40% com relação a um aço para estampagem (*DDQ - Deep Drawing Quality*) e em aproximadamente 20% com relação ao aço DP600, conforme representado na Figura 3.2.

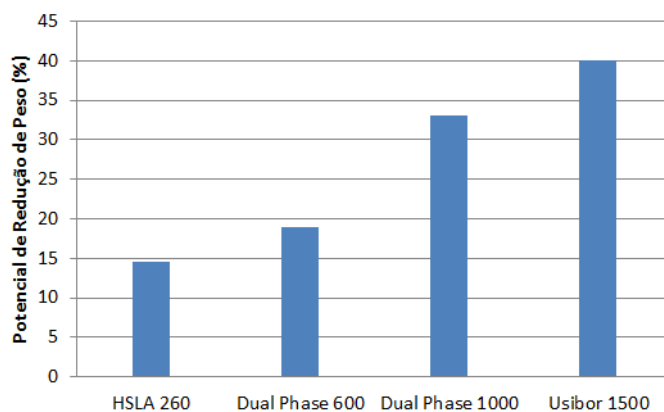


Figura 3.2 Potencial de redução de peso para peças solicitadas em flexão em comparação a um aço para estampagem.

Usibor é um aço carbono/manganês ligado ao boro, cuja composição química é apresentada na Tabela 3-1.

Tabela 3-1 Composição química do Usibor 1500P (%massa).

	C	Mn	P	S	Si	Al	Cr	N	Ti	B
Min	0.2	1.1	-	-	0.15	0.02	0.15	-	0.02	0.002
Max	0.25	1.35	0.025	0.008	0.35	0.06	0.3	0.009	0.05	0.004

Uma camada de revestimento a base de alumínio e silício é depositado na superfície da chapa. O revestimento tem como papel principal evitar a oxidação do material. Durante a etapa de austenitização, o revestimento sofre um tratamento térmico induzindo a formação de uma camada de fases intermetálicas de Fe-Al-Si.

As principais vantagens do Usibor são: elevada estampabilidade a quente, grande resistência à fadiga e ao impacto. Estas características permitem uma importante diminuição de espessura e, conseqüentemente, de massa.

3.1 Influência dos Elementos de Liga

Com relação aos aços carbono não ligados, os elementos de liga permitem obter diferentes microestruturas mediante a variação da composição química e do tratamento termomecânico.

- A adição de elementos como o Nb, Ti, V, Mo, B ou Al (sozinhos ou combinados), é utilizada para estabilizar a austenita como também para influenciar a cinética de transformação de fases [3].
- O titânio é acrescentado para evitar a formação de nitreto de boro, pois o titânio possui maior afinidade pelo nitrogênio do que o boro. Desta maneira, o efeito do boro é preservado [3].
- O cromo e titânio formam precipitados que aumentam a resistência mecânica do aço, pois ambos apresentam uma forte afinidade com o carbono e nitrogênio. A solubilidade dos carbonetos e nitretos formados são quase nulas quando a temperatura é inferior a 700°C.
- A adição de Mn, Cr e B permite aumentar a temperabilidade do aço.

A adição do boro nos aços para estampagem a quente tem como principal objetivo inibir a formação de ferrita durante a etapa de transferência do blank do forno de austenitização para a prensa. O início da transformação ferrítica acontece entre 900°C e 600°C para os aços hipoeutetóides, temperatura esta dependente da composição química do aço. A transformação da ferrita é ilustrada na Figura 3.3: a nucleação da ferrita é localizada no contorno de grão da austenita e o crescimento ocorre no interior do grão austenítico através do movimento de fronteira. Nos aços com elevado teor de boro (0,002 a 0,005%), o boro segrega no contorno de grão da austenita. A segregação do boro retarda a nucleação da ferrita e mantém o aço austenítico durante a transferência do blank do forno de austenitização até a prensa [16].

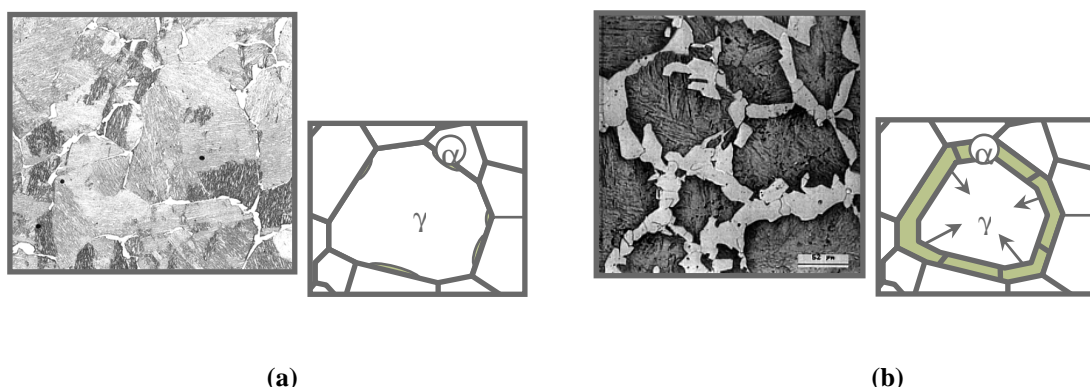


Figura 3.3 (a) Nucleação: Ferrita (α) nucleia no contorno de grão austenítico (γ); (b) Crescimento: A ferrita rejeita o carbono devido à baixa solubilidade enriquecendo a austenita em carbono.

O boro permite deslocar o domínio ferrítico em direção às baixas velocidades de resfriamento e assegurar uma adequada temperabilidade (velocidade crítica de têmpera 27°C/s , conforme Figura 3.4). O boro tem um efeito muito marcante sobre a transformação ferrito-perlítica; mesmo para teores entre 0,002 e 0,005%, o efeito do boro é de tal modo relevante que o teor dos elementos de liga restantes pode ser aproximadamente reduzido à metade sem que as curvas de transformação sofram alterações apreciáveis quanto à sua posição. Este efeito é ainda mais notório para os aços de baixo teor em carbono, diminuindo significativamente de importância à medida que o teor em carbono aumenta até ter um efeito quase nulo para teores em carbono próximos do eutetóide.

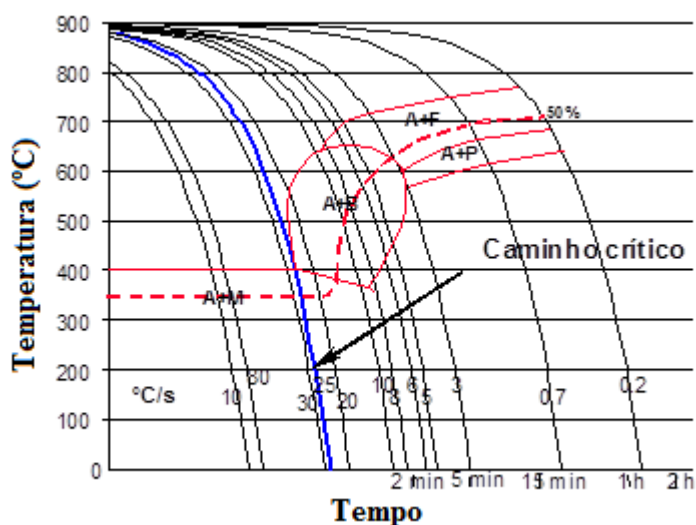


Figura 3.4 Velocidade crítica de resfriamento no diagrama TRC Usibor 1500P.

O efeito da segregação do boro pode ser ilustrado no diagrama TRC pelo deslocamento do campo ferrítico e perlítico para o lado direito do diagrama (Fig. 3.5), ou seja, para o lado das menores taxas de resfriamento (inibição da nucleação da ferrita em elevadas temperaturas).

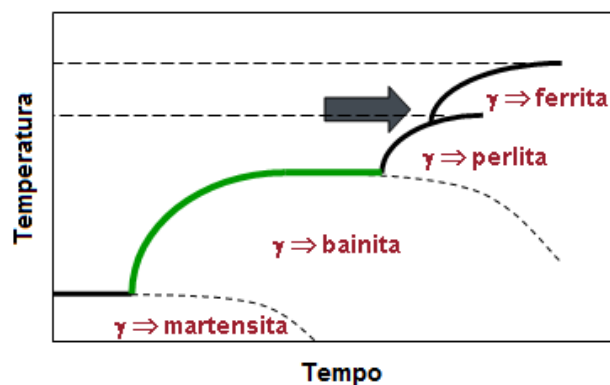


Figura 3.5 Influência do boro no diagrama TRC.

A microestrutura da Figura 3.6.a foi obtida após um longo período de transferência entre o forno de austenitização e a prensa ($\gg 10s$). É possível observar ferrita formada a partir do contorno de grão austenítico prévio. Entretanto, a ferrita formada em elevadas temperaturas durante a fase de transferência do blank não deve ser confundida com a ferrita acicular observada quando a taxa de resfriamento não é suficientemente elevada para transformar toda a austenita em martensita. Nesse caso, é possível observar a formação de bainita superior - Figura 3.6.b.

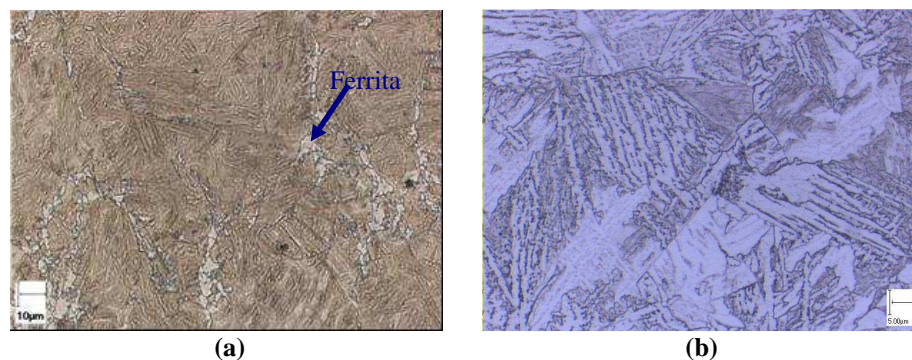


Figura 3.6 Influência do tempo de transferência na microestrutura final. (a) ferrita formada pelo longo período de transferência entre forno e prensa; (b) bainita formada quando a taxa de resfriamento não é suficientemente elevada para transformar toda austenita em martensita.

3.2 Comportamento mecânico do Usibor 1500P

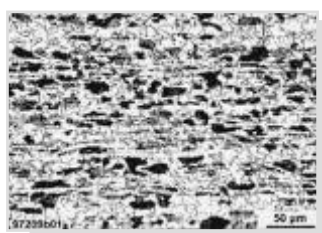
As propriedades mecânicas de chapas de Usibor 1500P pré-revestidas antes e após tratamento térmico são resumidas na Tabela 3-2.

Tabela 3-2 Propriedades mecânicas antes e após tratamento térmico (R_e = Limite Elástico; R_m = Limite de Resistência; A(%) = Alongamento total).

	R_e (MPa)	R_m (MPa)	A(%) $L_0 = 80$ mm espessura < 3 mm
Antes do tratamento térmico	370 - 490	> 550	> 10
Após tratamento térmico	1200	1600	4.5

Observa-se pela Figura 3.7.a que a estrutura do Usibor 1500P no estado anterior à austenitização apresenta uma microestrutura composta pelas fases ferrita e perlita. Para uma taxa de resfriamento suficientemente elevada durante a operação de estampagem, a microestrutura final será composta essencialmente por martensita (Fig. 3.7.b).

Anterior ao tratamento térmico (a)



Microestrutura ferrita-perlita

Posterior ao tratamento térmico (b)



Microestrutura martensítica

Figura 3.7. Microestrutura do Usibor 1500P ; (a) antes e (b) após tratamento térmico.

3.3 Aços ligados ao boro revestidos e não revestidos

Quando aços ligados ao boro não revestidos são utilizados (exemplo dos aços 22MnB5 laminados a quente decapados), uma camada irregular e abrasiva de carepa é formada na superfície durante a transferência do blank até a prensa, mesmo quando o forno de

aquecimento apresenta uma atmosfera protetora, aumentando a poluição e desgaste da ferramenta de estampagem, além de impossibilitar a pintura direta da peça pela presença da camada de óxido, conforme ilustrado na Figura 3.8.

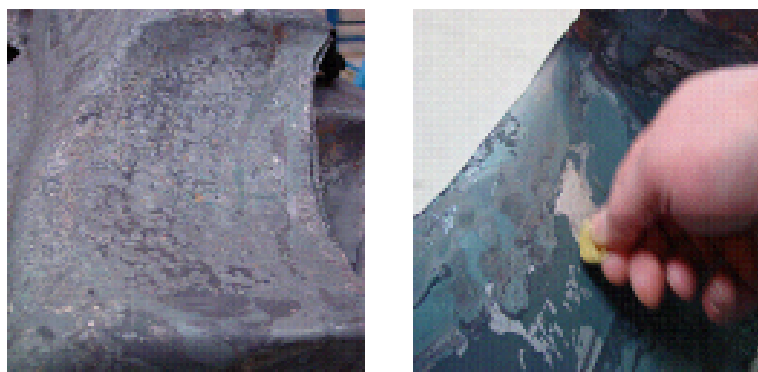


Figura 3.8 Exemplo de uma peça estampada a quente com superfície não revestida. Fonte: ArcelorMittal.

Portanto, após estampagem a quente, uma operação adicional de jateamento ou decapagem para remoção da camada de óxidos é necessária. Esta operação adicional acarreta em aumento nos custos de produção, além de ser prejudicial para as tolerâncias geométricas da peça (Fig. 3.9).

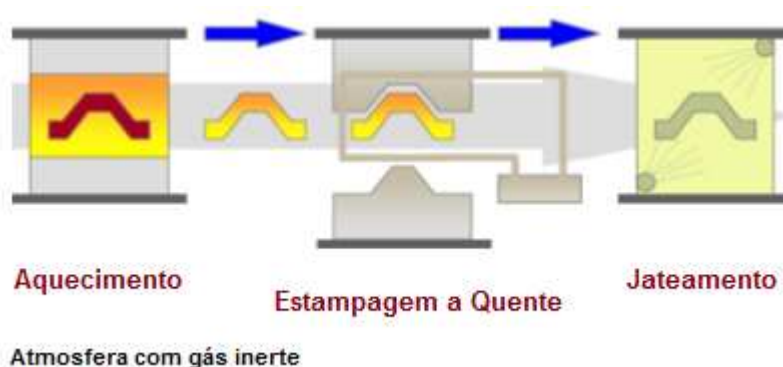


Figura 3.9 Etapas do processo de estampagem a quente para aços não revestido, com operação adicional de remoção da camada de óxidos.

Além disso, é geralmente impossível evitar alguma descarbonetação superficial durante o aquecimento de austenitização, conforme ilustrado na Figura 3.10, podendo essa

chegar a $60\mu\text{m}$ de espessura, o que é prejudicial para as propriedades finais da peça. Uma redução na resistência à fadiga é observada quando o aço não é revestido [17].

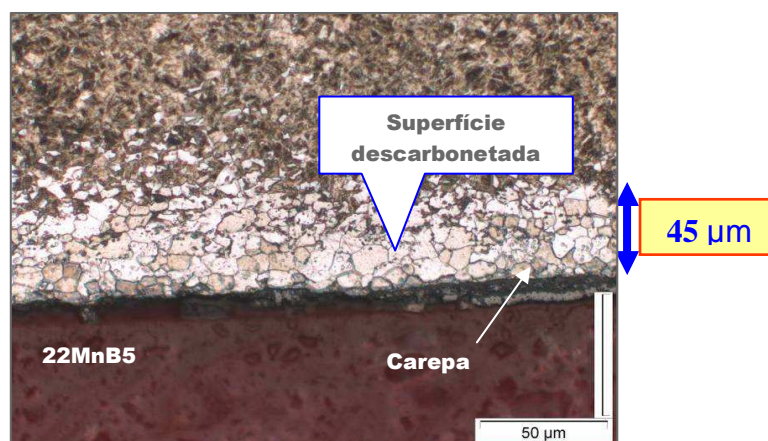


Figura 3.10 Superfície do aço 22MnB5 não revestido após estampagem a quente e jateamento: descarbonetação e carepa residual mesmo com uma atmosfera inerte durante o aquecimento de austenitização. Fonte: ArcelorMittal.

O Usibor 1500P possui um revestimento metálico a base de alumínio e silício de aproximadamente $25\ \mu\text{m}/\text{face}$, ou $75\ \text{g}/\text{m}^2/\text{face}$ (Fig. 3.11.a), segundo a composição apresentada na Tabela 3-3. Durante o tratamento térmico no forno de aquecimento de blanks, este revestimento protetor é transformado em uma liga Fe-Al-Si, altamente aderente ao substrato e com boas propriedades contra a corrosão (Fig. 3.11.b).

Tabela 3-3 Composição química do revestimento Al-Si no Usibor 1500P.

Revestimento	Al	Si
Min.	85%	5%
Máx.	95%	11%

Após estampagem a quente, as peças em Usibor 1500P podem ser diretamente pintadas (sem carepa e, portanto, sem a necessidade de processos intermediários). A aderência da pintura é excelente sobre o revestimento transformado Al-Fe-Si, graças à forte

rugosidade da superfície. Após pintura, o Usibor 1500P atende aos requisitos de corrosão cosmética e perfurante da maioria das montadoras. A soldabilidade do Usibor é considerada como excelente, particularmente para a soldagem a ponto homogênea ou heterogênea. Os domínios de soldabilidade são amplos e os eletrodos de soldagem apresentam uma grande durabilidade [9].

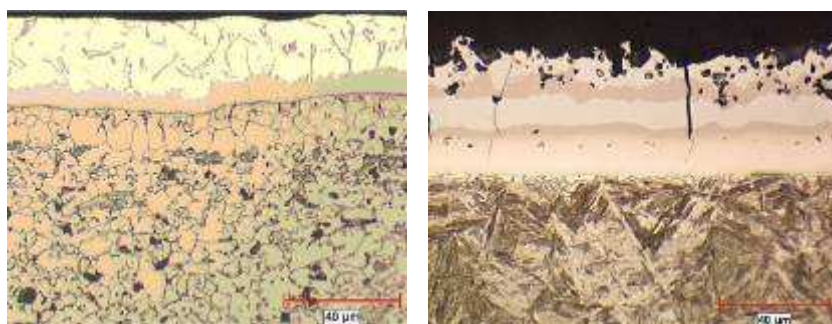


Figura 3.11 Estrutura do revestimento Al-Si: (a) anterior ao ciclo de austenitização e (b) liga formada Fe-Al-Si após aquecimento e deformação a quente. Fonte: ArcelorMittal.

As vantagens técnicas e econômicas do Usibor são numerosas. A supressão de uma atmosfera inerte (ex: nitrogênio) no interior do forno e o fato de ser desnecessária uma operação adicional de remoção da carepa nas peças já estampadas permite economizar tempo e reduzir custos de processo e instalação. Além das vantagens citadas, as peças não necessitam de qualquer pós-tratamento, apresentam excelentes tolerâncias geométricas e não apresentam qualquer descarbonetação devido ao efeito protetivo do revestimento.

3.4 Parâmetros Influentes

Três fatores principais influenciam o processo de estampagem a quente do Usibor 1500P: o tempo de ciclo, a estabilidade do processo e a qualidade final do produto. A escolha do tipo de prensa e o projeto do processo de estampagem são afetados diretamente por esses fatores, que dependem do tratamento térmico da peça, do tempo de transferência do forno de austenitização até a prensa e da velocidade de estampagem.

3.4.1 Tratamento térmico

A primeira etapa do processo de estampagem a quente consiste no aquecimento do blank em um forno de austenitização. A temperatura do blank é elevada até aproximadamente 930°C por 5 a 10 min, dependendo da espessura e da tecnologia de aquecimento. O tratamento térmico do blank deve levar em conta a cinética de austenitização e a reação entre a camada de revestimento (Al-Si) e o ferro do substrato. Um adequado tratamento térmico conduz a transformação do revestimento Al-Si em uma liga Fe-Al-Si, o qual protege a superfície do metal da oxidação do ferro e da decarbonetação. Um rápido aquecimento ocasiona a fusão do revestimento Al-Si e a formação de um revestimento inadequado à aplicação. Entretanto, uma curta permanência no forno conduz a uma transformação incompleta, o que pode ocasionar problemas de aderência e a adesão do revestimento nas ferramentas durante a etapa de estampagem.

3.4.2 Tempo de transferência

A etapa intermediária entre o aquecimento e a estampagem é a transferência do blank do forno de austenitização até a prensa. De acordo com a espessura do material, a velocidade de resfriamento pode ser mais ou menos significativa e, portanto, um excessivo tempo de transferência pode reduzir a temperatura do blank de tal maneira a afetar a capacidade de estampagem do material e acarretar diversos problemas, como:

- ocorrência localizada de transformação da austenita em martensita durante a estampagem, conduzindo a uma descontinuidade no comportamento termomecânico do material e a localização de deformação.
- elevado atrito e ruptura da peça, especialmente nas zonas de flexão.
- desprendimento do revestimento Fe-Al-Si (*powdering*) devido à elevada sollicitação.

3.4.3 Velocidade de Estampagem

A velocidade de estampagem deve ser suficientemente elevada para limitar a transferência de calor entre o blank (superfície quente) e as ferramentas (superfície fria). Uma baixa velocidade de estampagem pode acarretar na redução de temperatura em certas áreas da peça e a consequente transformação de fases (bainita ou martensita em função da taxa de resfriamento ao invés de austenita). Em consequência, ocorre uma redução na capacidade de estampagem e a possibilidade de ruptura da peça.

4 Formulação do Problema Térmico

No processo de estampagem a quente, a temperatura tem um papel de suma importância: a chapa é inicialmente aquecida para completa austenitização, sendo em seguida resfriada durante a movimentação do blank até a prensa. Após estampagem, a peça é mantida no interior da ferramenta, assegurando um resfriamento final rápido.

Criam-se variações de temperatura no material modificando as suas propriedades: aquecendo o blank a deformação é facilitada e resfriando-o, o material se torna mais resistente. A transferência de calor é um fator determinante no estudo do processo. A variação de temperatura acarreta mudanças na microestrutura e mudanças no comportamento mecânico do material, sendo, portanto, um elemento importante no processo de estampagem a quente.

As equações do problema de condução de calor de um corpo tridimensional podem ser obtidas via equações diferenciais (forma forte), ou mediante formulações variacionais (forma fraca) que, no contexto do Método dos Elementos Finitos, tornam-se particularmente atraentes.

4.1 Descrição do problema físico

Seja um corpo ocupando uma região Ω no espaço, submetido a fontes de energia interna (energia por unidade de volume) em todo o domínio, fluxo de calor através da fronteira $\partial\Omega_N$ e restrições de temperatura na fronteira $\partial\Omega_D$.

O problema de condução de calor em um sólido isotrópico é regido pela equação diferencial (4.1) [7]:

$$\rho c_p \frac{\partial T}{\partial t} = \nabla \cdot \mathbf{q} + \dot{Q} \quad (4.1)$$

onde ρ é a densidade do material, c_p é o calor específico, q é o fluxo de calor, T a temperatura e \dot{Q} a taxa de variação da energia interna por unidade de volume recebida pelo sistema. Cabe ressaltar que \dot{Q} inclui o calor gerado pela transformação de fases e pela deformação plástica.

A lei da condução térmica, também conhecida como lei de Fourier, estabelece que o fluxo de calor através de um material é proporcional ao gradiente negativo da temperatura, ou seja (4.2):

$$q = -k\nabla T \quad (4.2)$$

onde k é a condutividade térmica do material.

Na fronteira do corpo as seguintes condições de contorno devem ser satisfeitas:

- condição de contorno do tipo temperatura imposta (4.3).

$$T = T_{imp} \quad \text{em } \partial\Omega_N \quad (4.3)$$

- condição de contorno do tipo convecção e/ou radiação (4.4).

$$-\nabla(kT) \cdot \vec{n}_{ext} = h(T_s - T_{ext}) \quad \text{em } \partial\Omega_D \quad (4.4)$$

com $h = h_{cv} + h_r$, o coeficiente de troca térmica devido à convecção h_{cv} e radiação h_r , sendo :

$$h_r = \varepsilon_r \sigma_r (T_s + T_{ext})(T_s^2 + T_{ext}^2) \quad (4.5)$$

T_{ext} e T_s são respectivamente a temperatura exterior e a temperatura na superfície do corpo, n_{ext} é o vetor normal à superfície, ε_r a emissividade e σ_r a constante de Stefan-Boltzmann.

- condição de contorno do tipo fluxo imposto à superfície (4.6).

$$\nabla(kT) \cdot \vec{n}_{ext} = \Phi_{imp} \quad \text{em } \partial\Omega_D \quad (4.6)$$

- condição de contorno do tipo contatos entre superfícies.

É a condição de contorno no contato entre a peça e a matriz. Admite-se que o fluxo de calor é proporcional à diferença de temperatura entre as superfícies em contato, ou seja, (4.7):

$$-k\nabla T \cdot \vec{n}_{ext} = h_c (T_s - T_m) \quad \text{em } \partial\Omega_D \quad (4.7)$$

e

$$h_c = 1/RTC \quad (4.8)$$

onde T_s é a temperatura da superfície da peça e T_m a temperatura da superfície da matriz, h_c é a condutância de contato e RTC é definido como a resistência térmica de contato entre as duas superfícies. A resistência térmica de contato é uma variável local, dependente de diversos fatores como a pressão de contato, as propriedades termomecânicas das superfícies em contato, da presença ou não de um agente lubrificante, entre outros.

Segundo Malinowski *et al.* [18] e Bakri *et al.* [19], o coeficiente de troca térmica de contato não é constante, mas sim dependente da pressão de contato. Para descrever tal comportamento, um modelo que relacione o coeficiente de transferência térmica de contato em função da pressão de contato é necessário. A Figura 4.1 ilustra a relação de dependência entre o coeficiente de transferência térmica e a pressão de contato.

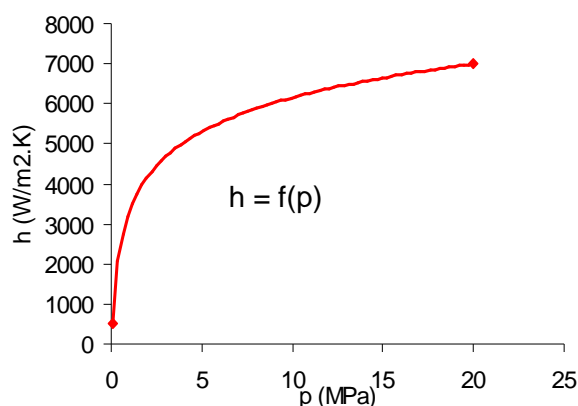


Figura 4.1 Coeficiente de troca térmica de contato em função da pressão de contato.

Adicionalmente, é necessário definir uma condição inicial de temperatura (4.9).

$$T(x, y, z, t = 0) = T_{inicial} \quad (4.9)$$

Esse conjunto de equações é composto pela equação de equilíbrio na forma forte ou diferencial (4.1), condição de contorno de Dirichlet ou essencial em $\partial\Omega_D$ definido pela equação (4.3) e condição de contorno de Neumann ou natural em $\partial\Omega_N$ pelas equações (4.4), (4.6) e (4.7).

4.1.1 Mecanismos que caracterizam a transferência de calor por contato

Resistência térmica de contato (RTC) é a resistência exercida ao fluxo térmico entre dois materiais em contato devido às irregularidades geométricas das superfícies. Esta irregularidade faz com que o contato seja realizado em somente alguns pontos das superfícies de contato, separadas umas das outras por um espaço intersticial, resultando assim numa área de contato real muito pequena em relação à área de contato aparente (Fig. 4.2).

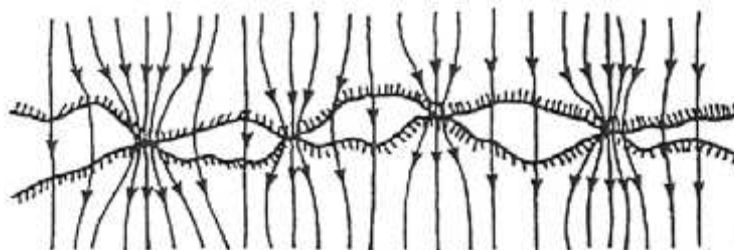


Figura 4.2 Ilustração do contato entre dois corpos.

A resistência térmica de contato se deve principalmente aos efeitos da rugosidade da superfície. Pontos de contato coexistem com vazios ou falhas, preenchida na maioria dos casos com ar, onde a condutividade térmica é baixa. A transferência de calor é, portanto, devido à condução de calor através da área de contato real e à condução e/ou radiação através dos interstícios, conduzindo a uma zona de transição como ilustrado na Figura 4.3.

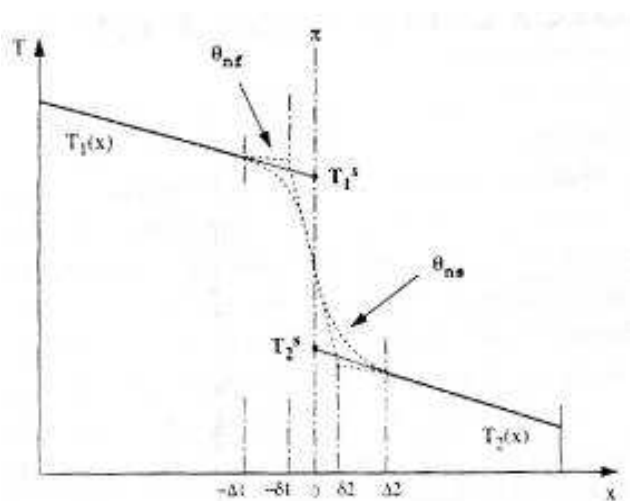


Figura 4.3 Evolução da temperatura na superfície de contato.

Com o objetivo de simplificar a modelagem da transferência de calor na interface de contato, o modelo de resistência térmica de contato é introduzido. Este modelo consiste em substituir a variação de temperatura que se desenvolve na zona perturbada por uma descontinuidade de temperatura $(T_1^s - T_2^s)$ na superfície teórica de contato π . As temperaturas T_1^s e T_2^s são respectivamente as temperaturas extrapoladas até a superfície teórica de contato. A resistência térmica de contato RTC é definida pela expressão (4.10)

$$RTC = \frac{T_1^s - T_2^s}{\varphi} \quad (4.10)$$

onde φ o fluxo de calor que atravessa a interface (W/m^2).

Supondo que a escala de tempo referente à determinação da resistência de contato é muito inferior à escala de tempo que governa as grandes deformações e a evolução da geometria da interface de contato, é plausível supor que a hipótese de RTC se mantém válida a cada instante, permitindo aplicá-la em problemas em regime transitório [19].

O conhecimento da resistência térmica de contato é, portanto, uma condição necessária para solução de problemas de condução de calor onde dois ou mais corpos estão em contato.

4.1.2 Fatores influentes na resistência térmica de contato em estampagem a quente

A estrutura na interface de contato é submetida a grandes variações devido à influência da pressão de contato exercida pela matriz. Esta evolução tem origem na deformação da rugosidade das superfícies, conduzindo a uma evolução do contato térmico de um estado onde a resistência de contato é máxima para um estado onde a resistência de contato é mínima.

De um ponto de vista macroscópico, o valor da resistência de contato depende da pressão de contato, da tensão de escoamento dos metais em contato e das temperaturas na interface.

4.2 Propriedades Termofísicas do Usibor

Nesta seção serão apresentados os principais parâmetros termofísicos necessários para a simulação do processo de estampagem a quente. Estes parâmetros têm um papel de extrema importância na correta determinação do problema termomecânico.

4.2.1 Condutividade Térmica

A condutividade térmica λ (em W/mK) em função da temperatura dos aços da família 20MnB5 – 30MnB5 – 38MnB5 é dada em [23]. Na curva de evolução de λ no equilíbrio, Figura 4.4, observa-se uma distinta descontinuidade, que é causada pela transformação de fase que inicia em aproximadamente 800°C. A condutividade térmica é principalmente função da quantidade de carbono. É conhecido que durante a transformação da austenita em ferrita no equilíbrio, os átomos de carbono tendem a se concentrar para a formação das lamelas de perlita. Isso explica a descontinuidade na evolução da condutividade térmica.

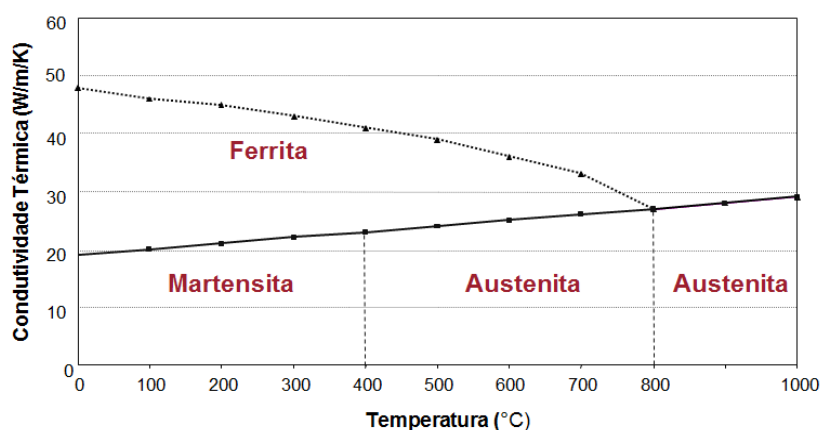


Figura 4.4 Condutividade térmica do Usibor 1500P em função da temperatura. Fonte: ArcelorMittal.

Para obter a condutividade térmica como uma função da temperatura durante os diferentes estados metalúrgicos do Usibor, é necessário extrapolar os dados da fase austenítica estável no domínio da austenita instável ($M_i < T < 800^\circ\text{C}$) e então calcular a condutividade térmica equivalente para a fase martensítica ($T < M_i$), conforme ilustrado na Figura 4.5.

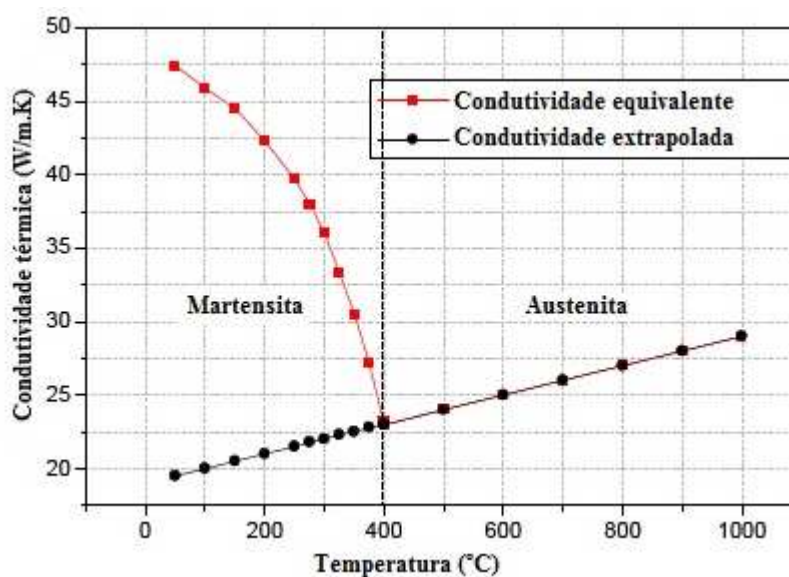


Figura 4.5 Condutividade térmica equivalente do Usibor 1500P para a martensita. Fonte: ArcelorMittal.

Em estampagem a quente, o material permanece no estado austenítico até a temperatura M_i , a partir da qual inicia a transformação martensítica. Sendo a quantidade de carbono constante ao longo do resfriamento, é válida a extrapolação da curva do domínio austenítico estável até o domínio martensítico.

Portanto, a condutividade térmica pode ser dada pelas equações (4.11) e (4.12):

$$\lambda = 19 + \frac{T}{100} \quad M_i < T < 800^\circ\text{C}, \quad (4.11)$$

$$\lambda = 49.35 - 0.045 * T + 1.55 * 10^{-4} * T^2 - 5.18 * 10^{-7} * T^3 \quad T < M_s \quad (4.12)$$

onde T é a temperatura em °C.

4.2.2 Densidade

A fórmula dada pelo modelo TACSI [24] descreve a variação da densidade como uma função da temperatura e da quantidade de carbono no aço, esta fórmula é válida somente para a austenita $T > M_i$, sendo (4.13):

$$\rho = \frac{7760,88 - 146,645 * \% C}{1 - 3 * 10^{-6} * (24,36 + 1,6825 * \% C)(T_K - 1000)} \quad (4.13)$$

sendo ρ a densidade em kg/m^3 , T_K a temperatura em Kelvin e C a quantidade de carbono em %.

A densidade da ferrita pura é dada pela equação (4.14):

$$\rho = 7931 - 0,196 * T_K - 92 * 10^{-6} * T_K^2 \quad (4.14)$$

4.2.3 Módulo de Elasticidade

A dependência do módulo de cisalhamento com a temperatura e a composição química do aço é descrita em [23]. Considerando a relação entre o módulo de cisalhamento G e o módulo de elasticidade E, dada por (4.15):

$$G = \frac{E}{2 \cdot (1 + \nu)} \quad (4.15)$$

Com os valores do coeficiente de Poisson (ν) definidos em [23], obtém-se a curva da Figura 4.6:

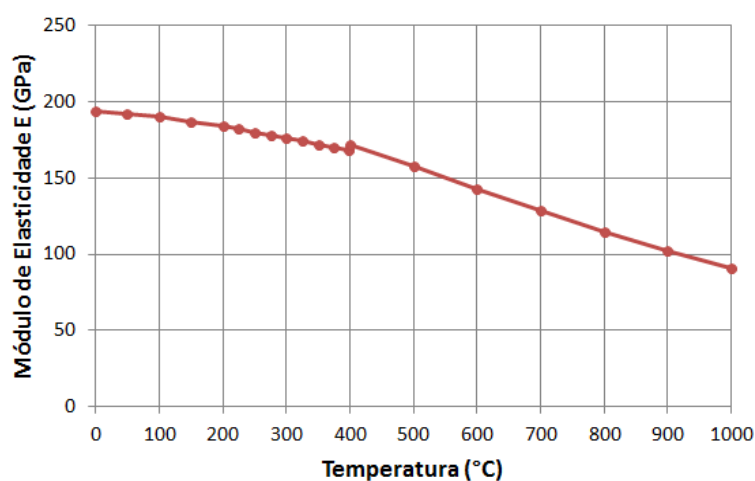


Figura 4.6 Módulo de Elasticidade em função da temperatura para o Usibor 1500P. Fonte: ArcelorMittal.

Para o coeficiente de Poisson da martensita, é assumido o valor da ferrita (Fe- α). Como somente uma pequena diferença é observada entre os valores de um aço ferrítico-perlítico (por exemplo, o 22MnB5) e um aço austenítico (por exemplo, o X5CrNi18-10), um valor constante de 0,30 é assumido para a austenita do Usibor 1500P.

Uma boa aproximação para a curva é dada pela relação:

$$E \text{ [GPa]} = 193 - 189 * 10^{-6} T^2 + 86 * 10^{-9} T^3 \quad (4.16)$$

4.2.4 Calor Latente de Transformação

Devido à decomposição da austenita durante o resfriamento, o calor latente de transformação é dissipado modificando o histórico de temperatura do material e, conseqüentemente, afetando o caminho de deformação e a fração das fases após resfriamento. Calor latente é a grandeza física relacionada à quantidade de calor que uma unidade de massa de determinada substância deve receber ou ceder para mudar de fase [7].

A seguir é apresentada uma breve descrição de como o calor latente é considerado no modelo numérico durante a transformação de fases no estado sólido, particularmente o caso de maior interesse e relevância que é durante a transformação martensítica. A noção de capacidade térmica efetiva é introduzida.

Durante a evolução da transformação martensítica, calor latente é liberado, ocasionando no aumento localizado da temperatura no material. Esta fonte de energia térmica interna deve ser considerada na resolução da equação da difusão do calor, conforme descrito na equação (4.1), onde \dot{Q} é a taxa de variação da energia interna por unidade de volume devido ao calor latente (por simplificação, outras fontes de energia interna não serão consideradas na descrição a seguir).

A taxa de variação da energia interna pela dissipação de calor latente durante a transformação martensítica é definida como (4.17) [7]:

$$\dot{Q} = \rho \Delta H \frac{\partial X_M}{\partial t} \quad (4.17)$$

sendo ΔH a entalpia de transformação correspondente a transformação da austenita em martensita e X_M a fração da martensita transformada a partir da austenita.

O valor da entalpia de transformação para um determinado material pode ser obtido pela integração da curva correspondente à variação do calor específico em função da temperatura, ou seja,

$$\Delta H = \int_{M_i}^{M_f} c_p(T) dT \quad (4.18)$$

onde M_f e M_i correspondem, respectivamente, a temperatura de final e início de transformação e $c_p(T)$ o calor específico em função da temperatura.

O calor específico para a austenita ($T > M_i$) é definida pela relação (4.19) definida no modelo TACSI [24]:

$$c_p = 469 + 0,1538 * T \quad (4.19)$$

e c_p é o calor específico em $J / kg.K$.

Com relação à martensita ($T < M_i$), a seguinte hipótese é feita: o calor específico é igual ao da ferrita, dado pela relação (4.20):

$$c_p = 431 + 0,439 * T \quad (4.20)$$

O calor específico das fases individuais austenita e martensita segue uma relação aproximadamente linear com a temperatura, entretanto, a relação é não-linear durante a coexistência entre as duas fases durante a transformação da austenita em martensita ao longo do resfriamento, conforme representado na Figura 4.7 para o aço Usibor 1500P.

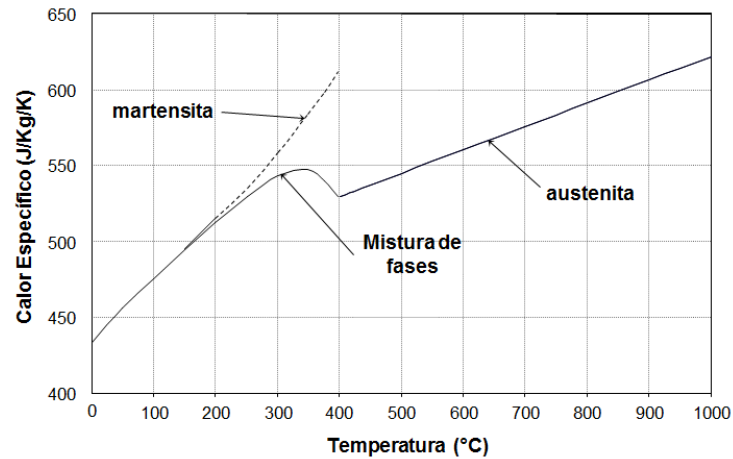


Figura 4.7 Variação do calor específico em função da temperatura de resfriamento para o aço Usibor 1500P. Fonte: ArcelorMittal.

A fração da martensita X_M formada durante o processo de têmpera em uma amostra originalmente 100% austenítica é uma função da temperatura de início da transformação martensítica M_i , e pode ser representada pela relação de Koistinen-Marburguer (4.21) [7,25]:

$$X_M = \left(1 - e^{\alpha(T - M_i)}\right) \quad \text{para } T < M_i, \quad (4.21)$$

ou ainda na forma diferencial (4.22):

$$\partial X_M = -\alpha e^{\alpha(T - M_i)} \partial T \quad (4.22)$$

com $\alpha = 0,011^\circ\text{C}^{-1}$.

Portanto, a variação da energia interna pode ser expressa em termos do calor específico equivalente (c_{eq}), dada por (4.23).

$$\dot{Q} = -\rho c_{eq} \frac{\partial T}{\partial t} \quad (4.23)$$

onde

$$c_{eq} = \Delta H \left(\alpha e^{\alpha(T - M_i)} \right) \quad (4.24)$$

Para o aço Usibor 1500P, o calor específico equivalente (c_{eq}) em função da temperatura é apresentado na Figura 4.8.

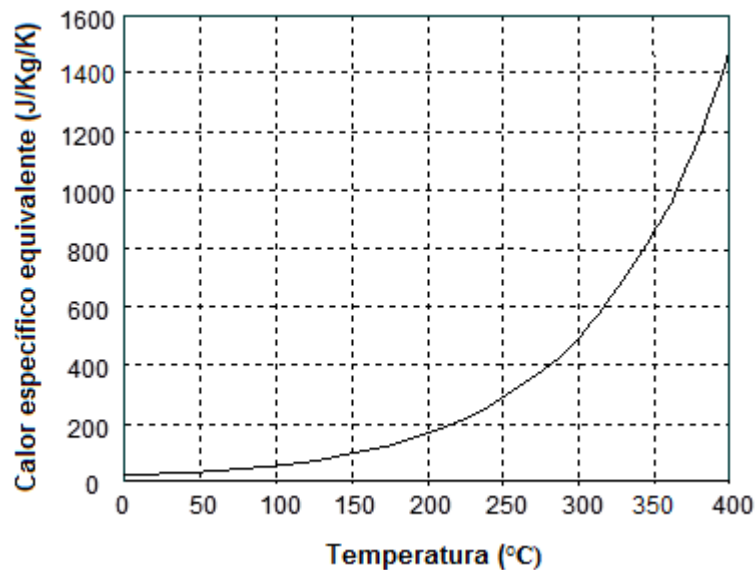


Figura 4.8 Calor específico equivalente em função da temperatura de resfriamento para o aço Usibor 1500P.

Finalmente, por conveniência, a equação da difusão de calor pode ser reescrita da forma simplificada (4.25):

$$\rho \bar{C} \frac{\partial T}{\partial t} = \nabla \cdot q \quad (4.25)$$

sendo $\bar{C} = c_{eq} + c_p$ o calor específico efetivo.

O mesmo procedimento para linearizar a equação da difusão de calor através do conceito de calor específico efetivo pode ser empregado para os casos onde a austenita é decomposta em mais de uma fase ou constituinte. Nesses casos, a entalpia de transformação pode ser calculada através da seguinte lei de mistura (4.26):

$$\Delta H = \sum_i X^i c_p^i \Delta T \quad (4.26)$$

onde X^i é a fração volumétrica do i -ésimo constituinte, a qual pode ser calculada através dos modelos de decomposição da austenita descritos no Capítulo 6.

4.3 Formulação variacional do problema de condução de calor – Método dos Resíduos Ponderados

A forma fraca ou variacional das equações do problema de condução de calor pode ser obtida através do Método dos Resíduos Ponderados, que consiste na ortogonalização do resíduo da equação de equilíbrio 4.1 em relação ao espaço das variações admissíveis.

Em outras palavras, significa resolver o seguinte problema [20,21,22]:

Encontrar $T(X, t) \in U$, tal que

$$\int_{\Omega} \left(\rho c_p \frac{\partial T}{\partial t} - \nabla \cdot (k \nabla T) - \dot{Q} \right) \cdot v d\Omega = 0 \quad \forall v \in V, \quad (4.27)$$

onde os espaço das funções admissíveis U e o espaço das variações admissíveis V são definidos, respectivamente, como

$$U = \{T \mid T \in H^2(\Omega), T = T_{imp} \text{ em } \partial\Omega_N\} \quad (4.28)$$

e

$$V = \{v \mid v \text{ é suficientemente regular}\} \quad (4.29)$$

sendo $H^m(\Omega)$ um espaço de Hilbert definido como [20,22]

$$H^m(\Omega) = \{T \mid T, T', T'', \dots, T^m \in L^2(\Omega)\}, \quad (4.30)$$

cuja norma é calculada da seguinte maneira:

$$\|T\|_{H_m}^2 = \int_{\Omega} T^2 dx + \int_{\Omega} (T')^2 dx + \dots + \int_{\Omega} (T^m)^2 dx < \infty, \quad (4.31)$$

sendo $L^2(\Omega)$ o espaço das funções quadraticamente integráveis no domínio Ω , ou seja, se $T \in L^2(\Omega)$, então

$$\|T\|_{L^2(\Omega)} = \int_{\Omega} T^2 dx < \infty. \quad (4.32)$$

É importante observar que as funções admissíveis T devem ser duas vezes diferenciáveis, enquanto que as variações admissíveis \mathbf{v} necessitam apenas ser suficientemente regulares.

Integrando por partes até que ordem da derivada atuando sobre T e \mathbf{v} seja a mesma, tem-se (4.33).

$$\int_{\Omega} \rho c_p \frac{\partial T}{\partial t} \mathbf{v} d\Omega - \int_{\partial\Omega} k \nabla T \cdot \vec{n}_{ext} \mathbf{v} dS + \int_{\Omega} k \nabla T \cdot \nabla \mathbf{v} d\Omega - \int_{\Omega} \dot{Q} \mathbf{v} d\Omega = 0 \quad \forall \mathbf{v} \in V \quad (4.33)$$

Substituindo o termo $-k \nabla T \cdot \vec{n}_{ext}$ na equação da condução de calor (4.33) pelas condições de contorno descritas na seção 4.1, o equilíbrio pode ser postulado como:

Encontrar $T(X, t) \in U$, tal que:

$$\begin{aligned} \int_{\Omega} \rho c \frac{\partial T}{\partial t} \mathbf{v} d\Omega + \int_{\Omega} k \nabla T \cdot \nabla \mathbf{v} d\Omega + \int_{\partial\Omega_1} h(T - T_{ext}) \mathbf{v} dS_1 + \int_{\partial\Omega_4} h_c(T - T_m) \mathbf{v} dS_4 \\ - \int_{\Omega} \dot{Q} \mathbf{v} d\Omega - \int_{\partial\Omega_3} \Phi_{imp} \mathbf{v} dS_3 = 0 \end{aligned} \quad (4.34)$$

$\forall \mathbf{v} \in V$, que é a forma fraca ou global das equações de equilíbrio.

Assim, a exigência de regularidade de T foi relaxada, o que permite trabalhar em espaços topologicamente mais fracos, portanto os espaços de funções U e V devem ser redefinidos da seguinte maneira,

$$U = \{T \mid T \in H^1(\Omega), T = T_{imp} \text{ em } \partial\Omega_N\} \quad (4.35)$$

e

$$V = \{v \mid v \in H^1(\Omega)\} \quad (4.36)$$

4.3.1 Aproximação por Elementos Finitos.

O próximo passo é a obtenção de soluções aproximadas para problemas de valor no contorno escritos na forma variacional. Para tal, é necessário reconstruir o problema de modo que a solução aproximada pertença a uma classe restrita de funções. O Método de Bubnov-Galerkin tem como objetivo construir subespaços de U e V , agora com dimensão finita, tal que $U_h \subset U$ e $V_h \subset V$ sejam topologicamente equivalentes, ou seja, $U_h \equiv V_h$ [21].

Para obter as equações de Elementos Finitos para o problema aproximado, é necessário escrever a variável primal \bar{T}_h em termos de valores nodais, mediante a definição de uma base de funções de interpolação (base de U_h e V_h), da seguinte maneira

$$\begin{aligned} T(x, y, z, t) \approx \bar{T}_h &= \mathbf{N}(x, y, z) \mathbf{T}_h(t) \quad \text{e} \\ v(x, y, z, t) \approx \bar{v}_h &= \mathbf{N}(x, y, z) \mathbf{v}_h(t) \end{aligned} \quad (4.37)$$

onde $\mathbf{N} = \{N_1, N_2, \dots, N_n\}$ é uma base de funções de interpolações, $\mathbf{T}_h = \{T_1, T_2, \dots, T_n\}^T$ e $\mathbf{v}_h = \{v_1, v_2, \dots, v_n\}^T$ são valores nodais.

Substituindo a equação (4.37) em (4.34), tem-se (4.38).

$$\begin{aligned} & \mathbf{v}_h^T \left[\int_{\Omega} \rho c \mathbf{N}^T \mathbf{N} d\Omega \frac{\partial T_h}{\partial t} + \left(\int_{\Omega} k (\nabla \mathbf{N})^T \nabla \mathbf{N} d\Omega + \int_{\partial\Omega_1} h \mathbf{N}^T \mathbf{N} dS_1 + \int_{\partial\Omega_4} h_c \mathbf{N}^T \mathbf{N} dS_4 \right) T_h \right. \\ & \left. - \left(\int_{\partial\Omega_1} h T_{ext} \mathbf{N}^T dS_1 + \int_{\partial\Omega_4} h_c T_m \mathbf{N}^T dS_4 + \int_{\partial\Omega_3} \Phi_{imp} \mathbf{N}^T dS_3 + \int_{\Omega} \dot{Q} \mathbf{N}^T d\Omega \right) \right] = 0 \end{aligned} \quad (4.38)$$

$\forall \mathbf{v}_h \in V_h \subset V$, como \mathbf{v}_h é arbitrário, o problema discretizado pode ser formulado na forma do sistema algébrico (4.39).

$$[K]T_h + [C] \frac{\partial T_h}{\partial t} = [P] \quad (4.39)$$

onde T_h é o vetor de incógnitas composto de valores nodais, $[K]$ é a matriz de rigidez, $[C]$ é a matriz de capacidade térmica e $[P]$ o vetor de carregamento, sendo definidos por:

$$[K] = \int_{\Omega} k \nabla \mathbf{N}^T \nabla \mathbf{N} d\Omega + \int_{\partial\Omega_1} h \mathbf{N}^T \mathbf{N} dS_1 + \int_{\partial\Omega_4} h_c \mathbf{N}^T \mathbf{N} dS_4 \quad (4.40)$$

$$[C] = \int_{\Omega} \rho c \mathbf{N}^T \mathbf{N} d\Omega \frac{\partial T_h}{\partial t} \quad (4.41)$$

$$[P] = \int_{\partial\Omega_1} h T_{ext} \mathbf{N}^T dS_1 + \int_{\partial\Omega_4} h_c T_m \mathbf{N}^T dS_4 + \int_{\partial\Omega_3} \Phi_{imp} \mathbf{N}^T dS_3 + \int_{\Omega} \dot{Q} \mathbf{N}^T d\Omega \quad (4.42)$$

As equações de Elementos Finitos na forma global (4.43) podem ser obtidas através da superposição de todos os elementos da malha [7].

$$\begin{aligned} [K] &= \dot{\cup} [K^e] \\ [C] &= \dot{\cup} [C^e] \\ [P] &= \dot{\cup} [P^e] \end{aligned} \quad (4.43)$$

onde e é o e -ésimo elemento.

5 Formulação do Problema Mecânico

A simulação numérica do processo de estampagem a quente exige um conhecimento dos modelos matemáticos e numéricos envolvidos neste processo. A mecânica do contínuo é a ferramenta utilizada para modelar o comportamento de sólidos submetidos a solicitações mecânicas resultando em um conjunto de equações diferenciais.

5.1 Descrição do problema físico – Conservação da quantidade de movimento e equilíbrio

Seja um corpo ocupando uma posição $\Omega_t = \phi(X, t)$ ao longo do seu movimento. As forças atuando neste podem ser classificadas em duas categorias [26], como ilustrado na Figura 5.1.

1. Forças de superfície – forças aplicadas na fronteira de um corpo tal como aquelas resultantes do contato entre corpos;
2. Forças de corpo – forças exercidas no interior do corpo. Forças gravitacionais e magnéticas são exemplos típicos de tais forças.

Simultaneamente a estas ações, admite-se a existência de uma distribuição de esforços internos, denominada tensão, representada por um tensor de segunda ordem σ (tensor de tensão de Cauchy).

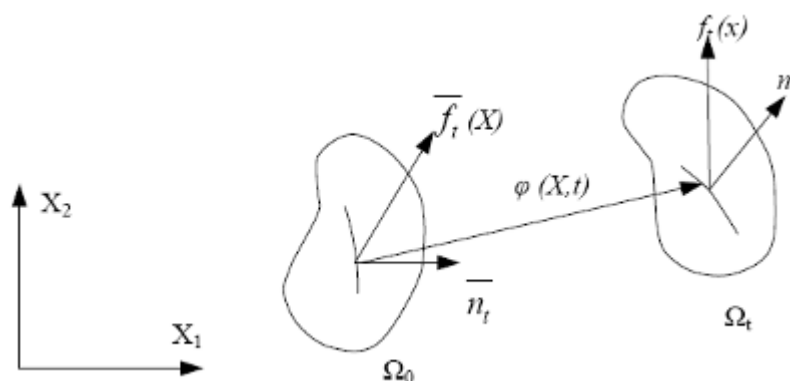


Figura 5.1 Descrição do movimento e carregamento no corpo de referência.

Definidas as forças atuantes no corpo, é possível formular as equações de conservação do momento linear e angular de uma partícula que representam, respectivamente, o balanço de forças e de momentos atuando sobre este. O balanço do momento angular traz como consequência a propriedade de simetria do tensor de tensão de Cauchy. O balanço de forças ou conservação do momento linear descrito na configuração atual Ω_t é representado pelas equações do Movimento de Cauchy (5.1) [26]:

$$\nabla \cdot \sigma + f_b - \rho \ddot{u} = 0 \quad (5.1)$$

onde $\nabla \cdot \sigma$ é o divergente do tensor tensão de Cauchy, ρ é a densidade atual, f_b é a força de corpo por unidade de volume na configuração atual e $\ddot{u} = \frac{\partial^2 \mathbf{u}}{\partial t^2}$ é a aceleração da partícula.

Quando o termo inercial $\rho \ddot{u}$ pode ser negligenciado, isto é, quando o problema é quase-estático, a equação do momento passa a ser conhecida como equação de equilíbrio estático (5.2):

$$\nabla \cdot \sigma + f_b = 0 \quad (5.2)$$

A equação de conservação do momento linear (5.1) deve ser satisfeita em todo domínio Ω . Na fronteira do corpo as seguintes condições de contorno devem ser satisfeitas:

- condição de contorno do tipo deslocamento prescrito ou imposto (condição de contorno de Dirichlet ou essencial) (5.3).

$$\mathbf{u} = \mathbf{u}_{\text{imp}} \quad \text{em } \partial\Omega_D \quad (5.3)$$

- condição de contorno do tipo tração prescrita na fronteira (condição de contorno de Neumann ou natural) (5.4).

$$\boldsymbol{\sigma} \cdot \mathbf{n} = \mathbf{f}_t \quad \text{em } \partial\Omega_N \quad (5.4)$$

5.2 Formulação variacional do problema mecânico – Método dos Resíduos Ponderados

A forma fraca das equações do movimento pode ser obtida através do Método dos Resíduos Ponderados, conforme detalhado na seção 4.3 e cujos detalhes serão omitidos para a descrição do problema mecânico, ou seja,

Encontrar $\mathbf{u}(X, t) \in U$, tal que:

$$\int_{\Omega} (\nabla \cdot \boldsymbol{\sigma} + \mathbf{f}_b - \rho \ddot{\mathbf{u}}) \cdot \mathbf{v} d\Omega = 0 \quad \forall \mathbf{v} \in V, \quad (5.5)$$

onde os espaços das funções admissíveis U e o espaço das variações admissíveis V são agora definidos, respectivamente, como

$$U = \{ \mathbf{u} \mid \mathbf{u} \in H^2(\Omega), \mathbf{u} = \mathbf{u}_{\text{imp}} \quad \text{em } \partial\Omega_D \} \quad (5.6)$$

e

$$V = \{ \mathbf{v} \mid \mathbf{v} \text{ é suficientemente regular, } \mathbf{v} = 0 \quad \text{em } \partial\Omega_D \} \quad (5.7)$$

Aplicando a regra do produto no primeiro termo da equação (5.5) e fazendo uso do teorema da divergência para reduzir a ordem da diferenciação, relaxando assim a ordem da continuidade requerida para a variável primal \mathbf{u} , e para introduzir as condições de contorno naturais (5.4), obtém-se a expressão do Princípio dos Trabalhos Virtuais.

Encontrar $u(X, t) \in U$, tal que:

$$\int_{\Omega} \sigma : \varepsilon(v) d\Omega + \int_{\Omega} \rho \ddot{u} \cdot v d\Omega - \int_{\partial\Omega} f_t \cdot v dS - \int_{\Omega} f_b \cdot v d\Omega = 0 \quad \forall v \in V \quad (5.8)$$

onde $\varepsilon(v) = \nabla v$ é o tensor de deformações virtuais.

5.2.1 Aproximação por Elementos Finitos.

Para obter as equações de Elementos Finitos para o problema aproximado, é necessário escrever a variável primal \bar{u}_h em termos de valores nodais, mediante a definição de uma base de funções de interpolação $N = \{N_1, N_2, \dots, N_n\}$, ou seja,

$$u(x, y, z, t) \approx \bar{u}_h = N(x, y, z) u_h(t) \quad e \quad (5.9)$$

$$v(x, y, z, t) \approx \bar{v}_h = N(x, y, z) v_h \quad (5.10)$$

onde $u_h = \{u_1, u_2, \dots, u_n\}^T$ e $v_h = \{v_1, v_2, \dots, v_n\}^T$ são valores nodais. A aproximação do vetor aceleração \ddot{u} pode ser extraída da diferenciação direta da equação (5.9), onde somente os valores nodais são dependentes do tempo.

$$\ddot{u}(x, y, z, t) \approx \ddot{\bar{u}}_h = N(x, y, z) \ddot{u}_h(t) \quad e \quad (5.11)$$

Substituindo as equações (5.9) a (5.11) em (5.8), obtém-se a expressão (5.12):

$$v_h^T \left(\int_{\Omega} \rho N^T N d\Omega \ddot{u}_h + \int_{\Omega} (\nabla N)^T : \sigma d\Omega - \int_{\partial\Omega} N^T f_t dS - \int_{\Omega} N^T f_b d\Omega \right) = 0 \quad (5.12)$$

$\forall v_h \in V_h \subset V$, como v_h é arbitrário, o problema discretizado pode ser formulado na forma do seguinte sistema algébrico (5.13).

$$[M] \ddot{u}_h + [K] = [F] \quad (5.13)$$

onde \ddot{u}_h é o vetor de incógnitas composto de valores nodais, $[K]$ é a matriz de rigidez, $[M]$ é a matriz de massa ou de inércia e $[F]$ o vetor de carregamento externo, sendo definidos respectivamente por:

$$[K] = \int_{\Omega} (\nabla N)^T : \sigma d\Omega \quad (5.14)$$

$$[M] = \int_{\Omega} \rho N^T N d\Omega \quad (5.15)$$

$$[F] = \int_{\partial\Omega} N^T f_t dS + \int_{\Omega} N^T f_b d\Omega \quad (5.16)$$

5.3 Resolução do problema dinâmico

Como a formulação apresentada é descrita em termos de deslocamento, procura-se resolver o sistema de equações (5.13) para obter a aceleração \ddot{u} para em seguida obter o vetor de deslocamentos nodais u . O problema é resolvido segundo um esquema de integração explícito pelo método das diferenças finitas centradas [27], ou seja, o valor da aceleração calculado no incremento de tempo i pela equação (5.17) é utilizado para calcular a velocidade \dot{u} no incremento de tempo $i+1/2$ (5.18) e o deslocamento no incremento $i+1$ (5.19).

$$\ddot{u}^i = M^{-1}(F^i - K^i) \quad (5.17)$$

$$\dot{u}^{i+\frac{1}{2}} = \dot{u}^{i-\frac{1}{2}} + \ddot{u}^i \Delta t^i \quad (5.18)$$

$$u^{i+1} = u^i + \left(\frac{\Delta t^{i+1} + \Delta t^i}{2} \right) \dot{u}^{i+\frac{1}{2}} \quad (5.19)$$

A geometria é atualizada adicionando o incremento de deslocamento na geometria inicial.

$$X^{i+1} = X^0 + u^{i+1} \quad (5.20)$$

5.3.1 Estabilidade

A integração no tempo em um método explícito utiliza um passo de tempo muito pequeno. Na prática, o esquema de diferenças finitas centradas é condicionalmente estável: a condição de estabilidade está relacionada ao passo de tempo crítico que deve ser inferior a um valor limite definido pela condição de Courant-Friedrichs-Levy [27].

A condição de estabilidade é definida pelo tempo mínimo para uma onda à velocidade do som atravessar o menor elemento da malha (5.21):

$$\Delta t_c \approx \frac{L_{\min}}{c_d} \quad (5.21)$$

onde L_{\min} é o tamanho do menor elemento deformável na malha e c_d é a velocidade de propagação da onda, que é calculada a partir dos coeficientes de Lamé λ e μ ($\lambda = f(E, \nu)$; $\mu = f(E, \nu)$), do módulo de Young E e do coeficiente de Poisson ν , conforme equação (5.22).

$$c_d = \sqrt{\frac{\lambda + 2\mu}{\rho}} \quad (5.22)$$

Portanto, o incremento de tempo no método explícito deve ser inferior ao valor calculado pela condição de Courant-Friedrichs-Levy (5.21).

O módulo de elasticidade durante a estampagem a quente varia aproximadamente de 210 a 120 GPa na faixa de temperatura de 20°C a 900°C. Esta variação representa uma mudança de aproximadamente 32% no passo de tempo para o método de integração explícito.

5.3.2 Tempo de Simulação

O tempo de simulação utilizando o esquema de integração explícito com uma malha definida é diretamente proporcional ao tempo do processo e ao número de incrementos de tempo necessários. Considerando que o incremento de tempo não deve ser superior ao tempo necessário para que uma perturbação atravessasse um elemento da malha, o tempo requerido para um processo quase-estático pode ser muito grande. Duas estratégias podem ser utilizadas para reduzir o tempo de cálculo: aumentar artificialmente a velocidade do processo ou aumentar a densidade do material, aumentando assim o passo de tempo estável. Entretanto, para evitar erros importantes

de cálculo, a relação entre a energia cinética e a energia interna (energia de deformação) não deve ser superior a 10%.

- Aumento da velocidade de processo (*time scaling*)

Para reduzir o número de incrementos, a velocidade do processo pode ser artificialmente aumentada, ou seja, considerar um tempo de processo mais curto. Esta solução pode induzir dois tipos de erros: no caso onde a velocidade é excessivamente aumentada, o aumento das forças inerciais pode alterar a resposta do sistema. Outra fonte de erro está relacionada com a modificação do comportamento do material, em particular se o material é sensível à velocidade de deformação. Para tal consideração, um ajuste em todos os parâmetros dependentes do tempo é necessário.

- Aumento da massa (*mass scaling*)

Um aumento artificial da densidade do material ρ por um fator b reduz o número de incrementos de tempo N em até N/\sqrt{b} . Este conceito chamado de *mass scaling* pode ser utilizado para materiais com um comportamento sensível a velocidade de deformação, porém o aumento da massa tem o mesmo efeito sobre as forças de inércia que o aumento da velocidade do processo.

Em simulações do processo de estampagem, além do aumento de velocidade do processo, é usual a utilização do artifício *mass scaling*. O procedimento padrão é impor um passo de tempo para todo o processo, ou seja, elementos com o passo de tempo inferior ao valor definido terão a densidade ρ aumentada até atingir o tempo desejado. Normalmente, a malha é refinada durante a deformação da peça através de um refinamento adaptativo, portanto massa é permanentemente adicionada ao sistema.

6 Modelagem da Cinética de Transformação de Fases

Um dos objetivos principais da mecânica e metalurgia computacional é modelar e analisar as mudanças mecânicas e metalúrgicas que ocorrem durante um processo termomecânico. Os modelos computacionais são poderosas ferramentas para compreender os fatores fundamentais que controlam o desempenho do processo e do produto.

A modelagem da cinética de transformação de fases nos aços envolve a predição da microestrutura final para um dado histórico de temperatura. Como a distribuição de temperatura em tratamentos térmicos é geralmente variável com o tempo, o modelo deve considerar essa condição. Existem diversos modelos de cinética de transformação, combinando o formalismo teórico, baseado na teoria de nucleação e crescimento de fases, com o ajuste das equações através de dados obtidos experimentalmente [6,28]. Entretanto, dado a complexidade do processo de transformação, a maioria dos modelos contém parâmetros que precisam ser obtidos experimentalmente para um determinado projeto de liga de interesse, o que representa uma importante restrição do ponto de vista industrial pelo tempo e recursos necessários para conduzir os experimentos e identificar os parâmetros do modelo. Portanto, parece evidente o interesse do uso de um modelo que permita calcular a evolução da decomposição da austenita a partir da composição química do aço e do histórico térmico. O modelo proposto por Kirkaldy e Venugopalan [29] é um dos modelos metalúrgicos que preenche esses requisitos, pois permite obter o diagrama TTT de um aço, fornecida a composição química, o histórico de temperatura e o tamanho do grão austenítico. As equações podem então ser acopladas pela regra da aditividade de Scheil [30] para predizer a microestrutura após um resfriamento contínuo.

O objetivo desse Capítulo é apresentar e avaliar modelos computacionais que permitam simular a cinética de transformação de fases em aços submetidos a condições de resfriamentos arbitrários de maneira a predizer a evolução microestrutural e,

consequentemente, determinar as propriedades do material durante e após o processo de estampagem a quente.

6.1 Decomposição da Austenita

Na prática, a decomposição da austenita ocorre em condições suficientemente afastadas do equilíbrio termodinâmico para que as informações lidas no diagrama de equilíbrio sobre a natureza e proporções relativas das fases formadas sejam válidas. As propriedades dos aços podem ser altamente influenciadas pela formação de fases e constituintes fora do equilíbrio durante o resfriamento. Portanto, prever as fases formadas durante e após resfriamento é de extrema importância para descrever o comportamento do material durante estampagem e o desempenho da peça “em serviço” (comportamento a fadiga, energia absorvida durante impacto, soldabilidade, etc.).

É possível distinguir dois modos principais de transformação de fases nos aços: transformação controlada pela difusão dos elementos em solução sólida, sendo chamada de transformação difusional, e a transformação martensítica ou displaciva, denominada transformação adifusional. A diferença entre estas reações pode ser caracterizada pela cinética da transformação. Para a transformação controlada por difusão, por exemplo, durante um resfriamento lento do aço, existem condições cinéticas para que os elementos em solução sólida se redistribuam entre as fases presentes. Nessas condições, a transformação é controlada pela difusão do ferro, carbono e elementos de liga, sendo a variável tempo necessária para a reação. Nas transformações adifusionais não ocorre redistribuição dos elementos em solução sólida, por não haver mobilidade suficiente dos elementos químicos. A transformação ocorre por um deslocamento simultâneo de átomos por cisalhamento da rede cristalina.

Durante o resfriamento da peça, após a austenitização, a austenita se decomporá em diferentes fases. O tipo e a cinética de transformação dependerão do histórico de resfriamento e da deformação, bem como da composição química do aço e do tamanho do grão austenítico. Para os aços comumente utilizados em estampagem a quente, a

austenita pode originar os seguintes constituintes: ferrita, perlita, bainita (transformação difusional) e martensita (transformação adifusional).

6.2 Transformação Difusional

A maioria dos modelos de decomposição da austenita durante resfriamento supõe a formação sequencial de fases, na ordem ferrita proeutetóide, perlita, bainita e martensita. Este procedimento é interessante, pois permite que cada constituinte seja tratado separadamente, mesmo que haja alguma sobreposição de formação de alguns constituintes, reduzindo a complexidade envolvida na modelagem. O critério para separação entre as fases é o alcance das temperaturas específicas para cada uma delas, ou seja, A_3 , A_1 , B_i e M_i , respectivamente.

6.2.1 Cinética da Transformação Isotérmica

A base da formulação teórica para a decomposição da austenita foi desenvolvida para a condição de transformação isotérmica. Uma grande quantidade de diagramas de transformação isotérmica foi construída e publicada entre os anos 1920 e 1970. Ainda que estudos relativos à transformação isotérmica sejam atualmente desenvolvidos, muitos deles voltados para a modelagem da decomposição da austenita, essa metodologia vem perdendo importância diante do estudo da transformação em resfriamento contínuo.

Diversos modelos matemáticos são apresentados na literatura para simular a transformação isotérmica a partir da decomposição da austenita, sendo os modelos propostos por Avrami [31] ou Kirkaldy e Venugopalan [29] comumente utilizados para simulação de processos metalúrgicos.

O modelo proposto por Avrami, para uma transformação isotérmica, e controlada por difusão, apresenta a seguinte característica:

A evolução dos constituintes depende primariamente das taxas de nucleação e de crescimento. A lei de evolução de um constituinte pode ser expressa pela equação (6.1):

$$X(t) = 1 - e^{-k \left(\frac{t}{t_0}\right)^n} \quad (6.1)$$

onde X é a fração volumétrica da fase em formação, t o tempo e k e n são constantes.

A influência dos elementos de liga, tamanho de grão e o histórico do material não estão explícitos na formulação matemática. Para considerar estes aspectos, é necessário identificar os coeficientes k e n mediante investigação experimental por meio de um dilatômetro.

Kirkaldy e Venugopalan desenvolveram uma série de formulações para prever a cinética de transformação da austenita em ferrita, perlita e bainita, em condições isotérmicas, baseando-se em conceitos de Zener [32] e Hillert [33]. As formulações desenvolvidas permitem reproduzir os diagramas TTT para aços de médio e alto teor de carbono com adições de elementos de liga.

Na formulação de Zener e Hillert, uma representação geral para descrever a curva de transformação isotérmica é proposta, permitindo calcular o tempo necessário para se obter uma dada fração de fase formada (Fig. 6.1), definido em (6.2):

$$\tau(X, T) = \int_0^X \frac{dX}{\vartheta(G, T, X) X^m (1-X)^p} \quad (6.2)$$

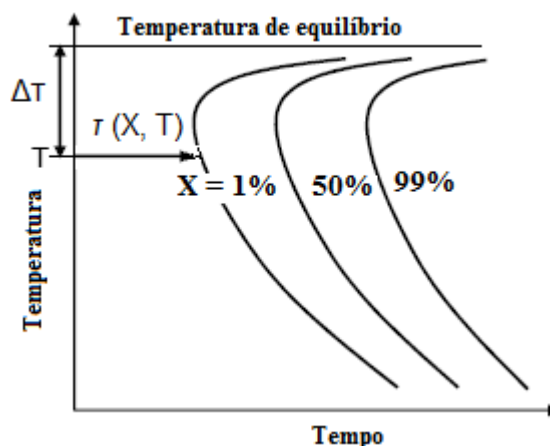


Figura 6.1 Diagrama de transformação isotérmica.

Esta expressão foi generalizada por Kirkaldy e Venugopalan, descrevendo a curva de transformação isotérmica TTT através da relação (6.3):

$$\tau(X, T) = \frac{1}{\beta 2^{(G-1)/2} D (\Delta T)^q} \int_0^X \frac{dX}{X^{2(1-X)/2} (1-X)^{2X/3}} \quad (6.3)$$

sendo $\tau(X, T)$ o tempo de transformação isotérmica, G o tamanho do grão austenítico (padrão ASTM), ΔT o super-resfriamento a partir da temperatura de equilíbrio, X a fração de fase transformada, β um parâmetro empírico para cada reação. O expoente q do super-resfriamento é uma constante empírica definida pelo mecanismo de difusão ($q=2$ para difusão volumétrica e $q=3$ para difusão de contorno de grão). D é o coeficiente de difusão efetivo definido por (6.4):

$$\frac{1}{D} = \frac{1}{D_C} + \sum_i \frac{k_i C_i}{D_i} \quad (6.4)$$

onde D_C é o coeficiente de difusão para o carbono, D_i a difusividade e C_i a concentração dos demais elementos de liga e k_i o respectivo peso atômico. O termo

$\int_0^X \frac{dX}{X^{2(1-X)/2} (1-X)^{2X/3}}$ reflete o comportamento sigmoidal da evolução da transformação de fase.

6.2.2 Cinética de Transformação em Resfriamento Contínuo

Conforme descrito anteriormente, os modelos propostos por Avrami e Kirkaldy são bem ajustados para descrever a cinética de uma transformação isotérmica. A questão discutida a seguir é como quantificar a transformação da ferrita, perlita, bainita e martensita sob a condição de resfriamento contínuo a partir do conhecimento da cinética de transformação isotérmica, aproveitando-se do abundante conhecimento disponível sobre os diagramas TTT.

O conhecimento das cinéticas isotérmicas de decomposição da austenita serve diretamente para o estudo de um resfriamento contínuo, o qual é mais comumente encontrado em tratamentos térmicos dos aços. A transformação em um resfriamento contínuo pode ser obtida através do cálculo de sucessivos passos isotérmicos mediante a Regra da Aditividade de Scheil [30]. Esse princípio pode ser matematicamente expresso pela equação (6.5),

$$\int_0^{t_{RC}} \frac{dt}{\tau(X_0, T)} = 1 \quad (6.5)$$

onde $\tau(X_0, T)$ representa o tempo requerido para iniciar a transformação isotérmica em $X = X_0$, na temperatura T , e t_{RC} é o tempo total de transformação em resfriamento contínuo. De acordo com a regra da aditividade, a cinética da transformação pode ser descrita como a soma de uma série de pequenas transformações isotérmicas. A integração é realizada para cada uma das reações. É importante salientar que a temperatura de início de transformação isotérmica é definida pela curva A_3 para a transformação ferrítica, A_1 para a transformação perlítica e B_i para a transformação bainítica.

A Figura 6.2 esquematiza o método proposto por Scheil a partir de uma curva de resfriamento e o diagrama isotérmico.

A curva de resfriamento é dividida em uma série de pequenos intervalos. Sendo o intervalo de tempo Δt_i suficientemente pequeno, pode-se assumir que as condições são isotérmicas em cada passo de tempo e o incremento de transformação é a mesma que ocorre no diagrama isotérmico para a mesma temperatura.

A fração volumétrica ΔX de austenita transformada no intervalo de tempo Δt_i e temperatura T_i pode ser calculada pela relação (6.6):

$$\Delta X = \frac{\Delta t_i}{\tau(T_i)} \quad (6.6)$$

A fração volumétrica obtida no final de cada intervalo de tempo é somada obtendo a quantidade final de austenita e da fase em formação.

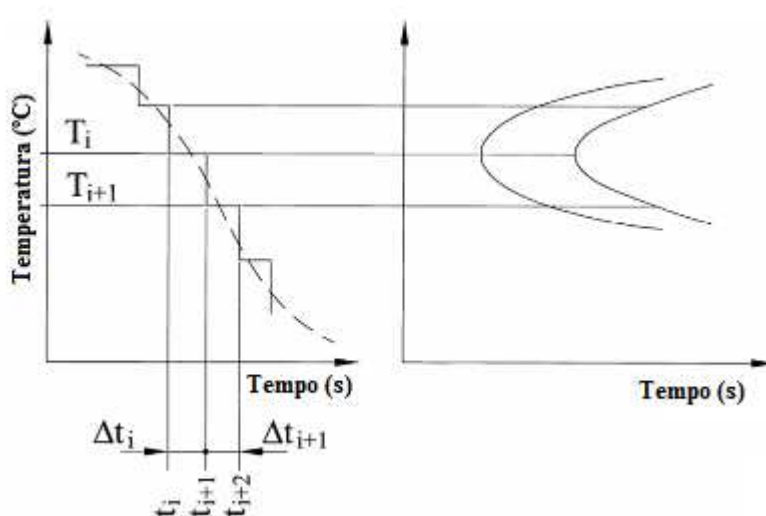


Figura 6.2 Cálculo da fração volumétrica de um resfriamento arbitrário a partir de um diagrama TTT.

É importante enfatizar que a cinética de transformação isotérmica pode ser utilizada para calcular a transformação em resfriamento contínuo usando a regra da aditividade se a taxa de transformação é uma função única da fração transformada X e da temperatura de transformação. As equações propostas por Kirkaldy e Venugopalan, obedecendo a essa condição, são utilizadas para calcular a cinética de transformação em resfriamento contínuo.

Associando as equações (6.3) e (6.6) é possível determinar a cinética de decomposição da austenita para um resfriamento contínuo, conforme descrito em [4,28,34]:

$$\frac{dX_i}{dt} = f(G)f(T)f(C)f(X_i) \quad (6.7)$$

onde f indica simplesmente uma relação funcional e i a indicação das fases formadas.

Percebe-se que com uma única equação é possível descrever a nucleação e o crescimento das fases formadas. Na equação (6.7), $f(G)$ é o efeito do tamanho de grão da austenita, $f(C)$ é o efeito da composição química, $f(T)$ uma função da temperatura e $f(X_i)$ o efeito da fração volumétrica formada.

Primeiramente, para os aços hipoeutetóides, a reação austenita-ferrita acontece. Acima da temperatura A_3 a austenita é estável e abaixo desta a ferrita começa a se formar.

A ferrita se desenvolve por nucleação no contorno de grão da austenita e, conseqüentemente, o crescimento da ferrita ocorre entre os grãos da austenita. A fração volumétrica da ferrita formada é uma função da taxa de nucleação, do crescimento e do avanço da interface de transformação por difusão. O termo $f(X)$ da equação (6.7) representa o avanço da interface de transformação, a taxa de nucleação é dependente da quantidade de super-resfriamento $f(T)$ abaixo da linha A_3 e do tamanho de grão da austenita $f(G)$.

Para uma dada temperatura, o grau de super-resfriamento varia com a quantidade de elementos de liga devido o efeito direto na linha A_3 . Os elementos de liga podem ser estabilizadores da austenita ou da ferrita, reduzindo ou aumentando, respectivamente, a linha de equilíbrio. De uma forma geral, os elementos de liga retardam a transformação por difusão, efeito representado pelo termo $f(C)$, favorecendo a transformação martensítica e aumentando a temperabilidade do aço.

Portanto, para a decomposição da austenita em ferrita, a equação da cinética de transformação, segundo Kirkaldy, é definida por:

$$f(G) = 2^{(G-1)/2} \quad (6.8)$$

$$f(T) = \Delta T^3 D = (A_3 - T)^3 e^{(Q_f/RT)} \quad (6.9)$$

$$f(C) = (59.6Mn + 1.45Ni + 67.7Cr + 244Mo)^{-1} \quad (6.10)$$

$$f(X) = X^{2(1-X)/3} (1-X)^{2X/3} \quad (6.11)$$

$$\frac{dX}{dt} = \frac{2^{(G-1)/2} (A_3 - T)^3 \exp(-23500/RT) X^{2(1-X)/3} (1-X)^{2X/3}}{(59.6Mn + 1.45Ni + 67.7Cr + 244Mo)}, \text{ para } A_3 > T > A_1 \quad (6.12)$$

onde Q_f é a energia de ativação da reação de difusão e R a constante universal dos gases ideais.

É importante salientar que, conforme descrito por Kirkaldy e Venugopalan [29], X é chamado de fração fictícia da fase em formação e que deve ser corrigida considerando as restrições termodinâmicas e composição química. A fração atual de ferrita X_F é atualizada pela relação $X_F = X_{FE} X$, onde X_{FE} é a fração da ferrita em equilíbrio. A fração da ferrita em equilíbrio pode ser calculada aplicando a regra da alavanca no diagrama de fases através do seguinte procedimento: as temperaturas de equilíbrio no sistema Fe-C-M, onde M representa a influência dos elementos de liga, podem ser calculadas pelas relações empíricas descritas na seção 6.2.3. Para cada incremento de tempo, a concentração do carbono na austenita pode ser determinada pela curva A_3 . A fração da ferrita em equilíbrio pode ser obtida aplicando a regra da alavanca, que resulta em (6.13):

$$X_{FE} = \frac{C_\gamma - C_{aço}}{C_\gamma - C_\alpha} \quad (6.13)$$

sendo C_γ , C_α e $C_{aço}$ a concentração de carbono na austenita, ferrita e na liga do aço. Como C_γ e C_α são dependentes da temperatura, X_{FE} também é dependente da temperatura.

Para a formação da perlita, Kirkaldy apresenta uma relação similar à equação (6.12),

$$\frac{dX}{dt} = \frac{2^{(G-1)/2} (A_1 - T)^3 D X^{2(1-X)/3} (1-X)^{2X/3}}{1.79 + 5.42(Cr + Mo + 4MoNi)}, \text{ para } A_1 > T > B_i \quad (6.14)$$

onde D é o coeficiente efetivo de difusão e definido como:

$$\frac{1}{D} = \frac{1}{\exp(-27500/RT)} + \frac{0.01C + 0.52Mo}{\exp(-37000/RT)} \quad (6.15)$$

Se uma parte da austenita foi previamente transformada em ferrita, então a quantidade de austenita disponível para reação será $(1 - X_F)$. Com a formação da perlita, o valor apropriado para a equação 6.14 é $X = X_p / (1 - X_{FE})$.

Quando a temperatura de início da transformação bainítica (B_i) é atingida, assume-se que a decomposição da austenita em perlita dá lugar a formação da bainita. A cinética de transformação segue a relação (6.16):

$$\frac{dX}{dt} = \frac{2^{(G-1)/2} (B_i - T)^2 \exp(-27500/RT) X^{2(1-X)/3} (1-X)^{2X/3}}{(2.34 + 10.1C + 3.8Cr + 19Mo)10^{-4} Z(X)}, \text{ para } B_i > T > M_i \quad (6.16)$$

Sendo $Z(X)$ um termo equivalente ao aumento da energia de ativação como medida para o aumento do retardo da transformação bainítica, dependente dos elementos de liga e definido por (6.17):

$$Z(X) = \exp\left(X^2(1.9C + 2.5Mn + 0.9Ni + 1.7Cr + 4Mo - 2.6)\right) \quad (6.17)$$

Se perlita existe quando a temperatura é inferior a B_i , então a interface existente perlita-austenita continua a se transformar, porém, agora formando bainita. Portanto, X na

equação (6.16) é originalmente X_p . Caso a perlita não seja formada, X é simplesmente a fração de bainita formada, dando continuidade até a austenita remanescente ser completamente consumida ou a temperatura ser inferior à temperatura de início da transformação martensítica (M_i).

Com isso, a evolução da fração transformada pode ser calculada em qualquer instante efetuando a integração da equação (6.7).

$$X = \int dx = \int f(G)f(T)f(C)f(X)dt \quad (6.18)$$

A vantagem da formulação de Kirkaldy é sua simplicidade relativa, o que favorece a implantação computacional.

É assumido que toda austenita é transformada sob as condições de resfriamento contínuo até a temperatura ambiente, nenhuma austenita retida é presente na microestrutura final. Uma vez a temperatura M_i é atingida, todas as reações anteriores são concluídas e toda austenita remanescente é transformada em martensita.

6.2.3 Temperatura Crítica de Transformação

Para modelar a decomposição da austenita nas fases de equilíbrio (ferrita e perlita) e fora do equilíbrio (bainita e martensita), é importante conhecer as curvas de equilíbrio entre fases, particularmente as temperaturas (A_3 , A_1 e A_{cm}), a composição e a fração volumétrica das fases. Equações empíricas que descrevem as temperaturas de equilíbrio são encontradas na literatura, embora rigorosos modelos termodinâmicos para determinação das temperaturas A_3 e A_1 sejam descritos em [6]. Nesse trabalho, as seguintes relações empíricas (6.19) e (6.20) são utilizadas para o cálculo das temperaturas de equilíbrio [6,29,35].

$$A_3(^{\circ}C) = 912 - 203\sqrt{C} - 15.2\%Ni + 44.7\%Si + 104\%V + 31.5\%Mo + 13.1\%W - 30\%Mn - 11\%Cr - 20\%Cu + 700\%P + 400\%Al + 120\%As + 400\%Ti \quad (6.19)$$

$$A_1(^{\circ}C) = 723 - 10.7\% Mn - 16.9\% Ni + 29\% Si + 16.9\% Cr + 290\% As + 6.4\% W \quad (6.20)$$

Em Kirkaldy e Venugopalan [29], as temperaturas críticas para os constituintes metaestáveis bainita (B_i) e martensita (M_i) são obtidas utilizando as relações empíricas (6.21) e (6.22):

$$B_i(^{\circ}C) = 656 - 58\% C - 35\% Mn - 75\% Si - 15\% Ni - 34\% Cr - 41\% Mo \quad (6.21)$$

$$M_i(^{\circ}C) = 561 - 474\% C - 33\% Mn - 17\% Ni - 17\% Cr - 21\% Mo \quad (6.22)$$

Na formulação de Kirkaldy, as temperaturas críticas B_i e M_i são calculadas para aços contendo adições de Mn, Si, Ni, Cr, Cu e Mo. Li *et al.* [34] ampliaram a base de dados para essa formulação incluindo elementos de microliga, usuais nos modernos aços de alta resistência.

6.2.4 Modificações na Formulação de Kirkaldy e Venugopalan

Li *et al.* [34] observaram que o modelo proposto por Kirkaldy e Venugopalan foi obtido através de transformações isotérmicas e baseado nos diagramas TTT, embora a maioria das transformações de fases nos aços ocorram durante resfriamento contínuo. Com o objetivo de melhorar o desempenho do modelo original de Kirkaldy e Venugopalan, Li *et al.* utilizaram uma abordagem diferente, identificando os parâmetros do modelo através dos diagramas de transformação em resfriamento contínuo ao invés dos diagramas TTT. Li *et al.* [34] verificaram que essa abordagem permite, quando utilizada para determinar a transformação em resfriamento contínuo, uma melhor estimativa da microestrutura final.

Li *et al.* ressaltam que uma grande incerteza na determinação do tempo de início da transformação de fase (1% do volume transformado) é observada. Como na maioria dos diagramas TTT publicados a temperatura de início de transformação é determinada por observações metalográficas, a sua determinação não é precisa considerando o critério de

1% do volume transformado. Os autores observam que o emprego dos diagramas de transformação em resfriamento contínuo são ferramentas mais confiáveis para a calibração do modelo. Como os diagramas TRC são obtidos por dilatométrica e observações metalográficas, a fração volumétrica dos diversos constituintes são obtidas com maior precisão e conseqüentemente exibem informações mais ricas sobre a cinética de transformação. Portanto, utilizando os diagramas de transformação em resfriamento contínuo, Li *et al.* propõem um conjunto de modificações na formulação original de Kirkaldy e Venugopalan para representar a cinética de transformação.

As diferenças entre o modelo de Kirkaldy e Venugopalan e Li *et al.* são: o termo sigmoidal é modificado para $f(X) = X^{0.4(1-X)}(1-X)^{0.4X}$, portanto um menor valor do coeficiente no expoente da função. O modelo modificado foi formulado assumindo que o efeito dos elementos de liga é multiplicativo ao invés de aditivo (modelo original), resultando assim na correção do termo $f(C)$. Os demais termos $f(G)$, $f(T)$ são modificados, resultando nas seguintes equações da cinética de transformação difusional.

Transformação da austenita em ferrita ($A_3 > T > A_1$)

$$\frac{dX}{dt} = \frac{2^{0.41G} (A_3 - T)^3 \exp(-27500/RT) X^{0.4(1-X)} (1-X)^{0.4X}}{\exp(1.0 + 6.31\%C + 1.78\%Mn + 0.31\%Si + 1.12\%Ni + 2.7\%Cr + 4.06\%Mo)} \quad (6.23)$$

Transformação da austenita em perlita ($A_1 > T > B_i$)

$$\frac{dX}{dt} = \frac{2^{0.32G} (A_1 - T)^3 \exp(-27500/RT) X^{0.4(1-X)} (1-X)^{0.4X}}{\exp(-4.25 + 4.12\%C + 4.36\%Mn + 0.44\%Si + 1.71\%Ni + 3.33\%Cr + 5.19\sqrt{\%Mo})} \quad (6.24)$$

Transformação da austenita em bainita ($B_i > T > M_i$)

$$\frac{dX}{dt} = \frac{2^{0.29G} (B_i - T)^3 \exp(-27500/RT) X^{0.4(1-X)} (1-X)^{0.4X}}{\exp(-10.23 + 10.18\%C + 0.85\%Mn + 0.55\%Ni + 0.90\%Cr + 0.36\%Mo)} \quad (6.25)$$

Conseqüentemente, as modificações propostas por Li *et al.* reduzem globalmente a cinética de transformação controlada pela difusão e preveem uma maior temperabilidade dos aços que o modelo original de Kirkaldy e Venugopalan.

Os dois modelos apresentados têm sido aplicados com sucesso em situações térmicas como têmpera e soldagem de aços baixo carbono. Entretanto, esses modelos ignoram a presença do boro no comportamento da decomposição da austenita, uma vez que o boro é geralmente adicionado com o objetivo de aumentar a temperabilidade do aço em aplicações de estampagem a quente. Åkerström [4] propôs uma modificação no modelo original de transformação de Kirkaldy e Venugopalan de maneira a incorporar o efeito do boro na cinética de transformação da ferrita e perlita, incluindo o elemento boro no termo $f(C)$, ou seja, para a transformação ferrítica (6.26):

$$f(C) = (59.6Mn + 1.45Ni + 67.7Cr + 244Mo + K_f B)^{-1} \quad (6.26)$$

e para a transformação perlítica (6.27):

$$f(C) = (1.79 + 5.42(Cr + Mo + 4MoNi) + K_p B)^{-1} \quad (6.27)$$

A modificação de Åkerström reflete o efeito do boro na temperabilidade e reduz a cinética de formação das fases ferrita e perlita. O efeito do boro é ponderado pelas constantes K_f e K_p nas equações (6.26) e (6.27), respectivamente.

Baseado nas modificações propostas por Åkerström, Shapiro [36] identificou novos valores para a energia de ativação de difusão para a formação dos constituintes ferrita, perlita e bainita para o aço ligado ao boro, 22MnB5. Resultados numéricos foram comparados com sucesso com os experimentais de microdureza, após resfriamento contínuo em diferentes condições.

6.3 Transformação Martensítica

A transformação da austenita em martensita é geralmente representada pela relação proposta por Koistinen e Marburger [25]. Sendo a transformação martensítica não

controlada pela difusão do carbono, o modelo proposto é dependente exclusivamente da temperatura, sendo formulado pela equação (6.28):

$$X_m = X_\gamma (1 - e^{-\alpha(M_i - T)}) \quad (6.28)$$

X_m é a fração volumétrica da martensita e X_γ é fração volumétrica da austenita disponível para a reação. O parâmetro α é uma constante, cujo valor geralmente empregado para a maioria dos aços é 0,011 [7].

6.4 Modelo para cálculo da microdureza após resfriamento

Conforme apresentado em Åkerström [4] e Bok *et al.* [28], o desempenho dos modelos pode ser alternativamente avaliado comparando os valores de dureza Vickers (HV) calculados e medidos experimentalmente. Os valores calculados são obtidos através das relações empíricas propostas por Maynier *et al.* [37], as quais relacionam a dureza de uma dada microestrutura com a composição química e com a taxa de resfriamento. Essas relações foram obtidas através da análise estatística de um grande número de diagramas de resfriamento contínuo, sendo expressas pelas equações (6.29), (6.30) e (6.31).

$$HV(\text{Martensita}) = 127 + 949\%C + 27\%Si + 11\%Mn + 8\%Ni + 16\%Cr + 21\text{Log}_{10}V_r \quad (6.29)$$

$$HV(\text{bainita}) = -323 + 185\%C + 330\%Si + 153\%Mn + 65\%Ni + 144\%Cr + 191\%Mo + (89 + 53\%C - 55\%Si - 22\%Mn - 10\%Ni - 20\%Cr - 33\%Mo)\text{Log}_{10}V_r \quad (6.30)$$

$$HV(\text{ferrita/ perlita}) = 42 + 223\%C + 53\%Si + 30\%Mn + 12.6\%Ni + 7\%Cr + 19\%Mo + (10 - 19\%Si + 4\%Ni + 8\%Cr + 130\%V)\text{Log}_{10}V_r \quad (6.31)$$

onde V_r é a taxa de resfriamento na temperatura de 700°C expressa em °C/h. A dureza resultante pode ser calculada utilizando uma simples lei de mistura (6.32), ponderada pelas frações volumétricas dos constituintes formados.

$$HV_T = (X_F + X_P)HV(\text{ferrita/ perlita}) + X_B HV(\text{bainita}) + X_M HV(\text{martensita}) \quad (6.32)$$

Na Figura 6.3, resultados experimentais de dureza após resfriamento contínuo do aço Usibor 1500P a diferentes taxas são comparados aos valores calculados com as relações empíricas propostas por Maynier et al. [37], mostrando uma boa adequação para toda a faixa avaliada.

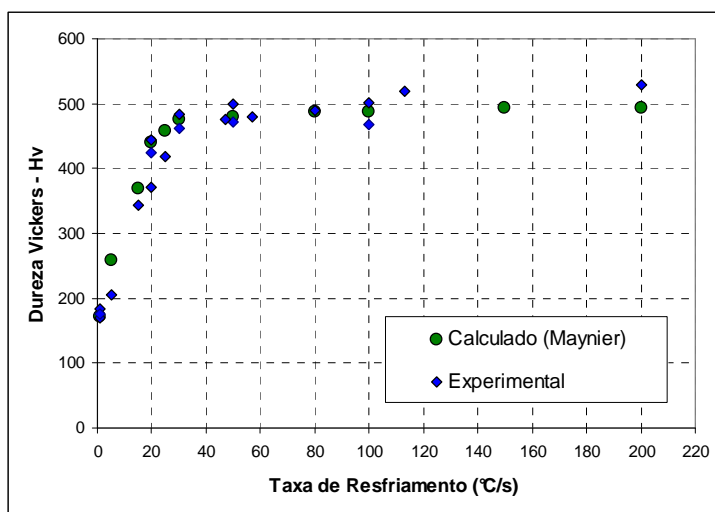


Figura 6.3 Resultados experimentais de dureza após resfriamento contínuo do aço Usibor 1500P são comparados aos valores calculados com as relações empíricas propostas por Maynier. Fonte: ArcelorMittal.

6.5 Resolução Computacional do Modelo de Transformação

A complexidade do histórico local de temperatura e as não-linearidades das equações da cinética de transformação fazem com que uma solução analítica seja muito difícil e dispendiosa. O modelo microestrutural desenvolvido por Kirkaldy e Venugopalan é utilizado para a predição da microestrutura final. Como nenhuma modificação de base no algoritmo será necessária para a resolução das demais variantes do modelo de Kirkaldy e Venugopalan, o método de resolução dos demais modelos será omitido sem perda de generalização.

As equações diferenciais do modelo são resolvidas através de um método/esquema de integração implícito, implementado no programa computacional Matlab. A principal vantagem deste método é o passo de tempo para integração significativamente maior que para os métodos explícitos, reduzindo o tempo computacional [38]. O histórico de temperatura durante todas as etapas envolvidas no processo de estampagem a quente é determinado pela resolução das equações de condução de calor transiente não-linear pelo método dos elementos finitos.

A resolução das equações diferenciais do modelo de transformação é feita pelo método de Newton-Raphson. A integração numérica pelo método de Newton-Raphson é um processo iterativo que permite obter uma adequada precisão com um passo de tempo superior a outros métodos de integração (método de Euler, método de Runge-Kutta de quarta ordem), conforme descrito em [28,38].

A solução das equações diferenciais da cinética de transformação pelo método iterativo de Newton-Raphson pode ser descrita por:

Dadas as equações da taxa de evolução microestrutural propostas por Kirkaldy (6.33):

$$\frac{dX}{dt} = f(G)f(T)f(C)f(X) = F(X) \quad (6.33)$$

onde X é a fração da fase filha desejada e t é a variável tempo. A equação acima pode ser rescrita como (6.34):

$$F(X) \approx \frac{\Delta X}{\Delta t} = \frac{X - X_0}{\Delta t} \quad (6.34)$$

Sendo X a quantidade da fase filha no final do incremento de tempo Δt e X_0 a quantidade no início do incremento de tempo. A equação (6.34) pode ser escrita na forma residual (6.35):

$$R = \frac{X - X_0}{\Delta t} - F(X) \quad (6.35)$$

O objetivo é encontrar X_{a+1} pelo método de Newton-Raphson que converge para a condição $R = 0$.

Inicialmente, X é definido como sendo igual a X_0 e o resíduo é calculado. Se o resíduo é igual ou inferior a uma tolerância definida, a solução é obtida e nenhuma outra iteração é realizada. Se o resíduo é superior à tolerância, X é corrigido através da relação (6.36):

$$X_{a+1} = X_a + \Delta X_{a+1} \quad (6.36)$$

A expansão em séries de Taylor da função $R(X)$ conduz à seguinte relação (6.37):

$$R(X_{a+1}) = R(X_a) + \left. \frac{\partial R}{\partial X} \right|_a \Delta X_{a+1} + \frac{1}{2} \left. \frac{\partial}{\partial X} \left(\frac{\partial R}{\partial X} \right) \right|_a (\Delta X_{a+1})^2 + O((\Delta X_{a+1})^3) + \dots = 0 \quad (6.37)$$

Truncando os termos de ordem superior na equação (6.37), obtém-se (6.38):

$$R(X_{a+1}) = R(X_a) + \left. \frac{\partial R}{\partial X} \right|_a \Delta X_{a+1} = 0 \quad (6.38)$$

Portanto, a correção de X é definida por (6.39):

$$\Delta X_{a+1} = (X_{a+1} - X_a) = -R(X_a) \left(\left. \frac{\partial R}{\partial X} \right|_a \right)^{-1} \quad (6.39)$$

e finalmente,

$$X_{a+1} = X_a - R(X_a) \left(\left. \frac{\partial R}{\partial X} \right|_a \right)^{-1} \quad (6.40)$$

sendo $\frac{\partial R}{\partial X}$ a derivada do resíduo, obtida pela diferenciação da equação (6.35) com relação à variável X , ou seja (6.41):

$$\frac{\partial R}{\partial X} = \frac{1}{\Delta t} - \frac{\partial F(X)}{\partial X} \quad (6.41)$$

Após a atualização da variável X , o resíduo definido pela equação (6.38) pode ser recalculado. O processo iterativo continua até que o valor do resíduo seja inferior à tolerância definida.

6.6 Comparação dos resultados numéricos com resultados experimentais de resfriamento contínuo para o USIBOR 1500P

O centro de pesquisa do grupo ArcelorMittal em Maizières-les-Metz (França) realizou diversos experimentos de resfriamento contínuo em amostras austenitizadas a 925°C durante 5 min em um dilatômetro. A Tabela 6-1 sintetiza os resultados experimentais, apresentando a fração volumétrica dos constituintes formados em função da taxa de resfriamento imposta. Esses resultados serão utilizados para avaliar a capacidade de cada modelo de transformação em prever a microestrutura final do produto durante e após estampagem a quente.

Tabela 6-1 Fração volumétrica dos constituintes formados após resfriamento contínuo. Fonte: ArcelorMittal.

[°C/s]	Martensita (%)	Bainita (%)	Ferrita+pearlita (%)
75	100	0	0
50	100	0	0
30	100	0	0
25	90	10	0
20	80	20	0
15	40	60	0
5	10	50	40
1	0	0	100

Para o cálculo das frações volumétricas de cada constituinte formado, após resfriamento, através dos modelos descritos é necessária a composição química do aço e do tamanho do grão austenítico anteriormente ao início do resfriamento. A composição química considerada é Fe-0.22C-0.27Si-1.2Mn-0.2Cr-0.03Ni-0.03Al-0.035Ti-0.003B.

Turetta [17] estudou a influência da temperatura e tempo de austenitização no crescimento do grão austenítico do Usibor 1500P. Diferentes temperaturas e tempo de austenitização foram utilizados para quantificar o tamanho de grão e os resultados são apresentados na Figura 6.4. Para um ciclo de austenitização de 950°C e 5 min, o tamanho do grão austenítico é de aproximadamente 25 μm , ou seja, um tamanho de grão ASTM de 7,5.

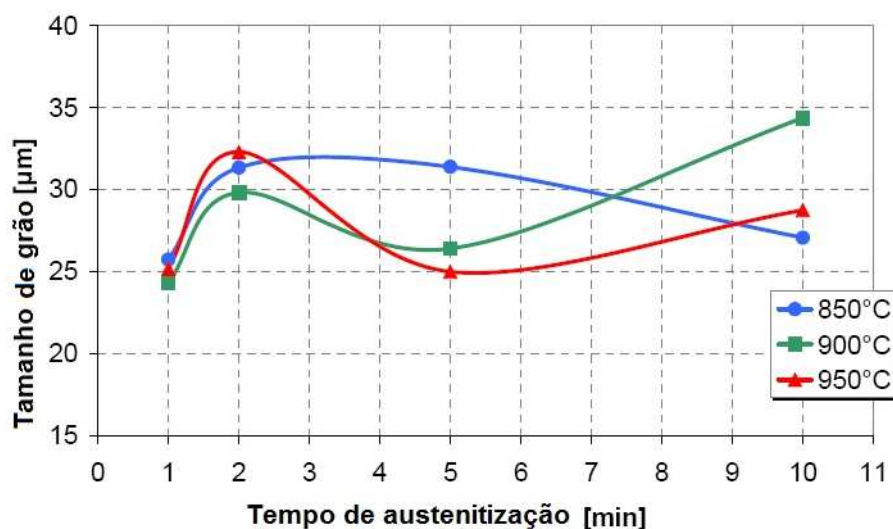


Figura 6.4 Tamanho de grão austenítico em diferentes temperaturas e tempo de austenitização [17].

O autor observou que a temperatura de 850°C não é suficientemente elevada para evitar a presença de ferrita não transformada (Fig. 6.5.a), sendo necessário no mínimo 900°C para obter uma microestrutura completamente austenítica (Fig. 6.5.b) e, conseqüentemente, uma microestrutura final composta majoritariamente por martensita.

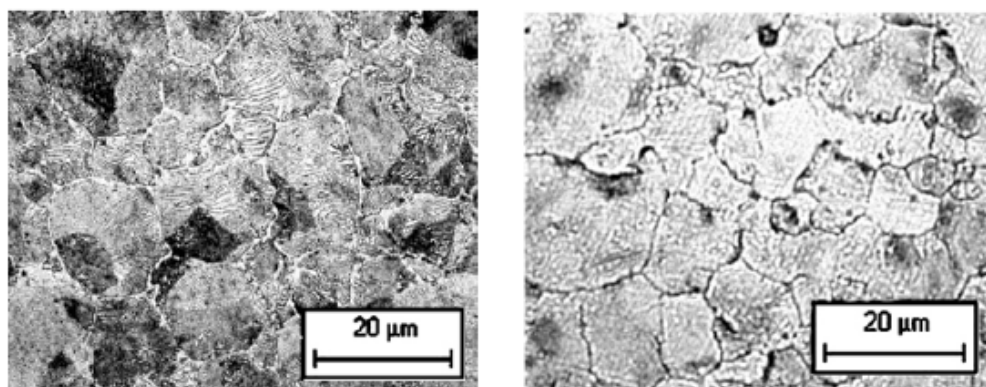


Figura 6.5 Micrografia após resfriamento de amostras austenitizadas nas condições: (a) 5 min a 850°C e (b) 5 min a 900°C [17].

Resultados experimentais de fração volumétrica dos constituintes em função da taxa de resfriamento são comparados com resultados calculados pelo modelo de transformação de Kirkaldy e Venugopalan [29], Li *et al.* [34] e a modificação do modelo Kirkaldy proposto por Åkerström [4] e Shapiro [36], conforme apresentado nas Figuras 6.6 a 6.8.

As quantidades de bainita e martensita, calculadas pelo modelo de Kirkaldy e Venugopalan, são inferiores aos resultados experimentais para todas as faixas de resfriamento avaliadas, fato este explicado pela elevada cinética de transformação ferrítica e perlítica (Fig. 6.6), retardando, portanto, a transformação bainítica (Fig. 6.7) e martensítica (Fig. 6.8). O início da transformação bainítica ocorre somente com taxas de resfriamento superiores a 5°C/s e a transformação martensítica com taxas superiores a 30°C/s, sendo que, para essas mesmas taxas de resfriamento, as frações volumétricas de bainita e martensita obtidas experimentalmente são de 50% e 100%, respectivamente.

As equações propostas por Li *et al.* implicam na redução da cinética de transformação ferrítica e perlítica, permitindo uma melhor estimativa da quantidade desses constituintes. Apesar de prever corretamente a cinética de transformação da ferrita e perlita, o modelo de Li *et al.* superestima a formação de bainita, conduzindo a uma pequena quantidade de martensita em comparação com os resultados experimentais. Para taxas superiores a 10°C/s, a formação de bainita predomina. A fração volumétrica de martensita ultrapassa a fração volumétrica de bainita somente para velocidades de

resfriamento superiores a 35°C/s , sendo que os resultados experimentais mostram uma microestrutura 100% martensítica a partir de 27°C/s .

As modificações propostas por Åkerström e Shapiro do modelo de Kirkaldy e Venugopalan sugerem uma redução generalizada na cinética de formação da ferrita e perlita pelo efeito do boro. As frações volumétricas calculadas de ferrita e perlita são subestimadas. Em consequência, a quantidade de bainita é superestimada para velocidades de resfriamento inferiores a 8°C/s , obtendo-se um valor máximo de 80% de bainita a 5°C/s , onde, para uma mesma velocidade de resfriamento, a fração de bainita obtida experimentalmente não ultrapassa 50%. A quantidade de martensita calculada pelo modelo de Åkerström é a que melhor se aproxima dos resultados experimentais, apesar de superestimar a martensita formada em velocidades de resfriamento entre 10°C/s e 20°C/s , permitindo obter uma microestrutura predominantemente martensítica para taxas de resfriamento superiores a velocidade crítica de resfriamento.

A velocidade crítica de resfriamento obtida experimentalmente é de aproximadamente 27°C/s , ou seja, para resfriamentos superiores a 27°C/s é esperado obter uma microestrutura formada essencialmente por martensita. Pelo modelo de Kirkaldy e Venugopalan, a fração volumétrica de martensita a 25°C/s é nula, para o modelo de Li *et al.* é de aproximadamente 45% e para o modelo de Åkerström superior a 95%. Para uma taxa de resfriamento de 75°C/s , a fração volumétrica de martensita calculada pelo modelo de Kirkaldy e Venugopalan e Li *et al.* é de 60% e 90%, respectivamente, e de 100% para o modelo de Åkerström.

A ausência do efeito do boro no modelo de Kirkaldy e Li *et al.* é uma das causas da baixa fração de martensita calculada para taxas de resfriamento intermediárias. As modificações propostas por Li *et al.* efetivamente reduzem a cinética de transformação controlada pela difusão, conduzindo a uma maior temperabilidade dos aços que o modelo original de Kirkaldy e Venugopalan, entretanto insuficiente para prever corretamente a cinética de transformação para os aços ligados ao boro.

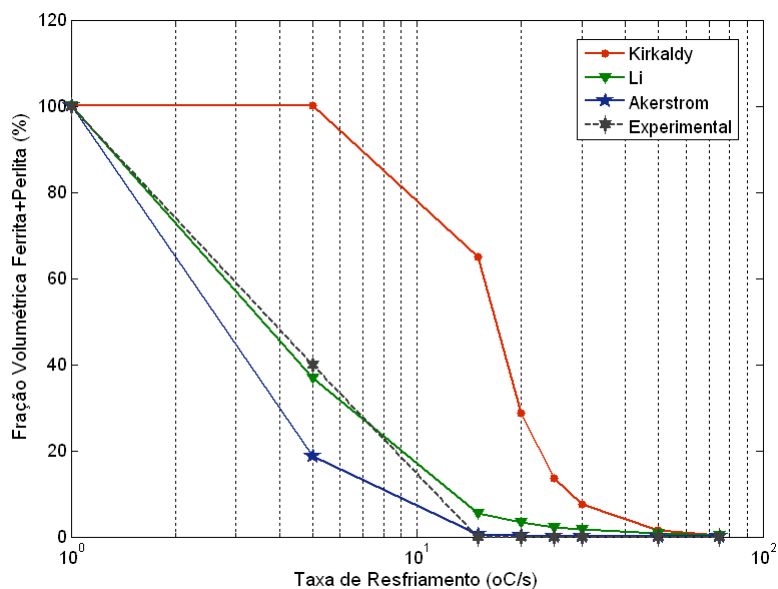


Figura 6.6 Comparação entre os valores experimentais de fração volumétrica de ferrita e perlita formada em função da taxa de resfriamento e os modelos: Kirkaldy; Li; Akerström.

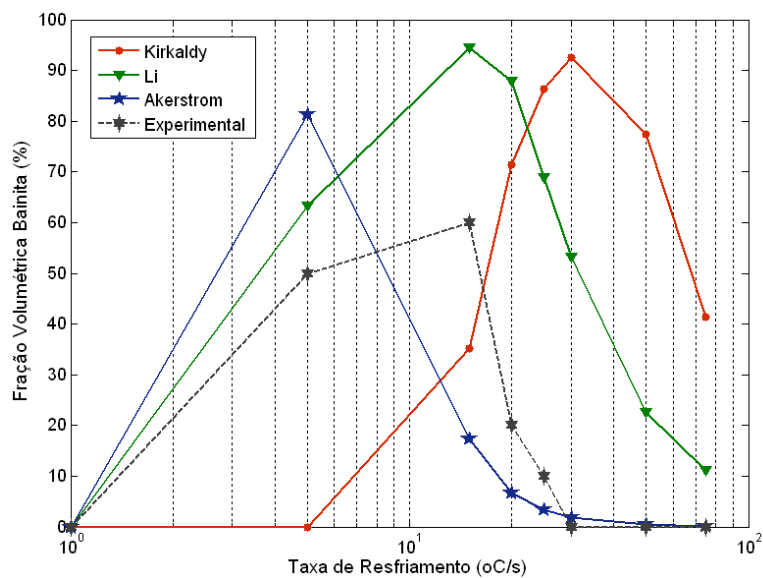


Figura 6.7 Comparação entre os valores experimentais de fração volumétrica de ferrita e perlita formada em função da taxa de resfriamento e os modelos: Kirkaldy; Li; Akerström; Akerström com novos parâmetros identificados.

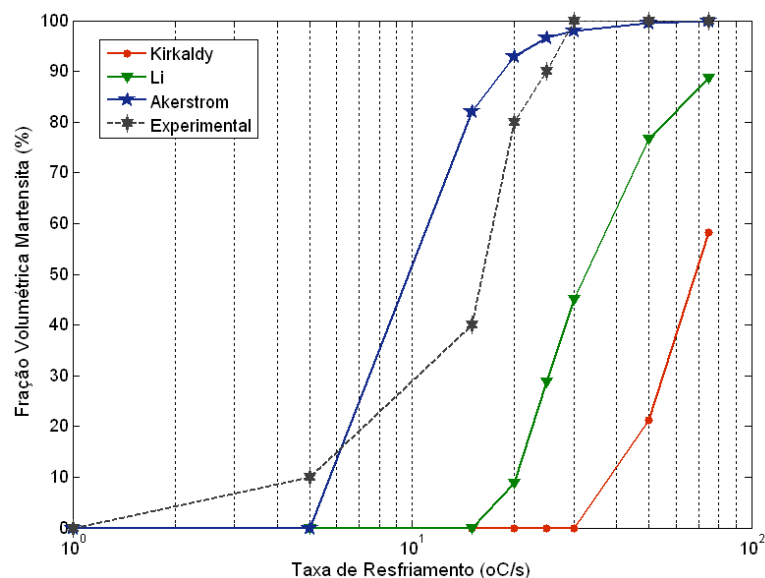


Figura 6.8 Comparação entre os valores experimentais de fração volumétrica de ferrita e perlita formada em função da taxa de resfriamento e os modelos: Kirkaldy; Li; Akerström; Akerström com novos parâmetros identificados.

6.7 Ajuste dos parâmetros do modelo de cinética de decomposição da austenita

O avanço no desenvolvimento de processos de estampagem a quente para a obtenção de propriedades diferenciais através de uma têmpera parcial ou localizada da peça conduz a uma necessidade crescente de aprimorar a simulação do tratamento térmico, tanto nos aspectos térmicos como metalúrgicos.

Apesar da modificação do modelo de Kirkaldy pela adição da influência do boro na cinética de formação da ferrita e perlita, proposta por Åkerström, apresentar uma maior proximidade com os resultados experimentais, os resultados numéricos obtidos para a formação das fases controladas por difusão são inadequados para uma correta predição dos constituintes formados e das propriedades mecânicas obtidas em peças estampadas a quente por têmpera parcial. Uma calibração do modelo de Kirkaldy e Åkerström é proposta com o objetivo de melhor representar os resultados experimentais das frações volumétricas dos constituintes formados em resfriamento contínuo para o Usibor 1500P.

A calibração do modelo é realizada identificando os valores dos parâmetros que melhor ajustam os resultados numéricos com os resultados experimentais, através da resolução

de um problema de otimização. O problema pode ser enunciado como sendo: identificar os valores de energia de ativação $Q_{Ferrita}$, $Q_{Perlita}$ e $Q_{Bainita}$ e os coeficientes de influência do boro na cinética de formação dos constituintes ferrita K_f e perlita K_p que minimizam o erro médio quadrático (MSE – *Mean Square Error*) entre as frações volumétricas de ferrita, perlita, bainita e martensita e os valores experimentais para as diferentes taxas de resfriamento, ou ainda (6.42):

Minimizar:

$$MSE(h) = \frac{1}{N} \sum_{F=1}^3 \sum_{p=1}^n (X_F(\bar{h}) - X_n)^2 \quad (6.42)$$

onde \bar{h} é o vetor com as variáveis de decisão;

n é o número de pontos experimentais (taxas de resfriamento);

X_F é o vetor de fração volumétrica calculada;

X_n é o vetor de fração volumétrica experimental para a n-ésima taxa de resfriamento.

Algoritmo Genético foi utilizado para a resolução do problema descrito em (6.42) e identificação dos parâmetros ótimos do problema. Algoritmos Genéticos são algoritmos de otimização global, baseados nos mecanismos de seleção natural e da genética. Eles empregam uma estratégia de busca paralela e estruturada, mas aleatória, que é voltada em direção ao reforço da busca de pontos de "alta aptidão", ou seja, pontos nos quais a função a ser minimizada (ou maximizada) tem valores relativamente baixos (ou altos). Apesar de aleatórios, eles não são caminhadas aleatórias não direcionadas, pois exploram informações históricas para encontrar novos pontos de busca onde são esperados melhores desempenhos. Isto é feito através de processos iterativos, onde cada iteração é chamada de geração. Inicialmente, é gerada uma população formada por um conjunto aleatório de indivíduos que podem ser vistos como possíveis soluções do problema. Durante o processo evolutivo, esta população é avaliada: para cada indivíduo é dada uma nota, ou índice, refletindo sua habilidade de adaptação a determinado ambiente. Uma porcentagem dos mais adaptados é mantida, enquanto os outros são descartados (darwinismo). Os membros mantidos pela seleção podem sofrer modificações em suas características fundamentais através de mutações e cruzamento

(*crossover*) ou recombinação genética gerando descendentes para a próxima geração. Este processo, chamado de reprodução, é repetido até que uma solução satisfatória seja encontrada.

A resolução do problema descrito em (6.42) pelo método dos Algoritmos Genéticos foi obtida através do uso do programa computacional Matlab. Os valores das energias de ativação e dos parâmetros K_f e K_p identificados para as frações volumétricas e taxas de resfriamento da Tabela 6-1 são apresentados na Tabela 6-2. Os mesmos são comparados com os parâmetros apresentados em Åkerström [4].

Tabela 6-2 Parâmetros do modelo de cinética de decomposição da austenita.

	Qf	Qp	Qb	Kf	Kp
Åkerström	23000	27500	27000	190000	3100
Identificado	21100	28466	29680	212852	2241

Os novos parâmetros identificados permitem determinar a fração volumétrica dos constituintes com maior exatidão do que os demais modelos apresentados. Conforme ilustrado nas Figuras 6.9, 6.10 e 6.11, a quantidade de ferrita + perlita, bainita e martensita estão bem ajustados aos valores obtidos experimentalmente para o Usibor 1500P. Observa-se que a variação na energia de ativação não foi suficiente para caracterizar a cinética de decomposição da austenita nos diferentes constituintes, o termo de influência do boro na transformação ferrítica e perlítica é necessário para o correto ajuste do modelo de Kirkaldy.

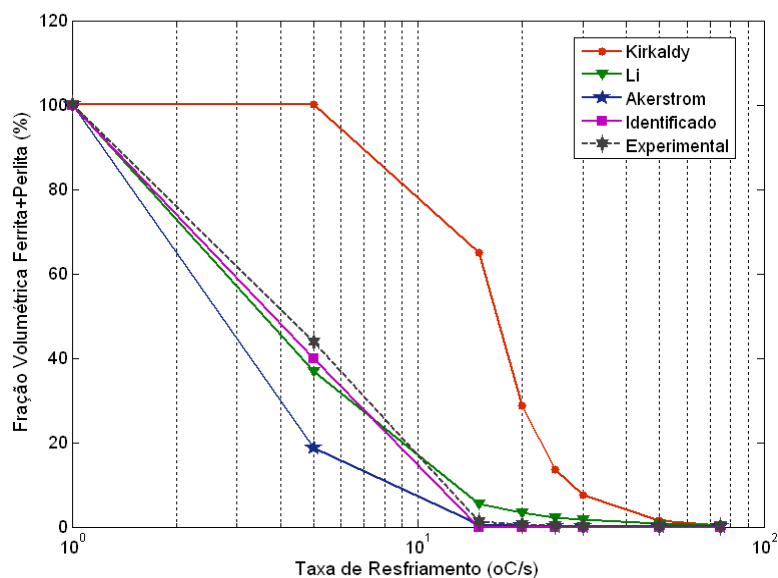


Figura 6.9 Comparação entre os valores experimentais de fração volumétrica de ferrita e perlita formada em função da taxa de resfriamento e os modelos: Kirkaldy; Li; Akerström; Akerström com novos parâmetros identificados.

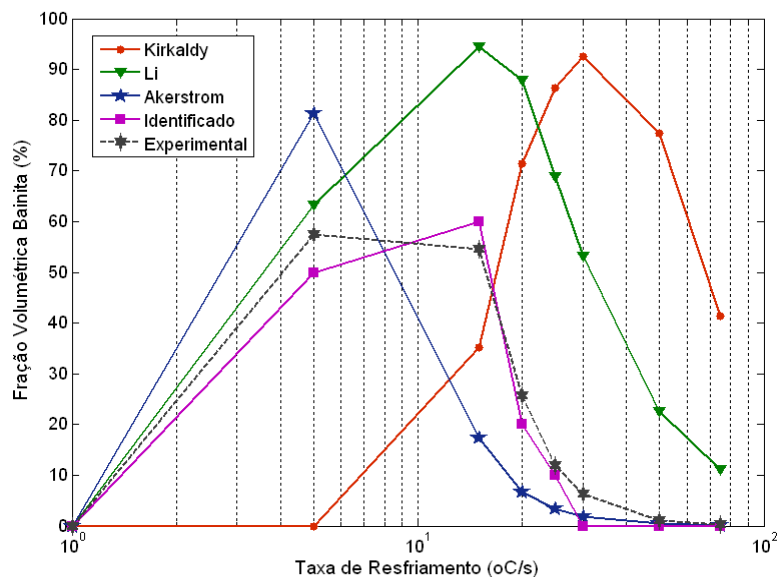


Figura 6.10 Comparação entre os valores experimentais de fração volumétrica de bainita formada em função da taxa de resfriamento e os modelos: Kirkaldy; Li; Akerström; Akerström com novos parâmetros identificados.

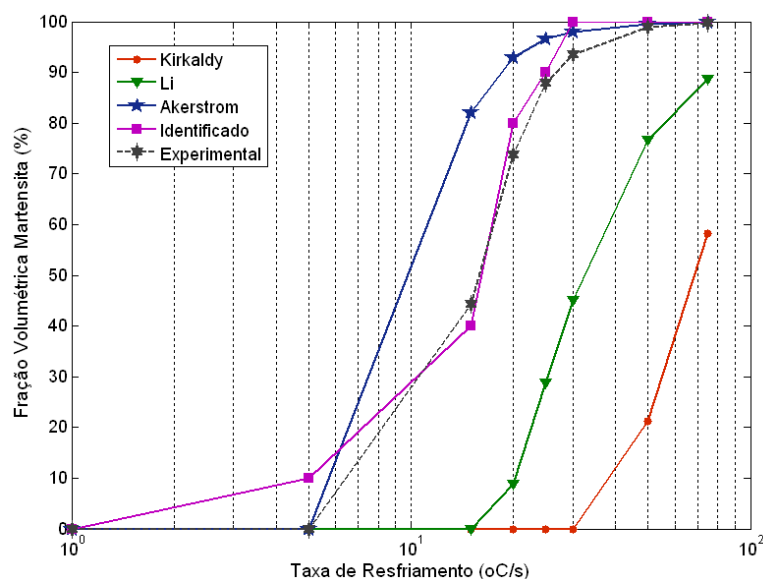


Figura 6.11 Comparação entre os valores experimentais de fração volumétrica de martensita formada em função da taxa de resfriamento e os modelos: Kirkaldy; Li; Akerström; Akerström com novos parâmetros identificados.

A Figura 6.12 apresenta os resultados de microdureza calculados pelas relações de Maynier *et al.* [37], e os resultados experimentais. Os resultados calculados representam corretamente a evolução da microdureza com a taxa de resfriamento. Para uma microestrutura composta essencialmente de fase martensita, ou seja, para taxas de resfriamento superiores a 27°C/s , os valores experimentais e calculados são idênticos. Considerando que ensaios de microdureza são mais simples e baratos de serem realizados que ensaios metalográficos para quantificar a microestrutura formada, conclui-se que medições de microdureza realizadas em peças estampadas são boas referências para a validação de modelos de simulação numérica do processo de estampagem a quente.

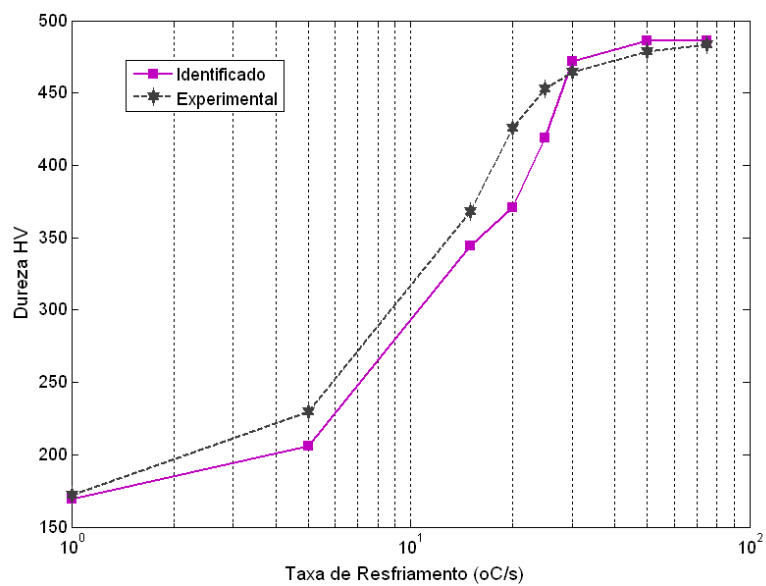


Figura 6.12 Comparativo entre os valores experimentais de microdureza HV e os valores calculados pelas relações de Maynier *et al.* [37].

7 Validação do Modelo de Simulação Numérica pelo Método dos Elementos Finitos

Métodos numéricos, como o método de elementos finitos, são comumente empregados na simulação de processos de manufaturas, exemplo da simulação de estampagem, e funcionalidade de componentes estruturais, sendo a simulação de impacto (*crash-test*), análise de rigidez e análise modal de carrocerias alguns exemplos.

A simulação por elementos finitos das operações de estampagem a quente envolve um grande número de dificuldades, como a obtenção de valores confiáveis para os parâmetros e propriedades materiais dependentes da temperatura e da taxa de deformação, a consideração dos efeitos térmicos no comportamento mecânico e microestrutural do material. Portanto, para uma correta simulação é necessário um adequado entendimento e descrição dos fenômenos físicos através da definição de modelos matemáticos, determinação experimental dos parâmetros materiais e térmicos, uma correta junção entre os fenômenos físicos envolvidos e um eficiente esquema de resolução numérica.

Os resultados da simulação permitem definir a priori a geometria da ferramenta e do blank inicial, bem como as condições de processo que conduzem a uma peça geometricamente correta e que atenda os requisitos estruturais, sem defeitos como formação de dobras, estrição e/ou ruptura da peça, integridade do revestimento, entre outros. Outro importante resultado é a distribuição de espessura e resistência do material para serem utilizadas como dados de entrada na simulação de impacto veicular (*crash-test*).

LS-DYNA é um software de simulação de fenômenos multifísicos desenvolvido pela empresa LTSC - *Livermore Software Technology Corporation*, sendo a principal área de competência a simulação de problemas dinâmicos transientes e fortemente não lineares pelo método dos elementos finitos empregando um esquema de integração explícito. O software é utilizado em larga escala na indústria automobilística,

aeroespacial, manufatura e militar na simulação de *crash-test*, processos de conformação, vibroacústica, balística, entre outros.

LS-DYNA possui diversas ferramentas que são úteis na construção do modelo de estampagem a quente, por exemplo: formulação explícita para simulação de fenômenos dinâmicos de alta frequência, comumente utilizado na simulação de estampagem; transferência de calor por condução, convecção e radiação; condutância de contato entre peça/ferramenta como função da pressão de contato; modelos de materiais com propriedades dependentes da temperatura, entre outros.

7.1 Exemplo 01 - Identificação da Resistência Térmica de Contato

O objetivo dessa seção é apresentar uma abordagem para estimar a resistência térmica de contato entre a superfície do blank (quente) e da ferramenta (fria) quando ambas estão em contato mecânico e submetidas a uma determinada pressão de contato. A resistência térmica de contato é obtida através de um modelo de elementos finitos do aparato experimental e técnicas de identificação de parâmetros.

O centro de pesquisa do grupo ArcelorMittal em Montataire/França desenvolveu um aparato experimental para a determinação da resistência térmica de contato que permite reproduzir as condições reais de estampagem. Assim sendo, a forma das ferramentas experimentais foi definida de maneira a melhor reproduzir a estampagem a quente de algumas peças de reforço de um veículo. Esta ferramenta é composta de uma matriz em forma de Ω e um punção em aço Z160CDV12 tratado termicamente montado em uma prensa hidráulica de dez toneladas (Fig. 7.1). Tanto a matriz, como o punção e o corpo de prova (blank) é equipada de termopares que permitem o acompanhamento dos fenômenos térmicos envolvidos.

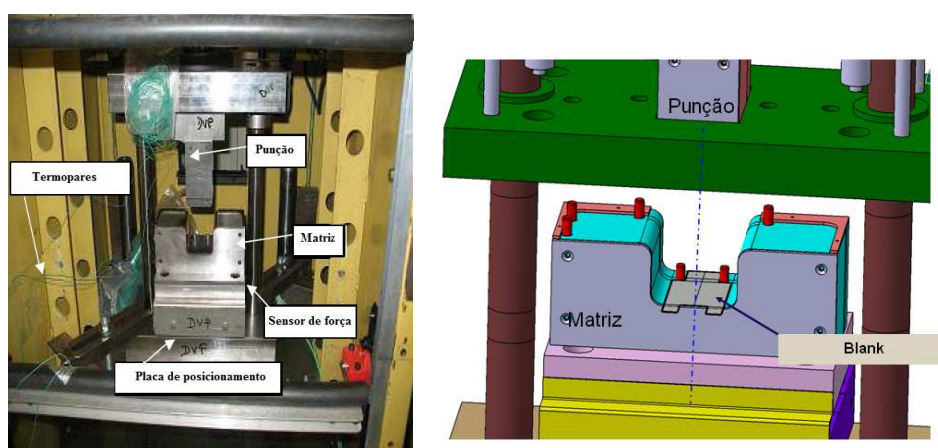


Figura 7.1 Bancada experimental para determinação da resistência térmica de contato (ArcelorMittal R&D Montataire).

Apesar de a bancada experimental permitir simular a estampagem de uma peça em forma de Ômega, serão utilizados resultados de testes de têmpera, sem deformação, no fundo da matriz para a análise da resistência térmica de contato, conforme ilustrado na Figura 7.2. Diferentes pressões de contato podem ser estabelecidas alterando a força exercida pelo punção.

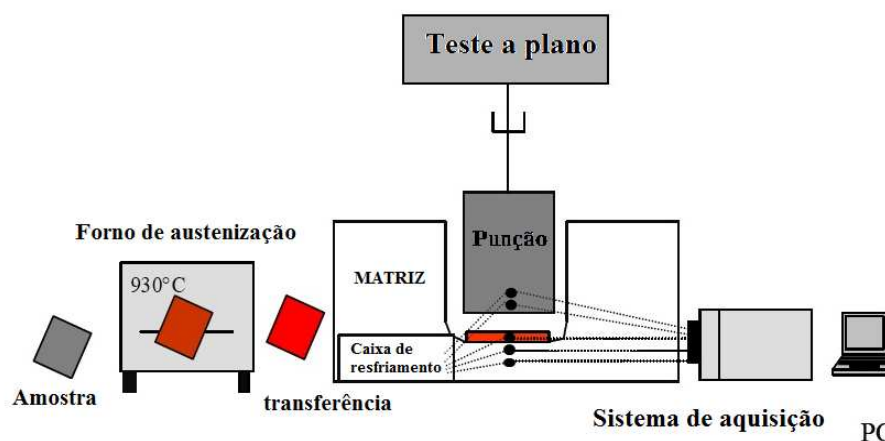


Figura 7.2 Procedimento Experimental para a obtenção da resistência térmica de contato através do ensaio de têmpera do blank no fundo da matriz.

O problema físico foi modelado no software de elementos finitos LS-Dyna. Para considerar o efeito tridimensional da transferência de calor entre blank e ferramenta, a matriz, o prensa-chapa e o punção foram modelados com elementos sólidos hexaédricos

e são considerados como sólidos não deformáveis. O blank foi modelado com elementos de casca retangulares de primeira ordem. A formulação térmica do elemento utilizado considera que os quatro nós são tratados internamente como elementos volumétricos de doze nós (quatro nós no plano do elemento e três nós ao longo da espessura) [39]. Os três nós na espessura do elemento permitem a utilização de funções de interpolações quadráticas e o cálculo do gradiente de temperatura (fluxo de calor) ao longo da espessura do material.

Os termopares instalados na matriz, punção e blank são definidos no modelo numérico pelo posicionamento de nós da malha na posição espacial dos termopares (termopares virtuais – Fig. 7.3).

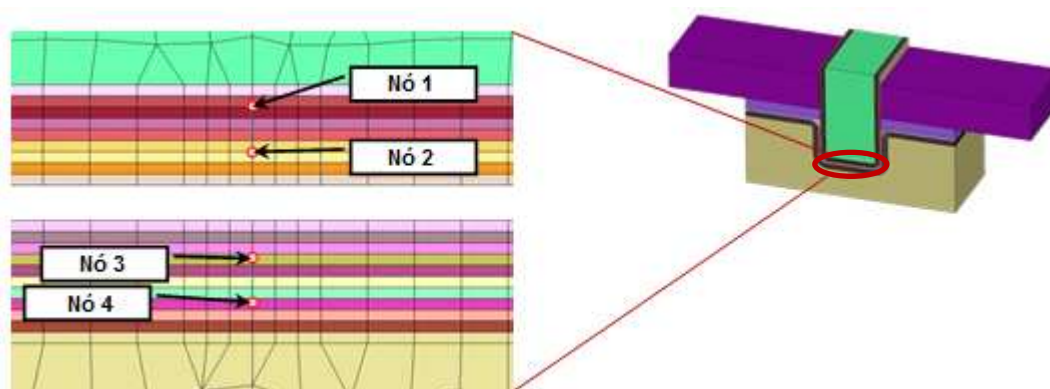


Figura 7.3 Modelo numérico da ferramenta de estampagem. Posição dos termopares definido pelos nós da malha localizados na mesma posição da ferramenta real.

Os blanks de Usibor 1500P e 1.55mm de espessura são aquecidos a 950°C em um forno de austenitização, aquecido por resistências elétricas. Os blanks são transferidos manualmente do forno até a prensa e, na sequência, o punção é fechado exercendo a pressão desejada na superfície do material. A temperatura de início de têmpera é de aproximadamente 650°C. A temperatura inicial da matriz e punção é de 20°C. Os primeiros 20 s de têmpera são simulados e os resultados de temperatura são registrados para todos os termopares virtuais. A Figura 7.4 ilustra a variação da temperatura durante a operação de têmpera. Os dois pontos quentes observados na matriz e punção são devido à geometria do blank (alças para movimentação).

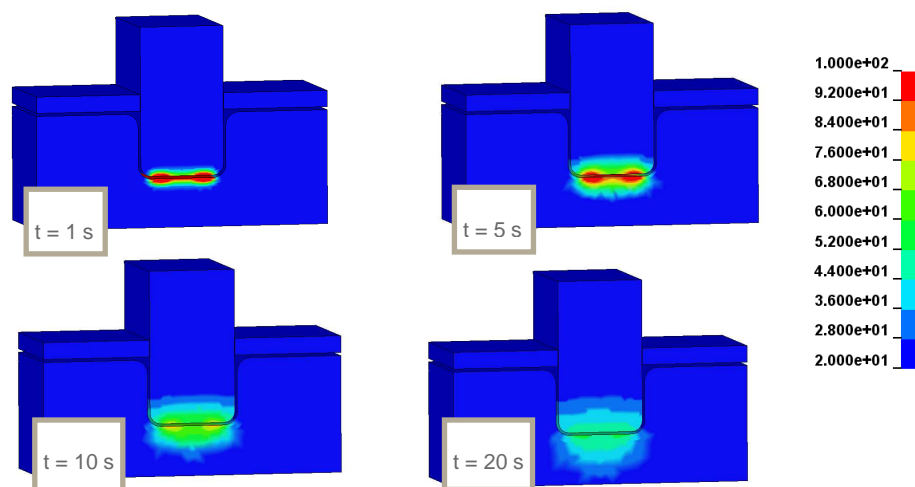


Figura 7.4 Evolução do campo de temperatura na matriz e punção durante os 20s de têmpera.

Na Figura 7.5, o perfil de temperatura do blank obtido após a simulação da etapa de têmpera submetido a uma pressão de contato constante (10 MPa) é apresentado, juntamente com resultados obtidos experimentalmente. A resistência térmica em função da pressão de contato utilizada na análise é a proposta por Bakri [19]. Apesar da temperatura calculada no final da têmpera estar bem ajustada aos valores experimentais, é possível observar que a evolução da temperatura é significativamente diferente no domínio da transformação martensítica ($< 400^{\circ}\text{C}$). A mesma diferença é observada no perfil de temperatura da matriz (Fig. 7.6) e do punção (Fig. 7.7).

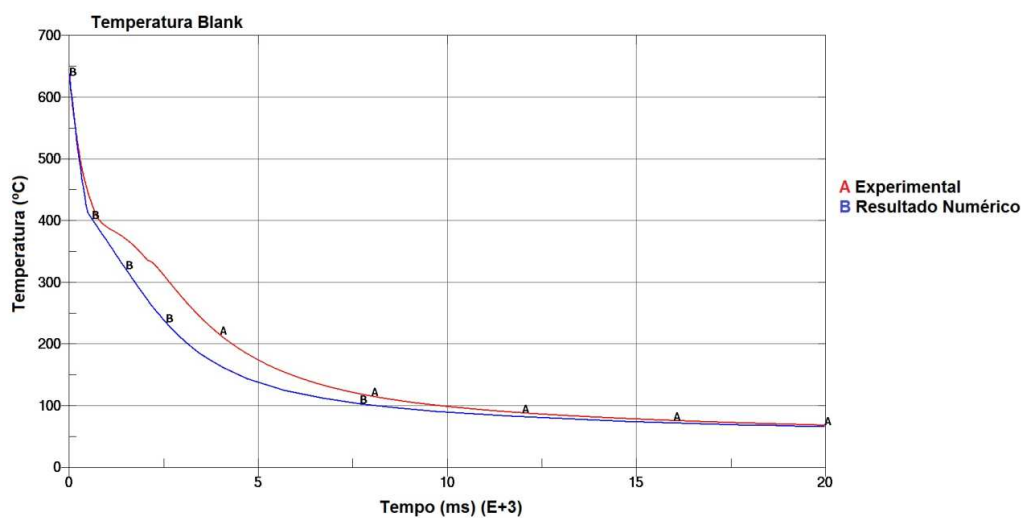


Figura 7.5 Perfil de temperatura do blank experimental e numérico durante têmpera com pressão de contato de 10MPa.

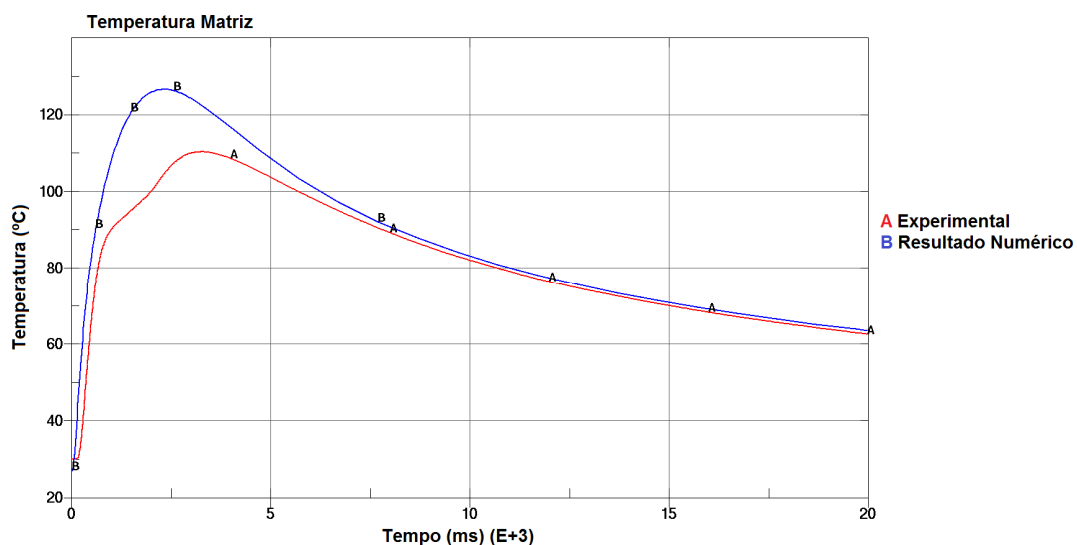


Figura 7.6 Perfil de temperatura no interior da matriz experimental e numérico durante têmpera com pressão de contato de 10MPa.

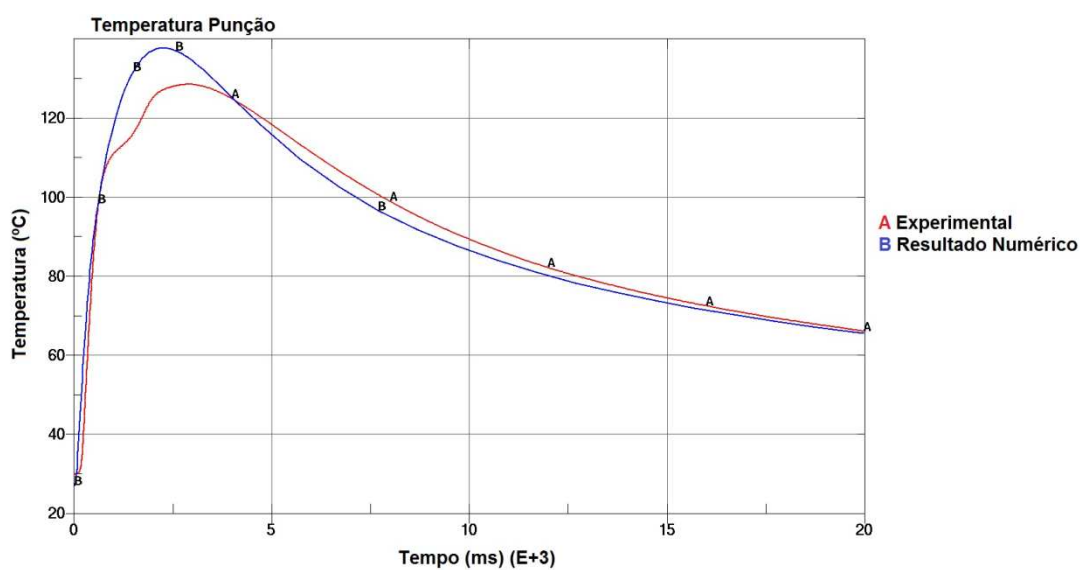


Figura 7.7 Perfil de temperatura no interior do punção experimental e numérico durante têmpera com pressão de contato de 10MPa.

Essa diferença se deve ao fato da resistência térmica de contato de Bakri [19] ser definida como sendo o valor estático do parâmetro, ou seja, definido na região a partir da qual acontece a estabilização dos valores da resistência térmica (Fig. 7.8), desconsiderando a perturbação na curva ocasionada pelo calor latente dissipado durante a transformação da austenita em martensita.

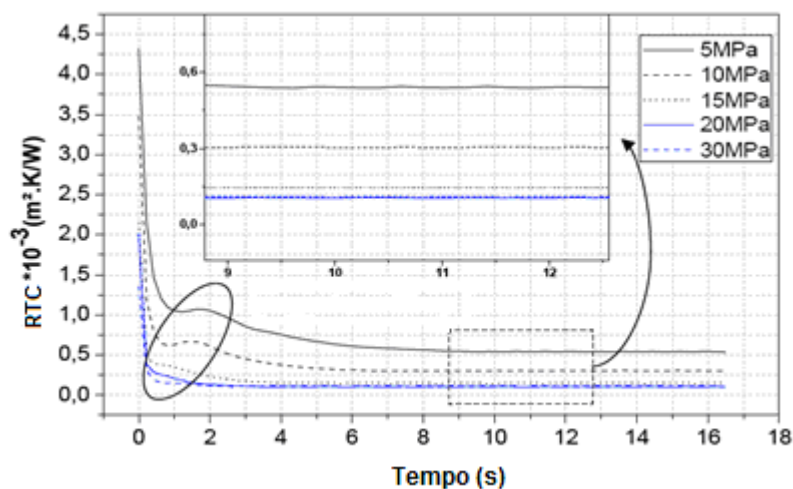


Figura 7.8 Resistência Térmica de Contato Estática [19]. Região de estabilidade ilustrada pelo retângulo pontilhado.

Um procedimento numérico para a determinação da resistência térmica de contato equivalente considerando a evolução microestrutural durante a fase de têmpera é apresentado. O termo equivalente significa que ao invés de calcular o parâmetro para cada aquisição de temperatura e extrair um único valor na região de regime estável, propõe-se obter o parâmetro que melhor ajusta todos os pontos do perfil de temperatura experimental com o simulado, incluindo a região de mudança de fase (austenita em martensita), através da resolução de um problema de otimização.

O problema é resolvido com o auxílio do programa LS-OPT em combinação com o LS-DYNA. O algoritmo de otimização é baseado no Método de Superfície de Resposta Sequencial (MSRS) [40], uma abordagem fundamentada na construção de uma superfície de resposta (tipicamente um polinômio linear) em uma sub-região do espaço de análise para determinar um valor ótimo aproximado. A cada iteração, um novo espaço de busca é centrado no valor ótimo precedente onde um conjunto de soluções candidatas é definido. A progressão do algoritmo de otimização é feita movendo o centro da região de interesse, bem como reduzindo o seu tamanho. A Figura 7.9 ilustra uma possível adaptação da região de busca.

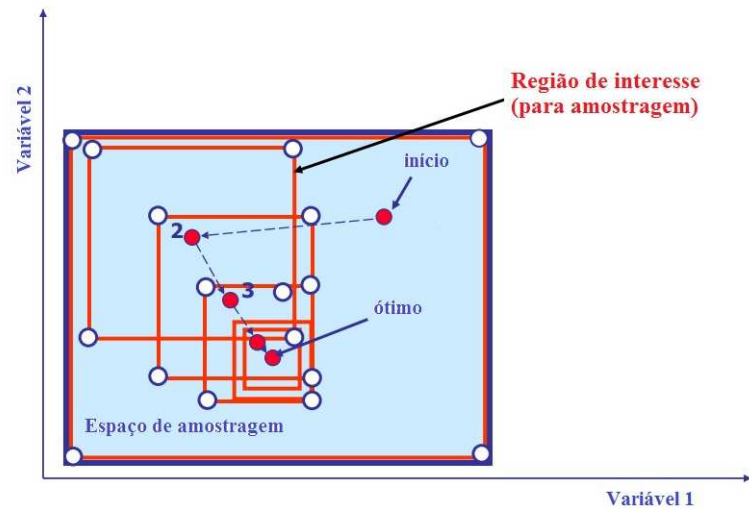


Figura 7.9 Adaptação do espaço de busca ao longo do processo de otimização pelo Método de Superfície de Resposta Sequencial.

Em resumo, o problema proposto é baseado na identificação da resistência térmica de contato que minimiza o erro médio quadrático (MSE – *Mean Square Error*) entre os valores de temperatura calculado e os valores obtidos experimentalmente em cada tempo de aquisição, ou seja (7.1):

Minimizar:

$$\mathfrak{R}(h) = MSE_{Blank_Temp} + MSE_{Punção_Temp} + MSE_{Matriz_Temp} \quad (7.1)$$

com:

$$MSE = \frac{1}{P} \sum_{p=1}^P \left(\frac{f_p(\bar{h}) - G_p}{s_p} \right)^2 \quad (7.2)$$

onde \bar{h} é o vetor com as variáveis de decisão (resistência térmica de contato);

p é o número de pontos experimentais;

$f_p(h)$ é a temperatura calculada e função da variável de decisão;

G_p é o p-ésimo valor de temperatura medida;

s_p é o fator de escala para a normalização dos dados.

A convergência é obtida em menos de cinco iterações, conforme ilustrado pelo histórico de otimização na Figura 7.10. O valor da resistência térmica de contato identificado

para os contatos da face matriz e punção são, respectivamente: $4,2 \times 10^{-4} \text{ m}^2 \cdot \text{K/W}$ e $2,9 \times 10^{-6} \text{ m}^2 \cdot \text{K/W}$.

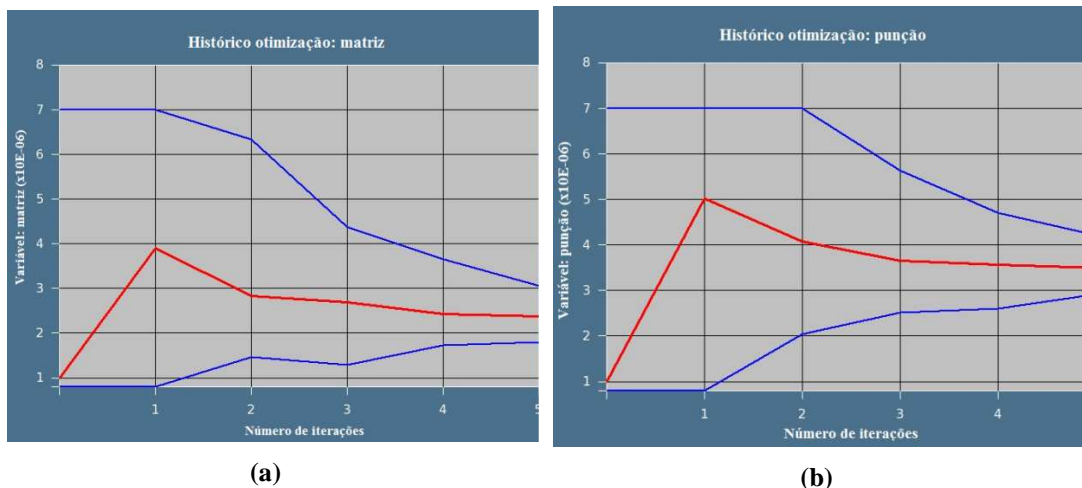


Figura 7.10 Histórico de otimização para a matriz (a) e punção (b). O eixo das abscissas representa o número da iteração e o eixo das ordenadas o valor da resistência térmica de contato. A curva vermelha é a evolução do parâmetro a cada iteração e as azuis representam a progressão e redução da região de busca.

As Figuras 7.11 a 7.13 ilustram a evolução da temperatura do blank e no interior da matriz e punção com os parâmetros obtidos no processo de calibração do modelo de transferência de calor (7.2). Observa-se que as curvas obtidas descrevem corretamente a evolução de temperatura experimental para todo o tempo de análise, particularmente na região de início da transformação martensítica.

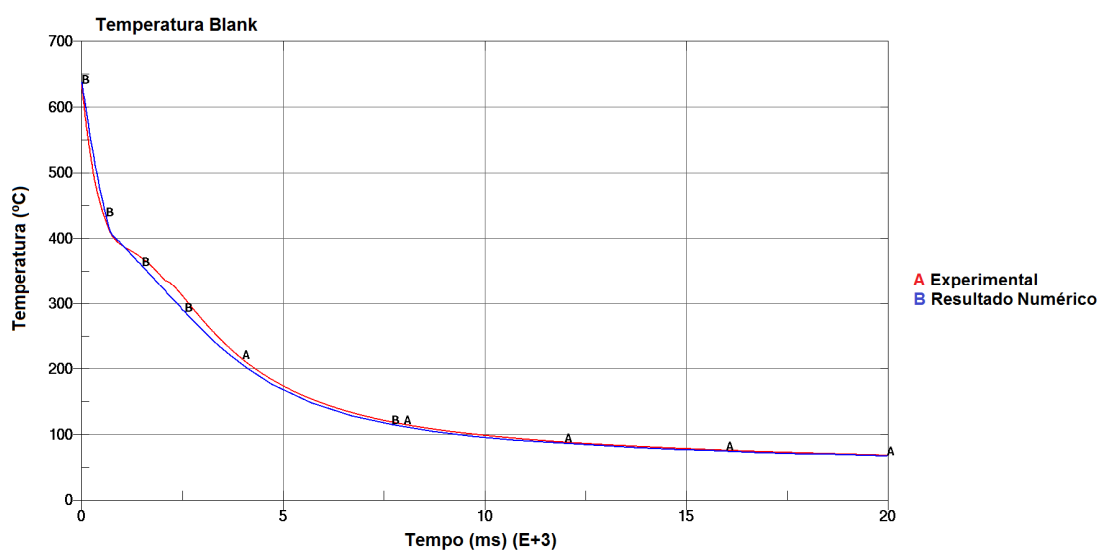


Figura 7.11 Perfil de temperatura do blank experimental e numérico durante têmpera com pressão de contato de 10MPa.

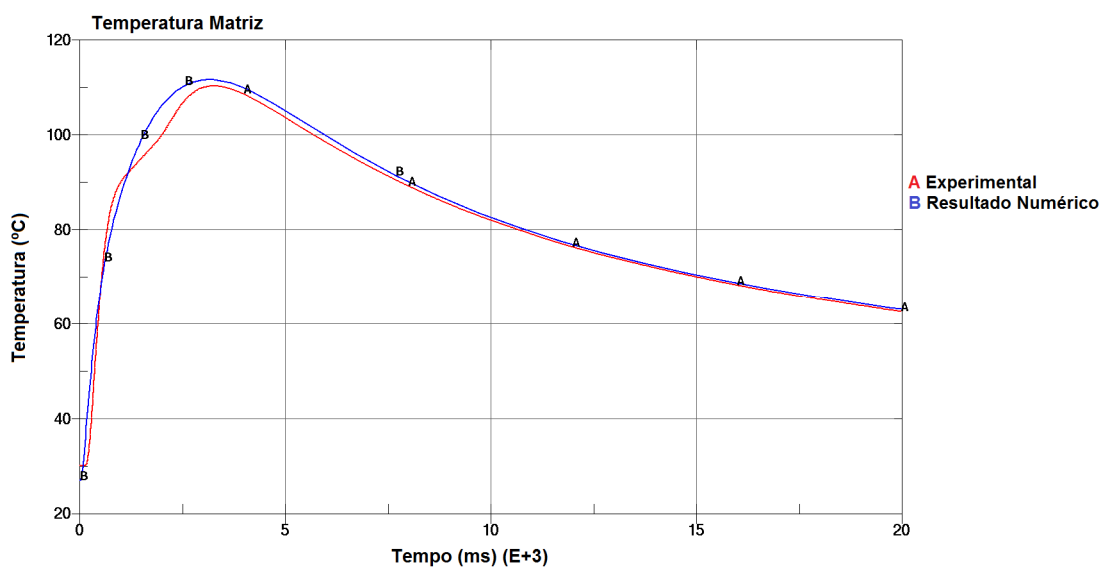


Figura 7.12 Perfil de temperatura no interior da matriz experimental e numérico durante têmpera com pressão de contato de 10MPa.

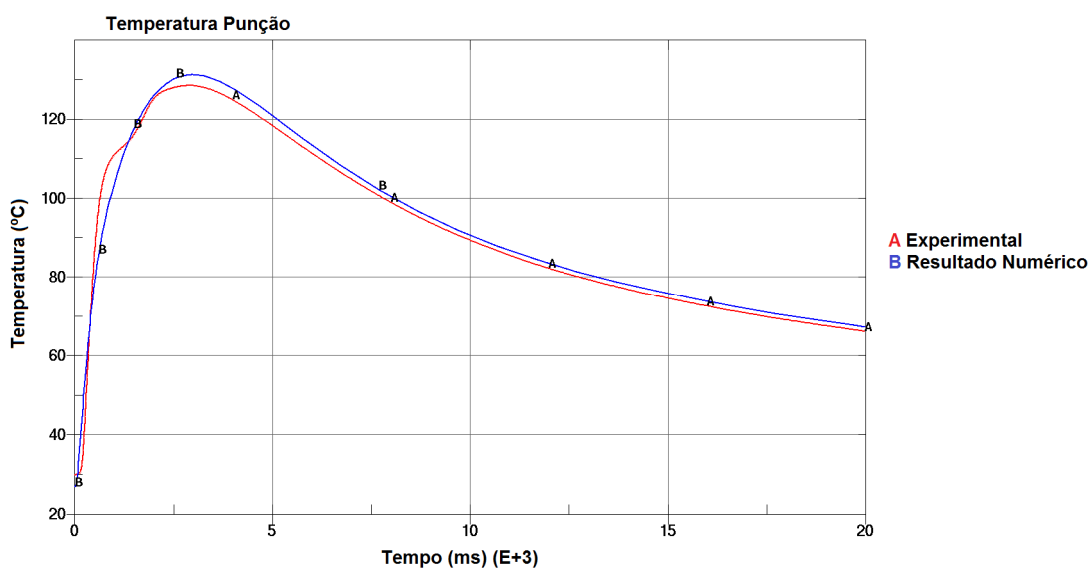


Figura 7.13 Perfil de temperatura no interior do punção experimental e numérico durante têmpera com pressão de contato de 10MPa.

Em resumo, uma eficiente metodologia para identificar a resistência térmica de contato equivalente através de um método de otimização global foi apresentada e implementada no software LS-Opt. Os valores de temperatura experimentais foram corretamente ajustados utilizando os parâmetros identificados, enquanto os resultados de simulação com a resistência térmica de contato em regime estável (Bakri [19]) não ajustam corretamente o histórico de temperatura. O calor latente dissipado na transformação martensítica tem um papel importante na identificação da resistência térmica de contato.

7.2 Exemplo 02 - Simulação Coluna B

A peça de referência para a validação dos resultados numéricos corresponde a parte inferior de uma coluna B (Fig. 7.17.a). Resultados experimentais foram obtidos após ensaios de estampagem a quente na prensa hidráulica situada no centro de pesquisa do grupo ArcelorMittal em Montataire, França (Fig 7.14).



Figura 7.14 Prensa hidráulica para estampagem da coluna B (ArcelorMittal Montataire).

O problema físico foi inteiramente modelado no software de elementos finitos LS-DYNA (Fig. 7.15). O blank foi modelado com elementos de casca retangulares de primeira ordem e integração completa (elform = 16 [27]) e cinco pontos de integração na espessura. As ferramentas são consideradas superfícies não deformáveis. A formulação térmica do elemento utilizado considera que os quatro nós são tratados internamente como elementos volumétricos de doze nós (quatro nós no plano do elemento e três nós ao longo da espessura) [39]. Os três nós na espessura do elemento permitem a utilização de funções de interpolações quadráticas e o cálculo do gradiente de temperatura (fluxo de calor) ao longo da espessura do material. Um modelo constitutivo elasto-viscoplástico com efeito térmico (MAT106 [27]) é utilizado.

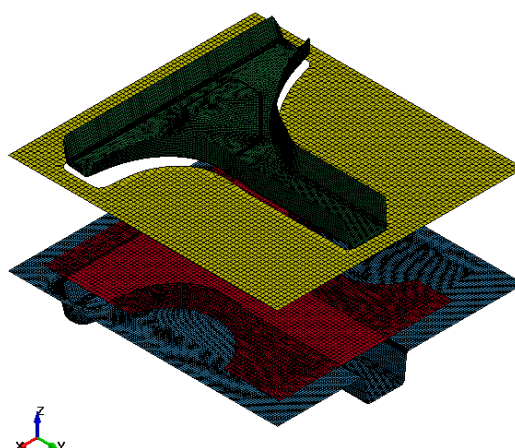


Figura 7.15 Modelo LS_DYNA de simulação do processo de estampagem a quente.

A simulação da estampagem é realizada adotando os seguintes parâmetros de processo que reproduzem as condições de ensaio:

- Deslocamento do punção: 73,65 mm
- Velocidade do punção: 38 mm/s
- Velocidade de simulação: 5 mm/ms
- Espessura do blank: 1,5 mm
- Espessura equivalente da ferramenta: 60 mm
- Distância entre o blank e prensa chapas: 1,88 mm
- Coeficiente de atrito: 0,20, 0,30 and 0,4
- Coeficiente de troca térmica em função da distância ferramenta/blank e da pressão de contato
- Temperatura inicial do blank: 774°C
- Temperatura inicial da matriz: 20°C

A temperatura inicial da matriz é determinada considerando condições de ensaio em laboratório, ou seja, sem o efeito de aquecimento devido à cadência de produção. Os artifícios numéricos de aumento velocidade de estampagem e aumento da massa foram utilizados com o objetivo de reduzir o tempo de cálculo.

Em estampagem a quente, o prensa chapas não exerce a função de manter a chapa sob pressão para evitar a formação de rugas, pois nesse caso o resfriamento nas bordas do blank ocasionaria a rápida formação de martensita e, conseqüentemente, impedindo o movimento da chapa para o interior da matriz e localizando a deformação na região de ataque do punção. Portanto, ao invés de definir uma pressão de atuação do prensa chapas, é definida uma distância entre o prensa chapas e o blank superior à espessura do material.

A Figura 7.16 apresenta a variação de temperatura da peça ao final da operação de estampagem (aproximadamente 2 s). Elevada transferência de calor é observada no contato com o raio do punção e matriz devido à maior pressão de contato, acarretando na redução localizada da temperatura.

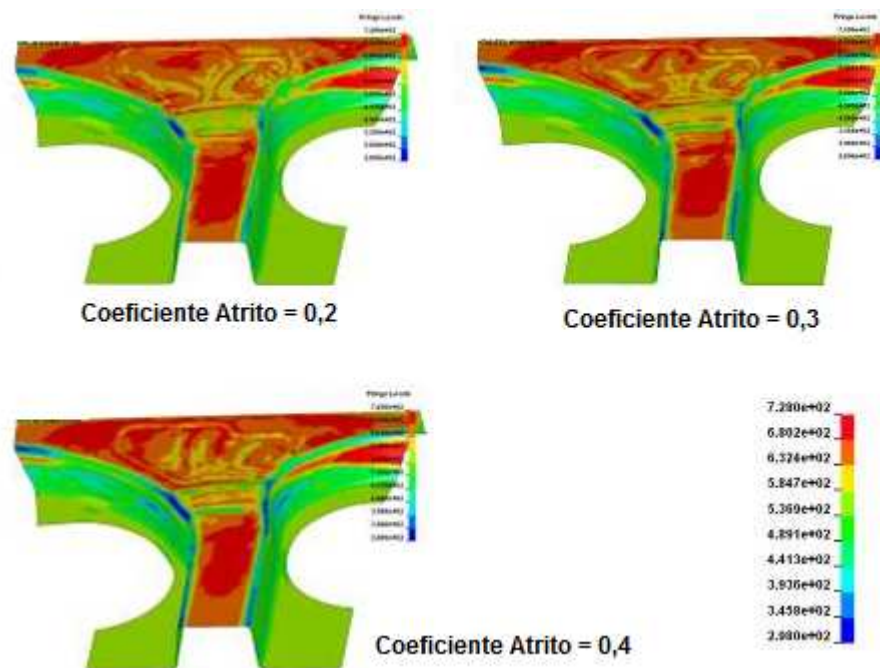


Figura 7.16 Visualização da temperatura da peça ao final da operação de estampagem (°C).

Uma análise comparativa entre as espessuras medidas na peça estampada e resultados de simulação numérica é apresentada. As seções analisadas são apresentadas na Figura 7.17, as quais representam as regiões de maiores variações de espessura na peça. Com o objetivo de avaliar a sensibilidade de deformação da peça com a variação do coeficiente de atrito no contato peça/ferramenta, três configurações com diferentes valores para o coeficiente de atrito (0,20; 0,30 e 0,40) são simuladas e os resultados apresentados a seguir. O valor do coeficiente de atrito obtido em testes tribológicos, reproduzindo a operação e os materiais comumente utilizados no blank e nas ferramentas de estampagem a quente, é de aproximadamente 0,4 [41].

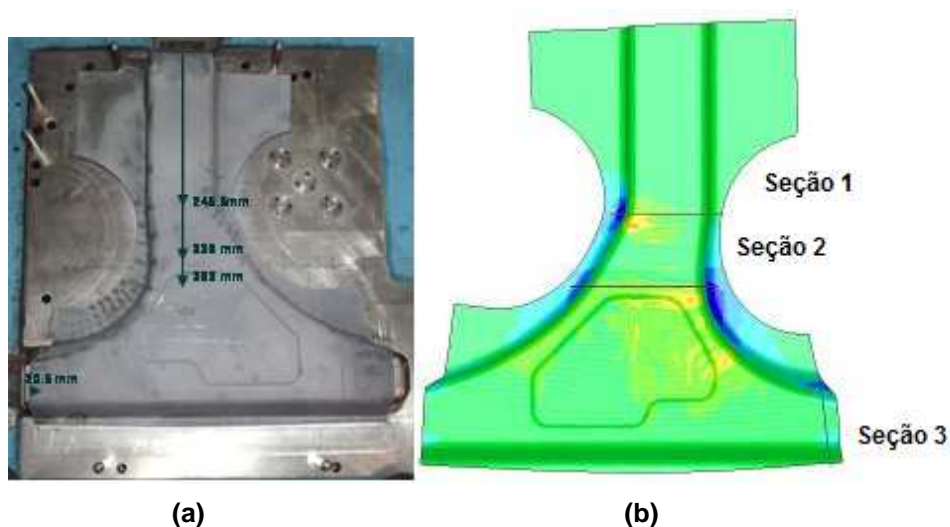


Figura 7.17 Peça estampada a quente em Usibor 1500P (a) e mapeamento da variação da espessura da peça nas seções 01, 02 e 03 (b).

As distribuições de espessuras são comparadas a resultados experimentais nas diferentes seções da peça. As Figuras 7.18 a 7.20 mostram que os resultados de simulação estão bem ajustados aos resultados experimentais. A variação de espessura é pouco sensível à variação do coeficiente de atrito nas seções 01 e 02, o mesmo não pode ser dito para a seção 03. A localização da deformação e a conseqüente redução de espessura só podem ser corretamente verificadas com o coeficiente de atrito de 0,4, estando coerente com os valores de atrito obtidos em ensaios a quente. As mesmas observações são obtidas a partir das medidas de deformação da peça após estampagem a quente.

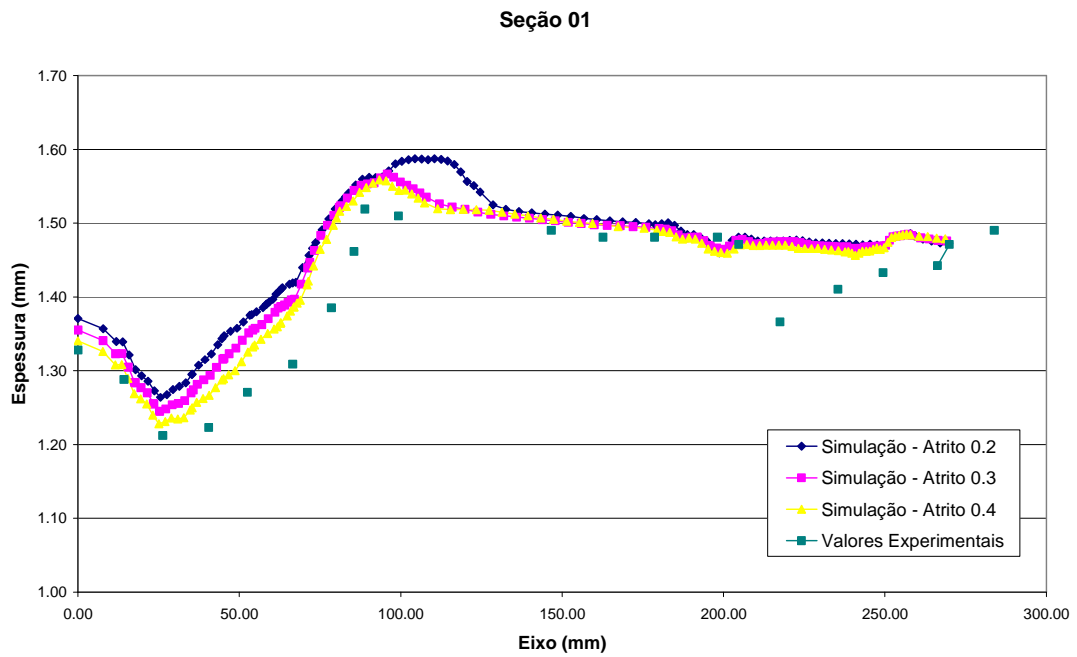


Figura 7.18 Variação da espessura da peça ao longo da seção 01.

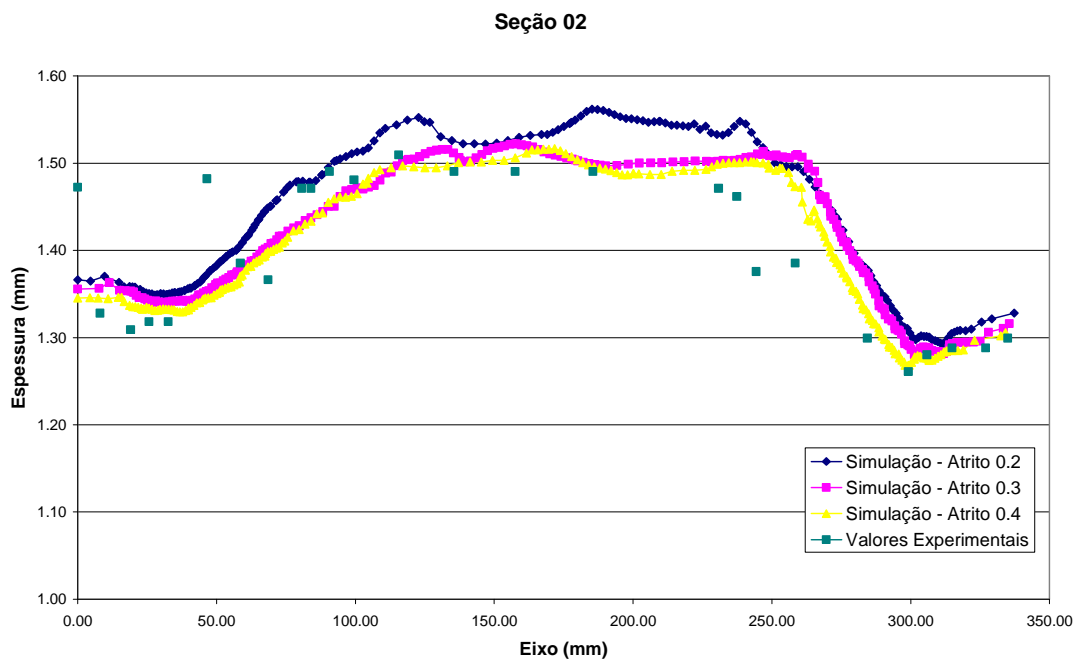


Figura 7.19 Variação da espessura da peça ao longo da seção 02.

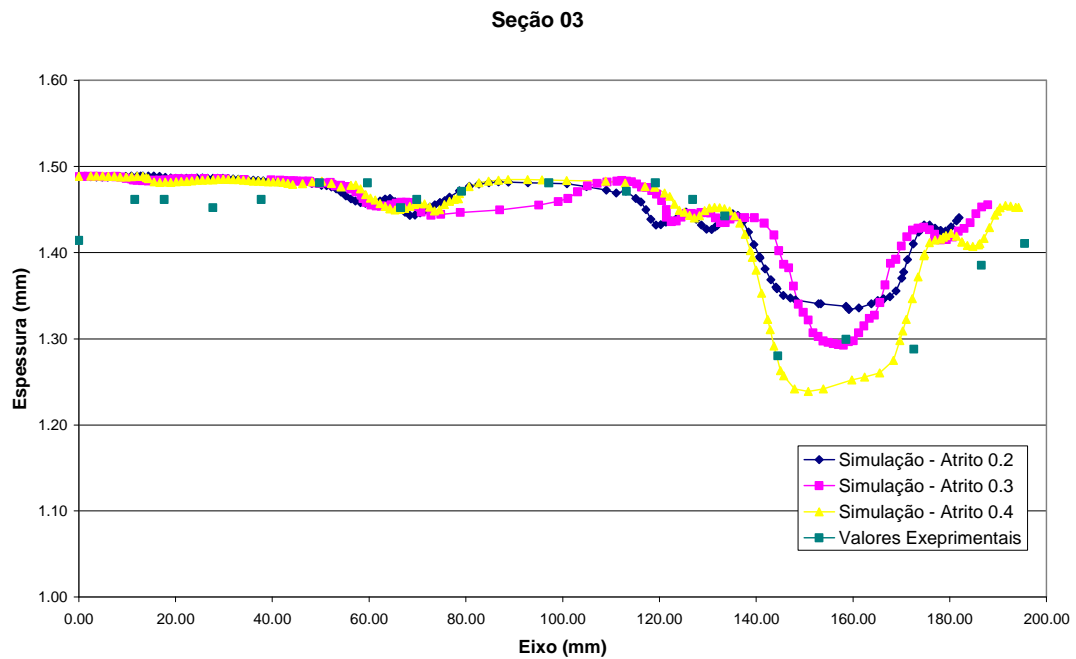


Figura 7.20 Variação da espessura da peça ao longo da seção 03.

O campo de deformação maior ε_1 para as diferentes configurações é apresentado na Figura 7.21. É possível observar a dependência entre a intensidade das deformações e o coeficiente de atrito. As maiores deformações são obtidas com o aumento do coeficiente de atrito.

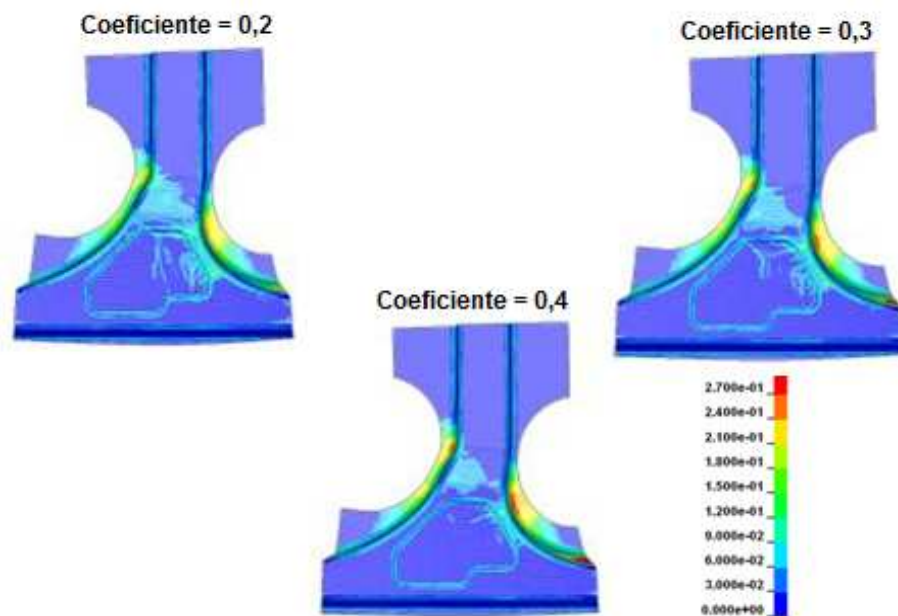


Figura 7.21 Visualização da deformação maior ε_1 .

A Figura 7.22 apresenta a comparação do contorno final da peça obtido experimentalmente e por simulação. Os resultados obtidos são similares, mostrando que a simulação é capaz de prever corretamente o movimento da chapa para o interior da matriz e as deformações sofridas pelo material.

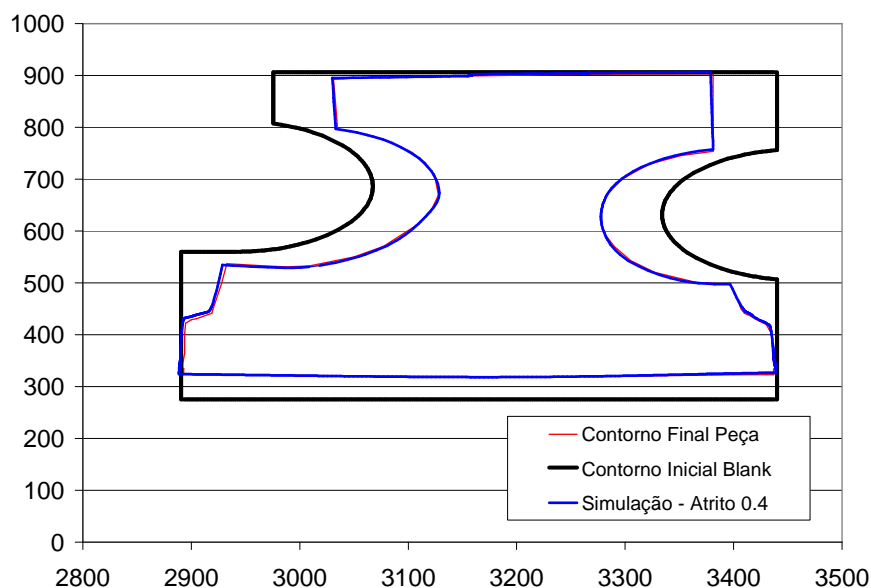


Figura 7.22 Contorno final da peça obtido experimentalmente e por simulação numérica.

7.2.1 Análise de deformação por análise de imagem através do sistema ASAME

O sistema ASAME (*Automated Strain Analysis and Measurement Environment*) foi utilizado para a medição do campo de deformações de peças estampadas. Para tal, o blank precisa ser inicialmente tramado/marcado eletroquimicamente com uma grade de geometria padrão (quadrados de 2,0 mm de aresta). Após estampagem da peça a geometria padrão, inicialmente um quadrado perfeito, mudará de forma conforme o caminho de deformação sofrido pelo metal na região em análise.

A deformação verdadeira maior ε_1 e a deformação menor ε_2 são calculadas através da comparação entre as coordenadas da grade deformada, após estampagem, e da geometria de referência mediante a análise de imagens obtidas através de um sistema de câmeras de alta resolução. Como a deformação plástica dos metais ocorre a volume

constante, a deformação na espessura ε_3 é facilmente calculada pelo sistema. O campo de deformação calculado é visualizado através do software de análise, conforme ilustrado na Figura 7.23.

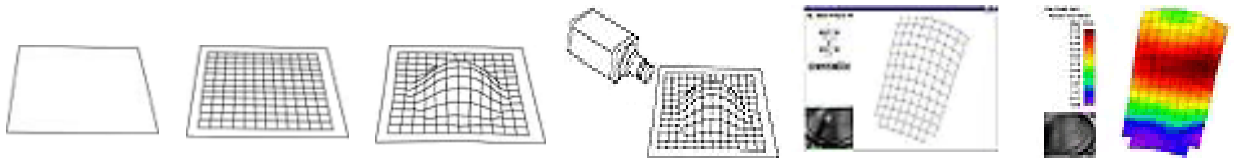


Figura 7.23 Etapas para a medição de deformação com o sistema ASAME.

São apresentados na Figura 7.24 os resultados da deformação maior ε_1 da peça através do sistema ASAME na região indicada e os resultados de simulação para a mesma região. Os resultados de simulação para um coeficiente de atrito de 0,4 estão em concordância com os resultados experimentais. Os valores de deformação são subestimados para o coeficiente de atrito de 0,2 e 0,3.

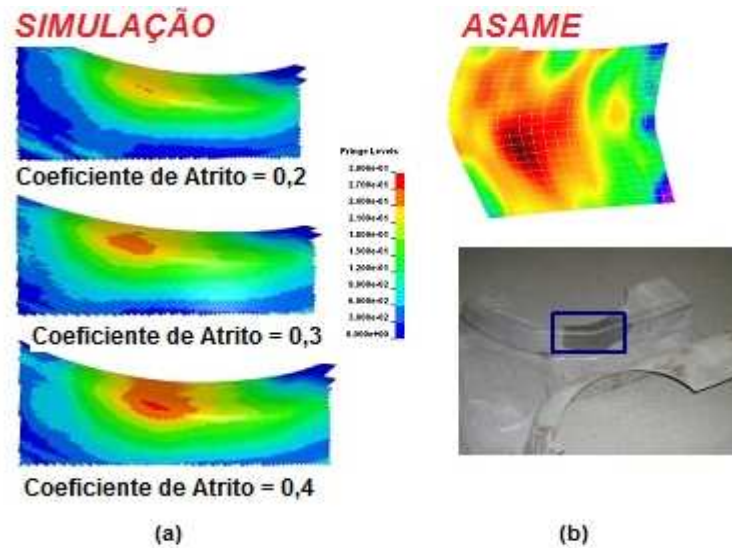


Figura 7.24 Campo de deformações obtido numericamente: (a) para os valores de coeficiente de atrito de 0,2; 0,3 e 0,4 e (b) experimentalmente obtido com o sistema ASAME.

8 Conclusões

Foi construído e validado um modelo computacional para auxílio na escolha e no emprego do aço Usibor 1500P na indústria automobilística. Esse modelo permite fornecer informações preditivas de maneira a validar a utilização do Usibor 1500P em aplicações industriais. O modelo de simulação do processo de estampagem a quente, considerando a interação entre os fenômenos térmico/mecânico/metalúrgico, foi implantando no código comercial de elementos finitos LS-DYNA. Os principais parâmetros necessários para a simulação do processo de estampagem a quente são detalhados. Estes parâmetros têm um papel especial na correta determinação do problema termomecânico.

Foi descrito o modelo de cinética de decomposição da austenita de Kirkaldy e Venugopalan e as variantes desse modelo propostas por Li *et al* e Åkerström. Kirkaldy e Venugopalan desenvolveram uma série de formulações para prever a cinética de transformação da austenita em ferrita, perlita e bainita, em condições isotérmicas. A transformação da austenita em martensita é descrita pela relação de Koistinen e Marburger. A transformação em resfriamento contínuo foi obtida através do cálculo de sucessivos passos isotérmicos mediante a Regra da Aditividade de Scheil e o procedimento numérico de resolução das equações de evolução de transformação de fases foi detalhado.

Resultados experimentais de fração volumétrica de ferrita + perlita, bainita e martensita, obtidos em ensaios de resfriamento contínuo são utilizados para avaliar a capacidade de cada modelo de cinética de transformação em prever a microestrutura final do produto durante e após estampagem a quente. As quantidades de bainita e martensita calculadas pelo modelo de Kirkaldy e Venugopalan são subestimadas para todas as faixas de resfriamento avaliadas, fato este explicado pela elevada cinética de transformação ferrítica e perlítica, retardando, portanto, a transformação bainítica e martensítica.

As equações propostas por Li *et al.* reduzem a cinética de transformação ferrítica e perlítica, permitindo uma melhor estimativa desses constituintes. No entanto, o modelo de Li *et al.* superestima a formação de bainita.

As modificações propostas por Åkerström sugerem uma redução generalizada na cinética de formação da ferrita e perlita pela adição do efeito do elemento boro. As frações volumétricas de ferrita e perlita são subestimadas devido à rápida nucleação de bainita. A quantidade de martensita calculada pelo modelo de Åkerström é a que melhor se aproxima dos resultados experimentais

A validação numérica do modelo de elementos finitos do processo de estampagem a quente foi apresentada, através da comparação dos resultados de simulação com resultados experimentais. Uma peça protótipo típica da utilização do Usibor 1500P, uma coluna B de um veículo comercial, em escala industrial, foi estampada e resultados de deformação, variação de espessura e contorno da peça foram obtidos e comparados com resultados numéricos. Os resultados obtidos são similares, mostrando que a simulação é capaz de prever corretamente o comportamento do material durante a operação de estampagem a quente. Diferentes valores de coeficiente de atrito foram testados com a finalidade de identificar o valor que melhor representa os resultados de deformação e variação de espessura. Os resultados de simulação para um coeficiente de atrito de 0,4 estão em concordância com os resultados experimentais, o que está alinhado com os valores de coeficiente de atrito obtidos experimentalmente em ensaios tribológicos a quente.

9 Referências

- [1] HEIN, P. **A Global Approach of the Finite Element Simulation of Hot Stamping**. Advanced Materials Research. v. 6-8, p. 763-770, 2005.
- [2] HEIN, P. **Numerical simulation of the hot stamping of automotive components with USIBOR 1500 P**. EuroPAM 2005 Proceedings, Potsdam, 17 p., Outubro 2005.
- [3] GARCIA-ARANDA, L. **Etude thermo-mécanique et modélisation numérique de l'emboutissage à chaud de l'USIBOR 1500P®**. Tese de doutorado. École des Mines de Paris, Paris, 191 p., 2004.
- [4] ÅKERSTRÖM, P. **Modelling and Simulation of Hot Stamping**. Tese de doutorado. Luleå University of Technology. Luleå, 130 p., 2004.
- [5] WILSIUS, J.; HEIN, P.; KEFFERSTEIN, R. **Status and trends of hot stamping of USIBOR 1500P**. Proceedings 1. Erlanger Workshop Warmblechumformung, Erlangen, p. 182-201, 2006.
- [6] CHIPALKATTI, J. **Modeling of austenite decomposition in an AISI 4140 steel**. Tese de doutorado. University of British Columbia, 99 p., 1999.
- [7] GÜR, C. H.; PAN, J. **Handbook of Thermal Process Modeling of Steels**. Boca Raton: CRC Press, 739 p., 2009.
- [8] ARANDA, L. G. **Étude thermo-mécanique et modélisation numérique de l'emboutissage à chaud de l'Usibor 1500**. 2004. Tese doutorado – École Nationale Supérieure des Mines de Paris, Paris, 191 p., 2004.

- [9] KARBASIAN, H.; TEKKAYA, A. E. **A review on hot stamping**. Journal of Materials Processing Technology 210, 2010, p. 2103–2118.
- [10] LORENZ, D; ROLL, K. **Modelling and Analysis of Integrated Hot forming and Quenching Processes**. Advanced Materials Research, Maio 2005, v. 6-8, pp. 787-794.
- [11] KRAUSS, G. **STEELS: Heat Treatment and Processing Principles**. ASM International, Ohio, 497 p, 1989.
- [12] LAASRAOUI, A.; JONAS, J. J. **Prediction of steel flow stresses at high temperatures and strain rates**. Metallurgical Transactions A, v. 22A, p. 1545-1558, 1991.
- [13] DURRENBERGER, L.; WILSIUS J.; HEIN, P. **Impact of the constitutive model on the hot-forming numerical predictions of Usibor1500P**. 2nd International Conference on Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel, Luleå, p. 51–58, 2009.
- [14] BOUAZIZ, O.; QUIDORT, D.; FEUILLU, D. **An unified description of non-steady state deformation for steels in the austenitic temperature range**. 41st Thermomech. Proc. of Steels, Liège, 2004.
- [15] MATJA, J.; BATOR, A. **Mechanical behaviour of hot and warm formed microalloyed steels**. Journal of Materials Processing Technology, v. 125-126, p. 77-83, 2002.
- [16] NADERI, M. **Hot Stamping of Ultra High Strength Steels**. 2007. Tese doutorado. Fakultät für Georessourcen und Materialtechnik, Rheinisch-Westfälischen Technischen Hochschule, Aachen, 190 p., 2007.
- [17] TURETTA, A. **Investigation of thermal, mechanical and microstructural properties of quenchenable high strength steels in hot stamping operation**. Tese doutorado. Universita' Degli Studi Di Padova. Padova, 166 p., 2008.

[18] MALINOWSKI, Z.; LENARDS, J. G.; DAVIES M. E. **A study of the heat transfer coefficient as a function of temperature and pressure.** Journal of material Processing Technology. v. 42, p. 125-142, 1994.

[19] BAKRI, A. H.; BOUROUGA, B; DESSAIN, C. **Thermal contact resistance estimation at the blank/tool interface: experimental approach to simulate the blank cooling during the hot stamping process.** International Journal Material Forming, 3:147–163, 2010.

[20] HUGHES, T. J. R. **The Finite Element Method – Linear Static and Dynamic Finite Element Analysis.** Prentice-Hall International, New Jersey, 672 p., 1997.

[21] NOVOTNY, A. A. **Adaptatividade h na Otimização Topológica e Projeto Ótimo de Malhas hp Adaptativas.** 1998. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica), Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 103 p., 1998.

[22] SZABÓ, B.; BABUSKA, I. **Finite Element Analysis.** John Wiley & Sons, Co., New York, 384 p., 1991.

[23] Otua: **Données physiques sur quelques aciers d'utilisation courante.** Coleção «Aciers français », (1995).

[24] HUIN, D. et al. **Microstructural modelling for NbTi micro-alloying adjustment on hot rolled HSLA steels.** In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON THERMOMECHANICAL PROCESSING OF STEELS – TMP 2008, Padua. Proceedings. Padua: Associazione Italiana di Metallurgia, 2008.

[25] KOISITINEN, P.; MARBURGER, R.E. **A general equation prescribing the extent of the austenite-martensite transformations in pure iron-carbon alloys and plain carbon steels.** Acta Metallurgica, v. 36: p. 59–60, 1959.

[26] MALVERN, L. E. **Introduction to the Mechanics of a Continuous Medium.** Englewood Cliffs: Prentice-Hall, Inc. 712 p., 1969.

[27] HALLQUIST, J. O. **LS-DYNA Theory Manual.** Livermore Software Technology Corporation, Livermore. 680 p., 2006.

[28] BOK, H. H.; LEE, M. G.; PAVLINA, E. J.; BARLAT, F.; KIM, H. D. **Comparative study of the prediction of microstructure and mechanical properties for a hot stamped b-pillar reinforcing part.** International Journal of Mechanical Sciences. v. 53: p. 744-752, 2011.

[29] KIRKALDY, J. S.; VENUGOPALAN, D. **Prediction of microstructure and hardenability in low alloy steels.** Int. conference on phase transformations in ferrous alloys, Philadelphia, p. 125–148, Outubro 1983.

[30] SMOLJAN, B.; HANZA, S. S.; TOMASIC, N.; IJKIC, D. **Computer simulation of microstructure transformation in heat treatment processes.** Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering. v. 24: p. 275-282, 2007.

[31] AVRAMI, M. **Kinetics of phase change 1 - general theory.** J. Chem. Phys., 7: p. 1103–1112, 1939.

[32] ZENER, C. **Kinetics of decomposition of austenite.** Transactions AIME. v. 167: p. 550–83. 1946.

[33] HILLERT, M. **The role of interfacial energy during solid state transformations.** Jernkontorets Annaler. v. 141: p. 758–89, 1957.

[34] LI, M. V.; NIEBUHR, D. V.; MEEKISHO, L. L.; ATTERIDGE, D. G. **A computational model for the prediction of steel hardenability.** Metallurgical and Materials Transactions, v. 29B(3): p. 661–672, June 1998.

[35] WATT, D.; COON, L.; BIBBY, M.; GOLDAK, J.; HENWOOD, C. **An algorithm for modelling microstructural development in weld heat-affected zones (part a) reaction kinetics**. *Acta Metallurgica*, v. 36(11): p. 3029–3035, 1988.

[36] SHAPIRO, A. **How to Use LS-OPT for Parameter Estimation – hot stamping and quenching applications**. 8th European LS-DYNA Users Conference, Strasbourg, 2011.

[37] MAYNIER, P.; JUNGSMANN, B.; DOLLET, J. **Hardenability concepts with applications to steels**. The Metallurgical Society of AIME, Pennsylvania, p. 518-545, 1978.

[38] CHANDRAN, B. G.; MICHALERIS, P. **Prediction and optimization of microstructure in material processing**. Third World Congress of Structural and Multidisciplinary Optimization, Buffalo, 1999.

[39] BERGMAN, G.; OLDENBURG, M. **A finite element model for thermomechanical analysis of sheet metal forming**. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, 2004, p. 1167-1186.

[40] STANDER, N.; ROUX, W.; GOEL, T.; EGGLESTON, T.; CRAIG, K.: **LS-OPT User's Manual, Version 4.3**, Livermore Software Technology Corporation, Livermore. 601p, 2012.

[41] DESSAIN, C.; HEIN, P., WILSIUS, J., PENAZZI, L., BOHER, C., WEIKERT, J. **Experimental investigation of friction and wear in hot stamping of usibor 1500P**. In: 1st International Conference on Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel, Kassel, p. 217–227, 2008.

[42] NADERI, M.; KETABCHI, M.; ABBASI, M.; BLECK, W. **Analysis of microstructure and mechanical properties of different high strength carbon steels**

after hot stamping. Journal of Materials Processing Technology, v. 211: p. 1117-1125, 2011.