

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

Dissertação de Mestrado

“Estampagem a quente em escala piloto”

Autor: Júlio Henrique de Araujo Rosa  
Orientador: Prof. Paulo Roberto Cetlin

Março/2015

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

Júlio Henrique de Araujo Rosa

ESTAMPAGEM A QUENTE EM ESCALA PILOTO

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 Física  
Orientador: Prof. Paulo Roberto Cetlin

Belo Horizonte  
Escola de Engenharia da UFMG  
2015

## FOLHA DE APROVAÇÃO

Aos meus pais, irmãos,  
minha esposa Flávia e  
meus filhos Thiago e Mariana.

## **AGRADECIMENTOS**

À minha esposa, Flávia, pelo incentivo e apoio incondicional.

Aos colegas do Centro de Tecnologia Usiminas, em especial aos pesquisadores José Oswaldo Amaral Tepedino e Júlio Cesar de Sousa Zorzi pelas sugestões e discussões técnicas que muito me ajudaram para o desenvolvimento deste trabalho.

Às equipes dos Laboratórios de Desenvolvimento Tecnológico, Oficina Pesquisa, Comportamento Mecânico e Metalurgia Física, que colaboraram diretamente na construção do equipamento piloto, execução dos ensaios e análises metalográficas.

Ao Professor Paulo Roberto Cetlin, pelas orientações e aprendizado.

À Usiminas, em particular aos engenheiros Eduardo Avelar Tonelli, Helber Luiz Oliveira Ribeiro, Carlos Salaroli de Araújo, Ricardo Machado Cabral e Ivan de Castro pela oportunidade que me foi concedida.

## SUMÁRIO

SUMÁRIO .....	vi
LISTA DE FIGURAS .....	viii
LISTA DE TABELAS .....	xi
LISTA DE NOTAÇÕES .....	xii
RESUMO .....	xiii
<i>ABSTRACT</i> .....	xiv
1. INTRODUÇÃO .....	15
2. OBJETIVO .....	19
2.1. Geral .....	19
2.2. Específico .....	19
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....	20
3.1. Etapas do Processo de Estampagem a Quente .....	20
3.1.1. Aquecimento .....	20
a) Aquecimento por Efeito Joule .....	20
b) Aquecimento por Indução .....	21
c) Aquecimento por Radiação e Convecção .....	22
d) Aquecimento Seletivo .....	23
3.1.2. Transferência para a Prensa .....	25
3.1.3. Conformação .....	25
3.2. Refrigeração da Matriz .....	25
3.3. Têmpera .....	26
3.4. Aspectos Metalúrgicos .....	27
3.5. Fatores que Afetam a Transformação Martensítica .....	30
3.5.1. Composição Química .....	30
3.5.2. Taxa de Resfriamento .....	31
3.5.3. Pré-deformação .....	31
3.6. Ensaios Mecânicos .....	32
3.6.1. Ensaio de Tração .....	32
a) Propriedades Mecânicas Obtidas pelo Ensaio de Tração .....	33
3.6.2. Ensaio de Dureza .....	36
a) Dureza Brinell .....	36
b) Dureza Rockwell .....	37
c) Dureza Vickers .....	37
3.6.3. Análise Microestrutural .....	37

4. METODOLOGIA .....	38
4.1. Sistema de Aquecimento .....	38
4.2. Sistema de Transporte dos Corpos de Prova.....	42
4.3. Desenvolvimento e Construção do Ferramental .....	43
4.4. Ensaios de Conformação a Quente .....	47
4.5. Taxa de Resfriamento.....	51
4.6. Ensaios de Tração.....	52
4.7. Ensaios de Dureza.....	55
4.8. Análise Metalográfica.....	56
5. RESULTADOS OBTIDOS.....	57
5.1. Resultados da Taxa de Resfriamento .....	57
5.2. Resultados das Análises Metalográficas.....	58
5.3. Resultados do Ensaio de Dureza .....	65
5.4. Propriedades Mecânicas.....	66
5.5. Resultados de Limites de Resistência.....	69
5.6. Resultados de Limites de Escoamento .....	70
5.7. Resultados de Alongamento .....	71
6. CONCLUSÃO .....	73
7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	74
8. ANEXOS.....	75
9. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....	77

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1 – Evolução do consumo de aços revestidos para estampagem a quente (Arcelor Mittal 2010).....	16
Figura 3.1 – Representação esquemática de um sistema de aquecimento por Efeito Joule (Mori et al. 2005).....	20
Figura 3.2 – Representação esquemática de sistemas de aquecimento por indução (Kolleck et al. 2009).....	21
Figura 3.3 – Esquema de um sistema de aquecimento composto por dois indutores (Kolleck et al. 2009).....	22
Figura 3.4 – Sistema de movimentação da peça no forno de aquecimento por indução (Kolleck et al. 2009).....	22
Figura 3.5 – Representação esquemática de um forno com sistema de aquecimento por radiação e convecção (Lolleck et al. 2009).....	23
Figura 3.6 – Regiões de uma coluna B, com suas propriedades mecânicas desejadas (Valentin et al. 2008).....	24
Figura 3.7 – Representação esquemática de um forno com aquecimento localizado (a), e perfis de diferentes pontos de aquecimento do blank (b) (Ghiotti et al. 2009).....	24
Figura 3.8 – Representação esquemática de um ferramental para o processo de estampagem a quente (Wilsius et al. 2006).....	25
Figura 3.9 – Diagrama CCT típico de um aço 22MnB5 sem pré-deformação (Fan et al. 2009).....	27
Figura 3.10 – Comparação entre os diagramas CCT do aço 22MnB5 com e sem deformação a quente (Fan et al. 2009).....	32
Figura 3.11 – Curva tensão deformação (Souza 1982).....	33
Figura 3.12 – Curva teórica mostrando os limites de escoamento superior e inferior (Souza 1982).....	35
Figura 3.13 – Determinação dos limites convencionais de escoamento (Souza 1982).....	35
Figura 4.1 – Mufla Thermolyne.....	39
Figura 4.2 – Desenho esquemático do suporte para posicionamento de termopares.....	40
Figura 4.3 – Posicionamento do suporte de termopares no interior da câmara de aquecimento da mufla Thermolyne (50 mm da parede do fundo).....	41
Figura 4.4 – Sistema de aquisição de dados do fabricante GRANT, modelo Squirrel série 1200.....	41
Figura 4.5 – Perfil térmico da câmara de aquecimento da mufla Thermolyne (as quedas nos valores de temperatura no gráfico correspondem com os momentos de abertura da porta da mufla para mudança de posição do suporte de termopares no interior da mesma).....	42

Figura 4.6 – Desenho do ferramental construído.....	44
Figura 4.7 – Desenho esquemático do equipamento piloto para estampagem a quente. ....	44
Figura 4.8 – Desenho esquemático do sistema de refrigeração. ....	45
Figura 4.9 – Ferramental construído e montado na prensa hidráulica. ....	46
Figura 4.10 – Desenho do dimensional dos corpos de prova. ....	47
Figura 4.11 – Termopar soldado no corpo de prova.....	48
Figura 4.12 – Transferência do corpo de prova da mufla para o ferramental.....	49
Figura 4.13 – Início do processo de conformação (em detalhe o momento em que o punção toca o corpo de prova em estudo). ....	49
Figura 4.14 – Tela do programa de aquisição de dados com o registro dos valores de temperatura. ....	50
Figura 4.15 – Registro dos valores de temperatura do fluido de refrigeração – água a temperatura ambiente (os picos de temperatura correspondem ao momento dos ensaios).....	51
Figura 4.16 – Ampliação de uma curva de resfriamento dos ensaios de estampagem a quente. ....	52
Figura 4.17 – Máquina de ensaio de tração Instron, modelo 5882. ....	53
Figura 4.18 – Desenho esquemático da amostra após ensaio de conformação a quente. ....	54
Figura 4.19 – Desenho esquemático do posicionamento de retirada dos corpos de prova de tração.....	54
Figura 4.20 – Durômetro digital FV-100.....	55
Figura 4.21 – Desenho esquemático da região de retirada das amostras para os ensaios de dureza. ....	55
Figura 4.22 – Microscópio óptico ZEISS Action Axio Imager A2M.....	56
Figura 4.23 – Microscópio eletrônico de varredura ZEISS Ultra Plus. ....	56
Figura 5.1 – Valores médios da taxa de resfriamento obtidos para as condições estudadas (TE = temperatura de encharque).....	58
Figura 5.2 – Microestrutura de amostra conformada a quente, observada via MO (a) e MEV (b) e (c). Temperatura de encharque de 900°C e conjunto punção/matriz refrigerado com água a temperatura ambiente. ....	59
Figura 5.3 – Microestrutura de amostra conformada a quente, observada via MO (a) e MEV (b) e (c). Temperatura de encharque de 950°C e conjunto punção/matriz refrigerado com água a temperatura ambiente. ....	60
Figura 5.4 – Microestrutura de amostra conformada a quente, observada via MO (a) e MEV (b) e (c). Temperatura de encharque de 900°C e conjunto punção/matriz refrigerado com ar. ....	61
Figura 5.5 – Microestrutura de amostra conformada a quente, observada via MO (a) e MEV (b) e (c). Temperatura de encharque de 950°C e conjunto punção/matriz refrigerado com ar. ....	62

Figura 5.6 – Microestrutura de amostra conformada a quente, observada via MO (a) e MEV (b) e (c). Temperatura de encharque de 900°C e conjunto punção/matriz refrigerado com água refrigerada. ....	63
Figura 5.7 – Microestrutura de amostra conformada a quente, observada via MO (a) e MEV (b) e (c). Temperatura de encharque de 950°C e conjunto punção/matriz refrigerado com água refrigerada. ....	64
Figura 5.8 – Valores de dureza obtidos para as diferentes condições de refrigeração do conjunto punção/matriz. ....	65
Figura 5.9 – Valores de LR para as diferentes condições de refrigeração do conjunto punção/matriz. ....	70
Figura 5.10 – Valores de LE para as diferentes condições de refrigeração do conjunto punção/matriz. ....	71
Figura 5.11 – Valores de $AL_U$ para as diferentes condições de refrigeração do conjunto punção/matriz. ....	72
Figura 5.12 – Valores de $AL_T$ para as diferentes condições de refrigeração do conjunto punção/matriz. ....	72

## LISTA DE TABELAS

TABELA IV.1 – Temperatura x tempo de resfriamento de corpos de prova com a utilização de isolante térmico. ....	43
TABELA IV.2 – Dados operacionais da prensa hidráulica. ....	46
TABELA IV.3 – Composição química da amostra de aço 22MnB5 (% em massa). ....	47
TABELA IV.4 – Propriedades mecânicas da amostra de aço 22MnB5 na condição de laminada a frio e recozida industrialmente. ....	47
TABELA IV.5 – Condições de ensaios. ....	48
TABELA V.1 – Condições de ensaio das amostras em análise. ....	58
TABELA V.2 – Resultados dos ensaios de tração para a condição A. ....	66
TABELA V.3 – Resultados dos ensaios de tração para a condição B. ....	67
TABELA V.4 – Resultados dos ensaios de tração para a condição C. ....	67
TABELA V.5 – Resultados dos ensaios de tração para a condição D. ....	68
TABELA V.6 – Resultados dos ensaios de tração para a condição E. ....	68
TABELA V.7 – Resultados dos ensaios de tração para a condição F. ....	69

## LISTA DE NOTAÇÕES

22MnB5	Aço microligado ao boro
SAAB	Svenska Aeroplan AB
EUA	Estados Unidos da América
GM	General Motors
BMW	Bayerische Motoren Werke
UHSS	Ultra High Strength Steel
$A_{c_3}$	Temperatura final de austenitização
CCT	Continuous Cooling Transformation
$M_s$	Temperatura de início da transformação martensítica
$M_f$	Temperatura final da transformação martensítica
CTU	Centro de Tecnologia Usiminas
CAD	Computer Aided Design
CAE	Computer Aided Engineering
A0	Tamanho de papel da série A da norma ISO 216 com 841 x 1189 mm
RAM	Random Access Memory
ASTM	American Society for Testing and Materials
ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
LE	Limite de escoamento
LR	Limite de resistência
AL	Alongamento
$AL_U$	Alongamento uniforme
$AL_T$	Alongamento total
HB	Unidade de dureza Brinell
HR	Unidade de dureza Rockweel
HV	Unidade de dureza Vickers
SAE	American Society for Testing and Materials
PVC	Policloreto de vinila

## RESUMO

Nos últimos anos, no cenário mundial, os esforços em pesquisa e desenvolvimento de produtos estampados a quente para aplicação na indústria automobilística estão em ascensão. As demandas crescentes da indústria automotiva por redução de peso dos veículos e aumento da segurança dos passageiros têm resultado no uso crescente de aços com elevado grau de resistência mecânica. Para um aço com uma determinada composição química, o maior valor de limite de resistência possível é obtido quando sua microestrutura é completamente martensítica. A aplicação de aços nessa condição em peças estruturais e de reforço tem se mostrado como uma alternativa para a indústria automobilística atender os requisitos aparentemente contraditórios e cada vez mais rigorosos de consumo de combustíveis e segurança dos passageiros em uma eventual colisão. O processo de conformação a quente de aços seguido de têmpera aparece como uma opção cada vez mais usada na fabricação de peças para a estrutura veicular, com resistência à tração superior a 1500 MPa e com o mínimo de retorno elástico após a conformação. Essa tendência crescente de aplicação do processo de conformação a quente para a fabricação de um número cada vez maior de peças da estrutura automotiva não acontece apenas nos países mais industrializados. Os fabricantes de autopeças no Brasil também estão investindo em novas linhas de produção por esse processo, passando a demandar um volume crescente de aços para essa aplicação. Nesse contexto, esse trabalho tem como principal objetivo a caracterização da microestrutura do aço 22MnB5 estampado a quente através da utilização de equipamento piloto.

**Palavras-chave:** microestrutura martensítica, conformação a quente, ferramental.

## **ABSTRACT**

*In recent years, world efforts in research and development of hot stamped products for application in the automotive industry have been growing. The increasing demands of this industry for reductions in the vehicle weight and increased passenger safety have resulted in the growing use of steels with high mechanical strength. For steels with a given chemical composition, the highest value of tensile strength can be obtained when the microstructure is fully martensitic. The application of this condition in steel structural parts and reinforcements has been demonstrated as an alternative for the automobile industry to meet the seemingly contradictory requirements and increasingly stringent fuel consumption and passenger safety in a collision. The process of hot forming steel followed by quenching (the so called "hot stamping") is an option in the manufacture of parts for the vehicle structure displaying a tensile strength exceeding 1500 MPa and with minimum springback after forming. The trend towards hot forming for the manufacture of a growing number of automotive parts of the structure does not happen just in the most industrialized countries. The auto parts manufacturers in Brazil are also investing in new production lines for this process, demanding an increasing amount of steel for this application. In this context, this work has as main objective to characterize the microstructure of steel 22MnB5 hot stamped by using a pilot equipment.*

**Keywords:** martensitic microstructure, hot forming, tooling.

## 1. INTRODUÇÃO

Para um aço com uma determinada composição química, o maior valor de limite de resistência possível é obtido quando sua microestrutura é completamente martensítica (Fan et al. 2009). A aplicação de aços nessa condição em peças estruturais e de reforço tem se mostrado como uma alternativa para a indústria automobilística atender aos requisitos aparentemente contraditórios e cada vez mais rigorosos de consumo de combustíveis e segurança dos passageiros em uma eventual colisão (Fan et al. 2009). Desta forma, nos últimos anos, o processo de estampagem a quente tem se destacado como alternativa tecnológica para aplicação de aços de ultra alta resistência (UHSS) em peças automotivas com formas mais complexas e com o mínimo possível de retorno elástico após a conformação. No cenário mundial, desde a última década, os esforços em pesquisa e desenvolvimento de produtos estampados a quente para aplicação na indústria automobilística estão em ascensão (Arcelor Mittal 2010).

O processo de estampagem a quente foi inicialmente patenteado na Suécia, em 1973, por Carl-Erick Ridderstrale, da Empresa Norrbottens Järnverks AB (Norrbottens 1977, Fan 2008, Keremedjiev 2011). A etapa de desenvolvimento industrial do processo começou em 1975, juntamente com o Instituto de Tecnologia de Luleå. O foco principal, naquela época, foi o desenvolvimento de implementos para a indústria agrícola.

Em 1980, iniciou-se a etapa de marketing do processo para a indústria automotiva da Europa. Foram assinados contratos com a SAAB, Austin Rover Group e Jaguar para fornecimento da barra de proteção contra impacto lateral para aplicação nos veículos SAAB 9000, Rover 800 e XJ40, respectivamente (Gestamp Hardtech 2012).

A Empresa Plannja AB comprou os direitos sobre a tecnologia de estampagem a quente no ano de 1982. O desenvolvimento da barra de proteção contra impacto lateral, principalmente para o veículo SAAB 9000, abriu novas oportunidades para a tecnologia de estampagem a quente. Naquela época, a indústria automotiva iniciava seus trabalhos focados na segurança do passageiro. Havia também uma preocupação crescente com redução de peso dos componentes dos veículos, visando à redução do consumo de combustível, em função das crises do petróleo ocorridas na década de 70 (Gestamp Hardtech 2012).

O grande avanço do processo no mercado europeu ocorreu em 1991 com a assinatura de um contrato para fornecimento da barra de proteção contra impacto lateral para o veículo Mondeo, da Ford. Este veículo era um produto global, e o contrato incluiu, ainda, o fornecimento de peças para o Ford Contour e Mercury Mystique nos EUA. Contratos de fornecimento similares também foram assinados, nessa época, com a Volkswagen, Porsche, Seat, Volvo, GM, DaimlerChrysler, Mazda, Bentley, BMW e Land Rover, entre outros (Gestamp Hardtech 2012).

O processo de estampagem a quente desenvolveu-se de maneira excepcional nos últimos dez anos. Em 2004, estima-se que esse processo tenha consumido de 60 a 80 mil toneladas de aço somente na Europa. Antes da crise de 2008, era esperado que o processo consumisse 300 mil toneladas de aço na Europa e que 20 novas linhas de estampagem a quente fossem instaladas, o que acabou não ocorrendo (Altan 2007, Fan et al. 2009). A figura 1.1 apresenta a evolução do consumo de aços para estampagem a quente revestidos a partir de 2006 (Arcelor Mittal 2010). De acordo com esses dados, o consumo voltou a crescer significativamente a partir de 2009, principalmente na Europa, EUA, China e Coréia. Entretanto, o consumo previsto de 700 mil toneladas no Mundo para 2013, não ultrapassou o valor de 350 mil toneladas. Uma nova previsão da demanda de aços estampados a quente para o ano de 2015, ultrapassa 600 mil toneladas (Schupfer et al. 2011).

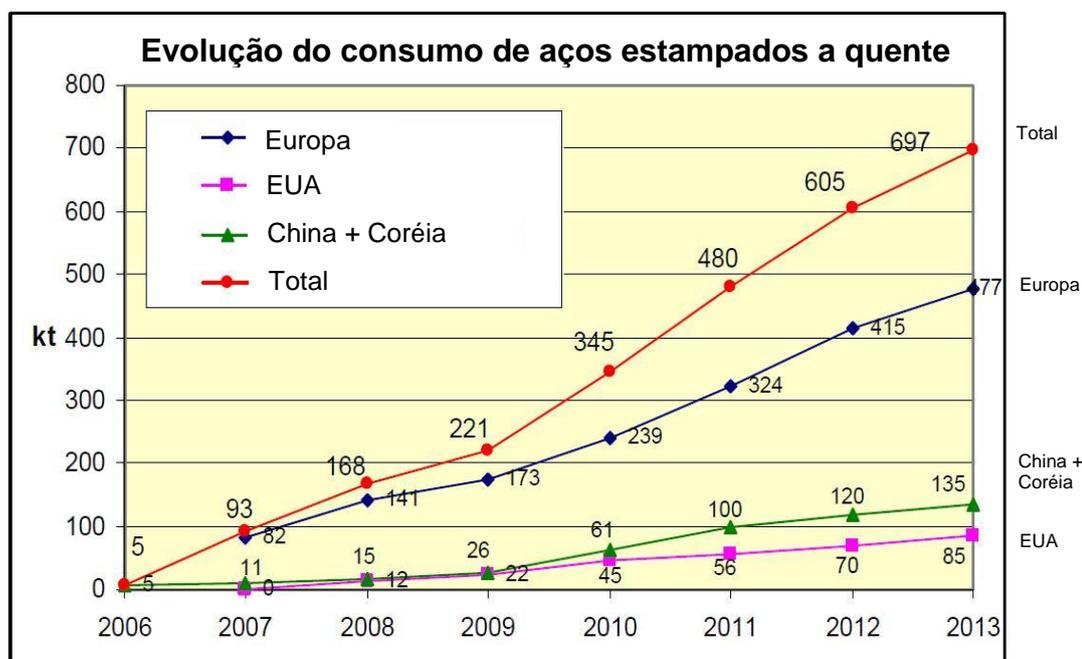


Figura 1.1 – Evolução do consumo de aços revestidos para estampagem a quente (Arcelor Mittal 2010).

Nesse contexto, a conformação a quente de aços seguido de têmpera (estampagem a quente) é uma opção atraente na fabricação de peças para a estrutura veicular, com resistência à tração superior a 1500 MPa e com o mínimo de retorno elástico após a conformação (Altan 2007, Lechler et al. 2008). Atualmente o processo de conformação a quente pode ser feito pelos métodos direto ou indireto. No método direto, a peça é austenitizada em um forno, com temperatura entre 900 e 950°C, e transferida em seguida para a prensa, onde é conformada e resfriada bruscamente (temperada) por matrizes refrigeradas. De maneira geral, esse processo é aplicado em aços com e sem revestimento para a fabricação de peças com formas não muito complexas. A desvantagem desse processo de estampagem é o maior desgaste abrasivo do ferramental durante a etapa de conformação, gerado pelos óxidos formados sobre a chapa de aço ou na camada de revestimento, e pelo contato não uniforme da matriz com a peça (Lechler et al. 2008, Naderi 2007). Um método alternativo para reduzir o desgaste entre as peças a serem conformadas e as ferramentas é o processo de estampagem a morno (*semi-hot stamping*), conduzido abaixo da temperatura de austenitização completa do material. O método é usado também para evitar a vaporização do zinco que ocorre nas temperaturas muito altas da estampagem a quente convencional (Naderi 2007). Entretanto, esforços recentes de pesquisa e desenvolvimento de novos revestimentos metálicos têm permitido a realização do processo de estampagem a quente convencional em aços revestidos (Arcelor Mittal 2010, Salzgitter 2010, Jonsson 2012) e, com isso, o processo de estampagem a morno está em desuso.

Na estampagem indireta, primeiramente a peça a ser conformada é pré-conformada a frio até cerca de 90% de sua forma final, austenitizada em seguida no forno e transferida para a matriz onde é conformada para a dimensão final e resfriada bruscamente. O objetivo da pré-conformação, nesse caso, é reduzir o desgaste das matrizes por abrasão com o material quente (Altan 2007).

Atualmente, ambos os processos encontram suas aplicações na indústria automotiva. O fator determinante para a escolha do processo de estampagem a quente a ser utilizado é a geometria da peça. A principal vantagem do processo indireto é a operação de pré-conformação a frio que permite obter peças com geometrias mais complexas no final da etapa de conformação a quente. Além disso, o contato entre o ferramental e a peça, durante a têmpera, é mais uniforme se comparado com o método direto de estampagem a quente. Assim, o resfriamento da peça conformada

torna-se mais homogêneo, minimizando variações microestruturais na peça final (Naderi 2007).

Entretanto, o processo indireto de estampagem a quente possui maior custo de produção, considerando a utilização de um ferramental para a etapa de pré-conformação e outro para a conformação final da peça. Além disso, neste processo geralmente não se emprega material revestido e, portanto, é necessária a utilização de uma etapa de limpeza, normalmente com jato de areia ou granalha, após a conformação final da peça (Naderi 2007)

Aços de médio carbono (da ordem de 0,2%), microligados com boro (entre 20 e 50 ppm), são usados nos processos de conformação a quente desde a década de 80. Naquela época, o número de peças produzidas por esse processo era em torno de três milhões por ano, passando, em 1997, para oito milhões por ano (Berglund 2008). Desde os anos 2000, um número maior de peças estampadas a quente vêm sendo usadas nos automóveis e a quantidade de peças produzidas em 2007 foi de aproximadamente 107 milhões (Aspacher 2008).

Essa tendência crescente de aplicação do processo de conformação a quente para a fabricação de um número cada vez maior de peças da estrutura automotiva não acontece apenas nos países mais industrializados. Os fabricantes de autopeças no Brasil também estão investindo em novas linhas de produção por esse processo, passando a demandar um volume crescente de aços para essa aplicação. Além dos aços convencionais para a estampagem a quente, novos produtos com diferentes substratos e revestimentos estão sendo desenvolvidos e já começam a ser testados para diversas aplicações.

## **2. OBJETIVO**

### **2.1. Geral**

Desenvolver metodologia para ensaio de estampagem a quente em equipamento piloto e correlacionar os parâmetros de processos com a microestrutura do aço 22MnB5 após estampagem a quente.

### **2.2. Específico**

Desenvolver e construir um equipamento piloto para estampagem a quente.

### 3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

#### 3.1. Etapas do Processo de Estampagem a Quente

O processo de estampagem a quente inicia-se com o aquecimento da peça até atingir a temperatura de austenitização do material. Nessa etapa, diferentes tipos de fornos podem ser empregados. Os fatores determinantes para a escolha do tipo de aquecimento mais adequado são a dimensão da peça e a característica da têmpera (completa ou localizada), além da capacidade de produção. Aquecida, a peça é transferida para a prensa, onde é conformada e temperada.

##### 3.1.1. Aquecimento

###### a) Aquecimento por Efeito Joule

O aquecimento por Efeito Joule é uma das alternativas empregadas na etapa de aquecimento do processo de estampagem a quente. Neste tipo de aquecimento, apresentado de forma esquemática na figura 3.1, a peça a ser conformada fica presa entre dois eletrodos por onde passa uma corrente elétrica que gera calor (Mori et al. 2005). Esse sistema de aquecimento geralmente é utilizado para componentes com menores dimensões, tais como tubos, barras e fios. A sua principal desvantagem é a distribuição não homogênea de temperatura ao longo do comprimento da peça. Outro problema para aplicação industrial desse método é a dificuldade de se aquecer peças com geometrias complexas.

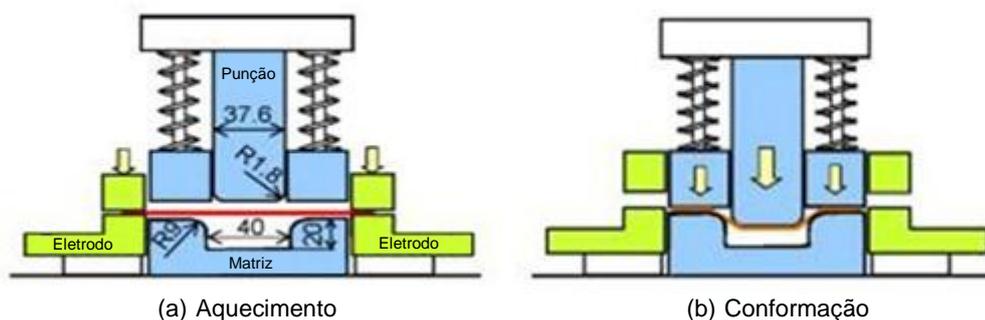


Figura 3.1 – Representação esquemática de um sistema de aquecimento por Efeito Joule (Mori et al. 2005).

Foi avaliada a influência da taxa de aquecimento na capacidade de conformação e no retorno elástico de aços conformados a quente, utilizando um sistema de aquecimento no qual a amostra é eletrificada por meio de dois eletrodos posicionados fora da matriz (Mori et al. 2005). Ao atingir a temperatura e o tempo de encharque desejados, a

amostra é conformada praticamente sem perder calor, e em seguida resfriada na matriz. A construção mecânica desse sistema permite que o tempo entre a etapa final de aquecimento e a conformação da peça seja de apenas 0,2 segundos. Essa característica é uma das vantagens desse sistema de aquecimento.

### b) Aquecimento por Indução

O sistema de aquecimento por indução é formado por um gerador de alta frequência e uma bobina de indução. Quando a chapa de aço passa pela bobina, apresentada pela figura 3.2, que está alimentada por corrente alternada (CA), forma-se um campo eletro-magnético, que gera na peça uma corrente elétrica induzida, responsável por promover o aquecimento da mesma (Kolleck et al. 2009).

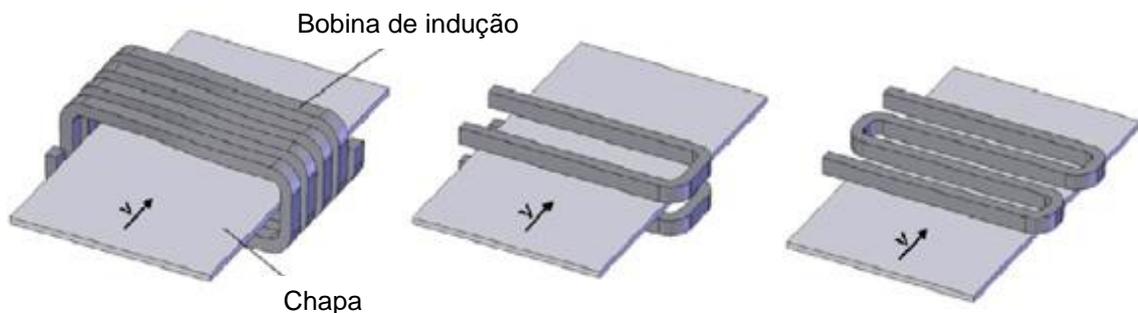


Figura 3.2 – Representação esquemática de sistemas de aquecimento por indução (Kolleck et al. 2009).

O formato da bobina de indução determina a posição do campo magnético em relação ao material que está sendo aquecido e, conseqüentemente, influencia diretamente o grau de eficiência do sistema. Um sistema de aquecimento para chapas de aço, utilizando um indutor de campo longitudinal, é caracterizado por possuir uma elevada eficiência térmica (Lehman 2010).

Um tipo de aquecimento alternativo, utilizando dois modelos de indutores, um deles de campo longitudinal, seguido de outro indutor de face, é apresentado no esquema da figura 3.3 (Kolleck et al. 2009). O primeiro módulo é usado para fazer o aquecimento da peça até a temperatura de início de transformação austenítica. Nesse módulo a taxa de aquecimento, em condições normais de operação, pode variar entre 60 e 90°C/s, embora possa atingir 200°C/s. No segundo módulo, o indutor de face eleva a temperatura da peça 200°C acima da temperatura de início de transformação austenítica do material. A distância entre o indutor e a chapa de aço exerce grande influência na eficiência do sistema de aquecimento e conseqüentemente na

temperatura desejada. Por exemplo, se a distância entre o indutor de face aumentar de 20 mm para 30 mm, a eficiência do sistema pode diminuir de 60% para 40% (Kolleck et al. 2009). A movimentação da peça dentro do sistema de aquecimento é realizada por meio de uma corrente que, devido à atuação de forças magnéticas do indutor longitudinal, é necessária para a fixação da peça, como apresentado na figura 3.4.

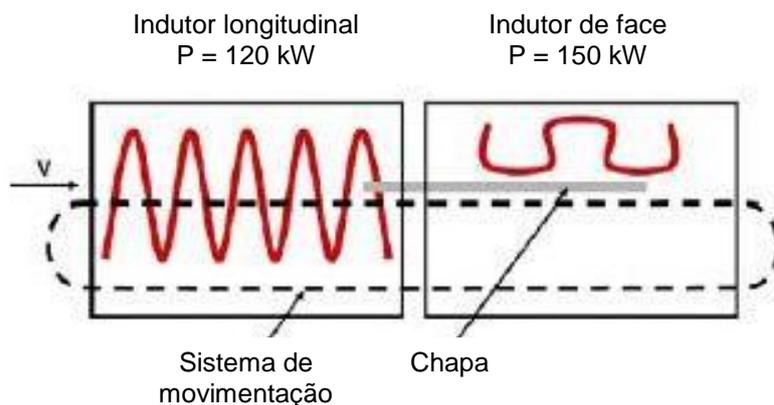


Figura 3.3 – Esquema de um sistema de aquecimento composto por dois indutores (Kolleck et al. 2009).

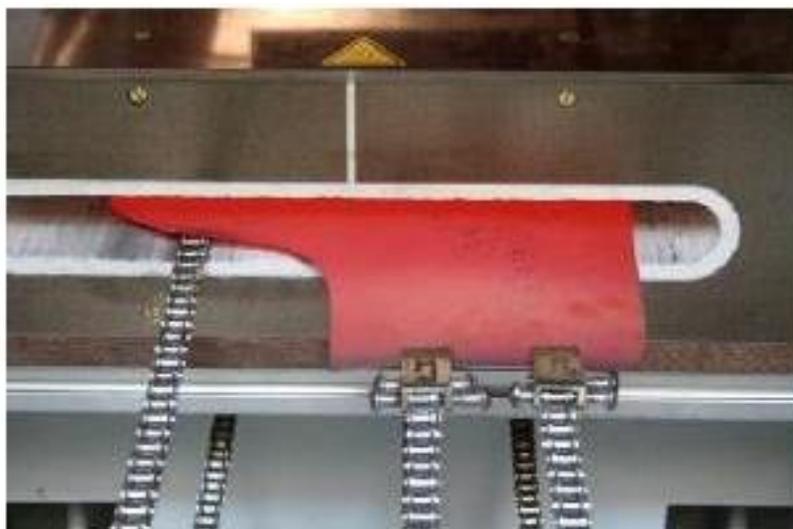


Figura 3.4 – Sistema de movimentação da peça no forno de aquecimento por indução (Kolleck et al. 2009).

### c) Aquecimento por Radiação e Convecção

O sistema de aquecimento por radiação e convecção é o mais usado nos fornos de aquecimento para o processo de estampagem a quente. Neste caso, o aquecimento é promovido pela queima de gás combustível através de tubos radiantes ou pela

utilização de resistência elétrica no forno. Na figura 3.5 é apresentado esquematicamente um forno com sistema de aquecimento por radiação e convecção.

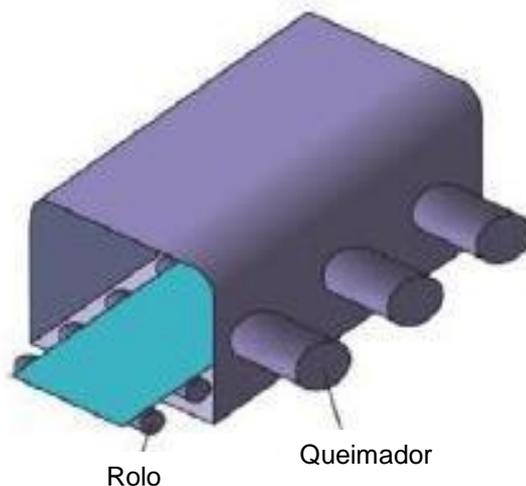


Figura 3.5 – Representação esquemática de um forno com sistema de aquecimento por radiação e convecção (Lolleck et al. 2009).

As peças passam através do forno, por meio de rolos ou esteiras rolantes do tipo *walking beam*, e são aquecidas em temperatura maior do que a temperatura de austenitização do material. A taxa de aquecimento da peça é controlada pela velocidade dos rolos ou do *walking beam* e também pela temperatura das diferentes zonas do forno.

Os fornos existentes nas atuais linhas de estampagem a quente podem atingir de 30 m a 40 m de comprimento. Entretanto, o requisito de um espaço maior e o custo elevado de investimento cria a necessidade de construção de sistemas alternativos para o aquecimento de peças (Lehman 2010).

#### **d) Aquecimento Seletivo**

O aquecimento acima da temperatura final de austenitização ( $A_{c3}$ ) pode ser realizado em zonas localizadas da peça onde a obtenção da microestrutura martensítica é desejada. Nas outras regiões, a peça manteria a microestrutura original formada por ferrita e perlita (Ghiotti et al. 2009). Dessa forma, o componente final teria propriedades mecânicas distintas em diferentes regiões, como no exemplo de um reforço da coluna B, apresentado esquematicamente na figura 3.6. A peça final ficaria com uma microestrutura martensítica na região central, onde é exigida maior resistência ao impacto, e nas suas extremidades a microestrutura seria formada por ferrita e perlita, onde é preferível maior ductilidade em virtude dos processos

subsequentes de usinagem e soldagem, além de maior capacidade de absorção de energia (Valentin et al. 2008, Ghiotti et al. 2009).

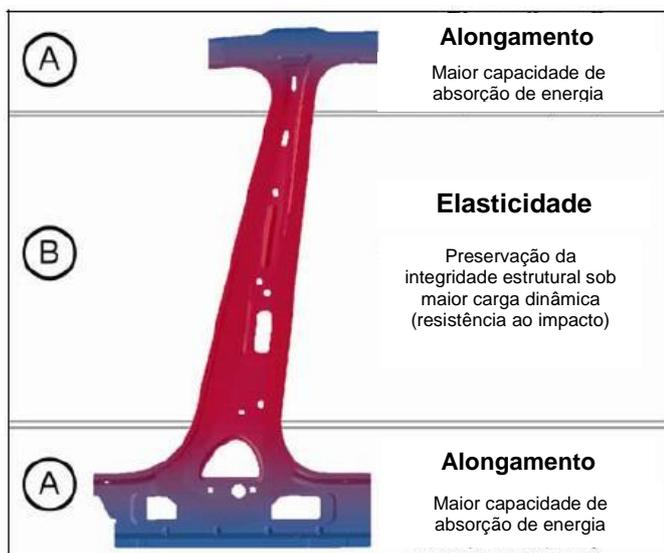


Figura 3.6 – Regiões de uma coluna B, com suas propriedades mecânicas desejadas (Valentin et al. 2008).

Um forno que possui diferentes zonas de aquecimento pode ser usado para realizar o aquecimento da peça com perfil térmico diferenciado. Na figura 3.7 (a) é apresentado esquematicamente um forno com aquecimento localizado. Na figura 3.7 (b) é apresentado um exemplo da associação de perfis térmicos diferentes durante o aquecimento e encharque de uma peça (Ghiotti et al. 2009).

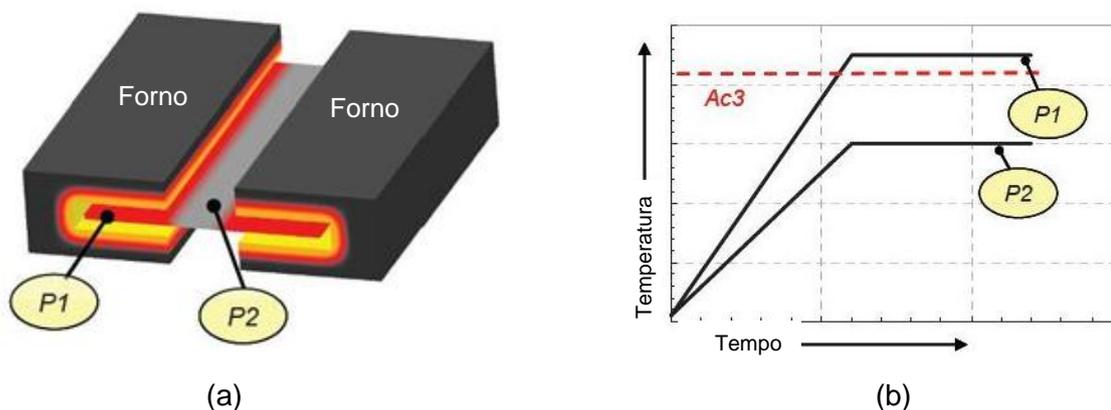


Figura 3.7 – Representação esquemática de um forno com aquecimento localizado (a), e perfis de diferentes pontos de aquecimento do blank (b) (Ghiotti et al. 2009).

### 3.1.2. Transferência para a Prensa

A operação de transferência deve ser realizada o mais rápido possível, para garantir as propriedades mecânicas necessárias da peça após a estampagem. Se a temperatura da peça ficar abaixo de 780°C, a microestrutura final poderá apresentar alguma bainita e/ou ferrita (Fan et al. 2009).

Em processos altamente produtivos, a transferência da peça austenitizada para a matriz ocorre de maneira mecanizada por meio de braços robóticos.

### 3.1.3. Conformação

A conformação deve ser feita antes da temperatura de início de transformação martensítica. Portanto, o ferramental deve possuir um sistema rápido de fechamento, como requisito para o sucesso no controle do processo. Para evitar a têmpera da peça entre o prensa-chapas e a matriz durante o processo de conformação, a maioria das ferramentas trabalham com uma ligeira folga no prensa-chapas, conforme apresentado na figura 3.8 (Wilsius et al. 2006).

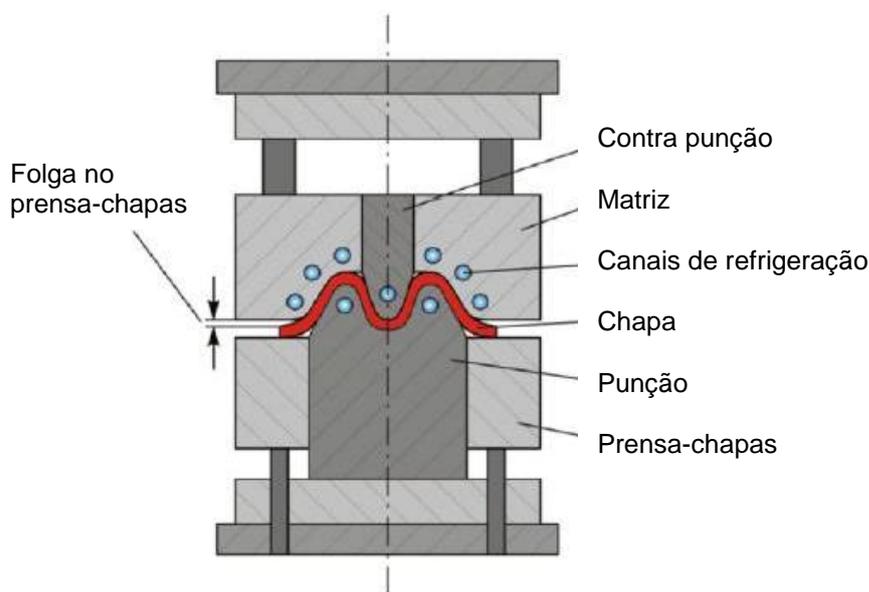


Figura 3.8 – Representação esquemática de um ferramental para o processo de estampagem a quente (Wilsius et al. 2006).

## 3.2. Refrigeração da Matriz

O ferramental da estampagem a quente deve ser projetado para proporcionar refrigeração eficiente, máxima taxa de resfriamento e distribuição homogênea de temperatura na peça conformada (Hoffmann et al. 2007). O fluxo de calor no

ferramental depende da transferência de calor da peça para a ferramenta, da condutividade térmica da ferramenta e da transferência de calor a partir da ferramenta para o fluido refrigerante. Para uma ótima transferência de calor entre a peça e a ferramenta, a superfície de contato não deve apresentar oxidação ou folga. A condutividade térmica no ferramental pode ser bastante influenciada pela escolha do material da ferramenta. Outro fator importante com relação à extração de calor do ferramental é o projeto dos dutos de refrigeração, que inclui tamanho, localização e distribuição. A extração de calor do ferramental pode ser acelerada se o fluido refrigerante estiver em baixa temperatura (Steinbeiss et al. 2007).

O objetivo dos canais de refrigeração é permitir uma rápida extração de calor da matriz e, conseqüentemente, alcançar taxas de resfriamento efetivas suficientes para promover a têmpera completa da peça (Sikora et al. 2006). O sistema de refrigeração da matriz normalmente utiliza água como fluido refrigerante, entretanto, gases e outros fluidos refrigerantes também podem ser usados (Naderi 2007).

### **3.3. Têmpera**

O diagrama CCT típico para o aço 22MnB5 é apresentado na figura 3.9 (Fan et al 2009). Percebe-se que em menores taxas de resfriamento ( $2^{\circ}\text{C/s}$  a  $5^{\circ}\text{C/s}$ ) a microestrutura final obtida é formada basicamente por ferrita e perlita. Aplicando taxa de resfriamento um pouco maior ( $10^{\circ}\text{C/s}$  a  $16^{\circ}\text{C/s}$ ), forma-se uma microestrutura composta por ferrita e bainita. Em maiores taxas de resfriamento ( $20^{\circ}\text{C/s}$  a  $25^{\circ}\text{C/s}$ ), obtém-se uma microestrutura completamente bainítica no aço tratado termicamente. E finalmente, para taxas de resfriamento maiores que  $25^{\circ}\text{C/s}$  forma-se uma microestrutura composta por 100% de martensita. A temperatura de início da transformação martensítica ( $M_s$ ), neste caso, foi de  $430^{\circ}\text{C}$  e o final da transformação martensítica ( $M_f$ ) ocorreu na temperatura de  $260^{\circ}\text{C}$  (Fan et al. 2009).

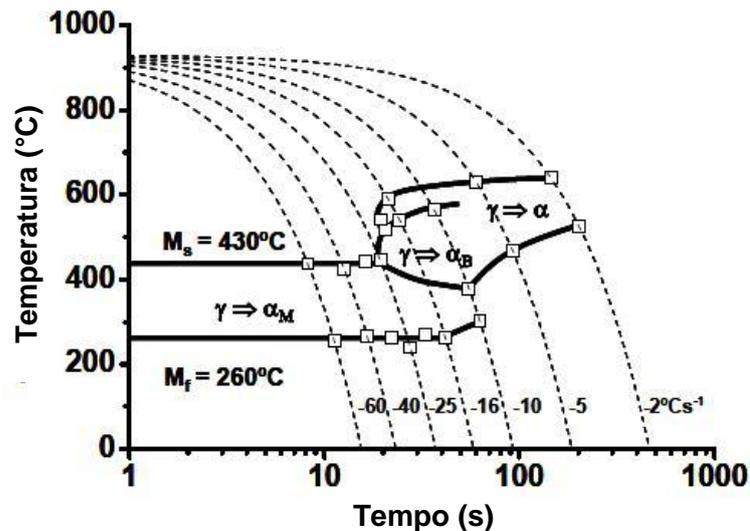


Figura 3.9 – Diagrama CCT típico de um aço 22MnB5 sem pré-deformação (Fan et al. 2009).

### 3.4. Aspectos Metalúrgicos

O processo de tratamento térmico para a maioria dos aços com objetivo de se obter uma microestrutura completamente martensítica envolve o aquecimento da liga até a temperatura de austenitização. Em seguida, o metal é resfriado rapidamente, de maneira que a transformação de ferrita ou perlita não tenha tempo suficiente para acontecer. A transformação da martensita, ao contrário, ocorre quase que imediatamente, devido à menor energia de ativação.

A martensita possui densidade menor do que a austenita, de modo que a transformação entre elas resulta em uma mudança de volume. Neste caso, ocorre uma expansão na rede cristalina. Tensões internas dessa expansão geralmente tomam a forma de compressão sobre os cristais de martensita e ferrita restantes, com uma quantidade de tensão de cisalhamento razoável em ambos os constituintes. Caso a têmpera seja feita de maneira indevida, essas tensões internas podem causar trincas durante o resfriamento da peça. Se o teor de carbono é alto o suficiente para produzir uma concentração significativa de martensita, o produto resultante é extremamente duro, porém muito frágil. Muitas vezes, o aço passa por mais um tratamento térmico, a uma temperatura mais baixa, para alívio das tensões internas e aumento da ductilidade e da tenacidade do aço (Krauss 1999 e 2005).

A reação martensítica é uma transformação sem difusão, ocorre por cisalhamento de planos cristalográficos, o que leva a uma microestrutura com características de ripa ou

lenticular. Essa reação em aços é a mais conhecida de um grande grupo de transformações por cisalhamento sem mudança na composição química. A reação martensítica em aços, normalmente ocorre atermicamente, ou seja, durante o resfriamento do aço. A temperatura de início de transformação martensítica ( $M_s$ ), pode variar ao longo de uma ampla faixa de temperatura, entre 500°C e abaixo da temperatura ambiente, dependendo da concentração de austenita estabilizada e dos elementos de liga no aço (Krauss 1999 e 2005).

A adição de pequenas quantidades de boro, tipicamente de 10 a 30 ppm, em aços de baixa liga aumenta significativamente sua temperabilidade. A nucleação de ferrita é atrasada através da segregação desse elemento para o contorno de grão da austenita (Kapadia 1987, Banerji et al. 1980). Alguns autores (Kapadia 1987, Mortimer et al. 1976) acreditam que o boro em contornos austeníticos diminui a sua energia de superfície, atrasando assim a nucleação de ferrita. Outros autores (Maitrepierre et al. 1978, Sharma 1996) relatam que partículas de  $Fe_{23}(CB)_6$  no contorno de grão da austenita podem impedir a nucleação de ferrita. Em outras palavras, o diagrama TTT é deslocado para a direita, retardando a decomposição da austenita.

A segregação de boro no contorno de grão de austenita modifica a característica do contorno de grão. (He et al. 1998) estudaram a segregação de boro no contorno de grão durante o resfriamento contínuo. Nesse estudo, os autores reportaram que com o resfriamento rápido a partir de elevada temperatura de austenitização ou com uma prévia deformação isotérmica na região austenítica, o teor de boro segregado no contorno de grão aumenta até valores acima do nível de equilíbrio. Certamente, em altas temperaturas e tempos de encharque suficientes, por exemplo, a 1000°C durante 50 a 100 segundos, o excesso de boro pode retornar aos níveis de equilíbrio por difusão (He et al. 1998). Estima-se que acima de 5 ppm de boro, um grande número de átomos de boro será localizado próximo dos contornos dos grãos da matriz e que esses átomos podem impedir seus movimentos (Haga et al. 1998). Isto pode justificar a falta de um efeito sobre a cinética de recristalização em níveis muito baixos de boro (< 5 ppm) e também o efeito de saturação em níveis acima de 20 ppm (Haga et al. 1998). O boro possui grande afinidade com o oxigênio e o nitrogênio. Por isso, é necessária a adição de elementos de liga suplementares, tais como alumínio e titânio, para evitar a reação dele com esses elementos.

A temperatura, o tempo de austenitização, o tamanho dos grãos austeníticos, a história de tratamento térmico, bem como o teor de boro e sua forma atual e as

interações entre estes fatores podem afetar a temperabilidade de um aço microligado ao boro.

A operação de têmpera para o aço estrutural microligado ao boro deve ser realizada a uma temperatura um pouco acima de  $A_{c3}$ . Existe uma competição entre a concentração de boro nos contornos de grão e a concentração de boro em solução sólida. Quanto maior é a temperatura de austenitização maior é o teor de boro em solução sólida e, dessa forma, a temperabilidade é diminuída. A temperabilidade do aço microligado ao boro é afetada pelo teor de carbono. Assim, o boro é mais eficaz no aumento da temperabilidade de aços de baixo teor de carbono e tem pouco efeito em aços com maiores teores deste elemento (próximo de 0,8%). O boro retarda a transformação da ferrita pró-eutetóide, entretanto pode existir um efeito negativo na temperabilidade devido ao fato de a precipitação de borocarbonetos nos contornos de grão promover a formação de cementita pró-eutetóide e de perlita (Llewellyn et al. 1998). Além do boro, outros elementos também afetam a temperabilidade dos aços e, por consequência, sua resistência e ductilidade. A seguir apresenta-se uma breve descrição dos efeitos de alguns desses elementos.

- Carbono: é o principal elemento de endurecimento do aço. Ele estabiliza a austenita e, dessa forma, aumenta a faixa de formação dessa fase nos aços. O aumento da dureza e da resistência à tração de um aço é proporcional ao teor de carbono até cerca de 0,85%. A ductilidade e a soldabilidade, ao contrário, diminuem com o aumento do teor de carbono (Krauss 2005).
- Manganês: contribui para a resistência e a dureza, porém, seu efeito é menor que o do carbono. O aumento do teor de manganês diminui a ductilidade e a soldabilidade, também com menor efeito em relação ao carbono. O manganês tem um efeito significativo sobre a temperabilidade do aço, atuando também na estabilização da austenita e na formação de carbonetos (Krauss 2005).
- Fósforo: aumenta a resistência e a dureza, diminuindo a ductilidade e a tenacidade ao impacto. O efeito adverso sobre a ductilidade e a tenacidade são maiores em aços temperados e revenidos com teor de carbono mais elevado. Pequenas quantidades de fósforo reduzem a solubilidade do carbono na austenita e promovem a formação de cementita durante a austenitização (Krauss 2005).

- Enxofre: a redução no teor de enxofre aumenta a resistência à fratura dúctil, e em todos os teores de enxofre, a energia útil é fortemente dependente da orientação da amostra. O forte efeito das inclusões alongadas de sulfeto de manganês na fratura dúctil tem levado à produção de aços com baixo teor de enxofre para aplicações estruturais (Krauss 2005).
- Titânio: é usado para retardar o crescimento de grãos e, assim, melhorar a resistência. O titânio também é usado para modificar a morfologia das inclusões, globulizando sulfetos alongados e melhorando assim a ductilidade e a resistência na direção transversal (Krauss 2005).
- Vanádio: aumenta os limites de escoamento e de resistência à tração em aços carbono. O vanádio é um dos principais contribuintes para o endurecimento por precipitação em aços microligados. Quando o processamento termo mecânico é devidamente controlado, o tamanho de grão da ferrita é refinado e, conseqüentemente, ocorre um correspondente aumento na resistência mecânica do aço (Krauss 2005).

### **3.5. Fatores que Afetam a Transformação Martensítica**

#### **3.5.1. Composição Química**

A composição química do aço é o principal fator que afeta a temperatura de início de transformação martensítica ( $M_s$ ). A temperatura  $M_s$  do ferro puro é estimada em 540°C, e a presença dos elementos C, Mn, Cr, Si e Mo provoca a redução dessa temperatura. Entretanto, a interação entre os elementos de liga substitucionais pode desempenhar um papel importante na mudança da temperatura  $M_s$ . A interação Si-Mn aumenta fortemente a temperatura  $M_s$ , enquanto que a interação Si-Mo diminui significativamente essa temperatura. Os elementos Mn e Mo possuem fraca interação entre si. Entretanto, o efeito global desses elementos depende ainda da concentração de outros elementos de liga, por causa das fortes interações que podem ser encontradas (Wang et al. 2000, Capdevila et al. 2002).

Uma vez que a temperatura  $M_s$  é alcançada, a transformação acontece durante o resfriamento até que a reação cesse na temperatura final de transformação da martensita ( $M_f$ ). A esta temperatura, toda a austenita presente deve ter se transformado em martensita. No entanto, na prática, uma pequena proporção de austenita não se transforma. Os aços de alta liga, para os quais a temperatura  $M_f$  é

bem abaixo da temperatura ambiente, geram um volume maior de austenita retida, não transformada em martensita.

Para que a reação martensítica aconteça é necessário que o aço seja resfriado rapidamente, de forma que uma austenita metaestável atinja a temperatura  $M_s$ . A taxa de resfriamento deve ser suficiente para suprimir as reações de ferrita e perlita, controladas por difusão, em temperatura mais alta, bem como outras reações intermediárias, como a formação de bainita. A taxa crítica de resfriamento necessária para isso é muito sensível aos elementos de liga presentes no aço e, em geral, será menor quando a concentração total na liga for maior.

### **3.5.2. Taxa de Resfriamento**

Em geral, a temperatura de transformação martensítica depende da taxa de resfriamento quando essa taxa não é alta. Acima de uma taxa de resfriamento crítica, no entanto, a temperatura inicial de transformação é constante. Embora a temperatura  $M_s$  tenha sido estabelecida há muitos anos, várias questões sobre a sua dependência com a taxa de resfriamento têm sido levantadas. Em aços microligados ao boro, a temperatura  $M_s$  pode aumentar de 5 a 10°C mediante o emprego de altas taxas de resfriamento (Fan et al. 2009).

### **3.5.3. Pré-deformação**

Alguns autores (Nihei et al. 2004) examinaram o efeito da pré-deformação na transformação martensítica de um aço austenítico (4Cr-Fe-25,5Ni). A transformação foi gradualmente suprimida com a pré-deformação até cerca de 10%, mas acima desse valor o efeito foi contrário. Os autores atribuíram esse efeito à difusão de C, Ni e Cr no aço estudado.

Para o aço 22MnB5, o efeito da deformação a quente sobre a decomposição da austenita foi analisado por Fan et al. (2009). As amostras foram austenitizadas e então deformadas (20%) isotermicamente a 800°C. O diagrama CCT comparativo entre as amostras deformadas e não deformadas está mostrado na figura 3.10. Percebe-se que a deformação acelerou levemente a transformação de todas as fases. Em maiores taxas de resfriamento, a temperatura de início e fim de transformação martensítica aumentou cerca de 10°C. Isso significa que a transformação martensítica também foi ligeiramente acelerada pela deformação. Esse comportamento é devido à maior quantidade de energia livre e a maior densidade de deslocamentos da austenita

deformada. Essa observação entra em contradição com a teoria de que a austenita é mecanicamente estabilizada pela deformação severa, segundo a qual as interfaces de deslocações avançam até se depararem com outras deslocações, retardando a decomposição da austenita. Contudo, como são necessárias deformações muito grandes para estabilizar mecanicamente a austenita (Somani et al. 2001), Fan sugere que a deformação aplicada no seu estudo (20%) pode não ter sido severa o suficiente para estabilizar a austenita (Fan et al. 2009).

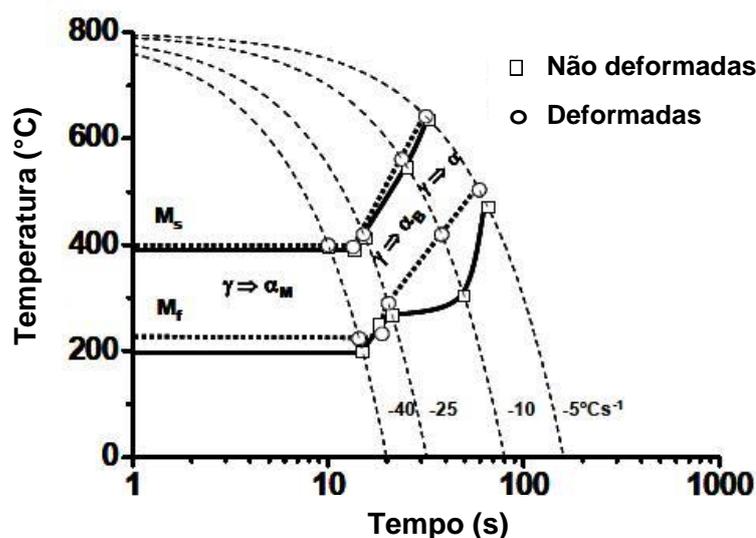


Figura 3.10 – Comparação entre os diagramas CCT do aço 22MnB5 com e sem deformação a quente (Fan et al. 2009).

### 3.6. Ensaios Mecânicos

Para determinar as propriedades mecânicas nos materiais é necessário realizar ensaios nos mesmos.

#### 3.6.1. Ensaio de Tração

O ensaio de tração é o ensaio mais importante dentre os ensaios mecânicos devido à facilidade de execução e a reprodutibilidade dos resultados (Souza 1982).

Este ensaio consiste na aplicação de uma carga axial em um corpo de prova de formas e dimensões padronizadas através de uma máquina denominada máquina de ensaio de tração. Durante a aplicação de força é medido a deformação no material por um equipamento chamado extensômetro. Os esforços aplicados nos corpos de prova são medidos na própria máquina e o corpo de prova é levado até a ruptura.

Com as informações de carga e deformação é possível criar os gráficos de carga x deslocamento ou tensão x deformação dos corpos de prova.

Nesse tipo de ensaio, pode-se afirmar que todo o material sofre deformação uniforme pelo menos até a carga máxima (Alongamento Uniforme). Após a carga máxima suportada pelo material, as deformações não seguem mais uma uniformidade. A partir daí, aparece um fenômeno conhecido como estricção, que é a diminuição localizada da seção transversal do corpo de prova. Geralmente, a ruptura do material se dá nesta área de estricção.

A norma deste ensaio é a ASTM A-370, que especifica os parâmetros para os ensaios, tais como a preparação do material, primeira e segunda velocidade de ensaio, base de medida para medir o alongamento total, dimensões do corpo de prova e outros.

Os principais resultados apresentados no ensaio de tração são limite de escoamento (LE), limite de resistência (LR) e alongamento (AL). A figura 3.11 apresenta um gráfico de tensão deformação de engenharia.

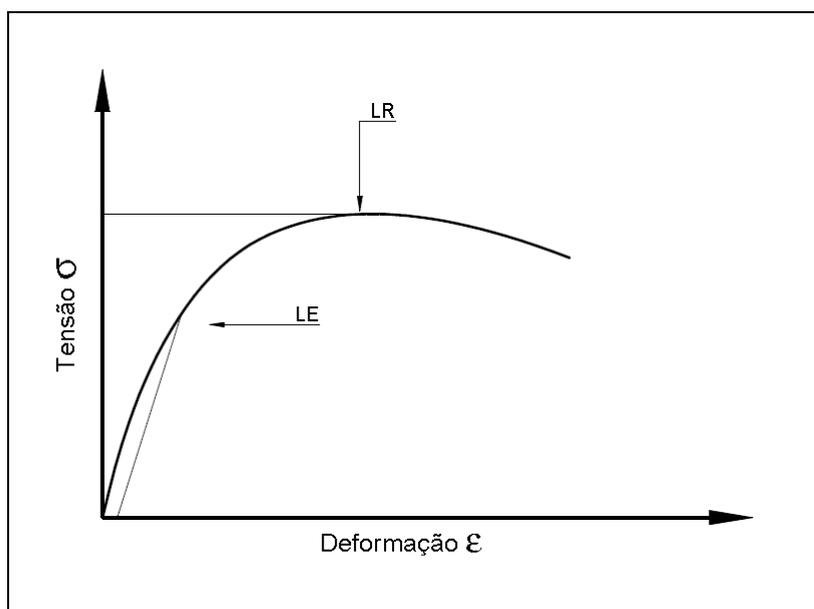


Figura 3.11 – Curva tensão deformação (Souza 1982).

#### a) Propriedades Mecânicas Obtidas pelo Ensaio de Tração

Conforme visto na figura 3.11, existe certa linearidade no início da curva, que permite calcular o módulo de Young, conforme a equação 1:

$$\sigma = E \cdot \varepsilon \text{ ou } E = \frac{\sigma}{\varepsilon} \quad (1)$$

Onde:

$\sigma$  = Tensão (MPa);

$E$  = Módulo de elasticidade (MPa);

$\varepsilon$  = Deformação.

A constante de proporcionalidade ( $E$ ) é conhecida como módulo de elasticidade ou módulo de Young.

Nessa região elástica toda deformação devido à aplicação de carga é eliminada quando a carga é retirada. Após a região linear começa a região plástica, onde toda deformação que o material sofre é permanente, com exceção da recuperação elástica. O ponto que divide a região elástica da região plástica é conhecido como limite de escoamento e pode ser calculado pela equação 2.

$$\sigma_e = \frac{F_e}{A_o} \quad (2)$$

Onde:

$\sigma_e$  = Limite de escoamento (MPa);

$F_e$  = carga no escoamento (kgf);

$A_o$  = Área inicial do corpo de prova (mm<sup>2</sup>).

Existem algumas formas padronizadas de se obter o limite de escoamento em um gráfico tensão x deformação. Estas formas, ilustradas nas figuras 3.12 e 3.13, são:

- Limite de escoamento superior e inferior;
- Limite convencional de escoamento para 0,2% de deformação plástica (metais e ligas metálicas);
- Limite convencional de escoamento para 0,5% de deformação total (materiais com grandes plasticidades).

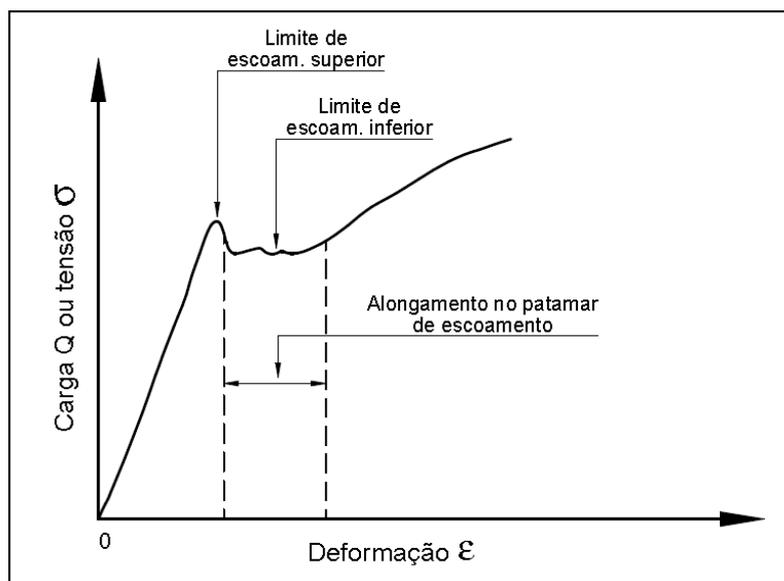


Figura 3.12 – Curva teórica mostrando os limites de escoamento superior e inferior (Souza 1982).

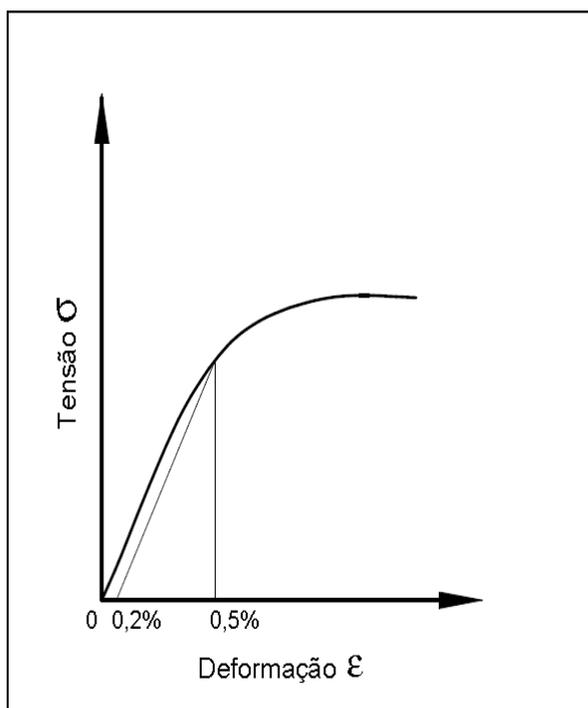


Figura 3.13 – Determinação dos limites convencionais de escoamento (Souza 1982).

O limite de resistência é calculado usando o valor da carga máxima registrada no ensaio dividida pela área inicial do corpo de prova, conforme a equação 3.

$$\sigma_R = \frac{F_M}{A_0} \quad (3)$$

onde:

$F_M$  = Carga máxima (kgf)

$\sigma_R$  = Limite de resistência (MPa)

Como é uma análise de gráfico de tensão x deformação convencional ou de engenharia a área da seção transversal do corpo de prova sempre será a inicial, e não se considera a redução de seção sofrida pelo corpo de prova durante a aplicação da força.

O alongamento pode ser medido em qualquer estágio do ensaio, porém, o mais utilizado é o alongamento total, que é a deformação do material após a sua ruptura. É uma medida de ductilidade do aço; quanto maior a deformação total, maior é a sua ductilidade. Para o cálculo do alongamento total, que geralmente é expresso em porcentagem, é utilizada a equação 4.

$$AL = \frac{L_f - L_0}{L_0} \cdot 100 \quad (4)$$

Onde:

$AL$  = Alongamento total;

$L_0$  = Comprimento inicial (mm);

$L_f$  = Comprimento final (mm).

O comprimento inicial também é conhecido como base de medida e varia de acordo com as normas.

### 3.6.2. Ensaio de Dureza

Souza (1982) define dureza como a resistência à deformação plástica permanente ou a resistência à penetração de um material duro em outro.

Existem vários tipos de dureza por penetração:

#### a) Dureza Brinell

A dureza proposta por J. A. Brinell em 1900 denomina-se dureza Brinell e é simbolizada por HB (Souza 1982).

Esta dureza consiste em comprimir lentamente uma esfera de aço de diâmetro  $D$ , sobre uma superfície plana, limpa e polida de um metal, através de uma carga,  $Q$ , durante um tempo,  $t$ . Esta compressão provoca uma “calota” no metal onde se mede as diagonais para retirar a média. Esta média é utilizada na equação 5.

$$HB = \frac{2 \cdot Q}{\pi \cdot D (D - \sqrt{D^2 - d^2})} \quad (5)$$

Onde:

D = Diâmetro da esfera;

d = Diâmetro médio da “calota”.

A norma que rege este ensaio é a ABNT. NBR NM ISO 6506-1.

### b) Dureza Rockwell

Este ensaio de dureza foi desenvolvido em 1922 por Rockwell, que leva o seu nome no ensaio. O símbolo deste ensaio é HR (Souza 1982).

O ensaio é baseado na profundidade de penetração de uma ponta, subtraída a recuperação elástica, causada pela aplicação de uma carga menor.

### c) Dureza Vickers

Smith e Sandland, em 1925, desenvolveram uma metodologia para se medir dureza por penetração. Este ensaio recebeu o nome de dureza Vickers devido à Companhia Vickers-Armstrong Ltda. (Souza 1982).

O ensaio consiste em pressionar com uma determinada força um penetrador prismático de diamante sobre a superfície limpa e polida do material. A equação 6 desenvolvida é apresentada abaixo.

$$HV = \frac{2 \cdot Q \sin \frac{136}{2}}{L^2} \quad (6)$$

Onde:

L = Média das diagonais impressas (mm);

Q = Carga aplicada (kgf).

A norma que rege este ensaio é a ABNT. NBR NM ISO 6507-1.

### 3.6.3. Análise Microestrutural

A análise microestrutural é o exame do aspecto de uma amostra metálica segundo uma seção plana, devidamente polida e em geral atacada por um reativo apropriado, com o auxílio de aparelhos com maior ampliação do que o olho humano, e com isso se consegue maior riqueza de detalhes. Por essa técnica é possível se fazer a análise dos constituintes e de aspectos microestruturais dos materiais.

## 4. METODOLOGIA

Para desenvolver o sistema piloto de estampagem a quente o estudo foi dividido nas seguintes etapas:

- Definição dimensional dos corpos de prova;
- Definição do sistema de aquecimento;
- Sistema de transporte dos corpos de prova;
- Desenvolvimento e construção do ferramental.

Após construção do sistema piloto de estampagem a quente, o procedimento experimental foi dividido em:

- Ensaio de conformação a quente;
- Levantamento da taxa de resfriamento;
- Análise microestrutural;
- Determinação das propriedades mecânicas.

### 4.1. Sistema de Aquecimento

O sistema de aquecimento de corpos de prova utilizado no estudo foi uma mufla do fabricante Thermolyne, apresentada na figura 4.1, com temperatura de trabalho até 1093°C para regime intermitente. Esse equipamento proporciona o aquecimento dos corpos de prova por radiação e convecção através da utilização de 4 resistências elétricas. A câmara de aquecimento da mufla possui as dimensões de 350 x 350 x 370 mm que é suficiente para realizar o aquecimento dos corpos de prova propostos no estudo. O aquecimento da mufla é realizado através de um módulo eletrônico de controle de temperatura e um termopar instalado na parte superior da câmara de aquecimento que faz a leitura do valor de temperatura programado no controlador.



Figura 4.1 – Mufla Thermolyne.

Para verificar a homogeneidade dos valores de temperatura na câmara de aquecimento da mufla, foi realizado mapeamento de perfil térmico em seu interior. Foi construído um suporte para posicionamento de termopares na câmara de aquecimento, conforme apresentado na figura 4.2.



Figura 4.2 – Desenho esquemático do suporte para posicionamento de termopares.

Os termopares foram fixados nas interseções das barras e colunas do suporte, totalizando 9 sensores. Desta maneira os termopares foram posicionados a 50 mm das paredes laterais e no meio da largura do forno em ambas as barras, e a 50 mm da parede inferior e superior, e no meio da altura das colunas do suporte. O mapeamento do perfil térmico foi realizado com o suporte posicionado a 50 mm da parede do fundo (figura 4.3), 50 mm da porta, e no meio da profundidade da câmara de aquecimento.

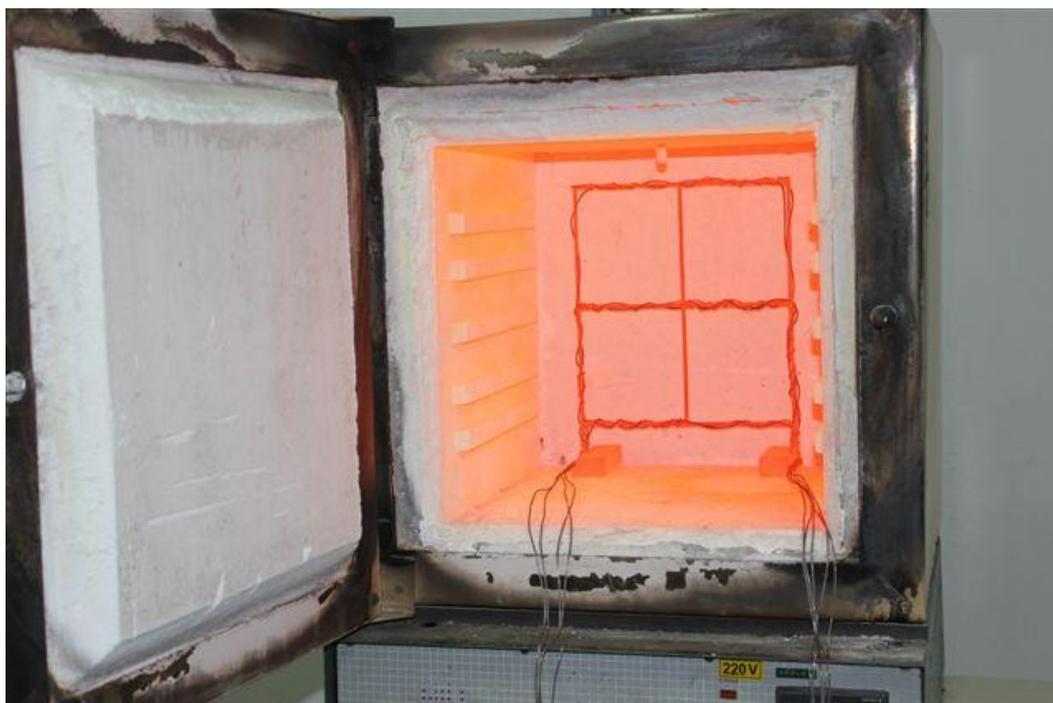


Figura 4.3 – Posicionamento do suporte de termopares no interior da câmara de aquecimento da mufla Thermolyne (50 mm da parede do fundo).

Os valores de temperatura foram armazenados em um sistema de aquisição de dados do fabricante GRANT, modelo Squirrel série 1200 apresentado na figura 4.4.



Figura 4.4 – Sistema de aquisição de dados do fabricante GRANT, modelo Squirrel série 1200.

Os resultados do levantamento do perfil térmico da câmara de aquecimento da mufla Thermolyne, apresentados na figura 4.5, determinaram que a região que apresentou melhor homogeneidade de temperatura foi a 50 mm da parede do fundo e no meio da altura da mufla.

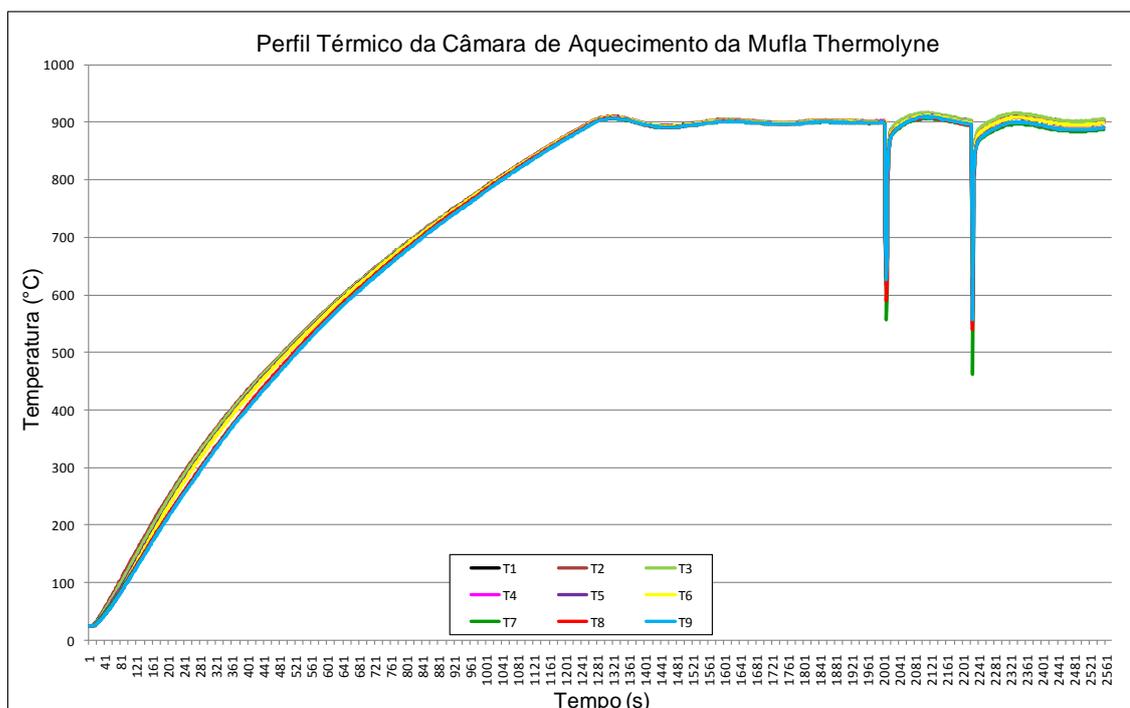


Figura 4.5 – Perfil térmico da câmara de aquecimento da mufla Thermolyne (as quedas nos valores de temperatura no gráfico correspondem com os momentos de abertura da porta da mufla para mudança de posição do suporte de termopares no interior da mesma).

## 4.2. Sistema de Transporte dos Corpos de Prova

A operação de transferência deve ser realizada o mais rápido possível, para garantir as propriedades mecânicas necessárias da peça após a estampagem. A temperatura de teste deverá estar acima de 780°C, a fim de evitar a formação de bainita e/ou ferrita (Fan et al. 2009).

A transferência dos corpos de prova no estudo foi realizada de maneira manual. Foi confeccionada uma pinça específica para a tarefa, com comprimento do cabo compatível com a profundidade da mufla e maior área de contato com o corpo de prova, garantindo sua estabilidade durante esta tarefa e proporcionando maior segurança para o operador.

Foram realizados ensaios a quente para avaliar o tempo disponível para transferência dos corpos de prova da mufla para a prensa, e verificar a temperatura de início do processo de conformação do material. A tabela IV.1 apresenta a temperatura x tempo de resfriamento de corpos de prova aquecidos à temperatura de encharque de 950 e 1000°C, após retirada da mufla até atingir 830°C. Foi utilizada também, uma manta de fibra cerâmica com 12 mm de espessura e densidade igual a 128 Kg/m<sup>3</sup>, na face superior dos corpos de prova, para avaliar o ganho no tempo de resfriamento.

TABELA IV.1 – Temperatura x tempo de resfriamento de corpos de prova com a utilização de isolante térmico.

Temperatura (°C)	Tempo de resfriamento até 830°C (s)
950	9
1000	12
950 com isolante térmico* na face superior	17
1000 com isolante térmico* na face superior	28

\* Manta de fibra cerâmica com espessura de 12 mm e densidade 128 Kg/m<sup>3</sup>.

### 4.3. Desenvolvimento e Construção do Ferramental

Foi realizado o projeto necessário para construir o ferramental para estampar corpos de prova aquecidos. Foram geradas 3 folhas de engenharia, que foram detalhadas de acordo com a espessura dos corpos de prova utilizados no estudo.

Foi construído um ferramental para estampar corpos de prova aquecidos com espessura máxima de 2 mm, composto por um conjunto punção/matriz, sistema de refrigeração do conjunto punção/matriz e prensa hidráulica, apresentados na figura 4.6.

Na figura 4.7 é apresentado um desenho esquemático completo do equipamento piloto para estampagem a quente.

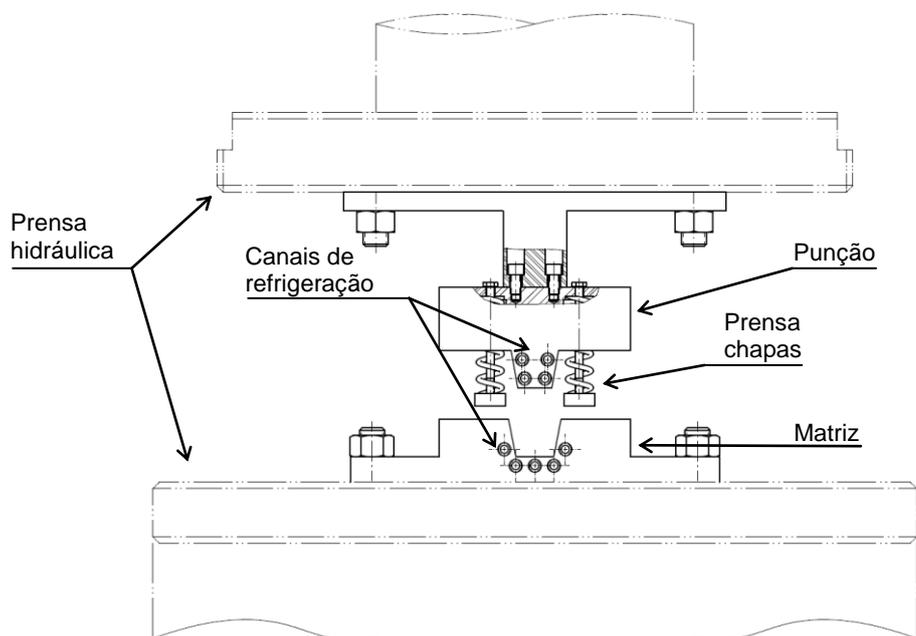


Figura 4.6 – Desenho do ferramental construído.

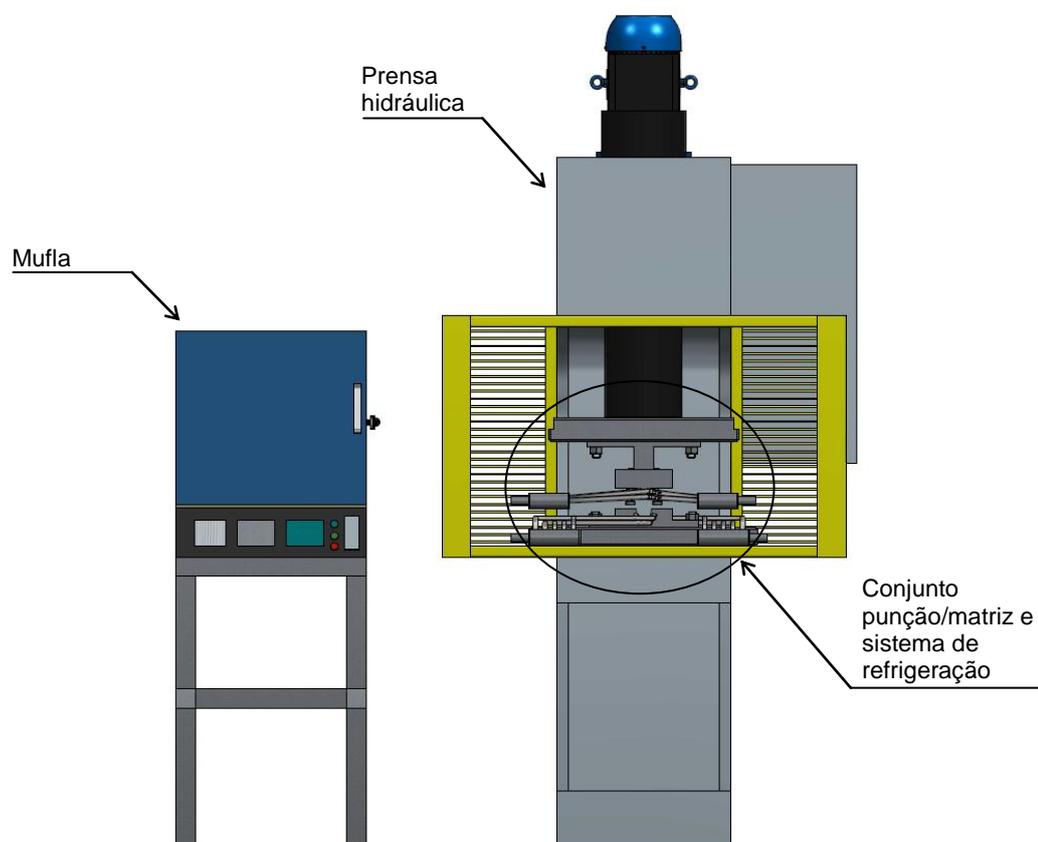


Figura 4.7 – Desenho esquemático do equipamento piloto para estampagem a quente.

O conjunto punção/matriz foi confeccionado em aço SAE 4340 que é um aço utilizado na fabricação de diferentes componentes mecânicos, com elevada resistência mecânica. No punção foi construído o prensa chapas e os canais para circulação do fluido de refrigeração. A matriz também foi construída com os canais de refrigeração.

O sistema de refrigeração é constituído de mangueiras de PVC, *manifolds*, bicos adaptadores e serpentina (figura 4.8).

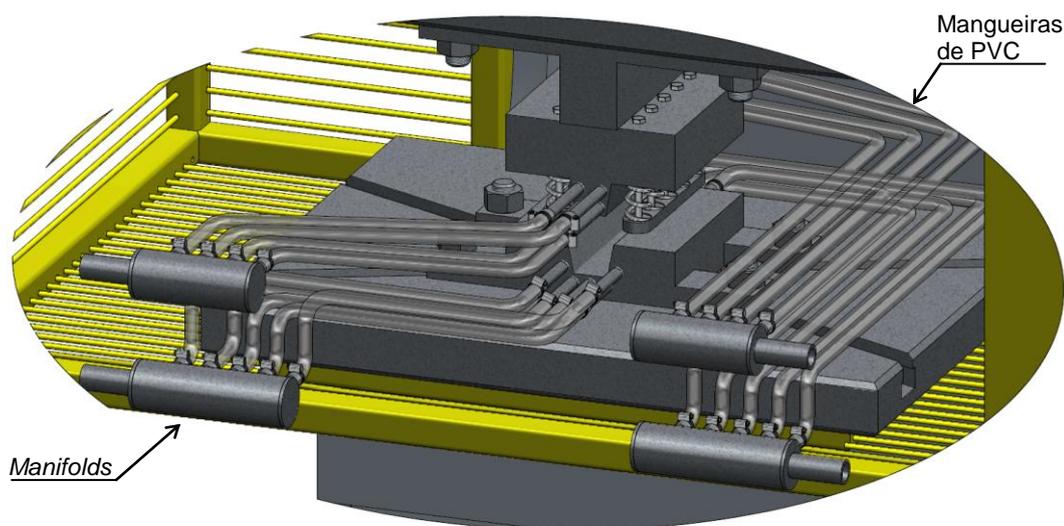


Figura 4.8 – Desenho esquemático do sistema de refrigeração.

A prensa hidráulica utilizada no ferramental é uma prensa do Tipo C, do fabricante Hidral-Mac com dados de operação apresentados na tabela IV.2.

TABELA IV.2 – Dados operacionais da prensa hidráulica.

Prensa Hidráulica Tipo C	
Dados operacionais	
Capacidade	40 toneladas
Capacidade de retorno	6 toneladas
Curso máximo	250 mm
Velocidade de aproximação	190 mm/s
Velocidade de trabalho	18 mm/s
Velocidade de retorno	130 mm/s

Na figura 4.9 é apresentada uma fotografia do ferramental construído e montado na prensa hidráulica.



Figura 4.9 – Ferramental construído e montado na prensa hidráulica.

#### 4.4. Ensaio de Conformação a Quente

Os ensaios de conformação a quente foram realizados utilizando amostras de chapas de aço 22MnB5, produzidas industrialmente na Usina de Ipatinga, com 1,8 mm de espessura, provenientes da BF 16236861 com composição química apresentada na tabela IV.3 e propriedades mecânicas de acordo com a tabela IV.4.

TABELA IV.3 – Composição química da amostra de aço 22MnB5 (% em massa).

C	Si	Mn	P	S	Al	Cu	Nb	V	Ti	Cr	Ni	Mo	Sn	N	B
0,24	0,27	1,30	0,014	0,001	0,044	0,01	0,006	0,003	0,045	0,18	0,01	0,00	0,001	0,0075	0,0034

TABELA IV.4 – Propriedades mecânicas da amostra de aço 22MnB5 na condição de laminada a frio e recozida industrialmente.

Limite de Escoamento	358 MPa
Limite de Resistência	510 MPa
Dureza	220 HV

Os corpos de prova foram retirados das amostras das chapas de acordo com o desenho da figura 4.10. A área de 30 x 30 mm em uma das extremidades dos corpos de prova é o ponto de contato com a pinça (ferramenta utilizada para fazer a transferência dos mesmos da mufla para o ferramental).

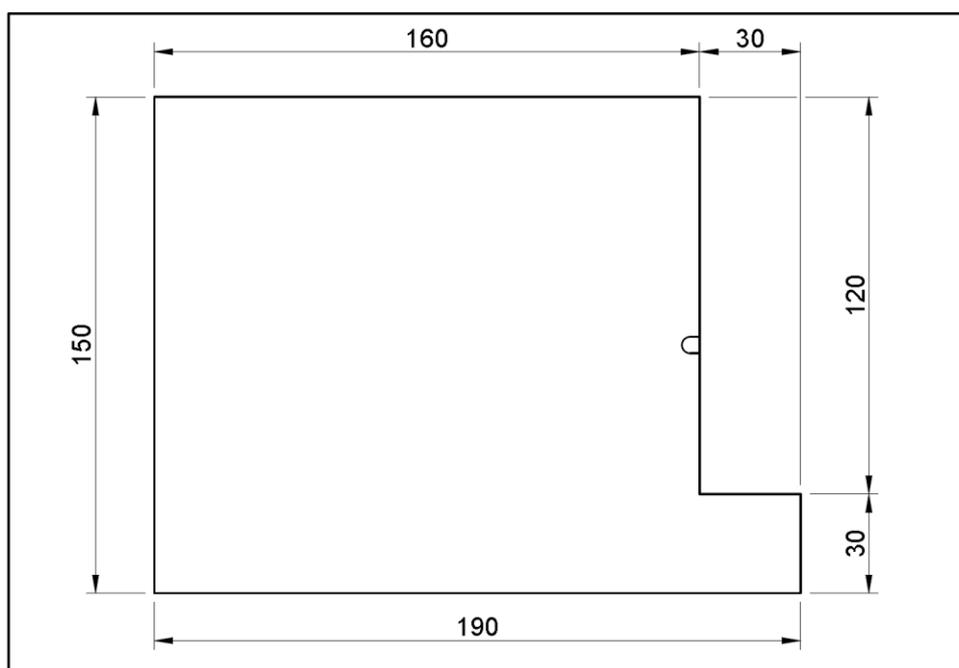


Figura 4.10 – Desenho do dimensional dos corpos de prova.

Em cada corpo de prova foi fixado por solda ponto um termopar tipo “K” com diâmetro do elemento do par termoelétrico de 0,5 mm e isolados por miçangas de alta alumina (diâmetro de 3,2 mm). O termopar indica a temperatura dos corpos de prova durante as etapas do processo de conformação a quente (figura 4.11).



Figura 4.11 – Termopar soldado no corpo de prova.

Foram realizados ensaios em 10 corpos de prova para as condições A, B, C e D, 6 corpos de prova para a condição E e 5 corpos de prova para a condição F, conforme tabela IV.5:

TABELA IV.5 – Condições de ensaios.

<b>Condição</b>	<b>Temperatura (°C)</b>	<b>Fluido Refrigerador</b>
A	900	Água a temperatura ambiente (25°C)
B	950	Água a temperatura ambiente (25°C)
C	900	Ar Comprimido
D	950	Ar Comprimido
E	900	Água refrigerada (17°C)
F	950	Água refrigerada (17°C)

Os ensaios foram realizados inserindo os corpos de prova instrumentados na mufla Thermolyne, com a câmara de aquecimento na temperatura programada já estabilizada. Após atingir a temperatura de encharque, os corpos de prova foram transferidos manualmente para o ferramental (figura 4.12) e iniciado o processo de conformação (figura 4.13). Ao final da conformação, o punção permanecia por mais 20 segundos no seu fim de curso até retornar à posição inicial.



Figura 4.12 – Transferência do corpo de prova da mufla para o ferramental.



Figura 4.13 – Início do processo de conformação (em detalhe o momento em que o punção toca o corpo de prova em estudo).

A prensa hidráulica foi programada para aplicar carga de 40 toneladas e velocidade de avanço igual a 18 mm/s.

O registro dos valores de temperatura (figura 4.14) foi realizado por um programa específico de aquisição de dados que utiliza a ferramenta de desenvolvimento LabView, instalado em um notebook, a uma taxa de 10 Hz. Paralelamente, outro sistema de aquisição de dados (modelo Squirrel série 1200 do fabricante GRANT), arquivava a temperatura do fluido de refrigeração, a uma taxa de 1 Hz, na saída do dreno (figura 4.15).

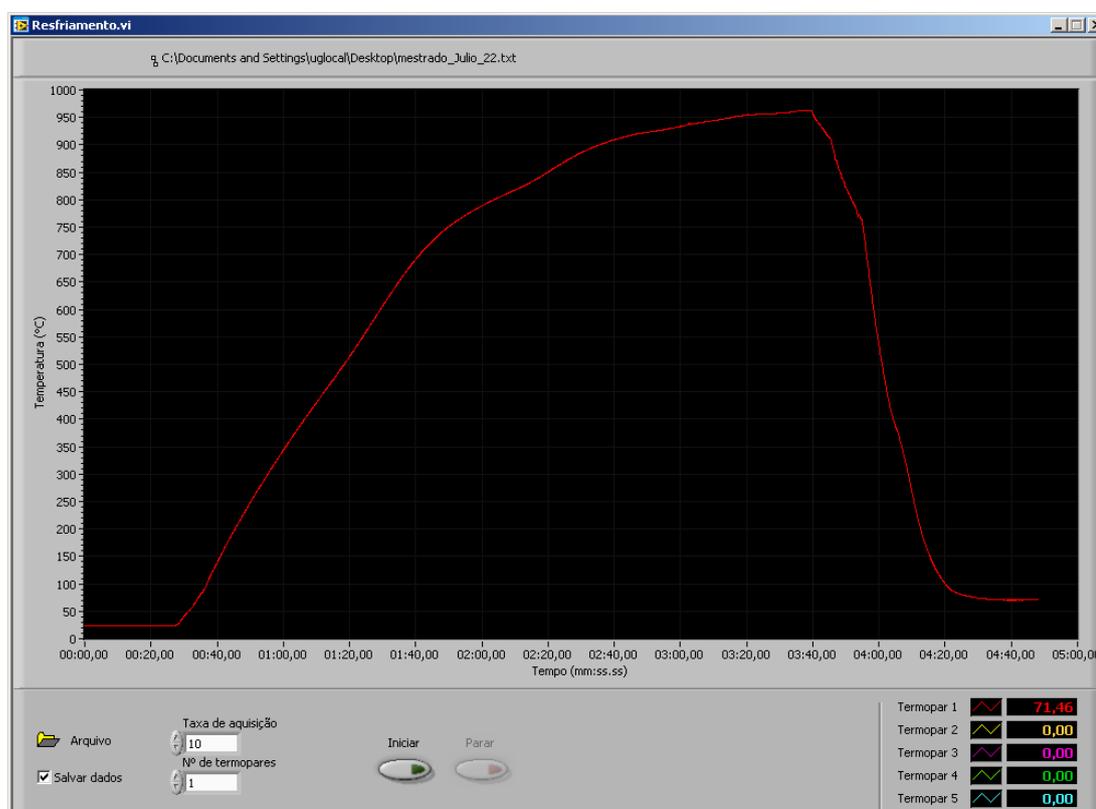


Figura 4.14 – Tela do programa de aquisição de dados com o registro dos valores de temperatura.

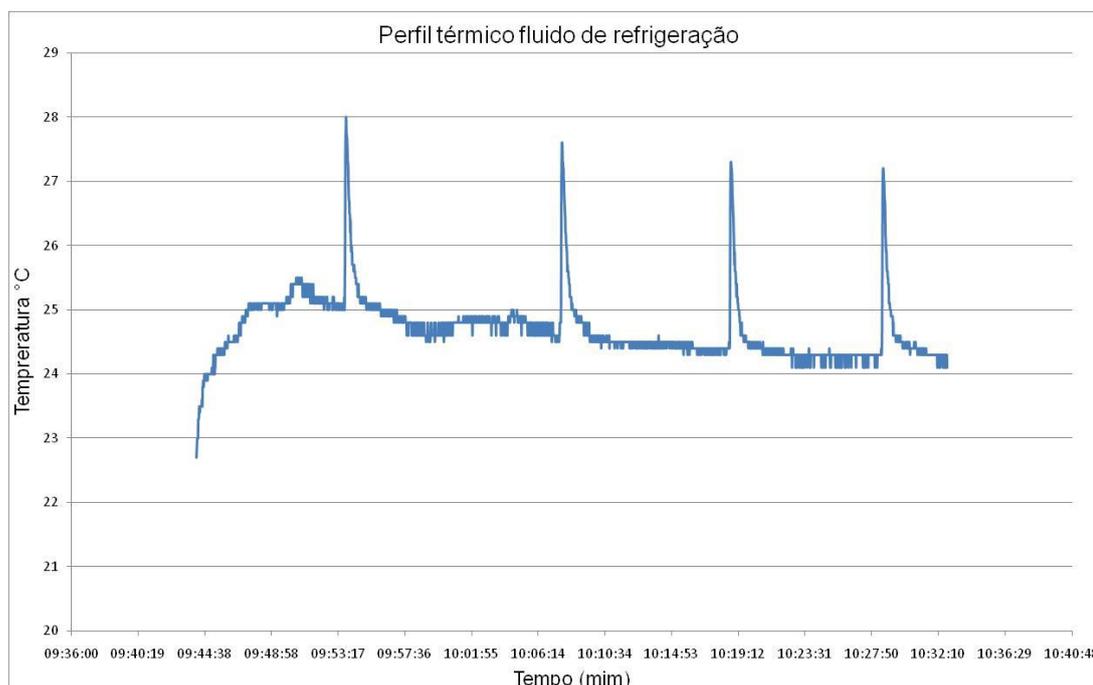


Figura 4.15 – Registro dos valores de temperatura do fluido de refrigeração – água a temperatura ambiente (os picos de temperatura correspondem ao momento dos ensaios).

Para melhor interpretação e análise dos resultados de cada ensaio foi utilizada uma câmera fotográfica digital na função “filmar” com o objetivo de registrar o tempo real de cada uma das etapas do processo de conformação a quente dos corpos de prova.

#### 4.5. Taxa de Resfriamento

A taxa de resfriamento para cada ensaio realizado foi obtida a partir dos valores de temperatura capturados e armazenados pelo programa de aquisição de dados. A figura 4.16 apresenta a ampliação de uma curva de resfriamento dos ensaios realizados, mostrando os pontos de cada etapa do processo de estampagem a quente. O cálculo da taxa de resfriamento foi realizado subtraindo do valor da temperatura do momento em que o corpo de prova foi posicionado sobre a matriz (ponto D), a temperatura de início de formação de martensita (ponto E = 430°C). O valor da subtração foi dividido pelo tempo (em segundos) nesse intervalo.

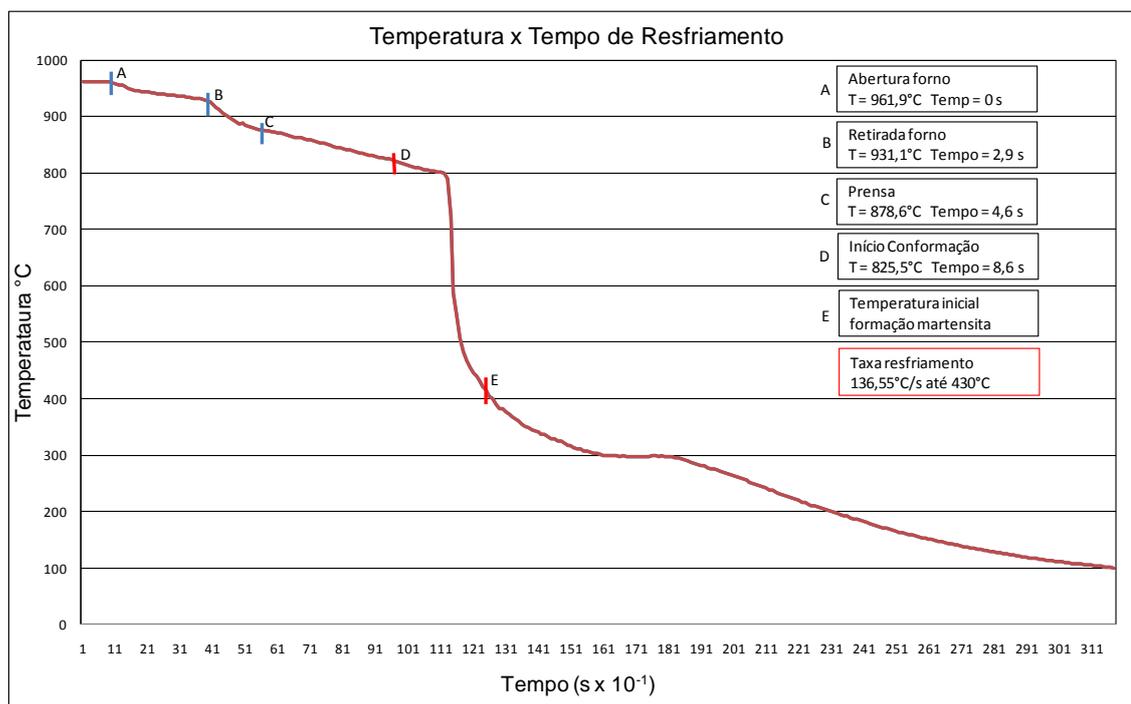


Figura 4.16 – Ampliação de uma curva de resfriamento dos ensaios de estampagem a quente.

#### 4.6. Ensaio de Tração

Os ensaios de tração foram realizados conforme norma ASTM A-370, em máquina universal Instron eletromecânica de 10 toneladas, modelo 5882, (figura 4.17) equipada com extensômetro Instron de 25 mm de base de medida e pacotes de programas para aquisição e tratamento de dados. Os ensaios foram feitos à temperatura ambiente e foram determinadas as seguintes propriedades mecânicas: limite de escoamento ( $LE$ ), limite de resistência ( $LR$ ), alongamento uniforme ( $AL_U$ ) e alongamento total ( $AL_T$ ).



Figura 4.17 – Máquina de ensaio de tração Instron, modelo 5882.

Os corpos de prova para os ensaios de tração foram retirados da área útil das amostras conformadas a quente (figura 4.18). Primeiramente, as amostras conformadas a quente foram cortadas com serra elétrica portátil e em seguida estampadas em uma matriz específica para confecção de corpos de prova *subsize* conforme norma ASTM A-370. Após a estampagem, foi realizada a usinagem final dos corpos de prova de tração, com as dimensões definidas na norma. A figura 4.19 apresenta a região em que os corpos de prova de tração foram retirados das amostras conformadas a quente. Foram retirados dois corpos de prova de tração *sub size* de cada amostra.

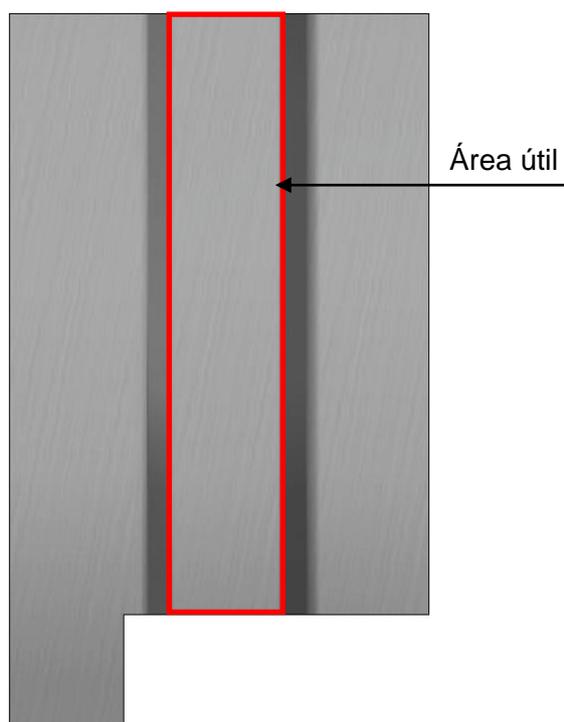


Figura 4.18 – Desenho esquemático da amostra após ensaio de conformação a quente.

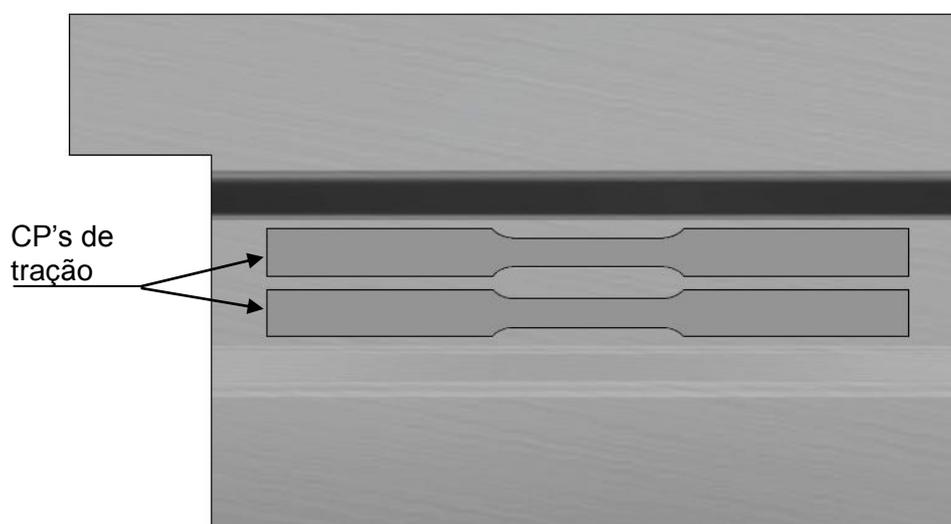


Figura 4.19 – Desenho esquemático do posicionamento de retirada dos corpos de prova de tração.

#### 4.7. Ensaios de Dureza

Os ensaios de dureza foram realizados utilizando-se um durômetro digital modelo FV-100, fabricado pela *Future Tech*, equipado com sistema automático de medição, apresentado na figura 4.20. Impressões com carga de 3 kgf foram aplicadas para a determinação da dureza, a  $\frac{1}{4}$  da espessura conforme norma ASTM E-92 (ASTM, 2003), com espaçamentos entre medidas de 1 mm. As amostras para os ensaios de dureza foram retiradas do material remanescente dos corpos de prova de tração, conforme apresentado na figura 4.21.



Figura 4.20 – Durômetro digital FV-100.

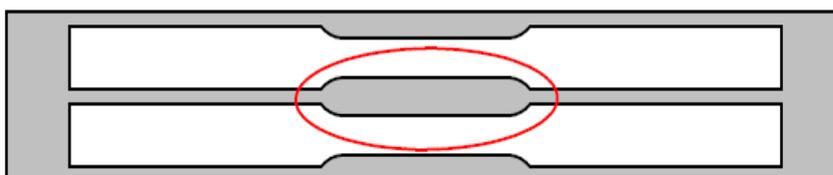


Figura 4.21 – Desenho esquemático da região de retirada das amostras para os ensaios de dureza.

#### 4.8. Análise Metalográfica

Para as análises metalográficas dos corpos de prova, foi utilizado o microscópio óptico da marca ZEISS Action Axio Imager A2M com capacidade de aumento de 12,5 a 1000 X, apresentado na figura 4.22, e o microscópio eletrônico de varredura (MEV) marca ZEISS Ultra Plus equipado com uma fonte de elétrons *Field Emission Gun* (FEG), apresentado na figura 4.23.

As amostras utilizadas para as análises metalográficas foram as mesmas confeccionadas para os ensaios de dureza.

Os corpos de prova foram devidamente preparados e atacados com reativo nital 4%.

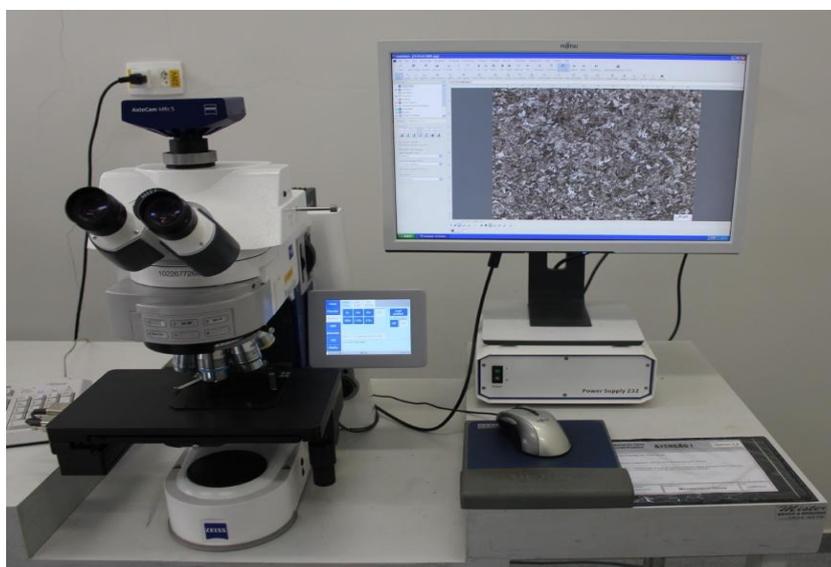


Figura 4.22 – Microscópio óptico ZEISS Action Axio Imager A2M.

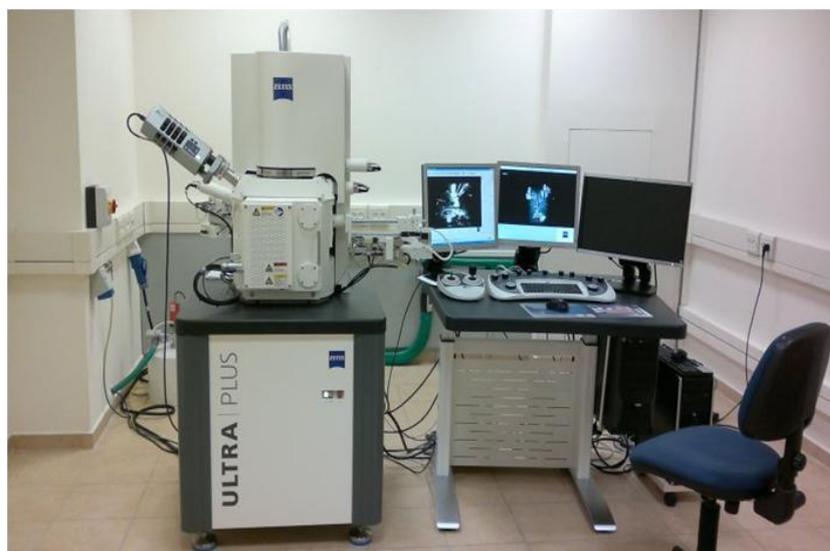


Figura 4.23 – Microscópio eletrônico de varredura ZEISS Ultra Plus.

## 5. RESULTADOS OBTIDOS

Foram realizados no total 51 ensaios no sistema piloto para estampagem a quente.

Para avaliação dos resultados, foi adotada a seguinte regra: para cada condição de ensaio foram eliminados o maior e o menor valor de taxa de resfriamento. Foi feita a média aritmética dos valores remanescentes e utilizados os 3 valores de taxa de resfriamento mais próximos da média. Dessa forma, foram estudados 3 resultados para cada condição de ensaio.

### 5.1. Resultados da Taxa de Resfriamento

Na figura 5.1 é apresentado o gráfico com valores de taxa de resfriamento para os três corpos de prova mais próximos da média de cada condição avaliada. Percebe-se, que em todos os ensaios realizados a taxa de resfriamento ficou acima de 25°C/s. Para o aço 22MnB5, taxas de resfriamento maiores que 25°C/s forma-se uma microestrutura composta por 100% de martensita (Fan et al. 2009).

As condições A e B apresentaram valores de taxa de resfriamento bem próximos dos 25°C/s e observa-se o aumento desta taxa, com o aumento da temperatura de encharque.

Na condição C, os valores da taxa de resfriamento ficaram acima de 70°C/s, porém houve uma diminuição nesta taxa quando a temperatura de encharque foi de 950°C, na condição D. Isto pode ser explicado pela variação da pressão e conseqüentemente da vazão do ar comprimido, utilizado para refrigeração do conjunto punção/matriz, ocasionado pelo funcionamento em paralelo de outros equipamentos, que são alimentados pela mesma rede central. Já a maior taxa de resfriamento nas condições C e D em relação às condições A e B, pode ser explicada pela menor temperatura do ar comprimido, devido a sua expansão ao sair do pulmão, aliado com a alta velocidade do mesmo ao passar pela tubulação de refrigeração do conjunto punção/matriz.

Nas condições E e F, os valores de taxa de resfriamento ficaram acima de 90°C/s e são estatisticamente equivalentes para as duas temperaturas de encharque, de acordo com o teste estatístico de comparação de médias “Teste t - duas amostras presumindo variâncias equivalentes”, com 95% de confiança. Os cálculos estatísticos estão apresentados no anexo I.

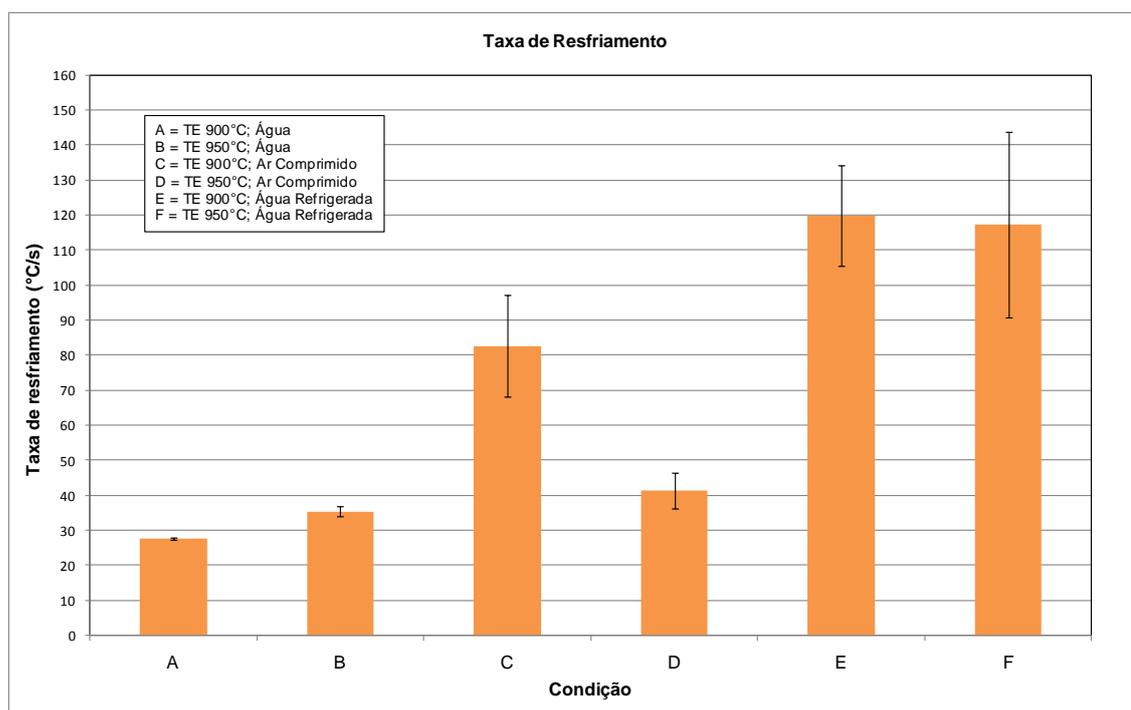


Figura 5.1 – Valores médios da taxa de resfriamento obtidos para as condições estudadas (TE = temperatura de encharque).

## 5.2. Resultados das Análises Metalográficas

Para auxiliar a interpretação dos resultados das análises metalográficas, a tabela V.1 apresenta as condições de ensaios das amostras em análise.

TABELA V.1 – Condições de ensaio das amostras em análise.

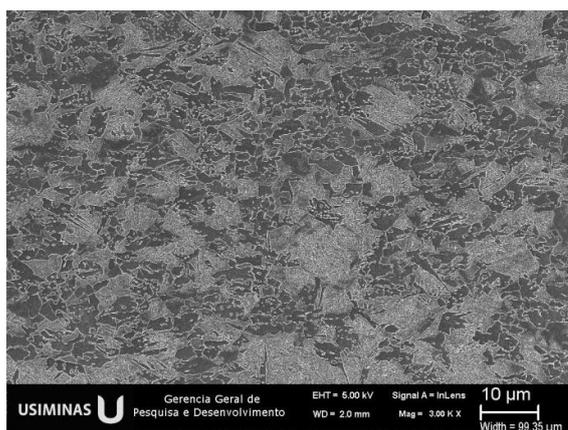
Amostra	Tempo de resfriamento (s)	Temperatura °C			Taxa de resfriamento (°C/s)
	até 430°C	Início conformação	Final conformação	$\Delta T$	até 430°C
A4	23,4	761	738	23	28,1
A8	24,6	723	705	18	27,6
A9	25,5	726	704	22	27,5
B2	23,5	816	791	25	37,0
B3	23,8	788	763	25	30,1
B7	24,1	785	761	24	31,0
C3	12,8	772	752	20	79,9
C6	12,1	776	757	20	98,3
C10	14,2	776	754	22	69,9
D4	18,1	823	799	24	43,4
D8	20,8	807	783	25	35,7
D9	18,2	830	806	24	45,1
E3	11,8	787	765	22	117,8
E4	11,2	783	759	25	135,1
E5	11,8	794	777	17	106,5
F2	11,5	826	802	24	136,6
F3	14,3	810	788	21	87,2
F4	12,4	815	795	20	128,5

Na figura 5.2 é apresentada a microestrutura da amostra A9 conformada a quente, com temperatura de encharque de 900°C e resfriamento do conjunto punção/matriz com água a temperatura ambiente. Essa amostra foi temperada numa taxa de

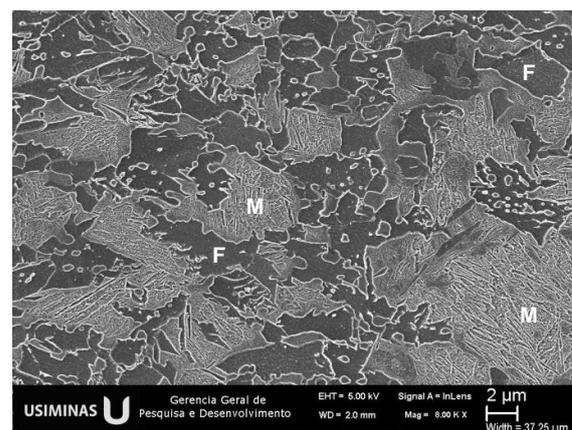
resfriamento de, aproximadamente, 27,5°C/s e temperatura de início de conformação de 726°C, apresentando LR = 1467 MPa. Apesar da taxa de resfriamento ficar ligeiramente acima de 25°C/s, observa-se a presença de ilhas de ferrita espalhadas ao longo da espessura da amostra. A formação desse constituinte durante o resfriamento do material pode ser justificada pela menor temperatura no início da etapa de conformação, o que pode ter permitido a decomposição de alguma quantidade de austenita antes do material ser temperado. Resultados similares foram obtidos por Fan em seus experimentos (Fan et al. 2009).



(a) MO – Ampliação original 500X



(b) MEV – Ampliação original 3000X



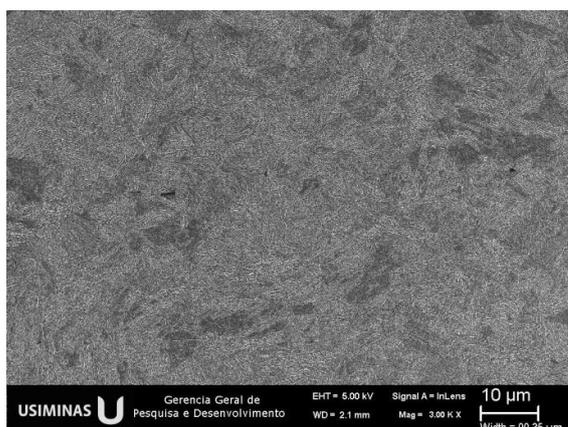
(c) MEV – Ampliação original 8000X

Figura 5.2 – Microestrutura de amostra conformada a quente, observada via MO (a) e MEV (b) e (c). Temperatura de encharque de 900°C e conjunto punção/matriz refrigerado com água a temperatura ambiente.

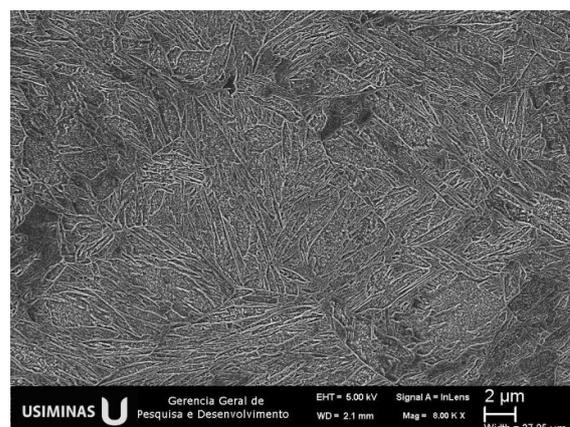
Na figura 5.3 é apresentada a microestrutura da amostra B2 conformada a quente, com temperatura de encharque de 950°C e resfriamento do conjunto punção/matriz com água a temperatura ambiente. Essa amostra foi temperada com taxa de resfriamento de, aproximadamente, 37°C/s e temperatura de início de conformação de 816°C, apresentando LR = 1504 MPa. Nessa amostra a taxa de resfriamento e a temperatura de início de conformação ficaram acima dos valores de referência. Por esse motivo, observa-se que a microestrutura final da amostra é composta basicamente por martensita. Essa condição, de acordo com Fan, inibe totalmente a possibilidade de formação de ferrita durante o resfriamento (Fan et al. 2009).



(a) MO – Ampliação original 500X



(b) MEV – Ampliação original 3000X



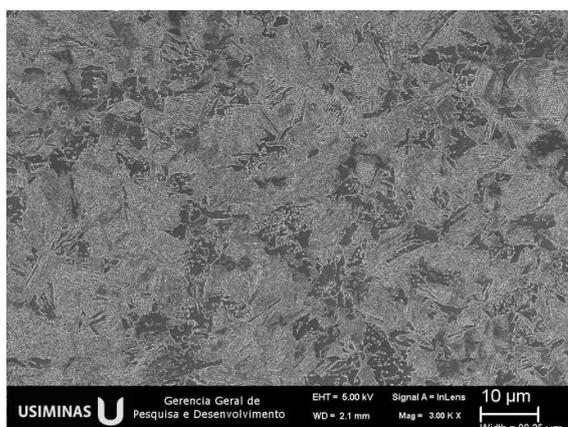
(c) MEV – Ampliação original 8000X

Figura 5.3 – Microestrutura de amostra conformada a quente, observada via MO (a) e MEV (b) e (c). Temperatura de encharque de 950°C e conjunto punção/matriz refrigerado com água a temperatura ambiente.

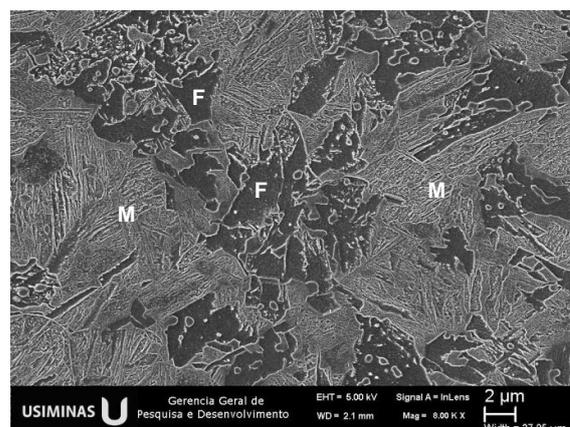
Na figura 5.4 é apresentada a microestrutura da amostra C3 conformada a quente, com temperatura de encharque de 900°C e resfriamento do conjunto punção/matriz com ar. Essa amostra foi temperada com taxa de resfriamento de 79,9°C/s e temperatura de início de conformação de 772°C, apresentando LR = 1436 MPa. Apesar da elevada taxa de resfriamento, a microestrutura dessa amostra apresentou, da mesma forma que a amostra tratada na condição A9, ilhas de ferrita. A formação desse constituinte nessa condição também pode ser explicada pela menor temperatura no início da conformação da chapa, a qual, de acordo com a tabela V.8 ficou abaixo de 780°C.



(a) MO – Ampliação original 500X



(b) MEV – Ampliação original 3000X



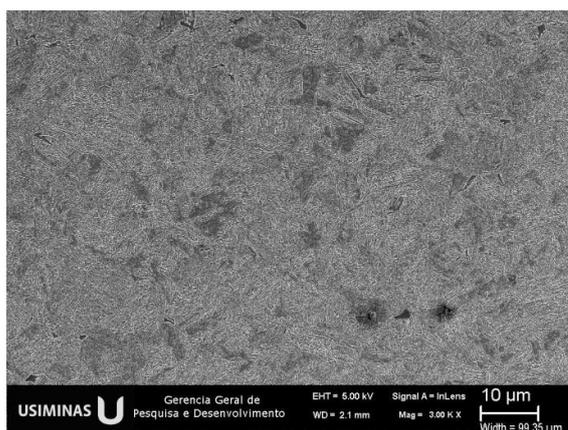
(c) MEV – Ampliação original 8000X

Figura 5.4 – Microestrutura de amostra conformada a quente, observada via MO (a) e MEV (b) e (c). Temperatura de encharque de 900°C e conjunto punção/matriz refrigerado com ar.

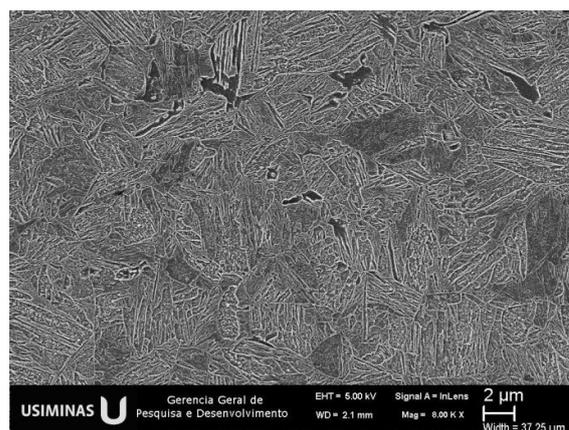
Na figura 5.5 é apresentada a microestrutura da amostra D4 conformada a quente, com temperatura de encharque de 950°C e resfriamento do conjunto punção/matriz com ar. Essa amostra foi temperada numa taxa de resfriamento próximo de 43,4°C/s e a temperatura de início de conformação foi de 823°C, apresentando LR = 1532 MPa. Observa-se uma microestrutura composta basicamente por martensita e ausência de ilhas de ferrita. Nessa amostra a taxa de resfriamento e a temperatura de início de conformação ficaram acima dos valores de referência, indicados por Fan como mínimos para a obtenção de martensita (Fan et al. 2009).



(a) MO – Ampliação original 500X



(b) MEV – Ampliação original 3000X



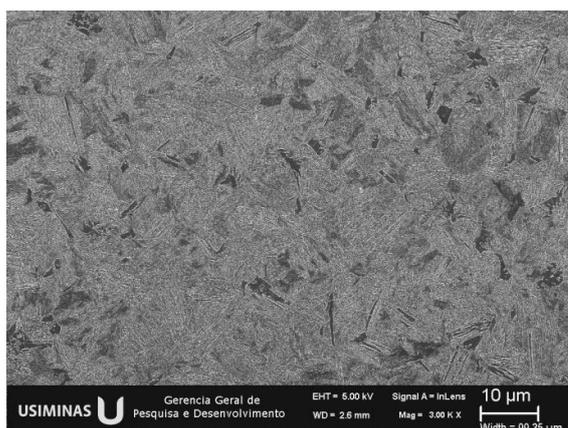
(c) MEV – Ampliação original 8000X

Figura 5.5 – Microestrutura de amostra conformada a quente, observada via MO (a) e MEV (b) e (c). Temperatura de encharque de 950°C e conjunto punção/matriz refrigerado com ar.

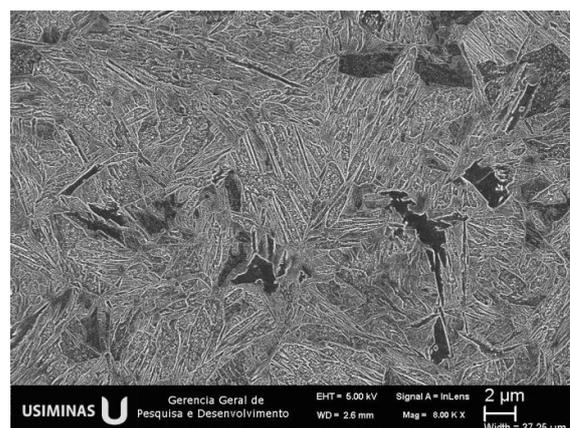
Na figura 5.6 é apresentada a microestrutura da amostra E5 conformada a quente, com temperatura de encharque de 900°C e resfriamento do conjunto punção/matriz com água refrigerada. A têmpera nessa amostra ocorreu com taxa de resfriamento de, aproximadamente, 106,5°C/s e temperatura de início de conformação de 794°C, apresentando LR = 1536 MPa. Mais uma vez a amostra apresentou taxa de resfriamento e a temperatura de início de conformação acima dos valores de referência, formando uma microestrutura composta basicamente de martensita.



(a) MO – Ampliação original 500X



(b) MEV – Ampliação original 3000X



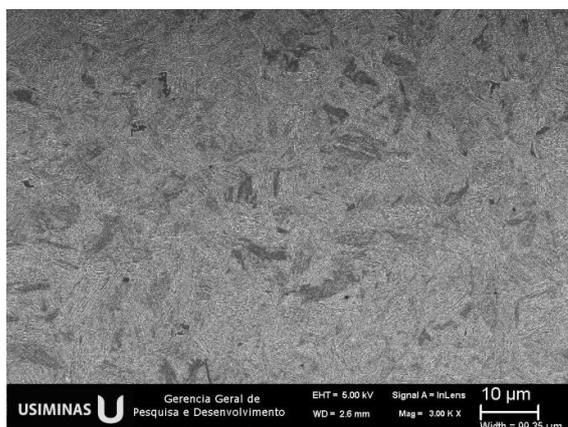
(c) MEV – Ampliação original 8000X

Figura 5.6 – Microestrutura de amostra conformada a quente, observada via MO (a) e MEV (b) e (c). Temperatura de encharque de 900°C e conjunto punção/matriz refrigerado com água refrigerada.

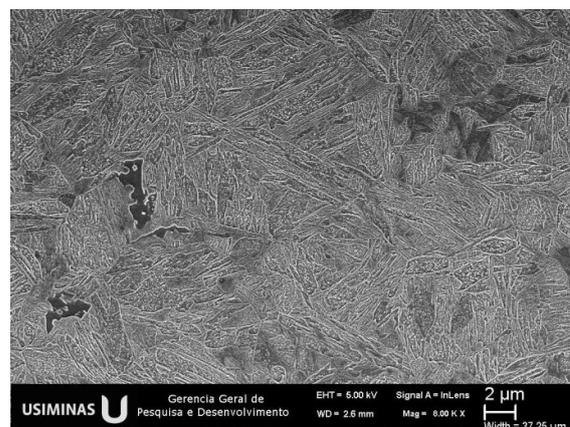
Finalmente na figura 5.7 é apresentada a microestrutura da amostra F2 conformada a quente, com temperatura de encharque de 950°C e resfriamento do conjunto punção/matriz com água refrigerada. Nessa amostra obteve-se taxa de resfriamento de, aproximadamente, 136,6°C/s e temperatura de início de conformação de 826°C, apresentando LR = 1569 MPa. Essa foi a condição que produziu a maior taxa de resfriamento. Com isso, percebe-se que a martensita formada nessa condição apresentou o maior valor de dureza (figura 5.6), aumentando, como consequência, o valor de LR do material. Além disso, observa-se também nessa amostra, que a temperatura de início de conformação ficou acima do valor indicado como referência por Fan (Fan et al. 2009).



(a) MO – Ampliação original 500X



(b) MEV – Ampliação original 3000X



(c) MEV – Ampliação original 8000X

Figura 5.7 – Microestrutura de amostra conformada a quente, observada via MO (a) e MEV (b) e (c). Temperatura de encharque de 950°C e conjunto punção/matriz refrigerado com água refrigerada.

### 5.3. Resultados do Ensaio de Dureza

Na figura 5.8 estão apresentados os resultados do ensaio de Dureza Vickers em função do tipo de refrigerante para o conjunto punção/matriz.

Observa-se que em relação às amostras ensaiadas com o conjunto punção/matriz refrigerado a água a temperatura ambiente e a água refrigerada existem uma ligeira tendência de aumento nos valores de dureza em função do aumento na temperatura de encharque. Já para a condição ensaiada com o conjunto punção/matriz refrigerado a ar comprimido não foi observado o efeito da temperatura de encharque nos valores de dureza. Entretanto, a análise de estatística utilizando o teste estatístico de comparação de amostras “Teste-t - duas amostras presumindo variâncias equivalentes” mostrou que esses valores são equivalentes, conforme resultados apresentados nos anexos II, III e IV.

Vale ressaltar, que os valores de dureza estão, de maneira geral, de acordo com a especificação em norma pela indústria automobilística, para aço baixo carbono microligado ao boro (GMW 14400), sendo que a dureza ultrapassou os 450 HV.

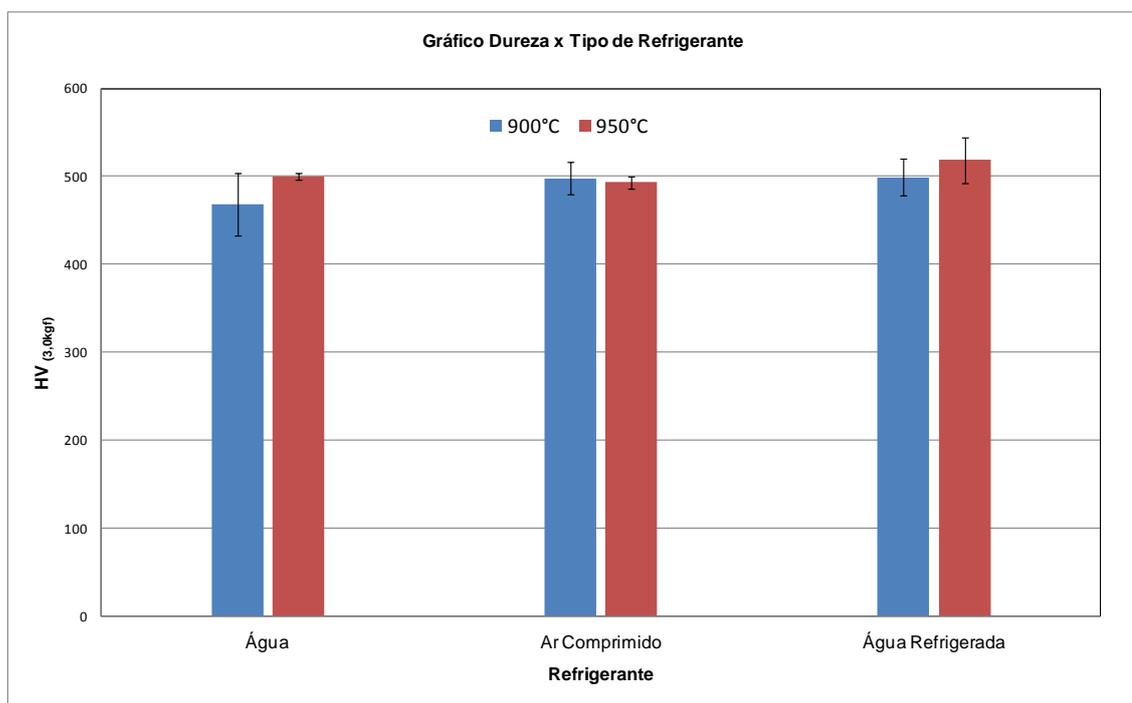


Figura 5.8 – Valores de dureza obtidos para as diferentes condições de refrigeração do conjunto punção/matriz.

#### 5.4. Propriedades Mecânicas

Para cada amostra conformada a quente, foram retirados dois corpos de prova para ensaio de tração. Considerando 10 ensaios para as condições A, B, C e D, 6 ensaios para a condição E, e 5 ensaios para a condição F, as tabelas V.2 a V.7 apresentam os resultados de limite de escoamento (LE), limite de resistência (LR), alongamento uniforme ( $AL_u$ ) e alongamento total ( $AL_t$ ). As linhas destacadas referem-se às amostras selecionadas conforme a regra adotada para o estudo da taxa de resfriamento.

TABELA V.2 – Resultados dos ensaios de tração para a condição A.

Amostra	Identificação	LE (MPa)	LR (MPa)	$AL_u$ (%)	$AL_t$ (%)
1	A1-1	1196	1524	4,8	9,8
2	A1-2	1140	1489	5	10,1
3	A2-1	1151	1525	5	9,9
4	A2-2	1112	1472	5,4	10,2
5	A3-1	1132	1470	5	9,9
6	A3-2	1114	1486	5,3	10,2
7	A4-1	1136	1499	5,2	10,2
8	A4-2	1133	1497	4,8	7,7
9	A5-1	1110	1495	4,6	7,5
10	A5-2	1099	1499	5,2	10,1
11	A6-1	1093	1455	5,7	10,6
12	A6-2	1138	1461	3,8	*
13	A7-1	1085	1429	5,2	*
14	A7-2	1061	1528	5,3	10,5
15	A8-1	1080	1481	5,2	9,1
16	A8-2	1085	1446	5	9,9
17	A9-1	1119	1501	4,9	7,9
18	A9-2	1066	1433	4,6	7,5
19	A10-1	1077	1441	5,1	10,3
20	A10-2	1108	1452	5	9,8
<b>Média</b>		1111,8	1479,2	5,0	9,5
<b>Desvio</b>		32,83	30,32	0,39	1,08

\* Corpo de prova rompeu fora da base de medida.

TABELA V.3 – Resultados dos ensaios de tração para a condição B.

Amostra	Identificação	LE (MPa)	LR (MPa)	AL <sub>u</sub> (%)	AL <sub>t</sub> (%)
1	B1-1	1177	1511	4,4	7,4
2	B1-2	1184	1520	5,1	10,4
3	B2-1	1144	1506	4,7	9,7
4	B2-2	1168	1501	4,6	9,5
5	B3-1	1168	1523	5,5	10,7
6	B3-2	1132	1544	5,4	10,9
7	B4-1	1205	1531	4,2	9
8	B4-2	1202	1541	4,8	9,9
9	B5-1	1149	1503	4,7	9,5
10	B5-2	1176	1530	4,9	9,7
11	B6-1	1189	1512	5,2	10,5
12	B6-2	1189	1527	4,9	10
13	B7-1	1224	1520	4,9	9,7
14	B7-2	1140	1529	4,7	9,4
15	B8-1	1174	1536	5,2	10,5
16	B8-2	1148	1514	4,8	9,8
17	B9-1	1147	1512	4,8	10,5
18	B9-2	1192	1532	4,1	6,9
19	B10-1	1171	1512	4,9	10,4
20	B10-2	1169	1530	4,7	6
<b>Média</b>		1172,4	1521,7	4,8	9,5
<b>Desvio</b>		24,10	12,51	0,35	1,30

TABELA V.4 – Resultados dos ensaios de tração para a condição C.

Amostra	Identificação	LE (MPa)	LR (MPa)	AL <sub>u</sub> (%)	AL <sub>t</sub> (%)
1	C1-1	935	1313	6	10,8
2	C1-2	1066	1448	5,1	10,1
3	C2-1	1039	1419	4,4	8
4	C2-2	1171	1542	5,2	9,9
5	C3-1	1035	1408	5,8	11
6	C3-2	1083	1464	5,7	11,5
7	C4-1	862	1370	*	*
8	C4-2	1090	1468	4,9	6,3
9	C5-1	1062	1429	4,4	5,3
10	C5-2	1122	1517	4,7	6,2
11	C6-1	1074	1480	5,3	10
12	C6-2	1033	1405	6,3	11,2
13	C7-1	1144	1527	5	9,8
14	C7-2	1147	1500	4,6	9
15	C8-1	1048	1416	5,7	9,9
16	C8-2	1098	1486	4,8	8,7
17	C9-1	1106	1494	5,1	10,1
18	C9-2	1086	1460	5,9	11,1
19	C10-1	924	1329	6,9	12,5
20	C10-2	1052	1436	6,1	10,8
<b>Média</b>		1058,9	1445,6	5,4	9,6
<b>Desvio</b>		76,77	61,60	0,69	1,93

\* Corpo de prova rompeu fora da base de medida.

TABELA V.5 – Resultados dos ensaios de tração para a condição D.

Amostra	Identificação	LE (MPa)	LR (MPa)	AL <sub>u</sub> (%)	AL <sub>t</sub> (%)
1	D1-1	1138	1505	4,2	8,8
2	D1-2	1190	1511	4,6	9,4
3	D2-1	1192	1529	4,9	10
4	D2-2	1219	1528	4,9	9,9
5	D3-1	1138	1492	4,4	9,3
6	D3-2	1115	1469	4	8,3
7	D4-1	1147	1515	5	9,9
8	D4-2	1167	1548	5,4	10,8
9	D5-1	1133	1506	4,7	9,3
10	D5-2	1162	1523	4,9	9,7
11	D6-1	1148	1525	5	9,6
12	D6-2	1161	1536	5,3	10
13	D7-1	1180	1522	4,6	9,2
14	D7-2	1160	1531	4,7	9,1
15	D8-1	1171	1509	4,5	8,7
16	D8-2	1230	1538	4,6	9,3
17	D9-1	1159	1503	4,5	8,9
18	D9-2	1175	1533	5,2	10,5
19	D10-1	1155	1535	4,7	9,8
20	D10-2	1158	1533	4,8	8,8
<b>Média</b>		1164,9	1519,6	4,7	9,5
<b>Desvio</b>		27,81	18,57	0,35	0,63

TABELA V.6 – Resultados dos ensaios de tração para a condição E.

Amostra	Identificação	LE (MPa)	LR (MPa)	AL <sub>u</sub> (%)	AL <sub>t</sub> (%)
1	E1-1	1025	1382	5,8	10,7
2	E1-2	1060	1422	6,1	11,5
3	E2-1	1127	1508	4,7	7,7
4	E2-2	1151	1509	4,8	8,6
5	E3-1	1104	1496	6	11
6	E3-2	1130	1504	5,7	10,7
7	E4-1	1154	1537	6	10,6
8	E4-2	978	1357	5,1	7,6
9	E5-1	1170	1551	5,3	9,3
10	E5-2	1138	1520	5,4	10,9
11	E6-1	996	1521	*	*
12	E6-2	1212	1486	4,7	8,9
<b>Média</b>		1103,8	1482,8	5,4	9,8
<b>Desvio</b>		73,12	61,84	0,54	1,40

\* Corpo de prova rompeu fora da base de medida.

TABELA V.7 – Resultados dos ensaios de tração para a condição F.

Amostra	Identificação	LE (MPa)	LR (MPa)	AL <sub>u</sub> (%)	AL <sub>t</sub> (%)
1	F1-1	1157	1454	4,5	9,1
2	F1-2	1124	1488	4,2	7,8
3	F2-1	1228	1576	4,8	9,6
4	F2-2	1210	1562	4,7	9,2
5	F3-1	1172	1510	4,4	7,6
6	F3-2	1203	1550	5,3	10,3
7	F4-1	1209	1557	4,6	7,8
8	F4-2	1184	1567	5,5	10,8
9	F5-1	1191	1557	4,4	8,3
10	F5-2	1229	1552	4,6	8,5
<b>Média</b>		1190,7	1537,3	4,7	8,9
<b>Desvio</b>		32,82	39,80	0,41	1,10

A ausência de valores nas colunas de alongamento uniforme e alongamento total das tabelas V.2, V.4 e V.6 é justificada pela ocorrência de ruptura do corpo de prova fora da base de medida.

### 5.5. Resultados de Limites de Resistência

Na figura 5.9 são apresentados os valores de LR obtidos após a estampagem de corpos de prova, utilizando diferentes tipos de refrigerantes no conjunto punção/matriz. Observa-se que em relação às amostras ensaiadas com o conjunto punção/matriz refrigerado a água, houve uma pequena queda no valor do LR quando usado o ar comprimido e uma elevação do mesmo quando foi usada a água refrigerada. Também foi observado que o LR é maior quando a temperatura de encharque foi de 950°C, para todos os casos estudados. Esse comportamento tem relação com a maior temperatura de início de conformação (menor quantidade de ferrita transformada). Esses valores estão acima dos valores especificados em norma pela indústria automobilística (LR > 1475 MPa), para aço baixo carbono microligado ao boro (GMW 14400).

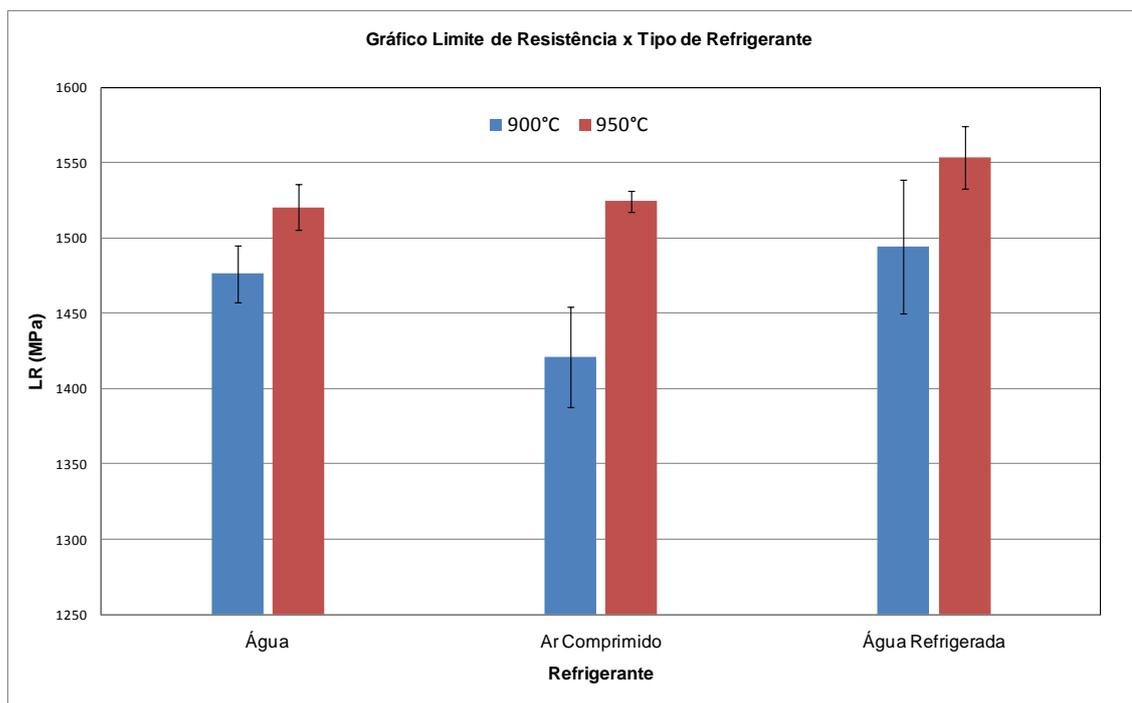


Figura 5.9 – Valores de LR para as diferentes condições de refrigeração do conjunto punção/matriz.

## 5.6. Resultados de Limites de Escoamento

Na figura 5.10 são apresentados os resultados do LE em função do tipo de refrigerante para o conjunto punção/matriz. O comportamento do LE foi o mesmo do LR, apresentando uma leve queda no valor do LE quando comparado com os resultados das amostras ensaiadas com o conjunto punção/matriz refrigerado a ar em relação às amostras ensaiadas com refrigeração a água, principalmente na temperatura de encharque igual a 900°C. Também houve uma leve elevação do valor do LE quando foi utilizada água refrigerada para o resfriamento do conjunto punção/matriz comparado com as amostras ensaiadas com o conjunto punção/matriz refrigerado a ar. O LE é maior quando a temperatura de encharque foi de 950°C para todos os casos estudados e esses valores também estão acima dos valores especificados em norma pela indústria automobilística ( $LR > 1170$  MPa), para aço baixo carbono microligado ao boro (GMW 14400).

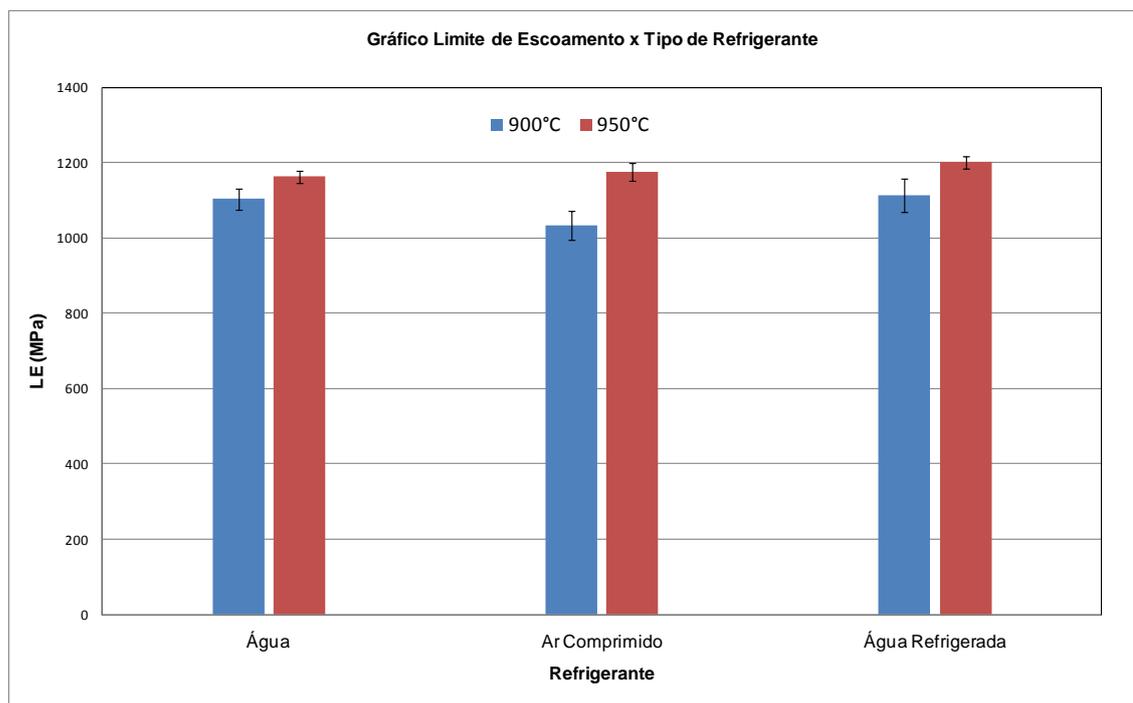


Figura 5.10 – Valores de LE para as diferentes condições de refrigeração do conjunto punção/matriz.

### 5.7. Resultados de Alongamento

Nas figuras 5.11 e 5.12 são apresentados, respectivamente, os resultados de alongamento uniforme e alongamento total em função do tipo de refrigerante para o conjunto punção/matriz. Nota-se, que para temperatura de encharque de 950°C os valores de alongamento são menores, se comparado com o encharque de 900°C (maior quantidade de ferrita). Entretanto, de maneira geral, esses valores estão de acordo com o que é esperado após a estampagem a quente de aço 22MnB5.

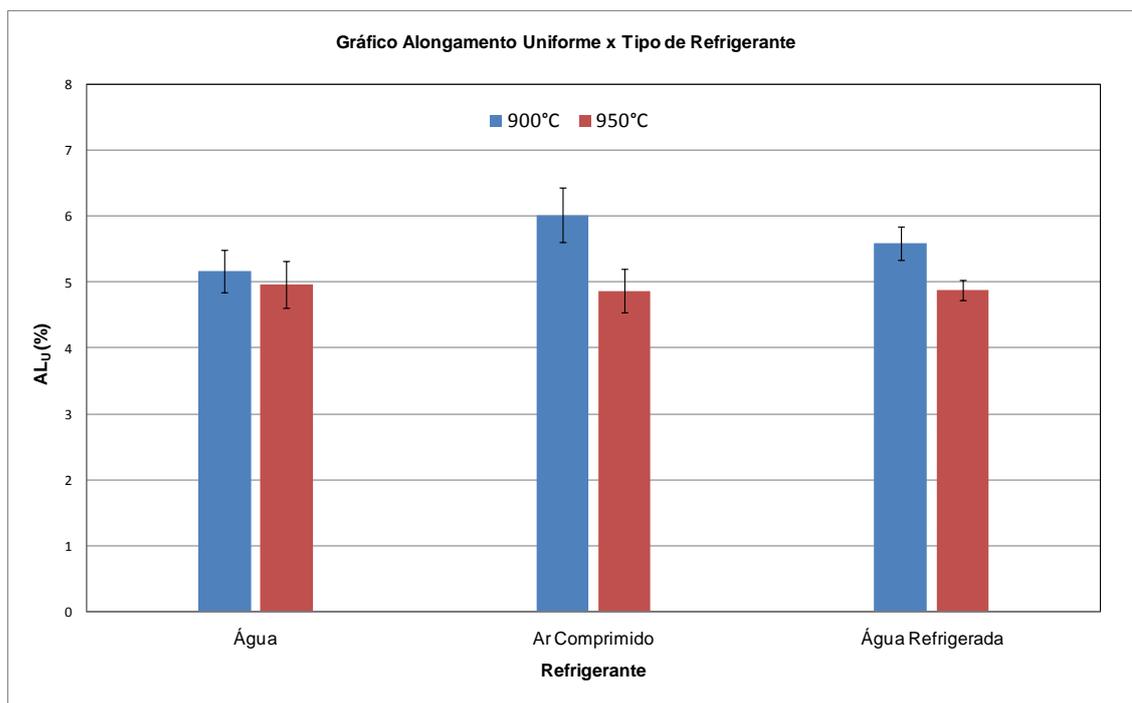


Figura 5.11 – Valores de  $AL_U$  para as diferentes condições de refrigeração do conjunto punção/matriz.

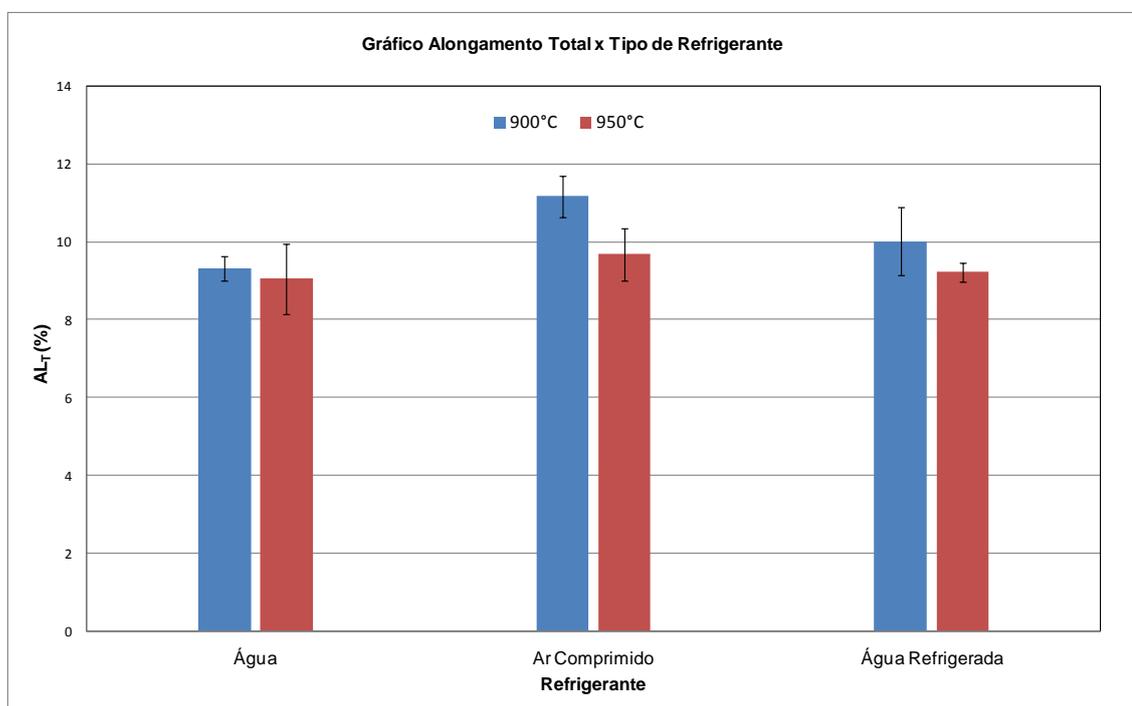


Figura 5.12 – Valores de  $AL_T$  para as diferentes condições de refrigeração do conjunto punção/matriz.

## 6. CONCLUSÃO

O sistema piloto de estampagem a quente desenvolvido e construído no Centro de Tecnologia Usiminas foi capaz de produzir corpos de prova estampados a quente com propriedades mecânicas de acordo com as exigências da indústria automobilística. Dessa forma, o Centro de Tecnologia Usiminas fica habilitado a realizar ensaios de estampagem a quente para posterior caracterização da microestrutura e das propriedades mecânicas dos materiais, possibilitando tanto o estudo de variáveis desse processo quanto o desenvolvimento de novos produtos.

Em todas as condições ensaiadas foi obtida taxa de resfriamento maior que 25°C/s. Entretanto, para as taxas de resfriamento próximas a 25°C/s não houve formação de uma microestrutura composta por 100% de martensita. Para essas condições, deve-se levar em consideração também a temperatura de encharque, o tempo de transferência dos corpos de prova aquecidos para o conjunto punção/matriz e a temperatura de início de conformação.

As amostras de chapas de aço 22MnB5 ensaiadas com temperaturas de encharque de 950°C obtiveram a microestrutura formada completamente por martensita quando utilizado água, ar comprimido e água refrigerada como fluidos de refrigeração no conjunto punção/matriz. As propriedades mecânicas dessas amostras apresentaram valores superiores aos valores especificados em norma pela indústria automobilística para aço baixo carbono microligado ao boro (GMW 14400).

A automatização se faz necessária no processo de estampagem a quente não só pelo aumento da produtividade, mas, principalmente, para a redução do tempo de transferência do corpo de prova aquecido para a matriz. O tempo de transferência do corpo de prova para a matriz exerce grande influência nos valores desejados de propriedades mecânicas finais, uma vez que o maior tempo de transferência implica na redução de temperatura do mesmo para início da estampagem e, dessa forma, a obtenção de uma microestrutura completamente martensítica pode ficar comprometida.

Vale ressaltar que, de todas as variáveis avaliadas, a temperatura de início de conformação é o fator crítico para a obtenção de uma estrutura totalmente martensítica no processo de estampagem a quente.

## 7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Desenvolver projetos de pesquisa e desenvolvimento que visem:

- Automação do sistema de transporte dos corpos de prova para o conjunto punção/matriz.
- Avaliar o efeito da quantidade de deformação nas características microestruturais e mecânicas do aço 22MnB5.
- Estudar o efeito da pressão do conjunto punção/matriz sobre o corpo de prova durante o processo de estampagem a quente.

## 8. ANEXOS

Anexo I – Resultados de análise estatística de comparação de médias para taxas de resfriamento das condições E e F.

Teste-t: duas amostras presumindo variâncias equivalentes		
	<i>Variável 1</i>	<i>Variável 2</i>
Média	119,8033333	117,4133333
Variância	206,8389333	702,5282333
Observações	3	3
Variância agrupada	454,6835833	
Hipótese da diferença de média	0	
gl	4	
Stat t	0,137274191	
P(T<=t) uni-caudal	0,448723279	
t crítico uni-caudal	2,131846782	
P(T<=t) bi-caudal	0,897446558	
t crítico bi-caudal	2,776445105	

Anexo II – Resultados de análise estatística de comparação de médias para os ensaios de dureza com temperatura de encharque de 900 e 950°C e conjunto punção/matriz refrigerado a água.

Teste-t: duas amostras presumindo variâncias equivalentes		
	<i>Variável 1</i>	<i>Variável 2</i>
Média	500,2053333	468,3126667
Variância	15,57702933	1281,754225
Observações	3	3
Variância agrupada	648,6656273	
Hipótese da diferença de média	0	
gl	4	
Stat t	1,533649158	
P(T<=t) uni-caudal	0,099947724	
t crítico uni-caudal	2,131846782	
P(T<=t) bi-caudal	0,199895449	
t crítico bi-caudal	2,776445105	

Anexo III – Resultados de análise estatística de comparação de médias para os ensaios de dureza com temperatura de encharque de 900 e 950°C e conjunto punção/matriz refrigerado a ar comprimido.

Teste-t: duas amostras presumindo variâncias equivalentes		
	<i>Variável 1</i>	<i>Variável 2</i>
Média	497,686	493,1786667
Variância	330,305188	52,30570533
Observações	3	3
Variância agrupada	191,3054467	
Hipótese da diferença de média	0	
gl	4	
Stat t	0,399118298	
P(T<=t) uni-caudal	0,355098452	
t crítico uni-caudal	2,131846782	
P(T<=t) bi-caudal	0,710196903	
t crítico bi-caudal	2,776445105	

Anexo IV – Resultados de análise estatística de comparação de médias para os ensaios de dureza com temperatura de encharque de 900 e 950°C e conjunto punção/matriz refrigerado a água refrigerada.

Teste-t: duas amostras presumindo variâncias equivalentes		
	<i>Variável 1</i>	<i>Variável 2</i>
Média	518,3833333	499,0573333
Variância	680,1972493	447,0504813
Observações	3	3
Variância agrupada	563,6238653	
Hipótese da diferença de média	0	
gl	4	
Stat t	0,996994856	
P(T<=t) uni-caudal	0,187596545	
t crítico uni-caudal	2,131846782	
P(T<=t) bi-caudal	0,375193089	
t crítico bi-caudal	2,776445105	

## 9. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABNT. NBR NM ISO 6506-1. Materiais Metálicos - Ensaio de dureza Brinell - Parte 1: Método de ensaio. 2010.

ABNT. NBR NM ISO 6507-1. Materiais Metálicos - Ensaio de dureza Vickers - Parte 1: Método de ensaio. 2008.

Altan T. - Hot-Stamping Boron-Alloyed Steels for Automotive Parts: Part I - Press Technology Tech Cell Process Methods and Uses, 2007.

ArcelorMittal - Hot Stamping With USIBOR 1500P® - AP&T Advanced Hot Stamping Seminar - Detroit – September 15, 2010.

Aspacher, J. - Forming Hardening Concepts - In: 1st International Conference on Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel, Germany, 2008, pp. 77-81.

ASTM A-370 - Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products. ASTM, 2009.

Banerji, S. K. & Morral, J. E. - Boron in Steel - AIME, The Metallurgical Society, New York, 1980, 215 p.

Berglund, G. - The History of Hardening of Boron Steel in Northern Sweden - In: 1st International Conference on Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel, Germany, 2008, pp. 175-177.

Capdevila, C., Caballero, F. G. & García, C. - Determination of Ms Temperature in Steels: A Bayesian Neural Network Model - ISIJ International, volume 42, nº. 8, 2002, pp. 894-902.

Fan, D. W. - Literature Review of Hot Press Forming - Materials Design Laboratory, Pohang University of Science and Technology, South Korea, 2008.

Fan, D. W., Kim, H. S., & De Cooman, B. C. - A Review of the Physical Metallurgy Related to the Hot Press Forming of Advanced High Strength Steel - Material Technology, nº 3, 2009, pp. 241-248.

Gestamp Hardtech - History - <http://www.hardtech.gestamp.com>, acesso em maio de 2012.

GMW 14400 - GM Worldwide Engineering Standards. GMW, 2011.

Ghiotti, A., Pellegrini, D. & Bruschi, S., Feasibility of Producing Tailored Microstructures in Hot Stamped Sheet Components - In: International Deep Drawing Research Group International Conference IDDRG 2009, Golden, USA, 2009, pp. 941-950.

Haga, J., Mizui, N., Nagamichi, T. & Okamoto, A. - Effect of Boron on Mechanical Properties and Recrystallization Behavior of Ti-Added Ultra-Low Carbon Cold-Rolled Steel Sheets - ISIJ Int. nº 38, 1998, pp. 580-586.

- He, X. L., Chu, Y. Y. & Jonas, J. J. - Grain Boundary Degradation of Boron During Continuous Cooling - Acta Metallurgic - Volume 37, Issue 1, January 1989, pp. 147-161.
- Hoffmann, H., So, H. & Steinbeiss, H. - Design of Hot Stamping Tools with Cooling System - CIRP Annals, Manufacturing Technology, nº 56, 2007, pp. 269-272.
- Jonsson, M. - Products in Hot Stamped Boron Steel - GESTAMP, [www.autosteel.org](http://www.autosteel.org), acesso em maio de 2012.
- Kapadia, M. B. - Effect of Boron Additions on the Toughness of Heat-Treated Low-Alloy Steels - Journal of Heat Treating, Volume 5, N°1, 1987, pp. 41-53.
- Keremedjiev, G. - Hot Stamping: An Economic Leapfrog - Metal Forming, October 2011, pp. 68-70.
- Kolleck, R., Veit, R., Merklein, M., Lechler, J. & Geiger, M. - Investigation on Induction Heating for Hot Stamping of Boron Alloyed Steels - CIRP Annals, Manufacturing Technology, nº 58, 2009, pp. 275-278.
- Krauss, G. - Martensite in Steels: Strength and Structure - Materials Science and Engineering, 1999, pp. 40-57
- Krauss, G. - Steels - Processing, Structure, and Performance - ASM International - United States of America, August 2005, pp.614
- Lechler, J. & Merklein, M. - Hot Stamping of Ultra High Strength Steels as a Key Technology for Lightweight Construction - Materials Science & Technology, October 2008, pp. 1698-1709.
- Lechler, J., Merklein, M. & Geiger, M. - Determination of Thermal and Mechanical Material Properties of Ultra-High Strength Steels for Hot Stamping. Steel Research – Metal Forming, 2008.
- Lehman, H. - Roller Hearth Furnaces for Hot-Form Hardening - In: International Deep Drawing Research Group International Conference - IDDRG 2010, pp. 131-140.
- Llewellyn, D., T. & Hudd, R., C. - Steels: Metallurgy and Applications, Third Edition, Oxford 1998, pp. 390.
- Maitrepierre, P., Thivellier, D., Roves-Vernis, J., Rousseau, D. & Tricot, R. - Hardenability Concepts with Application to Steel – AIME, The Metallurgical Society, Warrendale, USA, 1978, pp. 421.
- Mori, K., Maki, S. & Tanaka, Y. - Warm and Hot Stamping of Ultra Tensile Strength Steel Sheets Using Resistance Heating - CIRP Annals, Manufacturing Technology, nº 54, 2005, pp. 209-212.
- Mortimer, A. D. & Nicholas, G. M. - Surface and Grain-Boundary Energies of AISI 316 Stainless Steel in the Presence of Boron - Metal Science, Volume 10, N° 9, September 1976, pp. 326-332.

Naderi, M. - Hot Stamping of Ultra High Strength Steels - Doktors der Ingenieurwissenschaften, Von der Fakultät für Georessourcen und Materialtechnik der Rheinisch-Westfälischen Technischen Hochschule Aachen, Germany, november 2007.

Nihei, Y., Hiraoka, Y., Kagaya, Y., Kohno, Y., Shibata, K. & Ohtsuka, H. - Effect of Pre-Strain and Reheating on Isothermal  $\alpha'$  Martensite Formation in Fe-25.5Ni-4Cr Austenitic Steel - Journal of Nuclear Materials - volumes 329-333, August 2004, pp. 648-651.

Norrbottens Järnverk A.B. - Manufacturing a Hardened Steel Article - Lulea, Sweden, Patent SW 1490535, Filed 6 november 1973, published 2 november 1977.

Salzgitter Flachstahl - 22MnB5 Cooled-Rolled Quenched and Tempered Steel, Boronallyed - 2007, www.salzgitter-flachstahl.de, acesso em março/2010.

Schupfer, M., Steinhoff . K., 3rd International conference on hot sheet metal forming of high-performance steel, Kassel, Germany, 2011, 271–282.

Sharma R. C. - Principles of Heat Treatment of Steels - New Age International Ltd, Índia, 1996, pp. 340.

Sikora, S. & Lenze, F. J. - Hot-Forming Important Parameters for the Production of High Strength BIW Parts - In: International Deep Drawing Research Group International Conference - IDDRG 2006, pp. 295-302.

Somani, M., C., Karjalainen, L., P., Eriksson, M. & Oldenburg, M. - Effects of Plastic Deformation and Stresses Dilatation during the Martensitic Transformation in a B-Bearing Steel - Journal Material Science and Technology, n°2, 2001, pp. 203-206.

Souza, S.A. Ensaios Mecânicos de Materiais Metálicos – Fundamentos Teóricos e Práticos. Ed. Edgard Blucher LTDA, 5º Edição, 1982.

Steinbeiss, H., So, H., Michelitsch, T. & Hoffmann, H. - Method for Optimizing the Cooling Design of Hot Stamping Tools - Production Engineering - Research and Development, 2007, pp. 149-155.

Valentin, M., Weidig, M., Schoof, U., Becker, U. & Steinhoff, H. - Components With Optimised Properties Due to Advanced Thermo-Mechanical Process Strategies in Hot Sheet Metal Forming - Steel Research International, volume 79, n°2, 2008, pp 92-97.

Wang, J., Wolk, P., J. & Zwaag. S. - Determination of Martensite Start Temperature in Engineering Steels Part I. Empirical Relations Describing the Effect of Steel Chemistry - Material Transactions, JIM, volume 41, n°7, 2000, pp.761-768.

Wilsius, J., Hein, P. & Kefferstein, R. - Status and Future Trends of Hot Stamping of USIBOR 1500P® - Proc. 1st, Erlangener Workshop Warmblechumformung, 2006, pp. 82-101.