AUTARQUIA ASSOCIADA À UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO

**O EFEITO BAKE HARDENING NA ESTAMPAGEM A QUENTE
E A ESTRUTURA VEICULAR**

Marcos Roberto de Castro

**Tese apresentada como parte dos
requisitos para obtenção do Grau de
Doutor em Ciências na Área
de Tecnologia Nuclear - Materiais**

**Orientador:
Prof. Dr. Waldemar Alfredo Monteiro**

**São Paulo
2017**

INSTITUTO DE PESQUISAS ENERGÉTICAS E NUCLEARES
Autarquia associada à Universidade de São Paulo

**O EFEITO BAKE HARDENING NA ESTAMPAGEM A QUENTE
E A ESTRUTURA VEICULAR**

Marcos Roberto de Castro

**Tese apresentada como parte dos
requisitos para obtenção do Grau de
Doutor em Ciências na Área
de Tecnologia Nuclear - Materiais**

Orientador:
Prof. Dr. Waldemar Alfredo Monteiro

Versão Corrigida
Versão Original disponível no IPEN

São Paulo
2017

MARCOS ROBERTO DE CASTRO

O EFEITO BAKE HARDENING NA ESTAMPAGEM A QUENTE
E A ESTRUTURA VEICULAR

Tese de Doutorado apresentada ao programa de Pós-Graduação em Tecnologia Nuclear do Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares da Universidade de São Paulo como requisito parcial à obtenção do título de Doutor em Tecnologia Nuclear – Materiais.

ORIENTADOR: Prof. Dr. Waldemar Alfredo Monteiro

Versão corrigida

São Paulo

2017

Ao Criador, aos meus pais, meus irmãos e meus sobrinhos.

AGRADECIMENTOS

Ao Prof. Dr. Waldemar Monteiro, pela orientação no decorrer dos estudos e realização deste trabalho.

À professora Larissa Driemeier e aos professores Arnaldo Andrade, Cláudio Schön e Jan Vatauvuk.

À preciosa contribuição de: Alex Campanharo, Anderson Fernandes, André Amorim da Silva, Antônio Gorni, Daniel Pante, Eduardo Babichack, Fernando Preto, Hans-Elias Marusch, Igor Martins, Ivan Viezzer, Jesse Peagle, João Francisco Pereira, Jörg Clobes, Leandro Macedo, Luís Filipe Pedroso de Lima, Patrícia Engelhardt, Rodolfo Politano, Thiago Bittencourt, Tiago Vasconcelos e Valdir Berloff.

A todos os amigos pelo incentivo.

À Volkswagen do Brasil.

À Volkswagen A.G. (Kassel – Alemanha).

À Arcelor-Mittal Brasil – aços planos.

À Usiminas.

À Indústria de Prensas Schuler.

À Gestamp do Brasil.

RESUMO

Os projetos de carrocerias veiculares atuais procuram desenvolver estruturas leves, seja para reduzir o consumo de combustível, no caso dos motores de combustão interna, seja para maior autonomia de bateria, no caso dos veículos elétricos e híbridos. Redução no consumo de combustível significa redução na emissão de poluentes. As estruturas precisam ser leves, mas cada vez mais resistentes e rígidas a fim de proporcionar máximo conforto e segurança aos ocupantes. Estas premissas têm levado ao contínuo desenvolvimento dos materiais. No caso dos aços, um dos processos que tem permitido a melhora significativa das propriedades mecânicas é a estampagem a quente. Nos últimos anos, as peças estampadas a quente têm ocupado lugar de destaque na estrutura das carrocerias veiculares por estarem em sintonia com as demandas mencionadas. Há muitas pesquisas em curso para esta tecnologia, seja nos materiais, nos meios de produção, nos revestimentos e em aplicações. O aço mais utilizado neste processo, 22MnB5, também apresenta o chamado efeito *bake hardening*; a tensão de escoamento é aumentada após tratamento térmico realizado em temperaturas próximas a 200 °C. Neste trabalho, visando à melhoria nas propriedades mecânicas, amostras foram tratadas termicamente na faixa de temperatura supracitada. Após isso, dados obtidos de ensaios mecânicos foram inseridos em programas de simulação de impacto lateral cujo resultado foi a redução na intrusão na célula de sobrevivência. O efeito *bake hardening* também propiciou um aumento na absorção da energia de impacto em teste estático feito com barras de proteção lateral. O mecanismo metalúrgico envolvido no fenômeno, devido à difusão de intersticiais foi evidenciado no ensaio de atrito interno.

Palavras chave: estampagem a quente, *bake hardening*, aços de alta resistência, atrito interno.

ABSTRACT

The current auto body projects seek to build light structures whose immediate impact is in the reduction in fuel consumption of internal combustion engines or in longer battery life for electric and hybrid vehicles. Reduction in fuel consumption means reduced emissions. The structures need to be lightweight, but increasingly resistant to provide maximum comfort and safety to the occupants. These demands led to the continuous development of new materials. In the case of the steels hot stamping has allowed significant improvement in the mechanical properties. In recent years, hot stamped parts took prominent place in the structure of auto bodies to be in line with the mentioned demands. There are a lot of researches lines for this technology: materials, modes of production, coatings and applications. The most commonly used steel in this process, 22MnB5, also exhibits the bake hardening effect: its yield strength is increased after thermal treatment at temperatures close to 200 °C. To verify this improvement in the mechanical properties, samples were thermally treated. After that, data obtained from mechanical tests were inserted into side-crash simulation programs that resulted in a reduction in intrusion in the passengers compartment. The bake hardening effect also provided an increase in the absorption of the impact energy in a static test done with door beam. The metallurgical mechanism involved in the phenomenon, due to the movement of interstitial was evidenced in the internal friction test.

Keywords: hot stamping, press hardening steel, bake hardening, high strength steels, internal friction.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1.1 – Carroceria veicular e trem de força	11
Figura 3.1 – Diagrama de fases do sistema ferro-carbono	16
Figura 3.2 – Micrografia óptica da martensita.....	17
Figura 3.3 – Diagrama comparativo entre os aços.....	21
Figura 3.4 – Vista em corte de ferramenta de repuxo.....	24
Figura 3.5 – Curva tensão – deformação	25
Figura 3.6 – Cortes de corpos de prova para ensaio de tração cortados em 3 direções...	26
Figura 3.7 – Amostra fraturada no ensaio para obtenção de CLC	28
Figura 3.8 – Operação de repuxo com as regiões correspondentes na CLC.....	29
Figura 3.9 – Processo direto de estampagem a quente.....	30
Figura 3.10 – Processo indireto de estampagem a quente.....	30
Figura 3.11 – Blank austenitizado	31
Figura 3.12 – Gráfico de resfriamento contínuo para o aço 22MnB5.....	31
Figura 3.13 – Ciclo da estampagem a quente.....	32
Figura 3.14 – Micrografia eletrônica do revestimento AlSi.....	33
Figura 3.15 – Sistemas de aquecimentos de chapa	35
Figura 3.16 – Fornos para aquecimento de <i>blanks</i>	36
Figura 3.17 – Esquema de canais de refrigeração.....	37
Figura 3.18 – Reprodução gráfica do <i>software</i> de simulação de estampagem	41
Figura 3.19 – Operação de corte a <i>laser</i>	42
Figura 3.20 – Junção por conformação mecânica	43
Figura 3.21 – Coluna B em três condições de tratamento térmico.....	44
Figura 3.22 – <i>Blanks</i> parcialmente aquecidos.....	46
Figura 3.23 – Peças estampadas a quente	47
Figura 3.24 – Peças estampadas a frio x peça estampada a quente	48
Figura 3.25 – Representação da formação das atmosferas de Cottrell	50
Figura 3.26 – Gráfico tensão-deformação do aço <i>bake hardening</i>	50
Figura 3.27 – Gráfico deformação x tempo: componentes elástica e anelástica	51
Figura 3.28 – Gráfico gerado no ensaio de atrito interno: Pico de Snoek	52
Figura 3.29 – Zonas da deformação na estrutura monobloco.....	53
Figura 3.30 – Esquema de colisão lateral.....	55
Figura 3.31 – Configuração do teste de impacto lateral conforme ECE-R95.....	55

Figura 3.32 – Teste de impacto lateral contra poste conforme EuroNCAP.....	56
Figura 3.33 – Distribuição de energia no impacto lateral.....	57
Figura 4.1 – Dimensões do corpo de prova para ensaio de tração	59
Figura 4.2 – Dimensões do corpo de prova para ensaio de atrito interno	60
Figura 4.3 – Apoios e ponto de aplicação de carga no ensaio de atrito interno.....	60
Figura 4.4 – Equipamento para ensaio de atrito interno	61
Figura 4.5 – Carroceria veicular	62
Figura 4.6 – Barra de impacto em aço 22MnB5 temperado	63
Figura 4.7 – Ensaio de flexão de barra de impacto conforme norma FMVSS 214	63
Figura 5.1 – Micrografia ótica do aço 22MnB5 temperado	66
Figura 5.2 – Micrografias eletrônicas do aço 22MnB5 temperado	67
Figura 5.3 – Análise por EDS do aço 22MnB5 temperado.....	68
Figura 5.4 – Mapeamento por raios-X de elementos no aço 22MnB5 temperado	68
Figura 5.5 – Micrografias eletrônicas do aço 22MnB5 temperado (<i>bake hardening</i>).....	70
Figura 5.6 – Análise por EDS do aço 22MnB5 temperado com <i>bake hardening</i>	71
Figura 5.7 – Mapeamento por raios-X de elementos no aço 22MnB5 temperado (BH) ...	72
Figura 5.8 – Tensões de escoamento e de resistência obtidos nos ensaios de tração	73
Figura 5.9 – Valores médios dos alongamentos	74
Figura 5.10 – Gráfico tensão-deformação: aço 22MnB5 temperado (190 °C-20 min)	75
Figura 5.11 – Corpos de prova (antes e após ensaio de tração)	75
Figura 5.12 – Micrografia eletrônica de varredura de regiões fraturadas (22MnB5)	76
Figura 5.13 – Análise por EDS de amostra do aço 22MnB5 temperado	77
Figura 5.14 – Mapeamento por raios-X de elementos: 22MnB5 temperado	78
Figura 5.15 – Micrografia eletrônica de varredura de regiões de fratura: 22MnB5 (BH)...	79
Figura 5.16 – Análise por EDS de amostra do aço 22MnB5 temperado (BH)	80
Figura 5.17 – Mapeamento por raios-X dos elementos: 22MnB5 temperado (BH).....	81
Figura 5.18 – Gráfico de análise de atrito interno	82
Figura 5.19 – Gráfico de análise de atrito interno (Cooman)	83
Figura 5.20 – Simulação de impacto lateral: intrusões na coluna B	84
Figura 5.21 – Simulação de impacto lateral: intrusões no painel interno da porta	85
Figura 5.22 – Gráfico intrusão x tempo obtido na simulação de impacto lateral	86
Figura 5.23 – Barra de impacto lateral após ensaio de flexão	87
Figura 5.24 – Gráfico gerado pelo equipamento de flexão de barra de impacto	88
Figura 5.25 – Gráfico gerado pelo equipamento de flexão (curvas sobrepostas)	89

LISTA DE TABELAS

Tabela 1.1 – Ações para redução no consumo de combustível	12
Tabela 4.1 – Metodologia para preparação de amostras para microscopia	58
Tabela 5.1 – Composição química do aço 22MnB5	65
Tabela 5.2 – Elementos presentes na região da amostra analisada por EDS	68
Tabela 5.3 – Elementos presentes na região da amostra analisada por EDS (BH).....	71
Tabela 5.4 – Elementos presentes na região da amostra fraturada por EDS	77
Tabela 5.5 – Elementos presentes na região da amostra fraturada por EDS (BH).....	80
Tabela 5.6 – Carregamentos e extensões máximas – ensaio de flexão	87

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	11
1.1	ASPECTOS HISTÓRICOS	11
1.2	CONSIDERAÇÕES AMBIENTAIS	12
1.2.1	Estudo do ciclo de vida.....	12
1.3	CONSIDERAÇÕES QUANTO À SEGURANÇA VEICULAR	13
1.4	MATERIAIS ESPECIAIS	13
2	OBJETIVOS	15
2.1	OBJETIVO GERAL	15
2.2	OBJETIVO ESPECÍFICO.....	15
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	16
3.1	LIGAS FERROSAS	16
3.2	PRINCIPAIS TRATAMENTOS TÉRMICOS PARA AÇOS	17
3.2.1	A transformação martensítica	18
3.2.2	Influência dos elementos de liga nos aços	18
3.3	A PRODUÇÃO DO AÇO PARA ESTAMPAGEM	19
3.3.1	Lingotamento contínuo e laminação a quente.....	19
3.3.2	Laminação a frio.....	20
3.3.3	Recozimento	20
3.3.4	Laminação de encruamento (<i>skin pass</i>).....	21
3.4	AÇOS ESPECIAIS PARA ESTAMPAGEM	21
3.4.1	Aços refosforados	22
3.4.2	Aços com efeito <i>bake hardening</i> (BH)	22
3.4.3	Aços livres de intersticiais (IF)	22
3.4.4	Aços isotrópicos (IS)	22
3.4.5	Aços de alta resistência e baixa liga (HSLA)	22
3.4.6	Aços bifásicos (DP)	23
3.4.7	Aços ferrítico-bainíticos (FB)	23
3.4.8	Aços multifásicos de plasticidade induzida pela transformação (TRIP)	23
3.4.9	Aços martensíticos (MART)	23
3.4.10	Aços com plasticidade induzida por maclação (TWIP)	23
3.5	A CONFORMAÇÃO MECÂNICA POR ESTAMPAGEM	24
3.5.1	Parâmetros importantes das chapas para estampagem	24
3.5.2	Tensão e deformação verdadeiras.....	27

3.5.3	Curvas limites de conformação (CLC)	28
3.6	ESTAMPAGEM A QUENTE.....	30
3.6.1	Tipos de processo.....	30
3.6.2	Aços para estampagem a quente	31
3.6.3	Revestimentos para o aço 22MnB5	33
3.6.4	Aquecimento dos <i>blanks</i>	35
3.6.5	Conformação mecânica	37
3.6.6	Têmpera	38
3.6.7	Atrito entre peça e ferramenta	38
3.6.8	Propriedades finais	39
3.6.9	Simulação de estampagem pelo Método dos Elementos Finitos (MEF)	39
3.6.10	Corte de peças estampadas a quente.....	42
3.6.11	União de peças estampadas a quente	43
3.6.12	Peças com propriedades sob medida	44
3.6.13	Blanks soldados a laser	46
3.6.14	Aplicações de peças estampadas a quente	46
3.7	VIABILIDADE ECONÔMICA DAS PEÇAS ESTAMPADAS A QUENTE	47
3.8	OUTROS DESAFIOS DA ESTAMPAGEM A QUENTE	48
3.8.1	Fragilização por zinco líquido induzido	48
3.8.2	Fragilização por hidrogênio	48
3.9	O EFEITO <i>BAKE HARDENING (BH)</i>	49
3.9.1	A difusibilidade do carbono na martensita	51
3.9.2	O atrito interno	51
3.10	CARROCERIA VEICULAR	53
3.11	SEGURANÇA VEICULAR	53
3.11.1	Testes de impacto	54
4	MATERIAIS E MÉTODOS	58
4.1	CARACTERIZAÇÃO	58
4.2	PROPRIEDADES MECÂNICAS	59
4.3	ANÁLISE DINÂMICA MECÂNICA	60
4.4	SIMULAÇÃO DE IMPACTO LATERAL	62
4.5	ENSAIO DE FLEXÃO DA BARRA DE IMPACTO	62

5	RESULTADOS E DISCUSSÃO	65
5.1	ANÁLISE QUÍMICA.....	65
5.2	MICROSCOPIA ÓTICA.....	66
5.3	MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV)	67
5.4	ENSAIOS DE TRAÇÃO	73
5.5	ESTUDO FRACTOGRÁFICO.....	75
5.6	ENSAIO DE ATRITO INTERNO	82
5.7	SIMULAÇÕES DE IMPACTO LATERAL	84
5.8	ENSAIO DE FLEXÃO NA BARRA DE IMPACTO	87
6	CONCLUSÕES	90
	REFERÊNCIAS	91

1 INTRODUÇÃO

1.1 ASPECTOS HISTÓRICOS

As crises do petróleo na década de 1970 levaram a indústria automobilística a promover a busca pela redução da dependência do combustível fóssil. Desde então os principais caminhos neste sentido tem sido: melhoria da eficiência energética do conjunto motriz, diminuição do arrasto aerodinâmico das carrocerias e redução da massa do veículo (figura 1.1).

Figura 1.1 – Carroceria veicular e trem de força.

A partir da segunda metade do século XX passaram a ter mais importância: estudos sobre a vulnerabilidade dos ocupantes do veículo em caso de impacto e conceitos de projeto para minimizar os danos provocados.

Por imposição da legislação, os motores não podem exceder níveis de emissão de poluentes cada vez mais restritivos e os veículos devem prover segurança aos ocupantes em caso de colisão. O mercado privilegia automóveis cada vez mais ágeis e com mais acessórios, o que em um primeiro momento indicaria a utilização de motores mais potentes e veículos mais pesados. Entre 1985 e 1997, por exemplo, o peso médio dos veículos do grupo francês PSA aumentou em 150 kg (DAVIES, 2012). O desafio da utilização de materiais especiais está em propiciar a construção de uma carroceria que atenda os requisitos de segurança veicular e que sua massa seja menor que a fabricada em materiais convencionais para permitir a presença de itens de conforto e o uso de motores de menor deslocamento volumétrico.

1.2 CONSIDERAÇÕES AMBIENTAIS

Depois da eficiência no trem de força, a redução de massa é o que mais traz economia de combustível, conforme a tabela a seguir:

Ações	Redução no consumo proporcionada
Melhoria de 10% na eficiência energética do trem de força	10 %
Redução de 10% na resistência de rolamento dos pneus	1,3 %
Redução de 10% na massa do veículo	5%
10% em melhoria aerodinâmica	3% (rural) 5% (rodoviário)

Tabela 1.1 – Ações para redução no consumo de combustível. Fonte: Davies, 2012.

A redução do consumo impacta diretamente na redução da emissão de gases tóxicos resultantes da combustão dos motores. Entre esses gases, há o monóxido de carbono que pode ser absorvido pelos glóbulos vermelhos, inibindo a absorção de oxigênio e os óxidos de nitrogênio, cuja molécula ao se quebrar pode combinar com o gás oxigênio em camadas mais altas da atmosfera formando o gás ozônio, conhecido por formar uma estufa que aprisiona a radiação infravermelha e o consequente aquecimento do planeta Terra.

A legislação europeia tem enrijecido as normas de emissões de poluentes de várias maneiras. Grandes grupos automobilísticos podem produzir grandes veículos de alta potência e alto consumo, mas devem compensar cada unidade deste tipo, produzindo vários modelos econômicos. No Reino Unido os automóveis são taxados de acordo com a emissão de gramas de gás carbônico por quilômetro rodado.

Em 2012, foi implantado no Brasil o Inovar-Auto cuja vigência tem término previsto para o final de 2017. Este programa concede benefícios tributários aos fabricantes cujos veículos atinjam metas progressivas de eficiência energética e segurança (MAGAZONI et al, 2015).

1.2.1 Estudo do ciclo de vida

Este estudo trata da atitude ambientalmente responsável na seleção de materiais para avaliar o impacto ambiental nos vários estágios da manufatura. Essa avaliação compreende

efeitos ambientais não somente do veículo em serviço, mas também da manufatura dos materiais, formação dos conjuntos e reciclagem. O Reino Unido atingiu 85% de reciclagem em peso do veículo em 2011 (DAVIES, 2012).

Para aperfeiçoar o controle do ciclo de vida do veículo os fabricantes europeus seguem a política relacionada cujos principais itens são:

- (i) Sistemas para identificação de diferentes materiais;
- (ii) Procedimentos para assegurar facilidade de desmontagem;
- (iii) Controle de substâncias prejudiciais;
- (iv) Identificação eletrônica de sistemas de segregação de plásticos;
- (v) Instalação de centros de pesquisas de desmontagem de veículos.

1.3 CONSIDERAÇÕES QUANTO À SEGURANÇA VEICULAR

Os acidentes de trânsito são responsáveis por milhares de vítimas, sendo que os causados por colisões laterais respondem por cerca de 30% deles (PRADO et al, 2013). A segurança veicular é avaliada de várias maneiras, entre as quais, pela submissão dos veículos aos testes de impacto realizados pelas montadoras e por órgãos independentes como o Euro NCAP (*New Car Assessment Programme*) e o Latin NCAP.

Após os testes de impacto, são registradas as intrusões ocorridas no habitáculo (célula de sobrevivência) e analisado o contato entre estrutura deformada e porções dos bonecos (*dummies*) que representam motoristas e passageiros. De acordo com a gravidade dos danos provocados aos bonecos, levando em consideração que partes do corpo foram mais ou menos atingidas, os veículos recebem uma classificação onde a graduação é feita por meio de estrelas. A nota máxima, 5 estrelas, indica que o passageiro e motorista tiveram sua integridade física preservada após o impacto. Com o passar dos anos, os critérios de avaliação têm se tornado mais exigentes.

1.4 MATERIAIS ESPECIAIS

Uma das maneiras de combinar a redução da massa com o aumento na rigidez estrutural e resistência contra impactos se dá pela utilização de materiais especiais na construção de carrocerias veiculares.

Desde o início do século XX quando substituiu à madeira, o produto em aço estampado tem predominado como componente nas carrocerias. Nos últimos anos houve um

notável avanço na utilização de metais não ferrosos como o alumínio e o magnésio e de materiais não metálicos, caso dos polímeros e dos compósitos.

O alumínio tem sido empregado em veículos de volume não tão expressivo em vendas, caso de alguns modelos de luxo da marca alemã Audi. Desde 2014, entretanto, passou a compor toda a estrutura da carroceria do veículo mais vendido dos Estados Unidos: a caminhonete Ford F-150 (BROOKE, 2014). A viabilidade da aposta do fabricante norte-americano (custos de fabricação, reparabilidade, durabilidade) será posta à prova nos próximos anos.

As demandas mencionadas impulsionaram também o desenvolvimento dos chamados aços avançados de alta resistência como, por exemplo, os aços de duas ou mais fases, os aços para estampagem a quente e os aços TWIP (*Twinning Induced Plasticity: plasticidade induzida pela maclação*).

2 OBJETIVOS

2.1 OBJETIVO GERAL

Este trabalho tem por objetivo estudar um dos vários tratamentos térmicos sobre aços utilizados na fabricação de componentes estampados e seu efeito na resistência mecânica de uma carroceria veicular.

2.2 OBJETIVO ESPECÍFICO

O aço analisado é o 22MnB5, microligado ao boro, utilizado no processo de estampagem a quente. De acordo com a norma TL 4225 (Volkswagen, 2012), neste aço pode ocorrer o efeito conhecido por “*bake hardening*” quando submetido a temperaturas próximas às do processo de pintura da carroceria, o que lhe conferiria um aumento na tensão de escoamento. O estudo se desenvolveu em componentes cuja aplicação é de minimizar as intrusões no habitáculo em caso de impacto lateral e na lâmina do para-choque dianteiro. O mecanismo metalúrgico causador deste efeito também foi objeto de estudo.

Trabalhos recentes têm demonstrado que pode ocorrer *bake hardening* no aço 22MnB5 temperado (COOMAN, 2015); neste estudo foi verificado o efeito deste fenômeno na carroceria veicular, sob o ponto de vista estrutural. A faixa de temperaturas aqui utilizada é próxima da empregada na prática industrial.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 LIGAS FERROSAS

As ligas ferrosas são aquelas cujo constituinte principal é o elemento ferro. A partir da extração do minério de ferro e seu posterior processamentos nas siderúrgicas, são produzidos aço e ferro fundido. O que os diferencia é a quantidade de soluto (carbono). Até 2,14% da composição (em peso), tem-se aço. Acima desta proporção, tem-se ferro fundido. O diagrama ferro-carbono identifica as fases presentes na liga de acordo com a composição química e a temperatura (figura 3.1). Na extremidade esquerda há ferro puro. Na extremidade direita, o carbeto de ferro, ou cementita (Fe_3C) cuja concentração de carbono é de 6,7%.

Figura 3.1 – Diagrama de fases do sistema ferro-carbono. Fonte: Callister, 2006.

À temperatura ambiente, os átomos de ferro estão dispostos em estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (ferrita) e apresentam baixa solubilidade ao carbono. À temperatura elevada (920 °C, por exemplo), eles passam a ter estrutura cúbica de face centrada (austenita) e sua solubilidade aumenta.

O ponto do diagrama com a proporção de 0,76% de carbono é chamado de eutetóide. À temperatura ambiente a microestrutura é formada por lâminas alternadas de ferro α e cementita. Esta peculiaridade microestrutural lhe rende um nome específico: perlita.

Um aço resfriado lentamente a partir da austenita irá apresentar à temperatura ambiente, uma ou mais fases: ferrita, cementita e perlita (MEI et al, 2010). Se o resfriamento ocorrer a uma taxa crítica (acima da qual não haja tempo suficiente para a difusão dos átomos de carbono) haverá a formação de microestrutura martensítica (figura 3.2), tetragonal de corpo centrado (TCC). Esta estrutura apresenta resistência muito maior que as fases do sistema em equilíbrio, porém com menor ductilidade.

Figura 3.2 - Micrografia óptica da martensita. Fonte: Autor.

Além da ferrita, existe um microconstituente, também CCC, chamado bainita, que surge ao se resfriar a austenita rapidamente até um ponto acima do início da formação da martensita. Para verificar a formação desses constituintes, são utilizadas as curvas TTT (temperatura, tempo e transformação) (MEI et al, 2010).

3.2 PRINCIPAIS TRATAMENTOS TÉRMICOS PARA AÇOS

A fim de se obter propriedades adequadas às diversas aplicações, existem vários tipos de tratamentos térmicos aplicados aos aços, como por exemplo:

- Recozimento: visa reduzir a dureza do aço e aliviar tensões. Por meio deste tratamento, o aço é austenitizado (aquecido até toda a sua estrutura cristalina se tornar austenita) seguido de resfriamento lento;
- Têmpera: tem por objetivo a obtenção de estrutura martensítica. Após austenitização, o aço é resfriado rapidamente de modo que o movimento atômico seja por cisalhamento, não por difusão;
- Revenido: tratamento posterior à têmpera: aquecimento do material para melhorar a tenacidade.

Além dos tratamentos térmicos existem também os chamados tratamentos termo-químicos, cujo objetivo principal é, por meio da difusão de alguns elementos (carbono, nitrogênio, boro, entre outros), aumentar a dureza e a resistência ao desgaste da superfície do material mantendo o núcleo dúctil. (VAN VLACK, 1992).

Para microestruturas monofásicas, existem alguns meios para melhorar a resistência do aço. Em todos eles o objetivo é dificultar a movimentação dos defeitos em linha (discordâncias). Os principais são: refino do grão, solução sólida e o endurecimento por deformação a frio (CALLISTER, 2006).

3.2.1 A transformação martensítica

A transformação martensítica acontece por porções discretas do material, com o movimento simultâneo de muitos átomos, em distâncias de ordem interatômica, não caracterizando um movimento por difusão de átomos individuais (SANTOS, 2006). Durante a transformação, há uma relação de orientação cristalográfica bem definida entre a matriz e o produto, que apresenta um plano comum, chamado plano de hábito. A transformação independe de difusão atômica: não é ativada termicamente. Um aço com estrutura austenítica se for resfriado rapidamente, terá certa quantidade de austenita transformada em martensita. Essa transformação se processará a uma velocidade da ordem de grandeza da velocidade do som. Nos aços a transformação martensítica ocorre com aumento de volume, produzindo tensões que podem, dependendo das condições impostas da transformação, provocar distorções e trincas (SANTOS, 2006).

3.2.2 Influência dos elementos de liga nos aços

Os elementos que compõem a liga binária do aço básico são o ferro e o carbono, este último tradicionalmente endurecedor da liga. Aços sem elementos de liga, com este teor de

carbono, apresentam ótima soldabilidade, mas não são temperáveis (o teor de carbono mínimo deveria ser de 0,4%). Com a adição de elementos de liga, com o mesmo teor de carbono, o aço pode se tornar temperável mantendo a boa soldabilidade. Os efeitos dos elementos de liga envolvem as alterações nas fases e constituintes presentes em equilíbrio e também no modo e velocidade com que as fases se formam (MEI et al, 2010). No caso dos aços de alta resistência os elementos de liga são empregados para melhorar a temperabilidade: são chamados elementos estabilizadores da austenita. Entre esses elementos é possível citar:

- manganês, responsável por melhorar a temperabilidade ao retardar a transformação da austenita;
- cromo: favorece a temperabilidade ao restringir a transformação bainítica;
- nióbio: considerado um elemento que ajuda a evitar a fragilização por hidrogênio e promover o refino de grão;
- titânio: no caso dos aços para estampagem a quente, forma um composto com o nitrogênio para que este não se combine antes com o boro, o que anularia o efeito na temperabilidade;
- vanádio: promove o refino de grão;
- boro: elemento de liga que dá nome a classe de aços para estampagem a quente, devido a sua característica de se fixar nos contornos de grão estabilizando a austenita: a transformação martensítica ocorre a taxas de resfriamento menores e com menores teores de carbono se comparada a aços sem elementos de liga;

É importante mencionar que a temperabilidade do aço não é função exclusiva da composição química. A conformação mecânica a quente reduz o tamanho de grão, promovendo encruamento no material o que prejudica a temperabilidade.

Sobre os elementos de liga no caso da conformação a quente, o efeito líquido na temperabilidade é o resultado de um balanço entre o atraso que este elemento proporciona na transformação da austenita e o adiantamento provocado pelo refino de grão.

3.3 A PRODUÇÃO DO AÇO PARA ESTAMPAGEM

3.3.1 Lingotamento contínuo e laminação a quente.

O aço é produzido a partir do ferro gusa (proveniente do alto forno) e de sucata. Nos aços para estampagem a concentração de carbono é de 0,03 a 0,05%, mas aços de repuxo profundo utilizam a proporção máxima de 0,0002%. Adições de titânio ou nióbio asseguram

que intersticiais como carbono e nitrogênio sejam reduzidos a níveis muito baixos. No processo de lingotamento contínuo, o aço é vazado com espessura de 250 mm. Há equipamentos especiais que produzem o material com espessura de 30 mm.

Após o vazamento das placas, estes são laminados a quente e fornecidos na forma de bobinas. Esta laminação é feita entre 900 e 1200 °C e o material tem sua espessura reduzida a cerca de 3 mm. Os óxidos gerados no processo, presentes na superfície, são removidos com a decapagem por ácido hidrocloreídrico. A superfície continua áspera. Sem processamentos posteriores o produto da laminação a quente é utilizado em chassis, suspensões e alguns suportes. Nos últimos anos, tem melhorado a qualidade do processo de laminação a quente possibilitando espessuras de 1,6 mm (DAVIES, 2012).

3.3.2 Laminação a frio.

A laminação a frio é essencial para melhorar a precisão dimensional, a aparência da superfície e as propriedades mecânicas para espessuras de 0,5 a 2 mm (DAVIES, 2012). O grau de redução de espessura afeta os valores de n (coeficiente de encruamento) e r (anisotropia). Após a redução da laminação, a tira passa pelo processo de recozimento para restaurar a máxima ductilidade.

3.3.3 Recozimento

Na fabricação das chapas para conformação há 2 tipos de processos de recozimento: em caixa e contínuo. O recozimento em caixa é o que tem sido utilizado há mais tempo. Bobinas são empilhadas em instalações cilíndricas estanques e sofrem a ação de gases, como o HNX (96% de nitrogênio e 4% de hidrogênio). Os gases protegem o material contra a oxidação, transmitem o calor por convecção e retiram resíduos dos óleos da laminação. No recozimento contínuo, o processo é realizado com a tira desbobinada. Assim todas as regiões da tira sofrem igual tratamento térmico, o que garante maior homogeneidade de propriedades ao material.

Comparado ao recozimento em caixa, o recozimento contínuo necessita de maior investimento, tem melhor uniformidade de propriedades mecânicas, dura cerca de 10 minutos (2 a 3 dias no modelo em caixa) e possui alta flexibilidade de processos (aços bifásicos são produzidos em linhas de recozimento contínuo). Como o tempo do ciclo do recozimento contínuo é inferior ao tempo de recristalização e crescimento de grão, os aços recozidos em caixa são mais dúcteis.

3.3.4 Laminação de encruamento (*skin pass*)

O aço passa então pelo processo conhecido por laminação de encruamento ou *skin pass*, responsável pela textura de superfície e pela redução da tendência na formação de marcas de estiramento. O *skin pass* promove a redução de 0,8 a 1,2 % na espessura. O processo de laminação de encruamento pode definir a topografia da superfície da chapa.

3.4 AÇOS ESPECIAIS PARA ESTAMPAGEM

Os aços para estampagem podem ser classificados de várias maneiras. Aqui será tratada a classificação quanto à resistência mecânica e características micro estruturais.

Figura 3.3 – Diagrama comparativo entre os aços. Adaptado de: Alsmann, 2013.

No diagrama comparativo tensão x alongamento dos produtos, convencionou-se colocar o alongamento no eixo das ordenadas e as tensões no das abcissas (figura 3.3). As

elipses indicam os campos de tensão de escoamento e alongamento abrangidos por cada um dos grupos e micrografias correspondentes.

3.4.1 – Aços refosforados.

O fósforo, em baixos teores, aumenta a resistência mecânica com pouca perda na ductilidade. A adição deste elemento traz o aumento no coeficiente de anisotropia. Acima do teor de 0,1%, a tendência é o material se tornar frágil. Os aços refosforados têm sido muito utilizados em painéis externos de porta de automóveis por aumentar a resistência ao vinco. Supondo dois carros estacionados próximos lado a lado. Se a abertura da porta de um dos automóveis é feita rapidamente de forma que seu contorno atinja a porta do outro automóvel, a pequena colisão pode gerar vincos e riscos no painel de porta atingido.

3.4.2 – Aços com efeito *bake hardening* (BH).

São aços com a característica de endurecerem quando deformados e posteriormente expostos sob temperaturas da ordem de 170 °C por alguns minutos. Têm baixo limite de escoamento (200 MPa) mas adquirem um acréscimo de 40 MPa após o tratamento térmico que normalmente ocorre durante a etapa da cura da pintura. Também utilizados em painéis externos pela melhoria da resistência ao vinco.

3.4.3 – Aços livres de intersticiais (IF).

São chamados de aços IF (*Interstitial free*), muito utilizados em painéis de carrocerias veiculares para aplicações de estampagem profunda (assoalhos traseiros com acolhimento para estepe) devido à presença quase nula de intersticiais (teores de C e N menores que 0,003 e 0,004% respectivamente).

3.4.4 – Aços isotrópicos (IS).

Chapas com alta resistência mecânica costumam apresentar maior grau de anisotropia planar, o que favorece a irregularidade nas extremidades das peças submetidas à operação de repuxo. Os aços isotrópicos são produzidos com tratamentos térmicos específicos e adição de titânio para minimizar esta característica.

3.4.5 – Aços de alta resistência e baixa liga (HSLA).

São materiais fabricados a partir de micro adições de elementos de liga, sendo os mais comuns, nióbio (Nb), titânio (Ti) e vanádio (V). Esses elementos promovem o endurecimento por refino de grão e precipitação. Podem fixar os átomos intersticiais solubilizados em

precipitados. Nos ciclos de recozimento, os elementos de liga atrasam a cinética da recristalização da ferrita o que proporciona refino do grão.

3.4.6 – Aços bifásicos (DP).

O aço bifásico é aquele que possui duas fases em sua microestrutura: uma matriz, dúctil e uma dispersa, dura. Normalmente os aços bifásicos possuem 80 a 85% de ferrita poligonal e 15 a 20% de martensita. A fase dura é isolada e fica ao lado dos contornos de grão da fase ferrítica. Assim, o aço bifásico possui estampabilidade próxima a um aço comum de baixo carbono e resistência mecânica similar a um aço microligado. São encontrados, por exemplo, em longarinas, peças cujos requisitos são altas resistência mecânica e absorção de energia de impacto.

3.4.7 – Aços ferrítico-bainíticos (FB).

São aços também de duas fases, mas com bainita no lugar de martensita. A ductilidade é superior a dos bifásicos com perda na resistência mecânica. São utilizados na fabricação de rodas de automóveis.

3.4.8 – Aços multifásicos de plasticidade induzida pela transformação (TRIP).

São aços onde a austenita retida transforma-se em martensita à temperatura ambiente, sob deformação. São fabricados de maneira a apresentar 20% de austenita retida após o processo de recozimento contínuo. Normalmente têm as mesmas aplicações que os aços bifásicos.

3.4.9 – Aços martensíticos (MART).

A martensita é a microestrutura predominante. O limite de resistência é ajustado pelo teor de C. O aço deve ser auto-temperável. Os aços para estampagem a quente são exemplos de aços martensíticos.

3.4.10 – Aços com plasticidade induzida por maclação (TWIP).

Utilizam-se da deformação por reorientação de regiões macladas. Possuem alta concentração de manganês e considerável silício e alumínio. São aços austeníticos, antes e após a deformação plástica. O efeito TWIP aumenta simultaneamente resistência mecânica e ductilidade. Estes aços estão em desenvolvimento e o sucesso de sua aplicação poderá indicar o grupo mais próximo do ideal já que pretendem ter no mesmo produto, alta resistência mecânica e alongamento.

3.5 A CONFORMAÇÃO MECÂNICA POR ESTAMPAGEM

Por meio da estampagem uma chapa é recortada ou deformada plasticamente. No segundo caso, pode ser dobramento ou repuxo (figura 3.4). Na operação de repuxo, a chapa a ser estampada (*blank*) é posicionada em uma ferramenta composta basicamente por punção, prensa-chapas e matriz. A ferramenta é acolhida na prensa. Em uma operação elementar, a parte superior da prensa se move para baixo, fazendo com que o punção force a chapa contra a matriz. Durante a ação do punção, o prensa-chapas exerce pressão sobre o *blank* para evitar ou minimizar a formação de rugas. O objetivo é dar a forma do punção e da matriz à chapa. Quanto maior a profundidade que a peça repuxada alcança sem o aparecimento de rugas ou trincas, melhor é avaliada a estampabilidade do material.

Figura 3.4 – Vista em corte de ferramenta de repuxo. Fonte: Evangelista, 2000.

Vários fatores influenciam no sucesso da estampagem: velocidade do movimento do punção, profundidade da cavidade repuxada, rugosidade do punção e matriz, pressão exercida pelo prensa-chapas, espessura do material, lubrificação, temperatura de processo, entre outros.

3.5.1 Parâmetros importantes das chapas para estampagem

Os principais parâmetros das chapas para estampagem são obtidos por meio do ensaio de tração. Este teste consiste em aplicar uma carga a um corpo de prova no sentido transversal

ao sentido de laminação (conforme a norma ISO 6892-1). A máquina de tração permite aumentar progressivamente a carga até a ruptura do material ao mesmo tempo em que um dispositivo eletrônico traça a curva tensão-deformação (figura 3.5) e registra os principais dados:

Figura 3.5 – Curva tensão – deformação.

- Tensão de escoamento (σ_E): é o ponto no gráfico tensão-deformação que representa a carga máxima aplicada a um material quando a deformação sofrida é reversível. Acima deste valor, o material passa ao regime elasto-plástico: uma porção da deformação passa a ser irreversível. A curva que une a origem ao ponto da tensão de escoamento se aproxima de uma reta;
- Tensão máxima de resistência (σ_R): é maior carga que o material suporta.
- Alongamento (ϵ): é a deformação percentual que o material sofre quando lhe é aplicada uma tensão.
- Coeficiente de encruamento (n): esse coeficiente descreve a propensão do material em endurecer durante a deformação no regime plástico.
- Coeficiente de anisotropia (r): as chapas de aço, em virtude do processo de fabricação, não são materiais isotrópicos. Na conformação, grãos cristalinos são alongados na direção da maior deformação de tração. Os materiais passam a ser então anisotrópicos. A distribuição de orientações tem um ou mais máximos, que são as orientações preferenciais. Essas orientações irão ocasionar variações nas propriedades mecânicas de acordo com a direção do processo de conformação.

Para um material isotrópico, $r = 1$. Altos valores de r sugerem alta resistência ao afinamento de chapas sob tração, já que por definição, a anisotropia é a razão entre a deformação verdadeira na largura (ϵ_w) e a deformação verdadeira na espessura (ϵ_t) de um corpo de prova no ensaio de tração. Para obtenção de coeficientes médios de anisotropia o ensaio de tração é feito em corpos de prova extraídos em três direções: sentido de laminação da chapa, transversal ao sentido de laminação e 45° em relação ao sentido de laminação (figura 3.6).

Figura 3.6 – Cortes de corpos de prova para ensaio de tração cortados em 3 direções.

Ao se combinarem os 3 valores de anisotropia medidos nas direções mencionadas são obtidos:

- Coeficiente de anisotropia normal ($\bar{r}$): um alto valor indica que o material sofrerá grande deformação sem sofrer redução significativa de espessura

$$\bar{r} = \frac{r_{0^\circ} + 2 r_{45^\circ} + r_{90^\circ}}{4} \quad (1)$$

- Coeficiente de anisotropia planar (Δr): quanto mais se aproxima de zero, mais isotrópico é o material. Se for alto, o valor indica grande perda de material no contorno da peça repuxada. É obtido pela equação:

$$\Delta r = \frac{r_{0^\circ} - 2 r_{45^\circ} + r_{90^\circ}}{2} \quad (2)$$

Se a comparação entre dois materiais quanto à sua estampabilidade parecer subjetiva, o material de melhor estampabilidade será o de maior valor de $\bar{r}$ e menor de Δr .

3.5.2 Tensão e deformação verdadeiras.

Considerando a redução da área, a tensão de ruptura real é maior que a tensão máxima do gráfico convencional, obtida no ensaio de tração. Em alguns casos é conveniente utilizar a tensão verdadeira no lugar da tensão de engenharia (convencional). As simulações por *softwares* de CAE são um bom exemplo onde as tensões utilizadas são as verdadeiras. Às tensões é aplicada a fórmula:

$$\sigma_v = \sigma (1 + \epsilon) \quad (3)$$

onde:

σ_v = tensão verdadeira

σ = tensão de engenharia (obtida no ensaio de tração)

ϵ = alongamento

Essa equação é válida até o ponto de surgimento da estricção localizada. Após esse ponto, a obtenção dos valores exatos da tensão verdadeira só é possível medindo carga, deformação e área. A tensão verdadeira também pode ser obtida pela Lei de Holloman:

$$\sigma_v = K \epsilon_v^n \quad (4)$$

onde:

K (constante de plasticidade) e n (coeficiente de encruamento) = constantes do material;

ϵ_v = deformação verdadeira.

3.5.3 Curvas limites de conformação (CLC)

As operações de conformação mecânica por estampagem envolvem o estiramento biaxial no plano da chapa. Este estiramento por vezes provoca falhas, resultantes da estricção localizada (HOSFORD, 2011).

Para a ocorrência da estricção localizada há a necessidade uma combinação crítica de deformações principais, máxima e mínima (ao longo de duas direções perpendiculares sobre o plano da chapa). Este conceito levou ao desenvolvimento de diagramas conhecidos como Curvas Limite de Conformação (CLC), ou *Forming Limit Curve* (FLC), em inglês.

Figura 3.7 – Amostra fraturada no ensaio para obtenção de CLC. Adaptado de Hosford, 2011.

A técnica mais utilizada para medir as deformações consiste em marcar uma grade de círculos na chapa antes da deformação. Quando a chapa é deformada, os círculos se tornam

elipses. As deformações principais são encontradas medindo-se os diâmetros depois do estiramento. Se a conformação leva à fratura em alguns pontos é possível representá-los em um gráfico (figura 3.7).

Os círculos pintados mostram regiões fraturadas: onde houve interrupção das elipses. Os círculos em branco indicam regiões sem falha e os pintados pela metade indicam provável região de falha. A CLC é, portanto, uma ferramenta importante para se avaliar a estampabilidade, pois delimita a região de falha (acima da curva).

Figura 3.8 – Operação de repuxo com as regiões correspondentes na CLC. Fonte: Hosford, 2011.

Analisando a figura 3.8 (corte transversal de uma ferramenta de repuxo), a região “E” sofre estiramento biaxial: a estrição é difusa e ocorre uma pequena redução na espessura do material. A região “D” representa uma zona intermediária entre o estiramento biaxial e o estado plano de deformação. Na região “C”, lateral do cilindro, ocorre deformação somente em uma das direções. Na região “B”, uma das deformações é positiva e a outra é negativa, ou seja, enquanto há um alongamento no sentido radial, há uma redução no sentido da circunferência. Na região “A” o comportamento ocorrido na região “B” se acentua. O segmento de reta que liga o ponto A à intersecção entre os eixos representa o estado de tensão uniaxial. Para conformações onde o resultado fica à esquerda deste segmento de reta, é forte a tendência ao enrugamento (acúmulo de material).

3.6 ESTAMPAGEM A QUENTE

A estampagem a quente foi desenvolvida e patenteada pela companhia Sueca Plannja na confecção de lâminas para cortadores de grama. Em 1984 a empresa Saab utilizou pela primeira vez o aço micro ligado ao boro na carroceria do seu modelo 9000. A partir de 1987 o uso dos aços para estampagem a quente cresceu de forma excepcional, atingindo cerca de 107 milhões de peças do ano (2007).

3.6.1 Tipos de processo

O processo de estampagem a quente existe em duas principais versões: direto e indireto. No processo direto (figura 3.9), o *blank* é aquecido até sua austenitização. Em seguida, ele é transferido para uma prensa, onde é formado e a peça resultante é resfriada.

Figura 3.9 – Processo direto de estampagem a quente. Fonte: Alsmann, 2013.

No processo indireto (figura 3.10), há uma operação inicial de conformação a frio do blank. Em seguida, a peça conformada é aquecida até sua austenitização para depois ser calibrada e temperada na prensa. Como envolve mais de uma operação, o processo indireto a princípio tem custo maior e por isso é menos utilizado. Em algumas situações, entretanto, pode ser preferido a fim de evitar o excessivo desgaste dos componentes da ferramenta, mais intenso no processo direto.

Figura 3.10 – Processo indireto de estampagem a quente. Fonte: Alsmann, 2013.

3.6.2 Aços para estampagem a quente

Dentre os aços para estampagem a quente, o 22MnB5 é o mais utilizado (KARBASIAN, 2010). Este material é fornecido com microestrutura ferrítico-perlítica com tensão máxima de resistência de até 600 MPa. Após a finalização do processo de estampagem a quente, a tensão máxima de resistência pode chegar a 1500 MPa. Para assegurar a transformação da microestrutura, o *blank* tem de ser austenitizado em um forno a 950 °C por no mínimo 5 minutos (figura 3.11).

Figura 3.11 – *Blank* austenitizado. Fonte: Alsmann, 2013.

Após ser austenitizado, o *blank* é conformado e resfriado simultaneamente. O resfriamento é feito por um sistema na ferramenta de conformação que utiliza água fria e dura de 5 a 10 segundos. Para que uma transformação sem difusão seja induzida, a taxa de resfriamento tem de ser no mínimo de 27 K/s (figura 3.12).

Figura 3.12 – Gráfico de resfriamento contínuo para o aço 22MnB5. Adaptado de Karbasian, 2010.

Quanto maior for a deformação, maior deve ser a taxa de resfriamento (NIKRAVESH et al, 2012). A transformação martensítica se inicia a 425 °C e termina a 280 °C (Figura 3.13). Os estudos para reduzir o tempo de ciclo se concentram principalmente na transferência do *blank* aquecido para a prensa e no tempo de ferramenta (HALLER, 2013).

Figura 3.13 – Ciclo da estampagem a quente. Fonte: Haller, 2013.

As propriedades mecânicas do aço após a têmpera dependem da proporção de carbono na liga. Elementos como Mn e Cr tem uma pequena influência na resistência após a têmpera. O boro é o elemento químico que mais influencia na temperabilidade. O papel principal deste elemento é o de aumentar a temperabilidade dos aços hipoeutetóides devido à sua migração para o contorno de grão austenítico, com consequente redução da nucleação heterogênea de ferrita proeutetóide (VENDRAMINE, 2014).

Os teores de boro adicionados aos aços são extremamente baixos variando de 0,0008% a 0,003%, e, se ultrapassarem um determinado limite (0,008%) a tendência de ocorrer fragilidade a quente aumenta devido à precipitação de borocarbonetos nos contornos de grão da austenita causando também uma diminuição na temperabilidade do aço (SILVA, 1953).

Para que não haja a formação de nitretos o que levaria a perda do efeito sobre a temperabilidade do boro deve-se adicionar titânio que se combina com o nitrogênio (TiN)

deixando o boro atômico livre para segregar nos contornos de grão austeníticos (RESTREPO, 2001).

3.6.3 Revestimentos para o aço 22MnB5

Ao ser austenitizado, uma camada de óxido (carepa) se forma na superfície do aço no momento que ele fica em contato com o ar. Para evitar oxidação e descarbonetação, a maioria dos materiais é pré-revestida com uma camada protetora. Para o processo direto a liga de Al-Si é a mais utilizada. O revestimento metálico é gerado em um processo por imersão na proporção: 10% silício, 3% ferro e 87% alumínio. Durante o aquecimento do *blank* revestido, ocorre uma difusão do ferro do substrato para o revestimento.

Figura 3.14 – Micrografia eletrônica do revestimento AlSi. Adaptado de Alsmann, 2013.

A liga Al-Si possui uma temperatura de fusão de 600 °C. Devido à presença de ferro no substrato, uma liga Al-Fe emerge do substrato e atinge a superfície. A liga Al-Fe que migra para superfície tem maior ponto de fusão. Com isso o revestimento não se funde à temperatura típica de aquecimento para estampagem a quente.

No processo direto, esta camada protetora previne a formação de carepa. Devido aos baixos limites de conformação da camada Al-Si comparados aos do metal base em estado de fornecimento, este revestimento não pode ser aplicado ao processo indireto nem à conformação a frio (figura 3.14).

O controle da espessura de camada do revestimento Al-Si durante todo o processo de estampagem a quente é de suma importância, pois grandes variações podem ter efeito deletério não somente na proteção contra corrosão, mas também na qualidade superficial e resistência à propagação de trincas. Este controle é feito pela definição da espessura da camada no material no estado do fornecimento e pela taxa de aquecimento nos fornos.

Microtrincas podem surgir devido à diferença entre os coeficientes de expansão térmica entre a fase intermetálica e o substrato. A camada de difusão não pode exceder 50% da camada de revestimento a fim de promover boa resistência à propagação de trincas. Quanto maior a taxa de deformação durante a estampagem a quente, maior a densidade de microtrincas finíssimas (COOMAN, 2012).

A camada Al-Si não proporciona uma proteção catódica, como o zinco, mas uma barreira de proteção. No caso de revestimento de zinco, durante o aquecimento e posterior estampagem, a camada de galvanização reage com o material base para formar uma camada intermetálica ferro-zinco. Para minimizar a propagação de micro trincas na camada de revestimento dentro do material base, o aço 22MnB5, galvanizado por imersão, só pode ser utilizado no processo indireto. Depois da estampagem a quente, a carepa deve ser removida por jateamento (fluxo de material abrasivo em alta velocidade contra superfície), para evitar a baixa aderência da pintura (KARBASIAN, 2010).

Outros tipos de revestimentos menos utilizados para a estampagem a quente:

- (i) X-TEC[®], aplicado na forma de um verniz constituído pela combinação de materiais orgânicos e inorgânicos em escala micrométrica, ligados a partículas de alumínio;
- (ii) óleo especial preventivo. A oxidação das chapas aquecidas em forno elétrico pode ser evitada por 4 passes de lubrificação.

3.6.4 Aquecimento dos *blanks*

A estampagem a quente começa com o aquecimento do *blank* até sua temperatura de austenitização. Há uma significativa dependência da temperatura de austenitização e espessura com o menor tempo de tratamento térmico com respeito à austenitização homogênea do aço temperável 22MnB5. À temperatura em forno de 950 °C, um tempo de 3 min é suficiente para se obter o máximo conteúdo de martensita nas amostras temperadas com a máxima dureza de 470 HV. Como decréscimo da temperatura do forno, o tempo da austenitização aumenta. O limite superior de tempo de aquecimento dos *blanks* pré-revestidos com Al-Si é determinado por meio da espessura da camada ternária Al-Si-Fe resultante (que assegure uma adequada soldabilidade). Uma camada de aproximadamente 40 µm não deve ser excedida durante a austenitização no forno (KARBASIAN, 2010).

Os *blanks* podem ser aquecidos usando diferentes tipos de fenômenos térmicos: radiação no forno, indução e condução (figura 3.15).

Figura 3.15 – Sistemas de aquecimentos de chapa. Adaptado de Karbasian, 2010.

Na maioria das linhas existentes, o *blank* é usualmente aquecido em fornos com rolos ou fornos com barras de translação.

Os fornos das linhas existentes para estampagem a quente atingem comprimentos de 30 a 40 metros (figura 3.16). O grande espaço físico requerido e o elevado investimento mostram a necessidade da busca de meios alternativos para aquecer os *blanks*. Alguns fabricantes têm utilizado dois ou quatro fornos conjugados para melhorar o aproveitamento do espaço industrial, mas este modelo de arranjo ainda é pouco utilizado.

O tempo de ciclo para peças estampadas a quente é dependente principalmente do tempo de fechamento da ferramenta, o tempo requerido no forno para austenitizar o material

e, em caso de material revestido, do tempo para atingir a difusão do revestimento. Considerando o tempo de fechamento da ferramenta, a melhoria do sistema de resfriamento da ferramenta ou os tipos de aços utilizados podem prover uma redução no tempo do ciclo.

Figura 3.16 – Forno para aquecimento de *blanks*. Fonte: Alsmann, 2013.

No processo por condução, o blank é preso por grampos a dois pares de eletrodos. Um fluxo de corrente passa pelo metal. A resistência elétrica do material causa o aquecimento da peça. Uma superfície com baixa qualidade superficial e camadas de impurezas isolantes no componente aumentam a resistência elétrica e consequentemente o calor gerado na área de contato. Produtos de geometrias complexas tornam difícil o projeto de instalações deste tipo de aquecimento.

O aquecimento de blanks por indução possui maior eficiência energética que o aquecimento em fornos, por causa das altas perdas do sistema de rolos pelos gases de exaustão e pelo contato com os rolos. A eficiência dos indutores aumenta conforme os estes ficam mais próximos das chapas. Isto pode ser um problema no caso de grandes chapas planas, pois estas podem se deformar ao serem aquecidas e tocar nos indutores provocando danos ao sistema. (KARBASIAN, 2010).

3.6.5 Conformação mecânica

Com o objetivo de evitar o resfriamento da peça antes da conformação, o *blank* deve ser transferido o mais rápido possível do forno para a prensa. Após isso, a conformação deve ser completada antes do início da transformação martensítica. Depois da conformação, a peça é temperada na ferramenta fechada. O resfriamento é feito por dutos para retirar o calor da ferramenta para fora do sistema.

Para evitar o resfriamento do blank entre o sujeitador (prensa-chapas) e a matriz durante o processo de conformação, a maioria dos sistemas de ferramentas para estampagem a quente trabalha com um distanciador do sujeitador (figura 3.17).

Figura 3.17 – Esquema de canais de refrigeração. Fonte: Karbasian, 2010.

A eficiência dos processos de conformação mecânica procura reduzir o tempo de ciclo. O resfriamento pode ser acelerado pela aplicação de aços-ferramenta com melhor condutividade térmica e ou sistemas de resfriamento mais eficientes. Com a aplicação de aços-ferramenta mais modernos com uma condutividade de 66 W/mK, o tempo de fechamento pode ser reduzido de 10 para 2 segundos.

Após o fechamento da ferramenta, o fluido refrigerante (normalmente água) passa por canais existentes nos punções e nas matrizes, provocando seu resfriamento brusco. Por conseguinte, a peça repuxada é temperada.

O fluxo de calor na peça conformada depende da transferência de calor da peça estampada para a ferramenta, da condutividade da ferramenta e da transferência de calor da ferramenta para o fluido refrigerante. Para uma melhor transferência de calor entre o componente e a ferramenta, a superfície de contato não pode exibir fissuras ou carepa. Outro importante fator relativo à retirada de calor é o projeto dos canais de resfriamento, definidos pelo tamanho, localização e distribuição nos aços da ferramenta. Comparado a um fluido no regime laminar, o fluido refrigerante em regime turbulento retira calor 20 vezes mais (LUNDSTRÖM, 2013).

Os canais de resfriamento podem ser fresados. Também é possível projetá-los como serpentinas formadas no modelo fundido da ferramenta o que traz liberdade irrestrita de projeto. Alternativamente as ferramentas podem ser manufaturadas usando blocos segmentados. Estes são parafusados e formam a superfície da ferramenta com a integração dos canais de resfriamento. Este método é de boa relação custo-benefício, mas o projeto lamelar pode ter efeitos negativos na superfície da peça e na transferência de calor da ferramenta.

A exposição do aço-ferramenta a altas temperaturas na operação de estampagem a quente pode resultar em larga variação no atrito devido às mudanças na topografia de superfície, remoção de camadas de óxido e excessivo desgaste de ferramenta.

3.6.6 Têmpera

Depois da conformação do *blank*, a peça sofre um resfriamento rápido na ferramenta fechada até que a transformação martensítica seja completada. A transformação de austenita (CFC) para martensita (TCC) causa um aumento de volume (4%) que influencia a distribuição de tensões durante a têmpera (LUNDSTRÖM, 2013). Se a transformação de fase ocorre sem a aplicação de tensões, a resposta do material é puramente volumétrica e o este aumento é observado devido à diferença de compactação entre as fases antes e após a transformação. Se a transformação ocorre sob tensões externas, a plasticidade induzida pela transformação causa uma deformação irreversível.

3.6.7 Atrito entre peça e ferramenta

As características de atrito de materiais revestidos usados em estampagem a quente podem ser calculadas por diferentes métodos, cujos testes variam quanto às condições de

contato entre a chapa e a ferramenta, que são importantes para a determinação do coeficiente de atrito e devem ser similares para condições de estampagem a quente.

O teste do repuxo cilíndrico sob pré-determinados pares de tempo-temperatura é o experimento base. O coeficiente de atrito decresce com o aumento da temperatura, variando de 0,6 a 0,3. A camada intermetálica Fe-Al é responsável pela redução do atrito, quando o aumento de pressão é aplicado.

Outro método para a determinação do atrito é o teste de repuxo. A chapa aquecida é puxada para a ferramenta com a simultânea medição das forças em diferentes direções. A comparação dos resultados do coeficiente de atrito à pressão constante de 10 MPa e a um constante tempo de austenitização no forno revela que valores diferentes de temperatura tem pouca influência no comportamento de fricção no sistema tribológico. O mesmo acontece para altas pressões de contato (25 MPa).

Há ainda o método para avaliar o coeficiente de atrito pelo repuxo de tira. A máquina de testes consiste em um forno e um dispositivo para repuxar com um sujeitador integrado. O coeficiente de atrito é calculado a partir da força do sujeitador e da força para repuxar. Ao contrário de investigações citadas, o coeficiente calculado de 0,5 a 0,6 aumenta com o aumento da temperatura à pressão constante de 10 MPa. A variação da pressão de contato entre 7 e 14 MPa mostrou que o coeficiente de atrito é independente da pressão de contato nessa faixa (KARBASIAN, 2010).

3.6.8 Propriedades finais

A evolução martensítica durante a têmpera causa um aumento na tensão de resistência para até 1500 MPa. Apesar da variação da temperatura e da taxa de deformação ao longo da superfície da peça e do processo no curso do tempo, as peças estampadas a quente tem uma apreciável precisão de forma e pouco retorno elástico (*spring back*).

3.6.9 Simulação de estampagem pelo Método dos Elementos Finitos (MEF)

O método dos elementos finitos, presente em programas computacionais, é o mais utilizado para simulação de estampagem. Em um determinado componente a região objeto de estudo por meio deste método é formada por pequenos elementos discretos pré-definidos interligados entre si: os nós. Há uma incontável maneira de configurar a disposição destes elementos quanto à forma e tamanho e quanto às condições de contorno, o que possibilita alta flexibilidade de projeto (SANCHEZ, 2001).

De acordo com HUEBNER (1982), a aplicação do método dos elementos finitos se resume em 3 etapas:

- pré-processamento: onde se prepara o problema a ser solucionado. Tal preparação compreende condições de contorno, carregamentos, propriedades dos materiais;
- solução: cálculos das deformações e tensões elementares a partir dos deslocamentos nodais;
- pós-processamento: fornece os resultados dos cálculos como por exemplo, deformações geométricas, frequências naturais, entre outros.

No caso da estampagem, a simulação por elementos finitos auxilia na definição do processo de fabricação da peça visando um produto com ausência de defeitos (trincas, rugas e rebarbas), boa qualidade superficial e estabilidade dimensional, com o mínimo de operações possível.

A análise pelo método de elementos finitos para a simulação de processo de estampagem a quente deve considerar a interação entre os campos mecânico, térmico e microestrutural: ou seja, além de analisar o resultado da ação do punção sobre *blank* contra a matriz (deformação plástica), deve levar em conta também a transferência de calor entre *blank* e ferramenta e entre ferramenta e fluido refrigerante e a alteração na microestrutura do material causada pela têmpera. Assim, os dados de entrada são: coeficiente de transferência de calor, comportamento do escoamento do material e a transformação de fase sob condições de processo.

A descrição completa do comportamento da transformação permite a predição das propriedades resultantes do material, a fração volumétrica das diferentes fases, as tensões residuais e a distorção da peça de trabalho após o resfriamento (figura 3.18).

Nos últimos anos, muitos conceitos de acoplamento de dois programas MEF especializados para estampagem a quente têm sido desenvolvidos. Os sistemas acoplados consideram um modelo térmico e um modelo mecânico. Por causa da separação dos cálculos dos fenômenos mecânicos e térmicos, os conceitos de acoplamento são muito flexíveis e eficientes para ajustes de parâmetros dentro dos modelos MEF.

Uma alternativa para a simulação por elementos finitos para estampagem a quente é a aplicação de programas de proposta específica: LS-DYNA, *Autoform*, *PamStamp*.

Os modelos de elementos finitos variam quanto às opções existentes para a definição e descrição dos processos físicos. Por exemplo, a análise com o software LS-DYNA pode ser realizada utilizando elementos térmicos de casca acoplados a elementos mecânicos de casca

para chapas metálicas. O problema térmico é resolvido pela integração de tempo implícito (comportamento linear durante todo o processo) enquanto que o problema mecânico é processado pelo método da integração de tempo explícito (comportamento não-linear: quando há alterações significativas em pequenos intervalos de tempo). As ferramentas podem ser modeladas como corpos rígidos com comportamento térmico.

Figura 3.18 – Reprodução gráfica do *software* de simulação de estampagem. Adaptado de Cui, 2012.

A predição das propriedades mecânicas para peças estampadas a quente pelo MEF requer um preciso modelamento dos fenômenos térmicos durante a estampagem e têmpera. O coeficiente de transferência de calor $[h]$ é responsável pelo comportamento térmico. O respectivo resfriamento dos *blanks* por toda a operação de conformação pode ser influenciado pela pressão de contato e a temperatura da chapa de aço bem como pela condição da superfície (carepa, rugosidade, espessura do revestimento). Como as propriedades mecânicas do aço 22MnB5 são fortemente dependentes da temperatura, este é um dos parâmetros mais importantes a ser considerado no modelamento EF de conformação assistida termicamente.

O cálculo do coeficiente de transferência de calor [h] como uma função do aumento da pressão de contato mostra a significativa influência do carregamento aplicado na troca de calor entre a peça de trabalho e a matriz: aumento da pressão de contato leva a um aumento da transferência de calor (LUNDSTRÖM, 2013).

A taxa de deformação tem a maior influência nas propriedades de escoamento do aço 22MnB5 a elevadas temperaturas no campo austenítico. Em temperaturas entre 800 e 850 °C, a chapa de aço exibe um comportamento quase isotrópico (TURETA et al, 2008).

3.6.10 Corte de peças estampadas a quente.

Por causa da alta resistência do material após a estampagem a quente, o corte a *laser* é o método mais comum para o recorte de peças (figura 3.19). Devido à ausência de contato entre o cortador *laser*, a operação de corte não causa desgaste na ferramenta ou falha nos cantos de corte, ao contrário de outros métodos. As tolerâncias atingidas são influenciadas pela rigidez da máquina *laser* e da fixação da peça. O tempo do corte depende da geometria da peça e do movimento da máquina.

Figura 3.19 – Operação de corte a *laser*. Fonte: Alsmann, 2013.

No caso do chamado corte duro, a alta resistência mecânica de peças endurecidas na prensa causa severo desgaste nas ferramentas de corte e em alguns casos a precoce falha com convencionais métodos de corte mecânico. A qualidade de áreas cisalhadas e a precisão dimensional são influenciadas por certos parâmetros de processo como velocidade dos punções, ângulos de ataque, folgas entre matriz e punção, geometrias de cantos e as propriedades mecânicas do material.

Uma alternativa para recortar peças estampadas a quente é o corte de peças durante a têmpera a elevadas temperaturas (não tão elevadas ao ponto de provocar mudança de fase). A vantagem do corte morno é a menor força empregada comparada ao corte a frio.

O mais recente procedimento para cortar estampados a quente é o tratamento térmico seletivo das peças durante a têmpera. Com o objetivo de evitar a transformação martensítica, a taxa de resfriamento nas áreas de recorte deve ser reduzida.

Tratamentos térmicos localizados diferenciados em componentes estampados a quente podem ser obtidos por meio de taxas de transferência de calor diferenciadas, projetadas para melhoria de corte posterior. Um dos meios preferidos para se atingir isto é por meio do emprego de materiais de ferramenta com diferentes condutividades térmicas.

O método mais efetivo economicamente para corte é o pré-desenvolvimento de *blanks*. Este método requer um acertado projeto de *blank* para se atingir o contorno externo desejável após a conformação. As tolerâncias atingidas são menos precisas que as obtidas pelo corte após a estampagem a quente.

3.6.11 União de peças estampadas a quente

A junção por métodos de conformação mecânica (figura 3.20) não pode ser aplicada para se unir peças estampadas a quente, devido à ínfima ductilidade do material temperado.

Figura 3.20 – Junção por conformação mecânica. Fonte: WELDING MACHINES (2017).

Portanto, a soldabilidade de peças estampadas a quente é pré-condição para a aplicação de peças na prática. A composição química da camada de proteção pode causar falhas durante a soldagem.

A camada de galvanização por alumínio dos produtos é transformada durante o aquecimento antes de ser estampada para uma liga Fe-Al tendo um mais alto ponto de fusão e, graças a isso, a solda por ponto não é afetada pela presença de camadas de revestimento.

A camada de X-TEC[®] dificulta a soldabilidade e por isso deve ser removida por jateamento após a estampagem a quente antes de processamento posterior. A razão para este comportamento é que a resistência elétrica do revestimento anti-carepa depois do processamento é alta demais para permitir a passagem suficiente de corrente elétrica.

Os adesivos estruturais também se aplicam a peças estampadas a quente.

3.6.12 Peças com propriedades sob medida

A transformação martensítica total durante a estampagem a quente das peças leva ao limite de resistência a 1500 MPa e um baixo alongamento (cerca de 5 %). Um melhor desempenho do componente estrutural de impacto veicular (como por exemplo, a coluna B) pode ser atingido com a introdução de regiões que tenham melhor alongamento para superior absorção de energia. A coluna B pode ter um excelente controle de intrusão na seção transversal superior e uma região de alta absorção de energia na seção inferior (figura 3.21).

Figura 3.21 – Coluna B em três condições de tratamento térmico: a cor vermelha indica regiões que sofreram transformação martensítica enquanto que as regiões em azul são mais dúcteis (perlita ou bainita). Fonte:

Alsmann, 2013.

A manufatura de peças unitárias com propriedades sob medida pode ser realizada por meio da utilização de diferentes estratégias de controle de processo ou de *blanks* soldados (*tailor welded blanks*).

Alternativamente, o processo térmico pode ser influenciado pela redução da taxa de resfriamento abaixo da especificada (27 K/s) para evitar uma microestrutura totalmente martensítica em áreas definidas dos componentes durante o processo de conformação, ou pela redução da temperatura de recozimento abaixo da A_{c3} , o que leva a uma incompleta austenitização. Ambos os métodos implicam em uma menor resistência e consequentemente maior ductilidade. As outras áreas do componente são temperadas, seguindo o perfil conhecido de endurecimento na prensa (tempo – temperatura).

A redução da taxa de resfriamento pode ser atingida pelo aumento da temperatura da ferramenta, o que reduz a transferência de calor por condução entre o *blank* e a superfície. É possível aquecer e resfriar diferentes regiões de uma ferramenta, o que gerará regiões localizadas de alta resistência (microestrutura martensítica) e outras regiões com alta ductilidade (mistura das fases resultantes). A temperatura da ferramenta selecionada influencia a taxa de resfriamento durante o resfriamento e as fases finais do material.

O tratamento de aquecimento em locais diferenciados dentro de um sistema de ferramentas pode ser obtido pela aplicação de materiais-ferramenta com diferentes condutividades térmicas. Um sistema modular de ferramentas consiste em sequência de ferramentas feitas com aços com condutividades de 7 W/mK a 6 W/mK. Deste modo, a transferência de calor pode ser controlada ao longo das superfícies da peça.

A transferência de calor durante a temperatura é afetada pelo contato entre peça e ferramenta. Regiões com espaços entre a peça e a ferramenta durante a estampagem a quente, possuem taxas de resfriamento abaixo da taxa crítica da transformação martensítica. A desvantagem deste método é a conformação livre da peça na área sem contato, que pode acarretar perda da precisão de forma do produto.

O aquecimento acima da linha A_{c3} pode ser feito localmente nas zonas de *blank* onde a estrutura martensítica precisa ser atingida. Desta forma o ciclo térmico completo acima da austenitização seria aplicado somente nestas zonas, onde todas as outras zonas reteriam a estrutura original ferrítica-perlítica.

O uso de fornos com áreas mantidas a diferentes temperaturas e o emprego de resistência de aquecimento são duas aproximações que aparecem como as mais adequadas para esta aplicação. Entretanto é sabido que comportamentos de diferentes materiais em duas

áreas influenciam o processo de conformação. A estampabilidade pode ser reduzida na secção de menor temperatura e, adicionalmente pode ocorrer retorno elástico.

A figura 3.22 mostra dois blanks onde o aquecimento aconteceu somente onde há a cor avermelhada.

Figura 3.22 – *Blanks* parcialmente aquecidos: somente a área avermelhada sofrerá transformação martensítica. Fonte: Alsmann, 2013.

3.6.13 *Blanks* soldados a laser

Conformação de *blanks* e perfis soldados a laser à temperatura ambiente é o estado da arte em várias aplicações na indústria automotiva. Assim como a diferenciação do tratamento térmico em várias regiões em *blank* único, a aplicação destes *blanks* na estampagem a quente permite a manufatura de peças com propriedades sob medida. A diferenciação nas propriedades mecânicas se dará, por exemplo, pela diferença de espessuras de cada um dos *blanks*.

3.6.14 Aplicações de peças estampadas a quente

Algumas aplicações automotivas da estampagem a quente são: coluna A, coluna B, barra de impacto lateral, soleira, componentes do quadro, elementos do para-choque, colunas de reforço das portas, quadro do teto, túneis, estruturas frontais e traseiras e barras transversais (figura 3.23). As espessuras destas peças variam de 1 a 2,5 mm.

Figura 3.23 – Peças estampadas a quente. Fonte: Karbasian, 2010.

A estampagem a quente se destina a chapas finas (até 2,5 mm de espessura), já que em chapas grossas, a homogeneidade da estrutura após a têmpera é mais difícil de ser obtida e, portanto requer características específicas de projeto (TOLOTTI, 2016).

3.7 VIABILIDADE ECONÔMICA DAS PEÇAS ESTAMPADAS A QUENTE

Em comparação direta com a conformação a frio, a estampagem a quente demanda um investimento muito maior devido à complexidade do processo: fornos, corte a laser, ferramentas complexas. Entretanto, a escolha por um ou outro processo envolve um estudo muito mais detalhado, pois a utilização de um componente estampado a quente pode substituir dois ou mais componentes se forem estampados a frio (figura 3.24).

O número de operações na estampagem a quente tende a ser menor, já que a forma final é dada a partir do blank, (processo direto) e na conformação a frio podem ser necessárias quatro ou mais operações. Além disso: mais componentes precisam de mais elementos de união: solda e adesivos estruturais: mais tempo para manufatura, mais meios de produção, mais processos logísticos.

Figura 3.24 – Peças estampadas a frio x peça estampada a quente: um conjunto formado por 5 peças estampadas a frio pode ser substituído por uma peça estampada a quente. Fonte: Alsmann 2013.

3.8 OUTROS DESAFIOS DA ESTAMPAGEM A QUENTE

3.8.1 Fragilização por zinco líquido induzido

Embora a maior parte das peças estampadas a quente utilize o revestimento em alumínio-silício, este não promove uma proteção catódica como o zinco. No caso da estampagem a quente por processo indireto, o revestimento em zinco-ferro é o mais utilizado já que a maior parte da conformação é feita a frio. O uso do zinco no revestimento para estampagem a quente requer um cuidadoso estudo do processo: espessura de camada, taxa de aquecimento, proporção de zinco na liga Zn-Fe a fim de proteger contra a corrosão e evitar que o zinco se liquefaça na etapa de aquecimento.

Se o processo permitir o aparecimento de zinco líquido, este penetrará no substrato causando fratura frágil pelo processo de decoesão dos contornos de grão: fissuras se propagarão do zinco para a matriz do aço e sua resistência mecânica decrescerá drasticamente. Este fenômeno é conhecido por fragilização por zinco líquido induzido (LEE et al, 2012).

3.8.2 Fragilização por hidrogênio

O hidrogênio atômico é gerado na superfície do aço por meio dos seguintes processos:

- Dissociação de vapor d'água no arco elétrico (por eletrodos de grafite);
- Aplicação de revestimentos, decapagem e soldagem;
- Quando exposto em ambientes ricos em hidrogênio.

A presença deste intersticial pode causar a chamada fragilização por hidrogênio. A fragilização por hidrogênio pode ter como consequência, falhas por fratura retardada. Não há uma explicação definitiva dos mecanismos para este fenômeno, mas há algumas teorias correntes:

Átomos isolados podem se difundir da superfície para defeitos existentes no material e se recombinar formando o hidrogênio molecular, dando origem a pressões internas elevadas que expandem a cavidade do defeito.

O hidrogênio atômico melhora a mobilidade da discordância na ponta de uma microtrinca. O encontro de discordâncias forma microvazios contribuindo para o crescimento de trincas. Esta teoria é conhecida por plasticidade localizada (DEMORI, 2011).

Defeitos metalúrgicos como contornos de grão, discordâncias, lacunas e precipitados, podem atuar como aprisionadores de átomos de hidrogênio, pois aumentam a solubilidade e reduzem a difusibilidade de intersticiais no aço. Nesta condição, a resistência à fragilização é aumentada. A martensita possui maior solubilidade que a austenita que, por sua vez, tem maior solubilidade que a ferrita (ROSADO, 2011).

Adições de nióbio e outros elementos de micro liga favorecem a formação de aprisionadores de hidrogênio reduzindo a propensão à fragilização (MOHRBACHER et al, 2015).

3.9 O EFEITO *BAKE HARDENING* (BH)

Os aços “*bake hardening*” são aqueles que adquirem um incremento na tensão de escoamento ao serem expostos a temperaturas de cerca de 170 °C por 15 ou 20 minutos. Este tratamento térmico coincide com o que ocorre na maioria dos secadores das linhas de pintura dos automóveis (GORNÍ, 2010).

Há considerável quantidade de carbono solúvel disponibilizado tanto nas linhas de recozimento contínuo, quanto de recozimento em caixa. Durante o tratamento térmico os átomos de carbono migram para as discordâncias fixando-as: são as chamadas atmosferas de Cottrell (DAVIES, 2012). Isto dificulta sua movimentação, o que requer maior esforço para causar deformação (figura 3.25).

As aciarias procuram limitar o teor de carbono solúvel nestes aços em 25 ppm (peso). Acima dessa proporção, a ductilidade é comprometida (LI et al, 2016).

Figura 3.25 - Representação da formação das atmosferas de Cottrell. Fonte: Rodrigues Jr, 2010.

De acordo com a norma TL 4225 da empresa Volkswagen (2012), o aço 22MnB5 pode apresentar um aumento de 100 MPa por efeito *bake hardening*. O efeito BH para o aço 22MnB5 é um fenômeno previsto em norma, sem necessariamente ter sido projetado para ter este comportamento. Se o material sofrer estiramento antes da estampagem a quente, o potencial do efeito *bake hardening* pode variar (LI et al, 2016).

Em geral, no gráfico tensão-deformação, após o tratamento térmico de aços BH convencionais ocorre o aparecimento do patamar de escoamento (figura 3.26).

Figura 3.26 – Gráfico tensão-deformação do aço *bake hardening*. Fonte: Couto et al, 2010.

Aços ligados podem apresentar o chamado endurecimento secundário quando submetidos a tratamentos térmicos em baixas temperaturas. Em algumas ligas a precipitação

de carbonetos metálicos pode elevar a resistência mecânica em determinados pares tempo-temperatura. O prolongamento do tratamento ou um aumento de temperatura levará a perda de dureza do aço (MEI et al, 2010).

3.9.1 A difusibilidade do carbono na martensita.

A martensita é uma fase metaestável. Após a têmpera se a microestrutura martensítica for mantida em temperaturas próximas a 200 ° C, os átomos de carbono irão se difundir. Em seguida, a martensita é convertida para um estado um pouco mais estável. (HORNBOGEN et al, 2011).

3.9.2 O atrito interno

A interação de átomos de soluto com discordâncias pode ser verificada por meio da técnica do atrito interno, que pode ser definido como a capacidade de um material em amortecer vibrações mecânicas (RITCHIE et al, 1989).

Um material ideal, livre de defeitos na microestrutura, apresenta comportamento elástico propriamente dito. Ao ser aplicada uma tensão (seja tração, compressão, torção ou flexão) dentro do regime elástico, surge uma deformação correspondente. Se a tensão deixa de ser aplicada, a recuperação da deformação é completa e instantânea.

Figura 3.27 – Gráfico deformação x tempo: componentes elástica e anelástica. Fonte: Blanter, 2007.

Com a presença de discordâncias, átomos intersticiais, átomos substitucionais e outros defeitos, a recuperação deixa de ser instantânea: ocorre uma defasagem de tempo da

deformação em relação à tensão (MEYERS et al, 2010). O material passa a ser anelástico: sua deformação é completa, mas não instantânea (figura 3.27).

Com a ancoragem das discordâncias, aumenta a defasagem de tempo de recuperação da deformação após a retirada da tensão (BLANTER et al, 2007).

No caso de tensões cíclicas, o atrito interno (Q^{-1}) é dado pela fórmula:

$$Q^{-1} \cdot \pi = \delta = \ln \frac{A_n}{A_{n+1}} \quad (5)$$

A_n = amplitude da vibração do ciclo

A_{n+1} = amplitude da vibração do ciclo seguinte

Também chamada de espectroscopia de relaxação mecânica, a técnica de medidas do atrito interno foi baseada no efeito Snoek, causado pela redistribuição de átomos de soluto em sítios octaédricos de um metal de estrutura cúbico de corpo centrado, devido à aplicação de uma tensão cíclica e potencializada pelo aumento de temperatura. Em metais, tal como o aço ferrítico, estas medidas permitem a determinação de quantidades tão baixas quanto 1ppm em peso de átomos intersticiais de carbono ou de nitrogênio. Quando uma tensão é aplicada a um metal CCC, no regime elástico aparece instantaneamente uma deformação elástica. Em consequência aos saltos de átomos intersticiais entre os interstícios da rede cristalina, ocorre o aparecimento de uma deformação anelástica.

Figura 3.28 – Gráfico gerado no ensaio de atrito interno: Pico de Snoek. Fonte: Santos, 2007.

Medidas da amplitude do pico de Snoek (figura 3.28) fornecem informações sobre a quantidade de átomos de solutos intersticiais dissolvidos em um metal CCC (SANTOS, 2007).

3.10 CARROCERIA VEICULAR

As carrocerias veiculares abrangem a estrutura do veículo, o compartimento de bagagem, a proteção aos ocupantes contra intempéries e a integração de vários sistemas. Sua concepção se inicia a partir da liberação dos modelos em CAD (*Computer Aided Design*) do departamento de estilo e estudos de espaços (*Package*). Várias áreas do fabricante de automóveis participam do desenvolvimento: projeto dos componentes, seleção de materiais, meios de produção, logística, entre outros. Esta integração é conhecida por Engenharia Simultânea.

3.11 SEGURANÇA VEICULAR

O conceito de estrutura monobloco nasceu com a idéia da divisão da carroceria veicular em três zonas distintas: zona de deformação frontal, zona de deformação traseira e célula de sobrevivência (figura 3.29).

Figura 3.29 - Zonas da deformação na estrutura monobloco.

De acordo com MALEN (2011), os requisitos estruturais das carrocerias são:

- Rigidez: descreve a deformação controlada sob carregamento repetido normal;
- Resistência: descreve o máximo carregamento em aplicações extremas onde algumas deformações permanentes são esperadas;
- Energia absorvida pela estrutura: trata de carregamento e a evolução da deformação em caso de impactos severos.

Melhorias têm sido feitas na estrutura veicular (materiais de alta resistência, reforços adicionais, novas concepções de projeto) e em dispositivos limitantes como as bolsas de ar infláveis (*air bags*), cintos de segurança com pré-tensionadores, bancos com retenção para aumentar a proteção aos ocupantes em grandes impactos e minimizar danos ao veículo no caso de pequenas deformações.

3.11.1 Testes de impacto

Os testes de impacto são realizados para avaliar a integridade do veículo e primordialmente dos ocupantes em caso de colisão. Numa colisão, a maior parte da energia resultante do impacto é absorvida por partes do tipo coluna e suas juntas (SANCHEZ, 2001). No caso de impacto lateral a parte tipo coluna é o reforço coluna B e as juntas são as uniões por solda a ponto e adesivos estruturais. Em colisões veiculares, o colapso de colunas ocorre pela combinação de colapso axial a dobramento.

Considerando um veículo (2) colidindo contra outro veículo (1) é possível reconhecer que o ocupante do veículo 1 estará muito mais exposto a sofrer danos ou traumas pois a distância entre ele e a fronteira do veículo (carroceria) é consideravelmente menor que no veículo 2 (figura 3.30). No veículo 2 a distância entre a região de contato entre os veículos e o ocupante possibilita a adoção de uma estrutura de deformação programada a fim de absorver energia o quanto possível. No veículo 1, em virtude da concepção dos veículos, o ocupante está muito próximo desta região. Como não há espaço suficiente para estruturas absorvedoras da energia, os fabricantes têm utilizado componentes de elevada tensão de escoamento, já que, se o impacto for suficientemente elevado para levar a estrutura a entrar no regime plástico, haverá a grande probabilidade de sérios danos aos ocupantes.

Figura 3.30 – Esquema de colisão lateral. Fonte: Prado et al, 2013.

Os testes de impacto laterais podem ser do veículo colidindo contra barreiras (deformáveis ou não e contra um poste). Estes testes podem ter variações quanto à velocidade do veículo e ângulo de incidência dos obstáculos. Há vários protocolos que tratam das configurações dos testes de impacto laterais. Na Europa a regulação vigente é a ECE-R95 (PRADO et al, 2013). Um dos testes envolve uma barreira deformável colidindo contra o veículo à velocidade de 50 km/h com um ângulo de ataque de 90 ° (figura 3.31). Este teste é semelhante ao realizado pelo órgão independente EuroNCAP.

Figura 3.31 – Configuração do teste de impacto lateral conforme ECE-R95. Fonte: Prado et al, 2013.

Outro teste do EuroNCAP prevê o impacto do veículo contra um poste. O ataque é a 90° , com velocidade de 29 km/h e o ponto de incidência é exatamente contra o motorista (figura 3.32).

Figura 3.32 – Teste de impacto lateral contra poste conforme EuroNCAP. Fonte: Prado et al, 2013.

Além de minimizar os danos aos ocupantes, a estrutura deve permitir o resgate dos mesmos. Junto à mínima deformação dos componentes estruturais da região lateral, o projeto deve buscar a distribuição da energia de impacto a peças adjacentes (figura 3.33).

No Brasil a legislação vigente trata somente de testes de impacto frontais (Prado et al, 2013). O órgão local independente, LatinNCAP leva em consideração os testes de impacto laterais de barreira para avaliação dos veículos, mas gradativamente tem alinhado seus requisitos com os do EuroNCAP que atualmente considera também o desempenho do teste de impacto lateral contra poste. Tudo leva a crer que em breve o LatinNCAP terá a mesma exigência, o que vai exigir uma melhoria na rigidez estrutural e na distribuição de energia de impacto na região lateral.

A principal peça da estrutura nesta região é o reforço coluna B. Em um provável aumento no rigor nos testes, um acréscimo na tensão de escoamento do reforço coluna B pode contribuir para melhorar sua avaliação.

Figura 3.33 – Distribuição de energia no impacto lateral. Fonte: Prado et al, 2013.

A simulação de impactos laterais também é feita por programas computacionais que utilizam o método dos elementos finitos. Diferentemente do que acontece na simulação de estampagem convencional, no caso dos impactos as taxas de deformação são elevadas.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 CARACTERIZAÇÃO

A caracterização química do material 22MnB5 foi feita por equipamento de emissão ótica. Átomos excitados por uma fonte externa de energia, no caso uma fonte de luz monocromática, tem as órbitas de seus elétrons deslocadas, com mudanças no seu estado de energia. Para cada elemento químico, há raios espectrais especiais característicos (HAYAKAWA et al, 1980).

Foram desenvolvidos processos para a preparação metalográfica de corpos de prova do material, para o estudo das microestruturas da liga. Os corpos de provas foram embutidos em resina fenólica conhecida como baquelita e seguiu-se o procedimento descrito na tabela 4.1. Todos os procedimentos descritos foram realizados no laboratório de metalografia do CCN (Centro de Combustível Nuclear), localizado no IPEN.

Passo	Disco Abrasivo (Grit)	Grana (μm)	Tempo (s)	RPM	Lubrificante
1	240	52	60-120	100	Água
2	320	35			
3	400	22			
4	600	15			
5	800	10			
7	Alumina Coloidal – Pano Metalográfico Allied Tech – Final B (3 a 0,25 μm)	0,02		30	Nenhum

Tabela 4.1 - Metodologia usada para a preparação das amostras para microscopia ótica (MO), microscopia eletrônica de varredura (MEV) e ensaio de dureza Vickers.

Foi feito o lixamento até a amostra ficar plana. Realizou-se polimento manual das amostras. Após cada passo do lixamento metalográfico, os corpos de prova foram lavados com água corrente e detergente neutro e posteriormente lavados com álcool etílico. Foram secos com ar quente.

Em seguida foi realizado o ataque químico, para revelação das microestruturas do material utilizando uma solução de 10%, em volume, de ácido nítrico (HNO_3) PA e 90%, em volume, de álcool etílico ($\text{CH}_3\text{CH}_2\text{OH}$) PA, conhecido como Nital 10%.

Os corpos de prova metalográfico foram imersos durante 30 segundos nessa solução, seguido de lavagens com água e álcool etílico, posteriormente sendo secos com ar quente. O microscópio utilizado foi o modelo Axio Observer 5 Materials da marca Zeiss.

4.2 PROPRIEDADES MECÂNICAS

Os principais parâmetros das chapas para estampagem são obtidos através do ensaio de tração. As amostras do aço 22MnB5 temperadas foram fornecidas pela empresa Usiminas, já cortadas (*laser*) como corpos de prova com espessura de 1 mm (figura 4.1).

Figura 4.1 – Dimensões do corpo de prova para ensaio de tração.

Simulando a passagem dos componentes nos secadores de pintura, algumas das amostras foram aquecidas em um forno de laboratório de testes de materiais e posteriormente resfriadas ao ar em quatro diferentes pares tempo-temperatura. Para cada condição de tratamento térmico foi utilizado um grupo de três amostras.

Os tratamentos térmicos empregados foram:

(i) a amostra foi aquecida até 170 °C. Foi mantida a esta temperatura por 20 minutos. Seguiu-se resfriamento ao ar. Este tratamento está próximo dos padrões utilizados nos secadores da indústria automobilística.

(ii) a amostra foi aquecida até 170 °C. Ficou nesta temperatura por 30 minutos. Seguiu-se resfriamento ao ar.

(iii) a amostra foi aquecida até 170 °C. Ficou nesta temperatura por 40 minutos. Seguiu-se resfriamento ao ar.

(iv) a amostra foi aquecida até 190 °C. Foi mantida esta temperatura por 20 minutos com resfriamento subsequente ao ar.

Após a ruptura dos corpos de prova nos ensaios de tração foram realizados estudos fractográficos por meio de microscopia eletrônica de varredura em um equipamento da marca LEO, com capacidade de aumento de 100.000 vezes.

4.3 ANÁLISE DINÂMICA MECÂNICA

Na parte de metalurgia física, foi feita análise de atrito interno no equipamento DMA (*dynamic mechanical analyser*) para verificar a interação de elemento de liga (carbono) com as discordâncias.

Figura 4.2 – Dimensões do corpo de prova para ensaio de atrito interno.

Amostras retangulares com espessura de 1 mm (figura 4.2) foram bi apoiadas e submetidas a tensões cíclicas por um punção atuante no ponto médio (figura 4.3), o que caracteriza flexão. Outros tipos de equipamento de atrito interno trabalham com torção, tração e compressão.

Figura 4.3 – Esquema com apoios e ponto de aplicação de carga no ensaio de atrito interno.

O equipamento da marca Netzsch (figura 4.4) permitiu aplicar tensões cíclicas a frequências de 0,5, 1, 2 e 5 Hz.

Figura 4.4 – Equipamento para ensaio de atrito interno.

A presença de recobrimento superficial pode afetar o resultado da análise. Por isso, as amostras foram lixadas de maneira a retirar a carepa e o revestimento superficial. Durante o ensaio, as amostras foram aquecidas à taxa de $2\text{ }^{\circ}\text{C min}^{-1}$, da temperatura ambiente até $180\text{ }^{\circ}\text{C}$. Nesta temperatura foram mantidas por 20 minutos. Seguiu-se resfriamento ao ar até a temperatura ambiente.

O equipamento DMA exibe um gráfico cartesiano com temperatura no eixo das abcissas e a grandeza $\tan \delta$ no eixo das ordenadas. Como foi mencionado no capítulo anterior, o atrito interno indica a capacidade do material em amortecer vibrações mecânicas ou a energia dissipada quando submetido a tensões. Se as tensões forem cíclicas, a defasagem de tempo na recuperação da deformação é dada pelo ângulo δ que é igual ao logaritmo natural do quociente entre amplitude da vibração de um ciclo pela deformação da vibração do ciclo seguinte. Simultaneamente este equipamento registra o valor do módulo de elasticidade que

tende a sofrer pequena redução nesta faixa de temperaturas devido principalmente ao alívio de tensões.

4.4 SIMULAÇÃO DE IMPACTO LATERAL

Para verificar a influência do efeito *bake hardening* das peças estampadas a quente na resistência das carrocerias, foram feitas duas simulações de impacto lateral: uma simulação considerou o ganho em resistência mecânica devido a este efeito e na outra simulação ele não foi considerado.

Foram utilizadas as curvas tensão-deformação obtidas nos ensaios de tração como dados de entrada para o *software Pam-Crash* da empresa ESI para simulações de impacto lateral de um veículo compacto contra barreira. As duas condições escolhidas para comparação foram: temperatura ambiente e tratamento térmico de 190 °C durante 20 minutos. No modelo matemático, as peças consideradas que utilizam este material foram: reforço coluna B, barra de proteção lateral, soleira e o reforço longitudinal que fica entre o teto e a lateral (figura 4.5).

Figura 4.5 – Carroceria veicular. Fonte: Alsmann, 2013.

4.5 ENSAIO DE FLEXÃO DA BARRA DE IMPACTO

Um dos ensaios para avaliar a resistência mecânica da carroceria é o ensaio de flexão da barra de impacto, componente que fica no interior da porta do motorista (figura 4.6).

Figura 4.6 – Barra de impacto em aço 22MnB5 temperado.

Este ensaio é baseado na norma norte-americana FMVSS (*Federal Motor Vehicle Safety Standards*: Normas de segurança federais para veículos automotores), utilizada por toda a indústria automobilística. A norma que trata do impacto lateral é a FMVSS 214. Nesta avaliação quatro barras em aço 22MnB5 temperadas foram bi apoiadas em equipamento da marca Instron de capacidade máxima de carga de 100 kN. Os apoios ficaram distanciados em 720 mm. No ponto médio entre os apoios, um punção de secção circular (raio de 127,5 mm) age perpendicularmente contra barra com velocidade de 4 mm/s (figura 4.7).

Figura 4.7 – Ensaio de flexão da barra de impacto conforme norma FMVSS 214.

A máquina gera um gráfico que registra a carga para flexionar a barra em função do deslocamento provocado pelo punção. Das quatro barras, antes do ensaio de flexão, duas foram expostas em um forno a temperatura de 190 ° C durante 20 minutos e depois resfriadas ao ar.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 ANÁLISE QUÍMICA

A análise química do aço 22MnB5 temperado (cinco pontos de análise) por meio do aparelho de emissão óptica trouxe os seguintes resultados:

Elemento	% (peso)
C	0,249
Si	0,235
Mn	1,20
P	0,02
S	0,0021
Cr	0,237
Ni	0,0095
Mo	0,002
Al	0,050
Ti	0,051
Nb	0,0031
V	0,006
W	0,010
B	0,0043
Pb	0,003
Zn	0,008
Cu	0,010
Fe	97,9

Tabela 5.1 – Composição química do aço 22MnB5.

Os elementos que compõem a liga binária do aço básico são o ferro e o carbono. Sobre o segundo elemento, o teor de 0,25% em peso faz com que o 22MnB5 seja classificado como aço de baixo carbono.

Além do carbono (e obviamente do ferro), foram encontrados os seguintes elementos em fração considerável: manganês, cromo, titânio, boro e silício.

Os elementos citados tem a característica comum de deslocar a curva de transformação isotérmica para direita, ou seja, aumentam a faixa de temperabilidade do aço. O silício, cujo teor encontrado foi de 0,235 % aumenta a resistência mecânica, mas reduz a soldabilidade.

5.2 MICROSCOPIA ÓTICA

As figuras 5.1 e 5.2 exibem uma microestrutura de morfologia típica da martensítica. A martensita produto da estampagem a quente possui baixo ângulo entre “ripas” (*laths*) e alto ângulo entre “pacotes” (*packets*) (COOMAN, 2013). Não houve alterações na microestrutura na comparação do material somente temperado (figura 5.1 a) com o material temperado que sofreu o efeito *bake hardening* (figura 5.1 b).

(a)

(b)

Figura 5.1 – Micrografia óptica do aço 22MnB5 temperado (a) e do mesmo aço com posterior *bake hardening* (b) (Ataque químico: Nital 10%).

5.3 MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV)

Após as observações realizadas por microscopia ótica, foi também analisada por microscopia eletrônica de varredura do aço 22MnB5 temperado e temperado com posterior efeito *bake hardening*. Pode-se constatar a presença da martensita [presença de ripas (*laths*) e pacotes (*packets*)] bem como algumas precipitações (segundas fases). Visando sua identificação foi realizada espectroscopia por dispersão eletrônica (EDS) e mapeamento por raios - x dos principais elementos presentes neste aço.

(a)

(b)

Figura 5.2 – Micrografias eletrônicas (MEV, 20 kV, imagem por elétrons secundários) do aço 22MnB5 temperado, notas em destaque a estrutura martensítica (presença de ripas e pacotes) e alguns precipitados. (Ataque químico: Nital 10%).

A precipitação presente foi identificada por Espectroscopia por Dispersão Eletrônica (MEV, 20 kV) (figura 5.3 e tabela 5.2) bem como a distribuição dos elementos no aço 22MnB5 temperado por mapeamento de raios-X (figura 5.4).

Figura 5.3- Identificação dos elementos presentes na região da amostra analisada por EDS.

Elementos	Fórmula	Massa %
C	4,93	19,38
Si	0,36	0,61
Mn	0,90	0,77
Fe	93,81	79,24
Total	100,00	100,00

Tabela 5.2- Elementos presentes na região da amostra analisada por EDS.

Figura 5.4 - Mapeamento por raios-X dos elementos presentes (C, Mn, Si, Fe) na amostra do aço 22MnB5 temperado (imagem eletrônicas obtidas por MEV, 20kV). Nota-se perfeita distribuição dos elementos em solução (Ataque químico: Nital 10%).

A presença do tratamento por *bake hardening* no aço 22MnB5 temperado, tratamento este realizado durante a etapa de pintura do veículo já mencionado anteriormente, causa uma melhoria da propriedade mecânica do mesmo. As observações realizadas por MEV nesta nova situação são apresentadas a seguir.

Figura 5.5 Micrografias eletrônicas (MEV) do aço 22MnB5 temperado após efeito *bake hardening*. Observa-se a presença de ripas e pacotes bem com algumas precipitações (Ataque químico: Nital 10%).

Visando a identificação dessa precipitação e da distribuição dos elementos presentes no aço 22MnB5 temperado após efeito *bake hardening*, foi realizada espectroscopia por dispersão eletrônica (EDS) (figura 5.6 e tabela 5.3) e mapeamento por raios x dos principais elementos.

Figura 5.6 - Identificação dos elementos presentes na amostra analisada por EDS do aço 22MnB5 temperado após efeito *bake hardening*.

Elemento	Fórmula	Massa %
C	5,96	22,62
Si	0,65	1,06
Mn	0,60	0,50
Fe	92,80	75,82
Total	100,00	100,00

Tabela 5.3 - Elementos presentes na amostra analisada por EDS do aço 22MnB5 temperado após *bake hardening*.

A seguir apresenta-se a distribuição dos elementos na amostra do aço 22MnB5 temperado com posterior *bake hardening* realizado por mapeamento de raios-X (figura 5.7).

Figura 5.7- Mapeamento por raios-X dos elementos presentes (Si, Fe, C, Mn,) na amostra do aço 22MnB5 temperado após efeito *bake hardening* (imagem eletrônicas obtidas por MEV, 20kV). Nota-se perfeita distribuição dos elementos em solução (Ataque químico: Nital 10%).

5.4 ENSAIOS DE TRAÇÃO

Os corpos de prova foram submetidos ao ensaio de tração uniaxial com taxa de deformação de 36 min^{-1} . Esta taxa está de acordo com a norma ISO 6892-1 utilizada pela indústria automobilística.

A figura 5.8 apresenta os resultados das tensões máximas de resistência e de escoamento obtidas:

Figura 5.8 – Valores médios das tensões de escoamento e de resistência obtidos nos ensaios de tração (valores entre parênteses se referem aos desvios padrão).

O ensaio de tração para o primeiro grupo de amostras foi feito sem tratamento térmico posterior. Na condição seguinte, as amostras sofreram um tratamento térmico semelhante ao que ocorre no secador da pintura (foi mantida a temperatura de 170 °C durante 20 minutos): diferentemente do que acontece com os aços classificados como BH, não houve ganho de resistência mecânica. Mantendo a temperatura de 170 °C e aumentando o tempo para 30 minutos, houve um ganho um pouco mais representativo na tensão de escoamento. Com 40 minutos, o ganho foi de 93 MPa. Voltando a duração à condição de tempo do primeiro tratamento térmico (20 minutos), mas aumentando a temperatura de exposição (190 °C) o ganho foi igualmente expressivo: 86 MPa.

O aumento na tensão de escoamento por *bake hardening* é acompanhado por uma pequena redução na tensão máxima de resistência. Se por um lado a resistência mecânica é aumentada pela ancoragem de discordâncias pelos átomos de carbono, por outro há o alívio de tensões, induzido pelo aumento na temperatura do material.

Alterando os pares tempo-temperatura, por efeito *bake hardening*, os ensaios de tração revelaram um ganho próximo a 100 MPa na tensão de escoamento, acompanhado de pequena perda na tensão máxima de resistência. A tensão de escoamento no presente estudo é mais importante que a de resistência, pois quanto maior seu valor, mais rígida é a estrutura. A tensão máxima de resistência, quando superada, indica o total colapso e neste caso teve pequeno decréscimo. O alongamento não sofreu alterações significativas (figura 5.9).

Figura 5.9 – Valores médios das alongamentos correspondentes aos tratamentos térmicos aplicados.

Portanto, considerando o par tempo-temperatura 170 °C por 20 minutos (comum nos secadores das linha de pintura), o ganho em propriedade mecânica não foi significativo. Mantendo esta temperatura por mais tempo, ou mantendo o tempo com temperatura maior, o ganho foi expressivo em valores absolutos. Em termos percentuais, entretanto, a melhora foi um pouco acima de 6% na tensão de escoamento.

Com os dados obtidos no ensaio de tração, o par tempo-temperatura escolhido para as etapas posteriores deste estudo foi: aquecimento a 190 °C por 20 minutos, seguido de resfriamento ao ar (figura 5.10).

Figura 5.10 – Gráfico tensão-deformação obtido em ensaio de tração com uma amostra do aço 22MnB5 temperado (1) e com uma amostra do mesmo aço com posterior tratamento térmico: 190 °C a 20 minutos (5).

5.5 ESTUDO FRACTOGRÁFICO

Após os ensaios de tração, foi feito estudo por fractografia eletrônica (microscopia eletrônica de varredura). Esta técnica é preferida para exames fractográficos, pois o equipamento possui profundidade de campo, e resolução consideravelmente superiores ao microscópio ótico, características fundamentais para estudar as particularidades da topografia da superfície fraturada. Neste estudo os corpos de prova apresentaram pequena estricção antes da fratura (figura 5.11).

Figura 5.11 – Corpos de prova (antes e após ensaio de tração) em aço 22MnB5 temperados.

(a)

(b)

(c)

Figura 5.12 – Micrografia eletrônica de varredura de regiões de fratura do aço 22MnB5 temperado. Nota-se presença de muitas microcavidades bem como alguma precipitação presente, indicando detalhes de fratura dúctil (Ataque químico: Nital 10%).

No aspecto microestrutural, a região da fratura exibiu formas irregulares, com algumas porções alveolares. Isso, apesar do alongamento do material ser de apenas 6% e, portanto,

pouco acima do alongamento correspondente a tensão de escoamento (2%). Aços de alta resistência e baixo alongamento costumam ter como característica a fratura frágil, onde a ruptura é do tipo transgranular (clivagem), já que as trincas da fratura passam através dos grãos. As amostras analisadas apresentaram fratura frágil, mas com mecanismo de fratura dúctil. Nos corpos de prova analisados, as numerosas microcavidades esféricas são características de falha por tração uniaxial, que é o caso do ensaio de tração. Na figura 5.12 as imagens geradas pela microscopia eletrônica de varredura mostram, além das microcavidades (*dimples*), alguns vazios formados pelo coalescimento das microcavidades que podem indicar o início da falha no material no momento que foi atingida a tensão máxima de resistência.

Visando identificação dessa precipitação e da distribuição dos elementos presentes na amostra fraturada, aço 22MnB5 temperado, foi realizada espectroscopia por dispersão eletrônica (EDS) apresentada na figura 5.13 e na tabela 5.4.

Figura 5.13 – EDS da amostra fraturada do aço 22MnB5 temperado.

Elemento	Fórmula	Massa %
C	8,01	28,81
Ti	0,11	0,10
Cr	0,26	0,22
Mn	0,70	0,55
Fe	90,92	70,32
Total	100,00	100,00

Tabela 5.4 - EDS da amostra fraturada do aço 22MnB5 temperado, com a identificação dos principais elementos presentes.

(a) micrografia eletrônica área analisada.

(b) Distribuição do elemento Fe.

(c) Distribuição do elemento Ti.

(d) Distribuição do elemento Cr.

(e) Distribuição do elemento Mn.

(f) Distribuição do elemento C.

Figura 5.14- Mapeamento por raios-X (MEV, 20kV) dos elementos presentes na região de micrografia eletrônica

(a). Identificados os elementos Ti, Mn, Cr, Fe, e C. Nota-se a presença de precipitado de Ti (Ataque químico: Nital 10%).

Para verificar a distribuição dos elementos presentes na amostra fraturada do aço 22MnB5 temperado realizou-se o mapeamento por raios-X (figura 5.14). A seguir as micrografias eletrônicas de amostra fraturada do aço 22MnB5 temperado e posterior *bake hardening* e possível identificação de elementos presentes e as precipitações ocorridas (figura 5.15).

Figura 5.15 – Micrografias eletrônicas de varredura de regiões de fratura do aço 22MnB5 temperado e posterior *bake hardening* (Atacante químico: Nital 10%). Alguma presença de precipitados no interior de microcavidades.

Visando a identificação da precipitação e da distribuição dos elementos presentes na amostra fraturada, (aço 22MnB5 temperado com posterior *bake hardening*) foi realizada espectroscopia por dispersão eletrônica (EDS) apresentada na figura 5.16 e tabela 5.5.

Figura 5.16- EDS da amostra fraturada do aço 22MnB5 temperado.

Elemento	Fórmula	Massa %
C	17,82	50,11
Si	0,26	0,32
Ti	0,03	0,02
Cr	0,24	0,15
Mn	0,62	0,38
Fe	81,03	49,01
Total	100,00	100,00

Tabela 5.5- Identificação dos principais elementos presentes, região da amostra indicada na figura 5.16.

Para verificar distribuição dos elementos presentes na amostra fraturada do aço 22MnB5 temperado e posterior *bake hardening* realizou-se o necessário mapeamento por raios-X (figura 5.17), região de estudo apresentada na figura 5.15.

(a) Distribuição do elemento Ti.

(b) Distribuição do elemento Fe.

(c) Distribuição do elemento Si.

(d) Distribuição do elemento Cr.

(e) Distribuição do elemento Mn.

(f) Distribuição do elemento C.

Figura 5.17- Mapeamento por RX (MEV, 20kV) dos elementos presentes na região de micrografia eletrônica da figura 5.16. Identificados os elementos Ti, Fe, Si, Cr, Mn, e C. Nota-se novamente a presença de precipitados (Ti, Si, Mn, Cr) (Ataque químico: Nital 10%).

Deste estudo microestrutural realizado, observou-se, assim como ocorreu na microscopia ótica, que não houve alterações significativas entre a amostra de material temperado e a amostra de material temperado com posterior *bake hardening*. Observou-se microcavidades um pouco maiores na amostra com tratamento térmico posterior (*bake hardening*), com possível influência nas propriedades mecânicas deste aço.

5.6 ENSAIO DE ATRITO INTERNO

Por meio da figura 5.18, é possível verificar um nítido aumento na grandeza tangente delta ($\tan \delta$) conforme a temperatura se aproxima das temperaturas onde ocorre o *bake hardening*.

Figura 5.18 – Gráfico gerado pelo equipamento de análise de atrito interno. A curva pontilhada em vermelho descreve a variação de temperatura. No eixo das abscissas, a escala de tempo e no das ordenadas, à esquerda, o módulo de elasticidade e à direita a $\tan \delta$, grandeza relacionada ao atrito interno.

Este aumento ocorre nas quatro faixas de frequência. A técnica utilizada evidencia a movimentação do carbono na faixa de temperaturas objeto de estudo: da temperatura

ambiente até cerca de 140 °C o atrito interno sofre pouca variação para então aumentar de acordo com a elevação de temperatura. Acima desta temperatura a energia é suficiente para ativar a movimentação dos intersticiais. A faixa de temperaturas utilizada neste experimento está muito abaixo da temperatura de mudança de fase do material, portanto o decréscimo no módulo de elasticidade devido ao aquecimento é pequeno. Com o resfriamento, o módulo de elasticidade sobe até próximo de seu valor antes do experimento enquanto que o atrito interno não volta ao seu valor inicial. Isto pode ser explicado por que houve um rearranjo na estrutura cristalina: os átomos de carbono migraram para as discordâncias. Comparado à condição inicial do experimento, o material responde de maneira diferente à aplicação de tensão. A defasagem entre tensão e deformação aumenta.

Estudos conduzidos por COOMAN (2015), utilizando a técnica de atrito interno em amostras do aço 22MnB5 temperado resultaram em um gráfico (figura 5.19) onde o atrito interno aumenta com maior intensidade a cerca de 430 K (157 °C), valores próximos aos encontrados neste trabalho. COOMAN elevou a temperatura a cerca de 800 K, suficientes para visualizar o pico de Snoek.

Figura 5.19 – Gráfico obtido no ensaio de atrito interno para o aço 22MnB5 temperado: $\tan \delta$ se eleva em maior intensidade a cerca de 430 K. Adaptado de Cooman, 2015.

5.7 SIMULAÇÕES DE IMPACTO LATERAL

Os resultados das simulações de impacto lateral apresentaram os seguintes resultados:

Figura 5.20 – Simulação de impacto lateral: intrusões na coluna B.

Para ilustrar as regiões que sofreram intrusão, foi tomado primeiramente, o reforço que vai sob a coluna B, pois entre os componentes da parte fixa da carroceria, este é a peça metálica mais próxima dos ocupantes.

Graficamente (figura 5.20) é possível identificar uma região de maior intrusão (cor laranja) da peça à esquerda, que não sofreu o *bake hardening* comparada à peça tratada. A intrusão máxima foi 2% menor na peça que sofreu o efeito *bake hardening*. Além da intrusão máxima foram coletados comparativos nas intrusões em mais 3 pontos:

- (i) Região próxima à cabeça: redução na intrusão de 2,1 %;
- (ii) Região próxima aos ombros: também apresentou redução na intrusão em 2,1%;
- (iii) Região próxima à soleira: não houve redução na intrusão.

Em seguida foi analisado o painel interno da porta, próximo à coluna B. O painel interno da porta é feito em aço convencional. No caso de impacto lateral, as peças estruturais fabricadas em aço 22MnB5 temperado (identificadas no capítulo anterior) se deformam na direção do habitáculo e portanto agem diretamente sobre o painel interno da porta. Menor deformação dessas peças significa menor deformação no painel interno da porta. Foram coletadas intrusões em 3 pontos: região de ombro, próxima a soleira e na região intermediária entre as 2 primeiras.

Figura 5.21 – Simulação de impacto lateral: intrusões no painel interno da porta.

Na figura 5.21 é possível identificar que as intrusões foram maiores na peça da estrutura cujos componentes em aço 22MnB5 temperado não sofreram o efeito *bake hardening*: a área na cor laranja cobre uma porção que não aparece na peça à direita da imagem. A redução na intrusão ficou também em cerca de 2%. Nos três pontos coletados para comparação foram obtidos:

- (i) Região próxima ao ombro: redução na intrusão em 1,8 %;
- (ii) Região próxima à soleira: redução na intrusão em 1,1%;
- (iii) Redução no ponto médio entre as duas regiões acima descritas: redução na intrusão em 1,5%.

As simulações de impacto lateral revelaram intrusões máximas no tempo de 50 ms após a colisão, como mostra o gráfico da figura 5.22.

Figura 5.22 – Gráfico intrusão x tempo obtido na simulação de impacto lateral.

Comparando o desempenho das peças com e sem *bake hardening*, é possível verificar que a diferença significativa só aparece próxima da intrusão máxima: ou seja, a estrutura se deforma plasticamente de maneira semelhante nas duas condições e somente perto da condição de máxima intrusão, a carroceria cujas peças estampadas a quente sofreram o efeito *bake hardening*, teve menor deformação.

O ganho obtido no ensaio de tração (estático) não foi inteiramente verificado no ensaio dinâmico, pois as peças estudadas constituem pequena parte do todo que é carroceria, formada por aços mais dúcteis.

Em termos absolutos, a redução na intrusão do veículo virtual devido ao efeito *bake hardening* foi de 4 mm. Embora seja um valor aparentemente baixo, dependendo das circunstâncias do impacto lateral, pode representar um valor determinante na proteção dos ocupantes do veículo.

5.8 ENSAIO DE FLEXÃO NA BARRA IMPACTO

O ensaio provocou deformação plástica localizada em maior parte no ponto médio da peça (figura 5.23).

Figura 5.23 – barra de impacto após ensaio de flexão.

Os resultados obtidos neste ensaio estão na tabela a seguir:

Amostra	Máximo carregamento [N]	Extensão da compressão sob máximo carregamento [mm]
1	11679,4	23,8
2	11685,2	22,9
3	12302,6	22,3
4	12309,4	21,8
Barras 1 e 2		sem bake hardening
Barras 3 e 4		com bake hardening

Tabela 5.6 – carregamentos e extensões máximas das barras obtidos no ensaio de flexão.

Os resultados mostraram um aumento de cerca de 600 N no carregamento máximo das peças que sofreram o efeito *bake hardening* (3 e 4) comparado às que não foram sujeitas a este efeito (1 e 2), o que se traduz em 5%: quase o incremento verificado nos ensaios de tração (6,5%). A extensão da compressão, o que pode ser traduzido por intrusão, teve pequeno decréscimo.

Figura 5.24 – Gráfico gerado pelo equipamento de ensaio de flexão de barra de impacto.

Analisando o gráfico gerado pelo ensaio de flexão de barra (figura 5.24), além dos valores puros dos carregamentos e da extensão máxima da compressão, nota-se que as 4 barras seguem uma mesma linha de deformação até pouco mais de 20 mm. Nas 2 barras que sofreram o tratamento térmico adicional, a extensão da deformação é caracterizada por um prolongamento desta linha: este prolongamento equivale aos cerca de 600 N citados.

No gráfico foi possível também verificar a presença de um patamar de carga nas 4 barras: o máximo carregamento se manteve constante enquanto a intrusão do punção na peça saía de 20 para 40 mm.

Nas duas peças tratadas termicamente, houve um acréscimo na energia de absorção de impacto ao final da parte ascendente da curva representado por um pico. Após vencida a resistencia adicional, o valor da carga de flexão se assemelhou ao das peças sem *bake hardening*, conforme o gráfico da figura 5.25 (curvas sobrepostas).

Figura 5.25 — Gráfico gerado pelo equipamento de ensaio de flexão de barra de impacto com curvas sobrepostas.

Após o patamar de carga obtido no ensaio das 4 barras, a extensão da compressão cresce mesmo com carregamento menor: a deformação plástica aumenta de tal maneira que ocorre o colapso estrutural da peça.

Como a velocidade do ensaio (4 mm/s) se aproxima das velocidades do ensaio de tração, o ganho em propriedade mecânica foi maior que na simulação de impacto lateral, onde as taxas de deformação são mais altas.

6 CONCLUSÕES

A estampagem a quente se tornou um dos principais meios para a manufatura de carrocerias leves e resistentes, algo que está em sintonia com as questões da preservação do meio-ambiente e da segurança veicular. Comparado à construção de carrocerias utilizando peças conformadas a frio, carrocerias com peças estampadas a quente tem menor massa: menor consumo de combustível e emissões. O aço 22MnB5 por ser um material ferroso é comumente reciclado. Sua alta resistência mecânica, quando temperado, permite que a carroceria seja leve, mas também rígida. É apreciável que essa característica do material seja potencializada por tratamentos térmicos que utilizem parâmetros próximos aos usuais nas linhas de produção.

Por meio deste trabalho foi possível concluir que:

- Amostras de aço 22MnB5 temperadas exibiram o efeito *bake hardening* após tratamento térmico semelhante ao que ocorre nas cabines de pintura da indústria automobilística;
- Não houve alterações significativas micro estruturais entre as peças com e sem tratamento térmico adicional;
- Tomando o par tempo-temperatura usual das cabines de pintura (170 °C durante 20 minutos), o efeito *bake hardening* foi mais expressivo aumentando o tempo (170 °C durante 40 minutos) ou a temperatura de exposição das amostras ao tratamento térmico (190 °C durante 20 minutos). Em ambas as situações, a tensão de escoamento sofreu um acréscimo de 6,5%;
- Comparando as respostas de simulações de impacto lateral entre duas carrocerias com peças em aço 22MnB5 estampadas a quente, a carroceria cujas peças sofreram o efeito *bake hardening* tiveram uma intrusão lateral média 2% menor;
- O ensaio de flexão de barra de proteção lateral revelou que a peça cujo material sofreu o efeito *bake hardening* precisou de 600 N a mais que sua correspondente sem o tratamento térmico adicional para atingir seu deslocamento máximo: um acréscimo de 4%.
- O mecanismo de movimentação dos átomos intersticiais interagindo com as discordâncias (causador do endurecimento) nas faixas de temperatura dos secadores de pintura foi verificado no ensaio de atrito interno.

REFERÊNCIAS

- ALSMANN, M. *Warmumformung – Herstellung höchfestersicherheits-relevanter Strukturbauteile*. Seminário Volkswagen A.G., Merseburg (Deutschland), 2013.
- BLANTER, M.; NEUHÄUSER, H.; GOLOVIN, I.; SINNING, H.; *Internal friction in metallic materials*. Springer, Berlim – Heidelberg (Alemanha), 2007.
- BROOKE, L. *2015 F-150: Ford picks up the lightweight benchmark*. *Revista Automotive Engineering*. SAE, Warrendale (EUA), Setembro, 2014.
- CALLISTER Jr, W.D. *Fundamentos da Ciência e Engenharia de Materiais*. 2ª. Edição, LTC Editora, Rio de Janeiro, 2006.
- COOMAN, B.; FAN, D. *State-of-the-Knowledge on Coating Systems for Hot Stamped Parts*. Steel research international, Weinheim (Alemanha), 2011.
- COOMAN, B.; KWON, H.; CHOI, W.; LEE, J.; *Bake Hardening Analysis of 22MnB5 PHS by the impulse Internal-Friction*. Hot sheet metal forming of high-performance steel congress. Toronto (Canada), 2015.
- COUTO, A; VATAVUK, J.; OLIVEIRA, B.; SOUZA, K.; AGUIAR, A. *Influência da pré-deformação plástica no envelhecimento do aço 180 BH*. 19º Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, Campos do Jordão, 2010.
- CUI, J; LEI, C.; XING, Z.; LI, C.; MA, S. *Predictions of mechanical properties and microstructure evolution of high strength steel in hot stamping*. Journal of materials engineering and performance, ASM International, 2012.
- DAVIES, G. *Materials for automobile bodies*. 2ª. Edição, Elsevier, Wlatham (Reino Unido), 2012.
- DEMORI, D. *Avaliação do aço UNS S32760 submetido ao ensaio de baixa taxa de deformação: influência da proteção catódica aplicada*. Dissertação de mestrado. Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre 2011.

EVANGELISTA, S.H. *Diagramas de limite de conformação mecânica aplicados à análise de elementos finitos de um processo de estampagem em chapas metálicas*. Dissertação de mestrado. Universidade de São Paulo, São Carlos, 2000.

GORNI, A. A. *Novos aços ferríticos garantem alta resistência e conformabilidade a chapas finas laminadas a frio*. Revista Corte e Conformação, Editora Aranda, São Paulo, 2010.

HALLER, D.; SCHMID, F. *Die technology, cooling and heat transmsion*. Seminário Prensas Schuler, São Paulo, 2013.

HARDELL, J.; PRAKASH, B. *High temperature friction and wear behavior of different tool steels during sliding against Al–Si-coated high strength steel*. Tribology International, 2008.

HAYAKAWA, M.; KAJITA, T; JESZENSKY, G. *Análise química de aços por espectrometria de emissão ótica*. Sorocaba, 1980.

HORNBOGEN, E.; EGGELER, G.; WERNER, E. *Werkstoffe: Aufbau und Eigenschaften von Keramik-, Metall-, Polymer- und Verbundwerkstoffen*. Springer, Berlim – Heidelberg (Alemanha), 2011.

HUEBNER, K.; THORNTON, E. *The finite element method for engineers*. John Wiley & Sohns, 2a. Edição, Nova Iorque (EUA), 1982.

HOSFORD, W.F.; CADDELL, R.M. *Metal Forming Mechanics and Metallurgy*. Cambridge, New York (USA), 2011.

KARBASIAN, H.; TEKKAYA, A.E. *A review on hot stamping*. Journal of Materials Technology, Elsevier, Dortmund (Alemanha), 2010.

LEE, W.; FAN, D.; SOHN, I.; LEE, S.; COOMAN, B. *Liquid-metal-induced embrittlement of Zn-Coated Hot Stamping Steel*. The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International. Kinsman Road (EUA) 2012.

LI, W.; ZHAO, S.; ZHANG, H.; JIN, X. *Relationship between bake hardening, Snoek-Köster and dislocation-enhanced snoek peaks in Coarse grained low carbon steel*. Arch. Metall. Matter. Anshan (China), 2016.

LUNDSTRÖM, E. *30 Years experience in press hardening*. Seminário Prensas Schuler, São Paulo, 2013.

MALEN, D.E.; *Fundamentals of Automobile Body Structure Design*, SAE International, Warrendale (EUA), 2011.

MAGAZONI, F.; MARUYAMA, F.; BUSCARIOLO, F.; ALVES, J.; VOLPE, L. *Aerodynamic Shape Improvement for Driver Side View Mirror of Hatchback Vehicle using Adjoint Optimization Method*. Congresso SAE, São Paulo, 2015.

MEI, P. R.; SILVA, A.L.V.C. *Aços e ligas especiais*, 3ª. Edição, Editora Blücher, São Paulo, 2010.

MEYERS, M.; CHAWLA, K. *Mechanical behavior of materials*. 10ª. Edição, Cambridge, Nova Iorque (EUA), 2010.

MOHRBACHER, H.; ZHANG, S.; HUANG, Y.; SUN, B.; LIAO, Q.; LU, H.; JIAN, B.; ZHANG, W.; GUO, A.; ZHNAG Y. *Effect of Nb on hydrogen-induced delayed fracture in high strength hot stamped steels*. Materials Science & Engineering A. Elsevier, Schielde (Bélgica) 2015.

NIKRAVESH, M.; NADERI, M.; AKBAHRI, G. *Influence of hot plastic deformation and cooling rate on martensite and bainite start temperatures in 22MnB5 steel*. Materials Science and Engineering A. Elsevier, Teerã (Irã) 2012.

PRADO, G.I.; PEREIRA, E.A.; LACERDA, R.M. *Comparative analysis of side impact tests, tendencies and challenges for brazilian market*. Congresso SAE, São Paulo, 2013.

RESTREPO, H.; *Propriedades Mecânicas del Acero 15B30*. Revista Universidad EAFIT, Medellin (Colômbia), 2001.

RITCHIE, I. G., MATHEW, P. M., PAN, Z. I. OSBORNE, C. and PRIKRYL, J. K., *Mechanical Relaxation Spectroscopy in Steel Wire Research*. Wire Journal International. p. 201-218, 1989.

RODRIGUES Jr, J. *Influência das temperaturas de encharque e superenvelhecimento nas propriedades mecânicas de um aço ultra baixo carbono com características BH processado via recozimento contínuo*. Dissertação de mestrado. Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2010.

ROSADO, D. Comparação do efeito da fragilização por hidrogênio em aços com resistência à tração acima de 1000 MPa. Dissertação de mestrado. Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2011.

SANCHEZ, C. *Estudo de impacto usando elementos finitos e análise não-linear*. Dissertação de mestrado. Universidade de São Paulo, São Carlos, 2001.

SANTOS, R. G. *Transformações de fase*. Editora Unicamp, Campinas, 2006.

SILVA, L. *Aços ao Boro: Principais Características Metalúrgicas e Aplicações Industriais*. Boletim da Associação Brasileira de Metais, São Paulo, 1953.

TOLOTTI, D.; DRUNN, J.; HÄRTER, I.; SOUZA, H. *Análise de estampagem a quente para o processamento de chapas grossas de aço 22MnB5*. Revista Corte & Conformação, Editora Aranda, São Paulo, 2016.

TURETTA, A.; FANINI, S.; GHIOTTI, A.; BRUSCHI, S. *Calibration of numerical simulation for Hot Stamping*. Numisheet: Proceedings of the 7th International Conference and Workshop on Numerical Simulation of 3D Sheet Metal Forming Processes, Interlaken, (Suisse), 2008.

U.S. DEPARTMENT OF TRANSPORTATION. *Federal Motor Vehicle Safety Standards – Evaluation*, Virginia: National Technical Information Service, 1999 (FMVSS 214).

VAN VLACK, L.H. *Princípios de ciência dos materiais*. 10ª. Edição, Editora Blücher, São Paulo, 1992.

VENDRAMINI, C. *O efeito do elemento boro nas curvas ttt do aço 15b30 com análise dos constituintes ferrita e perlita*. Trabalho acadêmico da disciplina Teoria da Plasticidade do programa de pós-graduação. Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 2014.

VOLKSWAGEN A.G. *Alloyed Quenched And Tempered Steel for Press Quenching – Uncoated or Pre-Coated*. Norma interna, Wolfsburg (Alemanha), 2012 (TL 4225).

WELDING MACHINES. Disponível em: [http: </www.weldnbraze.com/clinching.html>](http://www.weldnbraze.com/clinching.html). Acesso em 09.04.2017.