

CLAUDINEI BENEDITO MONTEIRO

CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA E MICROESTRUTURAL
DE AÇOS BAKE HARDENING GRAUS 180 E 210
APLICADOS NA INDÚSTRIA AUTOMOTIVA

Dissertação apresentada à Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, para a obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica na área de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira

Guaratinguetá
2012

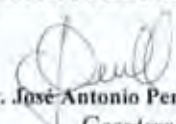
M775c	Monteiro, Claudinei Benedito Caracterização mecânica e microestrutural de aços bake hardening graus 180 e 210 aplicados na indústria automotiva / Claudinei Benedito Monteiro – Guaratinguetá : [s.n], 2012. 112 f : il. Bibliografia: f. 107-112 Dissertação (Mestrado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2012. Orientador: Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira 1. Aço I. Título CDU 669.14(043)
-------	--

CLAUDINEI BENEDITO MONTEIRO

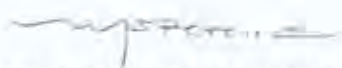
ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA ADEQUADA PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE
“MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA”

PROGRAMA: ENGENHARIA MECÂNICA
ÁREA: MATERIAIS

APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO


Prof. Dr. José Antonio Perrella Balestieri
Coordenador

BANCA EXAMINADORA:


Prof. Dr. MARCELO DOS SANTOS PEREIRA
Orientador / Unesp-Feg


Prof. Dr. ANTONIO JORGE ABDALLA
IEAv/CTA


Prof. Dr. ROSINEI BATISTA RIBEIRO
UERJ/ Campus de Resende

Agosto de 2012

DADOS CURRICULARES

CLAUDINEI BENEDITO MONTEIRO

NASCIMENTO	29.12.1967 – CAÇAPAVA / SP
FILIAÇÃO	Otávio Luiz Monteiro Maria da Graça Assis Monteiro
1990/1993	Curso de Graduação em Matemática Universidade de Taubaté - UNITAU
2004/2005	Curso de Pós-Graduação lato-sensu em Matemática e Estatística Universidade Federal de Lavras - UFLA
2010/2012	Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, nível de Mestrado, na Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá da Universidade Estadual Paulista.

Dedico à minha esposa Christianne (in memoriam), que desde o começo do curso me apoiou incondicionalmente, e a meu filho Enrico, ambos minha inesgotável fonte de alegria e inspiração.

AGRADECIMENTOS

Este trabalho não poderia ser terminado sem a ajuda de diversas pessoas às quais presto minha homenagem:

ao meu filho Enrico por todo amor, dedicação, afeto, apoio, incentivo e compreensão em todos os momentos.

á minha irmã Hilda, pela infinita paciência e ajuda em todas as ocasiões, especialmente nas inesperadas.

ao meu orientador, prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira, pela confiança depositada, pelos valiosos ensinamentos e por ter me mostrado os caminhos a serem seguidos.

á todos os professores da Pós-Graduação da Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá da Universidade Estadual Paulista “Júlio de Mesquita Filho” (FEG/UNESP) pelos ensinamentos.

á General Motors do Brasil, em especial a Ricardo Toshimi Ota e Artur Ribeiro, pela confiança depositada e pela liberação do trabalho para frequentar as aulas.

ao Ricardo Lopes Silva do Laboratório de Materiais de Estamparia da General Motors de São José dos Campos, pela separação das amostras e realização de parte dos testes.

“Se eu consegui ver mais do que os
outros foi porque eu subi sobre os ombros
de gigantes”

Isaac Newton

MONTEIRO, C. B. **Caracterização Mecânica e Microestrutural de Aços Bake-Hardening Graus 180 e 210 Aplicados na Indústria Automotiva.** 2012. 112 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2012.

RESUMO

A redução da massa dos veículos visando economia de combustível teve início com a crise do petróleo ocorrida em 1973 e é explorado intensamente até os dias de hoje. A simples redução da espessura das chapas dos painéis favorece a deterioração da rigidez e redução da resistência a indentação. O aço endurecível na estufa, aço Bake Hardening, apresenta boa estampabilidade e um incremento no limite de escoamento, o efeito BH, obtido após o processo de cura da pintura e por essas características é amplamente usado em painéis externos e internos dos automóveis. Os painéis automotivos apresentam diferentes deformações e os processos de cura da pintura das montadoras apresentam tempo e temperatura variados. A proposta deste trabalho é focada num estudo comparativo do efeito BH, obtido através do teste padronizado (corpos de prova retirados de chapa na condição como recebido, pré-deformados uniaxialmente em 2%, seguido de tratamento térmico a 170°C por 20 minutos e tração até a ruptura) versus efeito BH obtido através de corpos de prova retirados de peças estampadas. As peças usadas foram dois painéis externos, porta e capô, e uma peça interna de reforço de longarina. O objetivo do trabalho é verificar a variação do efeito BH em região específica de peças estampadas expostas em veículos (região susceptível a pequenos amassados e batidas) e a variação do efeito em uma peça interna. Efetuado a caracterização mecânica e microestrutural em todas as situações abordadas. Corpos de prova extraídos de peça estampada em região com baixa deformação apresenta um efeito BH inferior ao obtido no teste padrão.

PALAVRAS-CHAVE: Aço Bake Hardening. Efeito BH. Indentação. Microestrutura.

MONTEIRO, C. B. **Microstructural and mechanical Characterization of Bake-Hardening Steels Degrees 180 and 210 Applied in the Automotive Industry.** 2012. 112 f. Thesis (Master degree in Mechanical Engineering) - Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2012.

ABSTRACT

Reduction of vehicle mass to fuel economy is a subject that began with the oil crisis in 1973 and is intensely exploited until the present day. The simple reduction of thickness sheet steel of the panels fosters stiffness deterioration and reduced resistance to indentation. Steel hardening in the oven, Bake Hardening steel, presents good drawability and an increment in the yield strength, the effect BH, after the curing process of painting and by these features is widely used in internal and external panels of automotive cars. Automotive panels feature different strain and paint cure processes of automakers present time and temperature varied. The purpose of this work is focused on a comparative study of BH effect obtained through standardized test (specimens taken from steel sheet in condition as received, uniaxial pre-strain in 2%, followed by heat treatment at 170° C for 20 minutes and tension until the fracture) vs. BH effect obtained through test made on specimens taken from stamped parts. The stamped parts used were two external panels, door and hood, and an internal part of reinforcement of frame. The objective of this work is to check the variation of the BH effect in specific region of stamped parts exposed in vehicles (region susceptible to small dents and bumps of the external panels) and the variation of the effect on an internal part and also the microstructural and mechanical characterization of the samples in all situations studied. Specimens taken from stamped part in the region with low deformation present the BH effect lower than that obtained in the standard test.

KEYWORDS: Bake Hardening Steel. BH Effect. Indentation. Microstructure.

LISTA DE FIGURAS

FIGURA 1 – Evolução da aplicação do aço em automóveis: a) Primeiro veículo autopropelido desenvolvido por Cugnot; b) Primeiro veículo com carroceria todo em aço desenvolvido por Edward Budd para a empresa Dodge. (MARRA, 2008)	20
FIGURA 2 – Evolução cronológica dos diversos tipos de Aços Avançados de Alta Resistência ao longo das últimas três décadas. (Gorni, 2008).	26
FIGURA 3 – Efeito da temperatura de encharque sobre o valor r e índice BH em aço extra baixo carbono laminado a frio com adição de nióbio e titânio. (Adaptado de Satoh, 1992).	33
FIGURA 4 – Ilustração esquemática do acréscimo (após tratamento térmico) do limite de escoamento e resistência a tração do aço bake hardening laminado a quente. (KANEKO; HIRAMOTO; ISHIKAWA, 2003).	35
FIGURA 5 – Ilustração de dois tipos de indentadores. (Adaptado da SAE J2575(2004))	38
FIGURA 6 – Exemplo de fixação/travamento para teste de indentação. (Adaptado da SAE J2575:2004).	38
FIGURA 7 – Fluxo de processo de recozimento contínuo comparado com processo de recozimento em caixa. (Adaptado de SATOH et al., 1992)	40
FIGURA 8 – Representação esquemática das etapas relevantes de um típico recozimento em caixa de um aço bake hardening. (Adaptado de KOZESCHNIK, 1999).	41
FIGURA 9 – Diagrama esquemático de uma linha de recozimento contínuo. (Adaptado de KOVCH et al., 1990)	42
FIGURA 10 – Ciclo térmico esquemático do recozimento contínuo na Usiminas. (MEIRA, 2006).	43

FIGURA 11 – Ilustração esquemática do processamento de um aço extra baixo carbono bake hardening de estampagem extra profunda recozido continuamente (Adaptado de ABE e SATOH, 1990).....	45
FIGURA 12 – Aumento no limite de escoamento inferior com o tempo após diferentes pré-deformações e envelhecimento a 150°C. (MURARI, 2009)	47
FIGURA 13 – Aumento no limite de escoamento inferior com o tempo após diferentes pré-deformações e envelhecimento a 180°C. (MURARI, 2009)	47
FIGURA 14 – Alteração de parâmetros de pré-deformação, temperatura e tempo para medição de índice BH. (Adaptado de GHOSAL et al., 2008)	48
FIGURA 15 – Procedimento padronizado para medir o efeito BH: deformar um corpo-de-prova de tração até 2% de deformação plástica linear, envelhecer o corpo de prova a 170°C por 20 minutos e reensaiar o material até a fratura (EMS.ME.1508:2005)	49
FIGURA 16 – A Efeito do Mn sobre o efeito BH. (Adaptado de KIM, HAN e JIN, 2000).	53
FIGURA 17 – Efeito do Mn sobre o limite de resistência a tração e limite de escoamento . (Adaptado de KIM, HAN e JIN, 2000).	54
FIGURA 18 – a) Fotomicrografia (MEV) de um aço BH mostrando precipitado de sulfeto de manganês; b) Microanálise (EDS) do precipitado. (WANG et al., 2010).....	54
FIGURA 19 – Efeito BH (2% pré-deformação) como uma função da razão Nb/C em aços recozidos: a) Temperatura de recozimento de 850°C; b) Temperatura de recozimento de 890°C. (Adaptado de STOROZHEVA et al., 2002).....	56
FIGURA 20 – Curvas tensão deformação de um aço baixo carbono recozido variando de curva A sem laminação de encruamento a curva D com elevado passe de laminação de encruamento. (Adaptado de LESLIE, 1981).....	59

FIGURA 21 – Padrão idealizado de regiões deformada (preto) e não deformada (branco) de um aço recozido e submetido à laminação de encruamento. (Adaptado de LESLIE, 1981).	60
FIGURA 22 – Diagramas tensão x deformação para aço baixo carbono envelhecível . (USIMINAS, 1984)	62
FIGURA 23 – Processo de nucleação de banda de Lüders: a) borda A causando concentração de tensão e nucleação, b) empilhamento de discordância em B aumentando a tensão local, c) banda atravessa para o lado oposto da amostra, d) banda de Lüders começa a ampliar. (SPEER, 2007).....	63
FIGURA 24 – Ilustração esquemática do princípio metalúrgico do efeito bake-hardening (Adaptado de KUROSAWA,1988)	65
FIGURA 25 – Ilustração esquemática dos estágios do mecanismo de envelhecimento por deformação (Adaptado de FARÍAS, 2006).....	66
FIGURA 26 – a) Esquema básico de uma curva limite de conformação. b) Curva limite de conformação (SANTOS, 2007).	68
FIGURA 27 – Exemplo de aplicação de curva limite de conformação em uma região específica de uma peça. (GMB).....	69
FIGURA 28 – Fluxograma de separação das amostras, preparação dos corpos de prova e teste de tração.....	70
FIGURA 29 – Identificação de peças estampadas de material BH 180 e 210.....	71
FIGURA 30 – Região que os corpos de prova foram retirados das peças estampadas e a direção de laminação da amostra A e B.....	72
FIGURA 31 – a) Prensa para preparação dimensional de corpo de prova para tração; b) Fresa para acabamento dimensional de corpo de prova para tração.	73
FIGURA 32 – Dimensão do corpo-de-prova para ensaio de tração. (Extraído da norma ASTM E-8M-01)	74
FIGURA 33 –a) Máquina de ensaio universal EMIC DL 10000; b) Extensômetro EMIC TRD6 acoplado a máquina de tração	74
FIGURA 34 – Estufa de ar circulante SOC. FABBE.....	76

FIGURA 35 – a) Embutidor Buehler; b) Lixadeira Arotec APL-4.....	79
FIGURA 36 – Politriz Buehler.	79
FIGURA 37 – Microscópio óptico Reichert-Jung, modelo Polyvar MET	80
FIGURA 38 – Microdurômetro Shimadzu modelo HMV-2000	80
FIGURA 39 – Quadro de tamanho de grão ferrítico de tamanho 3 a tamanho 10 conforme a norma ASTM E 112.....	2
FIGURA 40 – Fotomicrografia da amostra D (painel externo da porta) na condição como recebido.	83
FIGURA 41 – a) Fotomicrografia da amostra E (painel externo do cofre) na condição como recebido; b) Ampliação de uma de uma região com contorno de grão espesso.	84
FIGURA 42 – a) Fotomicrografia de um aço contendo 0,0034% C; 1,48% Mn; 0,08% P e 0,20% Ti com grãos grosseiros com contornos de grãos espessos; b) Fotomicrografia de um aço contendo 0,003% C; 1,5% Mn; 0,08% P e 0,05%Ti mostrando precipitado FeTiP no contorno de grão. (KIM, HAN e JIN, 2000)	84
FIGURA 43 – a) Fotomicrografia de um aço contendo 0,0030% C; 0,24% Mn; 0,08% P e 0,13% Ti bobinado a 540°C; b) Mesmo aço bobinado a 700°C. (KIM, HAN e JIN, 2000).....	85
FIGURA 44 – Fotomicrografia da amostra F (reforço central da longarina dianteira) na condição como recebido	85
FIGURA 45 – Fotomicrografia da amostra A (painel externo da porta) na condição após estampagem.....	86
FIGURA 46 – Fotomicrografia da amostra B (painel externo do cofre) na condição após estampagem.....	87
FIGURA 47 – Fotomicrografia da amostra C (reforço central da longarina dianteira) na condição após estampagem.....	87
FIGURA 48 – Pré-deformação a 2% da amostra D (painel externo da porta).....	89
FIGURA 49 – Ensaio de tração em corpos de prova da amostra D submetidos a tratamento térmico 170°C/20 minutos	89

FIGURA 50 – Ensaio de tração em corpos de prova da amostra A (painel externo da porta) submetidos a tratamento térmico em estufa de laboratório	92
FIGURA 51 – Ensaio de tração em corpos de prova retirados da amostra A (painel externo da porta) e submetidos a tratamento térmico em estufa de pintura.....	92
FIGURA 52 – Pré-deformação a 2% da amostra E (painel externo do cofre).....	94
FIGURA 53 – Ensaio de tração em corpos de prova da amostra E (painel externo do cofre) submetidos a tratamento térmico 170°C/20 minutos	95
FIGURA 54 – Ensaio de tração em corpos de prova da amostra B (painel externo do cofre) submetidos a tratamento térmico em estufa de pintura	96
FIGURA 55 – Ensaio de tração em corpos de prova da amostra B (painel externo do cofre) submetidos a tratamento térmico em estufa de laboratório.....	99
FIGURA 56 – Pré-deformação a 2% da amostra F (reforço central da longarina dianteira)	100
FIGURA 57 – Ensaio de tração em corpos de prova da amostra F (reforço central da longarina dianteira) submetidos a tratamento térmico 170°C/20 minutos.....	100
FIGURA 58 – Limite de escoamento na condição peça estampada/estufa de processo pintura.	102
FIGURA 59 – Limite de escoamento na condição peça estampada/estufa de laboratório	103

LISTA DE TABELAS

TABELA 1 – Evolução cronológica das inovações tecnológicas implantadas na industrialização do aço. (Adaptado de MARRA, 2008).....	20
TABELA 2 – Composição química das propostas de modelagem. (Adaptado de SILVA, 2007).	28
TABELA 3 – Propriedades mecânicas e efeito bake hardening. (Adaptado de SILVA, 2007)	29
TABELA 4 – Exemplos de aplicação de aço bake hardening	30
TABELA 5 – Composição química do aço bake hardening (Extraído da norma EMS.ME.1508:2005).....	34
TABELA 6 – Propriedade mecânica do aço bake hardening (Extraído da norma EMS.ME.1508:2005).....	36
TABELA 7 – Composição química dos aços 0,2 Mn e 1,5 Mn. (KIM, HAN e JIN, 2000)	53
TABELA 8 – Denominação das amostras desenvolvidas no trabalho.....	71
TABELA 9 – Composição química dos aços utilizados	81
TABELA 10 – Composição química do aço bake hardening. (Extraído da norma EMS.ME.1508:2005).....	81
TABELA 11 – Microdureza das amostras na condição como recebido e após estampagem.....	88
TABELA 12 – Limite de escoamento amostra D na condição pré-deformado a 2% seguido de tratamento térmico 170°C/20 minutos	89
TABELA 13 – Alongamento e limite de resistência a tração da amostra D após pré-deformação 2% e tratamento térmico 170°C/20 minutos.....	90
TABELA 14 – Alongamento, limite de escoamento e limite de resistência a tração da amostra D na condição como recebido	90
TABELA 15 – Limite de escoamento amostra A na a condição peça estampada/estufa de laboratório e peça estampada/estufa de processo de pintura	91

TABELA 16 – Índice BH de peça estampada – Amostra A (painel externo da porta).....	91
TABELA 17 – Alongamento e limite de resistência a tração da amostra A na condição peça estampada/estufa de laboratório e peça estampada/estufa de processo de pintura.	93
TABELA 18 – Limite de escoamento amostra E para a condição pré-deformado a 2% seguido de tratamento térmico 170°C/20 minutos	94
TABELA 19 – Alongamento, limite de escoamento e limite de resistência a tração da amostra E na condição como recebido.....	95
TABELA 20 – Limite de escoamento amostra B para a condição peça estampada/estufa de laboratório e peça estampada/estufa de processo de pintura	96
TABELA 21 – Alongamento na condição como recebido, pré-deformação 2%/170°C/20 minutos, peça estampada/estufa de processo de pintura e peça estampada/estufa de laboratório da amostra B (painel externo do cofre).....	97
TABELA 22 – Alongamento na condição como recebido, pré-deformação 2%/170°C/20 minutos, peça estampada/estufa de processo de pintura e peça estampada/estufa de laboratório da amostra B (painel externo do cofre).....	98
TABELA 23 – Alongamento e limite de resistência a tração da amostra A na condição peça estampada/estufa de laboratório e peça estampada/estufa de processo de pintura.	98
TABELA 24 – Limite de escoamento da amostra F para a condição pré-deformado a 2% e pré-deformado a 2% seguido de tratamento térmico 170°C/20 minutos.....	99
TABELA 25 – Alongamento, limite de escoamento e limite de resistência a tração da amostra F na condição como recebido	100
TABELA 26 – Limite de escoamento amostra C para a condição peça estampada/estufa de laboratório e peça estampada/estufa de processo de pintura do painel externo do cofre	101

TABELA 27 – Índice BH de peça estampada (amostra C).....	101
TABELA 28 – Alongamento na condição como recebido, pré-deformação 2%/170°C/20 minutos peça estampada/estufa de processo de pintura e peça estampada/estufa de laboratório da amostra C (painel externo do cofre).....	102
TABELA 29 – Limite de resistência à tração da amostra C na condição peça estampada/estufa de laboratório e peça estampada/estufa de processo de pintura.	103

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

r	- Coeficiente de anisotropia
AL	- Alongamento
Al	- Alumínio
AlN	- Nitreto de alumínio
ARBL	- Aço de Alta Resistencia e baixa liga
AHSS	- Advanced High Strength Steels
ASTM	- American Society for Testing and Materials
BH	- Bake Hardening
C	- Carbono
CLC	- Curva Limite de Conformação
Cr	- Cromo
CSN	- Companhia Siderúrgica Nacional
EEP	- Estampagem Extra Profunda
EMS.ME	- Engineering Material Specification Material Engineering
FeTiP	- Ferro titânio fósforo
Fe ₃ C	- Cementita
GMW	- General Motors Worldwide
HRC	- Hardness Rockwell Escala C
HV	- Hardness Vickers
HSLA	- High Strength Low Alloy
JIS	- Japanese Industrial Standards
LE	- Limite de Escoamento
LR	- Limite de Resistência a Tração
min	- Minuto
mm	- Milímetro
Mn	- Manganês
MnS	- Sulfeto de manganês
MnC	- Carbetto de manganês
MPa	- Megapascal
N	- Nitrogênio
n	- Coeficiente de endurecimento por deformação
Nb	- Nióbio
P	- Fósforo
ppm	- Parte por milhão
S	- Enxofre
s	- Segundo
SAE	- Society of Automobile Engineers
Si	- Silício
Ti	- Titânio
TiC	- Carbetto de titânio
Ti ₄ C ₂ S ₂	- Carbosulfeto de titânio
V	- Vanádio
máx	- Máximo

LISTA DE SÍMBOLOS

%	-	Porcentagem
<	-	Menor
≤	-	Menor ou igual
°C	-	Grau Celsius
μm	-	Micrometro
ΔLE	-	Índice Bake Hardening

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	22
1.1 Justificativa.....	24
1.2 Objetivos.....	24
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	26
2.1 Histórico do aço bake hardening.....	26
2.1.1 Aplicação do aço bake hardening.....	31
2.2 Características gerais do processo de fabricação	32
2.2.1 Composição química	35
2.2.2 Aço bake hardening laminado a quente	36
2.3 Propriedades mecânicas.....	37
2.3.1 Resistência a indentação	38
2.4 Processos de recozimento.....	40
2.4.1 Processo de recozimento em caixa	42
2.4.2 Processo de recozimento contínuo	44
2.5 Índice bake hardening	48
2.5.1 Efeito da composição química no efeito bake hardening.....	52
2.5.1.1 Efeito do fósforo.....	54
2.5.1.2 Efeito do manganês	54
2.5.1.3 Efeito do nióbio	57
2.5.1.4 Efeito do silício.....	58
2.5.1.5 Efeito do enxofre	59
2.5.1.6 Efeito do titânio	59
2.5.2 Efeito do tamanho de grão.....	60
2.5.3 Efeito da laminação de encruamento.....	61
2.6 Mecanismo do envelhecimento por deformação.....	63
2.6.1 Mecanismo do envelhecimento no aço bake hardening.....	66
2.6.1.1 Snoek rearranjado ou ordenado	68
2.6.1.2 Formação da atmosfera de Cottrell	69
2.6.1.3 Precipitação de carbeto coerentes	69
2.7 Curva limite de conformação	70
3 MATERIAIS E MÉTODOS.....	72
3.1 Preparação de corpos de prova para ensaio de tração	74
3.2 Ensaio de tração.....	76
3.2.1 Obtenção do índice BH dos corpos de prova de chapas.....	76
3.2.1.1 Pré-deformação a 2%	77
3.2.1.2 Tratamento térmico dos corpos de prova	77
3.2.1.3 Ensaio de tração após pré-deformação e tratamento térmico.....	78
3.2.2 Obtenção do índice BH dos corpos de prova das peças estampadas	79
3.2.2.1 Obtenção do índice BH dos corpos de prova de peças estampadas tratadas termicamente em estufa de laboratório.....	79
3.2.2.2 Obtenção do índice BH dos corpos de prova de peças estampadas tratadas termicamente em estufa de pintura.....	80
3.3 Caracterização microestrutural.....	80
3.3.1 Preparação dos corpos de prova	80

3.3.2 Análise microestrutural	81
3.3.3 Microdureza Vickers	82
4 RESULTADOS E DISCUSSÃO	83
4.1 Composição química	83
4.2 Caracterização microestrutural.....	84
4.2.1 Material na condição como recebido.....	84
4.2.2 Material na condição após estampagem	88
4.3 Propriedades mecânicas.....	90
4.3.1 Microdureza Vickers	90
4.3.2 Amostra A e D.....	90
4.3.2.1 Índice BH – teste padrão (amostra D)	90
4.3.2.2 Alongamento e limite de resistência a tração após pré-deformação de 2% e tratamento térmico de 170°C por 20 minutos (amostra D).....	92
4.3.2.3 Alongamento, limite de escoamento e limite de resistência a tração na condição como recebido (amostra D).....	92
4.3.2.4 Limite de escoamento em peça estampada (amostra A)	93
4.3.2.5 Índice BH em peça estampada (amostra A)	93
4.3.2.6 Alongamento e limite de resistência a tração na condição após estampagem (amostra A)	95
4.3.3 Amostra B e E	96
4.3.3.1 Índice BH – teste padrão (amostra E)	96
4.3.3.2 Alongamento, limite de escoamento e limite de resistência a tração na condição como recebido (amostra E)	97
4.3.3.3 Limite de escoamento em peça estampada (amostra B).....	98
4.3.3.4 Índice BH em peça estampada (amostra B)	100
4.3.3.5 Alongamento e limite de resistência a tração na condição após estampagem (amostra B)	100
4.3.4 Amostra C e F.....	101
4.3.4.1 Índice BH – teste padrão (amostra F).....	101
4.3.4.2 Alongamento, limite de escoamento e limite de resistência a tração na condição como recebido (amostra F)	102
4.3.4.3 Limite de escoamento em peça estampada (amostra C).....	102
4.3.4.4 Índice BH em peça estampada (amostra C)	103
4.3.4.5 Limite de resistência a tração na condição após estampagem (amostra C) .	105
5 CONCLUSÃO.....	107
SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	108
REFERÊNCIAS	109

1- INTRODUÇÃO

Quando surgiram, os automóveis eram basicamente de madeira, a plataforma e carroceria, sendo que no começo dos anos 1900, as carrocerias eram parcialmente em aço, porém com o chassi ainda em madeira. A partir de 1910, com o aumento da potência dos motores e consequentemente velocidades maiores dos veículos, foi iniciado o emprego de aço na parte estrutural. Registra-se o primeiro automóvel todo em aço em 1915, fabricado pelo inglês Edward Budd (MARRA, 2008).

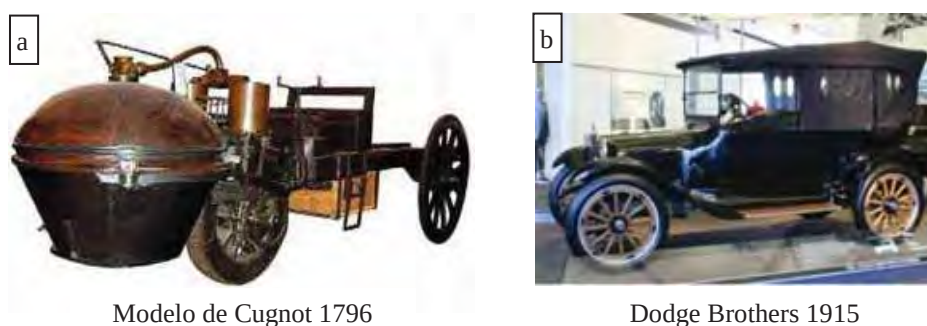


Figura 1 - Evolução da aplicação do aço em automóveis: a) Primeiro veículo autopropelido desenvolvido por Cugnot; b) Primeiro veículo com carroceria todo em aço desenvolvido por Edward Budd para a empresa Dodge. (MARRA, 2008).

Várias inovações tecnológicas foram implantadas na industrialização do aço, sendo as mais significativas relacionadas na Tabela 1.

Tabela 1 – Evolução cronológica das inovações tecnológicas implantadas na industrialização do aço. Adaptado de MARRA, 2008.

Época	Inovação tecnológica
Década de 20	Material bobinado
Década de 30	Recozimento em caixa
Década de 50	Intensificação de uso de chapas finas laminada a frio
Década de 60	Utilização de aço carbono comum (aço doce e aço C-Mn)
Final da década de 70	Recozimento contínuo
Década de 80	Aços de alta resistência, aços microligados, aços refosforados, aços IF, aços BH

Com a ocorrência das duas grandes crises do petróleo nos anos 70, mais especificamente em 1973 e 1979, a ordem geral, na década seguinte foi a redução do peso dos veículos e uma relevante inovação no projeto dos automóveis foi a implantação de estrutura composta por longarinas, em substituição ao chassi.

O desenvolvimento de novos tipos de aços planos com resistência mecânica cada vez maior, mas simultaneamente garantindo níveis satisfatórios de ductilidade e tenacidade, está permitindo à indústria automobilística reduzir o peso de seus produtos sem sacrifício de desempenho nem de sua criatividade no projeto. Essa evolução, que já ocorre há décadas não mostra sinais de término, já que o esforço tecnológico para a viabilização industrial e comercial de novos conceitos metalúrgicos continua em pleno desenvolvimento. O ambiente extremamente competitivo em escala global que surgiu a partir dos anos 1990 e os desafios ecológicos do início do milênio vêm impondo desafios cada vez mais sérios a esse setor. A resposta da siderurgia mundial a essa situação foi o desenvolvimento contínuo de novos tipos de chapas de aço com características cada vez mais adequadas a aplicações específicas (GORNI, 2008).

O aço *bake hardening* tem sido utilizado e comercializado pelos japoneses desde o início da década de 80, e sua aplicação nos projetos dos automóveis possibilitou a redução da espessura das chapas, pois este aço apresenta ótima estampabilidade e durante o processo automotivo de cura da pintura, através do envelhecimento por deformação, tem o limite de escoamento aumentado (SEAL, 2006).

Ghosal et al. (2008) descrevem que nas aplicações automotivas, o efeito *bake hardening* depende de três parâmetros, que são pré-deformação, temperatura de cura da pintura e tempo de cura da pintura, sendo que o efeito combinado destes parâmetros resulta no incremento do limite de escoamento, chamado de efeito BH. Todas as normas e literaturas definem o efeito BH baseado no

aumento do limite de escoamento após 2% de pré-deformação e aquecimento a 170°C por 20 minutos, mas durante o processo normal de produção automotiva todos os parâmetros (deformação, temperatura e tempo) não atingem os valores ideais.

1.1– JUSTIFICATIVA

O aço bake hardening, inicialmente teve a sua aplicação voltada para os painéis expostos dos automóveis, chamado na literatura de painéis de cobertura, porém, devido ao seu sucesso e visando a economia de combustível com a redução de espessura, teve a sua aplicação estendida para várias peças internas, como reforços, travessas e painéis, sendo inclusive utilizado como componente de blanks soldado por laser (tailored blanks).

A General Motors do Brasil, planta de São José dos Campos, SP, possibilitou a realização deste trabalho, cedendo os materiais utilizados e disponibilizando os equipamentos para a preparação das peças estampadas/corpos de prova e o Laboratório da Qualidade e Laboratório de Materiais de Estamparia para execução dos testes, que foram complementados (preparação dos corpos de prova e fotomicrografias) na UNESP, Campus de Guaratinguetá, SP, Departamento de Materiais e Tecnologia.

1.2– OBJETIVOS

Neste trabalho, é efetuado o estudo comparativo do efeito BH efetuado conforme teste padronizado pela norma EMS.ME.1508(2005)-Chapas de Aço Carbono Laminadas a Frio, Revestidas ou Não Revestidas Para Estampagem, em chapas na condição como recebido das usinas siderúrgicas versus o teste efetuado

em painéis estampados expostos de veículos em produção da General Motors do Brasil com o grau BH180, que foram a porta e o cofre e também com o grau BH210, numa peça não exposta de um componente da longarina.

A escolha dos painéis expostos porta e cofre deram-se em função de que estas peças são as que mais sofrem pequenas batidas e amassados, e a escolha de um reforço de longarina foi devido essa peça apresentar, no processo de estampagem uma deformação superior ao cofre e porta e, desta maneira, traçar um comparativo enfocando o efeito BH em peças com baixa deformação e com deformação maior e as alterações que o tempo e temperatura da cura da pintura podem ocasionar no efeito BH em relação ao teste padronizado.

Efetuada a caracterização microestrutural nas amostras na condição antes e depois de estampado para verificação da alteração dos grãos e como complemento, foi efetuada a medição da dureza para constatação de possível alteração causada pela baixa deformação a que as peças foram submetidas na estampagem.

No capítulo 1 é feita a introdução e os objetivos do trabalho. O capítulo 2 mostra a revisão bibliográfica pertinente ao assunto desenvolvido. O capítulo 3 enfoca os materiais e métodos. O capítulo 4 apresenta os resultados e discussão dos testes e no capítulo 5 tem a conclusão do trabalho.

2– REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1– HISTÓRICO DO AÇO BAKE HARDENING

A indústria automobilística tem promovido enormes avanços na evolução metalúrgica dos aços ao longo das últimas décadas. Relembrando o projeto dos primeiros automóveis, o estilo “quadrado” era predominante em função da inadequada estampabilidade das chapas dos aços ferrítico-perlíticos da época, uma consequência não só da incipiente ciência metalúrgica da época, bem como das limitações dos processos industriais de refino e conformação. Contudo, a pressão da indústria automobilística pela redução de preço e melhoria do projeto dos automóveis forçou as usinas a evoluir tecnologicamente para produzir aço num preço competitivo e com alta estampabilidade. Essa fase encontrou seu auge nos anos 1950, quando ocorreu o predomínio de um estilo automotivo exuberantemente curvilíneo, não por acaso apelidado de “rabo-de-peixe”, em função do formato extravagante da traseira dos automóveis daquela época, foi repentinamente inviabilizado pela primeira crise do petróleo ocorrida em 1973. O exorbitante aumento do preço dos combustíveis impôs a redução de seu consumo e uma das formas mais eficazes para se conseguir esse objetivo foi a redução do peso dos automóveis, pela diminuição do seu tamanho e do uso de materiais mais leves, como plásticos e alumínio. As usinas siderúrgicas tiveram de reagir, buscando na ciência metalúrgica novos meios para se produzir aços mais resistentes que permitissem a fabricação de componentes com mesmos níveis de resistência mecânica, mas com menor quantidade de material (GORNI, 2008).

A crise energética da década de 1970 fez deslanchar o desenvolvimento de novos tipos de chapas de aço com maior resistência mecânica e menor perda possível de conformabilidade a frio. Uma série de outros motivos, como demandas ecológicas e competição com outros materiais, tem mantido as atividades nesse campo desde então. A busca por maior resistência visa permitir

a redução da espessura dos componentes automotivos sem sacrifício de sua resistência mecânica. Os primeiros desenvolvimentos nesse sentido centraram-se em modificações relativamente fáceis do ponto de vista prático, ou seja, pequenos ajustes de composição química ou de processo, de forma que esses novos tipos de chapa pudessem ser feitos usando-se a mesma infraestrutura industrial com, no máximo, algumas pequenas alterações em seus equipamentos. Surgiram então novos tipos de aço, mantendo basicamente a mesma microestrutura ferrítica dos produtos convencionais, mas com alterações sutis que lhes proporcionam características mais favoráveis para aplicação automotiva em virtude da ativação de mecanismos de endurecimento específicos. As principais variantes desses novos aços ferríticos são os refosforados, microligados (ARBL, aço de alta resistência e baixa liga), bake hardening, livres de intersticiais (IF- interstitial free) e isotrópicos.

Mais recentemente surgiram os chamados aços AHSS (Advanced High Strength Steels, ou aços avançados de alta resistência mecânica) com microestruturas mais complexas, onde a ferrita coexiste com outros microconstituintes. Contudo, a produção desses novos materiais geralmente requer vultosos investimentos em novas linhas de laminação e recozimento contínuo, além da execução de tratamentos térmicos e termomecânicos complexos. Isso tem garantido a sobrevivência das chapas de aços ferríticos, cujo processo de fabricação é relativamente simples (GORNI, 2009).

A evolução cronológica, nas últimas três décadas, dos diversos tipos de aços avançados de alta resistência, pode ser verificada na Figura 2.

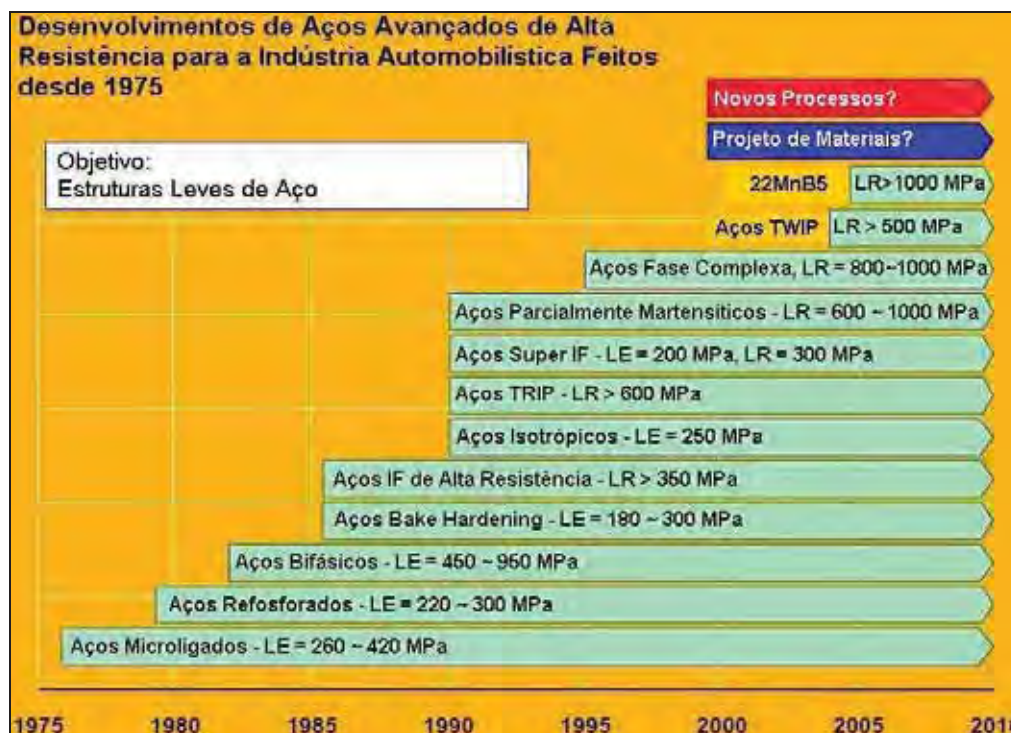


Figura 2 - Evolução cronológica dos diversos tipos de Aços Avançados de Alta Resistência ao longo das últimas três décadas. (Gorni, 2008).

A deterioração da rigidez do painel e diminuição da resistência a indentação (capacidade de a peça resistir à formação de mocha, quando submetido a uma força causada por um corpo qualquer) é um obstáculo à redução da espessura das chapas e o uso de aço de alta resistência torna possível o aumento da resistência a indentação dos painéis em uso nos veículos mesmo quando a espessura da chapa é reduzida. Pesquisadores descobriram que o aço bake hardening é uma excelente solução para este problema (BRITO et al.,1996).

Chapas de aço bake hardening (BH) oferecem boa estampabilidade (baixa resistência mecânica para dar a forma final à peça) durante as operações de estampagem e também fornecem maior resistência mecânica após o processo da cura de pintura do processo automotivo, aumentando a resistência à indentação. Esse conceito foi tentado em vão ser colocado em prática durante os anos 1960 e 1970 porque naquele tempo, aços acalmados ao alumínio eram o principal produto usado, e nestes aços, o nitrogênio não pode ser controlado, fazendo com

que o defeito de linhas de distensão (bandas de Lüders) não pudesse ser evitado sem o controle dos elementos dissolvidos (TAKAHASHI, 2003).

Zaccone et al. (1990) descrevem que qualquer aço com adequado carbono e/ou nitrogênio em solução para causar envelhecimento por deformação pode ser classificado como aço BH. Os aços efervescentes amplamente utilizados no passado exibiam bom incremento no limite de escoamento através do envelhecimento por deformação devido ao nitrogênio, no entanto, o nitrogênio em solução sólida é prejudicial por causar envelhecimento por deformação no aço estocado em temperatura ambiente, causando o defeito de bandas de Lüders durante a estampagem das peças. O mecanismo de envelhecimento por deformação é mais controlável usando soluto de carbono em que o limite máximo é determinado pela resistência ao envelhecimento antes da estampagem da peça. Em geral, os aços BH são aços acalmado ao alumínio com adequado alumínio para combinar com todo o nitrogênio como nitreto de alumínio. O comportamento de endurecimento por meio do envelhecimento por deformação depende da quantidade de deformação e as condições de envelhecimento (temperatura e tempo). Em um painel estampado encontram-se diferentes níveis de deformação em diferentes localizações e cada fabricante de automóvel utiliza diferentes temperaturas e tempos durante o processo de cura da pintura. Em projeto de painel externo, é importante entender o mecanismo de endurecimento pela cura da pintura e sua relação com a deformação na peça, as temperaturas e tempo de aquecimento.

O conceito de Bake Hardening tornou-se o centro das atenções novamente e após muitas pesquisas direcionadas a manufatura e aplicação em painéis automotivos expostos, esse tipo de aço tem sido utilizado comercialmente pelos japoneses desde o início da década de 1980. A razão a sua aplicação comercial tem sido possível nos últimos anos porque o aço acalmado ao alumínio degaseificado a vácuo está disponível a um custo razoável. A utilização de aço acalmado ao alumínio pode eliminar o problema das linhas de distensão e teor de

carbono dissolvido pode ser controlado pela desgaseificação a vácuo ou o recozimento contínuo. Várias melhorias também foram feitas no projeto de ferramentas e tecnologias de estampagem (SEAL, 2006).

Devido ao grande sucesso da aplicação deste material, as siderúrgicas brasileiras motivaram-se e tentaram comprar a tecnologia de fabricação, mas os japoneses considerando-a estratégica recusaram-se a vendê-la. Diante disso, as usinas siderúrgicas nacionais CSN e Usiminas começaram a desenvolver este aço. Em 1986, o engenheiro da Usiminas João Francisco Batista Pereira, apresentou a dissertação de mestrado intitulada “Cinética de envelhecimento após deformação de aço baixo carbono com pequenas adições de fósforo, silício e manganês”, onde foi analisado o efeito do envelhecimento por deformação em seis propostas de aços, Tabela 2 (SILVA, 2007).

Tabela 2 - Composição química das propostas de modelagem. (Adaptado de SILVA, 2007).

Aço	C	Mn	P	Si	Al_(s)	Al_(ln)	S	Cr	N_T
01	0,023	0,26	0,016	0,22	0,015	0,007	0,015	0,018	0,0038
02	0,026	0,18	0,079	0,29	0,067	0,010	0,007	< 0,014	0,0046
03	0,025	0,20	0,006	0,59	0,052	0,007	0,008	0,014	0,0063
04	0,031	0,21	0,059	0,52	0,039	0,007	0,017	0,018	0,0070
05	0,027	0,41	0,017	0,23	0,046	0,006	0,016	0,017	0,0046
06	0,050	0,25	0,020	0,22	0,051	0,005	0,024	0,018	0,0037

As propriedades mecânicas, antes e depois do envelhecimento por deformação, bem como o índice bake hardening (ΔLE) encontrado, Tabela 3.

Tabela 3 - Propriedades mecânicas e efeito bake hardening. (Adaptado de SILVA, 2007).

Aço	Propriedades Mecânicas				Após pré-deformação de 6% e tratamento (180°C/20min)		
	LE (MPa)	LR (MPa)	AL (%)	r	LE (MPa)	LR (MPa)	Δ LE (MPa)
1	226	318	48,7	1,72	305	334	79
2	271	379	44,0	1,74	368	397	97
3	256	364	46,0	1,70	356	383	100
4	296	397	43,3	1,80	405	420	109
5	234	345	47,0	1,62	311	347	77
6	242	347	47,7	1,60	307	354	65
7(EEP)	227	326	50,5	1,70	273	326	46

2.1.1–APLICAÇÃO DO AÇO BAKE HARDENING

O aço BH é produzido em diferentes graus de estampagem, sendo geralmente classificado conforme o limite de escoamento mínimo, por exemplo, para um aço BH grau 180, têm-se o limite de escoamento mínimo de 180 MPa. Atualmente é amplamente empregado na indústria automotiva, sendo que na General Motors do Brasil, é empregado nos graus 180, 210, 240, 270 e 300 com espessura variando de 0,70 mm a 2,50 mm.

A Tabela 4 mostra algumas aplicações de diversos graus de aço BH usado na General Motors do Brasil.

Tabela 4 – Exemplos de aplicação de aço bake hardening

Grau	Exemplo de aplicação
180	Paralama, porta lateral e assoalho
210	Travessa do teto, reforço de longarina
240	Reforço de painel
270	Longarina
300	Reforço do túnel do assoalho

2.2– CARACTERÍSTICAS GERAIS DO PROCESSO DE FABRICAÇÃO

Devido a sua excelente estampabilidade, qualidade superior de superfície e alta exatidão dimensional, aços planos laminados a frio têm uma extensa aplicação automotiva para peças externas e internas. A evolução da indústria automotiva destacou o papel dos aços laminados a frio como um dos principais produtos na moderna indústria do aço. Aços laminados a frio, quando principalmente usado para conformação em prensas, devem possuir ductilidade, estampabilidade e propriedade antienvelhecimento. O alto alongamento e o baixo limite de escoamento fazem com que a chapa de aço possua uma ótima ductilidade. A estampabilidade é governada pela orientação cristalográfica da chapa de aço; quanto maior a intensidade dos planos cristalinos {111} normal à superfície da chapa de aço, melhor é a estampabilidade, que é governada pelo valor coeficiente de anisotropia r , sendo que, para os graus de estampagem profunda e extra profunda, são aproximadamente 1,8 e 2,0, respectivamente. A propriedade antienvelhecimento representa a resistência para a deterioração das propriedades mecânicas causado pelo endurecimento por precipitação através da difusão do soluto de carbono e nitrogênio remanescente. O não envelhecimento de chapas de aço com insignificante deterioração das propriedades mecânicas

pode ser obtido reduzindo para menos de uma parte por milhão do total de soluto de carbono e nitrogênio (TSUNOYAMA et al., 1991).

Os painéis externos de automóveis, tais como porta, paralamas, capô e porta-malas exigem alta resistência contra danos causados por impacto de pedras e pequenos objetos. Esta resistência à indentação e às formas complicadas destas peças também exigem materiais que ofereçam uma boa estampabilidade para peças de estampagem profunda. Essas exigências funcionais parecem representar um problema conflitante: enquanto se necessita produzir peças com alto limite de escoamento para resistir a indentação, para obter uma ótima qualidade superficial durante estampagem é necessário um limite de escoamento abaixo de 240 MPa (TAKAHASHI, 2003).

Satoh et al. (1992) descrevem que um aço BH convencional, laminado a frio com valor de coeficiente de anisotropia r menor que 2,0 é processado por dois métodos; o primeiro envolve um processo de recozimento contínuo com aço baixo carbono acalmado com alumínio ($C = 0,02\%$ a $0,06\%$, em peso), onde o aço é bobinado em alta temperatura após a laminação a quente, aumentando os carbetos e estabilizando o nitrogênio como AlN e subsequente laminação a frio e recozimento contínuo resulta em uma intensa recristalização de textura com planos $\{111\}$, obtendo-se chapas de aço com coeficiente de anisotropia r de 1,5 a 1,7. Como o recozimento contínuo promove uma grande quantidade de soluto de carbono após aquecimento e encharque uma vez que parte dos carbetos dissolve durante o recozimento, o superenvelhecimento durante o bobinamento estabiliza o soluto de carbono como cementita novamente. Uma quantidade de soluto de carbono de aproximadamente $0,001\%$ disponível para a ocorrência do efeito BH é obtida pelo controle das condições do superenvelhecimento. Um alto teor de soluto de carbono resulta na deterioração da ductilidade e características antienvelhecimento. O segundo método convencional envolve o processo de recozimento em caixa com aço extra baixo carbono acalmado com alumínio ($C =$

0,005% a 0,010%, em peso) no qual é bobinado a baixa temperatura. O aquecimento lento deste processo torna possível produzir chapas de aço com coeficiente de anisotropia r de 1,7 a 1,9. Uma quantidade de soluto de carbono pode ser mantida após o recozimento desde que a precipitação da cementita seja retardada pelo resfriamento por meio da baixa supersaturação do carbono.

Ainda segundo Satoh et al. (1992), os dois métodos apresentam a desvantagem de ser trabalhoso obter chapa de aço com grau de estampagem extra profunda com coeficiente de anisotropia r acima de 2,0; assim, é muito difícil produzir chapas de aço com as características de grau de estampagem extra profunda e efeito BH. Ainda segundo os autores, um caminho para obter aço com grau de estampagem extra profunda é estabilizando o carbono como carbeto de titânio ou carbeto de nióbio. Entretanto este tipo de aço apresenta baixo índice BH sob condições normais de recozimento. A Figura 3 (a até d) mostra o coeficiente de anisotropia r e efeito BH de um aço laminado a frio com adição de titânio e nióbio como uma função da temperatura de encharque durante o recozimento contínuo. No caso de a razão atômica de Nb/C e Ti^*/C ¹ sendo menor ou igual a 0,4; um alto índice BH pode ser obtido (Figuras 3c e 3d); entretanto, o coeficiente de anisotropia r neste caso é muito baixo, com valor máximo de 1,7 a uma temperatura de encharque próxima de 920°C (Figura 3a) com a adição de nióbio e coeficiente de anisotropia r máximo de 1,6 a uma temperatura de encharque de 950°C (figura 3b) com a adição de titânio, devido à presença de uma grande quantidade de soluto de carbono no início da recristalização.

¹ Ti^* é definido pelos autores como o teor de titânio depois de subtrair a o titânio combinado com nitrogênio e enxofre a partir do conteúdo total de titânio.

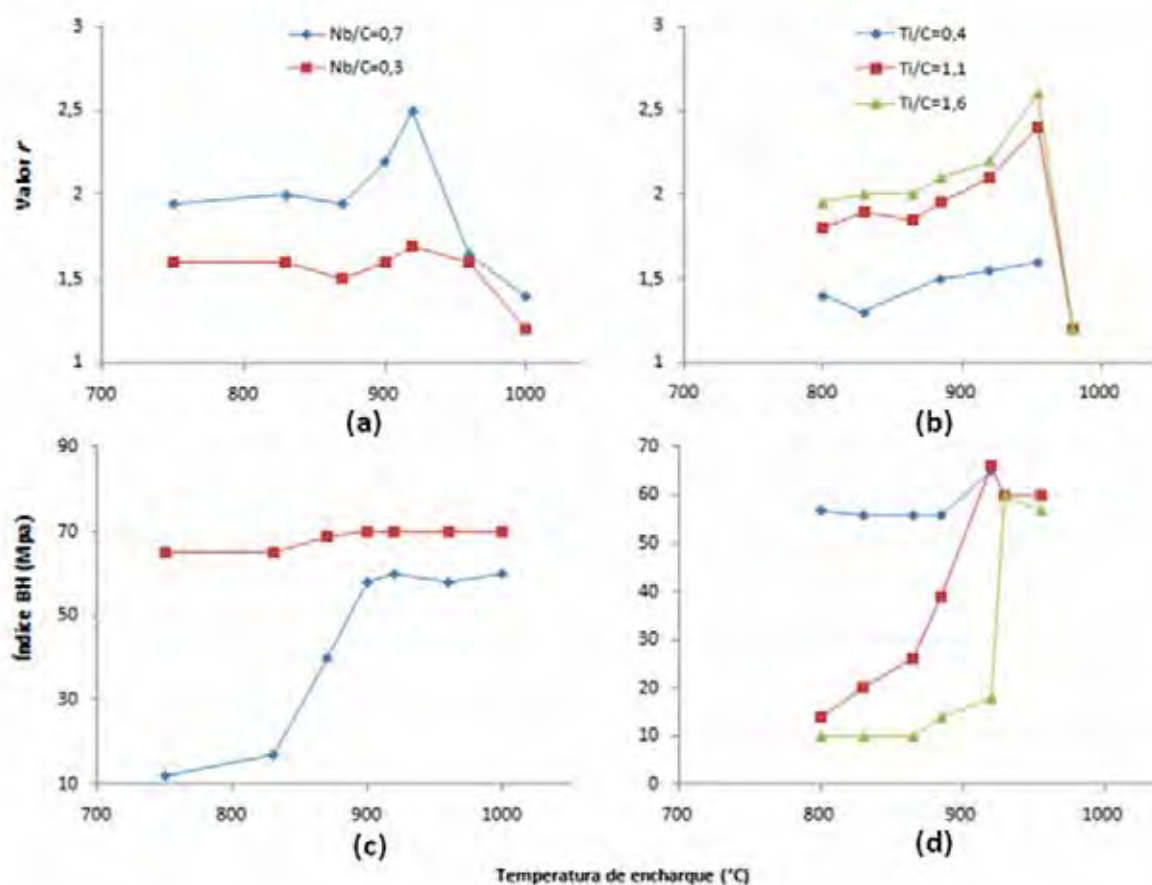


Figura 3- Efeito da temperatura de encharque sobre o valor r e índice BH em aço extra baixo carbono laminado a frio com adição de nióbio e titânio. (Adaptado de Satoh et al., 1992).

Com a temperatura de encharque acima de 850°C, obtém um alto coeficiente de anisotropia r e um alto índice BH quando a razão atômica dos elementos de liga com o carbono é aproximadamente a unidade. É difícil obter um alto índice BH mesmo em temperaturas acima de 850°C no caso de uma alta razão Ti^*/C , conforme Figura 3d (SATO et al., 1992).

2.2.1–COMPOSIÇÃO QUÍMICA

De acordo com a norma EMS.ME.1508 (2005), os aços BH apresentam a composição química conforme apresentado na Tabela 5.

Tabela 5 - Composição química do aço bake hardening (Extraído da norma EMS.ME.1508:2005).

Grau	% Carbono máx.	% Manganês máx.	% Fósforo máx.	% Enxofre máx.	% Alumínio máx.	% Boro máx.
180 BH	0,05	0,70	0,06	0,030	0,015	0,0005
210 BH	0,07	0,70	0,08	0,030	0,015	0,0005
240 BH	0,08	0,70	0,10	0,030	0,015	0,0005
270 BH	0,09	0,70	0,11	0,030	0,015	0,0005
300 BH	0,10	0,70	0,12	0,030	0,015	0,0005
340 BH	0,12	1,50	0,12	0,030	0,015	0,0005
%C + % P ≤ 0,16 e % Si ≤ 0,5						

2.2.2–AÇO BAKE HARDENING LAMINADO A QUENTE

O aço bake hardening laminado a quente foi desenvolvido pela Kawasaki Steel no início da década de 2000, e apresenta as características especiais de baixa resistência e excelente estampabilidade e um grande aumento no limite de resistência a tração após processo de cura da pintura. Este aço também possui uma propriedade antienvelhecimento satisfatória em temperatura ambiente, sendo possível a sua estocagem por longo tempo sem comprometer a sua estampabilidade. Estas propriedades foram alcançadas pelo ajuste adequado do teor de soluto de nitrogênio do aço, combinado com o refinamento da estrutura de grãos por alta precisão de controle de refrigeração no processo de laminação a quente.

No aço BH convencional, o limite de escoamento aumenta após o processo de cura da pintura, mas a resistência mecânica mantém-se no mesmo nível como a do aço não submetido ao processo de aquecimento; por esta razão, a utilização do aço BH convencional têm sido limitado aos painéis expostos, onde a resistência a indentação é necessária. O aço BH laminado a quente mostra um aumento considerável no limite de escoamento, superior ao aço BH convencional e, ao mesmo tempo, também apresenta um aumento na resistência à tração. A Figura 4 mostra o comportamento do aço BH laminado a quente em comparação ao aço BH convencional.



Figura 4: Ilustração esquemática do acréscimo (após tratamento térmico) do limite de escoamento e resistência a tração do aço bake hardening laminado a quente. (KANEKO; HIRAMOTO; ISHIKAWA, 2003).

Estas importantes vantagens tornam possível a sua aplicação em partes estruturais da carroceria onde as propriedades de resistência ao impacto e de fadiga são necessários. A alta capacidade de envelhecimento por deformação deste aço ocorre usando o elemento nitrogênio, que tem maior solubilidade na temperatura da laminação a quente que o carbono.

A fim de garantir a manutenção do nitrogênio como soluto, a precipitação do nitreto de alumínio é suprimida pelo controle das condições da refrigeração após a laminação a quente, e ao mesmo tempo, a deterioração das propriedades mecânicas devido ao envelhecimento em temperatura ambiente é amenizada pelo refinamento do tamanho de grão. Isto é conseguido pelo rápido resfriamento após a laminação a quente, que faz o nitrogênio em solução no aço, segregar para uma posição estável no contorno do grão. (KANEKO; HIRAMOTO; ISHIKAWA, 2003).

2.3– PROPRIEDADES MECÂNICAS

Conforme a norma EMS.ME.1508 (2005), os materiais com características de envelhecimento após estufa classificam-se conforme o limite de escoamento

mínimo (em MPa). Os graus de estampagem são: 180, 210, 240, 270, 300 e 340, conforme apresentado na Tabela 6.

Tabela 6 - Propriedade mecânica do aço bake hardening (Extraído da norma EMS.ME.1508:2005)

Grau	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência à Tração (MPa)	Alongamento mín. (%)				Coeficiente Anisotropia r mín	Expoente de Encruamento n mín	BH (MPa) 2% Deformação após estufa mín
			$t \leq 0,6$ mm		$t > 0,6$ mm				
			$L_0=50$ (mm)	$L_0=80$ (mm)	$L_0=50$ (mm)	$L_0=80$ (mm)			
180 BH	180-240	300 mín.	33	31	34	32	1,6	0,17	33
210 BH	210-270	320 mín.	32	30	33	31	1,5	0,16	33
240 BH	240-300	340 mín.	31	29	32	30	1,4	0,16	33
270 BH	270-330	365 mín.	29	27	30	28	1,3	0,15	33
300 BH	300-360	390 mín.	27	25	28	26	1,2	0,14	33
340 BH	340-420	410-530	23	21	24	22	1,1	0,13	33

2.3.1– RESISTÊNCIA A INDENTAÇÃO

Nos projetos de painéis externos é importante considerar a rigidez da superfície bem como a resistência à indentação para estabelecer limites de desempenho. A indentação nos painéis externos pode ocorrer durante o manuseio e montagem nas plantas automotivas, mas é provavelmente mais percebido durante o uso normal do automóvel pelo comprador. Todos os painéis externos estão sujeitos a sofrerem indentação: capôs e porta malas durante o fechamento normal; portas, paralamas dianteiros e traseiros que estão sujeitos às pequenas batidas das portas de outros veículos estacionados. Vários tipos de reforços foram adicionados para eliminar os problemas da indentação, mas são dispendiosos, além de aumentar o peso dos veículos e não podem ser adicionados em todas as áreas sujeitas a indentação. No início dos anos 90, a preocupação com estas questões tornou-se suficientemente grave que diversos fabricantes de automóveis passaram a considerar algum tipo de aço resistente a indentação para todos os painéis externos da carroceria. (KOVCH et al., 1990).

A resistência à indentação é um atributo importante no projeto dos painéis externos automotivos e a capacidade de prever com precisão os requisitos de indentação dos painéis requer uma cuidadosa consideração das propriedades das chapas metálicas, incluindo alterações de propriedade a partir de processo de estampagem. O material geralmente sofre um significativo encruamento durante a conformação na prensa, e tem sua espessura levemente reduzida. Com o aumento da demanda por redução de peso, projetistas de veículos estão partindo cada vez mais para o uso de chapas mais finas de aço de alta resistência para aplicação nos painéis de cobertura, como: portas, capô, paralamas e porta-malas, com a expectativa de que sua maior resistência terá repercussão na espessura reduzida (ZENG, 2005).

A norma SAE J2575(2004) especifica dois tipos de indentadores, duro e mole. O indentador duro apresenta forma esférica de 25,4 mm de diâmetro composto de aço com dureza 55 HRC e rugosidade superficial média de 0,254 μm . Este indentador é usado para simular marcas de cotovelo, impressão de dedos, danos causados por suporte de bagageiro e outros pequenos possíveis danos que os painéis expostos podem sofrer. O indentador macio é composto de borracha e seu uso é opcional, sendo que historicamente seu desenvolvimento e utilização variou significativamente de empresa para empresa, sendo que sua aplicação é para simular os danos causados pela palma da mão, joelho, quadril e moedas causados por grandes objetos. Este tipo de indentador tem sido utilizado em avaliações subjetivas de desempenho de painéis e em estudos quantitativos. A norma SAE J2575(2004) não especifica a metodologia e dimensão deste tipo de indentador e as empresas que optarem por utilizá-lo, devem desenvolver a sua geometria baseado especificamente no painel a ser analisado e, posteriormente, estudar a repetibilidade do teste.

As Figuras 5 e 6 mostram a ilustração dos dois tipos de indentadores e um exemplo de fixação para o teste, respectivamente:

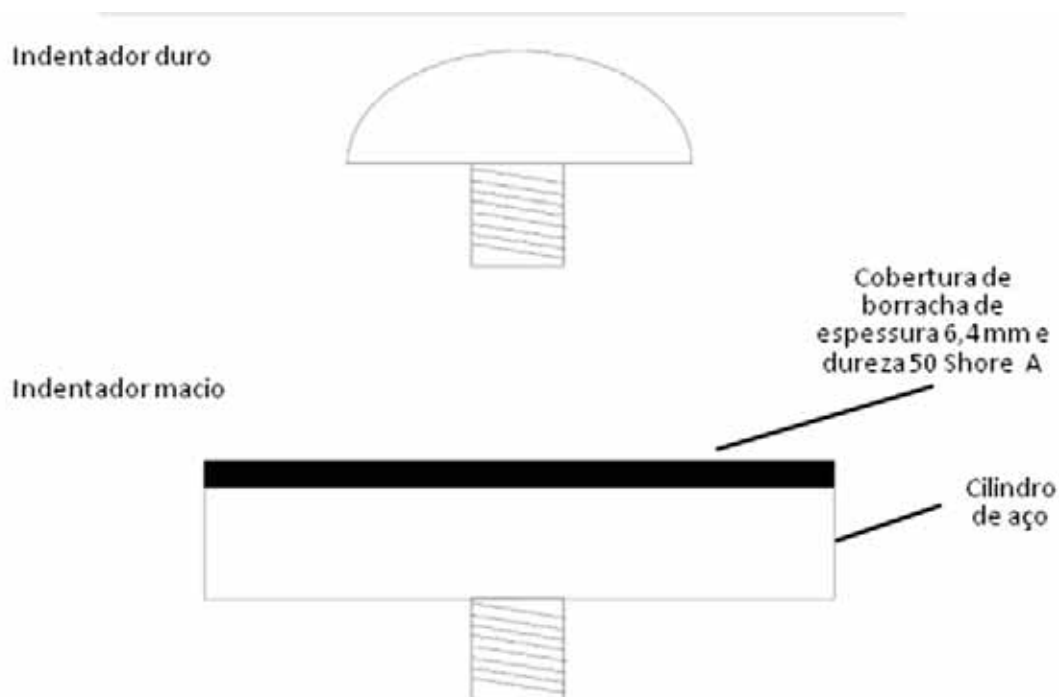


Figura 6 – Ilustração de dois tipos de indentadores. (Adaptado da norma SAE J2575(2004)).

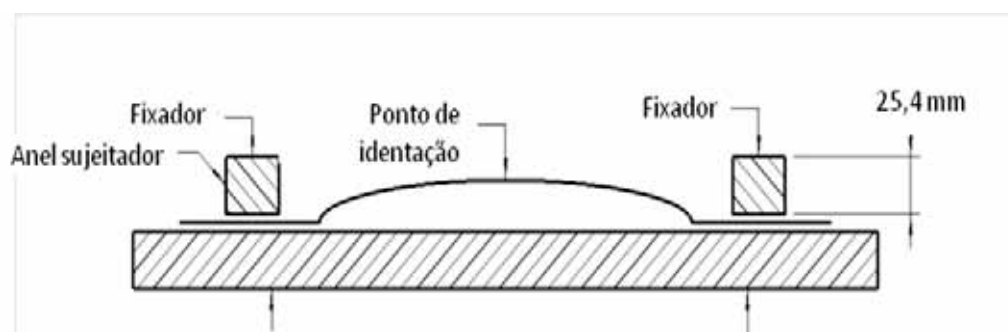


Figura 7 - Exemplo de fixação/travamento para teste de indentação. (Adaptado da norma SAE J2575:2004).

2.4-PROCESSOS DE RECOZIMENTO

Após laminação a frio, as chapas de aço encontram-se com dureza elevada (estado encruado). O nível de resistência mecânica será tanto maior quanto mais alto for o percentual de redução durante a laminação a frio. As chapas apresentam uma baixa ductilidade, o que as torna impróprias para os casos que exigem operação de conformação por exemplo, embutimento e estiramento. Para que estas operações possam se tornar viáveis, é necessário que esses materiais

sejam recuperados (alívio de tensões), o que é possível por meio de tratamento térmico de recozimento.

A ductilidade da chapa é restaurada por fenômenos que ocorrem no recozimento, ou seja, recuperação e recristalização. A recuperação geralmente ocorre em temperaturas baixas (temperaturas bem menores que a temperatura de fusão) e engloba vários processos termicamente ativados que reduzem a energia armazenada no metal durante a deformação a frio, devido à redução do número e ao rearranjo de defeitos cristalinos. Como a recuperação não envolve a migração de contornos de alto ângulo, o material deformado retém sua identidade cristalográfica, ou seja, sua textura, embora a densidade e a distribuição de defeitos cristalinos sejam alteradas (MEIRA, 2006).

Deghani e Jonas (2000) relatam que a estampabilidade é regida pela orientação dos cristais de uma chapa de aço e é avaliada pelo valor de Lankford, o coeficiente de anisotropia r obtido no teste de tração. Um alto coeficiente de anisotropia r ($r \geq 2,0$) é vantajoso para estampagem profunda.

Para aços BH convencionais laminados a frio, com coeficiente de anisotropia r menor que 2,0 são empregados dois processos de recozimento, o recozimento em caixa e o recozimento contínuo. A Figura 7 mostra uma ilustração comparativa entre os dois processos de recozimento.

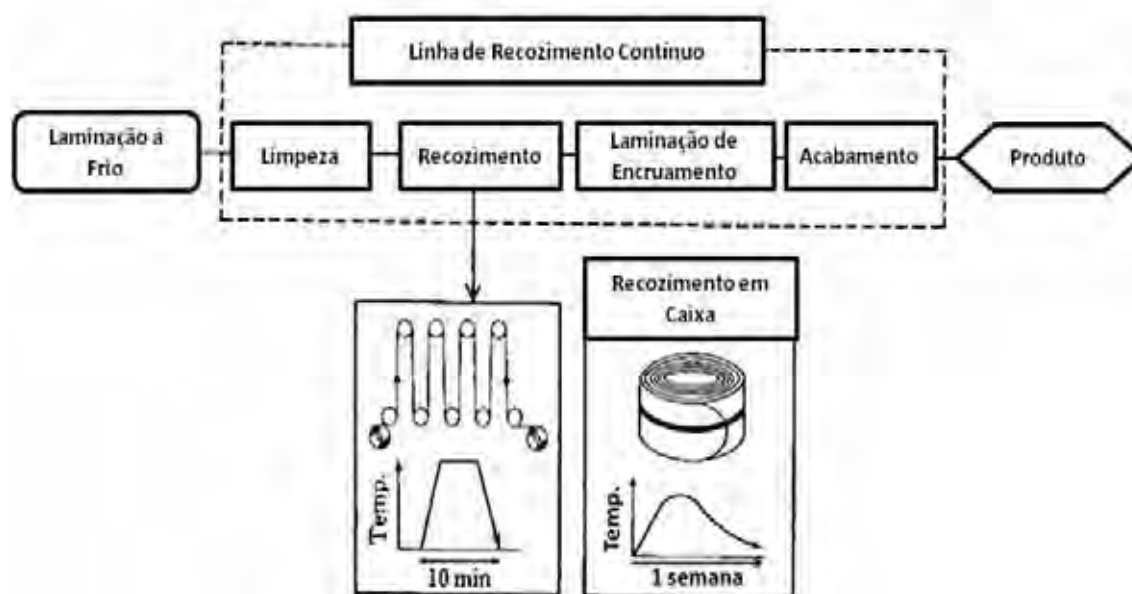


Figura 7 - Fluxo de processo de recozimento contínuo comparado com processo de recozimento em caixa. (Adaptado de SATOH, et al, 1992).

2.4.1-PROCESSO DE RECOZIMENTO EM CAIXA

Este processo é caracterizado por um ciclo relativamente longo de recozimento (aquecimento e resfriamento a taxas de cerca de 50 a 150 K/h, e recozimento entre 600°C a 700°C de 5 a 15 horas). A baixa taxa de aquecimento permite os processos de recuperação e recristalização para interagir com a precipitação terciária de partículas de nitreto de alumínio sob certas condições. Essa interação leva a um tipo específico de morfologia dos grãos conhecido como "estrutura de panqueca", e significativamente promove a formação de grãos com planos cristalinos {111} paralelos ao plano da chapa e a microestrutura desse tipo de aço favorece a estampagem profunda (KOZESCHNIK et al.,1999).

No recozimento em caixa, no qual o aço com teor de carbono muito baixo (< 0,01% em peso) é frequentemente usado, a precipitação de cementita é

reprimida por causa da escassez de sítios de nucleação. Isso resulta em uma certa quantidade de carbono remanescente em solução, mesmo após a utilização de taxa de resfriamento relativamente lenta (DEGHANI e JONAS, 2000).

O processo de recozimento em caixa para um aço extra baixo carbono acalmado com alumínio (%C = 0,005% a 0,010%, em peso), onde é usada baixa temperatura de resfriamento na laminação a quente, o aquecimento comumemente lento deste processo possibilita produzir chapas de aço com coeficiente de anisotropia r de 1,7 a 1,9. Um adequado teor de soluto de carbono pode ser mantido após o recozimento desde que a precipitação da cementita seja retardada pelo resfriamento através da baixa supersaturação de carbono. O recozimento em caixa indispensavelmente requer um duplo recozimento para a produção de aços revestidos com zinco por imersão a quente (SATO, et al. 1992). A Figura 8 mostra a representação esquemática das etapas relevantes de um típico recozimento em caixa de um aço bake hardening.

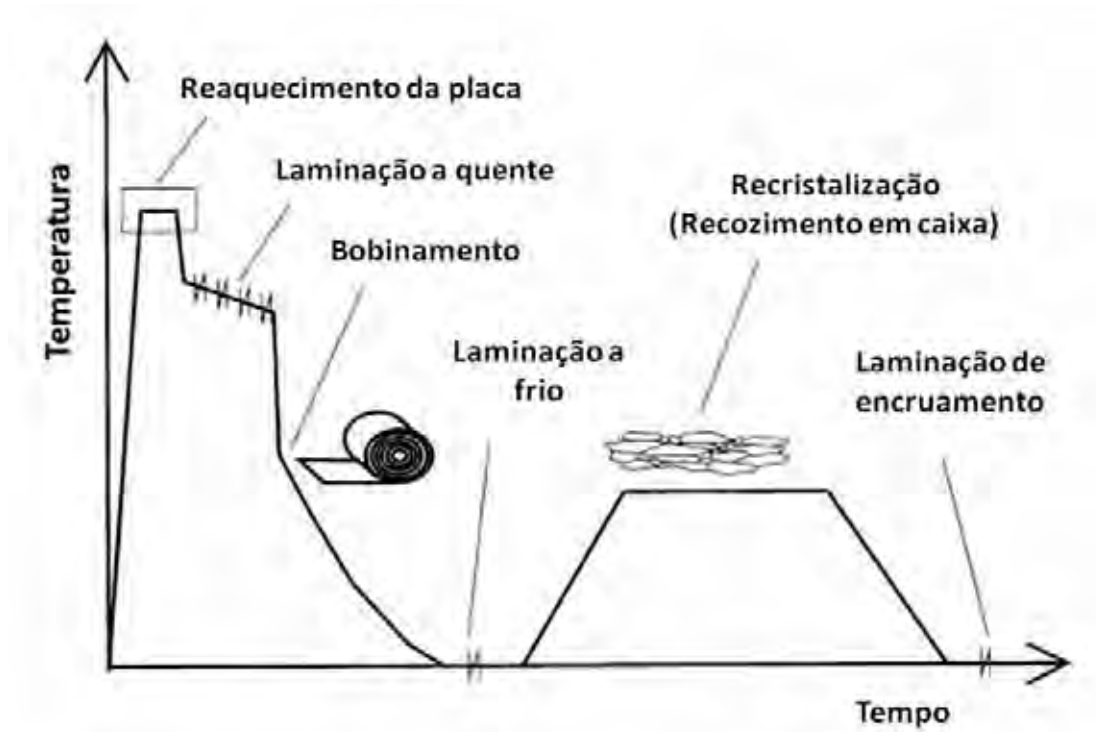


Figura 8 - Representação esquemática das etapas relevantes de um típico recozimento em caixa de um aço bake hardening. (Adaptado de KOZESCHNIK, 1999).

2.4.2–PROCESSO DE RECOZIMENTO CONTÍNUO

O processo de recozimento contínuo, devido a sua versatilidade, é capaz de controlar a quantidade de soluto de carbono, diferentemente do processo de recozimento em caixa, onde o carbono precipitado durante o lento resfriamento e o controle do soluto de carbono é mais difícil. O recozimento contínuo proporciona a produção de um produto mais uniforme em termos de propriedades mecânicas da ponta ao fim da bobina. Um diagrama esquemático de uma linha de recozimento contínuo é mostrado na Figura 9, onde dois componentes chave desta linha são a etapa de temperatura e encharque e a etapa de resfriamento. A temperatura da tira e o tempo em que permanece no forno e a severidade do resfriamento determinam a quantidade de carbono na solução e o tamanho final de grão do aço, onde o limite de escoamento depende do tamanho de grão. Nesse processo, em função do curto tempo de recozimento, a granulação é fina (KOVCH et al, 1990).

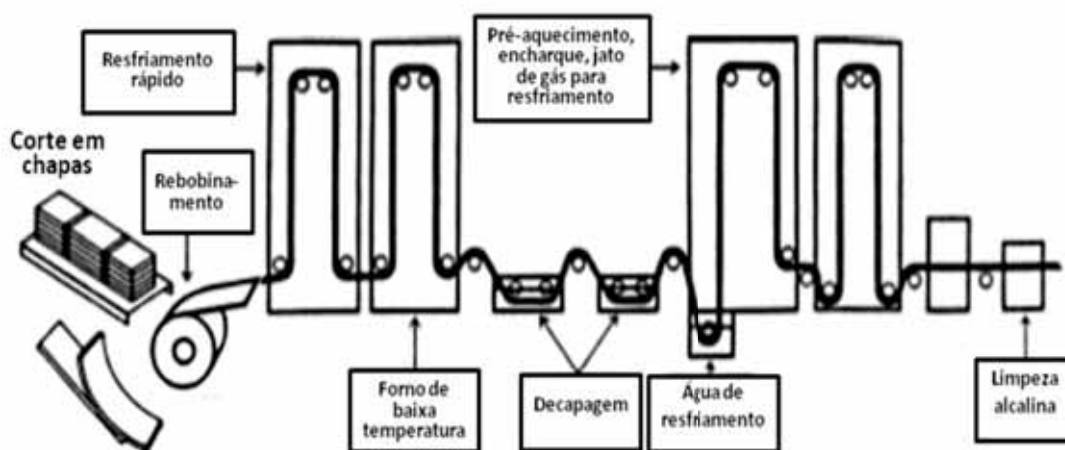


Figura 9 - Diagrama esquemático de uma linha de recozimento contínuo. (Adaptado de KOVCH et al., 1990)

Conforme Meira (2006), as etapas do recozimento contínuo na Usiminas seguem o esquema mostrado na Figura 10.

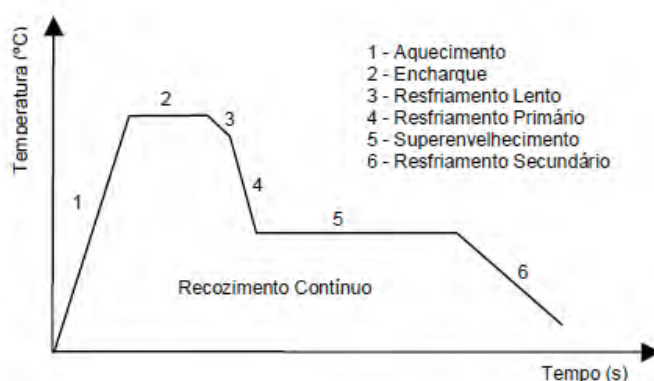


Figura 10 - Ciclo térmico esquemático do recozimento contínuo na Usiminas. (MEIRA, 2006).

A etapa 1 representa o aquecimento do material desde a temperatura ambiente até a temperatura de encharque, à taxa de aquecimento próxima de 10°C/s . Nessa etapa, ainda não se inicia a recristalização. A recuperação por sua vez ocorre nesta etapa, uma vez que este fenômeno ocorre em temperaturas baixas, bem menores que a temperatura de fusão.

A etapa 2 consiste na manutenção do material na temperatura de encharque (entre 770°C e 820°C , conforme as dimensões e necessidades operacionais) por 30 a 40 s, quando ocorre a recristalização seguida do crescimento de grão. As elevadas taxas de aquecimento praticadas no recozimento contínuo associadas à alta temperatura de recristalização desse aço promovem uma elevação na taxa de nucleação, quando comparado com o recozimento em caixa. O consequente aumento na temperatura de recozimento faz com que os grãos formados atinjam o tamanho definitivo com tempos de encharque relativamente curtos.

A etapa 3 é chamada de resfriamento lento, à taxa próxima de 15°C/s , até a temperatura de 675°C , onde ocorre a transformação da fase austenítica em ferrítica. A etapa 4 representa o resfriamento rápido a uma taxa de 40°C/s até 410°C , seguida da etapa 5, chamada de superenvelhecimento, que consiste em manter o material nesta temperatura por aproximadamente 40 s.

Na etapa 4 o resfriamento rápido promove a supersaturação do C em solução sólida e na etapa 5 a manutenção do material à temperatura próxima de 410°C promove a precipitação do C em solução sólida e o coalescimento e espaçamento destes precipitados. A etapa do superenvelhecimento é importante no processamento de aços BH para assegurar uma ótima resistência ao envelhecimento em materiais estocados a temperatura ambiente.

A etapa 6 representa o resfriamento secundário, onde o material é resfriado até aproximadamente 160°C, não ocorrendo qualquer transformação. Em seguida o material é resfriado até uma temperatura próxima de 45°C, através de jatos de água e em seguida passa por um secador, nesta condição o material está pronto para ser submetido à laminação de encruamento.

Para os aços extra baixo carbono de alta resistência, pequeno teor de soluto de carbono na recristalização retarda o desenvolvimento do plano cristalino {111}, dificultando a obtenção de aço BH com grau de estampagem extra profunda. Quando se processa aço extra baixo carbono em linha de recozimento contínuo, o carbono é estabilizado como carbeto estáveis antes da completa recristalização resultando numa forte textura de recristalização {111}. Aquecimento adicional produz soluto de carbono adicional através da dissolução de carbeto, quando a razão atômica do elemento de liga do carbono é aproximadamente a unidade. Nesse estágio, a influência do soluto de carbono sobre o desenvolvimento da textura pode ser insignificante uma vez que esta fase corresponde ao crescimento dos grãos recristalizados. É possível reter uma pequena quantidade de soluto de carbono pelo resfriamento rápido posterior de modo a não se precipitar novamente, e de acordo com este princípio, a dissolução de carbeto acima da temperatura de recristalização é necessária. Carbeto de titânio e nióbio são possíveis sob condições práticas, desde que preferencialmente o titânio combine com o nitrogênio e subsequentemente estabilize o enxofre. É difícil ajustar na prática uma quantidade adequada de

titânio para o teor de carbono. Na usina siderúrgica, o aço extra baixo carbono adicionado com nióbio com razão atômica Nb/C de aproximadamente a unidade pode ser processado. No caso de um aço com Nb/C < 0,5; o soluto de carbono tende a retardar o desenvolvimento da textura {111}, por outro lado, a dissolução de carbeto de nióbio nos aços, sendo Nb/C > 1,5; desloca para temperaturas mais altas perto da AC_3 (aproximadamente 900°C). Recozimento acima de AC_3 diminui drasticamente a textura {111}, resultando na deterioração da estampabilidade. Assim, o rígido controle da razão Nb/C é importante para a manufatura do aço BH com grau de estampagem extra profunda (ABE e SATOH, 1990).

A Figura 11 mostra o princípio de processamento de um aço BH de estampagem extra profunda por recozimento contínuo.

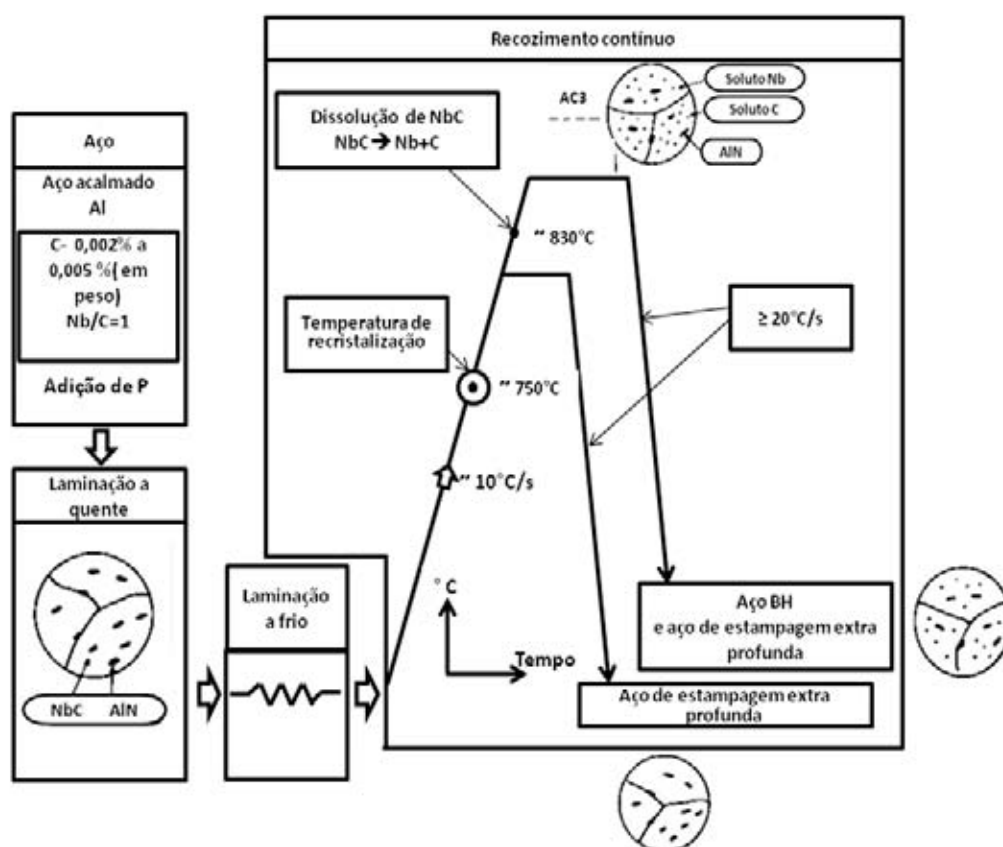


Figura 11 - Ilustração esquemática do processamento de um aço extra baixo carbono bake hardening de estampagem extra profunda recozido continuamente (Adaptado de ABE e SATOH, 1990).

2.5—ÍNDICE BAKE HARDENING

Conforme relatam Patrick, E.² e Hougardy, H., (1993 apud MURARI, 2009), o aumento no limite de escoamento inferior com o tempo de envelhecimento, após pré-deformações de 1%, 2% e 5% e envelhecimento a 150°C e 180°C para um aço BH processado via recozimento contínuo, com 0,03% de carbono, 0,016% de silício, 0,25% de manganês, 0,007% de fósforo, 0,0030% de nitrogênio e 0,05% de alumínio, onde se observa que o limite de escoamento aumenta em duas etapas. Na primeira etapa ocorre um incremento de limite de escoamento de aproximadamente 20 MPa em curto espaço de tempo, sendo que não se evidencia a influência da pré-deformação. Na segunda etapa há um aumento adicional do limite de escoamento, com o maior acréscimo para a pré-deformação de 1% e o menor acréscimo para pré-deformação de 5%. Conforme se verifica por comparação entre as Figuras 12 e 13, a segunda etapa de envelhecimento é deslocada para tempos mais curtos se a temperatura de envelhecimento é aumentada.

² PATRICK, E., HOUGARDY, H., **On the Mechanism of Bake Hardening Steel**, Steel Research Vol. 64, No. 8/9, p. 431-436, 1993. Apud MURARI, F. D., Cinética de Envelhecimento de Aços Dual Phase de Baixa Resistência Mecânica Laminados a Frio. Tese de Doutorado, UFMG, 157 f., 2009.

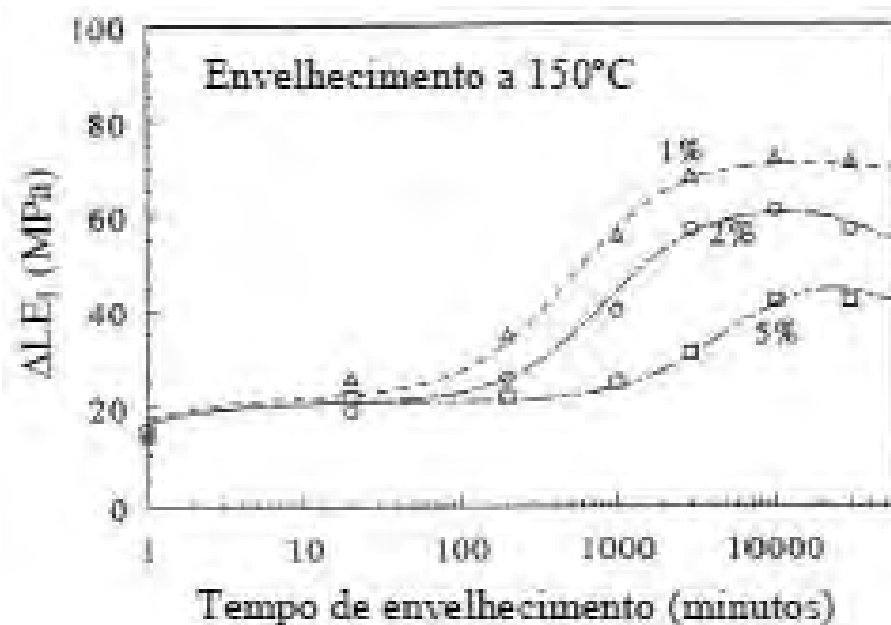


Figura 12 – Aumento no limite de escoamento inferior com o tempo após diferentes pré-deformações e envelhecimento a 150°C. (MURARI, 2009).

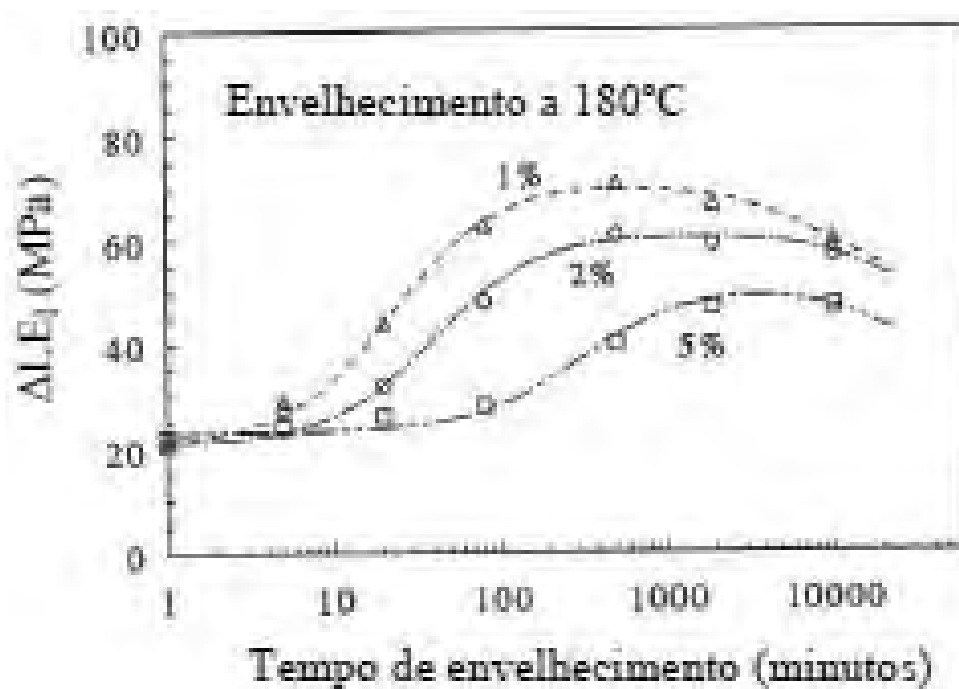


Figura 13 – Aumento no limite de escoamento inferior com o tempo após diferentes pré-deformações e envelhecimento a 180°C. (MURARI, 2009).

Ghosal et al. (2008) descrevem que, em aplicações automotivas, o efeito bake hardening depende de três parâmetros, que são pré-deformação, temperatura de cura da pintura e tempo de cura da pintura. O efeito combinado destes

parâmetros resulta no incremento do limite de escoamento, chamado de efeito BH. Todas as normas e literaturas definem o efeito BH baseado no aumento do limite de escoamento após 2% de pré-deformação e aquecimento 170 °C por 20 minutos. Mas, durante o processo normal de produção automotiva todos os parâmetros não atingem os valores ideais. Visando obter valores ótimos sobre estes três parâmetros, os autores realizaram um estudo visando descobrir o efeito da alteração desses parâmetros sobre o efeito BH. Para isso, foi escolhido o grau BH220 (limite de escoamento mínimo de 220 MPa), onde os corpos de prova foram pré-deformados a 2%, 3% e 5% e submetidos a temperatura de estufa variando entre 140°C a 250°C com tempo de tratamento entre 10 e 30 minutos. Eles definiram que o efeito BH apresenta os melhores valores nas condições: pré-deformação entre 2% a 3% (Figuras 14a, 14b), temperatura de estufa a 190°C (Figuras 14e, 14f) e tempo de tratamento térmico de 25 minutos (Figuras 14c, 14d).

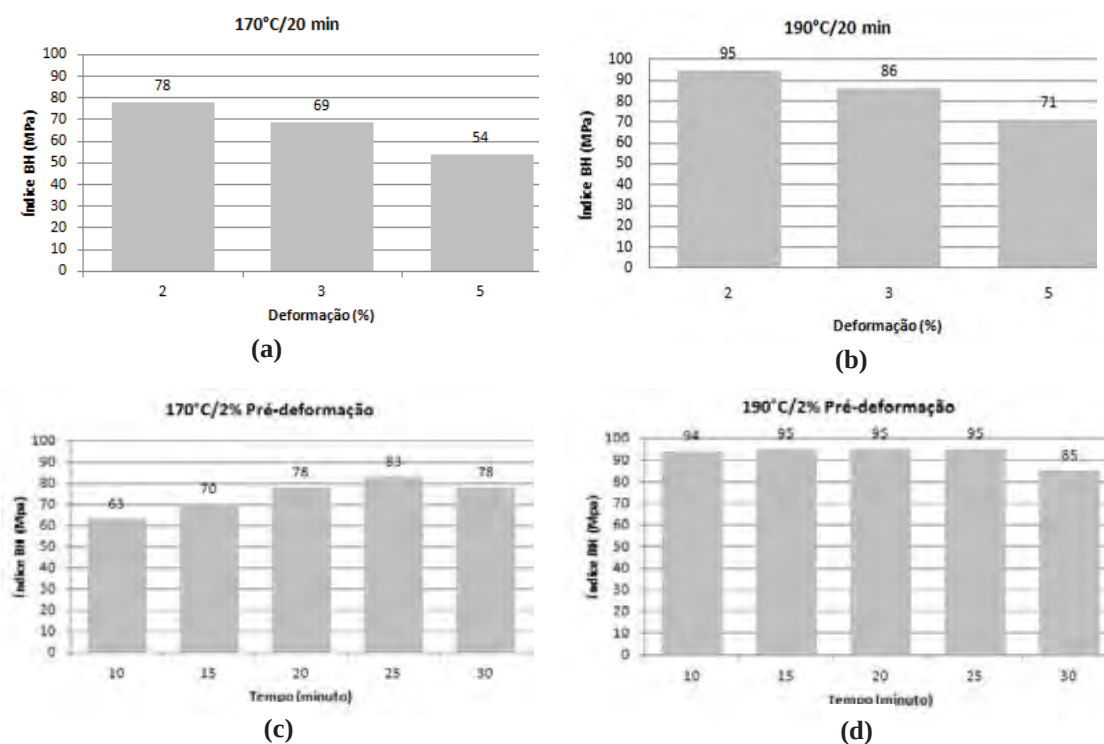


Figura 14 - Alteração de parâmetros de pré-deformação, temperatura e tempo para medição do efeito BH. (Adaptado de Ghosal et al., 2008).

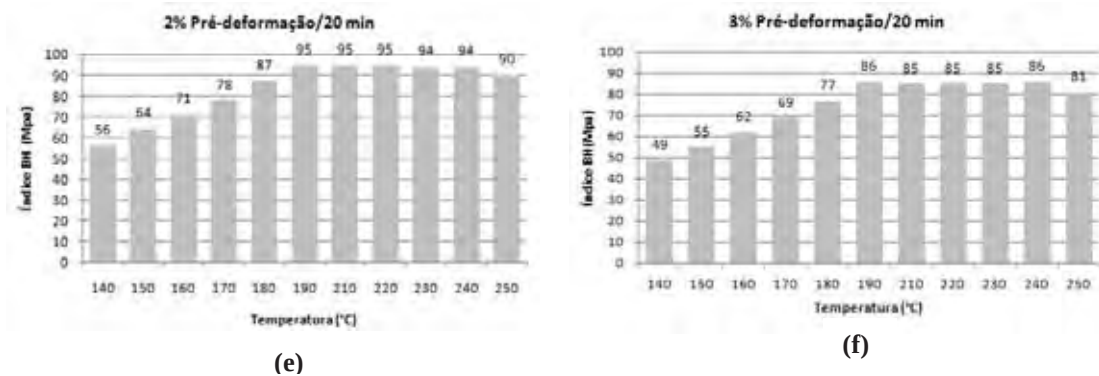


Figura 14 – (Continuação) – Alteração de parâmetros de pré-deformação, temperatura e tempo para medição do efeito BH. (Adaptado de Ghosal et al., 2008).

O procedimento padronizado para medir o efeito BH consiste em pré-deformar um corpo-de-prova de tração até 2% de deformação plástica linear, envelhecer o corpo de prova a 170°C por 20 minutos e reensaiar o material até o rompimento, conforme apresentado na Figura 15 (HANAI, 1984; EMS.ME.1508:2005).

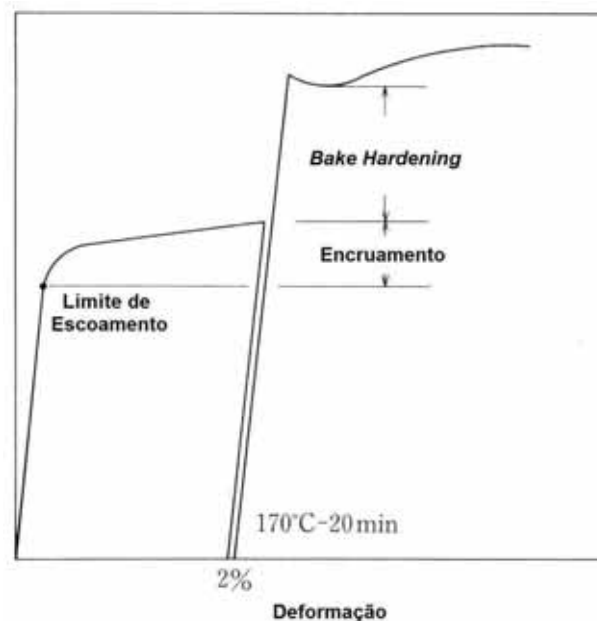


Figura 15 – Procedimento padronizado para medir o efeito BH: deformar um corpo-de-prova de tração até 2% de deformação plástica linear, envelhecer o corpo de prova a 170°C por 20 minutos e reensaiar o material até a fratura (EMS.ME.1508:2005).

Em 1986, a norma japonesa JIS-G3135 – Chapa de Aço de Alta Resistência Laminada a Frio para Automóveis, definiu o valor de 2% como pré-deformação para medição do índice BH (KUROSAWA, 1988).

As usinas siderúrgicas garantem um nível específico para o efeito BH, sendo que as usinas japonesas padronizaram um nível de 40 MPa e as usinas norte-americanas adotam um valor de pelo menos 25 MPa. O efeito BH depende principalmente do teor de carbono em solução sólida. A quantidade de carbono livre necessário para o efeito BH desejado é avaliada de forma diferente pelos pesquisadores, sendo referenciado por Mizui, N.³, Okamoto, A., (1990 apud STOROZHEVA, 2001) que a ferrita deve conter de 15 ppm a 25 ppm de carbono livre para um efeito BH de 30 MPa a 60 MPa e por Stiasnzny, P. et al.⁴ que para se obter um efeito BH de 40 MPa é necessário que a quantidade de carbono livre na ferrita seja de aproximadamente 6 ppm. Independente do tipo de aço, um efeito BH de 40 MPa é garantido quando o teor de carbono em solução sólida é igual ou superior a 6 ppm. Novo aumento no teor de carbono livre intensifica o efeito de BH, mas é simultaneamente acompanhado pela elevação da susceptibilidade do aço ao envelhecimento natural (STOROZHEVA, 2001).

2.5.1–EFEITO DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA NO EFEITO BH

Segundo Storozheva (2001), de acordo com a composição química, podem se distinguir três tipos de aço em que o efeito BH pode ser alcançado, sendo que em aços com carbono em excesso, onde a concentração dos elementos de liga é inferior à estequiométrica, neste caso a concentração dos elementos de liga não é

³ MIZUI, N., OKAMOTO, A., **Steel Motor Vehicle Manuf.**, Int. Conf., Sept. 24-26, Würzburg, p.85-94,1990 apud STOROZHEVA, **Metal Sci. Heat Treatment**, v.43,n.9-10,p.336-344, 2001.

⁴ STIASNZNY, P. et al., **Modern LC and ULC Sheet Steels for Cold Forming: Processing and Properties**, Int. Symp., March 30-April 1, Aachen, p.225-236,1998 apud STOROZHEVA, **Metal Sci. Heat Treatment**, v.43,n.9-10,p.336-344, 2001.

suficiente para a ligação completa de carbono e que após laminação á quente o carbono ainda permanece em solução sólida ou tem a forma de cementita que se dissolve facilmente em tratamento subsequente de recozimento.

A principal vantagem desses aços é a possibilidade de recozimento a uma temperatura bastante baixa e a principal desvantagem é o agravamento das características mecânicas em relação às propriedades típicas de aços isentos de átomos intersticiais. Porém, em aços em que a concentração de elementos microligados é maior do que a estequiométrica, ou seja, a concentração dos elementos de liga é suficiente para garantir a ligação de todo o carbono em carbeto especiais nesses aços, o efeito BH é melhorado pela dissolução controlada de carbonetos no aquecimento como resultado da qual uma parte de carbono passa para a solução sólida, resultando como a principal vantagem destes aços o conjunto elevado de suas características mecânicas, e conseqüentemente a principal desvantagem é a necessidade de aquecimento em uma alta temperatura para promover a dissolução de uma quantidade suficiente de carbeto. Já em aços em que a concentração de elementos de liga corresponde exatamente a estequiométrica, obtém-se a combinação das vantagens dos aços mencionados anteriormente, entretanto o efeito BH destes aços pode ser difícil de ser alcançado porque é necessário uma alta cultura de produção metalúrgica que deve não somente proporcionar a reprodução exata da composição química especificada mas também a correção dos parâmetros de processo.

De acordo com Takahashi (2003), existem dois métodos em que o aço BH é produzido usando aço ultra baixo carbono, sendo que um método é quando C e N são adicionados a mais que a estequiometria de Ti e Nb fazendo com que a presença de átomos de soluto de C e N podem impedir o desenvolvimento da textura cristalina desejável para o coeficiente de anisotropia r . O outro método é quando a adição de C e N é menor que a estequiometria, permitindo uma quantidade adequada de átomos de C em solução sólida no produto final através da dissolução de partículas de carbeto durante a alta temperatura de recozimento.

2.5.1.1–EFEITO DO FÓSFORO

O teor de fósforo retarda a cinética de precipitação de carbono dos aços BH. Pequenos teores proporcionam grãos mais refinados e também um endurecimento da ferrita, causando o aumento do efeito BH (BRITO, 1996).

O fósforo aumenta o efeito BH devido ao fato que se segrega nos contornos de grãos, que são locais favoráveis para a precipitação do carbono. Menos quantidade de carbono segregando aos contornos dos grãos resulta num melhor soluto de carbono intergranular, e, portanto maior endurecibilidade. O fósforo também contribui para a redução dos tamanhos de grãos e tem a vantagem de não deteriorar a razão de deformação plástica e por isso, é utilizado principalmente como elemento de reforço do aço BH de alta resistência para estampagem profunda. Embora o fósforo seja a solução sólida mais eficaz como elemento de reforço, não deve conter mais que 0,1% de seu teor, pois provoca fragilização por tensão induzida e problemas de soldagem (SEAL, 2006).

2.5.1.2–EFEITO DO MANGANÊS

Kim, Han e Jin (2000) descrevem que o manganês é um elemento eficaz no aço BH porque reage com o enxofre para formar sulfeto de manganês (MnS) que causam excesso de titânio em um típico sistema parcialmente estabilizado de aço BH. Esse excesso de titânio diminui o índice BH para formar carboneto de titânio (TiC) que diminui o soluto de carbono.

Os autores efetuam um estudo comparando os efeitos do manganês sobre as propriedades mecânicas e índice BH de chapas de aço ultra baixo carbono laminado a quente e a frio para duas temperaturas diferentes de bobinamento, 540°C e 700°C. A composição dos aços estudados está na Tabela 7.

Tabela 7: Composição química dos aços 0,2 Mn e 1,5 Mn. (KIM, HAN e JIN, 2000)

Aços	Composição química (% em peso)					
	C	S	N	Ti	Mn	P
0,2 Mn	0,0030	0,012	0,0021	0,13	0,24	0,08
1,5 Mn	0,0034	0,012	0,0021	0,20	1,48	0,08

O aumento na temperatura de bobinamento causa a redução do efeito BH de aço laminado a quente com 0,24% Mn, que se presume ser devido à precipitação de carbonetos de titânio (TiC) durante o bobinamento. A variação do índice de envelhecimento e efeito BH como uma função da temperatura de bobinamento diminui para chapas laminadas a frio (Figura 16).

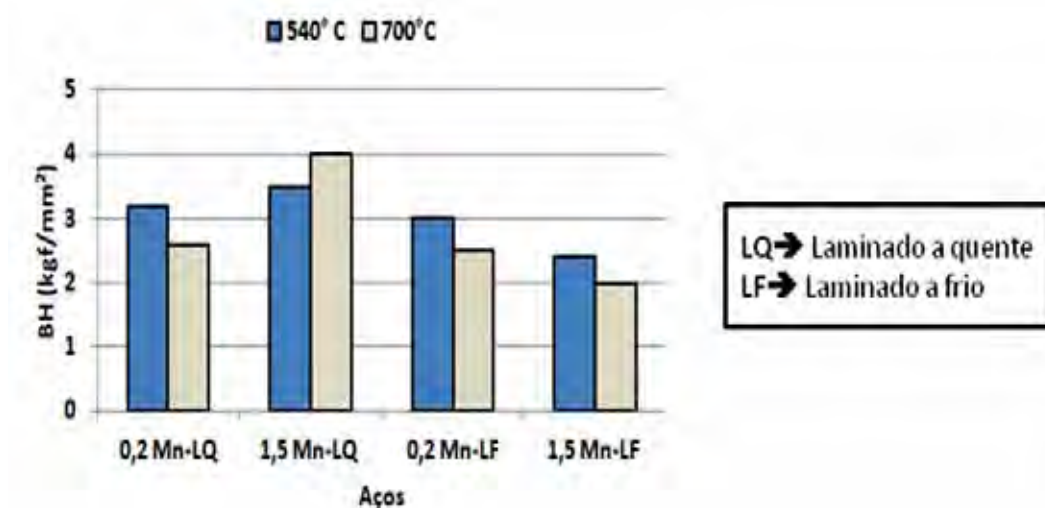


Figura 16 - Efeito do manganês sobre o efeito BH. (Adaptado de KIM, HAN e JIN,(2000).

Embora a resistência à tração do aço laminado a quente aumenta notavelmente com a adição de manganês, o limite de escoamento apresenta uma variação de acordo com a condição da temperatura de bobinamento. Isto é causado devido ao diferente tamanho de grão ferrítico de aço alto manganês, sob condições de bobinamento diferentes (Figura 17).

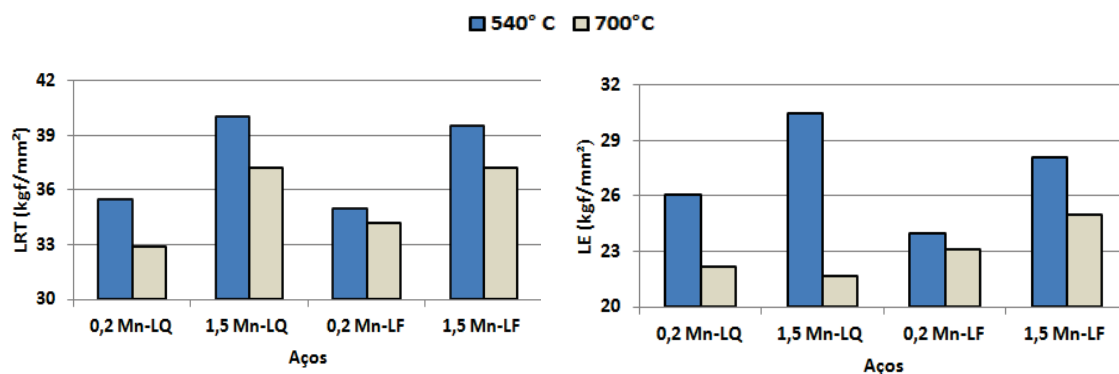


Figura 17 – Efeito do manganês sobre o limite de resistência a tração e limite de escoamento . (Adaptado de KIM, HAN e JIN (2000)).

Um maior teor de manganês resulta na formação de precipitados grosseiros de MnS (Figura 18). Entretanto, uma baixa temperatura de bobinamento impede a reação de crescimento de grãos de ferrita em aço com alto teor de manganês.

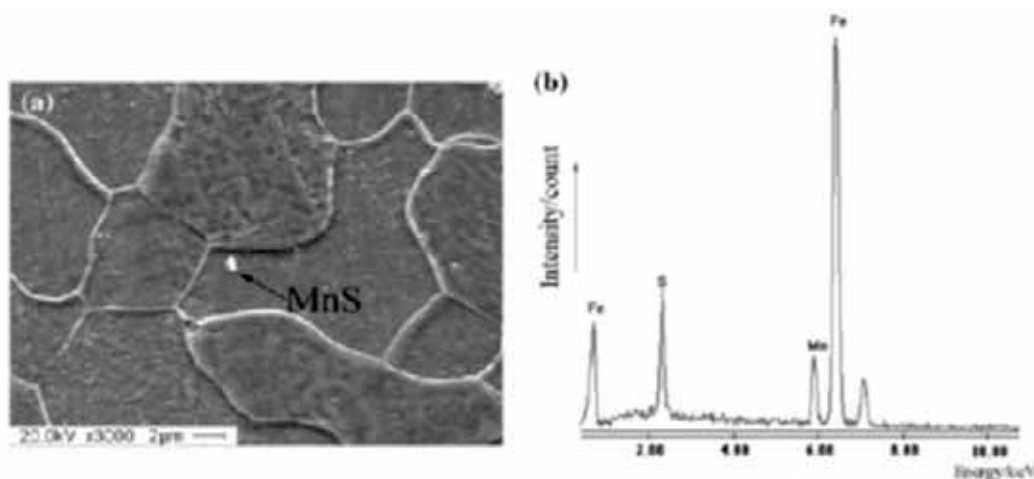


Figura 18 – a) Fotomicrografia (MEV) de um aço BH mostrando precipitado de sulfeto de manganês; b) Microanálise (EDS) do precipitado. (WANG et al., 2010).

O manganês tem uma afinidade para o carbono e forma um dipolo com esse elemento. No entanto, não sabe se o dipolo MnC diminui o índice BH. A dissolução do manganês na cementita acelera a sua precipitação, o que reduz o teor de carbono dissolvido, resultando em um menor índice BH. A formação de zonas de MnC também reduz a quantidade de carbono disponível para deslocar as discordâncias. O manganês tem também a desvantagem de reduzir a taxa de

deformação plástica (HANAI, TAKEMOTO e TOKUNAGA, 1984; SEAL, 2006).

2.5.1.3—EFEITO DO NIÓBIO

Aço BH de ultra baixo carbono são frequentemente produzidos com a adição de nióbio. Isso ocorre porque uma quantidade de carbono é necessária estar em solução sólida para ocorrer o efeito BH. As duas maneiras de ter carbono em solução sólida em um aço ultra baixo carbono são deixar este elemento em solução durante a produção do aço pela adição de quantidades adequadas de elementos de liga para combinar com nitrogênio, enxofre e carbono, ou para combinar todos os interstícios inicialmente e depois redissolver alguns dos componentes durante o recozimento para colocar alguma quantidade de carbono em solução sólida. Ambos os métodos são melhores alcançados usando nióbio para combinar com carbono. Além disso, o nióbio nesses aços melhora a isotropia (BHATTACHARYA e FONSTEIN).

Storozheva et al. (2002) descrevem o efeito da temperatura de recozimento e a taxa de resfriamento sobre o efeito BH para diferente razão Nb/C e duas temperaturas de bobinamento (Figura 19). O efeito BH depende da quantidade de carbono dissolvido e diminui com o aumento no valor da razão Nb/C. Para a mesma composição estequiométrica o efeito BH é maior em aço bobinado em uma temperatura mais elevada. Em um mesmo teor de carbono dissolvido o efeito BH é maior nos aços bobinados em uma temperatura mais baixa, que possuem uma microestrutura com grãos mais refinados do que em aço bobinado em uma maior temperatura. Além disso, o efeito BH é alto o suficiente apenas em chapas de aço com composição química hipostequiométrica. Aços bobinados em uma temperatura mais alta podem apresentar maior conformabilidade a frio.

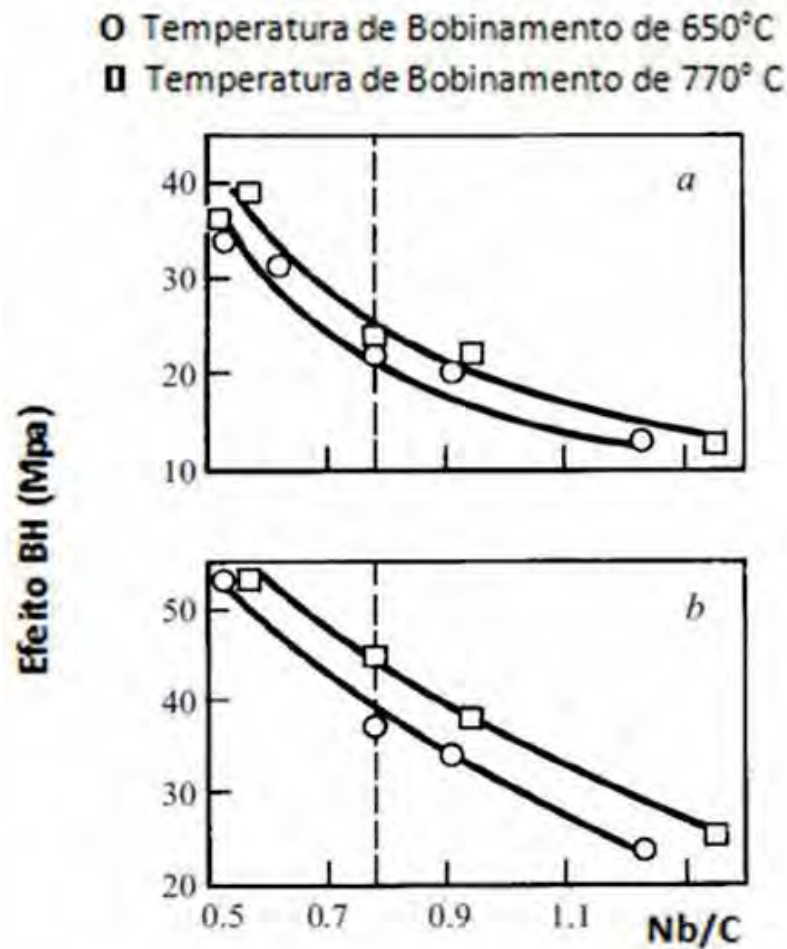


Figura 19 - Efeito BH (2% pré-deformação) como uma função da razão Nb/C em aços recozidos. a) Temperatura de recozimento de 850°C; b) Temperatura de recozimento de 890°C. (Adaptado de STOROZHEVA et al., 2002).

2.5.1.4—EFEITO DO SILÍCIO

A adição de silício provoca um notável incremento do carbono em solução sólida. Não se dissolvendo em cementita, o silício deve difundir-se para fora dela com o seu crescimento. Como a cementita é, então, delimitada pela atmosfera de silício que aumenta a atividade do carbono, a velocidade de precipitação do carbono é limitada. O equilíbrio da solubilidade do carbono diminui drasticamente à medida que aumenta o teor de silício e, como consequência, o crescimento de grãos durante o recozimento é acelerado. Geralmente, a adição de

elementos de liga tende a produzir grãos finos por prejudicar o seu crescimento, como evidenciado no caso de um aço 0,5% Si (em peso) enriquecido com fósforo, mas o tamanho do grão aumentou quando a adição de silício aumentou de 0,5% para 1,5% (em peso). (HANAI, TAKEMOTO e TOKUNAGA, 1984).

2.5.1.5–EFEITO DO ENXOFRE

O efeito BH pode ser aumentado pela redução do teor de enxofre porque este elemento elimina a segregação de TiS e o crescimento do teor de $Ti_4C_2S_2$ (carbosulfeto de titânio) insolúvel abaixo da temperatura convencional de recozimento. O efeito do enxofre para a redução do efeito BH depende do teor de outros elementos, principalmente do carbono e titânio (STOROZHEVA, 2001).

2.5.1.6–EFEITO DO TITÂNIO

Carbonitreto de titânio é uma partícula com temperatura inicial de dissolução excedendo a $950^{\circ}C$, que é mais alta do que a temperatura de recozimento de aços laminado a frio. Entretanto, o carbono ligado no carbosulfeto não pode contribuir para o efeito BH. Nesta conexão, no caso de uso de aços ligado com titânio e nióbio, o conteúdo de titânio deve ser limitado a um nível necessário somente para a total ligação do nitrogênio. Microligantes somente com titânio pode causar dificuldades relacionadas com a formação de carbonitreto, que causa uma inevitável perda de certa quantidade de carbono, com a diminuição da reproducibilidade das propriedades finais do aço (efeito BH) através da diversidade da ação deste elemento (STOROZHEVA, 2001).

2.5.2–EFEITO DO TAMANHO DE GRÃO

Brito et al.(1996), descrevem que, para um mesmo nível de intersticiais, a diminuição do tamanho de grão acarreta uma melhoria no índice BH, porém informações contraditórias são encontradas na literatura sobre a influência do tamanho de grão sobre o efeito BH (SEAL, 2006).

A razão pela qual o efeito BH depende do tamanho do grão não é clara, mas infere-se que a influência do carbono dissolvido no efeito BH varia de acordo com a localização do carbono (nos contornos de grãos ou nos grãos). O efeito BH aumenta com a diminuição do tamanho de grão e a dependência do tamanho de grão aumenta com o aumento do soluto de carbono. Embora a explicação para esse efeito não é completa, os dados sugerem que o carbono livre localizado próximo aos contornos de grão, que não é detectável por meio de medições de atrito interno, tem uma influência mais profunda sobre a resistência que o carbono livre situado no interior do grão. O efeito do refinamento de grãos de ferrita sobre o aumento do efeito BH é associado com a localização do soluto de carbono. Presume-se que, durante o resfriamento, os átomos de carbono difundem-se para os contornos de grãos. O soluto de carbono posicionado nos contornos de grãos supõe-se que contribui para o efeito BH. Quanto menor o tamanho dos grãos, uma quantidade maior de carbono deve estar posicionado nos contornos de grãos devido ao curto caminho de difusão. (FARÍAS, 2006).

Para aços baixo carbono acalmado com alumínio o efeito BH é pouco dependente do tamanho de grão. Para aço com carbono em solução sólida menor que 5 ppm, o ancoramento das discordâncias parecem resultar da formação da atmosfera de Cottrell; porém quando a soma do teor de carbono e nitrogênio em solução sólida for maior que 10 ppm, o efeito BH é muito dependente do tamanho de grão e o ancoramento das discordâncias parecem resultar dos precipitados (HANAI, TAKEMOTO e TOKUNAGA, 1982).

2.5.3–EFEITO DA LAMINAÇÃO DE ENCRUAMENTO

O escoamento descontínuo em uma chapa de aço é altamente indesejado porque a concentração de deformação em pequenas regiões produz defeitos de superfície após estampagem. Estes defeitos, chamados de bandas de Lüders, podem ser eliminados pela laminação de encruamento. Em adição a eliminação do escoamento descontínuo, a laminação de encruamento também melhora o acabamento da superfície e reduz a variação de espessura da chapa. A Figura 20 mostra o ensaio de tração efetuado em chapas com condições diferentes de laminação de encruamento, onde se observa nas curvas A e B o limite de escoamento localizado, na curva C uma pequena descontinuidade e na curva D, num material com elevado passe de laminação de encruamento, a curva é contínua. (LESLIE, 1981).

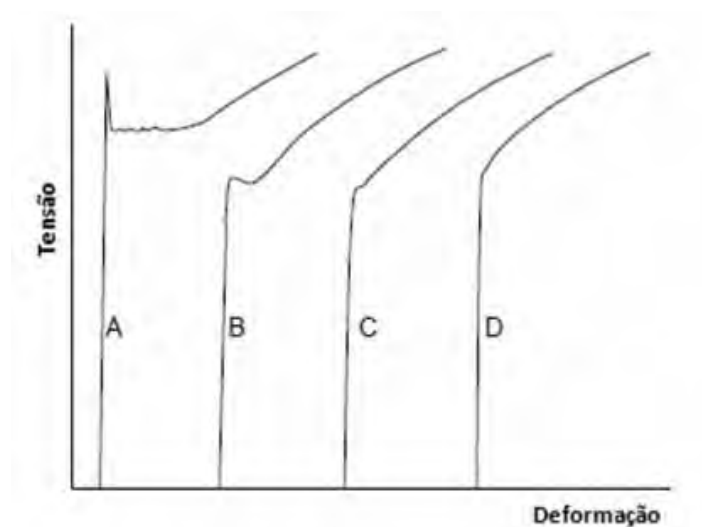


Figura 20- Curvas tensão deformação de um aço baixo carbono recozido variando de curva A sem laminação de encruamento a curva D com elevado passe de laminação de encruamento. (Adaptado de Leslie, 1981).

A deformação durante a laminação de encruamento é somente entre 0,25% e 1,0%. Isto elimina o patamar de escoamento pela introdução de um padrão de alta tensão residual localizada. Tensões residuais é o produto da deformação plástica altamente heterogênea obtida em laminação de encruamento industrial. Após 1% de deformação por laminação a frio, apenas cerca de metade do volume da chapa de aço sofreu uma deformação plástica; aumento de aproximadamente

5% é exigido para se obter uma deformação razoavelmente uniforme. Em uma representação bastante simplificada mostrada na Figura 21, o padrão de deformação assume a forma de lamelas finas, alternando regiões deformadas e regiões não deformadas, ficando normal ao sentido de laminação.

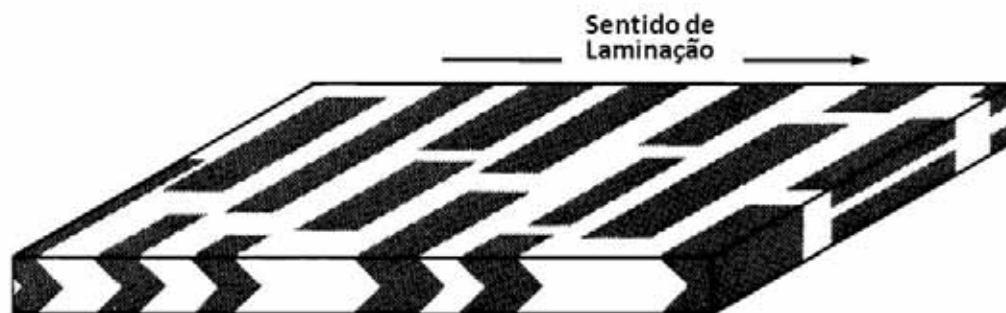


Figura 21- Padrão idealizado de regiões deformada (preto) e não deformada (branco) de um aço recozido e submetido à laminação de encruamento. (Adaptado de Leslie, 1981).

Devido a esse padrão de tensão residual, o limite de escoamento após laminação de encruamento é menor que na condição recozido e o escoamento é contínuo, como consequência da fácil nucleação do escoamento em muitos pontos da chapa de aço. Para eliminar o patamar de escoamento causado por uma tração uniaxial requer-se uma deformação de aproximadamente 5%. Isto poderia reduzir seriamente a ductilidade em operações subsequentes de estampagem. Também o patamar de escoamento retorna mais rapidamente durante o envelhecimento em temperatura ambiente se a chapa de aço tiver sido deformada por tração do que se as chapas terem sido deformadas por laminação de encruamento, outra consequência das elevadas tensões residuais transmitidos por laminação de encruamento (SEAL, 2006).

Ainda segundo Seal (2006), para neutralizar os efeitos do envelhecimento após laminação de encruamento, as chapas de aço são frequentemente submetidas a uma desempenadeira de rolos antes da estampagem. As chapas são passadas entre duas linhas rolos de pequeno diâmetro. Os rolos são ajustados de

forma que diminui a quantidade de flexão quando a folha se aproxima da saída da desempenadeira. A quantidade e o tipo de deformação no aço também tem um efeito sobre o comportamento BH. Deformações introduzidas nos aços BH vêm de duas fontes: laminação de encruamento e deformação por tração. Essas deformações produzem estruturas diferentes de discordâncias e afetam o comportamento BH distintamente. Devido ao pequeno tamanho de grão de muitos aços BH, elevado passe de encruamento é necessário para eliminar essa descontinuidade, e tem se observado que um passe de encruamento com deformação de aproximadamente 1% elimina essa descontinuidade.

2.6–MECANISMO DO ENVELHECIMENTO POR DEFORMAÇÃO

Quando se realiza ensaio de tração em uma chapa de aço de baixo carbono laminada a frio e recozida, a curva tensão x deformação obtida é bastante característica, apresentando no limite entre a região elástica e a região plástica um largo e irregular patamar denominado limite de escoamento localizado ou não- uniforme. Observando o corpo de prova durante a realização do teste, no momento em que ocorre o patamar de escoamento, aparecem a partir das garras que prendem o corpo de prova, inúmeras linhas irregulares em geral inclinadas a aproximadamente 45° em relação à direção em que se traciona o material. Essas linhas vão se movimentando ao longo do corpo de prova até se encontrarem, em geral, próximo a sua parte média, e a seguir vão lentamente desaparecendo. O momento em que as linhas se encontram marca o fim do escoamento e a partir deste ponto a curva tensão x deformação passa a ser uniforme e já se encontra no regime plástico. Estas linhas de distensão são também chamadas de banda de Lüders e ocorrem também quando uma peça é conformada na prensa. A Figura 22 mostra diagramas tensão deformação de um aço envelhecível em três condições: como recebido (Figura 22a), após laminação de encruamento (Figura 22b) e na Figura 22c envelhecido a 100°C por duas horas. (USIMINAS, 1984).

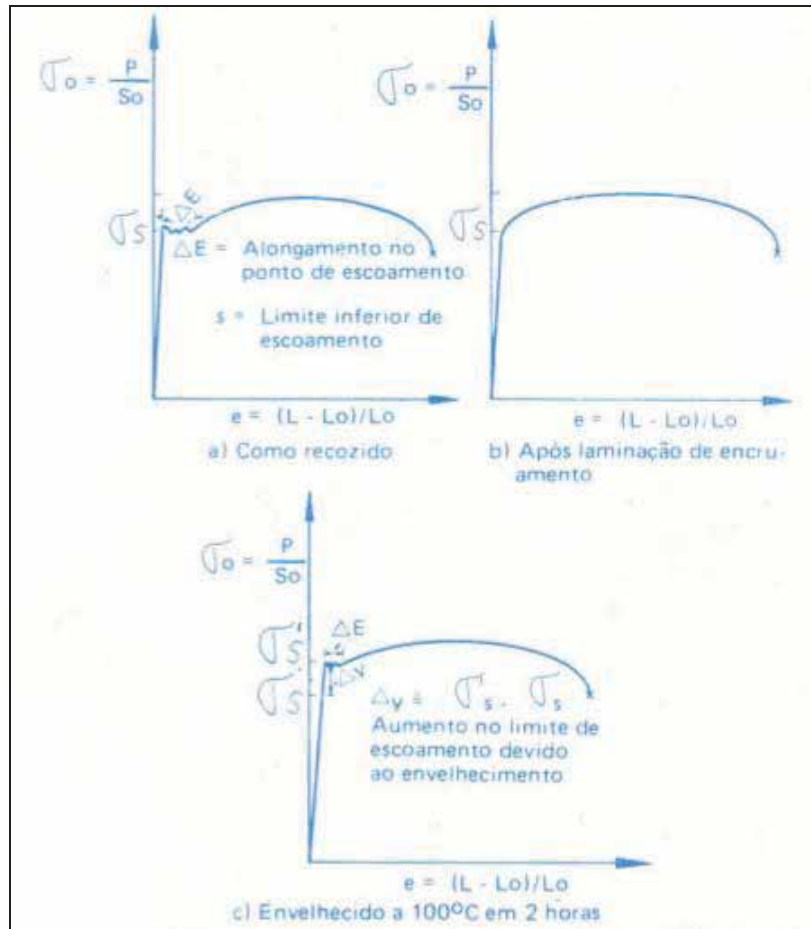


Figura 22 - Diagramas tensão x deformação para aço baixo carbono envelhecível . (USIMINAS, 1984)

A presença da banda de Lüders deve-se a presença de nitrogênio, devido ao seu coeficiente de difusão ser várias vezes maior que o do carbono à temperatura ambiente. O nitrogênio tem uma taxa de difusão mais rápida ($1,34 \times 10^{-16} \text{ cm}^2 \cdot \text{s}^{-1}$) em temperatura ambiente do que o carbono ($2,8 \times 10^{-17} \text{ cm}^2 \cdot \text{s}^{-1}$), que permite a difusão através da matriz de ferrita e a ancoragem da discordância durante o armazenamento do aço à temperatura ambiente. O nitrogênio produz um maior limite de escoamento que o carbono quando a concentração de nitrogênio dissolvido é igual ao de carbono dissolvido. Considera-se que o nitrogênio tem maior força de ancoragem das discordâncias que o carbono na temperatura ambiente (SEAL, 2006).

A perda de carga em um teste uniaxial corresponde a uma formação de uma região de escoamento na amostra. Esse escoamento local está associado com banda de Lüders, que pode ter uma variedade de aparências. Sob tensão, bandas de Lüders formam-se e se propagam-se por todo o comprimento da amostra. Como as bandas se propagam, o material passa por uma deformação distinta no perfil. Bandas de Lüders são frequentemente descritas como um fenômeno de superfície e há muitos fatores metalúrgicos e experimentais que afetam sua aparência, como tamanho de grão, taxa de deformação, concentração de intersticiais livres e geometria da amostra. A aparência das bandas de Lüders pode ser complexa para amostras de grandes dimensões, porque a força biaxial pode criar concentrações de tensões locais levando a nucleação simultânea de múltiplas linhas, que podem formar padrões de variável complexidade. Os padrões podem ser matrizes traçada com bandas formadas em intervalos regulares e orientadas em específicas direções. Complexas redes de linhas também podem se desenvolver sem um espaçamento e orientação uniforme. Estas redes são normalmente classificadas como nervuras de distensão (stretcher strains). (SPEER et al., 2007).

A Figura 23 mostra o processo de nucleação da banda de Lüders.

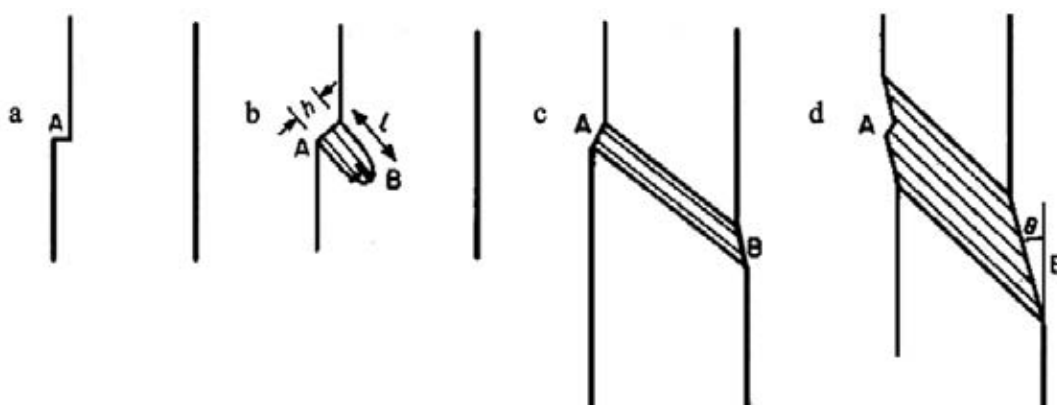


Figura 23 - Processo de nucleação de banda de Lüders. a) borda A causando concentração de tensão e nucleação, b) empilhamento de discordância em B aumentando a tensão local, c) banda atravessa para o lado oposto da amostra, d) banda de Lüders começa a ampliar. (Speer, 2007)

2.6.1– MECANISMO DO ENVELHECIMENTO NO AÇO BAKE HARDENING

Os aços efervescentes foram amplamente utilizados na indústria automotiva nas décadas passadas. Como a chapa de aço efervescente contém uma elevada quantidade de soluto de nitrogênio, ela apresenta um alto índice BH. No entanto, uma quantidade excessiva de soluto de nitrogênio muitas vezes faz com que apareçam linhas de distensão ou linhas de Lüders na conformação da chapa na prensa. Por outro lado, o nitrogênio é estabilizado como nitreto de alumínio (AlN) nos aços acalmados com alumínio enquanto que o carbono é estável na forma de cementita (Fe_3C) no caso do processo utilizado ser de recozimento em caixa. Para novos tipos de aços BH, a concentração de soluto é controlada em um intervalo ótimo onde o limite superior de soluto de carbono é determinado pela resistência ao envelhecimento á temperatura ambiente antes da estampagem (KUROSAWA, 1988).

Os aços BH são controlados pelo mesmo mecanismo de envelhecimento por deformação (difusão do carbono e nitrogênio dissolvido para fixar as discordâncias em movimento). Para o mecanismo de envelhecimento por deformação ocorrer, as seguintes condições devem acontecer simultaneamente:

- O material deve conter discordâncias móveis (que são usualmente introduzidas por trabalho a frio);
- Soluto C deve estar presente na ferrita;
- O soluto deve mover-se a temperatura de envelhecimento;
- O processo de recuperação das discordâncias deve ser suficientemente lento para evitar significativo amolecimento.

A Figura 24 exemplifica essas condições.

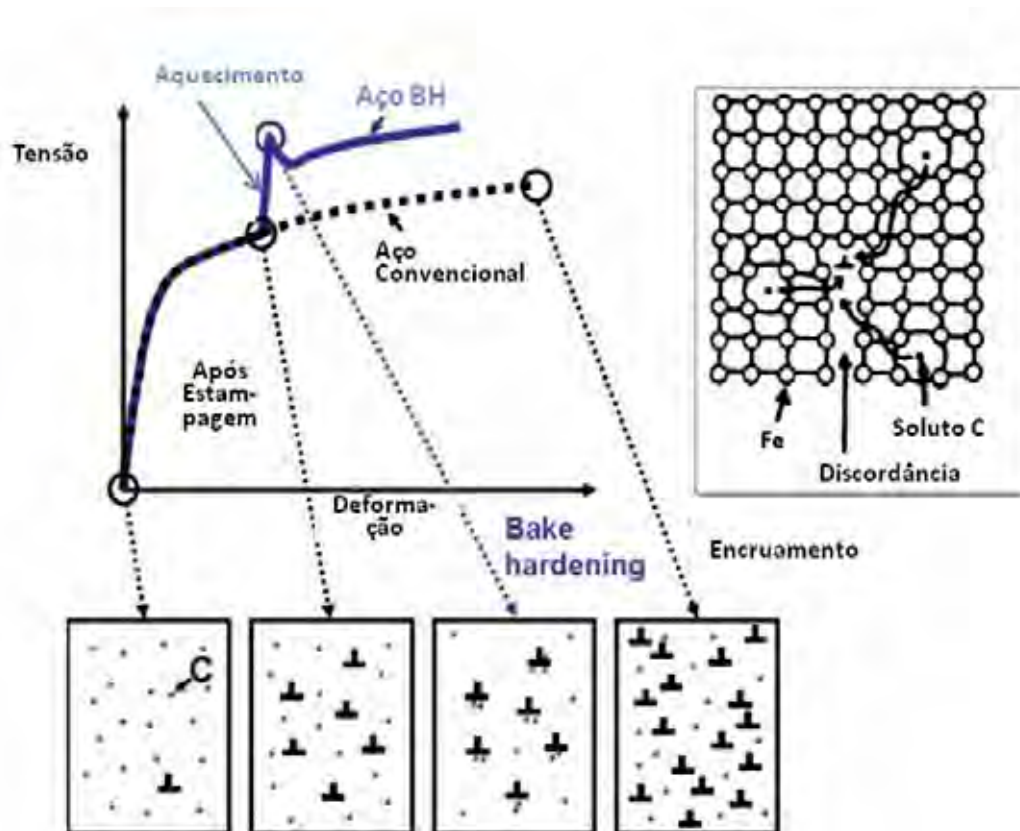


Figura 24 - Ilustração esquemática do princípio metalúrgico do efeito bake-hardening (Adaptado de KUROSAWA,1988)

De acordo com Wüebbels, Matlock e Speer (2002), o mecanismo de envelhecimento por deformação é complexo e caracterizado por três estágios:

- Snoek rearranjado ou ordenado;
- Formação da atmosfera de Cottrell;
- Precipitação de carbeto coerentes.

A Figura 25 ilustra os estágios do mecanismo de envelhecimento por deformação.

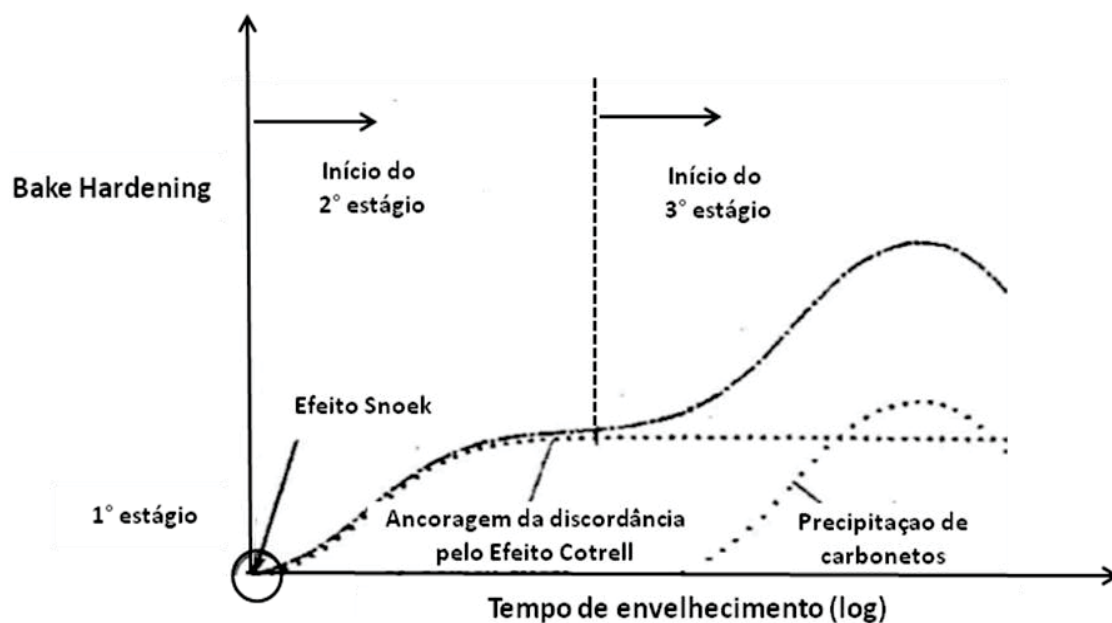


Figura 25 - Ilustração esquemática dos estágios do mecanismo de envelhecimento por deformação (Adaptado de FARÍAS, 2006)

2.6.1.1– SNOEK REARRANJADO OU ORDENADO

No primeiro estágio, pode ser observado um rápido aumento no limite superior de escoamento. Este é um efeito da tensão induzida por rearranjo dos átomos intersticiais no campo de tensões das discordâncias, e denominado efeito Snoek. Inicialmente, há uma distribuição aleatória de intersticiais na matriz e depois de uma deformação aplicada, os intersticiais no campo de tensões de uma discordância tentam minimizar a energia de deformação na região da discordância movendo-se aleatoriamente para locais de energia mínima. Apenas uma pequena quantidade de intersticiais participa do processo de rearranjo Snoek e o tempo necessário é inferior ao tempo necessário para um salto intersticial normal. Esse é um processo de curto espaço de tempo que é impossível de ser medido. Esse estágio provoca um aumento no limite de escoamento, mas não na resistência a tração, ancorando as discordâncias (FARÍAS, 2006).

2.6.1.2– FORMAÇÃO DA ATMOSFERA DE COTTRELL

O segundo é o estágio mais lento, que é a formação de atmosferas de Cottrell de longo alcance de difusão de solutos intersticiais de fora da região tensionada. É uma forma de difusão de longo alcance dos átomos intersticiais de soluto para o núcleo das discordâncias, que imobiliza a discordância, e resulta em aumento tanto no limite de escoamento como no limite de resistência à tração. Assim, é formada uma atmosfera de soluto que modifica os campos de tensão da discordância. A consequente diminuição na energia de deformação aumenta a tensão necessária para o movimento de discordância subsequente. Este movimento exige a separação das discordâncias de suas atmosferas de soluto sob tensão aplicada. O modelo de Cottrell (em sua forma original) de formação de atmosfera em torno das discordâncias, estendido por Harper, apenas descreve a cinética da mudança do conteúdo de carbono em solução na maior parte devido à difusão das discordâncias. O aumento do limite de escoamento causado pela formação de atmosferas de carbono em torno das discordâncias aumenta com o número de átomos que se reúnem em uma atmosfera, mas a interação e o efeito de ancoragem diminuem com a distância entre a discordância e o átomo de carbono (SEAL, 2006).

2.6.1.3-PRECIPITAÇÃO DE CARBETOS COERENTES

O último estágio do processo BH é a precipitação de carbonetos coerentes. Partículas de carbonetos são nucleadas pela segregação de átomos de soluto para as regiões centrais da discordância, que provoca um aumento no limite de escoamento e resistência à tração. Assim, com a continuada segregação de soluto para o núcleo da discordância, a concentração maior de soluto local leva à formação de clusters e então precipitados que podem eventualmente saturar os sítios de discordâncias (FARÍAS, 2006).

2.7–CURVA LIMITE DE CONFORMAÇÃO

A conformação de chapas metálicas é destaque dentre os processos de fabricação. Hoje, há um aumento na aplicação de novos materiais como aços de alta resistência; a viabilidade do uso desses materiais depende do conhecimento de suas características e dos parâmetros dos processos de conformação. As curvas limite de conformação (CLC) são geralmente usadas como uma ferramenta para controle do nível de deformação dos materiais para produção de peças conforme exigências de projeto. Elas também são usadas nas indústrias para análise real de possíveis problemas na conformação de chapas ou comparação de conformabilidade de diferentes materiais (SANTOS, 2007).

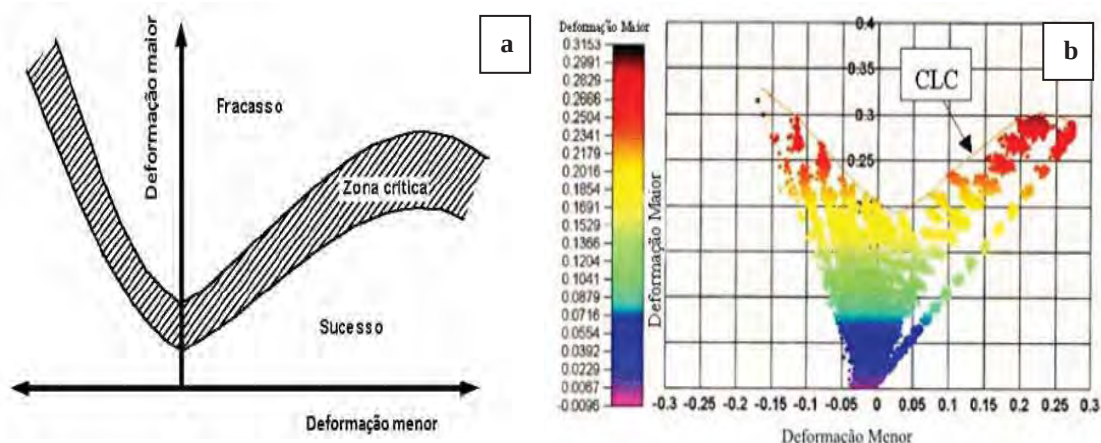


Figura 26 - a) Esquema básico de uma curva limite de conformação. b) Curva limite de conformação (SANTOS, 2007).

Viana et al.(2011), descrevem que a conformação de chapas finas tem hoje grande aplicação no contexto industrial. É um processo amplamente utilizado na indústria automobilística, de utensílios de cozinha, de embalagens e de componentes. Materiais, como aços de alta resistência e ligas de alumínio, vêm sendo utilizados de maneira crescente nos últimos anos. Para tanto, o conhecimento de como esses novos materiais se comportam mecanicamente tem grande importância, bem como a influência de heterogeneidades estruturais na plasticidade de um material. A quantidade de deformação plástica que uma chapa metálica pode suportar antes da ocorrência da estricção localizada é um assunto de grande importância na conformação de chapas. Com base em medidas

experimentais, o conceito de curva limite de conformação foi inicialmente introduzido por Keeler em 1965, para os valores positivos da menor deformação principal no plano da chapa. Este conceito foi então estendido por Goodwin em 1968 ao domínio de deformações compreendido entre os estados de tração uniaxial e estiramento biaxial. Desde então, inúmeras pesquisas foram dedicadas a determinação experimental e á modelagem teórica das deformações limites em chapas. As deformações podem ser obtidas a partir de medidas efetuadas em malhas gravadas por processo eletrolítico na superfície da chapa. As deformações limites são geralmente determinadas realizando-se o ensaio até a aparição de uma fratura dúctil e, em seguida, analisando a distribuição de deformações obtida na vizinhança da zona fraturada.

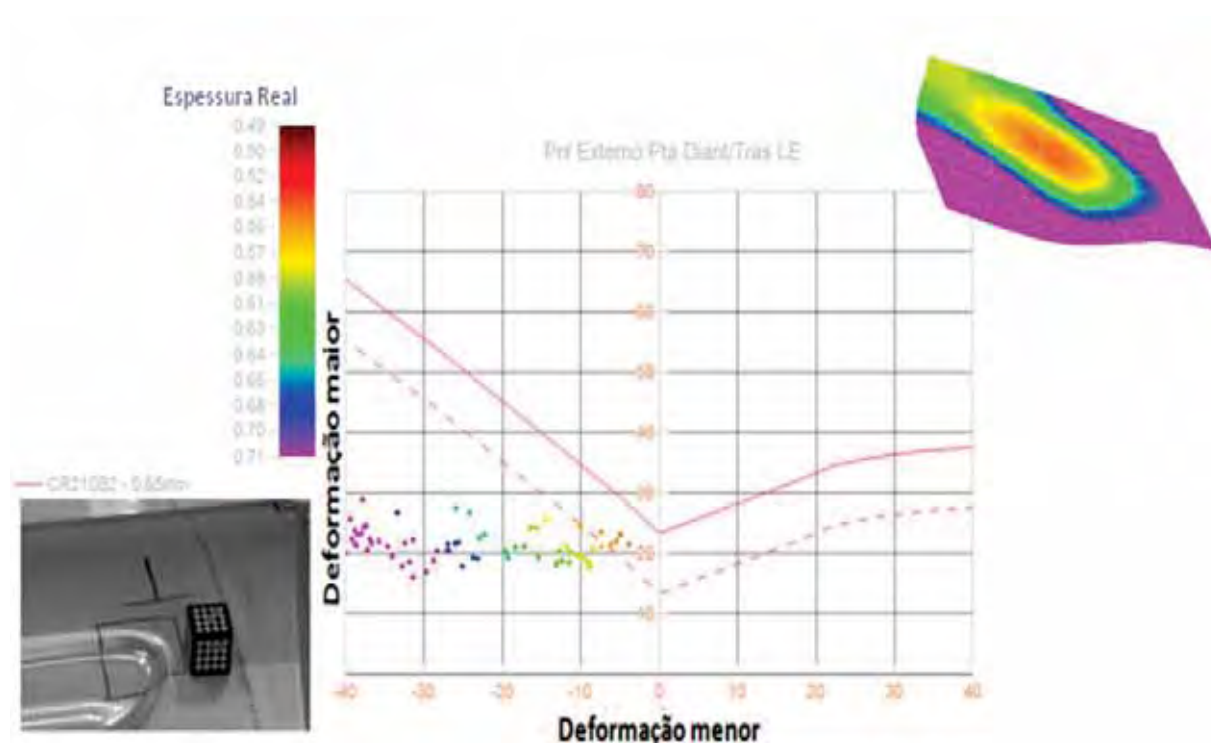


Figura 27 – Exemplo de aplicação de curva limite de conformação em uma região específica de uma peça. (GMB)

3- MATERIAIS E MÉTODOS

O material utilizado neste trabalho, chapas e peças estampadas, foram fornecidos pela General Motors do Brasil – Planta de São José dos Campos, SP. A preparação das amostras foi efetuada no Laboratório da Qualidade de Matéria-Prima de Estamparia da General Motors - São José dos Campos, SP. Na operação de corte de matéria-prima foram separadas as amostras de chapas para o teste padrão, e blanks para estampagem das peças. Desta maneira, as peças estampadas e as chapas são do mesmo lote de fabricação.

No fluxograma da Figura 28 mostra a descrição do processo de separação das amostras, preparação dos corpos de prova e teste de tração adotado nesta etapa do trabalho.

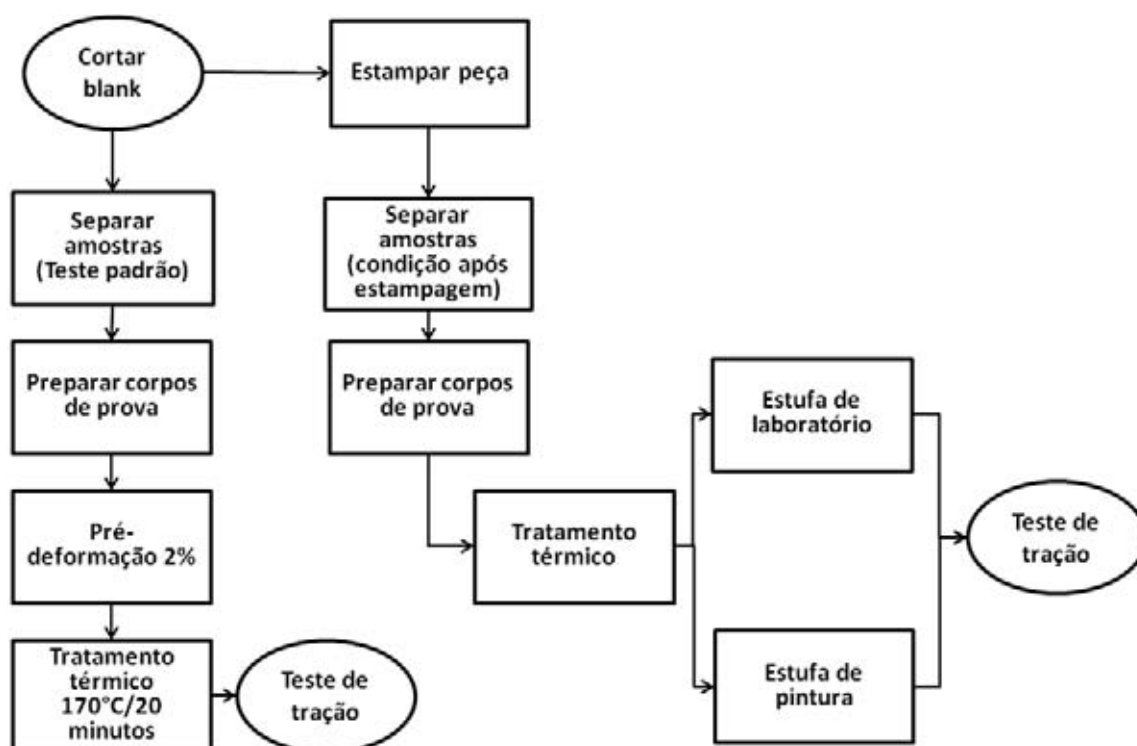


Figura 28- Fluxograma de separação das amostras, preparação dos corpos de prova e teste de tração

As chapas foram cortadas na largura média da bobina na dimensão 300 mm x 300 mm e os blanks foram estampados em linha de prensas robotizadas.

As peças estampadas estão mostradas na Figura 29 e as denominações das amostras usadas neste trabalho estão mostradas na Tabela 8.

Tabela 8 – Denominação das amostras desenvolvidas no trabalho.

Amostra	Fornecedor	Grau BH	Espessura (mm)	Condição de fornecimento da amostra
A	CSN	180	0,75	peça estampada
B	Usiminas	180	0,80	peça estampada
C	Arcelor	210	1,00	peça estampada
D	CSN	180	0,75	chapa
E	Usiminas	180	0,80	chapa
F	Arcelor	210	1,00	chapa

Amostra **A** - PAINEL externo da porta.



Amostra **B** - PAINEL externo do cofre.



Amostra **C** – Reforço central da longarina dianteira.



Figura 29 - Identificação de peças estampadas de material BH 180 e 210.

3.1– PREPARAÇÃO DOS CORPOS-DE-PROVA PARA ENSAIO DE TRAÇÃO

Os corpos-de-prova das peças estampadas A e B foram retirados das regiões que mais sofrem danos nos veículos em uso pelos proprietários (por exemplo: pequenos amassados e batidas de pedras) e foram retirados na posição perpendicular à direção da laminação conforme mostrado na Figura 30.

Os corpos-de-prova da peça estampada C foram retirados das áreas planas e não obedeceram ao sentido perpendicular a direção de laminação.

Os corpos-de-prova das chapas D, E e F foram retirados na posição perpendicular à direção da laminação conforme norma EMS.ME1508 (2005) - Chapas de Aço-Carbono, Laminadas a Frio, Revestidas ou Não – Revestidas, para Estampagem.

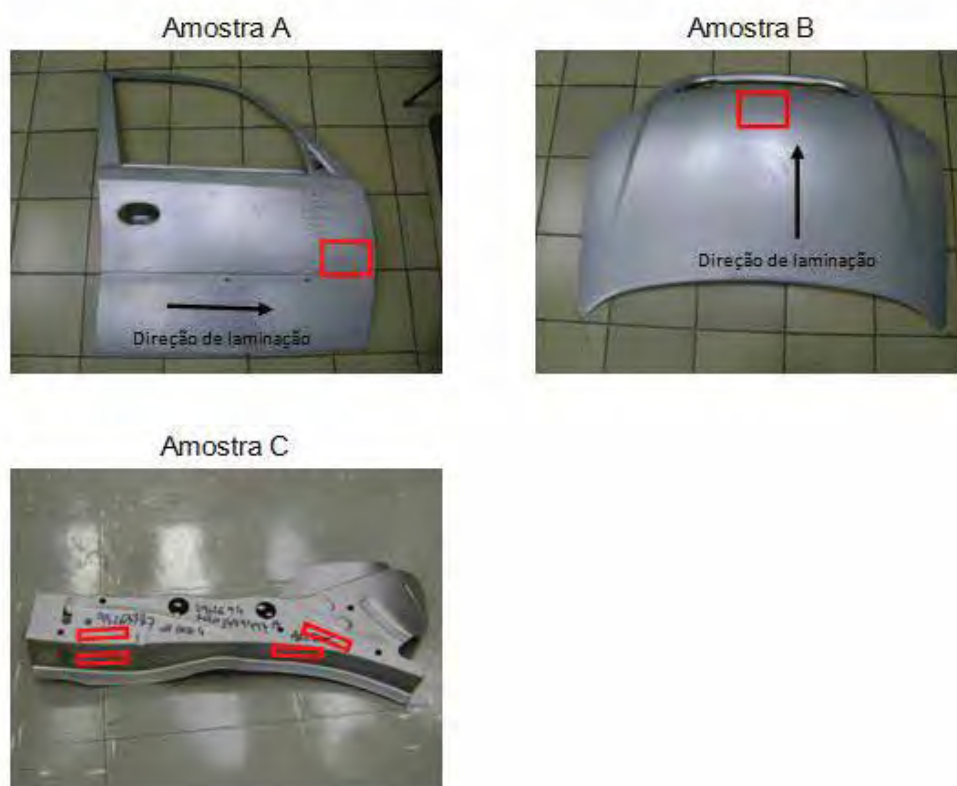


Figura 30- Região das quais os corpos de prova foram retirados das peças estampadas e a direção de laminação da amostra A e B.

Para a preparação dos corpos-de-prova das amostras A e B, foi retirado uma chapa retangular com dimensão 150 mm x 200 mm, perpendicular ao sentido da laminação. Os corpos-de-prova foram estampados na prensa para preparação dimensional de corpo de prova para tração (Figura 31a). Em seguida, foram fresados no equipamento para acabamento dimensional de corpo de prova para tração (Figura 31b) do Laboratório da Qualidade de Matéria-Prima de Estamparia da General Motors - São José dos Campos, SP.

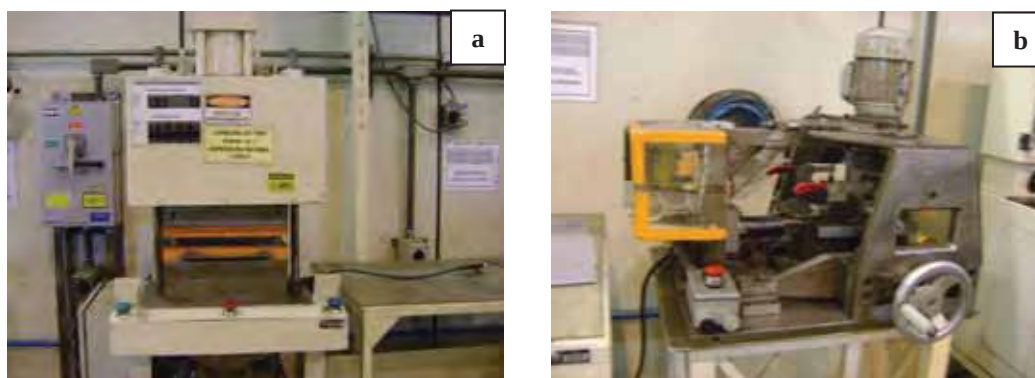


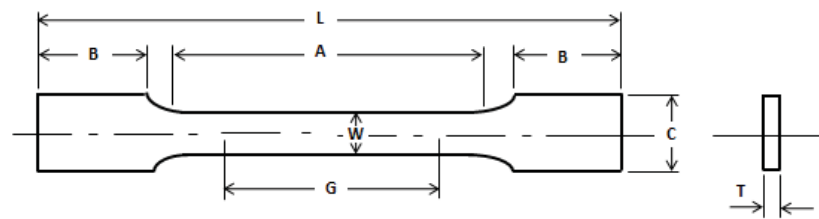
Figura 31- a) Prensa para preparação dimensional de corpo de prova para tração; b) Fresa para acabamento dimensional de corpo de prova para tração.

Os corpos-de-prova da amostra C foram retirados usando serra de fita e preparados manualmente usando técnicas de ajustagem (traçagem, lima e bancada).

Para a preparação dos corpos-de-prova D, E e F, foram seguidos os mesmos critérios de preparação dos corpos-de-prova A e B.

A preparação dimensional dos corpos-de-prova seguiu o especificado na ASTM E-8M-01(2002) - Métodos de Teste Padrão Para Ensaio de Tração de Materiais Metálicos. As dimensões estão mostradas na Figura 32.

As marcas do comprimento da parte útil dos corpos-de-prova (50 mm), foi realizada no Laboratório da Qualidade da General Motors - São José dos Campos, efetuando a traçagem com riscador, esquadro e tinta de traçagem.



Dimensão do corpo de prova		
Cota	Dimensão [mm]	Descrição
A	57	Comprimento da seção reduzida
B	50	Comprimento da seção de fixação
C	20	Largura
L	200	Comprimento total
G	50	Comprimento da parte útil
W	12,5	Largura da seção reduzida
T	Conforme amostra	Espessura

Figura 32- Dimensões dos corpos-de-prova para ensaio de tração. (Extraído da norma ASTM E-8M-01).

3.2– ENSAIO DE TRAÇÃO

O ensaio de tração foi efetuado em corpos-de-prova das amostras das condições descritas visando obter o incremento do limite de escoamento para medição do índice BH.

Numa primeira etapa, foram ensaiados os corpos-de-prova das amostras D, E e F e, em outra etapa, foram ensaiados os corpos-de-prova das amostras A, B e C.

3.2.1–OBTENÇÃO DO ÍNDICE BH DOS CORPOS DE PROVA DAS CHAPAS

Para obter o índice BH padrão das amostras D, E e F, os corpos de prova inicialmente foram submetidos a uma pré-deformação a 2%, seguida de

tratamento térmico em estufa de laboratório e, finalmente, efetuado o ensaio de tração.

3.2.1.1–PRÉ-DEFORMAÇÃO A 2%

Os corpos-de-prova das amostras D, E e F foram submetidos a uma pré-deformação de 2%, efetuada na máquina de ensaio universal EMIC DL 10000 com capacidade de 10000 kgf (Figura 33a) dotada de um extensômetro EMIC TRD6 (Figura 33b) do Laboratório do Controle de Qualidade de Matéria-Prima de Estamparia da General Motors - São José dos Campos, SP.

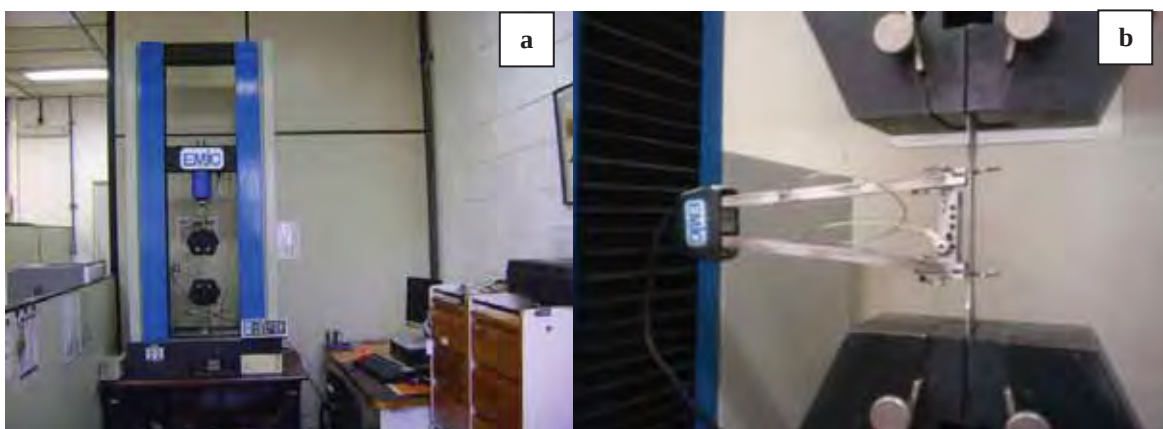


Figura 33 - a) Máquina de ensaio universal EMIC DL 10000; b) Extensômetro EMIC TRD6 acoplado a máquina de tração.

3.2.1.2–TRATAMENTO TÉRMICO DOS CORPOS-DE-PROVA

Os corpos-de-prova das amostras D, E e F foram submetidos a um tratamento térmico numa estufa de ar circulante SOC. FABBE (Figura 34) com capacidade de 300°C, do Laboratório da Qualidade da General Motors - São José dos Campos, SP. Os corpos-de-prova foram aquecidos a 170°C por 20 minutos, conforme especificado na norma EMS.ME.1508(2005).



Figura 34- Estufa de ar circulante SOC. FABBE.

3.2.1.3–ENSAIO DE TRAÇÃO APÓS PRÉ-DEFORMAÇÃO E TRATAMENTO TÉRMICO

Após tratamento térmico, os corpos-de-prova foram ensaiados na máquina de ensaio universal EMIC DL10000 (Figura 33a) do Laboratório do Controle de Qualidade de Matéria-Prima de Estamparia da General Motors - São José dos Campos, SP; com capacidade de 10000 kgf e foram efetuados com velocidade de 3 mm/minuto.

O índice BH padrão, conforme norma EMS.ME.1508(2005), foi obtido por meio da subtração da média aritmética do limite de escoamento de corpos de prova pré-deformados e tratados termicamente pela média aritmética do limite de escoamento de corpos de prova pré-deformados a 2%.

$$\text{Índice BH padrão} = \overline{LE}_{\text{pré-def./tratado termicamente}} - \overline{LE}_{\text{pré-def. 2\%}} \quad (1)$$

3.2.2– OBTENÇÃO DO ÍNDICE BH DOS CORPOS-DE-PROVA DE PEÇAS ESTAMPADAS

Os corpos-de-prova das amostras A, B e C foram submetidos a tratamento térmico em duas condições: estufa de laboratório e estufa do processo de pintura.

3.2.2.1– OBTENÇÃO DO ÍNDICE BH DOS CORPOS-DE-PROVA DE PEÇAS ESTAMPADAS TRATADAS TERMICAMENTE EM ESTUFA DE LABORATÓRIO

Os corpos de prova foram submetidos a tratamento térmico na estufa de ar circulante do fabricante SOC. FABBE (Figura 35) com capacidade de 300°C, do Laboratório da Qualidade da General Motors - São José dos Campos, SP. Os corpos-de-prova foram aquecidos a 170°C por 20 minutos, conforme especificado na norma EMS.ME.1508(2005). Em seguida, foram ensaiados na máquina de ensaio universal EMIC DL10000 (Figura 34a) com capacidade de 10000 kgf do Laboratório do Controle de Qualidade de Matéria-Prima de Estamparia da General Motors - São José dos Campos, SP e foram efetuados com velocidade de 3 mm/minuto. Nessa condição, o índice BH é obtido pela subtração da média aritmética do limite de escoamento peça estampada pela média aritmética do limite de escoamento pré-deformado a 2%.

$$\text{Índice BH} = \overline{LE}_{\text{peça estampada}} - \overline{LE}_{\text{pré-deformado a 2\%}} \quad (2)$$

3.2.2.2– OBTENÇÃO DO ÍNDICE BH DOS CORPOS-DE-PROVA DE PEÇAS ESTAMPADAS TRATADAS TERMICAMENTE EM ESTUFA DE PROCESSO DE PINTURA

Os corpos de prova foram submetidos a tratamento térmico na estufa de processo da pintura da General Motors do Brasil, planta de São José dos Campos, SP; com uma temperatura média de 195°C e com um tempo médio de 25 minutos. Nesta condição, o índice BH é obtido pela subtração da média aritmética do limite de escoamento peça estampada pela média aritmética do limite de escoamento pré-deformado a 2%.

$$\text{Índice BH} = \overline{LE}_{\text{peça estampada}} - \overline{LE}_{\text{pré-deformado a 2\%}} \quad (3)$$

3.3–CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

3.3.1–PREPARAÇÃO DOS CORPOS-DE-PROVA

Os corpos de prova para caracterização microestrutural foram preparados no Laboratório da Qualidade da General Motors do Brasil – São José dos Campos, SP, obedecendo à seguinte sequência: foram cortados na dimensão 10 mm x 30 mm, no sentido transversal a direção de laminação utilizando-se serra de fita, em seguida embutidas em baquelite usando o embutidor Buehler (Figura 36a). As pastilhas foram lixadas na lixadeira Arotec APL-4 (Figura 35b) com lixa de granulação 80, 240, 320, 400 e 600, e foi aplicado a técnica de mudar a direção em 90° em cada lixa subsequente até desaparecerem os traços da lixa anterior. Após esta etapa, as pastilhas foram lavadas com água e polidas com alumina de 0,25 µm na politriz Buehler (Figura 36).



Figura 35- a) Embutidor Buehler; b) Lixadeira Arotec APL-4.



Figura 36- Politriz Buehler.

3.3.2–ANÁLISE MICROESTRUTURAL

Nos corpos-de-prova, depois de polidos e atacados quimicamente via imersão com o reagente nital 2% (196 ml álcool etílico/4 ml ácido nítrico) por 15 segundos, foram aplicadas as técnicas de metalografia, verificando-se o tamanho de grão ferrítico em toda a espessura usando o quadro comparativo de tamanho de grão acoplado a ocular do microscópio óptico Reichert-Jung, modelo Polyvar MET (Figura 37), do Laboratório da Qualidade da General Motors do Brasil, planta de São José dos Campos, SP. Para determinação da escala das fotomicrografias foi utilizado o programa Image J.



Figura 37- Microscópio óptico Reichert-Jung, modelo Polyvar MET

3.3.3–MICRODUREZA VICKERS

Como complemento da caracterização microestrutural, foi efetuado a medição da dureza Vickers em corpos de prova na condição como recebido e na condição após estampagem, usando o microdurômetro Shimadzu modelo HV-2000 (Figura 38) com capacidade de 2000 gramas do Laboratório da Qualidade da General Motors – São José dos Campos, SP. As medições foram efetuadas usando carga de 100 g.



Figura 38- Microdurômetro Shimadzu modelo HMV-2000

4– RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1– COMPOSIÇÃO QUÍMICA

A composição química dos materiais foi obtida do certificado de conformidade dos fornecedores. Os valores estão apresentados na Tabela 9.

Tabela 9– Composição química dos aços utilizados.

Aço	Amostra	% C	% Mn	% P	% S	% Al	% B
BH 180	A e D	0,0022	0,2300	0,0250	0,0110	0,0370	0,0012
BH 180	B e E	0,0016	0,2500	0,0300	0,0130	0,0560	0,0010
BH 220	C e F	0,0025	0,4800	0,0360	0,0080	0,0390	0,0007

A especificação do aço BH, conforme especificado na norma EMS.ME.1508(2005), é mostrada na Tabela 10.

Tabela 10- Composição química do aço bake hardening. (Extraído da norma EMS.ME.1508:2005).

Grau	% Carbono máx.	% Manganês máx.	% Fósforo máx.	% Enxofre máx.	% Alumínio mín.	% Boro máx.
180 BH	0,05	0,70	0,06	0,030	0,015	0,0025
210 BH	0,07	0,70	0,08	0,030	0,015	0,0025
%C + % P ≤ 0,16 e % Si ≤ 0,5						

Observa-se que os materiais, mesmo sendo de fornecedores distintos, apresentam composição química conforme o especificado, sendo que para o grau 180 as amostras dos fornecedores CSN (A e D) e Usiminas (B e E) apresentam valores próximos, excetuando o teor de alumínio que apresentaram uma amplitude de 0,19% (equivalente a uma diferença de 1,5 vezes). Em contrapartida nestas amostras o teor de carbono apresenta valores bem abaixo do máximo especificado na norma. Para o grau 210, do fornecedor Arcelor Mittal, o teor de carbono também apresenta valor bem abaixo do máximo especificado.

Nas três amostras, a soma dos elementos carbono e fósforo atendem a inequação $\%C + \%P \leq 0,16$ mencionada na norma EMS.ME.1508 (2005).

4.2– CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

4.2.1– MATERIAL NA CONDIÇÃO COMO RECEBIDO

A análise microestrutural do material na condição como recebido, apresentou os resultados esperados e está conforme a norma GMW3032(2005) – Chapa de Aço de Alta Resistência Com Limite de Escoamento de 180 MPa a 550 MPa, que especifica que o aspecto da granulação tem que ser consistente através da espessura e tamanho de grão 8 ou mais fino, conforme padrão ASTM E112 - Métodos de Teste Padrão Para Determinação do Tamanho de Grão Médio.

A Figura 39 mostra o quadro de tamanho de grão ferrítico de 3 a 10 conforme ASTM E112, acoplado a ocular do microscópio. Para ser efetuado o comparativo de tamanho de grão versus quadro, o microscópio tem que apresentar ampliação de 100 vezes.

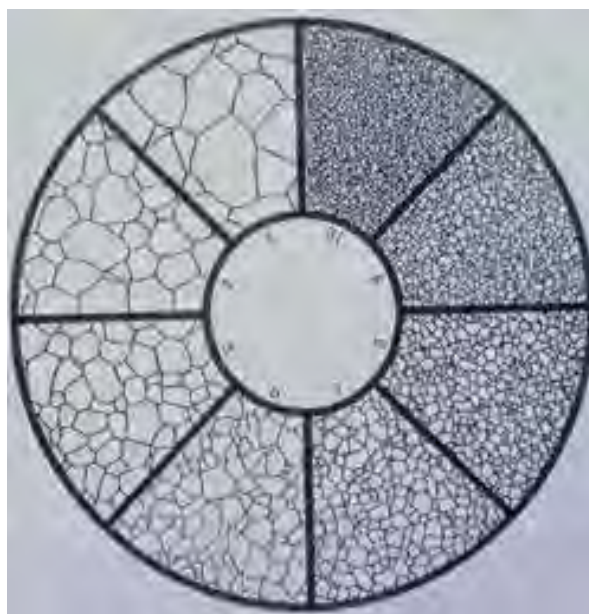


Figura 39- Quadro de tamanho de grão ferrítico de tamanho 3 a tamanho 10 conforme ASTM E 112.

A microestrutura da amostra D, mostrada na Figura 40, apresenta grãos equiaxiais e levemente alongados, com tamanho médio 9, obtido por método comparativo.

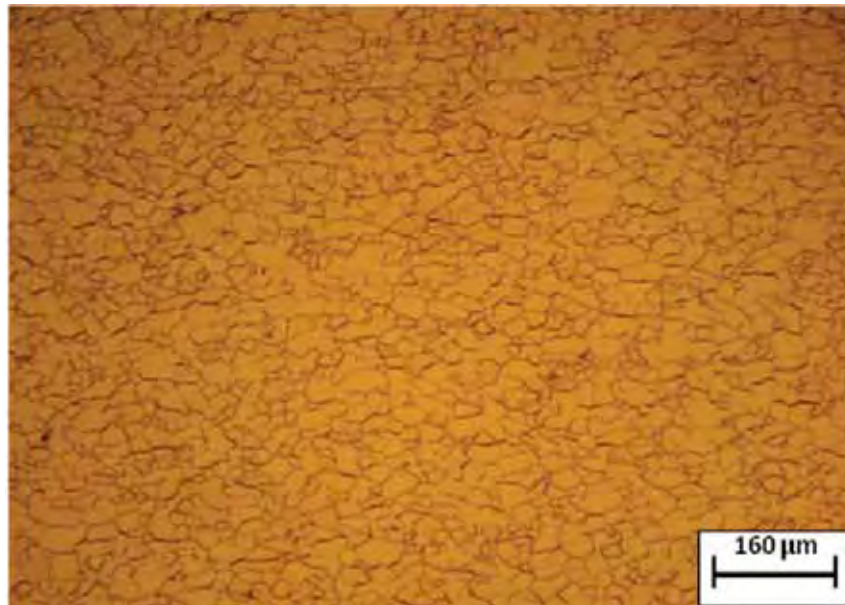


Figura 40- Fotomicrografia da amostra D (painel externo da porta) na condição como recebido.

A microestrutura da amostra E, mostrada na Figura 41, apresenta grãos equiaxiais e levemente alongados, com tamanho médio 9, obtido por método comparativo. Observam-se regiões com contorno de grãos espessos, conforme detalhe ampliado.

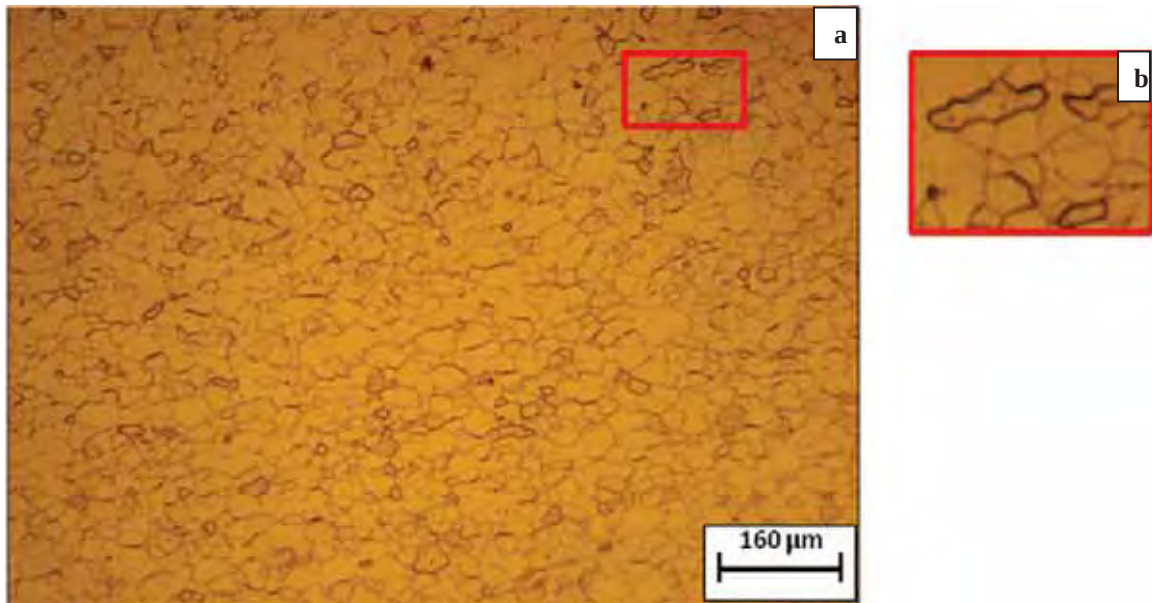


Figura 41- a) Fotomicrografia da amostra E (painel externo do cofre) na condição como recebido; b) Ampliação de uma de uma região com contorno de grão espesso.

De acordo com Silva e Avillez (2002); a redução de intersticiais, principalmente o carbono, num aço contendo carbono com 15 a 20 ppm e nitrogênio com 20 a 30 ppm favorece a segregação de elementos fragilizantes, notadamente o fósforo, para os contornos de grão.

Conforme Kim, Han e Jin (2000), para uma alta concentração de Mn+P combinado com uma alta temperatura de bobinamento, causa um anormal crescimento de grãos (Figura 42a), e a segregação do fósforo para os contornos de grãos forma precipitados de FeTiP (Figura 42b).

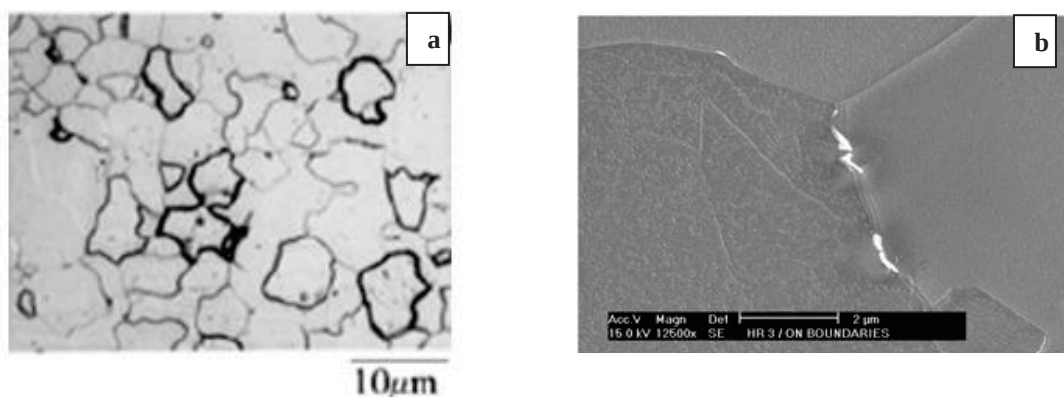


Figura 42- a) Fotomicrografia de um aço contendo 0,0034% C; 1,48% Mn; 0,08% P e 0,20% Ti com grãos grosseiros com contornos de grãos espessos; b) Fotomicrografia de um aço contendo 0,003% C; 1,5% Mn;

0,08% P e 0,05%Ti mostrando precipitado FeTiP no contorno de grão. (KIM, HAN e JIN, 2000).

O material das amostras B e E apresentam 0,0016% C, 0,25% Mn e 0,030% P, e, portanto, não se enquadram como um aço alto Mn+P; porém, os autores apresentam a fotomicrografia de um aço contendo 0,0030% C; 0,24% Mn; 0,08% P e 0,13% Ti em duas temperaturas de bobinamento, que apresentam os contornos de grãos espessos (Figuras 43a e 43b).

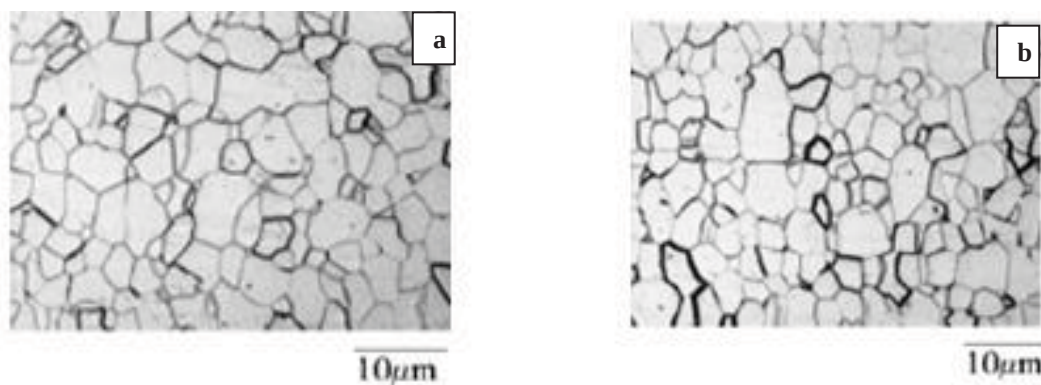


Figura 43- a) Fotomicrografia de um aço contendo 0,0030% C; 0,24% Mn; 0,08% P e 0,13% Ti bobinado a 540°C; b) Mesmo aço bobinado a 700°C. (KIM, HAN e JIN, 2000).

A microestrutura da amostra F, mostrada na Figura 44, apresenta grãos equiaxiais e levemente alongados, com tamanho médio 9, obtido por método comparativo.



Figura 44- Fotomicrografia da amostra F (reforço central da longarina dianteira) na condição como recebido.

4.2.2– MATERIAL NA CONDIÇÃO APÓS ESTAMPAGEM

As microestruturas das amostras na condição após estampagem não apresentou mudança significativa em relação às microestruturas na condição como recebido devido a pouca deformação da região em que os corpos de prova foram retirados. A microestrutura da amostra A, mostrada na Figura 45, apresenta grãos equiaxiais e levemente alongados, com tamanho médio de grão ferrítico 9.

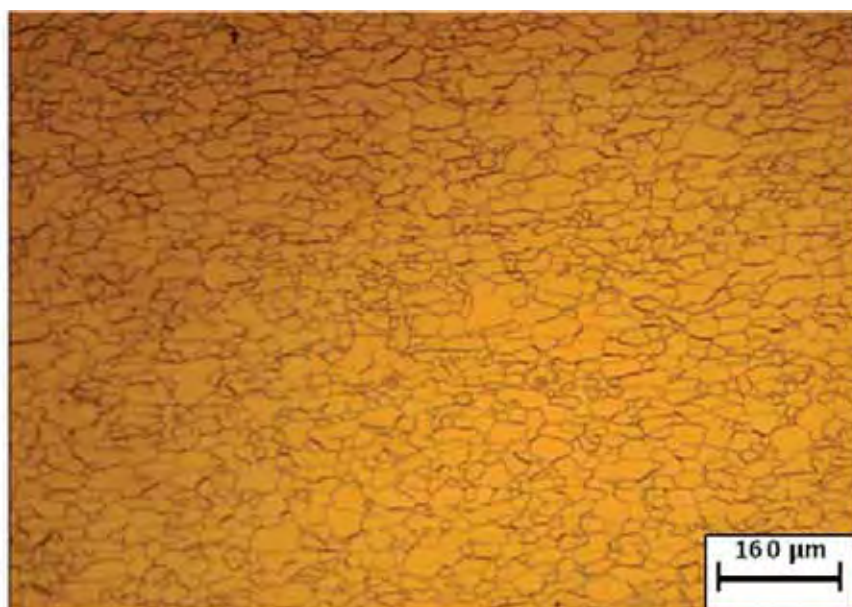


Figura 45- Fotomicrografia da amostra A (painel externo da porta) na condição após estampagem

A microestrutura da amostra B, mostrada na Figura 46, apresenta grãos equiaxiais e levemente alongados, com tamanho de grão ferrítico 9. Observa-se que a microestrutura não apresenta regiões com contorno de grão espesso encontrado na amostra na condição como recebido.



Figura 46- Fotomicrografia da amostra B (painel externo do cofre) na condição após estampagem.

A microestrutura da amostra C, mostrada na Figura 47, apresenta grãos equiaxiais, levemente alongados, com tamanho de grão ferrítico 9.



Figura 47- Fotomicrografia da amostra C (reforço central da longarina dianteira) na condição após estampagem.

4.3– PROPRIEDADES MECÂNICAS

4.3.1–MICRODUREZA VICKERS

Devido à pouca alteração da microestrutura dos materiais nas condições como recebido e após estampagem, ou seja, os grãos na condição após estampagem mantiveram-se equiaxiais, foi efetuada a medição da dureza Vickers objetivando a comprovação de possíveis alterações causada pela deformação (estampagem). Os valores estão apresentados na Tabela 11.

Tabela 11 – Microdureza das amostras na condição como recebido e após estampagem.

Amostra	Condição	Dureza Vickers HV _{0,1}
A	Após estampagem	148,3±6,0
B	Após estampagem	144,3±4,1
C	Após estampagem	163,2±5,4
D	Como recebido	137,2±3,9
E	Como recebido	130,2±5,0
F	Como recebido	153,5±4,7

Observa-se que a deformação causada pela estampagem acarreta um acréscimo na dureza de 11,2 HV_{0,1} na amostra A (painel externo da porta); 14,2 HV_{0,1} na amostra B (painel externo do cofre) e 9,7 HV_{0,1} na amostra C (reforço central da longarina).

4.3.2–AMOSTRA A e D

4.3.2.1– ÍNDICE BH – TESTE PADRÃO (AMOSTRA D)

Foi efetuado ensaio de tração para medição do índice BH padrão seguindo a norma EMS.ME.1508(2005), e o valor foi encontrado subtraindo o limite de escoamento após tratamento térmico pelo limite de escoamento pré-deformado a 2%, sendo que o valor encontrado atende ao especificado de 33 MPa mínimo.

A Tabela 12 mostra os dados utilizados para a obtenção do índice BH.

Tabela 12 – Limite de escoamento amostra D na condição pré-deformado a 2% seguido de tratamento térmico 170°C/20 minutos.

Limite de Escoamento Pré deformação 2% [MPa]	Limite de Escoamento Após tratamento térmico 170°C/20 min [MPa]	Índice BH [MPa]
284,8±3,6	334,8±1,3	50,1

O gráfico do teste de pré-deformação, bem como o do teste de tração após tratamento térmico 170°C/20 minutos, estão mostrados nas Figuras 48 e 49, respectivamente.

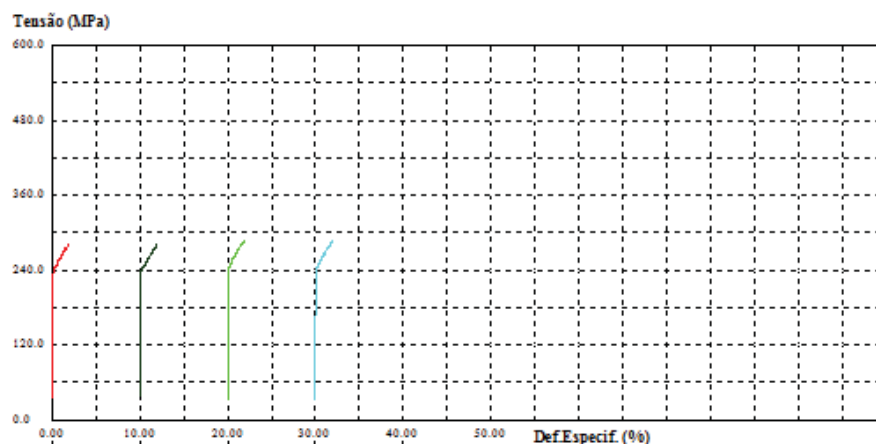


Figura 48- Pré-deformação a 2% da amostra D (painel externo da porta).

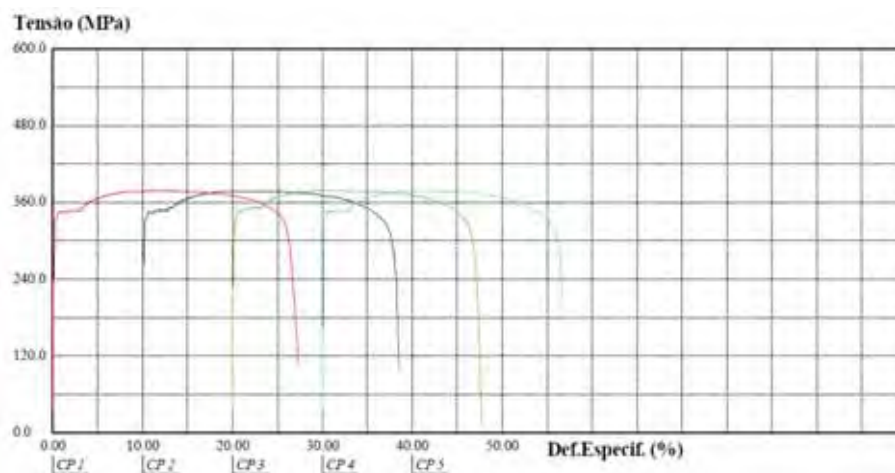


Figura 49- Ensaio de tração em corpos de prova da amostra D submetidos a tratamento térmico 170°C/20 minutos.

Após pré-deformação e tratamento térmico, observa-se o patamar de escoamento em todos os corpos de prova testados, o que é característica de envelhecimento.

4.3.2.2– ALONGAMENTO E LIMITE DE RESISTÊNCIA A TRAÇÃO APÓS PRÉ-DEFORMAÇÃO DE 2% E TRATAMENTO TÉRMICO 170°C POR 20 MINUTOS (AMOSTRA D)

A Tabela 13 mostra os valores de alongamento e limite de resistência a tração de corpos de prova após pré-deformação a 2% e tratamento térmico de 170°C por 20 minutos.

Tabela 13 – Alongamento e limite de resistência a tração da amostra D após pré-deformação 2% e tratamento térmico 170°C/20 minutos.

Alongamento [%]	Limite de Resistência a Tração [MPa]
27,3±0,7	378,6±0,4

4.3.2.3– ALONGAMENTO, LIMITE DE ESCOAMENTO E LIMITE DE RESISTÊNCIA À TRAÇÃO NA CONDIÇÃO COMO RECEBIDO (AMOSTRA D)

A norma EMS.ME.1508 (2005) especifica alongamento mínimo de 34%, limite de escoamento de 180 MPa a 240 MPa e limite de resistência a tração mínimo de 300 MPa. A Tabela 14 mostra os valores médio obtidos de alongamento, limite de escoamento e limite de resistência tração de corpos de prova da amostra D, onde se observa que o valor de alongamento está ligeiramente abaixo do mínimo especificado.

Tabela 14 – Alongamento, limite de escoamento e limite de resistência a tração da amostra D na condição como recebido.

Alongamento [%]	Limite de Escoamento [MPa]	Limite de Resistência à Tração [MPa]
31,3±1,4	239,4±3,4	353,4±5,4

4.3.2.4– LIMITE DE ESCOAMENTO EM PEÇA ESTAMPADA (AMOSTRA A)

Foram ensaiados quatro corpos de prova retirados de peça estampada, onde foram submetidos à estufa de laboratório (170°C/20 minutos) e a estufa de processo de pintura, onde os valores de limite de escoamento encontrados estão relacionados na Tabela 15.

Tabela 15 – Limite de escoamento amostra A na a condição peça estampada/estufa de laboratório e peça estampada/estufa de processo de pintura.

Limite de Escoamento Estufa de laboratório [MPa]	Limite de Escoamento Estufa de processo de pintura [MPa]
305,6±8,9	308,2±3,9

Observa-se que os corpos de prova submetidos a estas condições apresentaram valores aproximados.

4.3.2.5– ÍNDICE BH - PEÇA ESTAMPADA (AMOSTRA A)

O índice BH da peça estampada é obtido subtraindo o limite de escoamento após tratamento térmico pelo limite de escoamento pré-deformado a 2%. Os valores encontrados estão relacionados na Tabela 16.

Tabela 16 – Índice BH de peça estampada – Amostra A (painel externo da porta).

Índice BH Estufa de laboratório [MPa]	Índice BH Estufa de processo de pintura [MPa]
20,8	24,4

Os gráficos do ensaio de tração na condição estufa de laboratório e estufa de processo de pintura estão mostrados nas Figuras 50 e 51, respectivamente.

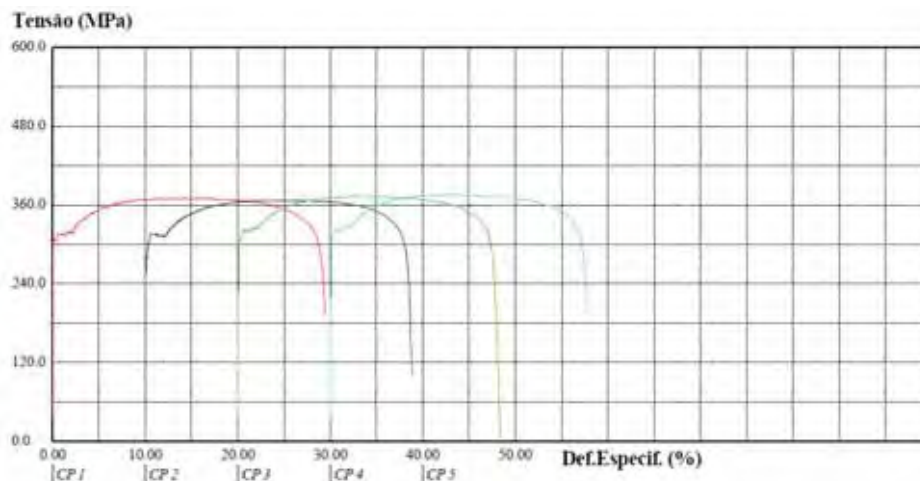


Figura 50-Ensaio de tração em corpos de prova da amostra A (painel externo da porta) submetidos a tratamento térmico em estufa de laboratório.

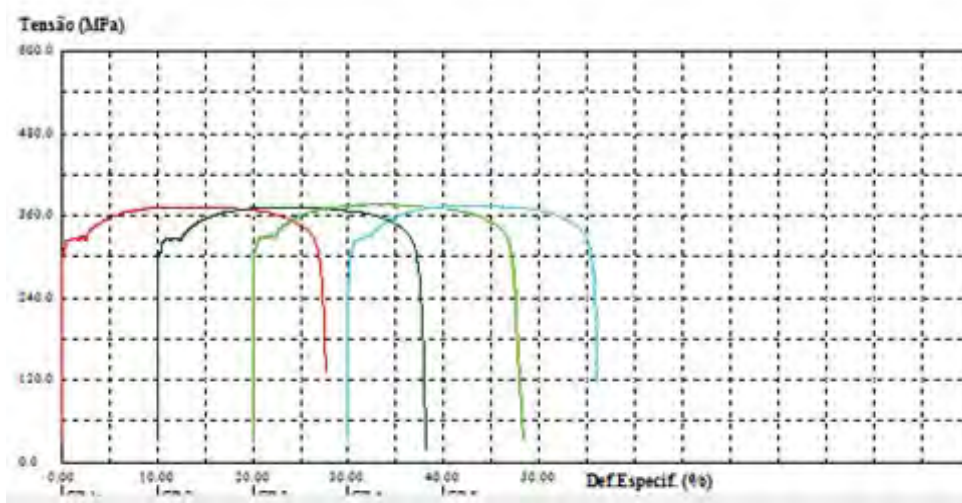


Figura 51- Ensaio de tração em corpos de prova retirados da amostra A (painel externo da porta) e submetidos a tratamento térmico em estufa de pintura.

Observa-se que os valores encontrados para as condições estufa de laboratório e estufa de processo de pintura são aproximados. Os valores encontrados são menores que a metade do índice BH padrão. Esta variação considerável entre o índice BH padrão e o índice BH da peça estampada deve-se ao local de retirada dos corpos de prova, onde provavelmente tem uma deformação inferior a 2%.

Wüebbels, Matlock e Speer (2002) relatam que enquanto quantidades significativas de aço são produzidas e comercializadas com valores específicos de índice BH, há uma preocupação de que estes índices medidos em peças estampadas muitas vezes diferem do que pode ser observado em testes padrão de laboratório e as razões potenciais para que isto ocorra incluem uma diferença na magnitude da pré-deformação, uma mudança na trajetória de deformação (painéis automotivos apresentam um complexo comportamento de deformação) e os efeitos do envelhecimento em temperatura ambiente devido ao tempo de estampagem até o processamento na estufa de pintura.

4.3.2.6– ALONGAMENTO E LIMITE DE RESISTÊNCIA A TRAÇÃO NA CONDIÇÃO APÓS ESTAMPAGEM (AMOSTRA A)

A Tabela 17 mostra os valores encontrados de alongamento e limite de resistência a tração da amostra A na condição peça estampada/estufa de laboratório e peça estampada/estufa de processo de pintura.

Tabela 17 – Alongamento e limite de resistência a tração da amostra A na condição peça estampada/estufa de laboratório e peça estampada/estufa de processo de pintura.

Estufa de laboratório		Estufa de processo de pintura	
Alongamento [%]	Limite de Resistência a Tração [MPa]	Alongamento [%]	Limite de Resistência a Tração [MPa]
28,4±0,8	372,2±3,5	27,2±0,8	374,6±1,8

Fazendo um comparativo dos valores de alongamento e limite de resistência à tração na condição pré-deformado a 2%/tratamento térmico 170°C/20 minutos com os valores obtidos na condição após estampagem (em estufa de laboratório e estufa de processo de pintura), observa-se pouca diferença de 1,2 % para alongamento e 6,4 MPa para limite de resistência à tração.

4.3.3–AMOSTRA B e E

4.3.3.1– ÍNDICE BH – TESTE PADRÃO (AMOSTRA E)

O valor encontrado está relacionado na Tabela 18, e está um pouco abaixo do especificado na norma EMS.ME.1508(2005) que é de 33 MPa mínimo.

Tabela 18– Limite de escoamento amostra E para a condição pré-deformado a 2% seguido de tratamento térmico 170°C/20 minutos.

Limite de Escoamento Pré deformação 2% [MPa]	Limite de Escoamento Após tratamento térmico 170°C/20 min [MPa]	Índice BH [MPa]
239,4±1,1	271,1±1,6	31,6

O gráfico do teste de pré-deformação, e o do teste de tração após tratamento térmico 170°C/20 minutos estão mostrados nas Figuras 52 e 53, respectivamente.

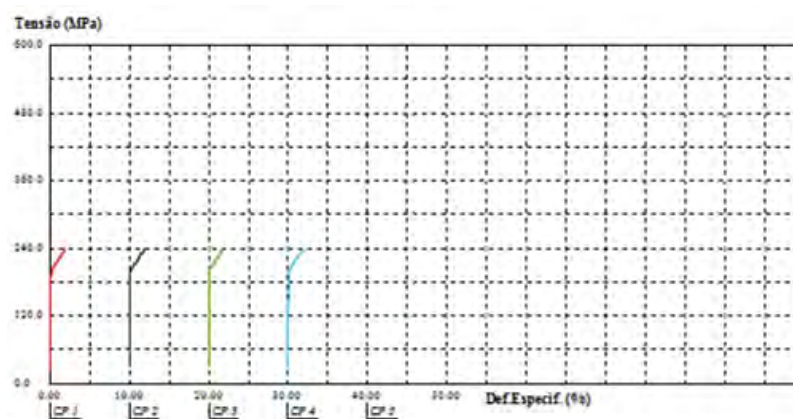


Figura 52- Pré-deformação a 2% da amostra E (painel externo do cofre).

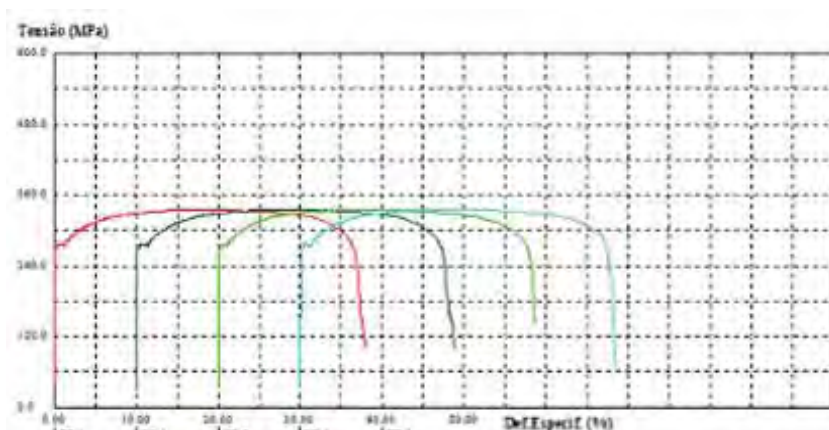


Figura 53- Ensaio de tração em corpos de prova da amostra E (painel externo do cofre) submetidos a tratamento térmico 170°C/20 minutos.

Após pré-deformação e tratamento térmico, observa-se o patamar de escoamento em todos os corpos de prova testados, o que é característica de envelhecimento.

4.3.3.2- ALONGAMENTO, LIMITE DE ESCOAMENTO E LIMITE DE RESISTÊNCIA A TRAÇÃO NA CONDIÇÃO COMO RECEBIDO (AMOSTRA E)

A norma EMS.ME.1508 (2005) especifica alongamento mínimo de 34%, limite de escoamento de 180 MPa a 240 MPa e limite de resistência a tração mínimo de 300 MPa. A Tabela 19 mostra os valores médios obtidos de alongamento, limite de escoamento e limite de resistência tração de corpos de prova da amostra E, onde se observa que os valores estão conforme o especificado.

Tabela 19 – Alongamento, limite de escoamento e limite de resistência à tração da amostra E na condição como recebido.

Alongamento [%]	Limite de Escoamento [MPa]	Limite de Resistência à Tração [MPa]
39,8±2,0	196,3±4,1	322,6±3,6

4.3.3.3– LIMITE DE ESCOAMENTO EM PEÇA ESTAMPADA (AMOSTRA B)

Foram ensaiados corpos de prova retirados de peça estampada, e foram submetidos à estufa de laboratório (170°C/20 minutos) e à estufa de processo de pintura, onde os valores de limite de escoamento encontrados estão relacionados na Tabela 20.

Tabela 20 – Limite de escoamento amostra B para a condição peça estampada/estufa de laboratório e peça estampada/estufa de processo de pintura.

Limite de Escoamento Estufa de laboratório [MPa]	Limite de Escoamento Estufa de processo de pintura [MPa]
307,8±2,8	312,9±3,5

Observa-se que os corpos de prova submetidos a estas condições apresentam valores aproximados de limite de escoamento e não apresentam patamar de escoamento, conforme mostrado nas Figuras 54 e 55.

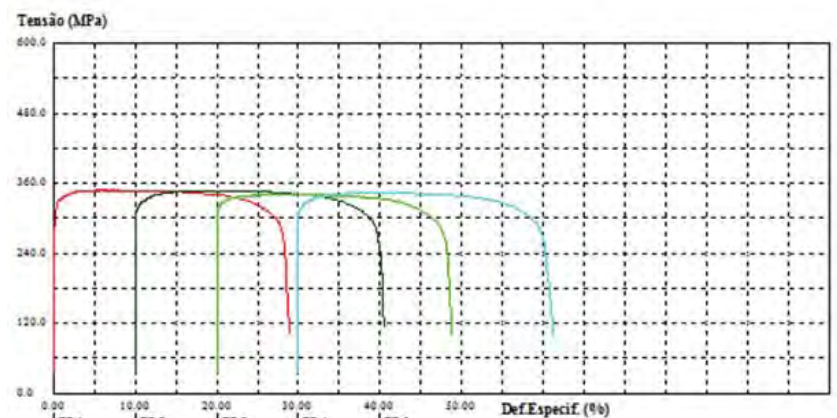


Figura 54- Ensaio de tração em corpos de prova da amostra B (painel externo do cofre) submetidos a tratamento térmico em estufa de pintura.

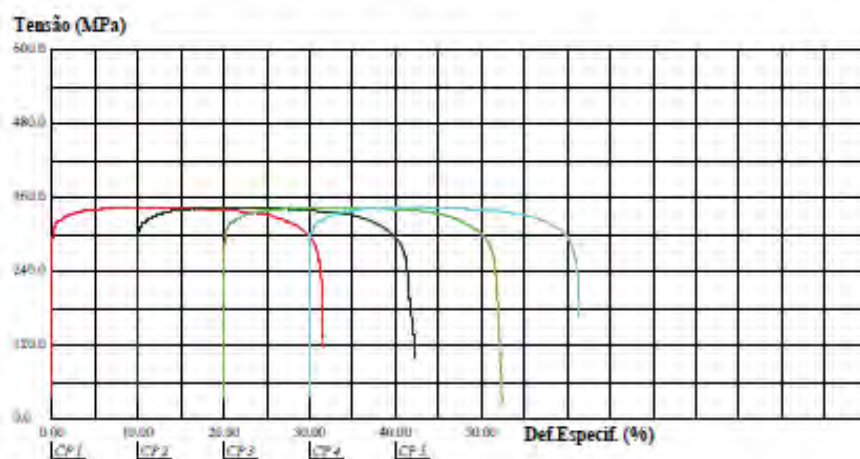


Figura 55- Ensaio de tração em corpos de prova da amostra B (painel externo do cofre) submetidos a tratamento térmico em estufa de laboratório.

De acordo com Seal (2006), para eliminar o patamar de escoamento causado por uma tração uniaxial, é necessária uma deformação de aproximadamente 5%. Neste trabalho, levando-se em conta o local de retirada dos corpos de prova desta peça, a deformação ocorrida na peça estampada, mesmo ocorrendo em várias direções, pode estar próxima a este valor e dessa maneira, não ocorreu o patamar de escoamento e consequentemente houve uma redução de aproximadamente 7% no alongamento apresentado nas condições peça estampada/estufa de processo de pintura e peça estampada /estufa de laboratório em comparação a condição pré-deformado 2%/170°C/20 minutos, conforme mostrado na Tabela 21.

Tabela 21– Alongamento na condição como recebido, pré-deformação 2%/170°C/20 minutos, peça estampada/estufa de processo de pintura e peça estampada/estufa de laboratório das amostras B e E (painel externo do cofre).

Alongamento [%]			
Como recebido	Pré-deformação 2%/ 170°C/20 minutos	Peça estampada Estufa de processo de pintura	Peça estampada Estufa de laboratório
39,8±2,0	37,9±0,5	29,4±1,1	31,6±0,2

Na medição da dureza desta peça, observa-se um aumento de 10,9% na condição após estampagem (amostra B) em relação à condição como recebido

(amostra E), o que pode ter contribuído pela ausência do patamar de escoamento e redução do alongamento.

4.3.3.4– ÍNDICE BH - PEÇA ESTAMPADA (AMOSTRA B)

Observa-se, na Tabela 22, que os valores encontrados para as condições estufa de laboratório e estufa de pintura são aproximados e são muito superiores ao índice BH padrão obtido para esta peça, ou seja, mais de que o dobro. O aumento da dureza e a redução do alongamento associado a uma provável deformação superior a 2% favorecem este elevado incremento do índice BH.

Tabela 22 – Índice BH amostra B (painel externo do cofre).

Índice BH Estufa de laboratório [MPa]	Índice BH Estufa de processo de pintura [MPa]
68,4	73,5

4.3.3.5–ALONGAMENTO E LIMITE DE RESISTÊNCIA A TRAÇÃO NA CONDIÇÃO APÓS ESTAMPAGEM (AMOSTRA B)

A Tabela 23 mostra os valores encontrados de alongamento e limite de resistência a tração da amostra B na condição peça estampada/estufa de laboratório e peça estampada/estufa de processo de pintura.

Tabela 23 – Alongamento e limite de resistência a tração da amostra B na condição peça estampada/estufa de laboratório e peça estampada/estufa de processo de pintura.

Estufa de laboratório		Estufa de processo de pintura	
Alongamento [%]	Limite de Resistência a Tração [MPa]	Alongamento [%]	Limite de Resistência a Tração [MPa]
31,6±0,2	344,9±0,3	29,4±1,1	345,0±3,3

Fazendo um comparativo dos valores de limite de resistência a tração e alongamento na condição pré-deformado a 2%/tratamento térmico 170°C/20 minutos com os valores obtidos na condição após estampagem (em estufa de laboratório e estufa de processo de pintura), observa-se que o valor médio de

limite de resistência a tração na condição após estampagem é um pouco superior (10 MPa) que o encontrado na condição pré-deformado a 2%/tratamento térmico 170°C/20 minutos, porém o alongamento é maior na condição pré-deformado a 2%/tratamento térmico 170°C/20 minutos em aproximadamente 7%.

4.3.4–AMOSTRA C e F

4.3.4.1– ÍNDICE BH – TESTE PADRÃO (AMOSTRA F)

O valor encontrado está relacionado na Tabela 24, e acima do especificado na norma EMS.ME.1508(2005).

Tabela 24 – Limite de escoamento da amostra F para a condição pré-deformado a 2% e pré-deformado a 2% seguido de tratamento térmico 170°C/20 minutos.

Limite de Escoamento Pré deformação 2% [MPa]	Limite de Escoamento Após tratamento térmico 170°C/20 minutos [MPa]	Índice BH [MPa]
293,4±1,2	333,8±0,8	40,4

O gráfico do teste de pré-deformação, bem como o do teste de tração após tratamento térmico 170°C/20 minutos, estão mostrados nas Figuras 56 e 57, respectivamente.

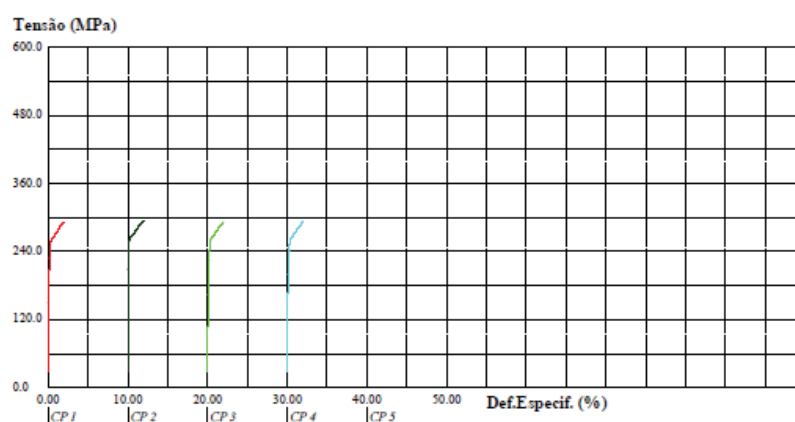


Figura 56- Pré-deformação a 2% da amostra F (reforço central da longarina dianteira).

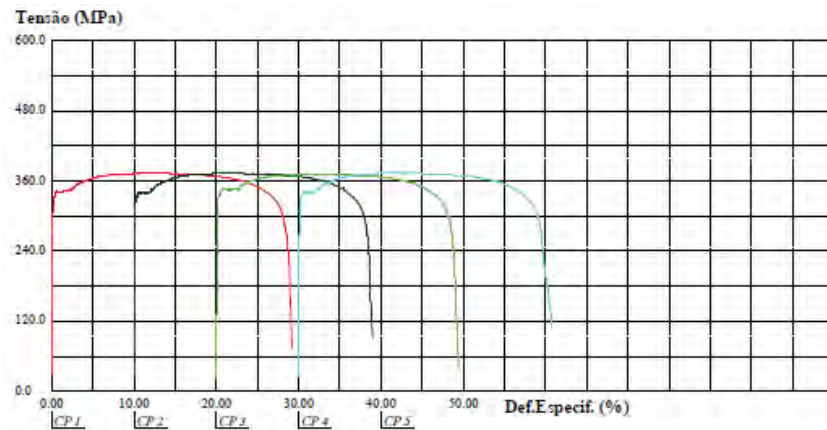


Figura 57- Ensaio de tração em corpos de prova da amostra F (reforço central da longarina dianteira) submetidos a tratamento térmico 170°C/20 minutos.

4.3.4.2– ALONGAMENTO, LIMITE DE ESCOAMENTO E LIMITE DE RESISTÊNCIA A TRAÇÃO NA CONDIÇÃO COMO RECEBIDO (AMOSTRA F)

A norma EMS.ME.1508 (2005) especifica alongamento mínimo de 33%, limite de escoamento de 210 MPa a 270 MPa e limite de resistência à tração mínimo de 320 MPa. A Tabela 25 mostra os valores médios obtidos de alongamento, limite de escoamento e limite de resistência tração de corpos de prova da amostra F, onde se observa que os valores estão conforme o especificado.

Tabela 25– Alongamento, limite de escoamento e limite de resistência a tração da amostra F na condição como recebido.

Alongamento [%]	Limite de Escoamento [MPa]	Limite de Resistência a Tração [MPa]
34,3±0,8	258,2±3,2	357,3±0,4

4.3.4.3– LIMITE DE ESCOAMENTO EM PEÇA ESTAMPADA (AMOSTRA C)

Foram ensaiado corpos de prova retirados de peça estampada, submetidos a estufa de laboratório (170°C/20 min) e a estufa de processo de pintura. Os valores de limite de escoamento encontrados estão relacionados na Tabela 26.

Tabela 26 – Limite de escoamento amostra C para a condição peça estampada/estufa de laboratório e peça estampada/estufa de processo de pintura do painel externo do cofre.

Limite de Escoamento Estufa de laboratório [MPa]	Limite de Escoamento Estufa de processo de pintura [MPa]
353,9±8,5	364,8±8,7

Observa-se que os valores de limite de escoamento de ambas as condições apresentam valores aproximados.

4.34.4– ÍNDICE BH - PEÇA ESTAMPADA (AMOSTRA C)

Para a obtenção dos índices BH de peça estampada, é feita a subtração da média aritmética de LE/peça estampada pela média aritmética de LE/pré-deformado a 2%. Os valores encontrados estão relacionados na Tabela 27.

Tabela 27– Índice BH de peça estampada (amostra C).

Índice BH Estufa de laboratório [MPa]	Índice BH Estufa de processo de pintura [MPa]
60,5	71,4

Nota-se que, nas condições estufa de laboratório e estufa de processo de pintura, o índice BH apresenta valores próximos, porém, quase 1,5 vezes o índice BH padrão. Isto pode ser relacionado ao fato de que, na região de retirada de corpos de prova da peça estampada, a deformação é superior a 2%, favorecendo o incremento do índice BH nesta região.

Visando obter os melhores parâmetros sobre o efeito BH, Ghosal et al. (2008) efetuaram experiência com aço BH220 sob diferentes condições de pré-deformação, temperatura e tempo de estufa, obtendo o melhor índice BH nas condições: pré-deformação entre 2% a 3%, temperatura de estufa a 190 °C e tempo de tratamento térmico de 25 minutos.

Observa-se, também, que os corpos de prova das condições peça estampada/estufa de processo de pintura e peça estampada/estufa de laboratório apresentam um alongamento médio reduzido, respectivamente, 10% e 15%, o que destoa em muito dos valores obtidos no teste padrão com pré-deformação de 2% e tratamento térmico de 170°C por 20 minutos, onde os corpos de prova apresentam patamar de escoamento e alongamento médio de 29%. A Tabela 28 mostra os valores de alongamento em todas as condições estudadas.

Tabela 28– Alongamento na condição como recebido, pré-deformação 2%/170°C/20 min, peça estampada/estufa de processo de pintura e peça estampada/estufa de laboratório da amostra C (painel externo do cofre).

Como recebido	Pré-deformação 2%/170°C/20 minutos	Alongamento [%]	
		Peça estampada Estufa de processo de pintura	Peça estampada Estufa de laboratório
34,3±0,8	29,1±0,6	10,3±1,8	14,9±3,7

Segundo Rashid (1973), um aumento no limite de escoamento é muitas vezes considerado uma vantagem, porém é geralmente acompanhado por uma redução do alongamento. A extensão da perda de utilidade depende do material, da magnitude e direção de pré-deformação e carregamento subsequente. As Figuras 58 e 59 mostram o reduzido alongamento e ausência do patamar de escoamento.

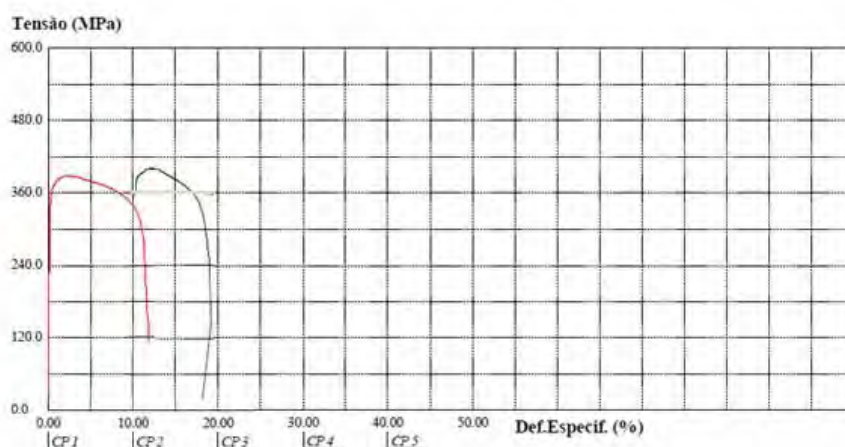


Figura 58- Limite de escoamento na condição peça estampada/estufa de processo pintura.

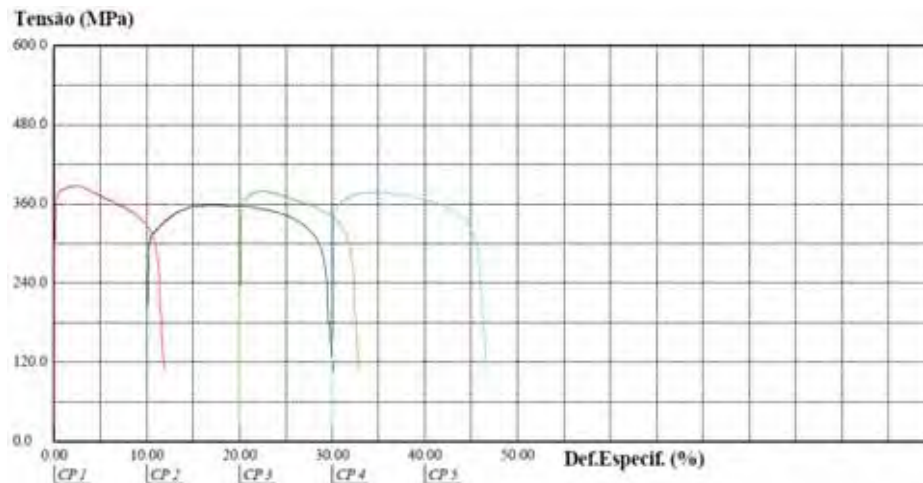


Figura 59- Limite de escoamento na condição peça estampada/estufa de laboratório.

4.3.4.5–LIMITE DE RESISTÊNCIA À TRAÇÃO NA CONDIÇÃO APÓS ESTAMPAGEM (AMOSTRA C)

A Tabela 29 mostra os valores encontrados de limite de resistência a tração da amostra C na condição peça estampada/estufa de laboratório e peça estampada/estufa de processo de pintura.

Tabela 29–Limite de resistência a tração da amostra C na condição peça estampada/estufa de laboratório e peça estampada/estufa de processo de pintura.

Estufa de laboratório Limite de Resistência à Tração [MPa]	Estufa de processo de pintura Limite de Resistência à Tração [MPa]
376,6±12,3	395,4±8,5

Fazendo um comparativo dos valores de limite de resistência a tração na condição pré-deformado a 2%/tratamento térmico 170°C/20 minutos com os valores obtidos na condição após estampagem (em estufa de laboratório e estufa de processo de pintura), observa-se que os valores estão próximos nas condições pré-deformado a 2%/tratamento térmico 170°C/20 minutos e após

estampagem/estufa de laboratório. Porém, na condição após estampagem/estufa de pintura, observa-se um acréscimo de aproximadamente 20 MPa.

5– CONCLUSÃO

O comparativo efetuado para obtenção do efeito BH usando corpos de prova de chapas na condição como recebido (teste padronizado) e corpos de prova retirados de peças estampadas conduz às seguintes conclusões:

- a) Nas peças painel externo do cofre e reforço central da longarina, utilizando material de usinas siderúrgicas diferentes, o efeito BH em peças estampadas são superiores ao obtido pelo teste padrão;
- b) Na peça painel externo da porta, o efeito BH em peça estampada é inferior ao obtido pelo teste padrão em quase 50%, o que pode ter sido devido à baixa deformação na região de retirada dos corpos de prova;
- c) No painel externo do cofre, de grau BH180, nos corpos de prova retirados de peça estampada não há a ocorrência do patamar de escoamento e apresentam uma redução média de 7% no alongamento em comparação ao teste padrão. O índice BH apresenta valor elevado em comparação ao teste padrão. Estas alterações podem ter sido ocasionadas pela presença de precipitados nos contornos de grãos associado a uma deformação superior a 2% na região de retirada de corpos de prova;
- d) No reforço central da longarina, uma peça interna do veículo de grau BH210, nos corpos de prova retirados de peças estampadas não há a ocorrência do patamar de escoamento e sem uma considerável redução do alongamento de aproximadamente 24% em comparação ao teste padrão. Dentre as três peças estudadas, essa é a que apresenta uma maior deformação de estampagem.

SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

O autor sugere os seguintes tópicos para trabalhos futuros:

1. Estudar o efeito BH em painéis estampado correlacionado a resistência a indentação,
2. Efetuar estudo da curva limite de conformação (CLC) nas regiões dos painéis externos suscetíveis a sofrerem indentação em uso pelo cliente e traçar um comparativo deformação versus efeito BH,
3. Estudar a microdureza/nanodureza relacionado à taxa de deformação (curva limite de conformação) e sua implicância no efeito BH.

REFERÊNCIAS

ABE, H., SATOH, S. Progresso of Continuous Annealing Technology for Cold-Rolled Sheet Steels and Associated Product Development. **Kawasaki Steel Technical Report** n. 22, p. 48-56, May 1990.

BHATTACHARYA, D.; FONSTEIN, N. Niobium Bearing Advanced Sheet Steels For Automotive Applications at ArcelorMittal. **ArcelorMittal Global R & D**. Disponível em : <http://www.metal.citic.com/iwcm/UsersFiles/img/zlk/03_30_zn/d5.pdf> Acesso em 18/09/10.

BRITO, R. M.; MARCELO, C. J.; MORAES, J. J.; RODRIGUES, F. J. S.; ZWIRMAN, N. C. S. B. Desenvolvimento de aço “bake hardening”. **Metalurgia e Materiais**. p. 202-205, março 1996.

DEGHANI, K. JONAS, J. J. Dynamic Bake Hardening of Interstitial-Free Steels **METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS A** v. 31A, p. 1375 – 1384, May 2000.

EMS.ME.1508(2005) - Engineering Material Specification GMB, Cold Rolled Carbon Steel Sheets, Coated or Uncoated, for Drawing.

FARÍAS, D. Bake Hardening Response of DP800 and the Influence on the 'In Service Performance'. 2006, 88f. Master Thesis Report-Technische Universiteit Eindhoven.

GHOSAL, S., GALGALI, M. M., JOSHI, S. P. Bake Hardening Steel (BH220) Characterization. **SAE TECHNICAL PAPER SERIES** 2008-01-2684 Commercial Vehicle Engineering Congress & Exhibition Rosemont, Illinois October 7-9, 2008.

GMW 3032(2005) – High Strength Sheet Steel, 180 Mpa trough 550 MPa Yield Strengths. North American Engineering Standards.

GORNI, A. A. Aços Ferríticos Com Alta Resistencia Mecanica e boa conformabilidade. **5º Congresso de Corte e Conformação de Metais**, São Paulo, Outubro de 2009.

GORNI, A. A. Engenharia Microestrutural das Chapas de Aços Avançados de Alta Tecnologia. **11ª Conferência Nacional de Conformação de Chapas**, Centro Brasileiro de Inovação em Conformação Mecânica, Porto Alegre, 8 a 10 de Outubro, 2008.

HANAI, S.; TAKEMOTO, N.; TOKUNAGA, Y. Effect of Grain Size and Solid Solution the Bake Hardenability of Low Carbon Strengthening Elements Aluminum-killed Steel. **Transactions ISIJ**, v.24, p. 17 - 23, 1984.

KANEKO, S.; HIRAMOTO, J; ISHIKAWA, T. Development of hot rolled sheet steel with significant increase in tensile strength induced by strain aging. **Kawasaki Steel Technical Report** n. 48, p. 53 - 59, March 2003.

KIM, S. J.; HAN, S. H.; JIN, Y. S. Effect of Alloying Elements on the Mechanical properties of the Cold Rolled ULC High Strength Steel Sheets. **SAE TECHNICAL PAPER SERIES** 2000-01-2698 International Body Engineering Conference Detroit, Michigan. October 3-5, 2000.

KOVCH, I., OWENS, T., BALA, M., THOMPSON, R. Use of Continuously Annealed Bake Hardenable Steels for Automobile Outer Panels. **SAE TECHNICAL PAPER SERIES** 900715 International Congress and Exposition Detroit, Michigan. February 26 – March 2, 1990.

KOZESCHNIK, E., PLETENEV, V., ZOLOTOREVSKY, N., BUCHMAYR, B. Aluminum Nitride Precipitation and Texture Development in Batch-Annealed Bake-Hardening Steel. **METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS A** v. 30A, p. 1663 – 1673, June 1999.

KUROSAWA, M., SATOH, S., OBARA, T., TSUNOYAMA, K. Age Hardening Behavior and Dent Resistance of Bake Hardenable and Deep Drawable High Strength -**Kawasaki Steel Technical Report** , n. 18, p. 61 – 65, may 1988.

LESLIE, W. C. **The Physical Metallurgy of Steels**. McGraw-Hill, c. 5, 1981.

MARRA, K., M. Aços dual phase da Usiminas: características e potencial de aplicação em veículos automotores. **2º Workshop sobre inovações para o desenvolvimento de aços de elevado valor agregado - Foco indústria automotiva, Santos- SP 28/07/2008.** Disponível em: <<http://www.abmbrasil.com.br/congresso/2008/workshop.asp>> Acesso em 15/04/10.

MEIRA, R. R., Efeito da Variação das Condições de Encharque nas Propriedades Mecânicas do Material IF Processado no Recozimento Contínuo da Usiminas. 2006, 81f. Dissertação de mestrado - **Universidade Federal de Minas Gerais**, 2006.

MURARI, F. D., Cinética de Envelhecimento de Aços Dual Phase de Baixa Resistência Mecânica Laminados a Frio, 153f. Tese de doutorado — **Universidade Federal de Minas Gerais**, 2009.

RASHID, M. S., Strain Aging of High Strength Low Alloy (HSLA) Steels. Research Report MR-463. **Research Laboratories General Motors Corporation**, Warren Michigan, 1973.

SAE J2575(2004) Standardized Dent Resistance Test Procedure, SAE International, Surface Vehicle Standard

SANTOS, R. A., Avaliação da Estampabilidade do Aço DC05 (DIN 10152) e Validação das Deformações Obtidas Via Simulação Numérica, 97f. Dissertação de mestrado - **Universidade Federal do Paraná**, 2007.

SATOH, S., OKADA, S., KATO, T., HASHIMOTO, O., HANAZAWA, H., TSUNEKAWA, H. Development of Bake-Hardening High-Strength Cold-Rolled Sheet Steels for Automobile Exposed Panels. **Kawasaki Steel Technical Report** n. 27, P. 31 – 38, November 1992.

SEAL, R. K. New Ultra-low Carbon High Strength Steels With Improved Bake Hardenability For Enhanced Stretch Formability and Dent Resistance. 2006.150f. Master Thesis Report – School of Engineering of University of Pittsburgh.

SILVA, A. C., AVILLEZ, R. R. Uma avaliação preliminar da região rica em Fe do sistema Fe-Ti-P e suas implicações sobre o processamento de aços IF, **57º Congresso Anual da ABM**, São Paulo, SP, 2002.

SILVA, E. M. P. A Experiência de Colaboração do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da UFMG com Empresas – Lições para a Lei de Inovação. **Revista Brasileira de Inovação**, Rio de Janeiro, p. 433-459, Dez 2007.

SPEER, J. G., MATLOCK, D. K., LAKAMP, B., SONG, R. Improved Criteria for Acceptable Yield Point Elongation In Surface Critical Steels. **Final Report**. Dept. of Metallurgical and Materials Engineering Colorado School of Mines, May, 2007.

STOROSHEVA, L. M. Ultra Low Carbon Steels For the Automotive Industry Due to Drying of Finished Parts. **Metal Science and Heat Treatment**.v. 43, n.9-10, 2001.

STOROSHEVA, L. M.; ÉSCHER, K; BODE, R; HULKA, K; BURKO, D. A. Effect of Niobium and Coiling and Annealing Temperatures on the Microstructure, Mechanical Properties, and Bake Hardening of Ultralow-Carbon Steels for The Automotive Industries. **Metal Science and Heat Treatment**, v. 44, N. 3 – 4, 2002.

TAKAHASHI, M. Development of High Strength Steels for Automobiles. **Nippon Steel Technical Report** n. 88, July 2003.

TAKAHIRO, F.; DONGSHENG, G. E.; JEWHEON, O. H. Competition and Cooperation in Automotive Steel Sheet Production in East Asia. **MMRC Discussion Paper Series** n. 73. Manufacturing Management Research Center, University of Tokyo, March 2006.

TSUNOYAMA, K., OBARA, T. , SATOH, S., ABE, H. SHIBASAKI, O., UESUGI, N. Development of Extra Deep Drawing Cold Rolled Sheet Steels for Integrated Automotive Parts. **Kawasaki Steel Technical Report** n. 24, P. 84 – 90, April, 1991.

USIMINAS. Conformação na Prensa. **Fascículo de Informação Técnica**-n. 6- Centro de Pesquisa da Usiminas, Outubro 1984.

VIANA, F. S., PAULA, A. S., MOREIRA, L. P., OLIVEIRA FILHO, M., FREITAS, M. C., VIEIRA, L. C. A. Formação de Microdanos em Chapas de Aço de Baixo Carbono Microligadas ao Nb. **Universidade Federal Fluminense** 6º Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação, Caxias do Sul, RS 11-15 Abril 2011.

WANG, H., ZHU, N., SHI, W., LI, L., LIU, R. Effect of Mn and P precipitation behavior and solute distribution in ultra-low Carbon Bake Hardening Steels. J Mater Sci 46:2982-2990, 2011.

WÜEBBELS, T. MATLOCK, D. K., SPEER, J. G. The Effects of Room Temperature Aging on Subsequent Bake-Hardening of Automotive Sheet Steels. **SAE Technical Paper Series 2002-01-0041**-SAE 2002 World Congress Detroit, Michigan. March 4-7, 2002.

ZACCONE, D. C.; MICHALAK, J. T.; ELGER, J. A.; ARMITAGE, J. R. Characteristics of Box-Annealed Bake-Hardenable Steels. **SAE Technical Paper Series 900714** International Congress and Exposition Detroit, Michigan February 26 - March 2, 1990.

ZENG, D., XIA, Z. C. A Comparative Study of Dent Resistance Incorporating Forming Effects. **SAE Technical Paper Series 2005-01-0089**-SAE 2005 SAE World Congress Detroit, Michigan. April 11-14, 2005.