

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
CURSO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA
METALÚRGICA E DE MINAS

Dissertação de Mestrado

“Avaliação da Conformabilidade e da Resistência à Indentação dos Aços
Interstitial Free High Strength Steel (IFHSS) e Bake Hardenable (BH) da Classe de
260 MPa de Limite de Escoamento”

Autor: Thiago Rangel Bittencourt

Orientador: Prof. Vicente Tadeu Lopes Buono

Abril de 2014

Thiago Rangel Bittencourt

**“Avaliação da Conformabilidade e da Resistência à Indentação dos Aços
Interstitial Free High Strength Steel (IFHSS) e *Bake Hardenable (BH)* da Classe de
260 MPa de Limite de Escoamento”**

Dissertação de Mestrado apresentada ao curso de Pós-
Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas da
Universidade Federal de Minas Gerais

Área de Concentração: Metalurgia Física

Orientador: Prof. Vicente Tadeu Lopes Buono

Belo Horizonte
Escola de Engenharia da UFMG

2014

A minha família, pai, mãe e irmão. A minha mulher, Daniela, que esteve e está sempre ao meu lado companheira, amiga, confidente. Te amo!

A todos aqueles que estiveram ao meu lado.

AGRADECIMENTOS

Gostaria de expressar meus sinceros agradecimentos:

Ao Eng. Luiz Claudio, que sempre me apoiou e deu todo suporte técnico necessário para o meu crescimento profissional na USIMINAS.

As áreas de Controle Integrado e Unigal que ajudaram e deram o apoio para a realização do trabalho.

Aos pesquisadores da equipe de conformação do Centro Tecnológico Usiminas, Ivan, José Osvaldo, Marco Antonio e Jetson. Em especial ao Jetson, pela condução e incentivo do trabalho, fazendo acreditar que seria possível!

Ao Hospital AC Camargo e aos doutores Ulisses e Fabio de Oliveira, que me propiciaram voltar a viver novamente! Devo esse momento e todos aqueles vividos, a vocês e a todo o corpo docente dessa fantástica instituição.

Agradeço a pessoa mais importante da minha vida, responsável por todas as minhas vitórias e que esteve incondicionalmente ao meu lado, mesmo quando achei que iria perder a batalha. Minha MÃE! Tenho certeza, que apesar de não estar fisicamente entre nós, sua presença é sentida! Meu maior orgulho!

À Usiminas, pelo apoio econômico e permissão para realização deste trabalho.

RESUMO

Com a tendência de aumento da complexidade geométrica dos painéis de cobertura dos automóveis, aumento de resistência mecânica e diminuição da espessura dos materiais, a estampagem dessas peças tem tornado cada vez mais difícil. Neste contexto, dois graus de aços que exibem elevada resistência mecânica e boa conformabilidade, têm sido ofertados pela siderurgia à indústria automotiva, o *Bake Hardenable* (BH) e o *Interstitial Free High Strength Steel* (IFHSS). O presente estudo teve como objetivo avaliar aços BH e IFHSS, em termos de propriedades mecânicas, de conformabilidade, de ganho de resistência em função da deformação, envelhecimento e de resistência à indentação, em escala laboratorial. Desse modo, visou-se avaliar sob quais condições de estampagem deve ser decidido o uso do BH ou do IFHSS em aplicações de painéis automotivos.

Os aços avaliados, de um modo geral, apresentaram desempenho similar em termos de conformabilidade. O aço BH foi superior ao IFHSS em relação à resistência à indentação. Portanto, o aço BH aparece como uma solução técnica atrativa, comparativamente ao aço IFHSS, quando aplicado em painéis externos (capôs, portas e paralamas) que requerem maior exigência quanto à resistência à indentação.

ABSTRACT

The steel industry has as a challenge, to support the automotive industry to reduce the amount of pollutant emission and increase safety of vehicles, the development of steels of lower thickness, with medium and high mechanical strength. Within this context, two concepts of steel, used on the outer panels for the automotive industry, deserves a special attention, the Bake Hardenable (BH) and Interstitial Free High Strength Steel (IFHSS). The present study has the objective to evaluate the BH and IFHSS steels in terms of mechanical property, formability, resistance gain due to deformation, aging and dent resistance. The main idea is to identify in which stamping conditions should be decided to use each steel, in outer panels.

In general, both steels showed similar performance in terms of formability. BH steel was superior to IFHSS as dent resistance. Therefore, BH appears as an attractive technical solution when compared to IFHSS, when applied in outer panels (hoods, doors and fenders) that requires higher dent resistance.

SUMÁRIO

| | |
|--|-----------|
| 1. INTRODUÇÃO | 17 |
| 2. OBJETIVOS | 23 |
| 3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA | 24 |
| 3.1 CONFORMAÇÃO POR PRENSAGEM | 24 |
| 3.1.1 OPERAÇÕES DE PRENSAGEM INDUSTRIAL | 25 |
| 3.1.2 MODOS BÁSICOS DE DEFORMAÇÃO | 26 |
| 3.2 TESTES DE AVALIAÇÃO PARA PRENSAGEM | 28 |
| 3.2.1 TESTES CONFORMABILIDADE | 29 |
| 3.2.2 TESTES RELATIVOS ÀS PROPRIEDADES FUNDAMENTAIS | 31 |
| 3.2.3 CURVAS LIMITE DE CONFORMAÇÃO | 34 |
| 3.2.4 ENSAIOS DE RESISTÊNCIA A INDENTAÇÃO | 36 |
| 3.3 AÇOS IFHSS | 40 |
| 3.3.1 COMPOSIÇÃO QUÍMICA | 41 |
| 3.3.2 PROCESSAMENTO E VARIÁVEIS DOS MATERIAIS IF | 43 |
| 3.3.2.1 LAMINAÇÃO A QUENTE | 43 |
| 3.3.2.2 LAMINAÇÃO A FRIO (REDUÇÃO A FRIO) | 45 |
| 3.3.2.3 RECOZIMENTO CONTINUO E GALVANIZAÇÃO POR IMERSÃO A QUENTE | 46 |
| 3.3.2.4 ENCRUAMENTO | 50 |
| 3.3.3 OBTENÇÃO DE TEXTURA | 51 |
| 3.3.4 MECANISMOS DE ENDURECIMENTO | 51 |
| 3.3.4.1 ENDURECIMENTO POR SOLUÇÃO SÓLIDA | 52 |
| 3.3.4.2 REFINO DE TAMANHO DE GRÃO | 53 |
| 3.3.4.3 PARTÍCULAS DE SEGUNDA FASE | 53 |
| 3.3.5 FRAGILIZAÇÃO SECUNDÁRIA | 53 |
| 3.4 AÇOS “BAKE HARDENABLE” | 54 |
| 3.4.1 PROCESSAMENTO E VARIÁVEIS DOS MATERIAIS BH | 55 |
| 3.4.2. MECANISMOS DE ENDURECIMENTO POR DEFORMAÇÃO (WORK HARDENING – WH) | 56 |

| | |
|--|----|
| 3.4.3 MECANISMO DE ENDURECIMENTO POR ENVELHECIMENTO (BAKE HARDENING – BH ₂)..... | 57 |
| 4. METODOLOGIA | 58 |
| 4.1 MATERIAIS | 59 |
| 4.2 PROCESSAMENTO | 59 |
| 4.2.1 AQUECIMENTO DAS PLACAS..... | 59 |
| 4.2.2 LAMINAÇÃO A QUENTE | 60 |
| 4.2.3 LAMINAÇÃO A FRIO | 61 |
| 4.2.3.1 DECAPAGEM E LAMINAÇÃO A FRIO | 61 |
| 4.2.4 RECOZIMENTO CONTINUO E GALVANIZAÇÃO (CGL) | 62 |
| 4.2.4 LAMINAÇÃO DE ENCRUAMENTO | 63 |
| 4.3 ENSAIOS MECÂNICOS E METALOGRÁFICOS | 64 |
| 4.3.1 AMOSTRAGEM | 64 |
| 4.3.2 ENSAIOS MECÂNICOS | 65 |
| 4.3.3 AVALIAÇÃO DO “ <i>WORK HARDENING</i> ” E “ <i>BAKE HARDING</i> ”..... | 66 |
| 4.3.4 ENSAIOS METALOGRÁFICOS | 67 |
| 4.4 AVALIAÇÃO DA CONFORMABILIDADE..... | 68 |
| 4.4.1 AVALIAÇÃO DE ESTIRAMENTO - ERICHSEN..... | 68 |
| 4.4.2 AVALIAÇÃO DE EMBUTIMENTO - “RAZÃO LIMITE DE ESTAMPAGEM (RLE)” - SWIFT | 69 |
| 4.4.3 CURVA LIMITE DE CONFORMAÇÃO (CLC) | 69 |
| 4.5 CORPOS DE PROVA CONFORMADOS LABORATORIALMENTE (SIMULAÇÃO ESTAMPAGEM)..... | 71 |
| 4.5.1 AVALIAÇÕES DO GANHO DE RESISTÊNCIA POR DEFORMAÇÃO E ENVELHECIMENTO | 72 |
| 4.6 ENSAIO DE INDENTAÇÃO POR IMPACTO | 74 |
| 5. RESULTADOS E DISCUSSÃO | 76 |
| 5.1 CARACTERIZAÇÕES DOS AÇOS | 76 |
| 5.1.1 PROPRIEDADES MECÂNICAS..... | 76 |
| 5.1.2 ANÁLISE METALOGRÁFICA..... | 78 |

| | |
|--|------------|
| 5.2 AVALIAÇÕES CONFORMABILIDADE | 81 |
| 5.2.1 ENSAIO ESTIRAMENTO (ERICHSEM) | 81 |
| 5.2.2 ENSAIO EMBUTIMENTO (SWIFT - RLE) | 83 |
| 5.2.3 CURVA LIMITE DE CONFORMAÇÃO (CLC) | 84 |
| 5.3 AVALIAÇÃO DO GANHO DE RESISTÊNCIA POR DEFORMAÇÃO E ENVELHECIMENTO | 85 |
| 5.4 RESISTÊNCIA À INDENTAÇÃO (ENSAIO IMPACTO)..... | 89 |
| 6. CONCLUSÕES..... | 93 |
| 7. RELEVÂNCIA DOS RESULTADOS..... | 95 |
| 8. SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS | 96 |
| ANEXO I: INFLUÊNCIA DE R_M NA ESTAMPABILIDADE..... | 97 |
| ANEXO II: CORRELAÇÃO ENTRE ALONGAMENTO UNIFORME E N | 98 |
| ANEXO III: CÁLCULOS ESTEQUIOMÉTRICOS DOS AÇOS IF-HSS | 99 |
| 10. REFERENCIAS BIBLIOGRAFICAS | 100 |

Lista de Figura

| | |
|---|-----------|
| FIGURA 1.1: MODELO ESQUEMÁTICO PROJETO ULSAB⁽¹⁾ | 18 |
| FIGURA 1.2: ASPECTOS METALÚRGICOS DOS AÇOS INDICADOS PELO PROJETO ULSAB⁽¹⁾ | 18 |
| FIGURA 1.3 – INFLUÊNCIA DE DIFERENTES FATORES NO CONSUMO DE COMBUSTÍVEL DE UM AUTOMÓVEL⁽²⁾ | 19 |
| FIGURA 1.4: MATERIAIS DESTINADOS A OPERAÇÕES DE Prensagem⁽³⁾ | 20 |
| FIGURA 1.5: BALANÇO ENTRE RM E LIMITE DE RESISTÊNCIA⁽³⁾ | 20 |
| FIGURA 1.6 – ILUSTRAÇÃO ESQUEMÁTICA DO AUMENTO DO LIMITE DE ESCOAMENTO DE UM CAPÔ AUTOMOTIVO APÓS CONFORMAÇÃO (WH) E APÓS TRATAMENTO TÉRMICO DE CURA DA PINTURA – BH₂⁽⁴⁾ | 21 |
| FIGURA 3.1 - ESQUEMA ILUSTRATIVO DA OPERAÇÃO DE ESTAMPAGEM INDUSTRIAL⁽³⁾ | 24 |
| FIGURA 3.2 - MODOS BÁSICOS DE DEFORMAÇÃO⁽³⁾ | 26 |
| FIGURA 3.3 - CLASSIFICAÇÃO DOS MODOS DE CONFORMAÇÃO(3) | 28 |
| FIGURA 3.4 – MODOS DE DEFORMAÇÃO⁽³⁾ | 28 |
| FIGURA 3.5 - DISPOSITIVO PARA ENSAIO ERICHSEN⁽³⁾ | 29 |
| FIGURA 3.6 - DISPOSITIVO PARA ENSAIO SWIFT⁽³⁾ | 30 |
| FIGURA 3.7 – DESENHO ESQUEMÁTICO DO ESBOÇO DO ENSAIO SWIFT⁽⁷⁾ | 30 |
| FIGURA 3.8 - CURVAS TÍPICAS DO ENSAIO DE TRACÇÃO DE AÇOS BAIXO CARBONO LAMINADOS A FRIO, DESTINADOS A ESTAMPAGEM⁽²⁾ | 32 |
| FIGURA 3.9 – DIREÇÕES UTILIZADAS PARA O CÁLCULO DE ANISOTROPIA | 34 |
| FIGURA 3.10 – DESENHO ESQUEMÁTICO DA REDE DE CÍRCULO PARA CONSTRUÇÃO DE UMA CLC⁽⁷⁾ | 35 |
| FIGURA 3.11 - ASPECTO TÍPICO DE UMA CLC⁽⁵⁾ | 35 |
| FIGURA 3.12 - CLC OBTIDA PELO MÉTODO DE NAKAJIMA⁽⁵⁾ | 36 |
| FIGURA 3.13 – MULTI-ESTÁGIOS DA RIGIDEZ DE UM PAINEL, SOB CARGA ESTÁTICA⁽⁴⁰⁾ | 37 |
| FIGURA 3.14 – CURVAS DE FORÇA (LOAD) VERSUS DESLOCAMENTO (DISPLACEMENT), DESTACANDO INFLEXÃO SUAVE (SOFT OIL CAN INFLECTION) OU FORTE (HARD OIL CAN MÁXIMA)⁽⁴⁰⁾ | 38 |
| FIGURA 3.15 – CURVAS HIPOTÉTICAS DE FORÇA (LOAD) X DESLOCAMENTO (DISPLACEMENT) PARA DOIS PAINÉIS DISTINTOS⁽⁴¹⁾ | 38 |

| | |
|--|-----------|
| FIGURA 3.16 - EFEITO DO TEOR DE C NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DE AÇO IF ESTABILIZADO COM TI OU TINB⁽¹⁶⁾. | 42 |
| FIGURA 3.17 - TEMPERATURA DE FORMAÇÃO DE PRECIPITADOS OBSERVADOS NOS AÇOS IF⁽²⁾. | 44 |
| FIGURA 3.18 - EFEITO DA REDUÇÃO A FRIO NA ORIENTAÇÃO RELATIVA DOS GRÃOS⁽²¹⁾. | 46 |
| FIGURA 3.19 - RECRISTALIZAÇÃO ISOTÉRMICA DOS AÇOS AA, IF AO TI (0,12%) E IF AO NB (0,12%), TODOS COM 75% DE REDUÇÃO A FRIO⁽²⁾. | 47 |
| FIGURA 3.20 - CICLO TÉRMICO ESQUEMÁTICO DO RECOZIMENTO CONTÍNUO⁽¹⁾. | 48 |
| FIGURA 3.21 – DESENHO ESQUEMÁTICO DA LINHA DE REVESTIMENTO POR IMERSÃO A QUENTE⁽¹⁶⁾. | 49 |
| FIGURA 3.22 - EFEITO DA FRAÇÃO VOLUMÉTRICA E DO TAMANHO DOS PRECIPITADOS NO AUMENTO DO LIMITE DE ESCOAMENTO⁽¹¹⁾. | 53 |
| FIGURA 3.23 - EFEITO DE ADIÇÃO DE FÓSFORO E BORO NA SWE⁽²⁹⁾. | 54 |
| FIGURA 3.24 - ILUSTRAÇÃO ESQUEMÁTICA DO AUMENTO DO LIMITE DE ESCOAMENTO APÓS CONFORMAÇÃO (WH) E APÓS TRATAMENTO TÉRMICO DE CURA DA PINTURA (BH)⁽³²⁾. | 55 |
| FIGURA 3.25 – EFEITOS DO ENVELHECIMENTO APÓS DEFORMAÇÃO NA CURVA DE TRAÇÃO DE UM AÇO BAIXO C. (ΔY = VARIACÃO NO LIMITE DE ESCOAMENTO DEVIDA AO ENVELHECIMENTO, ΔL = DEFORMAÇÃO DE LÜDERS APÓS O ENVELHECIMENTO, ΔU = VARIACÃO NO LIMITE DE RESISTÊNCIA DEVIDA AO ENVELHECIMENTO, ΔA = VARIACÃO NO ALONGAMENTO TOTAL DEVIDA AO ENVELHECIMENTO⁽³²⁾). | 56 |
| FIGURA 4.1 - SEQÜÊNCIA DAS PRINCIPAIS FASES DO PROCESSO DE PRODUÇÃO. | 58 |
| FIGURA 4.2 - FLUXO PRODUTIVO DA LAMINAÇÃO A QUENTE. | 60 |
| FIGURA 4.3 - DESENHO ESQUEMÁTICO DO PLTCM. | 61 |
| FIGURA 4.4 – DESENHO ESQUEMÁTICO DA LINHA DE REVESTIMENTO POR IMERSÃO A QUENTE (CGL). | 62 |
| FIGURA 4.5 – CURVA DO CICLO DE RECOZIMENTO. | 63 |
| FIGURA 4.6 – DESENHO ESQUEMÁTICO DO REVESTIMENTO NO MATERIAL. | 63 |
| FIGURA 4.7: CORPO DE PROVA E EXEMPLO DO REGISTRO DO ENSAIO DE TRAÇÃO EFETUADO NA USIMINAS⁽³⁾. | 66 |
| FIGURA 4.8 – REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DO TESTE BAKE HARDENING / WORK HARDENING. LE_1 É O LIMITE DE ESCOAMENTO ORIGINAL DO MATERIAL (DETERMINADO A 0,2% PARA AÇOS QUE NÃO APRESENTAM ESCOAMENTO DEFINIDO); A É A TENSÃO DE FLUXO PARA UMA PRÉ-DEFORMAÇÃO DE 2% E LE_2 E LE_3 SÃO OS VALORES DE LIMITE DE ESCOAMENTO SUPERIOR E INFERIOR, RESPECTIVAMENTE, APÓS O TRATAMENTO DE SIMULAÇÃO DA CURA DA PINTURA⁽³⁴⁾. | 67 |

| | |
|---|-----------|
| FIGURA 4.9 – FOTOGRAFIA DE CORPO DE PROVA PARA ANÁLISE DAS DEFORMAÇÕES UTILIZANDO “SOFTWARE” AUTOGRID. A REGIÃO A SER ANALISADA ESTÁ COMPREENDIDA ENTRE OS 4 PONTOS⁽²⁾..... | 70 |
| FIGURA 4.10 – DEFINIÇÃO DE UMA CLC A PARTIR DO SISTEMA AUTOGRID⁽⁴³⁾..... | 71 |
| FIGURA 4.11 – REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DO FERRAMENTAL A SER UTILIZADO PARA A ESTAMPAGEM DOS CORPOS DE PROVA DO ENSAIO DE INDENTAÇÃO..... | 72 |
| FIGURA 4.12 – ASPECTOS DOS CORPOS DE PROVA DOS AÇOS BH260 E IFHSS260, ESTAMPADOS EM ESCALA LABORATORIAL PARA AVALIAÇÃO DO GANHO DE RESISTÊNCIA MECÂNICA POR DEFORMAÇÃO, ENVELHECIMENTO E DA RESISTÊNCIA À INDENTAÇÃO. | 72 |
| FIGURA 4.13 – LOCAIS ONDE OS CORPOS DE PROVA SUB-SIZE DA NORMA ASTM A370 FORAM RETIRADOS DAS AMOSTRAS DO ENSAIO DE AVALIAÇÃO DO GANHO DE RESISTÊNCIA PROPICIADO PELOS EFEITOS WH E BH. | 73 |
| FIGURA 4.14 – REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DA METODOLOGIA ADOTADA PARA A DETERMINAÇÃO DOS PARÂMETROS WH E BH. | 74 |
| FIGURA 4.15 – DISPOSITIVO PARA MEDIDA DA RESISTÊNCIA À INDENTAÇÃO .PADRONIZADO: AUTO/STEEL PARTNERSHIP PROGRAM STANDARDIZED DENT RESISTANCE PROJECT TEAM⁽⁴²⁾..... | 75 |
| FIGURA 5.1 – CURVA TENSÃO DE ENGENHARIA X DEFORMAÇÃO DE ENGENHARIA DAS AMOSTRAS AVALIADAS, LEVANTADAS A PARTIR DE CORPOS DE PROVA TRANSVERSAIS À DIREÇÃO DE LAMINAÇÃO. | 77 |
| FIGURA 5.2 – BH260 – AUMENTO ORIGINAL: 200X..... | 78 |
| FIGURA 5.3 – IFHSS260– AUMENTO ORIGINAL: 200X..... | 78 |
| FIGURA 5.4 - ASPECTO MICROESTRUTURAL DOS AÇOS AVALIADOS EM ANÁLISES POR MICROSCOPIAS ÓTICA E ELETRÔNICA DE VARREDURA. ATAQUE: H2O2 + H2SO4.80 | |
| FIGURA 5.5 - ASPECTO MICROESTRUTURAL DOS AÇOS AVALIADOS EM ANÁLISES POR MICROSCOPIAS ÓTICA E ELETRÔNICA DE VARREDURA. ATAQUE: H2O2 + H2SO4.80 | |
| FIGURA 5.6 - CLASSIFICAÇÃO DOS NBR 5915(35). | 82 |
| FIGURA 5.7 – ASPECTO DOS CORPOS DE PROVA ENSAIADOS NO TESTE DE ESTIRAMENTO ERICHSEN..... | 82 |
| FIGURA 5.8 – CURVAS DE ESCOAMENTO DO ENSAIO RAZÃO LIMITE DE ESTAMPAGEM. | 83 |
| FIGURA 5.9 – ASPECTO DOS CORPOS DE PROVA ENSAIADO NO TESTE RAZÃO LIMITE DE ESTAMPAGEM..... | 84 |
| FIGURA 5.10 - CURVAS LIMITE DE CONFORMAÇÃO DOS AÇOS AVALIADOS, LEVANTADAS À ESTRICÇÃO PELO MÉTODO DE NAKAZIMA E UTILIZANDO O SOFTWARE AUTOGRID..... | 85 |
| A) BH260 | |
| B) IFHSS260..... | 86 |

FIGURA 5.11 – DEFORMAÇÕES EQUIVALENTES, AVALIADAS POR MEIO DO SOFTWARE AUTOGRID, DOS CORPOS DE PROVA UTILIZADOS PARA AVALIAÇÃO DA INFLUÊNCIA DOS EFEITOS WH E BH2 E DA RESISTÊNCIA À INDENTAÇÃO. (A) BH260 E (B) IFHSS260.86

FIGURA 5.12 – GRÁFICO DOS ENSAIOS DE AVALIAÇÃO A PROPENSÃO AO ENDURECIMENTO.89

FIGURA 5.13 – GRÁFICOS DO RESULTADO DE INDENTAÇÃO POR IMPACTO, DAS AMOSTRAS AVALIADAS, COM (TT) E SEM TRATAMENTO TÉRMICO (ST).....91

FIGURA 5.14 – GRÁFICOS DO RESULTADO DE INDENTAÇÃO POR IMPACTO, DAS AMOSTRAS AVALIADAS, SEM TRATAMENTO TÉRMICO.91

FIGURA 5.15 – GRÁFICOS DO RESULTADO DE INDENTAÇÃO POR IMPACTO, DAS AMOSTRAS AVALIADAS, COM TRATAMENTO TÉRMICO.92

Lista de tabela

| | |
|---|----|
| TABELA III.1 - EFEITO DA VARIAÇÃO DE PARÂMETROS NA OPERAÇÃO DE PRENSAGEM ⁽³⁾ | 25 |
| TABELA III.2 - TENSÕES E DEFORMAÇÕES EM FUNÇÃO DO MODO DE DEFORMAÇÃO ⁽³⁾ | 27 |
| TABELA IV.1 - COMPOSIÇÃO QUÍMICA VISADA (% EM PESO). | 59 |
| TABELA IV.2 – DADOS DE PROCESSAMENTO NO LAMINADOR A FRIO – PLTCM..... | 61 |
| TABELA IV.3 – DADOS SOBRE A LAMINAÇÃO DE ENCRUAMENTO..... | 64 |
| TABELA IV.4 – PLANO DE AMOSTRAGEM – MATERIAL BH E IFHSS..... | 65 |
| TABELA IV.5 – PROPRIEDADES MECÂNICAS ESPECIFICADAS PARA OS GRAUS DE AÇO HX260BD (BH) E HX260YD (IFHSS) E DA NORMA EN 10346 ⁽³²⁾ | 65 |
| TABELA V.1 - RESULTADOS DOS ENSAIOS DE TRAÇÃO DOS AÇOS AVALIADOS..... | 76 |
| TABELA V.2 – CLASSIFICAÇÃO DAS INCLUSÕES DAS AMOSTRAS, SEGUNDO A CARTA PADRÃO I DA NORMA ASTM E 45(37)..... | 79 |
| TABELA V.3 - RESULTADOS DE TAMANHO DE GRÃO FERRÍTICO MÉDIO DOS AÇOS AVALIADOS EM μM E NÚMERO ASTM, NORMA ASTM E 112(38). | 81 |
| TABELA V.4 - RESULTADOS DO ENSAIO DE ESTIRAMENTO ERICHSEN, TRADUZIDO NA CLASSIFICAÇÃO DOS AÇOS QUANTO À ESTAMPAGEM SEGUNDO A NORMA NBR 5915(35). | 82 |
| TABELA V.5 – RESULTADOS DO ENSAIO DE RAZÃO LIMITE DE ESTAMPAGEM. | 83 |
| TABELA V.6 – RESULTADOS DOS ENSAIOS DE AVALIAÇÃO A PROPENSÃO AO ENDURECIMENTO. | 86 |
| TABELA V.7 – RESULTADOS DO MODO DE DEFORMAÇÃO..... | 87 |
| TABELA V.8 – PROFUNDIDADES DE PENETRAÇÃO DO INDENTADOR APÓS ENSAIO DE IMPACTO DAS AMOSTRAS AVALIADAS. | 90 |

Lista de Notações

| | | |
|--|---|--|
| Al% | = | Alongamento percentual |
| Ar ₃ | = | Temperatura de início de transformação da austenita para ferrita durante o resfriamento. |
| A, L, W, t | = | Área, comprimento, largura e espessura do corpo de prova de tração. Os índices “0”, “i” e “f” indicam respectivamente o valor no início, a qualquer instante e o no final do ensaio. |
| BH | = | “Bake Hardenable” - aços endurecíveis por envelhecimento na cura da pintura. |
| BH ₂ | = | Efeito Bake Hardening. |
| CAPL | = | "Continus annealing production line" – Linha de recozimento contínuo |
| CLC | = | Curva limite de conformação |
| C _{ss} | = | Carbono em solução sólida |
| DDQ | = | "Deep drawing quality" – Grau de estampagem profunda |
| e | = | Deformação convencional |
| IF-HSS | = | Aços ultra baixo carbono, livre de intersticiais ("Interstitial Free") de alta resistência ("High strength steel") |
| K | = | Coefficiente de resistência da equação de Hollomon |
| LE | = | Limite de escoamento (em MPa) |
| ln | = | Logaritmo Neperiano |
| LR | = | Limite de resistência (em MPa) |
| n | = | Expoente de encruamento |
| RCD | = | Razão crítica de diâmetros – Ensaio Swift |
| R ² | = | Coefficiente de determinação |
| R _m | = | Coefficiente de anisotropia normal |
| R ₀ , R ₄₅ , R ₉₀ | = | Coefficientes de anisotropia normal no ângulo indicado em relação à direção de laminação |
| ΔR | = | Coefficiente de anisotropia planar |
| S | = | Tensão convencional |

| | | |
|---------------|---|--|
| SWE | = | "Secondary Work Embrittlement" - Fragilidade por deformação secundária |
| ULSAB | = | "Ultra Light Steel Auto Body" |
| WH | = | "Work hardening" – Endurecimento por deformação |
| ε | = | Deformação verdadeira |
| σ | = | Tensão verdadeira |

1. INTRODUÇÃO

Para atrair mais consumidores e atender requisitos aerodinâmicos, a indústria automotiva vem alterando o design dos painéis externos dos veículos, aumentando a complexidade geométrica destes e, conseqüentemente, tornando mais difícil a estampagem dessas peças. Aliado a isso, a tendência de redução de espessura com aumento de resistência mecânica dos aços, visando á redução do consumo de combustível e de emissão de poluentes, também tem tornado mais complexa a estampagem dos painéis de cobertura.

Os fornecedores da indústria automobilística são assim continuamente desafiados a suprir a demanda por melhor qualidade, menor custo e melhor eficiência para as linhas de montagem automotivas⁽¹⁾. A indústria siderúrgica não é exceção a esta realidade e vem sendo severamente pressionada por materiais alternativos, tais como ligas de alumínio e plásticos.

Notoriamente, esse processo de inovação tecnológica se iniciou com a crise do petróleo nos anos 70, e se intensificou com a globalização dos mercados. Diante das novas exigências e desafios impostos à cadeia produtiva de veículos, o setor siderúrgico teve primordial participação na busca pelo atendimento aos requisitos de segurança, durabilidade e redução do peso veicular. Além disso, esse setor se viu ameaçado pela incorporação de materiais sucedâneos na construção de veículos, como por exemplo, alumínio, polímeros, fibra de carbono, etc. Como fruto desse processo de inovação, no auge da crise do petróleo, entre 1975 e 1985, a indústria automobilística norte-americana conseguiu reduções de peso no projeto de seus veículos em torno de 35%, passando de 1.936kg para 1.260kg, em média. Em 1994, foi constituído um consórcio dos principais produtores mundiais de aço (25 siderúrgicas de 18 países) para desenvolver um novo conceito de fabricação de automóveis, denominado projeto ULSAB.

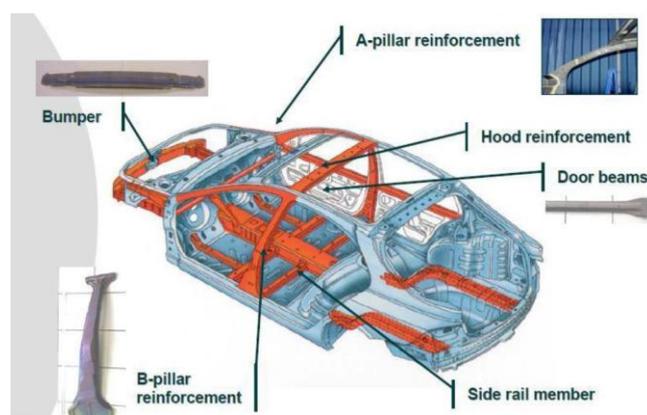


Figura 1.1: Modelo esquemático projeto ULSAB⁽¹⁾.

Na opinião da equipe técnica do projeto ULSAB, o aço hoje tem melhor qualidade, maior consistência de valores de propriedades e teve um incremento de conformabilidade quando comparado com aços usados pela indústria automotiva há poucos anos atrás. Frank Walker, da Tata Steel (antiga British Steel) comenta: “O aço não é um ‘velho’ material; 50% do aço usado na manufatura de um carro atualmente não estava disponível há cinco ou seis anos atrás. O aço é moderno, versátil e sobre ele existe o maior conhecimento de seu uso pelo homem”⁽¹⁾.

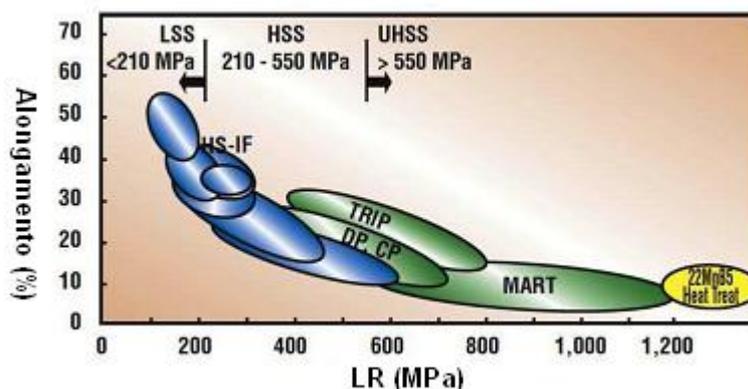


Figura 1.2: Aspectos metalúrgicos dos aços indicados pelo projeto ULSAB⁽¹⁾.

A principal contribuição do setor siderúrgico frente às novas exigências da indústria automobilística foi a redução do peso veicular, proporcionalmente ao aperfeiçoamento

dos dispositivos de segurança dos automóveis. Conforme mostrado na figura abaixo, os principais fatores que influenciam o consumo de combustível dos veículos são (1) potência e eficiência do motor, (2) massa do veículo, (3) aerodinâmica e (4) fricção das rodas com o solo:

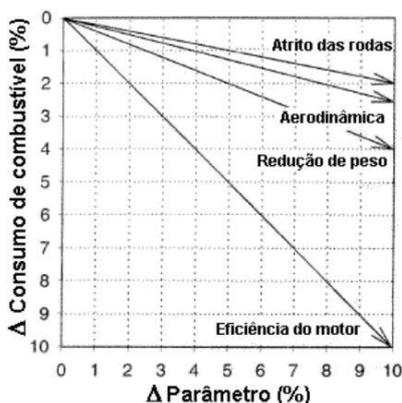


Figura 1.3 – Influência de diferentes fatores no consumo de combustível de um automóvel⁽²⁾.

Dentre os aços de baixo carbono laminados a frio para aplicações de estampagem, os aços livres de intersticiais (aços IF) são os principais aços produzidos atualmente. Isso porque possuem baixo LE, alto alongamento uniforme associado a um coeficiente de encruamento elevado e a uma adequada textura cristalográfica (alto valor r) em comparação a outros aços baixo C. Os aços IF, devido sua alta estampabilidade, são de grande importância na indústria automobilística⁽²⁾.

A evolução qualitativa dos materiais destinados a operações de prensagem pode ser observada na figura 1.4, em termos do grau de estampagem e dos valores de alongamento ($Al\%$) e coeficiente de anisotropia planar (R_m). Na figura 1.4 destaca-se a constante busca do Centro de Pesquisa e Desenvolvimento (P&D) da Usiminas em se buscar materiais com características melhores de estampagem.

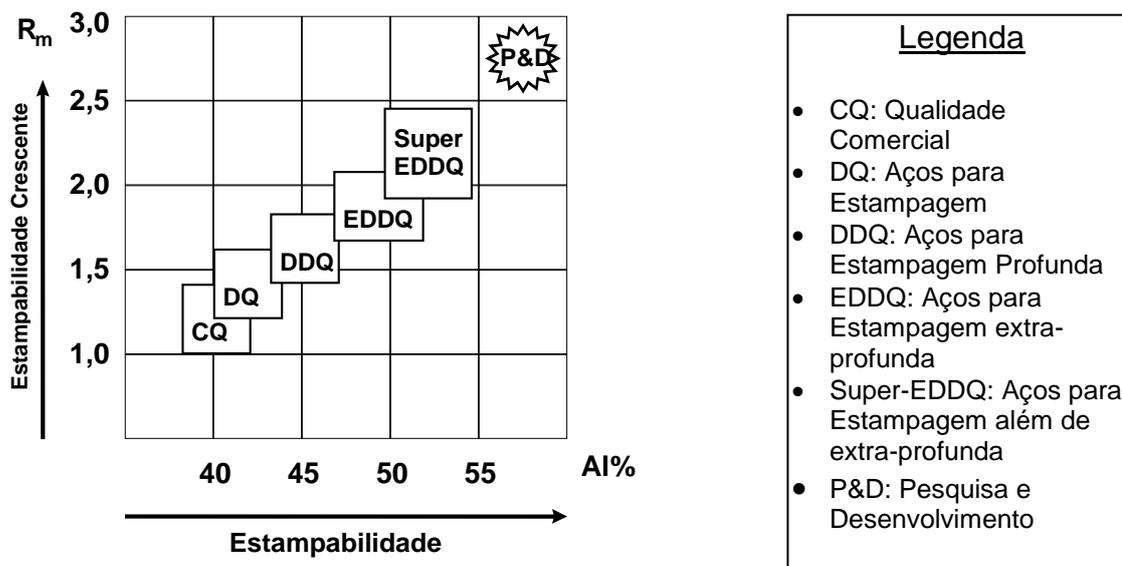


Figura 1.4: Materiais destinados a operações de prensagem⁽³⁾.

A indústria siderúrgica vem disponibilizando ao mercado, aços de maior resistência em relação ao aço *Interstitial Free* (IF), convencionalmente utilizado em painéis de cobertura. Dentre esses materiais disponibilizados, cabem destacar os aços *Bake Hardenable* (BH) e os *Interstitial Free High Strength Steel* (IFHSS), que conjugam elevada resistência e boa estampabilidade^(1,2). Na figura 1.5 é mostrada uma relação entre a estampabilidade e resistência do material, onde observa-se o campo dos aços IFHSS e BH.

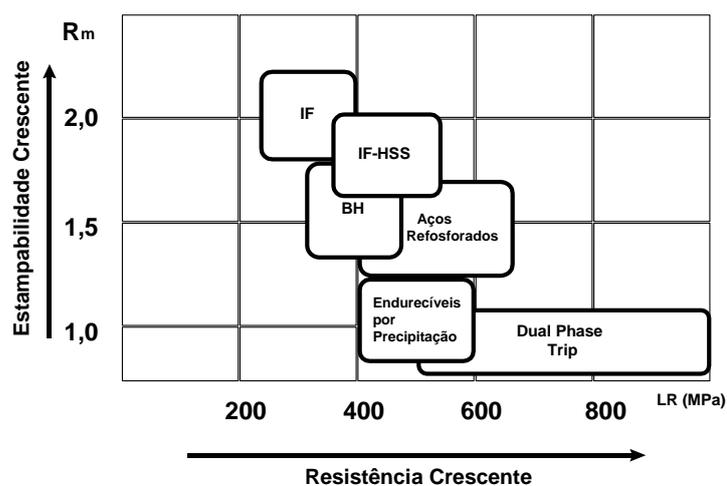


Figura 1.5: Balanço entre R_m e limite de resistência⁽³⁾.

A utilização dos aços BH ou IFHSS em painéis de cobertura tem tido notoriedade, pois estes exibem elevada conformabilidade e propiciam um aumento da rigidez e da resistência à indentação desses componentes. O aumento da resistência à indentação gera uma maior resistência à ocorrência de pequenas impressões no painel provocadas por impacto localizado. Essa característica depende da geometria do painel, da espessura e do limite de escoamento (LE) do material⁽³⁾.

Os aços BH se destacam pelo fenômeno de envelhecimento, denominado como efeito BH₂ (*Bake Hardening*), no qual, durante o processo de cura da pintura das carrocerias, os átomos intersticiais migram para as deslocações geradas pela deformação plástica, restringindo a mobilidade destas e aumentando a resistência mecânica do painel. É um fenômeno que depende da quantidade e modo de deformação, do tempo, da temperatura e da quantidade de átomos intersticiais⁽³⁾. Na figura 1.6 é mostrado, de forma esquemática, o aumento de resistência de um capô automotivo propiciado pela deformação (*Work Hardening*, efeito WH) e pelo efeito BH₂.



Figura 1.6 – Ilustração esquemática do aumento do limite de escoamento de um capô automotivo após conformação (WH) e após tratamento térmico de cura da pintura – BH₂⁽⁴⁾.

No caso dos IFHSS, o incremento da resistência mecânica é obtido pelos mecanismos de refino de grão e de endurecimento por solução sólida, sendo este último, seu diferencial em relação aos aços IF convencionais. Para propiciar o endurecimento por

solução sólida são adicionados elementos de liga, tais como, o fósforo, o manganês e o silício. O acréscimo da resistência mecânica nesses aços não promove variação significativa dos valores do coeficiente de anisotropia de Lankford e de alongamento⁽⁴⁾.

Os testes de avaliação de conformabilidade podem ser divididos em três categorias. A primeira é a de testes relativos às propriedades básicas do material, em geral, provenientes do ensaio de tração. A segunda envolve os testes simulativos, ou seja, aqueles que visam simular modos específicos de deformação (Ensaio Erichsen - Estiramento, Ensaio Swift - Embutimento, dentre outros). A terceira é a Curva Limite de Conformação (CLC), ensaio que avalia a capacidade máxima de deformação do material sobre diferentes modos de deformação, delimitando as regiões de sucesso e insucesso durante a estampagem do material^(4,5).

Um dos testes utilizados para avaliar a resistência à indentação de um painel automotivo consiste em gerar impressões localizadas no material por meio de carregamento dinâmico. O resultado final é a profundidade de penetração da deformação permanente na superfície do painel⁽⁶⁾.

2. OBJETIVOS

Estabeleceram-se os seguintes objetivos para este trabalho, abrangendo aços BH e IFHSS, produzidos em recozimento contínuo, destinados à indústria automobilística:

- Caracterizar os materiais quanto às suas propriedades mecânicas, microestrutura, e efeito BH₂.
- Avaliar os materiais quanto à sua conformabilidade e ganho de resistência mecânica em função da deformação e envelhecimento, em escala laboratorial, simulando painéis automotivos.
- Avaliar a resistência à indentação, com e sem tratamento térmico.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Conformação por Prensagem

Processo de estampagem é realizado através da utilização de um punção e de uma matriz (figura 3.1). A aplicação de uma força no punção obriga a chapa a penetrar na matriz, fazendo com que a chapa assuma uma forma própria. Na grande maioria dos casos, faz-se necessário o uso de um “anti-rugas”, que além da função que originou sua denominação, também contribui para que ocorra o perfeito ajuste da peça ao perfil do punção⁽²⁾.

Este método é o mais utilizado para conformação de painéis automotivos, por possibilitar alta produção (da ordem de 10^3 peças/hora), baixos índices de refugo e retrabalho, e rigor dimensional. Possibilita, ainda, a produção de peças de geometria complexa e assimétrica, o que conseqüentemente determina que as deformações e tensões envolvidas também sejam complexas e de difícil avaliação.

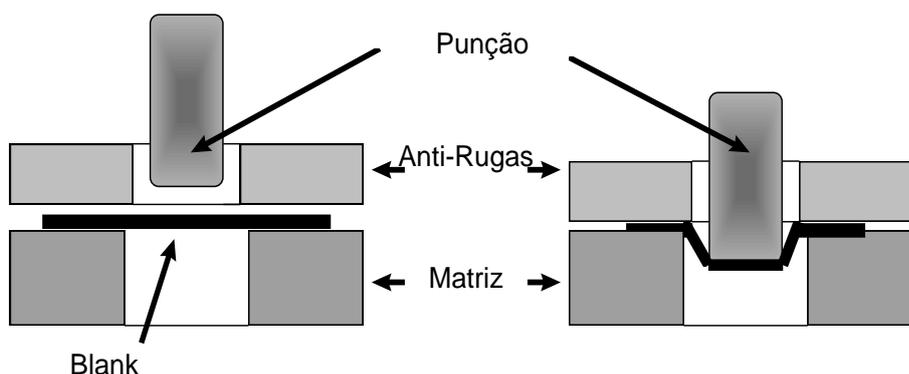


Figura 3.1 - Esquema ilustrativo da operação de estampagem industrial⁽³⁾.

3.1.1 Operações de Prensagem Industrial

Em processos industriais de conformação na prensa que objetivam a produção de peças complexas, o modo de deformação é diferente em cada região da peça. A ocorrência de defeitos nas peças obtidas através da operação de prensagem industrial pode ter origem na qualidade do material ou no próprio processo de conformação. Os principais fatores, ligado ao processo, que afetam o desempenho na prensa são:

- 1) Pressão do anti-rugas (ou prensa-chapas);
- 2) Condições de lubrificação;
- 3) Velocidade de conformação;
- 4) Relação entre o tamanho do esboço e o tamanho do punção;
- 5) Efeito de entalhes.

O que determina a capacidade de conformação da peça, é a ocorrência de ruptura⁽³⁾.

A tabela III.1 mostra, por exemplo, o efeito da variação dos itens “1” e “4” acima, em relação ao resultado da conformação.

Tabela III.1 - Efeito da variação de parâmetros na operação de prensagem⁽³⁾.

| ITEM | Variação | Efeito |
|--|------------|---|
| Pressão no Anti-rugas | Diminuição | Susceptível a defeitos de forma, tais como ondulação e problemas dimensionais. |
| | Aumento | O modo de deformação tende de estampagem para estiramento, com risco de Ruptura. |
| Tamanho Esboço / Tamanho do punção | Diminuição | Menor força restritiva sobre o esboço com conseqüente melhoria da conformabilidade. |

A operação de prensagem industrial é complexa, como ilustrada na sistematização proposta por Yoshida⁴ (anexo I), que correlaciona defeitos com suas prováveis causas, estando estas associadas entre as propriedades do material e a operação de conformação.

Pode-se classificar os defeitos de prensagem industrial em dois grandes grupos⁽²⁾:

✓ Defeitos Primários: Limite de Conformabilidade

Rupturas

Rugas

✓ Defeitos Secundário: divididos 2 sub-grupos:

- 1º - Ajuste peça Ferramental

Defeitos superficiais

Ondulações

Dimensional

- 2º - Rigidez e Forma

Spring-Back (retorno elástico)

Defeitos de forma geral

3.1.2 Modos Básicos de Deformação

Para o melhor entendimento dos modos básicos de deformação, faz-se uso de um punção cilíndrico, que após a conformação fornecerá um copo, conforme figura 3.2:

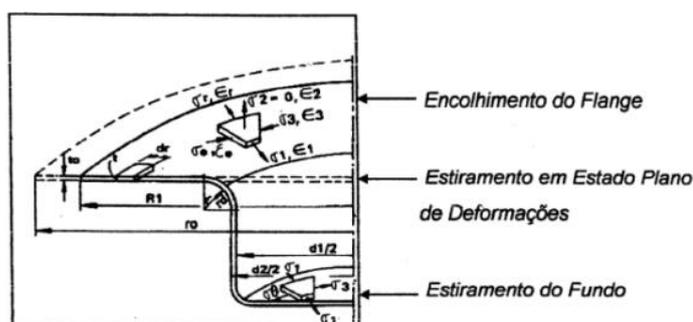


Figura 3.2 - Modos básicos de deformação⁽³⁾.

Conforme observado na figuras anterior, registra-se a existência de três modos básicos de deformação:

- ✓ Encolhimento do flangeⁱ;
- ✓ Estiramento em estado plano de deformações;
- ✓ Estiramento do fundo ou estiramento em tração biaxial.

Observando os modos básicos de deformação através de suas tensões e deformações, tem-se:

Tabela III.2 - Tensões e deformações em função do modo de deformação⁽³⁾.

| Modo de Deformação | Tensão radial | Tensão Circunferencial | Deformação radial | Deformação circunferencial | Deformação na espessura |
|---|----------------------|-------------------------------|--------------------------|-----------------------------------|--|
| Encolhimento do Flange | Tração | Compressão | $\epsilon_r > 0$ | $\epsilon_c < 0$ | $\epsilon_e = -(\epsilon_r + \epsilon_c)$ |
| Estiramento no Estado Plano de Deformações | Tração | Nula | $\epsilon_r > 0$ | $\epsilon_c = 0$ | $\epsilon_e \cong -\epsilon_r \therefore$ $\epsilon_e < 0$ |
| Estiramento do Fundo | Tração | Tração | $\epsilon_r > 0$ | $\epsilon_c > 0$ | $\epsilon_e = -(\epsilon_r + \epsilon_c)$ $\therefore \epsilon_e < 0$ |

A partir destes modos básicos, acrescentando-se o formato da ferramenta (cabeça plana ou esférica) e as condições de fluxo do material para dentro da matriz (facilitada ou não). A figura 3.3 apresenta visualmente a classificação citada acima onde resulta em um quadro mais completo, porém, de fácil entendimento, conforme abaixo:

- I) Embutimento: baixa pressão no anti-rugas e punção de cabeça chata;
- II) Estiramento: alta pressão no anti-rugas e punção com cabeça hemisférica;
- III) Embosamento: condição intermediária;
- IV) Flangeamento: estiramento em estado plano de deformações com expansão de furo.
- V) Dobramento: estiramento em estado plano de deformações.

ⁱ Flange: Denominação dada ao material existente entre punção e matriz, delimitado pelo anti-rugas.

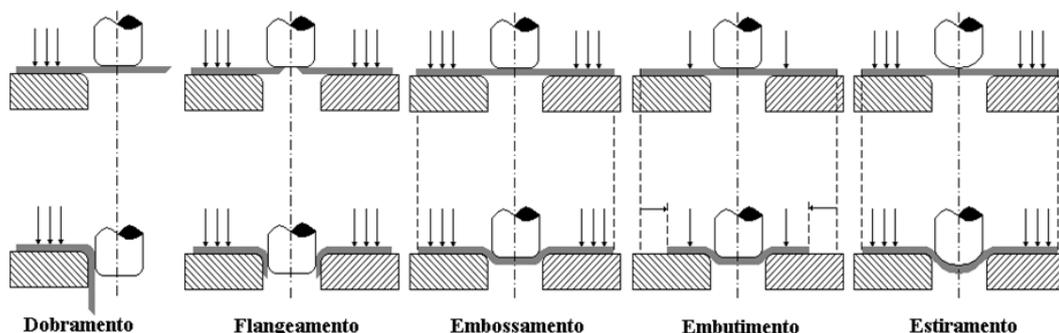


Figura 3.3 - Classificação dos modos de conformação(3) .

As diferenças entre os vários modos de deformação são apresentadas na figura 3.4, e os fatores que contribuem para cada modo de conformação são:

- ✓ estampagem profunda: baixa pressão no anti-rugas e punção de cabeça chata;
- ✓ estiramento: alta pressão no anti-rugas e punção com cabeça hemisférica;
- ✓ modo combinado : condição intermediária.

| MÉTODO CONF. | ESTAMPAGEM COMBINADA | ESTIRAMENTO | FLANGEAMENTO | DOBRAMENTO |
|-------------------------|--|------------------------|---|---|
| CONDIÇÕES DE DEFORMAÇÃO | <p>TRAÇÃO BIAIXIAL</p> <p>ESTADO PLANO DE DEF.</p> <p>ENCOLHIMENTO DO FLANGE</p> | <p>TRAÇÃO BIAIXIAL</p> | <p>EXPANSÃO DO FURO</p> <p>ESTADO PLANO DE DEFORMAÇÃO</p> <p>$\epsilon_g \neq 0$ $\epsilon_r = 0$</p> | <p>ESTADO PLANO DE DEFORMAÇÃO</p> <p>$\epsilon_W = 0$ $\epsilon_L \neq 0$</p> |

Figura 3.4 – Modos de deformação⁽³⁾.

3.2 Testes de Avaliação para Prensagem

Os testes de avaliação para prensagem podem ser divididos em três categorias. A primeira envolve os testes simulativos, ou seja, aqueles que visam simular em escala de laboratório as deformações que o material sofrerá em escala industrial. A segunda é a de testes relativos às propriedades básicas do material, em geral provenientes do ensaio de tração. A terceira, e última, são as curvas limite de conformação (CLC), onde é feita a

comparação entre curvas levantadas em laboratório e os resultados obtidos em escala industrial⁽⁵⁾.

3.2.1 Testes Conformabilidade

Visam simular um dos modos de deformação descritos anteriormente. Podem também simular modos de deformação combinados. Estão sujeitos a variáveis de difícil controle, tais como: velocidade de deformação, condições de atrito (acabamento superficial e lubrificação), revestimentos, etc ⁽²⁾.

a) Ensaio de Estiramento

O método “*Erichsen*” utiliza um punção hemisférico, sendo a amostra submetida a um sistema biaxial de tensões de tração, em geral simétrico, com grande pressão do anti-rugas, conforme figura 3.5. É um teste rápido e simples, com pouca influência do operador. A grandeza medida é a profundidade da calota no momento da ruptura da chapa, expressa em milímetros⁽⁵⁾.

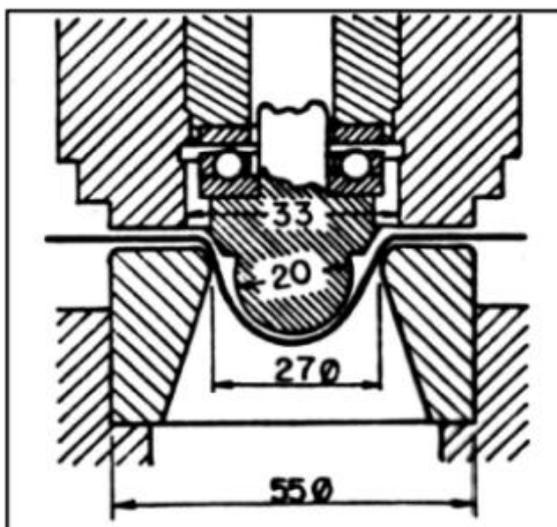


Figura 3.5 - Dispositivo para ensaio Erichsen⁽³⁾.

Trata-se de um ensaio antigo (1914), reprodutível, que demanda pouco tempo para execução e onde a influência do operador é mínima. Apresenta o inconveniente de não ser adimensional e depender da espessura do material⁽³⁾.

b) Ensaio de Embutimento.

O método “*Swift*” é um ensaio com predomínio do modo de deformação por estampagem, onde se realiza uma série de ensaios nos quais se aumenta gradativamente o tamanho do esboço até que não se consiga mais estampar o material sem ruptura. O valor medido é denominado “Razão Limite de Estampagem” (RLE), que consiste na razão entre o diâmetro máximo do esboço que estampou sem romper e o diâmetro do punção. O valor medido é adimensional e praticamente independe da espessura do material. Operacionalmente é aplicada baixa pressão no anti-rugas e um punção de cabeça chata⁽³⁾.

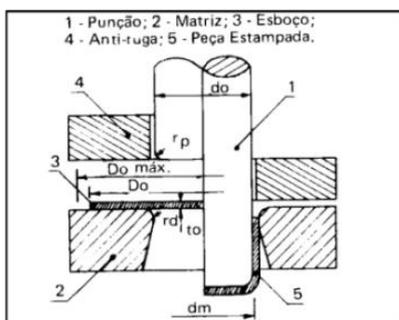


Figura 3.6 - Dispositivo para ensaio Swift⁽³⁾.

É um ensaio trabalhoso, onde as condições de lubrificação afetam os resultados; entretanto é um valor adimensional, não sendo função da espessura do esboço conforme figura abaixo.

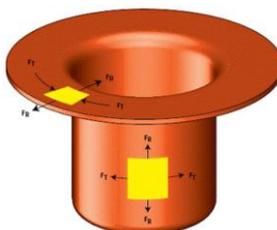


Figura 3.7 – Desenho esquemático do esboço do ensaio Swift⁽⁷⁾.

3.2.2 Testes Relativos às Propriedades Fundamentais

As propriedades fundamentais são obtidas através do ensaio de tração, onde um corpo de prova é submetido a um esforço de tração uniaxial. É um método básico para avaliação das características plásticas do material. É muito importante, pois auxilia na caracterização e na avaliação do comportamento de materiais em face de solicitações mecânicas. As propriedades determinadas diretamente pelos testes de tração convencionais são: limite de escoamento (LE), limite de resistência (LR), alongamento uniforme (Au), alongamento total (At), coeficiente de Lankford (R), coeficiente de encruamento (n) work-hardening (W) e bake-hardening (BH)⁽⁹⁾.

A máquina de ensaio de tração registra a força (P) versus a variação de comprimento do corpo de prova (ΔL). Em lugar da força e do alongamento frequentemente utilizam-se as tensões e deformações convencionais (S, e, respectivamente) ou tensões e deformações verdadeiras (σ , ε). Por definição⁽⁹⁾:

| | Convencional | Real |
|------------|--|---|
| Tensão | $S = P / A_0$ | $\sigma = S (1 + e)$ |
| Deformação | $e = (\Delta L/L_0) = (L_i - L_0) / L_0$ | $\varepsilon = \ln (L_i/L_0) = \ln (1 + e)$ |

L_0 = comprimento inicial do corpo de prova

L_i = comprimento do corpo de prova em um instante “i”

A_0 = área da seção transversal inicial do corpo de prova

A figura 3.8 apresenta as curvas típicas do ensaio de tração de aços baixo carbono, laminados a frio e destinados a operações de estampagem.

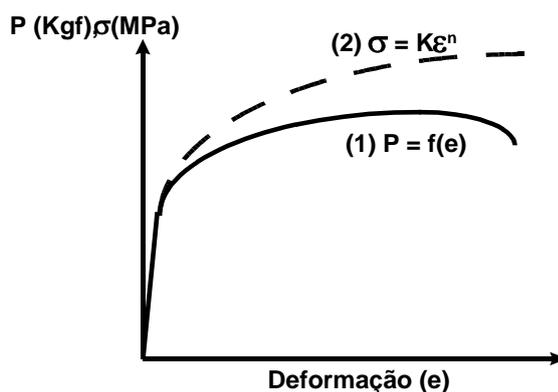


Figura 3.8 - Curvas típicas do ensaio de tração de aços baixo carbono laminados a frio, destinados a estampagem⁽²⁾.

A curva representada por uma linha cheia (1) na figura 3.8 é denominada curva carga x deformação convencional, e a curva representada pela linha tracejada (2) é denominada tensão x deformação real.

São úteis ainda os seguintes valores:

- $LE = P_a / A_0$ (limite de Escoamento), sendo P_a a carga para 0,2% de deformação (válido para escoamento não definido) e A_0 a área inicial do corpo de prova.
- $LR = P_b / A_0$ (limite de Resistência), sendo P_b a carga máxima do ensaio.

$Al\% = (\Delta L / L_0) \times 100 = [(L_f - L_0) / L_0] \times 100$, ou seja o alongamento total percentual.

O limite de escoamento e o limite de resistência à tração do material são propriedades que se relacionam à sua resistência mecânica e não expressam diretamente sua conformabilidade⁽⁹⁾.

Equações para curvas do tipo (2) da figura 3.8, que relacionam $\sigma = f(\epsilon)$, têm sido propostas por diversos autores (Hollomon, Swift, Ludwik, Prager), mas na verdade tratam-se de aproximações matemáticas, carecendo de base física. A equação de Hollomon, abaixo apresentada, é considerada satisfatória para aços baixo carbono, e é largamente adotada:

$\sigma = K\varepsilon^n$, onde:

K = coeficiente de resistência e

n = expoente de encruamento.

Outras propriedades retiradas do ensaio de tração podem ser utilizadas como parâmetros avaliadores da conformabilidade de chapas finas de aço, podendo-se destacar a razão elástica, o expoente de encruamento e o coeficiente de anisotropia R de Lankford⁽¹⁰⁾.

O parâmetro de anisotropiaⁱⁱ normal, o qual é medido através do valor de R (coeficiente de Lankford)⁽¹⁾. Este parâmetro é o quociente entre as deformações verdadeiras no sentido da largura [$\varepsilon_w = \ln(w/w_0)$] e no sentido da espessura [$\varepsilon_t = \ln(t/t_0)$], deformações estas medidas em um ensaio de tração convencional, quando a deformação na direção do comprimento encontra-se entre 15 e 20%⁽¹⁰⁾.

$$R = \varepsilon_w / \varepsilon_t$$

Usualmente tomam-se as direções a 0° , 45° e 90° em relação à direção de laminação, obtendo-se R_{0° , R_{45° e R_{90° .

A partir destes valores calcula-se um valor médio de R (R_m) denominado coeficiente de anisotropia normal:

$$R_m = 1/4 (R_{0^\circ} - 2R_{45^\circ} + R_{90^\circ})$$

Além de R_m , é comum se avaliar a variação deste parâmetro no plano da chapa, calculando-se o coeficiente de anisotropia planar (ΔR) dado por:

$$\Delta R = 1/2 (R_{0^\circ} - 2R_{45^\circ} + R_{90^\circ})$$

ⁱⁱ Diferentes respostas a estímulos em função da direção em que estas respostas são medidas.

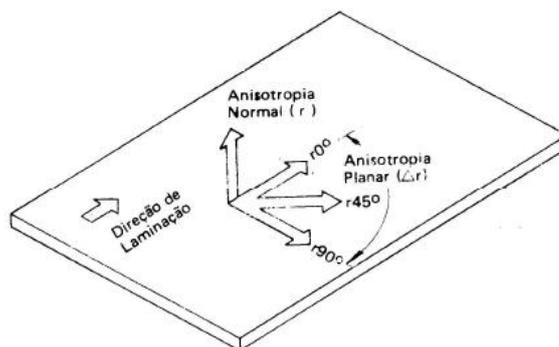


Figura 3.9 – Direções utilizadas para o cálculo de anisotropia.

A resistência à deformação na espessura está relacionada ao coeficiente R_m , sendo tanto mais alta quanto maior o valor deste parâmetro, permitindo profundidades maiores em peças estampadas. Na estampagem a anisotropia das propriedades dos materiais não é só desejada, mas também procurada. Se o material apresenta valores elevados de anisotropia normal pura, indica que ele tem grande resistência à redução de espessura, e como consequência ele é adequado para suportar esforços biaxiais de tração e evidentemente exige menor esforço na estampagem profunda⁽⁶⁾.

3.2.3 Curvas Limite de Conformação

A análise das deformações em uma peça estampada através da técnica da curva limite de conformação fornece um indicativo do nível e do tipo de deformação que uma chapa metálica pode suportar quando submetida aos esforços da conformação.

O método consiste em se marcar, sobre a superfície do material a ser ensaiado (corpos de prova), uma rede de círculos de diâmetros conhecidos (base de medida). A seguir, ensaia-se uma série de corpos de prova até a estrição ou até a ruptura, conforme o instante em que se interrompa o ensaio.

Estabelece os limites de sucesso e insucesso na conformação de chapas, baseado na deformação máxima possível da chapa até o aparecimento de estrição localizada ou de fratura, quando esta é submetida ao sistema plano de tensão.

Considerando-se o caso “ruptura”, selecionam-se os círculos na proximidade da região de ruptura e executa-se a medição da deformação dos círculos marcados nos dois eixos principais (figura 3.10), perpendiculares entre si, de modo a se obter um par de pontos que serão então plotados em um gráfico, definindo uma curva denominada limite de conformação (CLC). Esta curva define as áreas de sucesso e insucesso para uma operação de prensagem (figura 3.11).

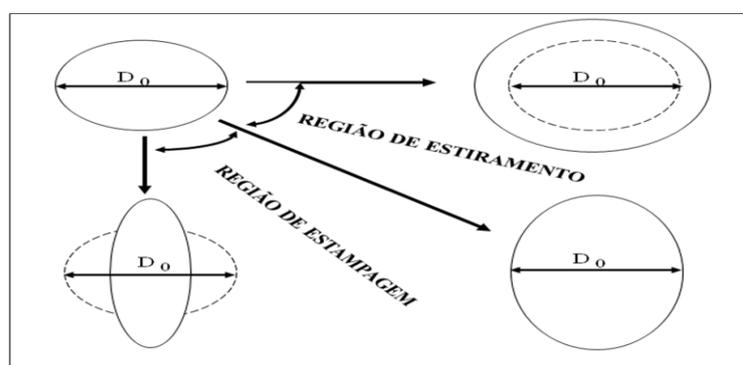


Figura 3.10 – Desenho esquemático da rede de círculo para construção de uma CLC⁽⁷⁾.

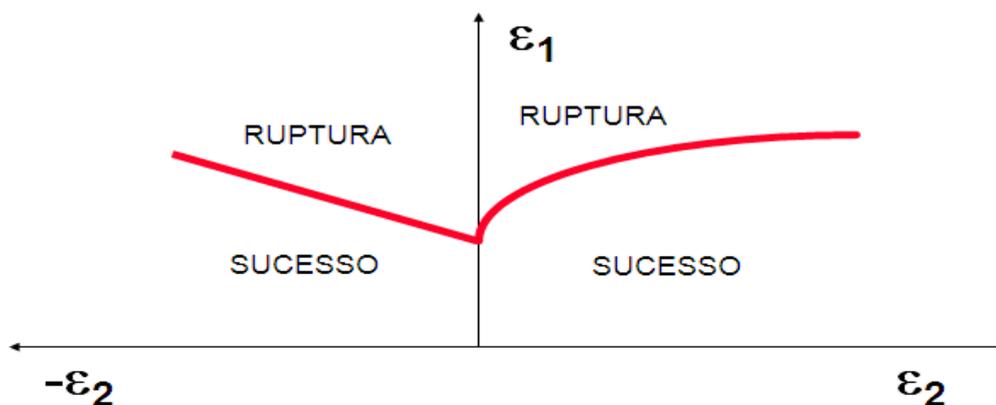


Figura 3.11 - Aspecto típico de uma CLC⁽⁵⁾.

O método de Nakazima para a determinação de uma CLC é mais simples por utilizar uma única ferramenta (punção hemisférico de raio = 50 mm, matriz de 106 mm, de raio = 5 mm, com entalhe), até a estricção do material. A partir deste ferramental e dos corpos de prova (esboços) já devidamente marcados com a rede de círculos, processa-se

a estampagem dos esboços, que devem variar de uma dimensão de 180 x 180 mm até 180 x 40 mm. A figura 3.12 apresenta uma CLC obtida a partir do método de Nakajima.

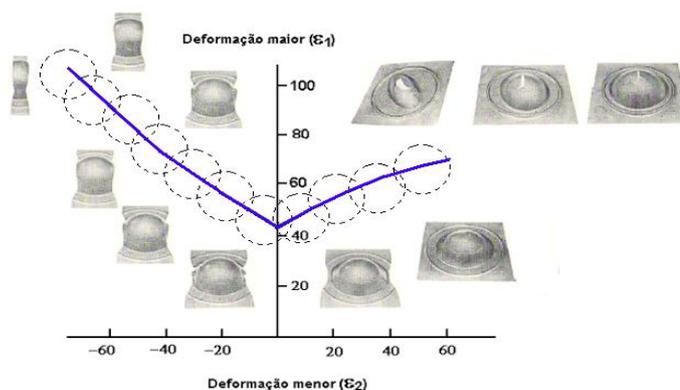


Figura 3.12 - CLC obtida pelo método de Nakajima⁽⁵⁾.

3.2.4 Ensaio de Resistência a Indentação

O estudo da resistência à indentação pode ser dividido em duas áreas principais, referentes a dois fenômenos distintos: *Indentação estática e dinâmica*. Em geral, a indentação de um painel refere-se a uma carga secundária, que é uma carga não relacionada ao funcionamento do veículo, que resulta em uma deformação permanente da peça. Dependendo da natureza da carga, o processo de indentação pode ser classificado como estático ou dinâmico, cujo resultado final é uma deformação permanente na superfície do painel⁽⁷⁾.

A indentação estática pode ser caracterizada como a deformação permanente sofrida por um painel quando submetido a pequenos acidentes, como quando alguém se apoia sobre o capô de um automóvel para fechá-lo ou se encosta nas suas laterais e portas, dentre outros. O desempenho do painel, no que tange à indentação estática, é determinado pela sua rigidez. Como resultado, a avaliação da indentação estática é função da geometria do painel e do posicionamento da peça para a medição⁽⁷⁾.

Assim, o desempenho de um painel no que diz respeito à indentação é avaliado por meio da sua rigidez. Um fator crítico a ser considerado é a carga necessária para realizar a deflexão (curvatura) localizada do painel, denominado "*oil can load*". Esse fenômeno aparece como a transição de uma rigidez inicial para uma rigidez secundária na curva de carga estática-deslocamento⁽⁷⁾. Na figura 3.13, observa-se as fases inicial e secundária de "*oil canning*" em função da força x deslocamento⁽⁸⁾.

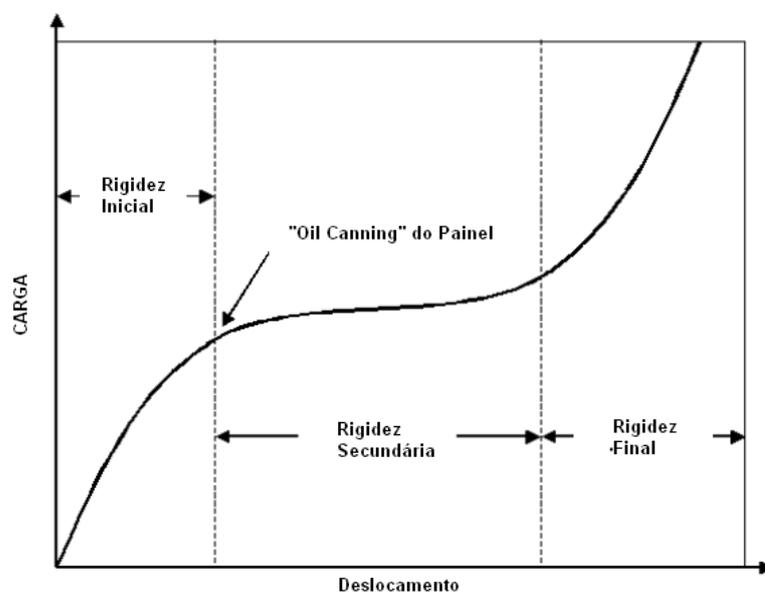


Figura 3.13 – Multi-Estágios da rigidez de um painel, sob carga estática⁽⁴⁰⁾.

Durante o carregamento, a uma velocidade constante, o material se deforma, ocorrendo, em um dado instante, uma mudança na inflexão da curva do gráfico Força (*Load*) versus Deslocamento (*Displacement*), como mostrado na figura 3.13^(7,8). Nessa inflexão é extraída a carga de *Oil Canning*, que trata-se de um dos parâmetros avaliados nesse ensaio. Como mostrada na figura 3.14, a inflexão da curva pode ser suave (*Inflexão Suave*) ou forte (*Inflexão Forte*). O outro parâmetro avaliado neste ensaio é a inclinação da curva nos instantes iniciais de carregamento (ângulo α), que confere a rigidez do corpo de prova quando submetido ao carregamento⁽⁸⁾. A rigidez da peça pode ser associada à inclinação da curva, ou seja, aumentando-se a inclinação, aumenta-se a capacidade de absorção de energia/impacto.

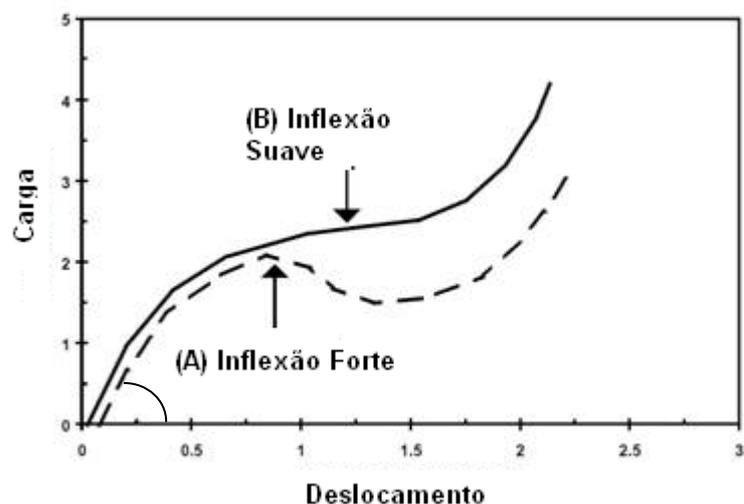


Figura 3.14 – Curvas de Força (Load) versus Deslocamento (Displacement), destacando inflexão suave (Soft Oil Can inflection) ou forte (Hard Oil Can máxima)⁽⁴⁰⁾.

Abaixo seguem mostradas curvas hipotéticas da resposta à rigidez de dois painéis. Nos painéis, assume-se que a profundidade da indentação é idêntica (3), mas com curvas distintas quanto à resistência à indentação. A maior carga (1) é alcançada pelo painel mais rígido, mas com uma menor energia de indentação absorvida do que a menor carga (2), obtida para o painel mais macio⁽⁸⁾.

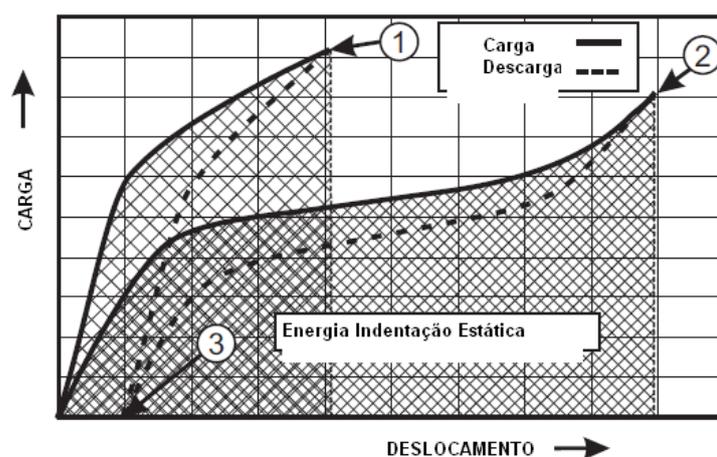


Figura 3.15 – Curvas Hipotéticas de Força (Load) x Deslocamento (Displacement) para dois painéis distintos⁽⁴¹⁾.

A abordagem da energia de indentação absorvida sugere que os painéis com maior energia (área) são superiores quanto à resistência a indentação, uma vez que permitem uma deformação elástica maior, conduzindo a uma grande área sob a curva força-deslocamento. Conseqüentemente, uma maior quantidade de energia aplicada sem deformação permanente na peça. Esta abordagem “energia de indentação” é altamente relacionada à geometria do painel, o qual controla a resposta de força-deslocamento, limitando o critério de energia aplicada como critério de projeto^(7,8).

A indentação dinâmica refere-se a um processo/ensaio, de velocidade mais alta, que consiste em projetar um objeto (esfera metálica) contra a superfície do painel. A sua finalidade é simular e/ou caracterizar o impacto de partículas (granizo/pedra) contra os painéis de cobertura de um automóvel. Como observado por DiCello e George⁽⁹⁾, a principal diferença entre os dois tipos de indentação é explicada examinando como as cargas aplicadas são suportadas durante o ensaio. A carga da indentação estática é dispersa de forma contínua e é suportada globalmente pelo painel, por meio das tensões de flexão geradas. Desta forma, a indentação estática sofre grande influência da dimensão e geometria do painel. A indentação dinâmica é altamente localizada e depende, principalmente, da tensão de escoamento do material e da espessura^(7,8).

No trabalho elaborado por Thomas⁽⁷⁾ e Hodgins⁽⁸⁾, foi verificado que a força necessária para gerar uma impressão permanente é diretamente proporcional ao limite de escoamento e o quadrado da espessura do material ($P \propto LE \times E^2$). Considerando materiais com a mesma espessura, é esperado que o aço que apresentar o maior limite de escoamento, terá a maior resistência à indentação^(7,8).

3.3 Aços IFHSS

Os aços IF possuem excelentes propriedades mecânicas no que diz respeito à estampabilidade. Por isso, sua importância tecnológica e industrial tem aumentado, e a produção crescido continuamente desde a época do seu surgimento, isto é, no final dos anos 1960. Nessa época, os aços IF eram produzidos com C de 50 a 100 ppm e N de 40 a 80 ppm. Atualmente, fabricam-se aços com $C < 30$ ppm e $N < 40$ ppm⁽¹⁴⁾. Baixo LE, alto alongamento uniforme associado a um coeficiente de encruamento elevado e uma adequada textura cristalográfica são características que proporcionam uma superior conformabilidade (alto valor r) comparativamente aos aços baixo C convencionais⁽¹³⁾. Os aços IF são obtidos a partir da redução de teores de C e N em solução sólida e da adição de elementos microligantes, como Ti e Nb, capazes de fixar todos os átomos de C e N sob a forma de carbonetos e nitretos⁽¹⁵⁾.

A produção dos aços IF pode ser feita segundo três concepções diferentes: usando somente o Ti (IF-Ti), somente o Nb (IF-Nb) ou uma combinação desses dois (IF Nb-Ti ou IF Ti-Nb) como estabilizantes. Os mecanismos de estabilização desses três tipos de aço diferem ligeiramente entre si. Nos aços IF-Ti, o Ti combina com o N e S antes do C, para formar compostos como TiN, TiS, TiC e Ti₄C₂S₂. Nos aços IF-Nb, o Nb combina com o C formando NbC, o N combina com o Al formando AlN₃, e o S combina com o Mn formando MnS. No aços IF Nb-Ti com Nb>Ti, o Ti combina com o N e o S formando TiN e o TiS, respectivamente, e o Nb combina com o C para formar o NbC. Já nos aços IF-TiNb com Ti>Nb, o Ti é responsável por combinar com N, S e C assim como nos aços contendo somente Ti, e o nióbio adicionado permaneceria em solução sólida⁽¹⁴⁾.

Aços IF notabilizam-se por apresentarem níveis ultra baixos de elementos intersticiais como o carbono e o nitrogênio, o que é alcançado durante processo de refino na aciaria e através da adição de elementos formadores de carbonetos e nitretos (elementos estabilizantes). A redução dos teores de carbono favorece a formação de uma textura de recristalização favorável à conformação de peças, ou seja, uma grande proporção dos

grãos orientados com planos {111} paralelos ao plano da chapa e direções <110>, <123> e <112> alinhadas com a direção de laminação⁽¹⁵⁾.

Além disso, dentro da classificação acima, podem existir aços IF de alta resistência, com adição de outros elementos de liga tais como P, Si e Mn. Os itens seguintes têm como objetivo descrever a influência da composição química e das principais variáveis do processo de laminação a quente e de laminação a frio na estampabilidade do aço IF⁽¹⁴⁾.

3.3.1 Composição Química

Nos aços IF o controle da composição química é de fundamental importância para obter excelente estampabilidade, isto é, alto valor R e ductilidade. Muitos estudos relatam o efeito da composição nas propriedades mecânicas dos aços IF-Ti. O efeito de alguns elementos será descrito abaixo.

Influência do C e N

O efeito do C e N na estampabilidade dos aços IF depende principalmente da quantidade de microligantes em excesso e do modo de processamento do aço. Assim como em todos os tipos de aços IF, o IF-Ti, como citado anteriormente, deve possuir microligantes em quantidade suficiente para combinar com todo o N e C em solução sólida. O processamento desse aço deve ser realizado de modo que não ocorra dissolução de precipitados nem formação de precipitados finos na laminação a quente e, assim, afete as etapas subsequentes do processo de fabricação do aço, o que influi negativamente na sua estampabilidade. A exemplo disso, tem-se o fato do C e N em solução sólida diminuírem o valor R devido à diminuição da formação da componente de textura recristalizada benéfica {111} e aumento de texturas desfavoráveis {110} e {100}, e ao fato de precipitados finos de Ti impedirem o crescimento de grão durante o recozimento⁽¹⁴⁾.

No caso do N, seu teor total não exerce efeitos significativos nas propriedades mecânicas do aço IF-Ti, pois a formação de precipitados (TiN) ocorre a altas temperaturas, antes da laminação a quente, e esses precipitados possuem alta estabilidade. Dessa forma, todo o N em solução sólida é “retirado” logo no início do processo e não participa das alterações microestruturais subsequentes⁽¹⁵⁾.

No IF-Ti o C possui efeito menos expressivo nas propriedades mecânicas do que o IF-TiNb. Entretanto, a diminuição do C aumenta o alongamento, n e Rm e diminui o LR e o LE para os aços IF-TiNb (figura 13.3). Além disso, para um mesmo teor de C, o aço IF-Ti possui melhores propriedades de estampabilidade que o IF-Nb. Esta afirmação é explicada pelo tamanho de grão ferrítico que, no caso dos IF-Ti, é maior devido à formação de precipitados de C grosseiros (TiC) comparados com os precipitados finos do IF-TiNb (NbC)⁽¹⁶⁾.

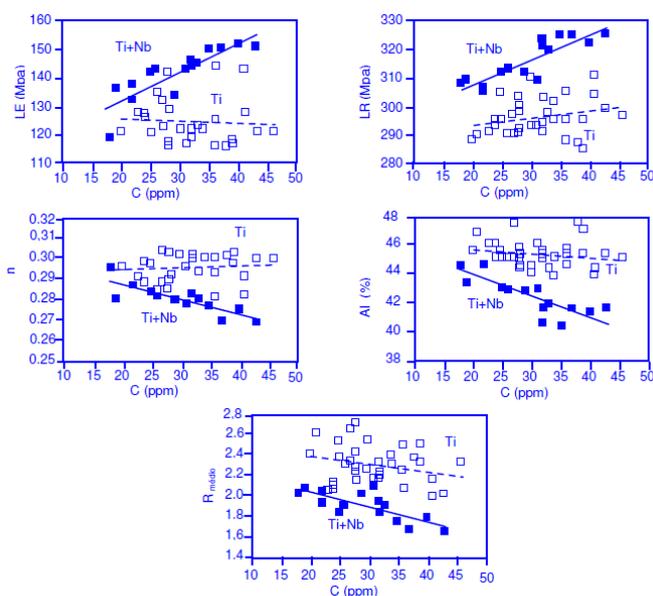


Figura 3.16 - Efeito do teor de C nas propriedades mecânicas de aço IF estabilizado com Ti ou TiNb⁽¹⁶⁾.

Influência de outros elementos

Pequenas adições de nióbio ao IF-Ti (0,005% Nb) têm efeito benéfico na estampagem, pois aumentam o Rm, diminuem o orelhamento (ΔR) e aumentam o alongamento. Essa

melhoria nas propriedades mecânicas é atribuída ao refino de grão da chapa laminada a quente pelo Nb em solução. Entretanto, para valores maiores, ocorre o efeito inverso nas propriedades mecânicas⁽¹⁹⁾.

A diminuição do S contido no aço IF-Ti reduz a formação de carbonetos finos de Ti (TiC) através da possibilidade de formar primeiro o $Ti_4C_2S_2$, que se tornam precipitados grosseiros no final da laminação a quente, influenciando menos na recristalização e no crescimento de grão durante o recozimento⁽¹²⁾. Quanto ao valor Rm, a influência dos elementos Cr e o Sn é a mais prejudicial (figura 3.16)

3.3.2 Processamento e Variáveis dos Materiais IF

3.3.2.1 Laminação a Quente

Na laminação a quente, três parâmetros exercem influência nas propriedades mecânicas dos vários tipos de aços IF. São eles:

- ✓ temperatura de reaquecimento de placa (TRP)
- ✓ temperatura acabamento (TA)
- ✓ temperatura de bobinamento (TB)

Temperatura Reaquecimento de Placa

Conforme Hoile ⁽¹⁵⁾, a temperaturas de reaquecimento de placa em torno de 1250°C, carbonetos e carbonitretos podem se dissolver quase completamente, enquanto outros precipitados, tais como TiN e TiS, são relativamente estáveis. Na temperatura de 1000°C, todos permanecem como precipitados, independentemente das concentrações de Ti e C no aço. Assim, a baixa TRP impede a completa dissolução dos precipitados de Ti e favorece a formação dos precipitados grosseiros. Esses precipitados agem como sítios preferenciais para a recristalização e, conseqüentemente, diminuem a temperatura de recristalização.

A figura 3.17 apresenta o tipo, tamanho de precipitado e fase em que ocorre, em função da temperatura, para aços IF.

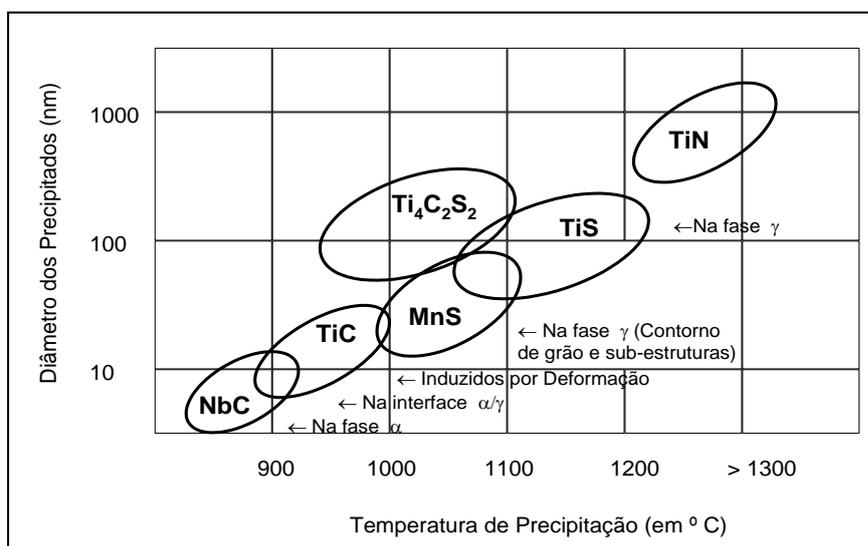


Figura 3.17 - Temperatura de formação de precipitados observados nos aços IF⁽²⁾.

Temperatura de Acabamento (TA)

Nos aços IF sabe-se que os melhores valores de R_m são obtidos com temperaturas da ordem de 1000 e 1100°C, pois nestas temperaturas não há a dissolução dos grandes precipitados de TiN e TiS. Desta forma, os precipitados não dissolvidos servirão de núcleos quando do resfriamento, proporcionando a formação de precipitados maiores⁽¹⁹⁾.

A temperatura de acabamento deve ficar acima de A_{r3} , garantindo a homogeneidade do produto laminado a quente, porém em faixa imediatamente superior a esta visando um maior refino do grão do laminado a quente, que é um fator positivo para obtenção de R_m elevado⁽¹⁹⁾.

Temperatura Bobinamento

Quando se empregam altas temperaturas de bobinamento, são produzidos precipitados grosseiros e amplamente dispersos. Ao contrário, com baixas temperaturas de

bobinamento, há uma distribuição mais uniforme de finos precipitados. Assim, a temperatura de bobinamento (TB) é um importante parâmetro que controla a temperatura de recristalização e as propriedades mecânicas⁽¹⁴⁾.

A temperatura de bobinamento não deve ser baixa, visando evitar a formação de precipitados extremamente finos, o que promove o aumento da temperatura de recristalização e diminuição dos valores de R_m , n e alongamento. Os aços IF ao Nb e IF ao Ti/Nb são mais sensíveis a este parâmetro, uma vez que este elemento é um refinador de grão mais poderoso que o Ti⁽¹⁴⁾.

Com a diminuição da TB, diminui-se o tamanho de grão laminado a quente, o que favorece a formação de textura adequada nas etapas subseqüentes da laminação a frio. Entretanto, a diminuição da TB proporciona duas condições: a formação de precipitados finos e a diminuição da remoção de C em solução sólida, através do crescimento dos precipitados (principalmente nos casos em que o material e o processo não estão dentro dos limites aceitáveis para obter um alto valor R, baixa quantidade de Ti, por exemplo, conforme citado por Hoile⁽¹⁵⁾. Tanto a primeira quanto a segunda, conforme citado anteriormente, afetam negativamente a textura e as propriedades mecânicas. Além disso, dependendo de outras condições do processo subseqüente (baixos tempos de recozimento, como no caso do recozimento contínuo, que será explicado mais adiante), o efeito negativo se intensifica, porque essas duas condições aumentam a temperatura de recristalização a ponto de materiais submetidos ao recozimento contínuo serem processados somente com altas TB⁽¹²⁾.

3.3.2.2 Laminação a Frio (Redução a Frio)

Vários parâmetros operacionais influenciam na estampabilidade do chapa de aço, durante as etapas de laminação a frio (recozimento e laminação de encruamento). Os principais são:

- ✓ redução a frio
- ✓ velocidade de aquecimento no recozimento;
- ✓ tempo e temperatura de encharque no recozimento;
- ✓ redução na laminação de encruamento.

São duas as principais funções da redução a frio. Uma é produzir a dimensão requerida pelo cliente, ou melhor, obter a espessura adequada à fabricação do produto a que se destina a chapa. A outra, é a otimização do valor R, como se pode ver na figura 3.18 em que o aumento da redução a frio aumenta a textura {111}, sendo a redução de 90% a melhor para se obter um alto valor R.

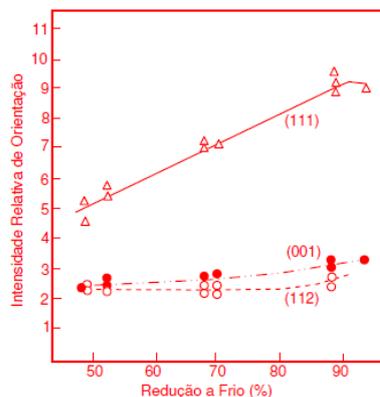


Figura 3.18 - Efeito da redução a frio na orientação relativa dos grãos ⁽²¹⁾.

Na prática industrial, reduções acima de 90% são impraticáveis devido à limitação de redução que o laminador a frio possui; assim, as reduções são limitadas em torno de 80%, no máximo. Além disso, com o aumento da redução a frio, o valor R_{90° tende a ser maior do que outras direções, exceto a altas reduções (>90%), em que R_{45° se torna dominante.

3.3.2.3 Recozimento Contínuo e Galvanização por Imersão a Quente

Após a laminação a frio, as chapas de aço se apresentam com dureza elevada (estado encruado), e 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 como, por exemplo, embutimento e estiramento. Para que essas operações possam se tornar viáveis, é necessário que esses materiais sejam “maleáveis”, o que é possível através do tratamento térmico de recozimento.

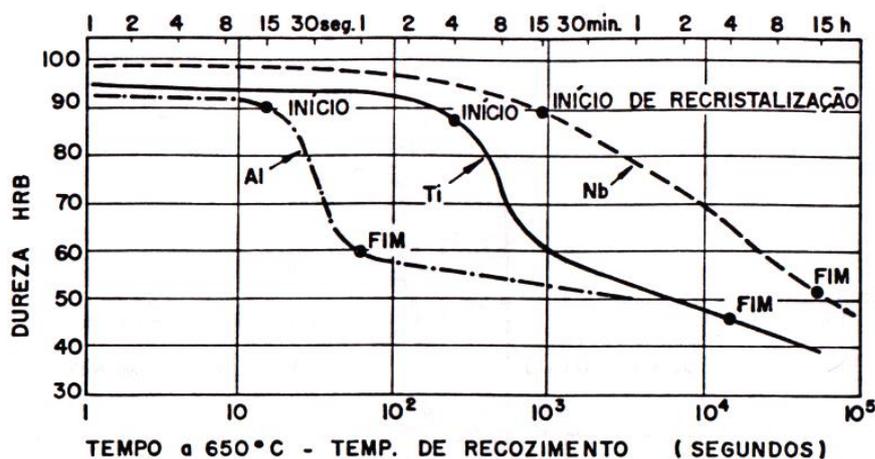


Figura 3.19 - Recristalização isotérmica dos aços AA, IF ao Ti (0,12%) e IF ao Nb (0,12%), todos com 75% de redução a frio⁽²⁾.

A ductilidade da chapa é restaurada por fenômenos que ocorrem no recozimento, ou seja, recuperação e recristalização:

- ✓ A recuperação: em geral ocorre em temperaturas baixas, englobando 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 alterados⁽¹⁴⁾. Além disso, se o grau de encruamento for pequeno, a recuperação sozinha pode ser suficiente para retornar o material plasticamente deformado a uma condição estável equivalente àquela existente antes do encruamento⁽²²⁾.

- ✓ A recristalização: é um processo de eliminação de defeitos cristalinos através da migração de contornos de alto ângulo, “varrendo a microestrutura” e “absorvendo defeitos cristalinos” — muda a orientação da rede cristalina através das etapas de nucleação e crescimento⁽¹⁶⁾. Dessa forma, o encruamento é totalmente removido, e a resistência mecânica retorna a valores similares aos que existiam antes do encruamento.

Além da recuperação e recristalização, poderá haver uma terceira etapa que é o crescimento de grão. Essa etapa ocorre depois que a recristalização se completa e pode ser de duas maneiras:

- contínua, isto é, com aumento contínuo do tamanho médio dos grãos e;
- descontínua, com o crescimento acentuado de apenas alguns grãos.

A primeira é denominada crescimento de grão, e a segunda, crescimento anormal⁽²²⁾.

O recozimento contínuo é a principal via de processamento dos aços IF, devido às exigências do mercado, principalmente por parte da indústria automobilística, uma vez que neste processo são obtidos valores adequados de ductilidade associados a uma textura extremamente favorável à obtenção de boas características de conformabilidade.

O ciclo de recozimento contínuo é esquematicamente descrito conforme a Figura 3.20:

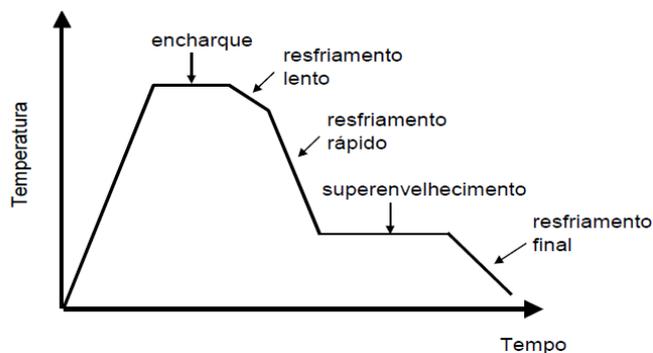


Figura 3.20 - Ciclo térmico esquemático do recozimento contínuo⁽¹⁾.

No caso de aços galvanizados a quente, em seguida ao recozimento, a tira é imersa em um pote de zinco fundido, com teor de alumínio. Normalmente são produzidas duas concepções:

- Liga de Zinco (Zn) Puro: GI
- Liga de Zinco-Ferro (ZN-Fe): GA

Após alguns segundos de imersão, a tira recoberta passa por navalhas de ar ou nitrogênio a alta pressão para remover o excesso e controlar a espessura da camada depositada na superfície da tira. Em seguida, se o revestimento desejado for GI, o material é resfriado em uma torre com ar e névoa de água, permitindo a solidificação completa da camada de revestimento. Quando o revestimento for GA, após as navalhas para ajuste da espessura de camada, a tira recoberta entra em um forno vertical de aquecimento por indução e posteriormente em um forno de aquecimento elétrico, para conversão do revestimento de zinco puro em uma liga zinco-ferro contendo entre 7% e 16% de ferro, sendo resfriada da mesma forma descrita para revestimento GI⁽¹⁶⁾.

Na seqüência, a tira passa por uma laminador de encruamento e posteriormente é oleada (ou não) e bobinada. Figura 3.21, apresenta de forma esquemática uma linha de galvanização por imersão a quente. A produção de revestimento GI e GA é realizada na mesma linha de produção sendo que, para material GI, os fornos de indução e elétrico permanecem desligados, e o teor de alumínio no pote de zinco fundido é alterado.

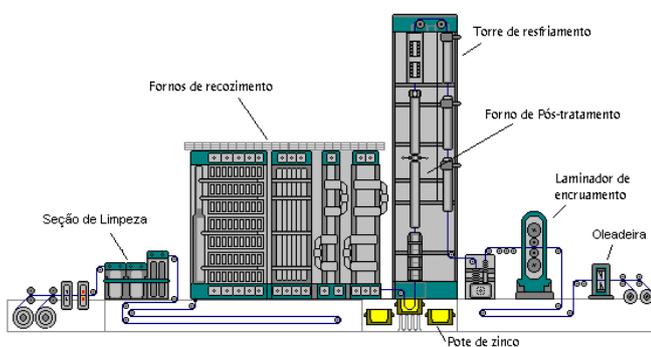


Figura 3.21 – Desenho esquemático da Linha de Revestimento por Imersão a Quente⁽¹⁶⁾.

3.3.2.4 Encruamento

A laminação de encruamento ou passe de encruamento, também conhecida como *skin pass* ou *temper rolling*, é uma das etapas mais importantes na fabricação de aços laminados a frio, uma vez que as propriedades mecânicas e geométricas das chapas laminadas a frio são por ela influenciadas⁽¹¹⁾.

A distribuição de deformação para aços baixo C comuns é heterogênea após a laminação de encruamento, e o nível de deformação é pequeno e concentrado na superfície⁽¹⁴⁾. Essa deformação é influenciada, principalmente pelos seguintes fatores⁽²⁴⁾:

- ✓ grau e velocidade de redução;
- ✓ tamanho de grão e qualidade do material;
- ✓ condições de atrito (influenciadas pela textura superficial do cilindro, do material e utilização de lubrificantes).

A laminação de encruamento possui quatro finalidades básicas:

- ✓ eliminação do patamar de escoamento (exceto para alguns aços, como IF)
- ✓ transferência de textura para superfície da chapa;
- ✓ ajuste ou adequação das propriedades mecânicas;
- ✓ correção de forma e defeitos, caso haja necessidade.

A eliminação do patamar de escoamento está vinculada ao fato de que, caso ele não seja eliminado, o material apresenta o defeito conhecido como linhas de Lüders (Lüders bands ou Stretcher strains), quando for estampado após o recozimento. No ensaio de tração, esse fenômeno ocorre precisamente ao atingir o patamar de escoamento definido. Para eliminação desse defeito em aços baixo C após o recozimento, normalmente, é utilizado um passe de encruamento com deformação de 0,8 a 1,5%⁽¹¹⁾.

No caso de materiais que não envelhecem, como os aços IF, não se verifica a necessidade imediata de processamento na laminação de encruamento. Entretanto, a laminação de encruamento é vital no processo final de produção desses aços não apenas para correção de forma e de defeitos, mas também para proporcionar acabamento superficial superior e textura superficial⁽²⁴⁾.

A transferência de textura na superfície da chapa pela laminação de encruamento tem como objetivo produzir uma textura superficial específica para se obter um acabamento adequado durante o processo de pintura das chapas. Além disso, como influi no atrito, a textura superficial é requerida nos casos em que o cliente precisa de uma textura específica para adequar às suas necessidades de processo e produto.

3.3.3 Obtenção de Textura

Os aços IF, caracterizam-se por apresentar propriedades adequadas às operações de conformação severa, o que é refletido em valores altos de anisotropia normal (R_m).

A precipitação do AlN deve ocorrer no início da recristalização, visando beneficiar o desenvolvimento de uma textura favorável à estampagem, os aços IF devem chegar ao recozimento com os precipitados já formados, visando a obtenção da textura $\{111\}$ ⁽²⁾, uma vez que os intersticiais C e N em solução sólida prejudicam a nucleação desta componente. Os precipitados interferem na nucleação e crescimento de grãos recristalizados² em função de seu tamanho e distribuição. A força de ancoramento dos precipitados, nos contornos de grãos é função da energia interfacial (γ), da fração volumétrica precipitada (f) e do raio das partículas (r_p), conforme a equação⁽¹⁴⁾:

$$F_{\text{precipitado}} = (6 \gamma f) / \pi r_p.$$

Desta forma, quanto maior a fração volumétrica precipitada e menor o tamanho do precipitado, maior será a força retardadora à recristalização. Considerando-se a existência de precipitados grandes haverá uma força retardadora à recristalização que atuará genericamente, mas cujo efeito será mais sentido em termos da componente $\{100\}$ ¹², o que resultará em uma maior quociente $\{111\}/\{100\}$, favorecendo assim a estampabilidade do material⁽¹⁴⁾.

3.3.4 Mecanismos de Endurecimento

Os aços IF são excelentes em relação à estampabilidade, porém oferecem pouca condição para redução de espessura em função de sua baixa resistência final. Com o

intuito de aumentar o nível de resistência, sem prejudicar a estampabilidade, iniciou-se o desenvolvimento dos aços denominados IFHSS (“Interstitial Free - High Strength Steel”).

3.3.4.1 Endurecimento por Solução Sólida

Solutos Substitucionais

Atuam basicamente de duas maneiras para o aumento de resistência. A primeira decorrente das distorções que os solutos provocam na rede em função de seu tamanho em relação aos átomos do solvente. A segunda, aumentando o módulo de cisalhamento entre soluto e solvente devido à resistência das ligações atômicas. Entretanto, por causarem distorções simétricas, os solutos substitucionais não são muito eficientes para aumentar a resistência do aço base⁽¹⁸⁾.

Neste mecanismo inserem-se o fósforo e o manganês, cujos efeitos foram estudados por Gupta e Pradhan⁽²⁰⁾, manifestando-se com o acréscimo da resistência mecânica, sem promover variação significativa dos valores de R_m e alongamento. São, portanto, indicados para produção de aços IF de maior resistência (IFHSS). Entretanto, o fósforo é tido como agente promotor da fragilização por deformação secundária, que será abordada no item 3.3.5.

A adição de P, Mn e Si aumenta a resistência mecânica dos aços IF, mas entre esses o P é o elemento mais endurecedor. Utilizando o aço IF-Ti processado com 73% de redução a frio e recozido continuamente a 775°C por um minuto, o LR aumenta enquanto o alongamento diminui com o aumento desses elementos, e o valor r médio não é afetado significativamente⁽¹⁶⁾. A adição de B, (10 a 20 ppm) diminui a susceptibilidade, por concorrer com o fósforo para segregar no contorno de grão. Porém, o boro afeta outros parâmetros, tais como aumento da temperatura de recristalização e diminuição do valor R médio^(2,18).

3.3.4.2 Refino de Tamanho de Grão

A equação de Hall-Petch é amplamente utilizada para mostrar o relacionamento entre o tamanho de grão e o limite de escoamento⁽⁸⁾.

$$\text{Equação de Hall-Petch: } \sigma = K_0 + K d^{-1/2} \quad (3.19)$$

Onde σ é o limite de escoamento, K_0 é uma constante chamada de tensão de atrito interno, “K” é uma constante e “d” é o diâmetro do grão.

3.3.4.3 Partículas de Segunda Fase

De acordo com Deardo⁽²²⁾ (figura 3.22), percebe-se que o incremento do limite de escoamento é função da fração volumétrica precipitada, mas dependente sobretudo do tamanho do precipitado, de modo que quanto menor o precipitado maior será o incremento no limite de escoamento.

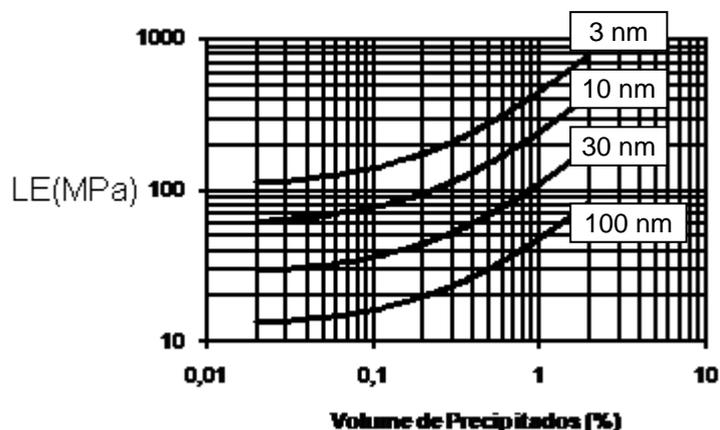


Figura 3.22 - Efeito da fração volumétrica e do tamanho dos precipitados no aumento do limite de escoamento⁽¹¹⁾.

3.3.5 Fragilização Secundária

Aços IF, especialmente aqueles que tem sua resistência aumentada por adições de fósforo, são susceptíveis à fratura intergranular em peças conformadas⁽²⁴⁾. Esta fratura, sempre do tipo frágil, ocorre na deformação a frio de peças previamente conformadas, e

recebe a denominação de Fragilização por Deformação a Frio (SWE - Secondary Work Embrittlement)⁽²⁴⁾.

A ocorrência deste fenômeno está associada à ausência dos elementos intersticiais C e N nos contornos de grão^(8,26). Estes elementos contribuem, por motivos ainda não totalmente compreendidos, para aumento da coesão entre grãos. Esta força coesiva é diminuída nos aços IF, e a ocorrência da fratura intergranular é favorecida.

O uso de fósforo para promover o aumento de resistência no material traz consigo o inconveniente de aumentar a susceptibilidade à fragilização secundária, pela segregação deste elemento nos contornos de grão. A adição de pequenas quantidades de boro (10 a 20 ppm) diminui esta susceptibilidade, por concorrer com o fósforo para segregar no contorno de grão. Porém, afeta outros parâmetros, tais como aumento da temperatura de recristalização e diminuição do valor R_m . A figura 3.23 apresenta a relação entre a temperatura de transição entre fratura dúctil-frágil, o teor de fósforo e o teor de boro⁽²⁹⁾.

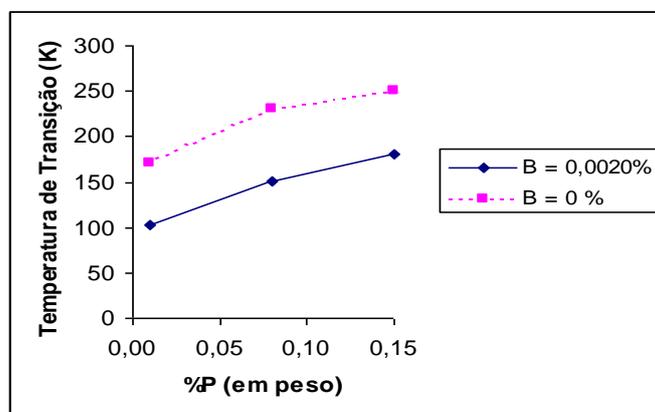


Figura 3.23 - Efeito de adição de fósforo e boro na SWE⁽²⁹⁾.

3.4 Aços “Bake Hardenable”

No início dos anos 80 a indústria automobilística japonesa começou a utilizar, em painéis externos dos veículos, chapas de aço de baixo carbono que eram dúcteis na conformação mecânica, mas apresentavam acentuado aumento dos limites de escoamento e de resistência após tratamento de cura da pintura na linha de produção⁽²³⁾,

fenômeno que passou a ser conhecido como *Bake Hardenability* e que é controlado pelo envelhecimento após deformação.

O grande campo de aplicação desses aços está em peças como paralamas, portas, teto e capô, uma vez que elas são submetidas a pequenas deformações. Para essas aplicações o aumento de resistência devido ao encruamento não é suficiente para permitir uma redução da espessura das chapas. Dessa maneira, o endurecimento final por meio da cura da pintura permite a redução desejada da espessura da chapa e, conseqüentemente, do peso do veículo. O aumento de limite de escoamento usualmente obtido está entre 30MPa e 50MPa. Na figura 3.24 é ilustrado esquematicamente o aumento do limite de escoamento após conformação devido ao encruamento (*Work Hardening* - WH) e após o tratamento de cura da pintura (*Bake Hardening* - BH)^(30,31).

Os mecanismos de endurecimento por deformação (WH) e envelhecimento (BH₂) serão apresentados no próximos capítulos 3.4.2 e 3.4.3.

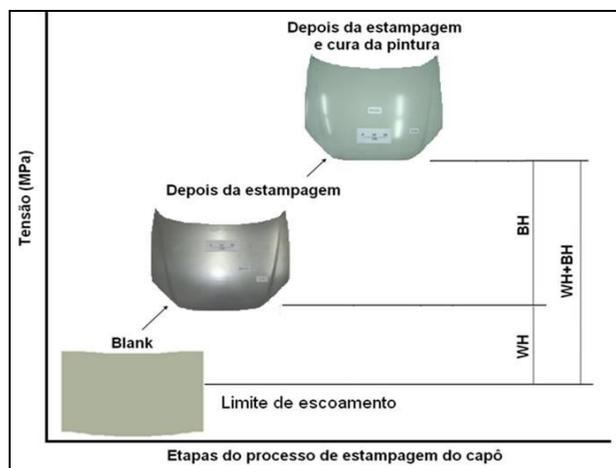


Figura 3.24 - Ilustração esquemática do aumento do limite de escoamento após conformação (WH) e após tratamento térmico de cura da pintura (BH)⁽³²⁾.

3.4.1 Processamento e Variáveis dos Materiais BH

O processamento assim como as variáveis dos materiais BH segue a mesma concepção que os materiais IFHSS. Portanto, foram citadas no capítulo 3.3.2.

3.4.2. Mecanismos de Endurecimento por Deformação (Work Hardening – WH)

O endurecimento por deformação, também denominado como envelhecimento por deformação, é definido como um conjunto de mudanças que ocorrem nas propriedades mecânicas de um metal durante ou após a deformação plástica. Quando as mudanças de propriedades ocorrem durante a deformação plástica, o processo é chamado de envelhecimento dinâmico. Quando elas ocorrem após a deformação plástica, o processo é chamado de envelhecimento após deformação⁽³⁰⁾. A maneira mais comum de se avaliar as mudanças de propriedades mecânicas que ocorrem devido ao envelhecimento após deformação é por meio de ensaio de tração. Convencionalmente, um corpo-de-prova é deformado até certa quantidade de deformação além do patamar de escoamento (deformação de Lüders), descarregado, envelhecido a uma temperatura constante por um determinado tempo e depois ensaiado até a ruptura, figura 3.25. O aumento na tensão de escoamento e o retorno do patamar de escoamento constituem a evidência mais consistente de envelhecimento após deformação. Pode haver também um aumento do limite de resistência e um decréscimo no alongamento total, mas isso ocorre normalmente nos estágios mais avançados do envelhecimento^(30,31).

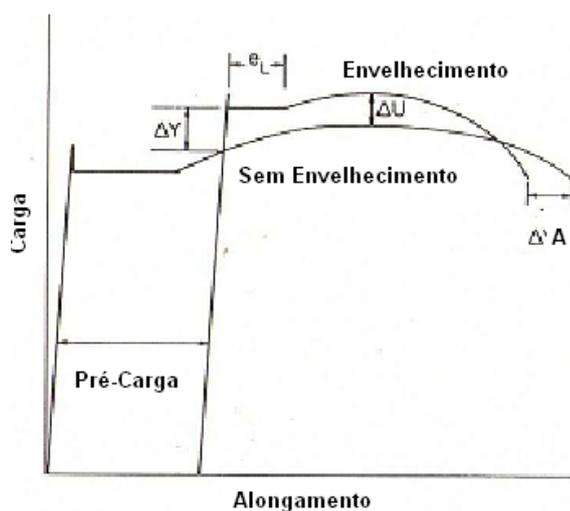


Figura 3.25 – Efeitos do envelhecimento após deformação na curva de tração de um aço baixo C. (ΔY = variação no limite de escoamento devida ao envelhecimento, eL = deformação de Lüders após o envelhecimento, ΔU = variação no limite de resistência devida ao envelhecimento, ΔA = variação no alongamento total devida ao envelhecimento⁽³²⁾).

O modelo clássico proposto por Cottrell e Bilby ⁽³²⁾ para explicar o fenômeno de envelhecimento baseia-se, essencialmente, no alívio das tensões elásticas gerado pela presença de solutos no campo das deslocações. Em condições cinéticas favoráveis, os átomos de soluto sob esse gradiente de potencial elástico difundem para as deslocações formando as “atmosferas de Cottrell”. O decréscimo de energia resultante da associação deslocação-soluto acarreta um acréscimo na tensão para mover as deslocações, o que aumenta a resistência do cristal. No caso do aço, são os elementos intersticiais carbono e nitrogênio os responsáveis pelas manifestações do envelhecimento ⁽³¹⁾.

3.4.3 Mecanismo de Endurecimento por Envelhecimento (Bake Hardening – BH₂)

“Bake Hardening” é um fenômeno de endurecimento por envelhecimento no qual os átomos intersticiais imobilizam as deslocações geradas pela deformação plástica, durante o processo de cura da pintura das carrocerias. É um fenômeno que depende da quantidade e modo de deformação, do tempo, da temperatura e da quantidade de átomos intersticiais.

As deslocações são geradas pela deformação plástica provocada pela laminação de encruamento da chapa de aço e pelo processo de estampagem desta chapa, que resulta na peça. Os átomos de carbono, anteriormente distribuídos na rede cristalina, difundem-se até os sítios de distorções gerados pelas deslocações e fixam as mesmas, promovendo um arranjo mais estável, ou seja, diminuindo a energia livre do sistema.

Este fenômeno, por ser difusional, é fortemente dependente da temperatura, e deve ocorrer durante o ciclo térmico a que a carroceira é submetida quando de sua pintura. As deslocações, agora “ancoradas”, requerem maior tensão para se moverem, ou seja, há um acréscimo na resistência da peça após a cura da pintura ^(2, 23).

4. METODOLOGIA

Neste capítulo será discutida a metodologia utilizada para o estudo assim como o processo de fabricação dos aços BH e IFHSS, produzido escala industrial conforme indicado na Figura 4.1.

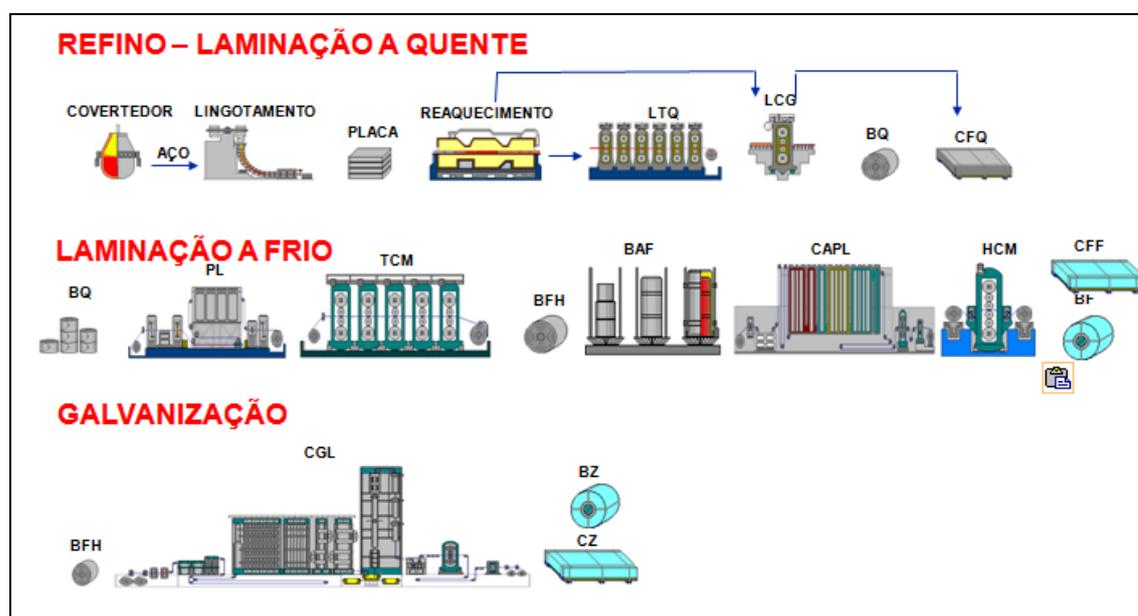


Figura 4.1 - Seqüência das principais fases do processo de produção.

O plano de trabalho consistiu em:

- (1) Aproveitadas bobinas laminadas a frio e galvanizadas, de +/- 15 ton dos aços BH e IFHSS, na espessura de 0,65mm.
- (2) Amostras dos materiais que atendem às especificações pelas quais a Usiminas comercializa o aço BH e IFHSS foram escolhidas, de modo a serem avaliadas em ensaios de tração, análises metalográficas, análises químicas, levantamento da curva de limite de conformação, operações de prensagem em escala laboratorial e ensaio de resistência à indentação.

Ambos os aços utilizados nesse estudo terão como concepção ultra-baixo carbono. Ou seja, carbono visado $\leq 0,0050\%$ na sua composição química.

4.1 Materiais

Foi realizada, em escala industrial, uma corrida visando à composição química preestabelecida para o aço BH, com revestimento GI. A corrida foi produzida em convertedor LD de 180 toneladas de capacidade nominal, lingotada por máquina contínua, após tratamento de descarburização em desgaseificador a vácuo tipo RH.

Já o material IFHSS, concepção Ti_Nb, com revestimento GI, por tratar-se de um produto padronizado do atual “mix” comercializado pela Usiminas não teve um lote produzido especificamente para este trabalho. Foram aproveitadas placas de 12 ton, para serem utilizadas no estudo. As composições químicas visadas destes materiais estão relacionadas na tabela IV.1.

Tabela IV.1 - Composição química visada (% em peso).

| Aço | C | Si | Mn | P | S | Al | Ti | Nb | N | B |
|----------|---------------|------|------|-------|--------------|-------|---------------|-------|---------------|--------|
| IFHSS260 | | 0,05 | 0,40 | 0,050 | | 0,020 | 0,020 | 0,020 | | 0,0002 |
| Visado | $\leq 0,0050$ | a | a | a | $\leq 0,015$ | a | a | a | $\leq 0,0050$ | a |
| | | 0,20 | 1,20 | 1,000 | | 0,080 | 0,030 | 0,030 | | 0,008 |
| BH260 | | 0,10 | 0,30 | 0,050 | | 0,020 | | 0,004 | | 0,0005 |
| Visado | $\leq 0,0050$ | a | a | a | $\leq 0,020$ | a | $\leq 0,0050$ | a | $\leq 0,0050$ | a |
| | | 0,50 | 0,70 | 1,000 | | 0,080 | | 0,01 | | 0,001 |

4.2 Processamento

4.2.1 Aquecimento das Placas

As placas do aço BH e IFHSS, com espessura de 250 mm, foram aquecidas em fornos do tipo Walking-Beam com temperatura de forno para aquecimento de 1200°C e encharque de 1280°C com tempo de permanência de 180 minutos.

4.2.2 Laminação a Quente

Os materiais, na forma de placas, foram desenformados e desbastados em laminador R1, reversível, em 5 passes, reduzindo a espessura para 130 mm. Seguindo o fluxo de processamento, o esboço foi completado em um laminador R2 reversível, em 3 passes, reduzindo a espessura para 34 mm, com temperatura visada de 1030°C na entrada do trem acabador.

Em seqüência, o material foi processado em um laminador contínuo de 6 cadeiras (Trem Acabador), e reduzido para espessura de 3,50mm.

Em ambos materiais (BH e IFHSS) a temperatura de acabamento, ou seja, na saída do Trem Acabador, foi visada em 900°C e a temperatura de bobinamento, após o laminado ser resfriado em uma mesa pelo sistema de cortina d'água (fabricante Davy McKee, constituída de 28 bancos de resfriamento, sendo 14 superiores e 14 inferiores com vazão máxima de 54 l/s), de 700°C para o aço IFHSS e 730°C para o aço BH. Na figura 4.2, segue o fluxo produtivo de laminação a quente na USIMINAS.

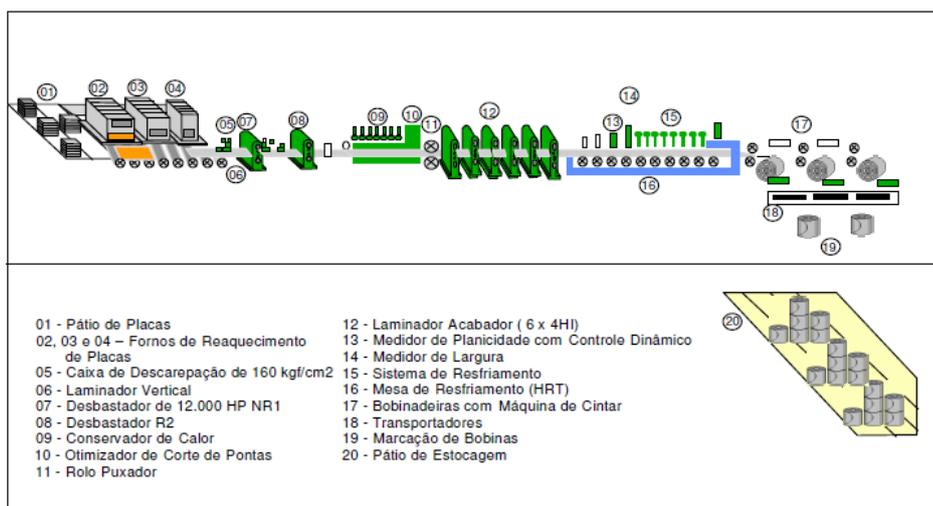


Figura 4.2 - Fluxo produtivo da laminação a quente.

4.2.3 Laminação a Frio

4.2.3.1 Decapagem e Laminação a Frio

Após a obtenção das bobinas a quente (BQ`s), as mesmas foram processadas na linha do PLTCM (Peackling Line Tandem Cold Mill), decapagem e laminação contínua, conforme figura 4.3. As BQ`s são soldadas, pelo processo de solda a topo (flash butt welding), para entrada no PLTCM.

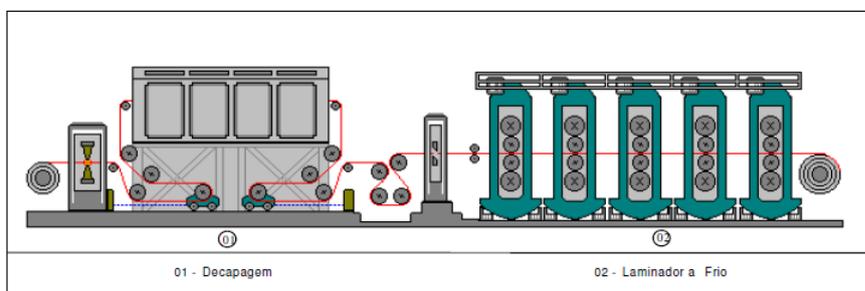


Figura 4.3 - Desenho esquemático do PLTCM.

A laminação a frio foi realizada através de em um laminador contínuo de 5 cadeiras, após o processo da decapagem contínua. Este dispõe de um AGC (Automatic Gage Control), associado a um computador de processo, que atua baseado na leitura de espessura, via raios X, após a passagem da tira pela primeira e quinta cadeiras do laminador. Os dados dimensionais obtidos nesta etapa são relacionados na tabela IV.2.

Tabela IV.2 – Dados de processamento no laminador a frio – PLTCM.

| Bobina laminada a frio | Material | Espessura Entrada (mm) | Espessura Visada (mm) | Espessura Nominal (mm) | Redução Engenharia $Red.=(E_i-E_f)/E_i$ |
|------------------------|----------|------------------------|-----------------------|------------------------|--|
| A | BH | 3,50 | 0,650 | 0,65 | 0,77 |
| B | IFHSS | 3,50 | 0,650 | 0,65 | 0,74 |

4.2.4 Recozimento Contínuo e Galvanização (CGL)

Em função da aplicação definida para este estudo e da qualidade dos aços disponíveis para comercialização, foi necessário o processamento dos materiais na linha de Galvanização por Imersão a Quente da Usiminas, para deposição de uma camada de zinco de 50 g/m² por face.

As bobinas laminadas a frio (BF's), após processo pelo PLTCM, foram recozidas em recozimento contínuo (atmosfera de hidrogênio) e galvanizadas, CGL (Continuos Galvanealing Line), figura 4.4.

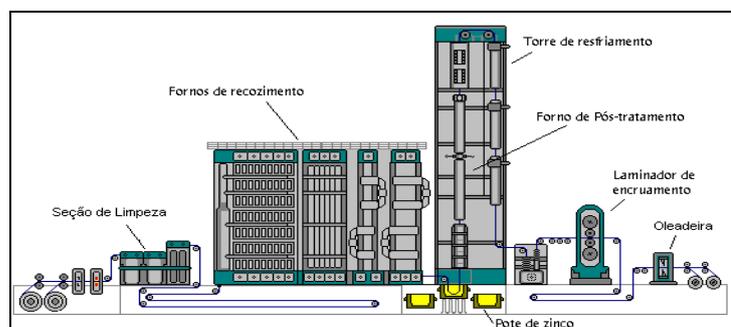


Figura 4.4 – Desenho esquemático da Linha de Revestimento por Imersão a Quente (CGL).

A tira é imersa em um pote de zinco fundido, para revestimento de zinco puro (GI), Após alguns segundos de imersão, a tira recoberta passa por navalhas de ar ou nitrogênio a alta pressão para remover o excesso e controlar a espessura da camada depositada na superfície da tira. Todas as bobinas foram submetidas a ciclos térmicos, com curvas similares ao apresentados na figura 4.5.

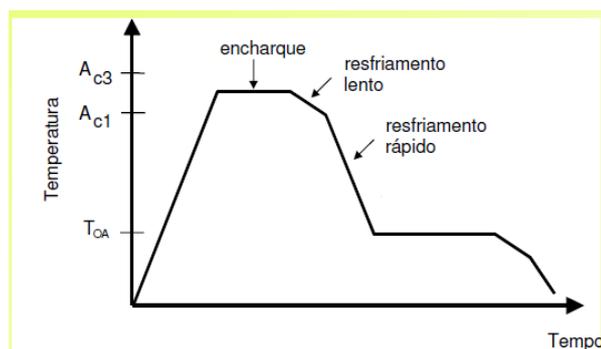


Figura 4.5 – Curva do ciclo de recozimento.

Em seguida, como o revestimento desejado era GI, conforme figura 4.6, o material foi resfriado em uma torre com ar e névoa de água até atingir a temperatura de aproximadamente 320°C, permitindo a solidificação completa da camada de revestimento.



Figura 4.6 – Desenho esquemático do Revestimento no material.

4.2.4 Laminação de Encruamento

As BF's, após o processo de galvanização, são submetidas a uma laminação de encruamento (“skin pass”), conforme tabela IV.4, visando o ajuste dimensional, e a impressão da rugosidade final. Esta etapa foi efetivada no laminador acoplado na linha da CGL. Ambos dispõem de controle automático de alongamento, sendo que, a exemplo do processamento no PLTCM, foram utilizados cilindros com rugosidade adequada para assegurar a rugosidade da tira laminada à aplicação desejada.

Tabela IV.3 – Dados sobre a laminação de encruamento.

| Bobinas a frio | Material | Valor Visado (redução %) |
|-------------------|----------|-----------------------------|
| A | BH | 1,7 |
| B | IFHSS | 1,4 |

A diferenciação entre os valores visados de redução no passe de encruamento deve se às características de cada material.

4.3 Ensaios Mecânicos e Metalográficos

4.3.1 Amostragem

Os aços utilizados são referentes aos graus BH e IFHSS, ambos revestidos a quente com zinco (GI), LE próximo a 260 MPa e espessura visada 0,65 mm. As faixas de propriedades mecânicas especificadas na norma EN 10346⁽³⁴⁾ para esses graus de aço são apresentadas na tabela IV.5.

Amostragem do material, foi executada conforme tabelas IV.4 de acordo com as seguintes condições:

- ✓ Produto final: após passe de encruamento, revestimento, acerto dimensional e inspeção final.
- ✓ Painel estampado: amostra estampado em escala laboratorial, simulando uma estampagem de um painel automotivo.
- ✓ Corpo-de-prova estampado laboratorial: amostra sub-size retirada da amostra estampada, avaliação sob-tração em um painel automotivo.
- ✓ Corpo-de-prova submetido à simulação de pintura: amostra sub-size retirada do produto final e estampada, submetido a um tratamento térmico, simulando a etapa de cura de pintura para avaliação sob-tração.

Para identificação das amostras foi adotada a seguinte metodologia: A primeira letra indicam o tipo de produto (B – BH / A - IFHSS); a segunda e quarta posições indicam o local de amostragem (produto final → PR, Corpo Prova estampado→ES, pintura→ PT) seguidos de dois dígitos diferenciadores.

Tabela IV.4 – Plano de amostragem – material BH e IFHSS.

| Corrida / Placa | Produto Final | Estampado | Pintura | Dimensão |
|-----------------|---------------|-----------|---------|-------------|
| BH | BPR | BES | BPT | 0,65 x 1400 |
| IFHSS | APR | AES | APT | 0,65 x 1400 |

4.3.2 Ensaio Mecânicos

As propriedades mecânicas foram avaliadas por tração através do resultado médio de três corpos de prova da norma EN 10.002⁽³³⁾, com base de medida para avaliação do alongamento de 80 mm ($AL_{80\%}$). Os corpos de prova foram confeccionados com comprimento disposto a 0°, 45° e 90° em relação à direção de laminação. O expoente de encruamento da equação de Hollomon (n) foi determinado pelo coeficiente angular da curva gerada pela relação dos logarítmicos da tensão e da deformação verdadeira, na faixa das deformações de engenharia de 10% a 20%. O coeficiente de anisotropia de Lankford (r) foi determinado após a deformação de engenharia na direção do comprimento de 15%, pela razão das deformações verdadeiras nas direções da largura e da espessura.

TABELA IV.5 – Propriedades mecânicas especificadas para os graus de aço HX260BD (BH) e HX260YD (IFHSS) e da norma EN 10.346⁽³⁴⁾.

| | Orientação | LE (MPa) | LR (MPa) | $AL_{80\%}$ | $n_{10-20\%}$ | $r_{15\%}$ | BH_2 (MPa) |
|--------------------|------------|-----------|-----------|-------------|---------------|------------|--------------|
| HX260BD (BH260) | 90° | 260 – 320 | 360 - 440 | ≥ 28 | - | - | ≥ 35 |
| HX260YD (IFHSS260) | 90° | 260 – 320 | 380 - 440 | ≥ 30 | $\geq 0,16$ | $\geq 1,4$ | - |

Utilizou-se uma máquina de tração automatizada INSTRON, que executa o ensaio com uso de extensômetro, fornecendo os resultados de LE, LR, Al, coeficiente de anisotropia e coeficiente de encruamento. A deformação uniforme foi medida a partir dos dados de carga máxima fornecidos pelo ensaio de tração, coletados pelo software, denominado LEME. No cálculo de LE e LR, a espessura do revestimento foi subtraída da espessura total do corpo de prova, conforme definido pelas normas EN 10.346⁽³⁴⁾

A figura 4.7 apresenta o desenho do corpo de prova, assim como um exemplo do registro gráfico do ensaio, no LEME.

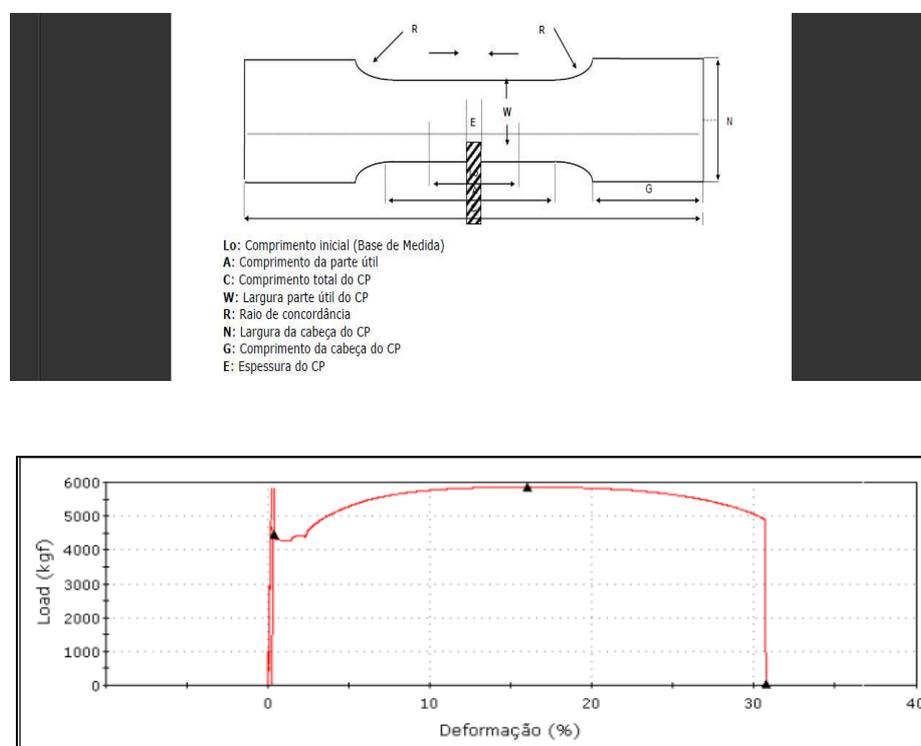


Figura 4.7: Corpo de prova e exemplo do registro do ensaio de tração efetuado na Usiminas⁽³⁾.

4.3.3 Avaliação do “*Work Hardening*” e “*Bake Harding*”.

O índice *Work Hardening* (efeito WH), que simula o encruamento devido à deformação plástica, foi determinado de acordo com a norma ASTM A653⁽³⁵⁾, pela diferença entre as tensões a 2% de deformação e de escoamento do material.

O índice que mede o incremento de resistência dos aços devido ao fenômeno de *Bake Hardenability* é o índice “*Bake Hardening*” ou valor BH_2 . A determinação desse índice⁽³⁴⁾ consiste em deformar plasticamente em 2% o corpo-de-prova de tração, que é a deformação típica em estampagem de painéis; em seguida, descarregar o corpo-de-prova e submetê-lo a um tratamento térmico de envelhecimento que simula as condições de cura da pintura (170°C / 20 minutos) e, posteriormente, ensaiá-lo até a ruptura, como mostrado na figura 4.8. A diferença entre a tensão de escoamento após tratamento térmico e a tensão obtida para a pré-deformação aplicada, corresponde ao índice BH_2 . De acordo com a norma ASTM A653⁽³⁵⁾, devem ser usadas tensões de engenharia para o cálculo dos valores WH e BH_2 . Os índices BH_2 e WH foram determinados por meio do valor médio do resultado de três avaliações.

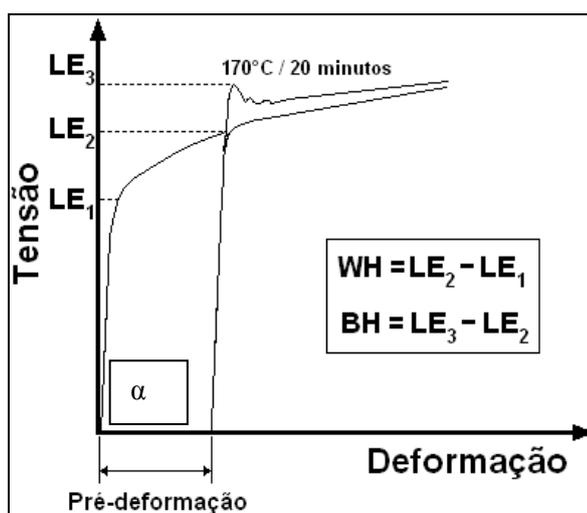


Figura 4.8 – Representação esquemática do teste Bake Hardening / Work Hardening. LE_1 é o limite de escoamento original do material (determinado a 0,2% para aços que não apresentam escoamento definido); α é a tensão de fluxo para uma pré-deformação de 2% e LE_2 e LE_3 são os valores de limite de escoamento superior e inferior, respectivamente, após o tratamento de simulação da cura da pintura⁽³⁵⁾.

4.3.4 Ensaios Metalográficos

Para a realização deste ensaio foi utilizado um microscópio óptico Leitz, modelo MM6, acoplado a uma estação de trabalho que dispõe de analisador de imagens LECO. As

micrografias serão obtidas em dispositivo gráfico de impressão SONY (modelo: Vídeo Graphic Printer UP-870MD) e microscópio eletrônica de varredura utilizando ataque químico com o reagente $H_2O_2 + H_2SO_4$.

Para a análise de inclusões, o corpo de prova não foi submetido a ataque químico, sendo analisado após polimento fino com pasta de alumina, conforme norma norma ASTM E45⁽³⁶⁾

Para determinação do tamanho de grão, será utilizado o procedimento estabelecido na norma ASTM E112⁽³⁷⁾.

4.4 Avaliação da Conformabilidade

Os ensaios para avaliar a conformabilidade foram realizados no laboratório de conformação da USIMINAS, utilizando uma prensa universal ERICHSEN de 1000kN, com punção de 100mm de diâmetro e matriz de 106mm de diâmetro sem ressalto, baixa pressão no anti-rugas (~ 100kN) e velocidade de avanço de 25mm/min.

4.4.1 Avaliação de Estiramento - Erichsen

Para a simulação da operação com predominância do modo de deformação por estiramento foi realizado o ensaio Erichsen, utilizando uma carga de prensa chapas de 500 kN. A altura do deslocamento vertical do punção no instante da ruptura foi o resultado deste ensaio. A partir dessa altura e da espessura da amostra, os aços foram classificados quanto ao grau de estampagem, segundo a norma NBR 5915⁽³⁸⁾. Para o ensaio, foi utilizado os resultados médios de três amostras.

O ferramental utilizado consistiu de um punção esférico com 20 mm de diâmetro e de uma matriz com 27 mm de diâmetro interno e raio de curvatura de 0,75 mm. Para a lubrificação das amostras foi utilizada pasta grafitada.

4.4.2 Avaliação de Embutimento - “Razão Limite de Estampagem (RLE)” - Swift

O valor da Razão Limite Estampagem (RLE), resultado do Ensaio Swift, que avalia a capacidade do material de ser deformado em condições de embutimento, foi determinado por meio da razão entre o diâmetro máximo dos corpos de prova (CP), que foram conformados sem fraturar, e o diâmetro do punção (50 mm). Nesse ensaio foi utilizada uma matriz sem *drawbead*, com carga de prensa chapas de 20 kN. Para ambos os ensaios de estampagem foram utilizados os resultados médios de três amostras.

4.4.3 Curva Limite de Conformação (CLC)

O levantamento das CLC's foi baseado no método de Nakazima, com deformações até a estrição do material, utilizando como referência os procedimentos experimentais descritos na norma ISO 12.004⁽³⁹⁾. Após a estampagem, as deformações foram analisadas utilizando o *software* AutoGrid. A medição das deformações foi realizada para cada CP, sendo obtidas as maiores (ϵ_1) e menores (ϵ_2) deformações verdadeiras em região adjacente à estrição. A CLC foi levantada por interpolação polinomial de 5ª ordem, a partir dos pares de deformação $\epsilon_1 \times \epsilon_2$ medidos.

A malha utilizada para a medição das deformações foi quadrada, com 2,5 mm de lado, marcada eletroquimicamente na superfície dos corpos de prova. Após a conformação, um cubo com malha padrão foi posicionado ao lado da região de fratura. Duas fotos digitais serão tiradas em ângulos de aproximadamente 45° uma da outra, da região composta de 3 linhas e 3 colunas, como mostrado na figura 4.9.

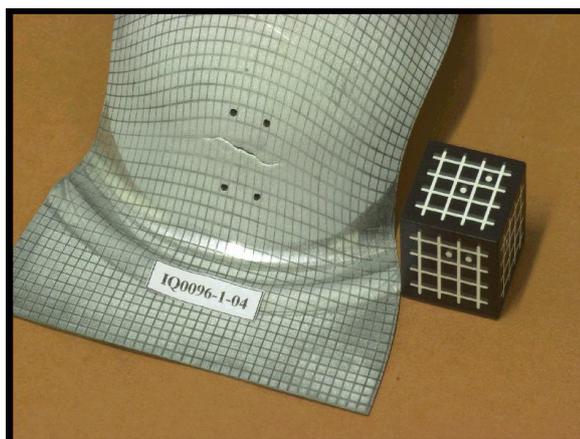


Figura 4.9 – Fotografia de corpo de prova para análise das deformações utilizando “software” AUTOGRID. A região a ser analisada está compreendida entre os 4 pontos⁽²⁾.

As deformações serão analisadas utilizando o “software” AUTOGRID que é um sistema aplicado para medições de deformações superficiais em 3 dimensões, através do uso de câmeras e sensores ligados a um central de computador. A digitalização da amostras, utilizadas para levantar a CLC, foi realizada com o auxílio do digitalizador 3D a *laser* sem contato ZScanner 800, fabricado pela Z-Corp, que permite a modelagem com uma resolução de até 0,05 mm. Este aparelho conta com um sistema referencial baseado em pontos fixados na própria peça, o que aumenta a sua versatilidade e dispensa posicionadores ou sistemas de referência fixos. As superfícies digitalizadas serão armazenadas em arquivos com extensão STL pelo *software* Launch ZScan, instalado em um *notebook* que acompanha o equipamento. O digitalizador ZScanner 800 é mostrado na figura 4.10, juntamente com um exemplo de aplicação^(40,41).

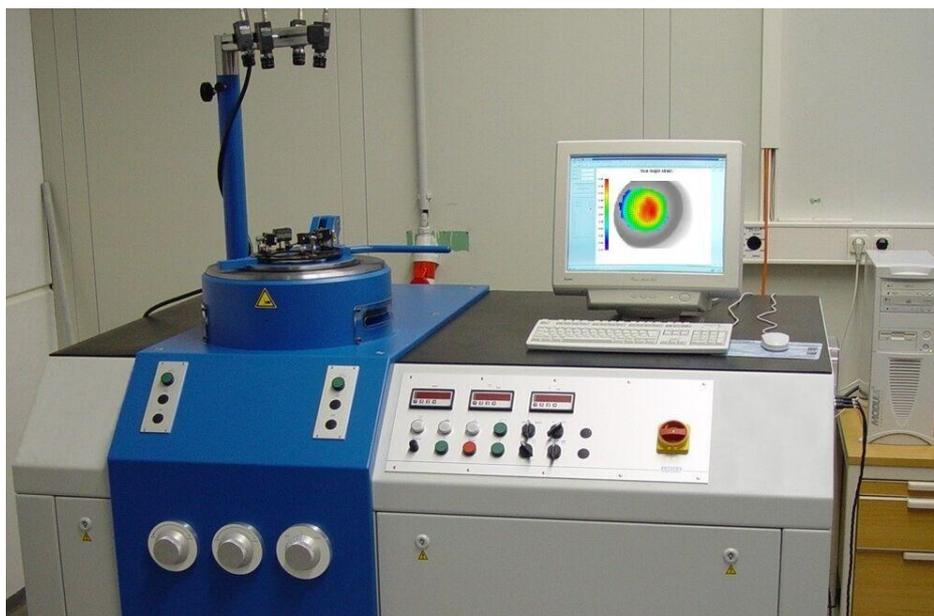


Figura 4.10 – Definição de uma CLC a partir do sistema AUTOGRID⁽⁴⁰⁾.

4.5 Corpos de Prova Conformados Laboratorialmente (Simulação Estampagem)

Os corpos de prova utilizados na avaliação do ganho de resistência em função da deformação, envelhecimento e no ensaio de resistência à indentação foram cortados nas dimensões de 100 x 350 mm, sendo estampados por um punção de cabeça chata, com 200 mm de diâmetro e com carga de prensa chapas 650 kN, de forma a restringir, ao máximo, o fluxo de material para dentro da cavidade da matriz.

Utilizou-se como lubrificante, entre o punção e a amostra, uma película de polietileno (15 μm de espessura), recoberta com uma fina camada de óleo Pré-Lub Tirreno Tirroil 847US. A profundidade de estampagem das amostras foi de 20 mm, de forma a propiciar uma deformação equivalente no domo do corpo de prova, por embutimento, visando 0,08 e 0,10. Essa faixa de deformação foi proposta, pois trata-se de uma deformação típica de painéis externos automotivos.

O ferramental utilizado para a estampagem dos corpos de prova a partir dos aços avaliados pode ser visto, em desenho esquemático, na figura 4.11. Os diâmetros do punção e da matriz foram de 200 mm e de 206 mm, respectivamente. O raio de

concordância da matriz foi de 10 mm e o do domo do punção de 940 mm. O *drawbead* empregado para a restrição de fluxo de material tem altura de 2 mm e formato trapezoidal.



Figura 4.11 – Representação esquemática do ferramental a ser utilizado para a estampagem dos corpos de prova do ensaio de indentação.

O aspecto das amostras estampadas para a realização dos ensaios é mostrada na figura 4.12.



Figura 4.12 – Aspectos dos corpos de prova dos aços BH260 e IFHSS260, estampados em escala laboratorial para avaliação do ganho de resistência mecânica por deformação, envelhecimento e da resistência à indentação.

O tratamento térmico simulando a cura da pintura a 170°C por 20 minutos foi realizado nos corpos de prova estampados, por meio do forno tipo mufla Jung modelo ES27540.

4.5.1 Avaliações do Ganho de Resistência por Deformação e Envelhecimento

A resistência à indentação de um painel automotivo é fortemente influenciada pela espessura e resistência mecânica do material⁽⁴²⁾. Com isso, os ganhos de resistência

propiciados durante o processo de estampagem (efeito WH) e envelhecimento durante cura da pintura (efeito BH₂) exibem grande importância para a maximização da rigidez do painel automotivo. Para caracterizar o ganho de resistência, propiciado pela estampagem das amostras do ensaio de resistência à indentação, foram retirados destas amostras corpos de prova *sub-size* da norma ASTM A370⁽⁴³⁾, conforme figura 4.13.

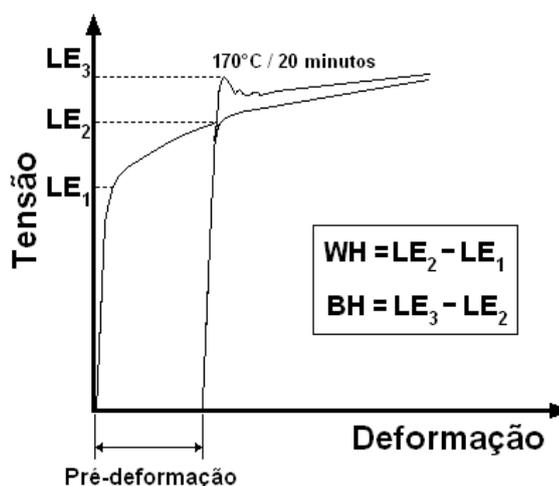


Figura 4.13 – Locais onde os corpos de prova sub-size da norma ASTM A370 foram retirados das amostras do ensaio de avaliação do ganho de resistência propiciado pelos efeitos WH e BH.

A partir da diferença dos limites de escoamento das amostras conformada e plana, obteve-se o efeito WH e pela subtração dos limites de escoamento das amostras estampada e tratada termicamente e somente conformada determinou-se o efeito BH₂. Para cada condição (amostras plana, conformada e estampada/tratada termicamente) foi utilizado o resultado médio de três corpos de prova *sub-size*.

O tratamento térmico simulando a cura da pintura (170°C / 20 minutos) foi realizado em 3 corpos-de-prova das amostras estampadas. Após o tratamento esses corpos de prova foram ensaiados por tração. Outros 3 corpos de prova de número foram avaliados por tração sem tratamento térmico. O valor Work Hardening (WH) foi obtido pela subtração dos limites de escoamento dos corpos de prova retirados das chapas com e sem pré-deformação por estampagem. O valor Bake Hardening (BH₂) foi determinado por meio da subtração dos limites de escoamento das amostras estampadas com e sem tratamento

térmico. Na figura 4.14 é mostrada a tabela esquemática e metodologia adotada para a determinação dos parâmetros WH e BH.



| | Plana | Conformada | | Conformada + Tratada | | Deformação | Cura Pintura |
|----------|-----------------|------------|-----------------|----------------------|-----------------|-----------------------------------|-----------------------------------|
| Aço | LE (Mpa) | LE (Mpa) | LE médio | LE (Mpa) | LE médio | WH (MPa) | BH (MPa) |
| BH260 | LE ₁ | 1 | LE ₂ | 2 | LE ₃ | LE ₂ - LE ₁ | LE ₃ - LE ₂ |
| | | 3 | | 4 | | | |
| | | 5 | | 6 | | | |
| IFHSS260 | LE ₁ | 1 | LE ₂ | 2 | LE ₃ | LE ₂ - LE ₁ | LE ₃ - LE ₂ |
| | | 3 | | 4 | | | |
| | | 5 | | 6 | | | |

Figura 4.14 – Representação esquemática da metodologia adotada para a determinação dos parâmetros WH e BH.

4.6 Ensaio de Indentação por Impacto

A resistência à indentação dos corpos de prova foi medida em um dispositivo, cuja representação esquemática é mostrada na figura 4, desenvolvido no Centro de Tecnologia da Usiminas. Nesse dispositivo, uma esfera de aço é posicionada no centro do corpo de prova e uma massa (2,7 kg) é nela projetada, em queda livre, de determinada altura (249 mm), provocando uma indentação permanente no painel. A energia de impacto propiciada no ensaio é de aproximadamente 6,5 J, que visa simular batidas de pequenas pedras no painel, de chuva de granizo, dentre outras. O resultado do ensaio refere-se ao valor médio de profundidade de indentação permanente, em duas

amostras propiciada pela queda de peso. O menor valor de penetração, representa uma maior capacidade do material de absorver a energia sem sofrer deformações permanentes^(2,11). A metodologia adotada foi baseada nas recomendações do Auto/Steel-Partnership Program Standardized Dent Resistance Project Team (ASP)⁽⁴⁴⁾. Os resultados foram determinados por meio do valor médio do resultado de duas avaliações, para cada condição avaliada, sem e com tratamento térmico, simulando o processo de cura de pintura (170°C por 20 minutos).

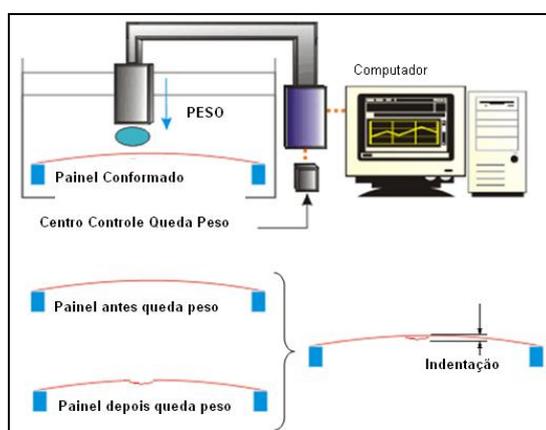


Figura 4.15 – Dispositivo para medição da resistência à indentação .Padronizado: Auto/Steel Partnership Program Standardized Dent Resistance Project Team⁽⁴²⁾.

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Neste capítulo serão discutidos os resultados obtidos no estudo em questão, onde, inicialmente serão apresentados os resultados de caracterização dos materiais e em seguida os resultados de avaliação e comparação de estampabilidade.

5.1 Caracterizações dos aços

5.1.1 Propriedades Mecânicas

Os resultados dos ensaios de tração para os aços BH e IFHSS, são mostrados na tabela V.1. Comparando as tabelas V.1 e IV.5, verifica-se que as propriedades mecânicas dos aços avaliados encontram-se dentro dos valores especificados na norma EN 10346⁽³²⁾ para seus respectivos graus.

Os aços avaliados exibiram elevada ductilidade, sendo que o aço IFHSS apresentou valores de alongamento total, expoente de encruamento e coeficientes de anisotropia de Lankford ligeiramente maiores que os do aço BH.

O aço BH se destacou em relação ao IFHSS, conforme esperado, em relação à propensão ao envelhecimento, exibindo valor BH dentro da especificação da norma EN 10346⁽³²⁾. Aço BH, apresentou valor de 35MPa, dentro do especificado da norma. Lembrando que esse fenômeno regido pela difusão de elementos intersticiais, onde o elemento carbono, promove o travamento das discordâncias.

Tabela V.1 - Resultados dos ensaios de tração dos aços avaliados.

| | Orientação | LE _(MPa) | LR _(MPa) | AL ₈₀ (%) | n _{10-20%} | R _{15%} | BH ₂ (MPa) |
|----------|------------|---------------------|---------------------|----------------------|---------------------|------------------|-----------------------|
| BH260 | 90° | 281 | 383 | 33,8 | 0,190 | 1,900 | 35 |
| | 45° | 273 | 381 | 35,5 | 0,190 | 1,510 | - |
| | 0° | 277 | 395 | 29,9 | 0,200 | 1,550 | - |
| IFHSS260 | 90° | 262 | 402 | 36,6 | 0,210 | 2,140 | 1 |
| | 45° | 252 | 394 | 40,4 | 0,220 | 1,830 | - |
| | 0° | 249 | 408 | 38,0 | 0,220 | 1,430 | - |

Abaixo, segue o resumo das definições estabelecidas no ensaio de tração:

- I) Orientação do corpo de prova em relação à direção de laminação;
- II) Alongamento total (A_{l80}), avaliado na base de medida de 80 mm;
- III) Índice BH_2 obtido por meio da diferença entre a tensão após tratamento térmico a 170°C por 20 minutos e a tensão após uma pré-deformação de engenharia de 2%;
- IV) Coeficiente de anisotropia linear de Lankford ($r_{15\%}$), avaliado a 15% de deformação de engenharia no sentido do comprimento do corpo de prova;
- V) Expoente de encruamento ($n_{10-20\%}$) avaliado entre as deformações de 10% e 20%.

Na figura 5.1 são mostradas as curvas tensão de engenharia x deformação de engenharia de amostras avaliadas, que foram obtidas a partir de ensaios em corpos de prova orientados de forma transversal à direção de laminação.

Comparando as curvas tensão x deformação dos aços BH e IFHSS, verifica-se que estes podem ser considerados da mesma classe de escoamento e resistência. Em termos de alongamento total, observa-se que todos os aços avaliados apresentam uma elevada ductilidade ($>33\%$). As curvas apresentam uma trajetória similar para ambos os aços. Destaca-se o valor de limite de resistência (LR) um pouco maior, $\pm 5\%$, para o aço IFHSS em comparação ao BH, conforme apresentado na tabela V.1.

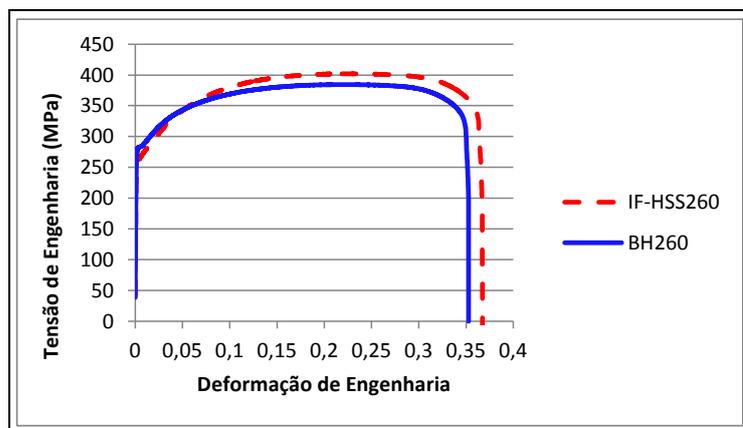


Figura 5.1 – Curva tensão de engenharia x deformação de engenharia das amostras avaliadas, levantadas a partir de corpos de prova transversais à direção de laminação.

5.1.2 Análise Microestrutural

Os aços avaliados apresentaram elevada limpidez. O aspecto típico das inclusões observadas nas amostras é mostrado nas figuras 5.2 e 5.3. A classificação das inclusões dos aços analisados, realizada segundo a carta padrão I da norma ASTM E 45⁽³⁷⁾, pode ser vista na tabela V.2.

Pelas metalografias, pode-se observar e constatar que ambos os aços apresentam uma limpidez interna elevada e praticamente isenta de inclusões. Ambos os materiais analisados, apresentam a mesma característica, do ponto de vista inclusão e tamanho de grão.

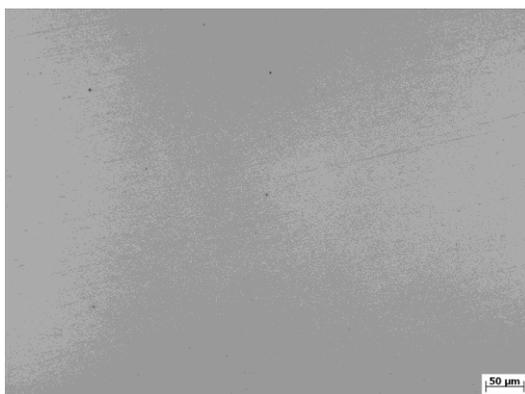


Figura 5.2 – BH260 – Aumento original: 200x

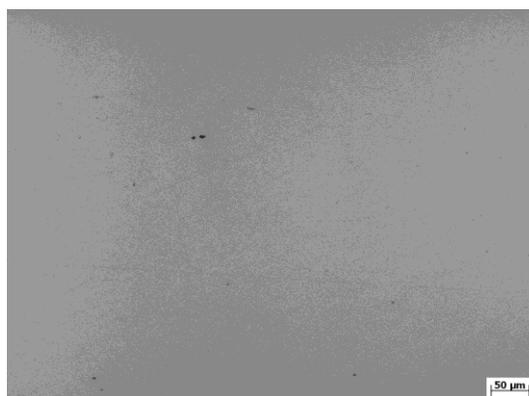


Figura 5.3 – IFHSS260 – Aumento original: 200x

Os resultados das inclusões, podem ser consideradas similares e sendo assim resultados e impacto semelhantes do ponto de vista estampabilidade, conforme observado no trabalho Menegaz⁽¹⁶⁾.

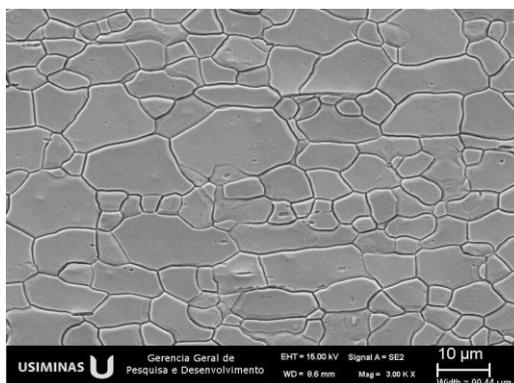
Tabela V.2 – Classificação das inclusões das amostras, segundo a carta padrão I da norma ASTM E 45(37).

| Aço | Inclusões | | | |
|----------|-----------|---------|----------|----------------|
| | Sulfeto | Alumina | Silicato | Oxido Globular |
| BH260 | 2,0F | 0,5F | 0F | 1,0F |
| IFHSS260 | 2,0F | 1,0F | 0F | 1,0F |

Nas figuras 5.4 e 5.5 são mostradas micrografias, aços BH e IFHSS, obtidas por microscopias ótica e eletrônica de varredura. Valores de tamanho de grão obtidos para os materiais avaliados podem ser considerados típicos para os graus de aço em questão. A microestrutura de ambos os aços, conforme esperado, é formada por grãos ferríticos equiaxiais.

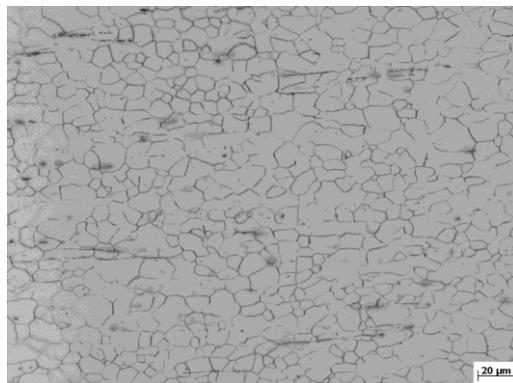


a) BH – Microscopia Ótica – Aumento original 500X

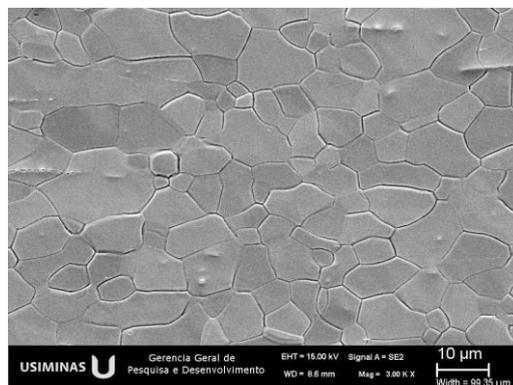


b) BH – Microscopia Ótica – Aumento original 3000X

Figura 5.4 - Aspecto microestrutural dos aços avaliados em análises por microscopias ótica e eletrônica de varredura. Ataque: H₂O₂ + H₂SO₄.



a) IFHSS – Microscopia Ótica – Aumento original 500X



b) IFHSS – Microscopia Ótica – Aumento original 3000X

Figura 5.5 - Aspecto microestrutural dos aços avaliados em análises por microscopias ótica e eletrônica de varredura. Ataque: H₂O₂ + H₂SO₄.

Na tabela V.3 podem ser observados os resultados da determinação do tamanho de grão ferrítico médio dos aços segundo a norma ASTM E 112⁽³⁸⁾.

Os resultados do tamanho de grão ferrítico, apresentaram pequenas diferenças. O material BH apresentou tamanho de grão menor em relação ao IFHSS. No entanto, essa diferença considerada pequena, do ponto de vista de estampabilidade, baseando pelo trabalho elaborado por Menegaz⁽¹⁶⁾.

Tabela V.3 - Resultados de tamanho de grão ferrítico médio dos aços avaliados em μm e número ASTM, norma ASTM E 112(38).

| Aço | Tamanho de Grão Ferrítico | |
|----------|---------------------------|------|
| | Microns | ASTM |
| BH260 | 7,05 | 11,0 |
| IFHSS260 | 8,33 | 10,5 |

5.2 Avaliações Conformabilidade

5.2.1 Ensaio Estiramento (Erichsem)

O indicador deste ensaio é a altura da calota formada durante a estampagem do corpo de prova até a ruptura do material. A partir dos resultados obtidos neste ensaio, os aços foram classificados, em função da espessura, quanto ao grau de estampagem, segundo a norma NBR5915⁽³⁵⁾, figura 5.16. Os resultados do ensaio Erichsen são mostrados na tabela V.5, para ambos os aços avaliados.

Para avaliação de estiramento (Erichsen), nota-se que ambos os aços avaliados foram classificados como EEP-Grau 3 e 4, ou seja, de excelente estampabilidade. O aço IFHSS apresentou um resultado ligeiramente superior, +/- 3%, pois a altura de estampagem foi superior, que pode ser atribuída ao seu maior valor do expoente de encruamento, quando comparado ao do aço BH. Resultados semelhantes foram obtidos por Ferreira⁽¹⁾ e Menegaz⁽¹⁶⁾, nos quais relataram que o fator mais importante para a maximização da capacidade de estiramento foi o atraso da ocorrência da estricção durante estampagem, tendo relação direta com a capacidade de distribuir deformação, que é avaliada pelo expoente de encruamento.

Tabela V.4 - Resultados do ensaio de estiramento Erichsen, traduzido na classificação dos aços quanto à estampagem segundo a norma NBR 5915(35).

| Identificação | Índice Erichsen | Classificação quanto à estampagem |
|---------------|-----------------|-----------------------------------|
| BH260 | 10,6 mm | EEP-Grau 3 e 4 |
| IFHSS260 | 10,9 mm | EEP-Grau 3 e 4 |

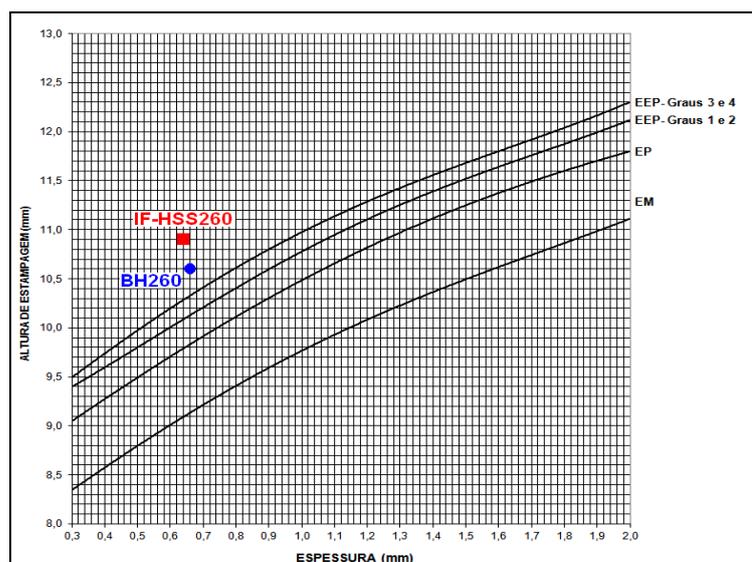


Figura 5.6 - Classificação dos NBR 5915(35).

O aspecto das amostras estampadas no ensaio Erichsen, pode ser visto na figura 5.7.



a) BH



b) IFHSS

Figura 5.7 – Aspecto dos corpos de prova ensaiados no teste de estiramento Erichsen.

5.2.2 Ensaio Embutimento (Swift - RLE)

O ensaio de Razão Limite de Estampagem avalia a capacidade de deformação dos materiais sobre o modo de deformação por embutimento. O valor RLE, que é o resultado deste teste, foi calculado pela razão entre o maior diâmetro estampado com sucesso (três repetições) pelo diâmetro do punção circular de cabeça plana (50 mm).

Na figura 5.8 são mostradas as curvas de escoamento do material durante o ensaio RLE.. Os aços avaliados apresentaram capacidade de embutimento similar, conforme mostrado nos resultados do ensaio de Razão Limite de Estampagem (RLE), tabela V.6. Para esse modo de deformação, o parâmetro de anisotropia é que determina a capacidade de embutimento. Uma característica que o material a ser embutido deve possuir é uma elevada resistência à diminuição de espessura concomitantemente com a deformação⁽⁵⁾.

Tabela V.5 – Resultados do ensaio de Razão Limite de Estampagem.

| | Diâmetro matriz critica (mm) | Indice RLE |
|----------|------------------------------|------------|
| BH260 | 110 | 2,2 |
| IFHSS260 | 110 | 2,2 |

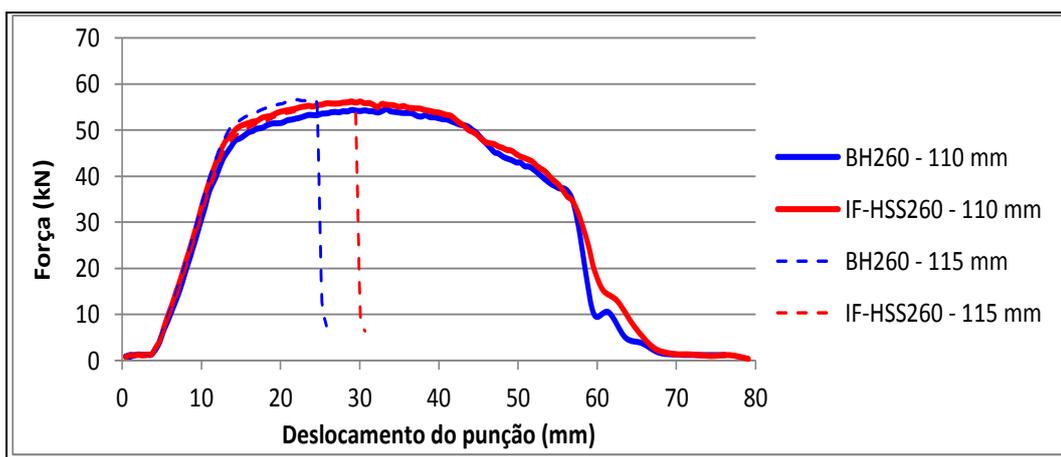


Figura 5.8 – Curvas de Escoamento do ensaio Razão Limite de Estampagem.

Contudo, na figura 5.8, pode ser observado que, para o diâmetro de matriz igual a 115 mm (linhas tracejadas), o aço IFHSS apresentou um deslocamento do punção até a ocorrência da fratura ligeiramente maior. Sendo essa diferença considerada similar em

relação a de embutimento em relação aos aços BH e IFHSS. Rabelo⁽²⁾ observou em seu estudo comparativo dos aços BH220 e IFHSS220, maior capacidade de embutimento do aço IFHSS o qual atribuiu esse comportamento ao maior coeficiente de anisotropia, pois esta propriedade mecânica relaciona-se diretamente com a capacidade de embutimento do material. O aspecto das amostras estampadas no ensaio Erichsen, pode ser visto na figura 5.9.

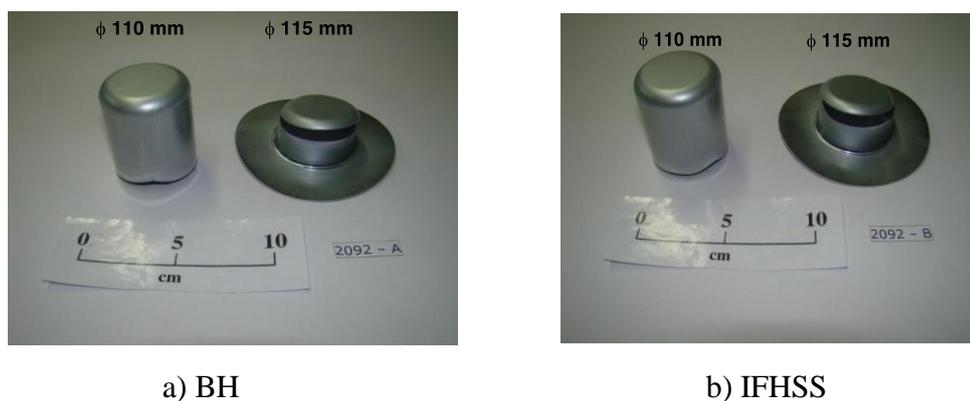


Figura 5.9 – Aspecto dos corpos de prova ensaiado no teste Razão Limite de Estampagem.

5.2.3 Curva Limite de Conformação (CLC)

Pelo o ensaio, as CLC's obtidas para o aço BH e IFHSS, para o respectivo trabalho, são praticamente sobrepostas, figura 5.10. Esta sobreposição nos revela, que os aços avaliados no presente trabalho, apresentam comportamento similar, apesar dos resultados propriedades mecânicas (direção 90°), apresentarem diferenças:

- LE menor no aço IFHSS (260 MPa), contra 281 MPa no aço BH;
- LR maior no aço IFHSS (402 MPa), contra 383 MPa no aço BH;
- Alongamento 3 pontos percentuais maior no IFHSS em relação ao BH;
- Expoente de encruamento (n) do aço IFHSS superior aos aços BH;
- Aço IFHSS com o melhor valor de $R_{15\%}$ (2,14), contra 1,90 para o aço BH.

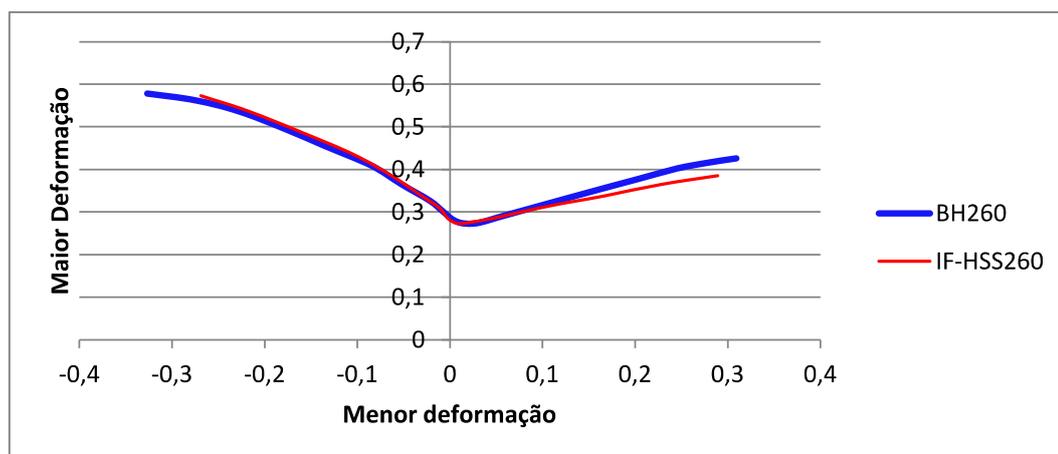


Figura 5.10 - Curvas Limite de Conformação dos aços avaliados, levantadas à estricção pelo método de Nakazima e utilizando o software AUTOGRID.

Por meio das Curvas Limite de Conformação, verificou-se, de um modo geral, que os aços apresentam capacidade de deformação similar independente do modo de deformação avaliada (embutimento, deformação plana e estiramento).

Apesar dos ensaios de embutimento e estiramento, terem apresentados que o aço IFHSS apresentam valores ligeiramente superiores, essa diferença não foi constatado na curva de limite de conformação.

5.3 Avaliação do Ganho de Resistência por Deformação e Envelhecimento

Na figura 5.11, são mostrados os mapas de deformação equivalente dos corpos de prova utilizados para avaliação do ganho de resistência mecânica propiciado pela deformação e envelhecimento, bem como para a medição da resistência à indentação. Observa-se que, no centro das amostras, as deformações equivalentes variaram entre 0,08 e 0,11, representando assim as deformações típicas de painéis externos automotivos (capôs, tetos e paralamas), conforme proposto no estudo (0,08 a 0,10). Portanto, pode-se concluir que os aços avaliados foram submetidos a deformações que simulam aquelas praticadas pelas indústrias automobilísticas.

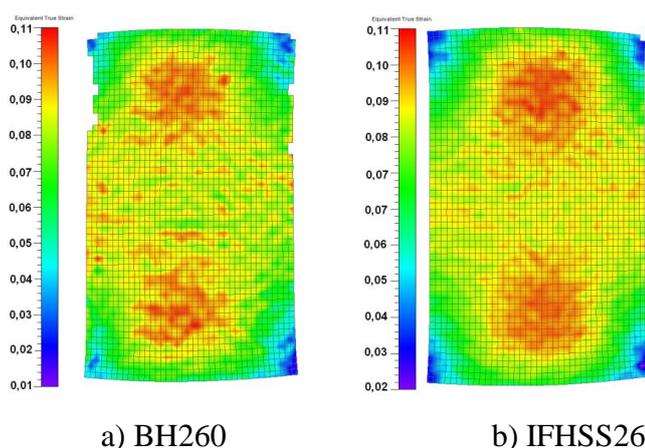


Figura 5.11 – Deformações equivalentes, avaliadas por meio do software AutoGrid, dos corpos de prova utilizados para avaliação da influência dos efeitos WH e BH₂ e da resistência à indentação. (a) BH260 e (b) IFHSS260.

Os ganhos de resistência mecânica avaliados por tração a partir de corpos de prova *sub-size* retirados das amostras estampadas e tratadas termicamente, por deformação (WH) e envelhecimento (BH₂), em escala laboratorial, foram obtido da tabela V.6 e plotados no gráfico da figura 5.12.

TABELA V.6 – Resultados dos ensaios de avaliação a propensão ao endurecimento.

| | Amostras | | | | | Endurecimento | |
|------------|-----------------|-------------------|-----------------|---------------------------------|-----------------|----------------------|-------------------------|
| | Plana | Conformada | | Conformada + Tratada | | Deformação | Cura Pintura |
| Aço | <i>LE (MPa)</i> | <i>LE (MPa)</i> | <i>LE médio</i> | <i>LE (MPa)</i> | <i>LE médio</i> | <i>WH (MPa)</i> | <i>BH (MPa)</i> |
| BH260 | 286 | 461 | 460 | 471 | 474 | 174 | 14 |
| | | 459 | | 474 | | | |
| | | 461 | | 477 | | | |
| IFHSS260 | 260 | 459 | 459 | 455 | 455 | 199 | 0 |
| | | 463 | | 455 | | | |
| | | 459 | | 455 | | | |

Em função dos resultados obtidos, chegou-se as seguintes análises em relação aos materiais avaliados:

- Plana:

Os aços avaliados apresentaram uma diferença de 26 MPa quando comparados no estado plano. Sendo essa diferença, também observada na caracterização mecânica, capítulo 5.1.2.

- 1º Estágio – Conformação:

Nessa primeira etapa, o fenômeno atuante é o efeito *WH* (*Work Hardening*), ou a capacidade do material encruar por deformação. Resultados dos CP's retirado das amostras estampadas, figura 5.12, revelaram que os valores de escoamento do aço IFHSS foi maior que o do aço BH.

- 2º Estágio – Conformação + Tratamento Térmico:

No primeiro estágio o aço IFHSS apresentou um incremento no LE, no segundo estágio, ou seja, após as peças serem submetidas ao tratamento térmico, simulando a cura de pintura, não houve nenhuma alteração. No caso do aço BH, o mesmo apresentou um ganho da ordem de 14 MPa.

Avaliando isoladamente o efeito do endurecimento por deformação (*Work Hardening* - *WH*) e tratamento térmico (*Bake Hardening* – *BH₂*), no aços avaliados no estudo, segue a tabela V.7 com os resultados.

TABELA V.7 – Resultados do modo de deformação.

| | Endurecimento | |
|------------|----------------------|---------------------|
| | Deformação | Cura Pintura |
| Aço | <i>WH (MPa)</i> | <i>BH (MPa)</i> |
| BH260 | 174 | 14 |
| IFHSS260 | 199 | 0 |

Observa-se que o aço IFHSS (WH: 199 MPa) teve uma capacidade maior de encruar durante deformação em relação ao aço BH (WH: 174 MPa). Nos trabalhos realizados por Rabelo⁽²⁾ e Christen et al⁽⁴⁵⁾, para uma faixa de deformação de 8% a 10%, foi constatada a predominância do efeito WH do aço IFHSS220 em relação ao BH220, o que corrobora os resultados do presente estudo. Esse comportamento pode ser explicado devido ao maior coeficiente de encruamento ($n_{10-20\%}$) do aço IFHSS.

Após as amostras serem submetidas ao tratamento térmico, simulando a cura de pintura, o aço IFHSS não apresentou diferença em termos de ganho de resistência, ao passo que o aço BH apresentou uma elevação no LE de 14 MPa. Esse ganho de resistência pelo efeito Bake Hardening fez com que a resistência final do aço BH fosse 19 MPa superior à do aço IFHSS.

O comportamento do aço BH ocorre devido ao efeito de endurecimento após cura da pintura, "*Bake Hardening*". Sendo esse fenômeno regido pela difusão de elementos intersticiais, onde o elemento carbono, promovendo o travamento das discordâncias. A partir do instante em que as deslocações estão ancoradas, existe uma barreira dificultando a passagem dessa discordância, acarretando em um acréscimo no valor de Limite de escoamento. Para o material IFHSS, a lógica descrita é a mesma, entretanto para este material não devem existir elementos intersticiais em condições de difundir-se e promover o ancoramento das deslocações. Assim como no 1º Estágio, esse comportamento também foi observado no trabalho apresentado por Rabelo⁽²⁾.

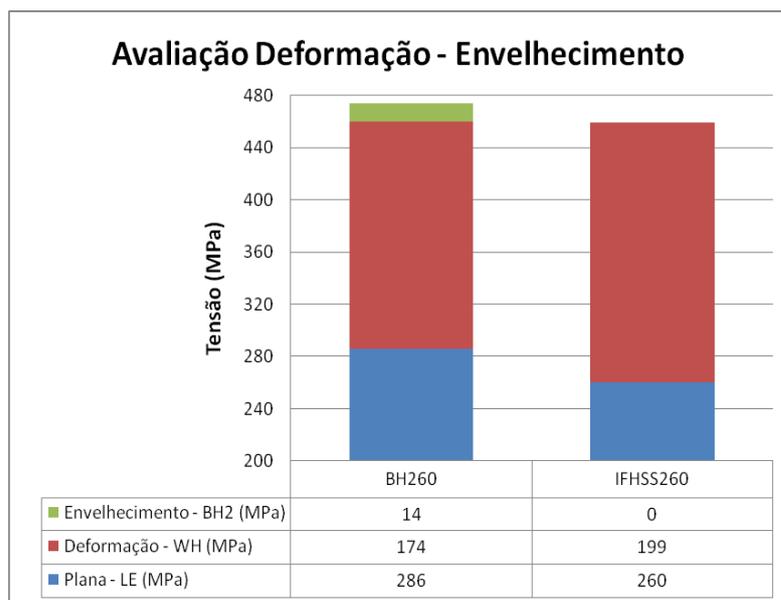


Figura 5.12 – Gráfico dos ensaios de avaliação a propensão ao endurecimento.

Conclui-se que os materiais apresentaram um ganho de resistência mecânica similar, apesar de obterem por meios distinto, vide tabela V.7. Para a condição conformada, o aço IFHSS, endurecido a sua susceptibilidade a encruar (endurecimento por deformação) e o aço BH aliando o endurecimento por deformação a seu efeito *BH* (endurecimento por cura da pintura). Dessa forma, painéis automotivos, que utilizam aço BH, tendem a apresentar ganho de resistência mecânica ligeiramente maior, devido ao efeito do tratamento de cura da pintura da peça final.

5.4 Resistência à Indentação (Ensaio Impacto)

O ensaio de indentação foi realizado pela técnica denominada de Impacto, conforme citado na metodologia. Abaixo nesse capítulo, será apresentado o resultado, para os aços avaliados. Na tabela V.8, segue a profundidade de penetração do indentador após ensaio de impacto das amostras avaliadas, em corpos de prova dos aços BH e IFHSS.

TABELA V.8 – Profundidades de penetração do indentador após ensaio de impacto das amostras avaliadas.

| Aço | Tratamento Térmico | Valores individuais (mm) | Média (mm) | Diferença (%) |
|----------|--------------------|--------------------------|----------------|---------------|
| BH260 | Sem | 1,837 | 1,776 +/- 0,09 | 5% |
| | | 1,715 | | |
| IFHSS260 | Sem | 1,684 | 1,697 +/- 0,02 | |
| | | 1,709 | | |
| BH260 | Com | 1,337 | 1,352 +/- 0,02 | 22,40% |
| | | 1,366 | | |
| IFHSS260 | Com | 1,682 | 1,743 +/- 0,09 | |
| | | 1,803 | | |

A figura 5.13 mostra a profundidade de penetração do indentador (deformação permanente) nos ensaios de resistência à indentação dos aços BH e IFHSS, sem e com tratamento térmico simulando a cura da pintura de painéis automotivos.

O resultado do aço IFHSS, para as condições sem e com tratamento térmico, podem ser consideradas similares, pois esse aço, não apresenta características *Bake Hardening*, em função da sua concepção. O tratamento térmico influenciou nos resultados finais do aço BH onde observa-se que quando submetido ao tratamento térmico, o resultado do ensaio foi melhor quando comparado ao ensaio sem tratamento térmico. Na figura 5.13, observa-se essa diferença nos valores dos ensaios.

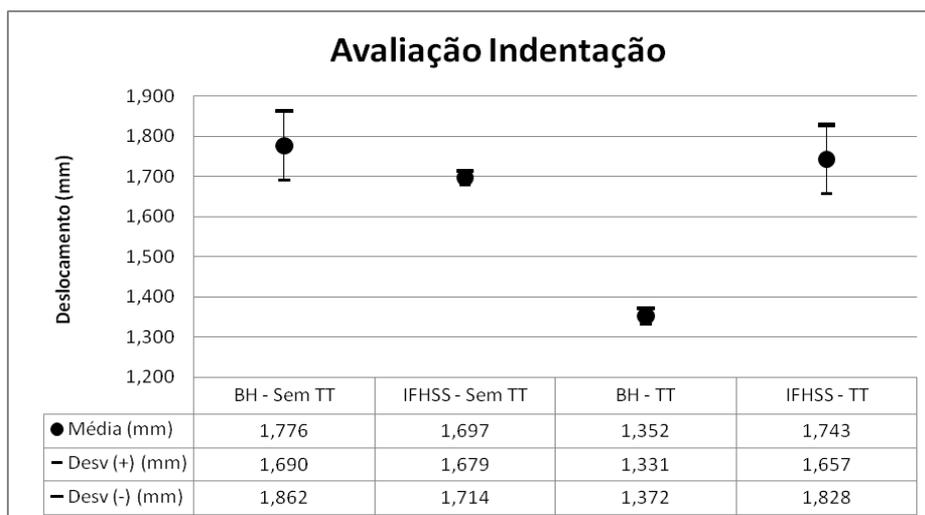


Figura 5.13 – Gráficos do resultado de indentação por Impacto, das amostras avaliadas, com (TT) e sem tratamento térmico (ST).

Para a condição do material sem tratamento térmico, figura 5.14, a diferença em torno de 5% dos resultados de deformação permanente dos aços avaliados não é considerada significativa em função do desvio padrão dos resultados. Portanto, os aços BH e IFHSS, para a condição sem tratamento térmico, em relação à resistência à indentação, podem ser considerados similares.

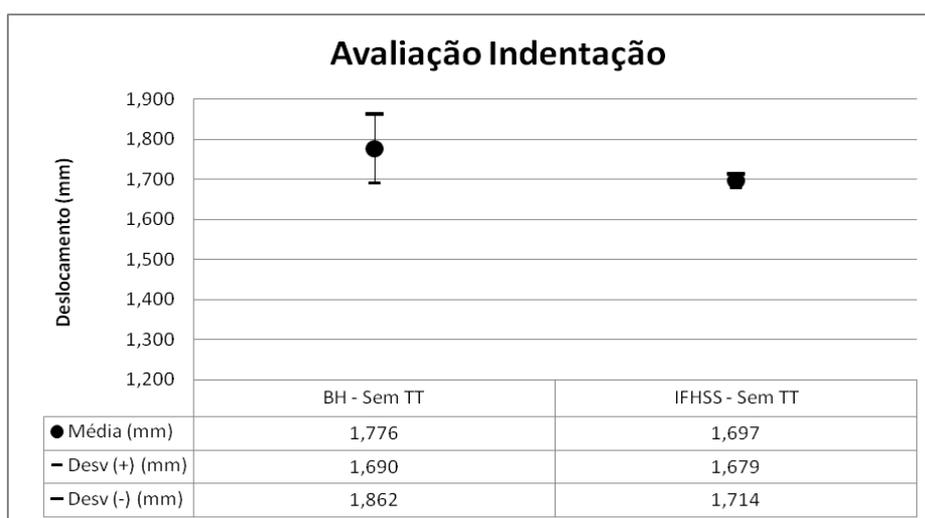


Figura 5.14 – Gráficos do resultado de indentação por Impacto, das amostras avaliadas, sem tratamento térmico.

Após os corpos de prova serem submetidos ao tratamento térmico, figura 5.15, a deformação permanente do aço BH foi inferior à do aço IFHSS (diferença em torno de 22%), mostrando assim, que o aço BH apresenta uma maior resistência à indentação. O aumento da resistência à indentação do aço BH pode ser atribuído ao efeito *Bake Hardening*, que propiciou o ganho de resistência mecânica mostrado na figura 10.



Figura 5.15 – Gráficos do resultado de indentação por Impacto, das amostras avaliadas, com tratamento térmico.

Os melhores resultados do aço BH era esperado, em função do seu efeito *Bake Hardening*. Conforme, citado por Thomas⁽⁷⁾ e Hodgins⁽⁸⁾, a força necessária para gerar uma impressão permanente é diretamente proporcional ao limite de escoamento e o quadrado da espessura do material ($P = LE \times E^2$). Como os materiais analisados apresentam espessuras similares (figura 5.6), é esperado que o aço que apresentar o maior limite de escoamento, terá a maior resistência à indentação. O aço BH, devido ao incremento do limite de escoamento (efeito BH_2), após tratamento térmico, tende a apresentar melhores resultados quando comparado ao aço IFHSS, da mesma classe de escoamento.

6. CONCLUSÕES

Os aços avaliados apresentaram propriedades mecânicas e microestrutura que atendem integralmente ao projeto de aço ultra-baixo carbono, proposto para os aços avaliados.

As conclusões referentes à conformabilidade dos dois materiais podem ser elencadas em função do tipo de teste realizado:

- Através dos ensaios de estiramento e embutimento verificou-se que o aço IFHSS exibiu desempenho ligeiramente superior ao aço BH em ambos os modos de deformação, reflexo dos maiores valores do expoente de encruamento e coeficiente de anisotropia do aço Interstitial Free High Strength.

- As Curvas Limite de Conformação dos dois aços são similares e a pequena diferença observada, tanto no formato quanto no posicionamento das curvas obtidas, está relacionada à proximidade entre valores dos expoentes de encruamento e das espessuras dos aços.

- Os resultados em tração plana indicam que o aço IFHSS apresentou valor de LE da ordem de 26MPa inferior ao BH, sendo mais favorável do ponto de vista de estampagem.

- Na avaliação do ganho de resistência mecânica por deformação e envelhecimento em escala laboratorial, similar às condições impostas a um painel automotivo, observou-se que os valores de LE são similares. Portanto, aço IFHSS apresentou uma capacidade maior de encruar (efeito WH) em relação ao aço BH. No entanto, após tratamento térmico, o aço BH apresentou valores finais de LE superiores aos do IFHSS, atribuído ao efeito *Bake Hardening* do aço BH.

- Em termos de resistência à indentação, o aço BH apresentou valores de penetração inferior ao IFHSS. Pode-se concluir que o tratamento térmico foi fundamental para

garantir uma maior resistência à indentação para o aço BH em relação ao IFHSS, devido ao incremento da tensão de escoamento, ocorrido pelo efeito *Bake Hardening*.

Com isso, pode-se afirmar que, em se tratando de painéis automotivos submetidos a um processo de cura da pintura, o aço BH aparece como uma solução técnica mais atrativa em relação ao IFHSS, em função dos resultados finais da sua resistência à indentação, com deformações equivalentes por embutimento entre 8% e 11%.

7. RELEVÂNCIA DOS RESULTADOS

Este estudo permitiu avaliar a adequação dos projetos de fabricação para os aços BH e IFHSS, para os níveis de propriedades mecânicas, produzidos através do processo de recozimento contínuo e galvanizados a quente. Portanto, o atual projeto da Usiminas está de acordo e atendendo a especificação da norma EN 10346, para os graus HX260BD e HX260YD.

Em relação a conformabilidade, o estudo permitiu avaliar que o aço IFHSS é ligeiramente superior ao aço BH.

Em relação aos resultados de resistência à indentação, o estudo permitiu concluir e avaliar que o aço BH é mais eficiente devido ao processo de cura da pintura (tratamento térmico). Onde para painéis automotivos, o efeito BH₂ foi fundamental para o incremento do limite de escoamento e da resistência à indentação.

O resultado e conclusão mais relevante é que o aço BH aparece como uma solução técnica mais atrativa em relação ao IFHSS, quando aplicado em painéis externos automotivos (capôs, portas e para-lamas), que requerem uma maior resistência à indentação, com deformações equivalentes por embutimento entre 8% e 11%.

8. SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS

Avaliar os resultados do ganho de resistência mecânica por deformação, envelhecimento e resistência à indentação, através de amostras retiradas de um painel conformado em escala industrial. O objetivo seria verificar se os resultados obtidos em escala laboratorial estariam refletindo os resultados em painéis automotivos.

Avaliar a influência da taxa de deformação nos resultados finais em ganho de resistência mecânica em função da deformação e envelhecimento com a finalidade de avaliar a influencia nos valores de WH e BH₂.

Reavaliar as conclusões deste trabalho com os materiais produzidos da classe de escoamento de 300MPa mínimo, produzidos em recozimento contínuo.

ANEXOS

Anexo I: Influência de R_m na estampabilidade

Considerando-se o volume constante:

$$\varepsilon_l + \varepsilon_t + \varepsilon_w = 0 \quad [1]$$

Por definição R de Lankford é:

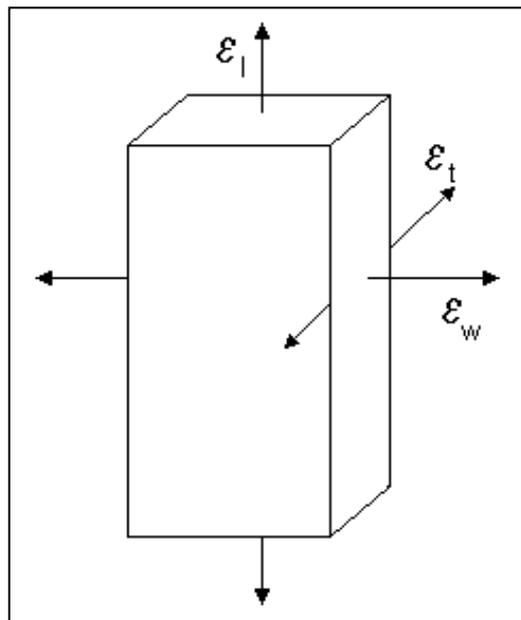
$$R = \varepsilon_w / \varepsilon_t \rightarrow \varepsilon_w = R\varepsilon_t \quad [2]$$

Retornando [2] em [1]

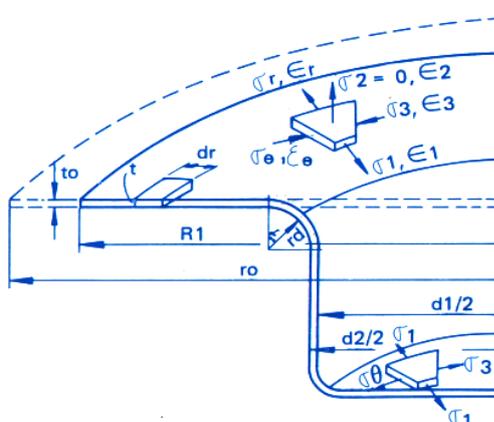
$$\varepsilon_l + \varepsilon_t + R\varepsilon_t = 0$$

$$\varepsilon_l + \varepsilon_t (1 + R) = 0$$

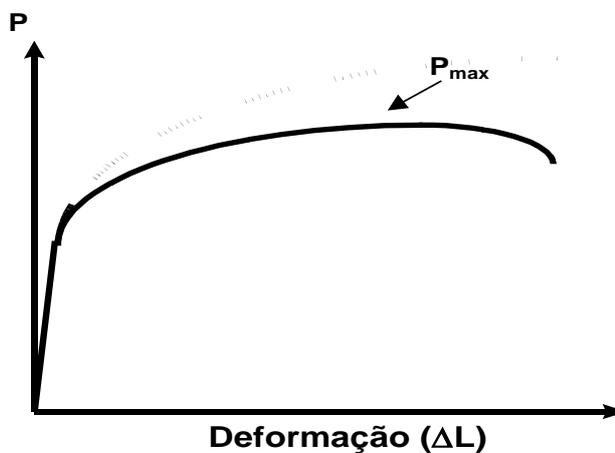
$$\varepsilon_l = - \varepsilon_t (1 + R) \quad [3]$$



Para R crescente e ε_t fixo tem-se ε_l maior, o que determina uma maior estampabilidade.



Anexo II: Correlação entre Alongamento Uniforme e n



P – Carga

ΔL – Alongamento

Em $P_{\text{máx}}$ ocorre o início da estricção.

$$P_{\text{máx}} \Rightarrow dP = 0; P = \sigma A$$

onde σ é a tensão verdadeira e A é a área instantânea.

$$dP = d(\sigma A) = \sigma dA + A d\sigma = 0$$

$$\sigma = - (A/dA) \cdot d\sigma = d\sigma / (-dA/A) \quad [1]$$

Sendo Volume = $V = A \cdot L = \text{constante}$

$$dV = AdL + LdA = 0$$

$$dL/L = -dA/A \quad [2]$$

de [1] e [2] temos:

$$\sigma = d\sigma / (dL/L) \quad [3]$$

Se é verdade que $\sigma = k\varepsilon^n$

daí $d\sigma / d\varepsilon = k n \varepsilon^{n-1}$

No instante da estricção:

$$\sigma_u = (d\sigma/d\varepsilon) \Big|_u$$

$$k\varepsilon_u^n = k n \varepsilon_u^{n-1} \Rightarrow$$

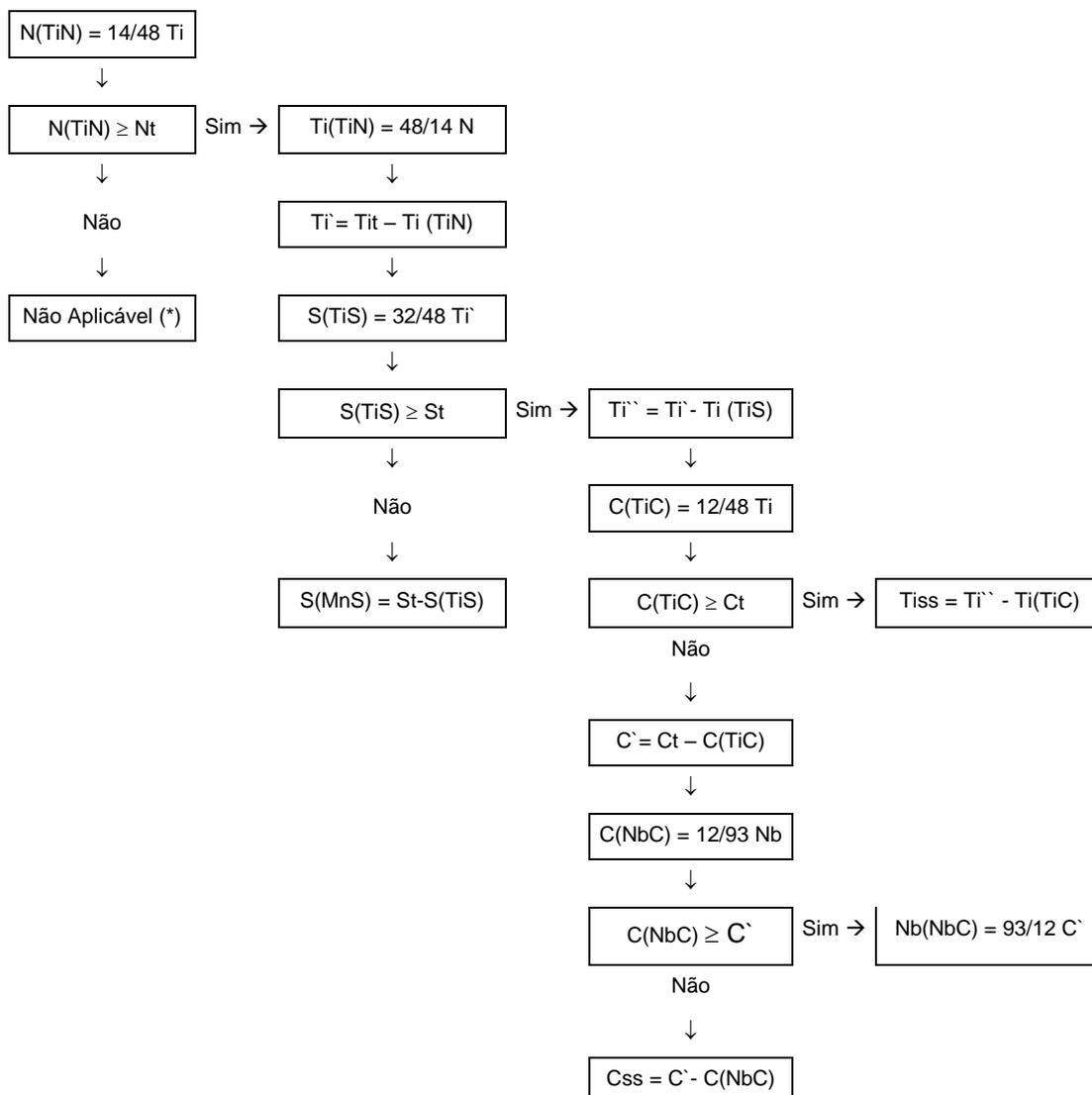
$$\varepsilon_u^n / \varepsilon_u^{n-1} = n \Rightarrow$$

$$\varepsilon_u^{n+1} \Rightarrow \boxed{\varepsilon_u = n}$$

Anexo III: Cálculos Estequiométricos dos aços IF-HSS

Neste anexo é apresentado a seqüência de cálculo relativa a identificação da quantidade de nitretos e carbonetos presentes em termos dos microligantes adicionados e determinar a existência, ou não, de C e/ou N em solução sólida, e suas respectivas quantidades.

São dados de entrada: N, Ti, S, C e Nb (% em peso)



(*) Em nenhum dos cálculos realizados a condição $N(TiN) \geq Nt$ não foi satisfeita, o que assegura que o Boro não combinou com o nitrogênio, sendo desta forma efetivo para reduzir a segregação de fósforo no contorno de grão, e assim minimizar a ocorrência da fragilidade por deformação secundária.

10. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- (1) FERREIRA, J. Lemos., TEPEDINO, J. O. Amaral. “*Estudo da Conformabilidade de Aço DP340/590 HDG GI Comparativamente a aços HSLA340/410 e HSLA410/590 HDG GI*”. Ipatinga: USIMINAS-IGD, setembro, 2008, p. 11-34.
- (2) RABELO, G. B. “*Avaliação Comparativa de Aços Livres de Intersticiais (IF) e Aços Endurecíveis por Envelhecimento na Cura da Pintura (BH) da Classe de 220 MPa de Limite de Escoamento*”. Belo Horizonte: Dissertação de Mestrado. Escola de Engenharia Metalúrgica e Minas da UFMG, fevereiro, 1999.
- (3) ”*ULSAB - Carroceira de Aços Ultra Leve . Em busca da Luz*”, Sheet Metal Industries, p.21-26, Dezembro de 1995.
- (4) FASCÍCULO DE INFORMAÇÃO TÉCNICA. “*Conformação na Prensa*”. Belo Horizonte, USIMINAS-UDC, Outubro 1984.
- (5) YOSHIDA, K. “*Classification and Systematization Sheet Metal Press Forming Process*”, IPCR, no. 1514, vol. 53, p. 126-187, 1959.
- (6) GUIMARÃES, G.W. “*Estudo do Desenvolvimento e Introdução de Novos Produtos Siderúrgicos no Mercado: Estudo de Caso na USIMINAS*”. Ipatinga: Trabalho de Conclusão do Curso de Engenharia de Produção. Faculdade Pitágoras, Julho, 2007.
- (7) THOMAS, D. “*The Numerical Prediction Of Panel Dent Resistance Incorporating Panel Forming Strains*”, Master’s Thesis, Department of Mechanical Engineering, University of Waterloo, Waterloo, Ontario, Canada, 2001.
- (8) HODGINS, B. “*The Numerical Prediction of the Dent Resistance of Medium Scale Aluminum Structural Panel Assemblies*”, Master’s Thesis, Department of Mechanical Engineering, University of Waterloo, Waterloo, Ontario, Canada, 2001.

- (9) J. A. DICELLO, R.A. GEORGE. “*Design Criteria For The Dent Resistance Of Auto Body Panels*”, Paper 740081, SAE, 1974.
- (10) REED-HILL, R.E. “*Princípios de Metalurgia Física*”. 2ª Edição. Guanabara Dois: 1982, p. 277-320.
- (11) DIETER, G.E.-Metalurgia Mecânica. 2ª ed.,Rio de Janeiro, Guanabara Koogan S.A,1981, pp. 210 a 212.
- (12) NICACIO, J.B. “*Desenvolvimento de um Programa de Redução a Frio para Aço Inoxidável Ferrítico 17% Cr-Nb*”. SEMINÁRIO BRASILEIRO DE INOX, No. 2, 1990, SP,Novembro, ABM.
- (13) FERRIERA, J. S. “*Efeito da Fração Volumétrica de Martensita, Formada no Resfriamento Após Recozimento Inter crítico, no Grau de Estriamento, Propriedades Mecânicas e Estampabilidade de um Aço Tipo AISI 430*”. Belo Horizonte: Dissertação de Mestrado. Escola Federal do Fluminense – UFF, abril, 2005.
- (14) PINTO, M.C. et alii, “*Desenvolvimento de Aços Interstitial Free pela Usiminas*”, Metalurgia e Materiais - ABM, vol. 48, no. 406, p. 327-333, 1992.
- (15) HOILE, S. “*Processing and Properties of Mild Interstitial Free Steels. Materials Science and Technology*”, October 2000, p. 1079-1093.
- (16) STRUGALA, D. C.; FEKETE, J. R.; YAO, Z. “*Advanced Sheet Steels for Automotive Applications*”. JOM, 1992, p. 17-21.
- (17) MEIRA, R.R. “*Efeito da Variação das Condições de Encharque nas Propriedades Mecânicas do Material IF Processado no Recozimento Contínuo da Usiminas*”. Belo Horizonte: Dissertação de Mestrado. Escola de Engenharia Metalúrgica e Minas da UFMG, fevereiro, 2006.

- (18) TICE, D., NORUK J., HEIDEMAN, R., FRITZ, P., “*Material Selection for Auto Parts*”, *Advanced Materials & Processes*, no.5, p. 41-42, 1996.
- (19) MENEGAZ ,G.B “*Estampabilidade de Chapas de Aço com Recobrimento Superficial*” Belo Horizonte: Dissertação de Mestrado. Escola de Engenharia Metalúrgica e Minas da UFMG, fevereiro, 2003.
- (20) GUPTA, I., BHATTACHARYA, D. “*Metallurgy of Formable Vacuum Degassed Interstitial- Free Steels*”. *Metallurgy of Vacuum Degassed Steels*: 1990, p.43-72.
- (21) PRADHAN, R. Cold-rolled interstitial-free steels: a discussion of some metallurgical topics. In: “*Proceedings of International Forum for Physical Metallurgy of IF Steels*”. Toquio, ISIJ INTERNATIONAL, 1996, p.165-177.
- (22) DEARDO, A. J.; GARCIA, C. I.; HUA, M.; TITHER, G. “*Precipitation Behavior and Solute Effects in Interstitial-free Steels*”. *International Forum for Physical Metallurgy of IF Steels*, Tokyo, v.10-11, 1994, p. 293-321.
- (23) HELD, J. F; GOODENOW, R. H. “*Recrystallization of Low-Carbon Titanium Stabilized Steel. Metallurgical Transactions*”. v. 1, p. 2507-2515, 1970.
- (24) PADILHA, A. F.; SICILIANO JR. F. “*Encruamento, recristalização, crescimento de grão e textura*”. São Paulo: ABM, 1996.
- (25) MURARI. F.D.“*Cinética de Envelhecimento de Aços Dual Phase de Baixa Resistência Mecânica Laminados a Frio*”. Belo Horizonte: Tese de Doutorado. Escola de Engenharia Metalúrgica e Minas da UFMG, fevereiro, 2009.
- (26) GREEN. “*Conference report: skin pass & temper rolling. A review of seminar organized by the Rolling Group of LOM*”. *Steel Times International*, Sep. 2002, p. 1-2.

- (27) KATO C., KOUMURA H., UESUGI Y., MOCHIZUKI K. “*Influence of Phase Composition on Formability of Galvannealed Steel Sheet*”. The Physical Metallurgy of Zinc Coated Steel. The Minerals, Metals & Materials Society: 1993, p.241-249.
- (28) YASUHARA, E., SAKATA, K., KATO, T., HASHIMOTO, O ., “*Effect of Boron on Resistance to Secondary Working Embrittlement in Extra-Low-C Cold-Rolled Steel Sheet.*”. ISIJ International, vol. 34, no. 1, p. 99-107,
- (29) ELSEN, P.; HOUGARDY, H. P. “*Mechanism of Bake Hardening*”. Steel Research, Vol. 64, No. 8/9, p. 431-436, 1993.
- (30) LESLIE, W. C. “*The Physical Metallurgy of Steels*”. Mc Graw-Hill. New York, NY, 396p, 1982.
- (31) COTTRELL, A. H.; BILBY, B. A. “*Dislocation Theory of Yielding and Strain Aging of Iron*”. Proc. of Phys. Soc. LXIII, I-A, p. 49-92, 1949.
- (32) SILVA, E. M. P. “*Mudança e Estrutura no Desenvolvimento de Materiais*”. Belo Horizonte: Escola de Engenharia da UFMG. Departamento de Engenharia Metalúrgica, 1991, 78p. (Seminário apresentado no Concurso para Professor Titular do Departamento de Engenharia Metalúrgica da Universidade Federal de Minas Gerais).
- (33) European Committee for Standardization. EN 10002-1:2001; “*Metallic Materials Tensile Testing – Part 1: Method of Test at Ambient Temperature*”. July, 2001.
- (34) European Committee for Standardization. EN 10346:2000; “*Continuously Hot-Dip Zinc Coated Low Carbon Steels Strip and Sheet for Cold Forming – Technical Delivery Conditions*”. April, 2000.

- (35) ASTM A 653. “*Specification for Steel Sheet, Zinc-Coated (Galvanized) or Zinciron Alloy-coated (Galvannealed) by the Hot-Dip Process*. ASTM (The American Society for Testing and Materials)”, Edição 2009; Revisão A.
- (36) ASTM E 45, *Test methods for determining the inclusion content of steel*. Edição 2011.Revisão A.
- (37) ASTM E 112, *Standard Test Methods for Determining Average Grain Size*. Edição 2010.
- (38) NBR 5915, *Chapas finas a frio de aço-carbono para estampagem*. Edição 2008.
- (39) ISO 12.004, International Standard ISO 12004-2, *Metallic materials-Sheet and Strip-Determination of forming limit curves, Part 2: Determination of forming-limit curves in laboratory*, First Edition, Outubro, 2008.
- (40) P. FELDMANN, M. SCHATZ, *Effective Evaluation of FLC-Tests with the optical inprocess strain analysis system AutoGrid®*, Proceedings of the FLC Zurich 2006, 15th –16th March 2006, IVP, ETH Zurich, Switzerland.
- (41) W. VOLK, *New numerical approach in the evaluation of the FLC*, Proceedings of the FLC Zurich 2006, 15th – 16th March 2006, IVP, ETH Zurich, Switzerland.
- (42) SAE Standard J2340, “*Categorization and Properties of Dent Resistant, High Strength, and Ultra High Strength Automotive Sheet Steel*”. Society of Automotive Engineers, March 17, 1999.
- (43) ASTM A 370. “*Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products*” - ASTM (The American Society for Testing and Materials), Última Edição: 2007.

(44) Auto/Steel Partnership Program Standardized Dent Resistance Project Team 2000, “Standardized Dent Resistance Test Project Team Final Report”, Southfield-MI, United States of America, January, 2001.
