

Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais



Dissertação de Mestrado

Joyce Christine Ribeiro

**ESTUDO DO EFEITO *BAKE HARDENING* PARA O AÇO BH220 APÓS UMA
OPERAÇÃO DE ESTAMPAGEM**

**Belo Horizonte
Fevereiro de 2018**

Joyce Christine Ribeiro

Estudo do efeito *Bake Hardening* para o aço BH220 após uma operação de estampagem

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais do CEFET-MG, na área de concentração de Ciência e Desenvolvimento de Materiais, na Linha de Pesquisa em Seleção, Processamento e Caracterização, como requisito parcial para a obtenção do título de Mestre em Engenharia de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Wellington Lopes

Belo Horizonte
Fevereiro de 2018

Ribeiro, Joyce Christine.

R484e Estudo do efeito bake hardening para o aço BH220 após uma
operação de estampagem / Joyce Christine Ribeiro. – 2018.
113 f. : il., fotos, grafs., tabs.

Orientador: Wellington Lopes

Dissertação (mestrado) – Centro Federal de Educação
Tecnológica de Minas Gerais, Programa de Pós-Graduação em
Engenharia de Materiais, Belo Horizonte, 2018.

Bibliografia.



CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS GERAIS
DIRETORIA DE PESQUISA E PÓS-GRADUAÇÃO

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MATERIAIS

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO
“ESTUDO DO EFEITO BAKE HARDENING PARA O AÇO
BH 220 APÓS UMA OPERAÇÃO DE ESTAMPAGEM”

Autora: Joyce Christine Ribeiro

Orientador: Prof. Dr. Wellington Lopes

A Banca Examinadora composta pelos membros abaixo aprovou esta Dissertação:

Prof. Dr. Wellington Lopes (ORIENTADOR)
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET/MG

Prof.^a. Dr.^a. Elaine Carballo Siqueira Corrêa
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET/MG

Prof. Dr. Marcello Rosa Dumont
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET/MG

Belo Horizonte, 27 de Fevereiro de 2018..

DEDICATÓRIA

À minha avó, Dona Mariinha, por acreditar em mim
e me apoiar sempre.

AGRADECIMENTOS

Em primeiro lugar agradeço a Deus por ter me trazido até aqui, por todas as oportunidades que colocou em meu caminho. Toda honra e toda glória a ti, Senhor.

Agradeço à minha família por todo suporte que sempre me deram e por entenderem minhas ausências. Em especial, agradeço à minha avó. Seus exemplos, sua garra e determinação me inspiraram e me levaram a chegar até aqui. Ao Daniel por toda a paciência durante estes dois anos. Por estar sempre ao meu lado, me ajudando de todas as formas possíveis e acreditando em mim quando eu me questionava. Às minhas companheiras de república em Belo Horizonte e às minhas amigas feitas aqui por estarem presentes nesta jornada.

Ao Professor Dr. Wellington Lopes que me deu a oportunidade de ingressar no Mestrado do CEFET. Por seu apoio incondicional sempre que necessário. Seus conhecimentos, dedicação e disponibilidade foram diferenciais para a conclusão deste trabalho. À Professora Dr^a. Elaine Carballo que dividiu seus conhecimentos ao longo do processo buscando agregar ao trabalho desenvolvido. Ao Professor João Bosco que me apoiou durante o processo seletivo e ao longo deste dois anos.

Ao CEFET pela oportunidade de realizar o mestrado e a todos do Departamento de Engenharia de Materiais. Às amigas feitas no Laboratório de Metalografia. O companheirismo e as trocas do dia a dia fizeram esta jornada mais produtiva e divertida. À FAPEMIG pelo apoio financeiro.

Ao Laboratório de Ensaios Especiais e Laboratório de Conformação Mecânica da UFMG pela execução de parte dos ensaios. À Usiminas por disponibilizar o material de estudo deste trabalho.

Aos meus gestores na TERNIUM BR pelo apoio na execução dos trabalhos e ao meu coordenador Me. Heber Vieira pelo apoio para a conclusão deste trabalho.

A todos que direta ou indiretamente contribuíram com este trabalho.

RESUMO

O endurecimento decorrente do efeito *Bake Hardening*, BH, foi estudado neste trabalho. Este método é comumente utilizado para aumentar a resistência mecânica de aços na indústria automobilística. Contudo, esse mecanismo de endurecimento depende de diversos parâmetros, como as condições usadas para a deformação plástica do material, da temperatura e tempo do tratamento térmico, da composição química do aço, dentre outros. Considerando essa abordagem esse trabalho apresentou um estudo do endurecimento por efeito *Bake Hardening* para o aço BH220 após a execução de uma operação de estampagem mediante a análise do aumento da resistência mecânica com uso das técnicas de tração e de cisalhamento. Os resultados indicaram forte influência da posição das amostras retiradas do produto estampado no endurecimento por efeito *Bake Hardening* bem como da deformação plástica aplicada ao aço BH220. As respostas do material variaram também em virtude do modo de deformação aplicado. Em termos de tração houve endurecimento do material, enquanto que em cisalhamento houve amaciamento para determinadas situações.

Palavras chave: aço BH220, *Bake Hardening*, estampagem e efeito BH.

ABSTRACT

The hardening due to the Bake Hardening effect is a common method of increasing the mechanical strength of steels used in the automotive industry. However, this hardening mechanism depends on different parameters, such as the conditions used for the plastic deformation of the material and the adjustment of temperature and time of heat treatment. Considering this approach, this work presents the study of hardening by Bake Hardening effect for BH220 steel after a forming operation under the analysis of increase of mechanical strength occurred by BH effect by tension and shearing tests. Results indicated the a strong influence of the position of samples cut from the forming product on the hardening by Bake Hardening effect and the amount of plastic deformation applied to the BH220 steel. The responses of the material also varied by virtue of the mode of deformation applied. In terms of traction, the material hardened, whereas in shear, there was softening for certain situations.

Keywords: BH220 steel, Bake Hardening, forming and BH effect.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Efeito BH	20
Figura 2 - Aumento na resistência mecânica de um capô automotivo após mecanismos de envelhecimento.....	21
Figura 3 - Curvas de escoamento aço BH180 e BH220	22
Figura 4 - Influência do teor de carbono dissolvido na resposta ao efeito BH.....	26
Figura 5 - Efeito do teor de carbono na conformabilidade do aço	27
Figura 6 - Efeito BH em função da concentração de carbono livre	27
Figura 7 - Influência do nióbio no efeito BH	28
Figura 8 - Efeito BH através do “ancoramento” de discordâncias	29
Figura 9 - Relação entre pré-deformação e efeito BH.....	30
Figura 10 - Efeito BH e WH em virtude da pré-deformação	31
Figura 11 - Efeito calculado da pré-deformação no efeito BH de diferentes aços	32
Figura 12 - Efeito BH e pré deformação para o aço 2	33
Figura 13 - Pré-deformações nos aços BH-P e BH-Mn	34
Figura 14 - Efeito da temperatura de recozimento no contorno de grão.....	36
Figura 15 - Influência da taxa de aquecimento no efeito BH e no tamanho de grão	36
Figura 16 - Curva tensão x deformação ALK com diferentes tamanhos de grão	37
Figura 17 - Temperatura de recozimento x efeito BH em diferentes aços.....	38
Figura 18 - Concentração de carbono na α com o aumento da temperatura de recozimento.....	40
Figura 19 - Influência da temperatura de recozimento no valor BH	40
Figura 20 - Influência da tempo de recozimento no valor BH	41
Figura 21 - Efeito da temperatura e tempo de recozimento no efeito BH.....	42
Figura 22 - Operações típicas de conformação	43
Figura 23 - Esquema operação estampagem	45
Figura 24 - Tensões atuantes na estampagem profunda	46
Figura 25 - Curva de escoamento aço BH180 (a) e BH 220 (b)	47
Figura 26 - Mudança na microestrutura após etapa de laminação	48
Figura 27 - Índice de Anisotropia Aço BH180 e BH220	49
Figura 28 - Ferramental ensaio Nakazima	50
Figura 29 - Curva Limite de Conformação aço BH260 e IF-HSS260	51
Figura 30 - Curva Limite de Conformação aço BH180 e BH220	51

Figura 31 - Dispositivo ensaio de cisalhamento planar simples	53
Figura 32 - Dispositivo cisalhamento planar simples desenvolvido por Genevois	54
Figura 33 - Amostra retangular para ensaio de cisalhamento planar simples	54
Figura 34 - Amostra deformada do ensaio de cisalhamento planar simples	55
Figura 35 - Distribuição da tensão e deformação de cisalhamento ao longo do comprimento do corpo de prova	56
Figura 36 - Mudanças no modo de deformação durante estampagem profunda.....	57
Figura 37 - Fluxograma caracterização aço BH220	60
Figura 38 - Trajetórias de processamento aço BH220 - verificação do Efeito BH	60
Figura 39 - Amostras de tração e cisalhamento	62
Figura 40 - Guilhotina U-136 D	63
Figura 41 - Chapa de aço BH220 estampada	64
Figura 42 - Cortadora metalográfica - Arotec.....	65
Figura 43 - Lixadeira e Politriz Arotec	65
Figura 44 - Microscópio Óptico Kontrol	66
Figura 45 - Difratômetro de Raios X.....	66
Figura 46 - Microdurômetro Shimadzu	67
Figura 47 - Esquema de medições ensaio de microdureza.....	68
Figura 48 - Máquina universal de ensaios com a garra de cisalhamento montada ...	69
Figura 49 - Forno Magnus.....	71
Figura 50 - Fotomicrografias do aço BH220 no estado recebido(a), laminado (b) e estampado na posição C (c)	73
Figura 51 – Difratograma obtido do aço BH220 estado recebido.....	74
Figura 52 - Curva tensão x deformação aço BH220 a 0° e 90° estado recebido	75
Figura 53 - Curva tensão x deformação aço BH220 a 0° e 90° estado laminado 1%	76
Figura 54 - Curva tensão x deformação aço BH220 a 0° para diferentes posições do produto estampado	78
Figura 55 - Curva tensão x deformação aço BH220 a 90° para diferentes posições do produto estampado.....	79
Figura 56 - Comparativo durezas aço BH220 no estado recebido, laminado 1% e estampado 0°	80
Figura 57 - Curvas de fluxo aço BH220 0° rotas de deformação em tração.....	81
Figura 58 - Curva de fluxo aço BH220 90° rotas de deformação em tração	82

Figura 59 - Curva tensão cisalhante x deformação cisalhante aço BH220 a 0° e 90° no estado recebido	83
Figura 60 - Curva tensão cisalhante x deformação cisalhante aço BH220 a 0° e 90° no estado laminado	84
Figura 61 - Curva tensão cisalhante x deformação cisalhante aço BH220 a 0° para diferentes posições do produto estampado	85
Figura 62 - Curva tensão cisalhante x deformação cisalhante aço BH220 a 90° para diferentes posições do produto estampado	86
Figura 63 - Curva de fluxo aço BH220 0° rotas de deformação em cisalhamento	87
Figura 64 - Curva de fluxo aço BH220 90° rotas de deformação em cisalhamento	88
Figura 65 - Curva tensão x deformação em tração aço BH220 a 0° para diferentes posições do produto estampado/tratado termicamente	89
Figura 66 - Curva tensão x deformação em cisalhamento aço BH220 a 0° para diferentes posições do produto estampado/tratado termicamente	90
Figura 67 - Curvas tensão x deformação cisalhante aço BH220 a 0° rota laminado 1%/Tração 2%/TT/Tração	92
Figura 68 - Curvas tensão x deformação cisalhante aço BH220 a 90° rota laminado 1%/Tração 2%/TT/Tração	93
Figura 69 - Curva de fluxo aço BH220 a 0° no estado laminado 1% para diversos valores de pré-deformação	95
Figura 70 - Curva de fluxo para aço BH220 a 90° no estado laminado 1% para diversos valores de pré-deformação	95
Figura 71 - Rotas de deformação em cisalhamento aço BH220 0° no estado laminado 1%	96
Figura 72 - Curvas de fluxo aço BH220 0° para diversos valores de pré-deformação em tração no produto estampado - região A.....	98
Figura 73 - Curvas de fluxo aço BH220 0° para diversos valores de pré-deformação em tração no produto estampado - região B.....	99
Figura 74 - Curvas de fluxo aço BH220 0° para diversos valores de pré-deformação em tração no produto estampado - região C	100
Figura 75 - Curvas de fluxo aço BH220 90° para diversos valores de pré-deformação em tração no produto estampado - região A.....	101
Figura 76 - Curvas de fluxo aço BH220 90° para diversos valores de pré-deformação em tração no produto estampado - região B.....	102

Figura 77 - Curvas de fluxo aço BH220 90° para diversos valores de pré-deformação em tração no produto estampado - região C	103
Figura 78 - Curvas de fluxo aço BH220 0° para diversos valores de pré-deformação em cisalhamento no produto estampado - região A.....	105
Figura 79 - Curvas de fluxo aço BH220 0° para diversos valores de pré-deformação em cisalhamento no produto estampado - região B	106
Figura 80 - Curvas de fluxo aço BH220 90° para diversos valores de pré-deformação em cisalhamento no produto estampado - região A.....	108
Figura 81 - Curvas de fluxo aço BH220 90° para diversos valores de pré-deformação em cisalhamento no produto estampado - região B	109

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Classificação dos aços BH (0,6 – 2,30 mm)	23
Tabela 2 - Composição química aços BH - Mn e BH - P	34
Tabela 3 - Composição química aço BH220	59
Tabela 4 - Pré-deformações nas amostras tracionadas	61
Tabela 5 - Pré-deformações nas amostras cisalhadas	61
Tabela 6 - Dimensões das amostras	62
Tabela 7 - Propriedades mecânicas aço BH220 a 0° e 90° estado recebido	75
Tabela 8 - Propriedades mecânicas aço BH220 a 0° e 90° estado laminado 1%	76
Tabela 9 - Dureza aço BH220 estado laminado 1% a 0° e 90°	77
Tabela 10 - Propriedades mecânicas em tração aço BH220 a 0° e 90° para diferentes posições do produto estampado	78
Tabela 11 - Dureza aço BH220 a 0° e 90° no estado estampado posição C	79
Tabela 12 - Limite de escoamento cisalhante amostra a 0° e 90° estado recebido	83
Tabela 13 - Limite de escoamento cisalhante aço BH220 a 0° e 90° amostra estado laminado 1%	84
Tabela 14 - Limite de escoamento cisalhante aço BH220 a 0° e 90° para diferentes posições do produto estampado	85
Tabela 15 – LE amostras estampadas 0° deformadas em tração com e sem tratamento térmico	90
Tabela 16 - LE amostras estampadas 0° deformadas em cisalhamento	91
com e sem tratamento térmico	91
Tabela 17 – Propriedades mecânicas aço BH220 a 0° na rota laminado 1%/Tração 2%/TT/Tração	92
Tabela 18 - Propriedades mecânicas aço BH220 a 90° na rota laminado 1%/Tração 2%/TT/Tração	93
Tabela 19 - Propriedades mecânicas aço BH220 a 0° e 90° para diversos valores de pré-deformação no estado laminado 1%	94
Tabela 20 - Propriedades mecânicas aço BH220 a 0° para diversos valores de pré-deformação em tração no produto estampado - região A.....	97
Tabela 21 –Efeito BH - Propriedades mecânicas aço BH220 a 0° para diversos valores de pré-deformação em tração no produto estampado - região B.....	98

Tabela 22 – Propriedades mecânicas aço BH220 a 0° para diversos valores de pré-deformação em tração no produto estampado - região C.....	99
Tabela 23 - Propriedades mecânicas aço BH220 a 90° para diversos valores de pré-deformação em tração no produto estampado - região A.....	101
Tabela 24 - Propriedades mecânicas aço BH220 a 90° para diversos valores de pré-deformação em tração no produto estampado - região B.....	102
Tabela 25 - Propriedades mecânicas aço BH220 a 90° para diversos valores de pré-deformação em tração no produto estampado - região C.....	103
Tabela 26 – Propriedades mecânicas aço BH220 a 0° para diversos valores de pré-deformação em cisalhamento no produto estampado - região A.....	105
Tabela 27 - Propriedades mecânicas aço BH220 a 0° para diversos valores de pré-deformação em cisalhamento no produto estampado - região B	106
Tabela 28 - Propriedades mecânicas aço BH220 a 90° para diversos valores de pré-deformação em cisalhamento no produto estampado - região A.....	107
Tabela 29 – Propriedades mecânicas aço BH220 a 90° para diversos valores de pré-deformação em cisalhamento no produto estampado - região B	108

LISTA DE ABREVIATURAS

AlK - Aços desoxidados ao alumínio
AU – Alongamento Uniforme
BH – Bake Hardening
CLC - Curva Limite de Conformabilidade
DL – Direção Original de Laminação
DP – *Dual phase steel*
EDD - *Extra deep-drawing steel*
HB – Dureza Vickers
LE– Limite de Escoamento
LE_c – Limite de Escoamento em Cisalhamento
LR – Limite de Resistência
LRT – Limite de Resistência em Tração
R_m – Anisotropia média
TRIP: *Transformation-induced plasticity steel*
T.T – Tratamento Térmico 180°C por 20 minutos
WH – Work-hardening

LISTA DE SÍMBOLOS

Dt – Parâmetro de temperatura e tempo
K - coeficiente de resistência do material
N – Índice de encruamento
R – Índice de anisotropia
Rm – Coeficiente de anisotropia
t – Espessura da amostra de cisalhamento
w – Fração mássica do elemento
 ΔR – Coeficiente de anisotropia planar
 Δx – Largura efetiva de cisalhamento
 α – Fase ferrita
 γ - Fase austenita
 σ – tensão verdadeira
 ε – deformação verdadeira
 Δr - Anisotropia planar
 ΔL - deslocamento vertical
F - força instantânea aplicada
Li - comprimento instantâneo
Ai - área instantânea
L0 - comprimento inicial

SUMÁRIO

1.	INTRODUÇÃO	18
2.	OBJETIVOS.....	19
2.1	Geral	19
2.2	Específicos	19
3.	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	20
3.1	Aços BH.....	20
3.2	Classificação dos aços BH.....	22
3.3	Mecanismos de envelhecimento.....	23
3.3.1	Envelhecimento por deformação	23
3.3.2	Envelhecimento por efeito BH.....	24
3.4	Fatores de influência no efeito BH.....	24
3.4.1	Presença de solutos intersticiais	25
3.4.2	Pré-deformação	29
3.4.3	Tamanho de grão	35
3.4.4	Efeito da temperatura e tempo.....	38
3.5	Conformação Mecânica.....	43
3.5.1	Estampagem Profunda	44
3.5.2	Coeficiente de Encruamento	46
3.5.3	Coeficiente de Anisotropia	47
3.5.4	Curva Limite de Conformabilidade.....	49
3.5.5	Cisalhamento Planar Simples	52
3.6	Trajectoria de deformação	56
4.	MATERIAIS E MÉTODOS.....	59
4.1	Material	59
4.2	Fluxogramas	59
4.3	Amostras Ensaios Mecânicos	61
4.4	Laminação e Estampagem a Frio	63
4.5	Caracterização Estrutural	64
4.5.1	Microscopia Óptica	64
4.5.2	Difração de raios X	66
4.6	Caracterização Mecânica.....	67
4.6.1	Ensaio de dureza Vickers	67

4.6.2 Ensaio de Tração	68
4.6.3 Ensaio de Cisalhamento	69
4.7 Tratamento Térmico	71
4.8 Efeito BH	72
5. RESULTADOS E DISCUSSÕES	73
5.1 Caracterização Estrutural	73
5.2 Caracterização Mecânica	74
5.2.1 Ensaio de Dureza	74
5.2.2 Ensaio de Tração	74
5.2.3 Ensaio de Cisalhamento	82
5.2.4 Efeito do tratamento térmico para as amostras estampadas 0° DL	89
5.3 Efeito BH	91
5.3.1 Efeito BH via tração no estado laminado 1% a 0° e 90° DL	91
5.3.2 Efeito BH via esforço de cisalhamento no estado laminado a 0° e 90° DL	94
5.3.3 Efeito BH via esforço de tração no estado estampado a 0° e 90° DL	97
5.3.4 Efeito BH via cisalhamento no estado estampado a 0° e 90°	104
7. CONCLUSÕES	110
REFERÊNCIAS	112

1. INTRODUÇÃO

A busca contínua por aços ultra resistentes e com uma boa conformabilidade rege o mercado automobilístico. Além desta demanda crescente, a indústria de automóveis lida com a exigência de atender outros parâmetros, tais como: qualidade, produto sustentável, seguro e com uma boa relação peso x consumo de combustível. Além de disponibilizar ao mercado um produto sempre inovador.

Cabe à indústria siderúrgica se orientar suas pesquisas na busca de aços cada vez mais completos do ponto de vista da resistência e estampabilidade. Destaca-se, neste contexto, os aços endurecíveis na cura por pintura, conhecidos como *Bake Hardening Steels* (BH). Os aços BHse enquadram como uma excelente opção por garantir um aço com boa estampabilidade e elevada resistência mecânica após o processo da cura por pintura.

O aço BH, característico por seu baixo teor de carbono, podem ser utilizados na fabricação de painéis externos, carroceria, porta, para-lama, dentre outros. De modo geral, possuem boa conformabilidade e suportam estampagens moderadas, em contrapartida não possuem significativa resistência mecânica. Para suprir esta necessidade entra o processo de endurecimento do material por meio da cura por pintura. A parte estampada do automóvel é pintada em ambiente hermeticamente fechado, em seguida, ocorre sua “cura”, que é o resfriamento. Este processo acarreta um aumento no limite de escoamento da peça, que pode chegar de 30 a 50 MPa (DIAS, 2011). Com isso tem-se a possibilidade de utilizar aços com espessura menor o que resulta na redução do peso do automóvel.

A fim de simular a cura por pintura em ambientes laboratoriais, faz-se a deformação prévia do aço, seguida de tratamento térmico a baixas temperaturas (170°C a 180°C) por aproximadamente 20 minutos. Após o resfriamento a amostra é deformada novamente e, baseado nas diferenças entre as propriedades mecânicas medidas anterior e posteriormente ao tratamento térmico, estima-se o efeito BH obtido.

2. OBJETIVOS

2.1 Geral

Estudar o efeito *Bake Hardening*, BH para o aço BH220 após mudanças sucessivas na trajetória de deformação, envolvendo a aplicação de esforços mecânicos compressivos-cisalhantes (laminação a frio), tração, cisalhamento e compressivos em amostras retiradas de produtos estampados na direção original de laminação, 0°, e a 90° desta.

2.2 Específicos

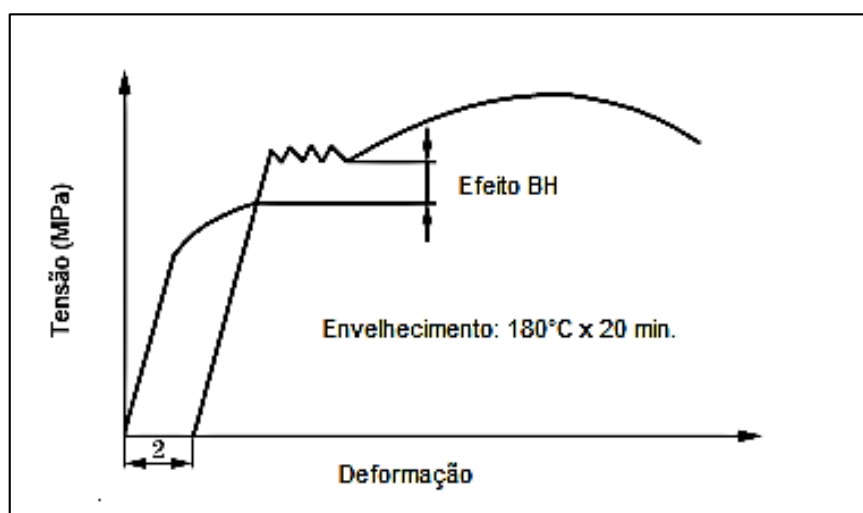
- a) Investigar a influência do modo de deformação plástica no endurecimento por efeito BH para o aço BH220 a partir da imposição de trajetórias de deformação compostas por carregamentos envolvendo a aplicação de esforços compressivos-cisalhantes (laminação), trativos e compressivos em amostras estampadas e cisalhantes;
- b) Estudar o efeito da quantidade de pré-deformação em tração e em cisalhamento no endurecimento por efeito BH mediante deformação efetiva variando de 0,4% até 11% para as diferentes trajetórias de carregamento mecânico;
- c) Avaliar a influência da direção de solicitação mecânica a partir da análise de amostras retiradas a 0° DL e 90° DL (direção de laminação) no endurecimento por efeito BH220 e
- d) Analisar o efeito da localização/posição das amostras retiradas do produto estampado no endurecimento por efeito BH do aço BH220.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Aços BH

Os aços BH são aqueles obtidos pelo processo de envelhecimento por deformação por meio do qual há um aumento no limite de escoamento do material. O processo em si consiste de um tratamento térmico a baixas temperaturas (170°C a 180°C por aproximadamente 20 minutos). A Figura 1 mostra como este processo de envelhecimento por deformação pode ser aplicado. No trabalho de Kuang et al.(2015) amostras tratadas a partir de diferentes ciclos de recozimento foram pré-deformadas de 2% e em seguida aquecidas a 180°C durante 20 minutos e o efeito BH foi identificado como sendo a diferença entre a tensão de escoamento após o tratamento térmico e a tensão de fluxo alcançada ao término da pré-deformação de 2% em tração.

Figura 1 - Efeito BH



Fonte: KUANG, C. et al., 2015

A ocorrência do efeito BH requer um valor de tensão maior para provocar a continuidade da deformação ao material, sendo isso reconhecido como um método de endurecimento, como aplicado durante a cura da pintura em veículos (SOUZA et al.,2012).

De modo geral, esta classe de aços possui boa maleabilidade, logo sua conformabilidade é extremamente satisfatória, em contrapartida apresenta

resistência mecânica moderada. Tal quadro de propriedades se mostra inviável à indústria automobilística. Sendo assim, após a deformação do material (estampagem) efetua-se a cura por pintura (*Bake Hardening effect*) que resulta em um aumento da resistência mecânica ao material já estampado (DAS, 2012). É mostrado na Figura 2 como o envelhecimento por deformação resulta no aumento da resistência mecânica de um capô automotivo.

Figura 2 - Aumento na resistência mecânica de um capô automotivo após mecanismos de envelhecimento



Fonte: DIAS, 2011 (Adaptado)

Observa-se um aumento no limite de escoamento do material após o trabalho a frio (WH) em consequência de deformação imposta ao mesmo. Em seguida, com a cura por pintura (efeito BH) há um aumento mais acentuado no limite de escoamento, ou seja, na resistência mecânica.

Dias (2011) afirma que alguns fatores afetam o fenômeno da cura por pintura, dentre eles a quantidade e o modo de deformação, o tempo, a temperatura e a quantidade de átomos intersticiais.

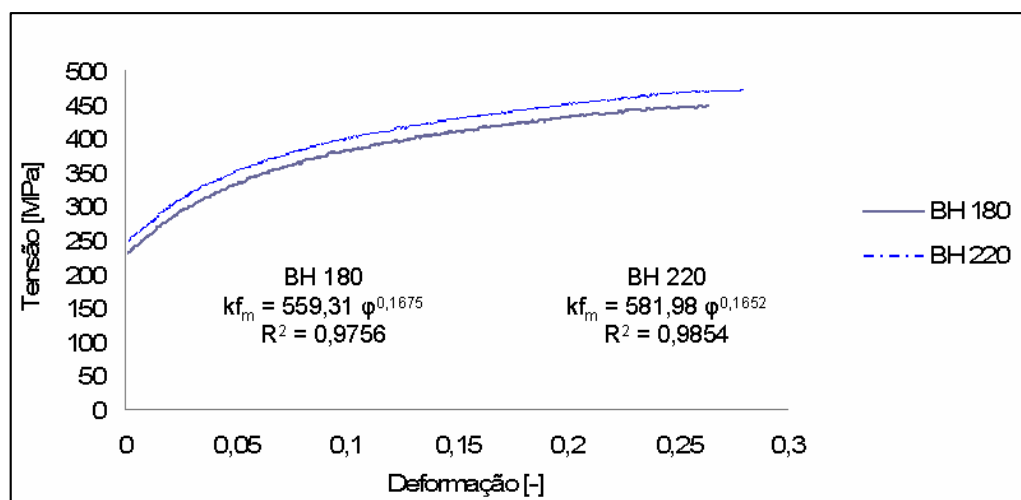
Os aços endurecíveis por meio da cura por pintura são majoritariamente utilizados na indústria automobilística em partes que exigem conformabilidade sem perdas na resistência mecânica. Gorni (2008) apud Lora et al (2009) cita como exemplos que enquadram neste quesito de uso os paralamas, teto, capô, janelas e portas bem

como peças estruturais como assoalho, reforços e suportes transversais. Somente a deformação por encruamento não é suficiente para garantir a resistência destas partes, sendo assim, necessária a cura por pintura como mecanismo de endurecimento final. Tal mecanismo permite ainda que a peça possa ser reduzida em sua espessura final garantindo, portanto, redução no peso final do veículo.

3.2 Classificação dos aços BH

De acordo com Loraet al (2009), os aços BH são classificados como materiais provenientes da laminação a frio. A classificação básica destes aços ocorre pelo valor do limite de escoamento dos mesmos. Sendo assim, aços BH180 caracterizam-se por um limite de escoamento de 180MPa, enquanto aços BH220, limite de escoamento 220MPa. No mesmo trabalho pesquisadores fizeram uma caracterização das propriedades mecânicas do aço BH180 e BH220. Na Figura 3 eles concluem que, para os materiais estudados, o aço BH220 possui maior resistência mecânica quando comparado ao BH180.

Figura 3 - Curvas de escoamento aço BH180 e BH220



Fonte: LORA et al., 2009

Na Tabela 1 pode-se observar a classificação dos aços BH dada pela Usiminas em termos de composição química e outras propriedades.

Identifica-se na tabela a faixa de espessura dos aços BH produzidos pela Usiminas, sua composição química, bem como o limite de escoamento (LE), o limite de resistência (LR), alongamento, o índice de anisotropia a 90° da direção da laminação (r90) e o índice de encruamento (n90°) também a 90° direção da laminação.

Tabela 1 - Classificação dos aços BH (0,6 – 2,30 mm)

Grau	Composição química					LE (MPa)	LR (MPa)	Alongamento (%)
	C	Mn	Al	P	S			
USI-BH-180	0,04 máx.	0,70 máx.	0,020 mín.	0,06	0,030 máx.	180 - 240	300-360	34
USI-BH-220	0,06 máx.			0,08		220 - 280	340-400	32
BHS180	0,12 máx.	1,50 máx.	-	0,120 máx.		180 mín.	300 mín.	30
BHS210			-			210 mín.	320 mín.	28
HC180B	0,05 máx.	0,70 máx.	0,015 mín	0,060 máx.	0,025 máx.	180-230	300-360	32
HC220B	0,06 máx.			0,080 máx.		220-270	320-400	34
180B	-	-	-	0,050 máx.	0,015 máx.	180	300	30
210B	-	-	-	0,100 máx.		210	320	32

Fonte: USIMINAS, 2014 (Adaptado)

3.3 Mecanismos de envelhecimento

Existem duas maneiras de se promover o aumento no limite de escoamento de um aço baixo carbono, através do envelhecimento por deformação e do mecanismo *Bake Hardening*.

3.3.1 Envelhecimento por deformação

Dias (2011) define envelhecimento como “a mudança de propriedades do material com o tempo, podendo ocorrer à temperatura ambiente, ou acima desta, causando um aumento de limite de escoamento e diminuição do alongamento.”

No envelhecimento por deformação, também conhecida por *Work Hardening* tem-se um aumento no limite de escoamento puramente por meio da deformação do material. Bittencourt (2014) ressalta que o ensaio de tração evidencia este aumento no limite de escoamento obtido pela deformação. O procedimento consiste em pré-deformar o material até além do seu limite de escoamento. Em seguida, descarregá-lo e envelhecê-lo por determinado tempo. Efetuar seu carregamento em tração

novamente até a ruptura. O envelhecimento após deformação é notado pelo aumento na tensão de escoamento do material e ao retorno ao mesmo patamar.

3.3.2 Envelhecimento por efeito BH

Do ponto de vista metalúrgico o efeito *Bake Hardening* é entendido por Bhadeshia (2008) apud Dias (2011) como uma interação entre as discordâncias do material e os átomos de solutos intersticiais presentes, tais como carbono e nitrogênio. Estes átomos difundem-se em direção às discordâncias geradas pela pré-deformação, no caso, estampagem. Ao ocuparem as discordâncias os átomos impedem que as mesmas possam se mover o que torna o arranjo mais estável diminuindo, desta maneira, a energia livre do sistema. Como as discordâncias ficam “sustentadas” pelos átomos intersticiais será necessária maior tensão para movimentá-las, o que se traduz como um aumento na resistência da peça.

Berbenni, et al. (2004) afirmam que os dois principais objetivos alcançados ao submeter um aço ao processo de endurecimento via efeito BH são a obtenção de um aço com grande formabilidade e a possibilidade de monitorar o volume de átomos intersticiais (carbono ou nitrogênio) a fim de otimizar o processo de cura por pintura. Segundo o autor, na fase de pré-deformação do processo de endurecimento a densidade das discordâncias aumenta, conseqüentemente forma-se mais discordâncias no sistema. Dois processos ocorrem com a cura por pintura: primeiramente o recozimento promove a difusão do carbono em grande escala na rede o que forma as atmosferas de Cottrell no entorno das discordâncias. Em seguida, ocorre um processo de densificação da atmosfera através da formação de ricos aglomerados de carbono que atuam como núcleos para a precipitação de finos carbeto próximos às discordâncias.

3.4 Fatores de influência no efeito BH

Alguns parâmetros são conhecidos por afetar o efeito BH como o tempo de tratamento térmico, a temperatura, tamanho de grão, dentre outros. A correta

interpretação de seus efeitos impacta grandemente as propriedades finais do material em uso.

3.4.1 Presença de solutos intersticiais

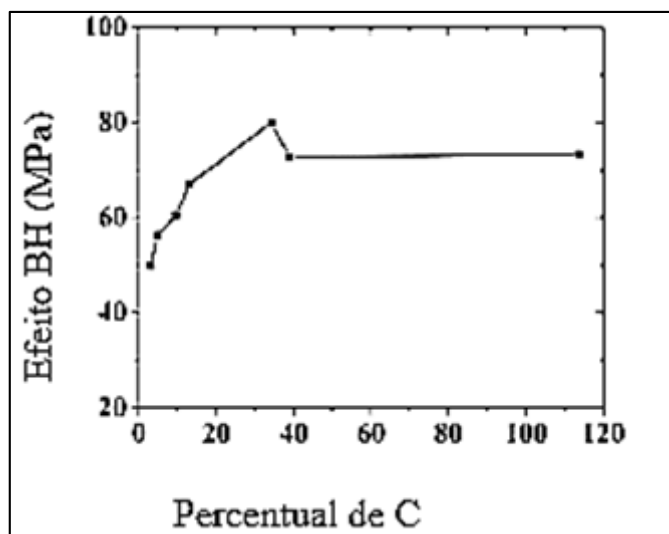
A presença de átomos intersticiais de carbono e nitrogênio afeta grandemente o efeito BH, e não somente ele. Elevado percentual de nitrogênio pode vir a causar o envelhecimento do aço à temperatura ambiente. Esse tipo de envelhecimento causa as conhecidas Bandas de Lüders, linhas de distensão que se caracterizam por marcas superficiais no aço oriundas da deformação. Tais defeitos não são aceitáveis para partes expostas de automóveis (DAS, 2012). Desse modo, é necessário que estes átomos de nitrogênio sejam eliminados da estrutura. Alumínio pode ser adicionado com o objetivo de precipitar este nitrogênio residual (nitreto de alumínio). Tem-se assim somente o carbono como responsável pelo efeito BH.

Em relação ao carbono, Das (2012) explica que como as discordâncias geradas no processo de estampagem são “ancoradas” pelos átomos intersticiais de carbono há uma tendência em se acreditar que um aumento neste percentual acarrete um aumento na resposta ao efeito BH. Pois o aumento do teor de carbono dissolvido no aço representaria, portanto, mais soluto disponível para imobilizar as discordâncias. Entretanto, estudos comprovam que esta correlação só é válida até certa quantidade de carbono dissolvido. Para comprovar esta correlação, Das (2012) cita ainda o trabalho de Van Snick et al. (1998) que mostra que aumentos no carbono dissolvido acima de 40ppm não afetam a resposta do aço ao efeito BH, como pode ser observado na Figura 4.

Das (2012) explica que com o desenvolvimento de novas tecnologias, principalmente a técnica de degaseificação à vácuo, foi possível reduzir os percentuais de carbono de maiores que 0,05% para 0,01-0,03%. Entretanto, a busca constante por aços cada vez mais conformáveis levou a indústria siderúrgica a desenvolver os chamados aços de ultrabaixo teor de carbono (*ULC grade steels*). Tais aços apresentam-se com teor de carbono abaixo dos 30ppm. Sendo assim, poderia ser

afirmado que baixos teores de carbono são uma ótima opção na produção de aços com boa conformabilidade.

Figura 4 - Influência do teor de carbono dissolvido na resposta ao efeito BH

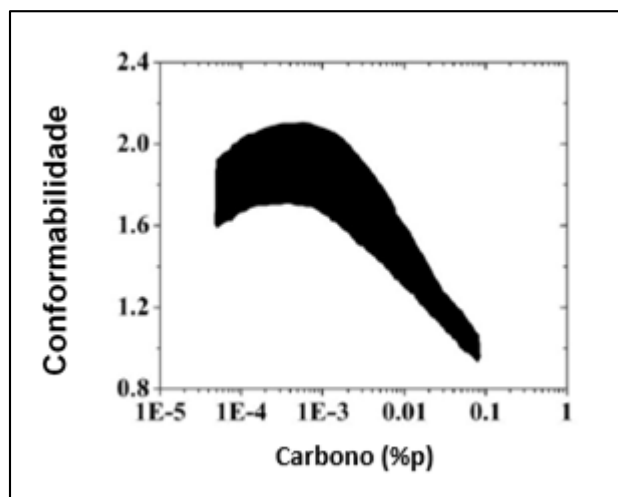


Fonte: VAN SNICK et al., 1998 apud DAS, 2012 (Adaptado)

Porém, Hutchinson et al. (1990) apud Das (2012) provou que reduções no teor de carbono a valores menores que 10 ppm na verdade diminui a conformabilidade do material. Outro fator a ser considerado na escolha do teor de carbono no aço é o processo natural de envelhecimento do mesmo à temperatura ambiente. Teores de carbono entre 15-25 ppm vem se mostrando ideais ao efeito BH, além de evitar ainda o envelhecimento à temperatura ambiente. (LESLIE, 1981 apud DAS, 2012). A Figura 5 explicita a correlação entre o teor de carbono e a conformabilidade do aço.

É clara a percepção de que teores elevados de carbono acarretam na diminuição da conformabilidade, uma vez que pode ocorrer o envelhecimento precoce à temperatura ambiente antes que o material possa ser submetido à deformação.

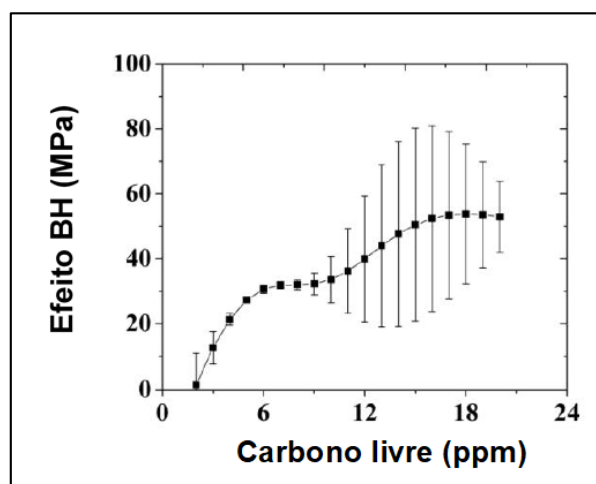
Figura 5 - Efeito do teor de carbono na conformabilidade do aço



Fonte: HUTCHINSON et al., 1990 apud DAS, 2012 (Adaptado)

Esta correlação entre teor de carbono em solução e efeito BH é também verificada no trabalho de Das (2012). Na análise em questão é levantado que, similarmente ao que já foi mostrado, a resposta ao efeito BH inicialmente aumenta com o aumento do teor de carbono livre. Este aumento ocorre até que um ponto de saturação seja atingido, para que, em seguida, a correlação novamente seja observada, ou seja, aumento na resposta ao efeito BH com aumento do teor de carbono como pode ser visto na Figura 6.

Figura 6 - Efeito BH em função da concentração de carbono livre



Fonte: DAS, 2012 (Adaptado)

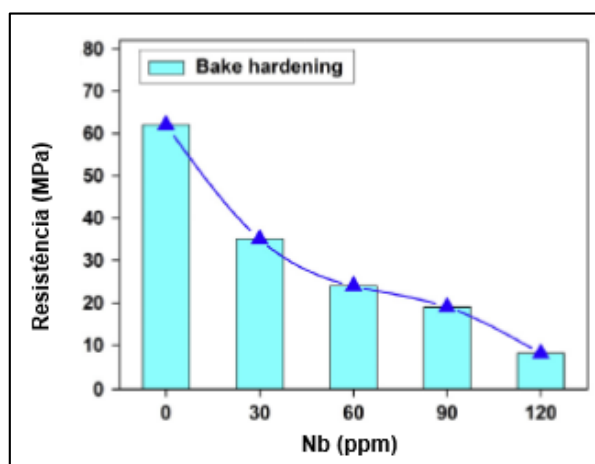
Isto significa que até determinado ponto os átomos de carbono livres primeiramente formam as atmosferas de Cottrell, para, posteriormente, com o aumento crescente no teor de carbono, ocorrer a precipitação destes. Os autores concluíram que aços com aproximadamente 10ppm de carbono livre em sua solução respondem bem ao efeito BH.

Elementos como titânio e nióbio podem influenciar no efeito BH alcançado nos aços. Como a presença de solutos de C em solução é fator imprescindível na obtenção do efeito BH, Ti e Nb são utilizados como estabilizadores deste elemento (CHEN et al., 2013). No estudo de Chen et al (2013) é proposta uma equação em que a partir da correta combinação de adição destes componentes é possível obter a quantidade adequada de átomos de carbono livres na solução após o processo de laminação a quentes de aços BH com ultra baixo teor de carbono, equação 3.1:

$$w_s = w_C - (w_{Ti} - 3,42w_N) / 4 - w_{Nb} / 7,75 \quad (3.1)$$

Em que w_s corresponde à quantidade de carbono livre em solução sólida, enquanto w_C , w_{Ti} , w_N e w_{Nb} são a fração mássica dos respectivos elementos no aço. Os autores afirmam que $1,4 \times 10^{-5}$ é a quantidade ideal de carbono presente em solução a fim de obter o efeito BH. Em outro estudo como da Figura 7 pode-se observar que a influência do nióbio compromete o efeito BH.

Figura 7 - Influência do nióbio no efeito BH



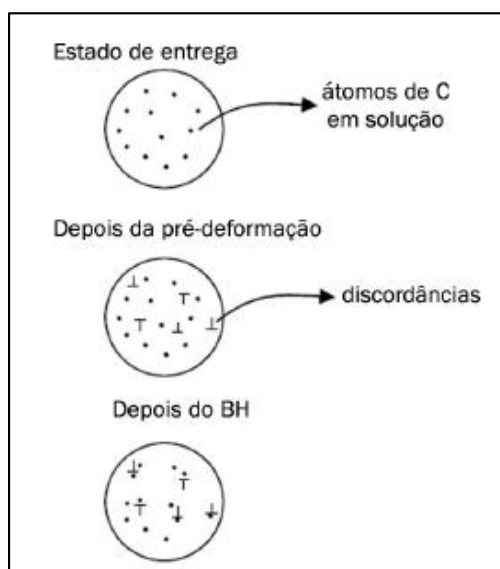
Fonte: LEE et al., 2014 (Adaptado)

Lee et al. (2014) mostraram em seus estudos que o nióbio aumenta o limite de resistência dos aços amostrados, ao passo que diminui o efeito BH. Segundo os autores isto acontece porque há um aumento na densidade dos precipitados finos.

3.4.2 Pré-deformação

Entende-se que o aumento no limite de escoamento do material (efeito BH) ocorre devido ao “ancoramento” das discordâncias oriundas da pré-deformação do material. Durante o aquecimento do material estas discordâncias são ancoradas pelos átomos intersticiais de carbono impedindo, assim, sua movimentação. Logo, a quantidade de pré-deformação a ser empregada no material representa um fator de extrema importância no processo. A Figura 8 ilustra didaticamente com este ancoramento ocorre.

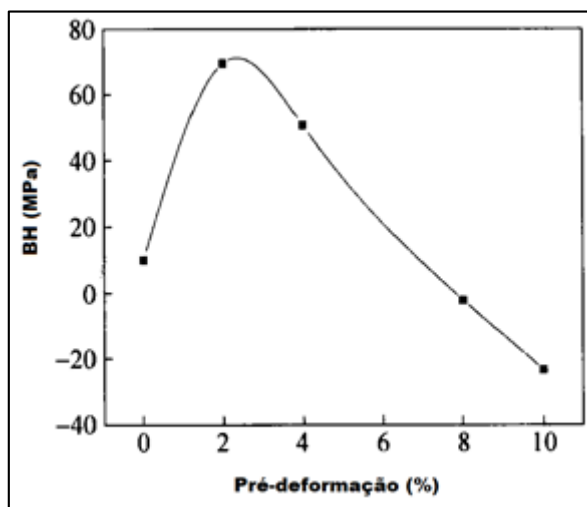
Figura 8 - Efeito BH através do “ancoramento” de discordâncias



Fonte: KANTOVISCKI, 2000/2001 apud SOUZA et al., 2012

Em um experimento conduzido por Zhang et al (2008) foi comprovado que a pré-deformação afeta a resposta dos aços ao efeito BH como é mostrado na Figura 9.

Figura 9 - Relação entre pré-deformação e efeito BH



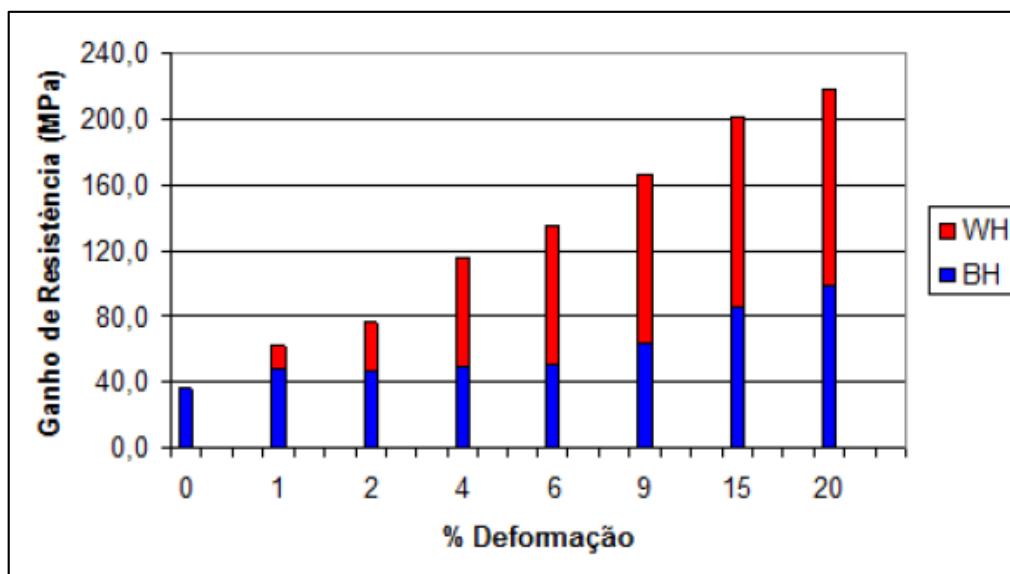
Fonte: ZHANG et al., 2008 (Adaptado)

No experimento em questão amostras de aço TRIP (*transformation-induced plasticity*) foram pré-deformadas em tração de 0 a 10% e tratadas termicamente a 170°C por 30 minutos em forno, com posterior resfriamento ao ar.

Os resultados mostraram que, inicialmente, um aumento na quantidade de pré-deformação resulta em aumento no efeito BH, até que começa a cair após atingir um valor máximo. Tal fato condiz com outros resultados encontrados na literatura. Neste experimento um valor BH de 70MPa é alcançado com 2% de pré-deformação em tração.

Similarmente no trabalho de Souza et al. (2012), avaliou-se o efeito BH em virtude da pré-deformação. Pré-deformações de 0 a 20% foram impostas aos corpos-de-prova, assim como tratamento térmico em estufa aquecida e estabilizada a 170°C por 20 minutos. Em seguida, resfriamento ao ar. Os ganhos de resistência foram divididos por efeito trabalho a frio (WH) e efeito BH. Os resultados podem ser vistos na Figura 10.

Figura 10 - Efeito BH e WH em virtude da pré-deformação



Fonte: SOUZA et al., 2012

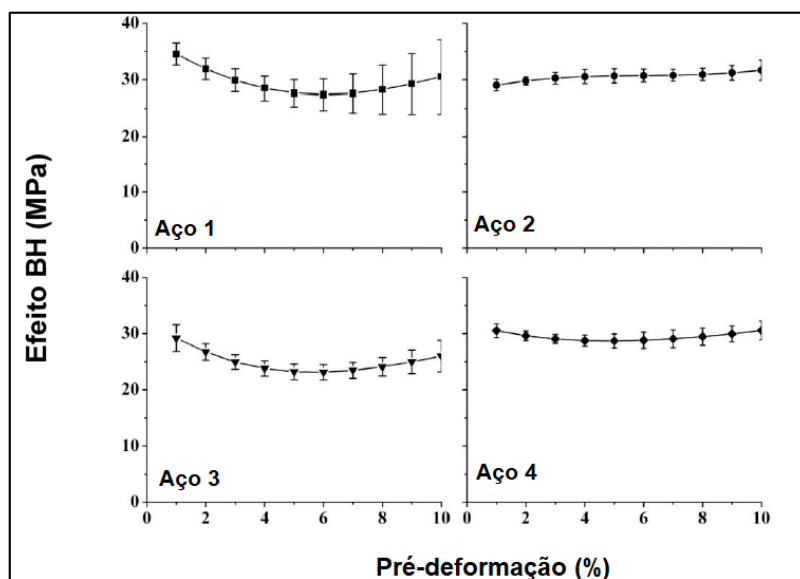
Em termos de porcentagens do ganho de resistência os autores concluíram que até 2% de pré-deformação o ganho de resistência relativo pelo efeito BH é significativo, sendo que melhor condição seria 1%. Acima deste valor de pré-deformação o ganho de resistência via efeito BH se estabiliza como pode ser visto. Este resultado é coerente ao que foi afirmado pelos autores Zhang et al. (2008) além de corroborar com a literatura.

Ainda nesta discussão, alguns autores divergem quanto ao efeito da pré-deformação na resposta ao efeito BH. Alguns pesquisadores acreditam que sim, há um pequeno aumento na resistência mecânica, seguido de posterior diminuição com crescente aumento na pré-deformação. Outros autores acreditam numa relação inversamente proporcional, ou seja, aumento na pré-deformação e consequente diminuição no efeito BH. É ainda afirmado que para outros pesquisadores que não há correlação entre os parâmetros citados (DAS 2012).

Através de experimentos em seus trabalhos, Das (2012) concluíram que aumentos na quantidade de pré-deformação não afetam o efeito BH final no aço positivamente, pelo contrário, excessivos aumentos poderiam levar a uma redução no mesmo. Para provar isto feitos ensaios em diferentes tipos de aço com concentrações de carbono

pré-definidas, sendo: aço 1, 2, 3 e 4 com 8, 6, 4 e 5,4 ppm de carbono livre, respectivamente. Os resultados podem ser observados na Figura 11.

Figura 11 - Efeito calculado da pré-deformação no efeito BH de diferentes aços



Fonte: DAS, 2012 (Adaptado)

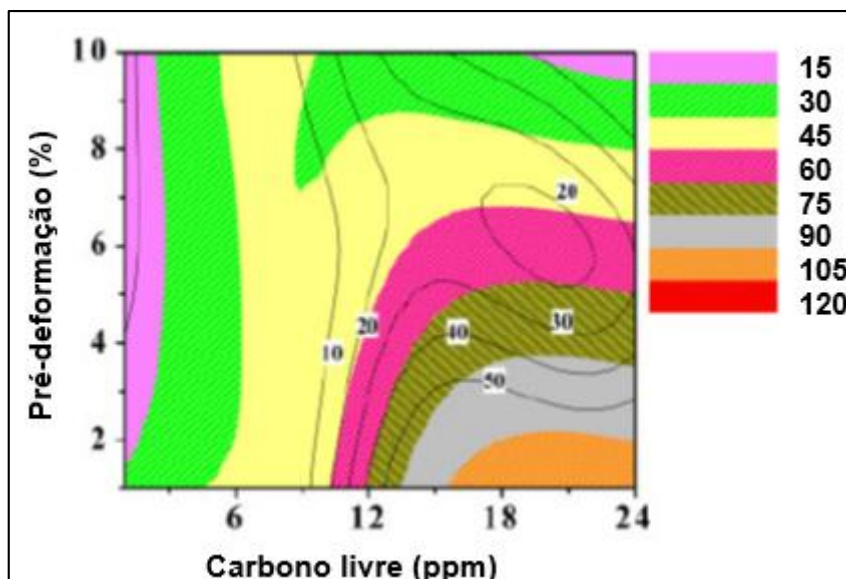
Para o aço 1, com maior concentração de carbono livre, há uma diminuição no efeito BH à medida que aumenta-se a pré-deformação do material. O mesmo acontece ao aço 3, que apresenta menor concentração de carbono livre.

Aumentos substanciais na pré-deformação pra quantidades fixas de carbono em solução no aços representaria somente aumento na densidade das discordâncias que poderiam vir a não ser ancoradas pelos átomos de carbono livres. Seguindo esta linha de raciocínio os autores checaram então qual seria a resposta do efeito BH para aumentos simultâneos de pré-deformação e de átomos livres de carbono na solução em uma mesma condição de envelhecimento (tratamento térmico utilizado).

A Figura 12 corresponde aos resultados obtidos sendo o que aço 2 da Figura 11 foi o escolhido para esta análise. Os autores explicam que para uma condição específica de envelhecimento o efeito BH final observado diminui à medida que a pré-deformação aumenta. Segundo eles, este resultado é explicado devido ao fato de que nem todas as discordâncias formadas durante a pré-deformação foram ancoradas pelos átomos intersticiais de carbono durante o processo de envelhecimento. Grandes quantidades de pré-deformações resultaria em muitas

discordâncias livres, insuficientes quantidades de carbono livre acarretaria diminuição no efeito BH (DAS, 2012).

Figura 12 - Efeito BH e pré deformação para o aço 2



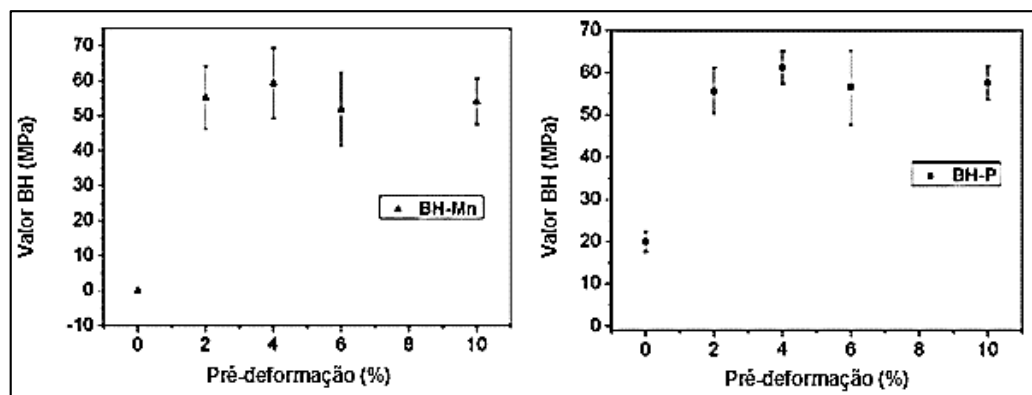
Fonte: DAS, 2012 (Adaptado)

As unidades dos valores representados no gradiente de cores e nas linhas contínuas do gráfico correspondem a MPa.

A explicação para diferentes conclusões acerca do efeito da pré-deformação no efeito BH é de que, indiscutivelmente, há uma resposta. Esta resposta varia em virtude de alguns fatores, como quantidade de carbono livre em solução, bem como os parâmetros envolvidos no envelhecimento do aço. Apesar de Das et al (2011) considerarem o efeito de crescentes pré-deformações negativo sobre o efeito BH, entende-se que este comportamento varia dependendo do tipo de aço bem como teor de carbono.

Wang et al (2011) avaliaram o efeito da pré-deformação nos aços BH-P e BH-Mn. O ganho da resistência mecânica foi levantado conforme mostra a Figura 13 e a Tabela 2 apresenta a composição química dos aços estudados.

Tabela 2 - Composição química aços BH - Mn e BH - P



Fonte: WANG et al., 2011 (Adaptado)

De modo geral, pode-se perceber que houve uma relação diretamente proporcional entre a pré-deformação e a resistência mecânica, até certo ponto. Os autores chamaram a atenção para o comportamento de ambos os aços quando não há pré-deformação.

Figura 13 - Pré-deformações nos aços BH-P e BH-Mn

Aços	C	N	Mn	S	Si	P	Al	V	Ti
BH - Mn	0.0123	0.0057	1.44	0.011	0.064	0.009	0.061	0.090	0.013
Recozido	0.006–0.017		0.295–1.67		0.02–0.045		0.039–0.138		0.027–0.064
2% Pré-deformação	0.009–0.018		0.246–0.786		0.02–0.04		0.039–0.169		0.055–0.128
6% Pré-deformação	0.009–0.017		0.226–0.884		0.02–0.04		0.043–0.149		0.036–0.082
BH - P	0.0137	0.003	0.07	0.008	0.036	0.054	0.12	0.090	0.021
Recozido	0.011–0.03		0.098–0.31		0.02–0.1		0.048–0.15		0.036–0.13
2% Pré-deformação	0.004–0.01		0.029–0.049		0.025–0.055		0.053–0.166		0.046–0.1
6% Pré-deformação	0.002–0.006		0.02–0.059		0.015–0.03		0.043–0.13		0.046–0.082

Fonte: WANG et al., 2011 (Adaptado)

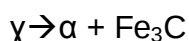
No caso do aço BH-Mn não há valor BH associado a ele nesta condição. Já para o aço BH-P este valor foi de aproximadamente 20 MPa. Como o efeito BH é caracterizado como resultado do ancoramento dos átomos de carbono livres durante o tratamento térmico, os autores explicam que a baixa quantidade de carbono livre no aço BH-Mn bem como baixa densidade de discordâncias fizeram com que não houvesse efeito BH nesta condição. A segregação de átomos de fósforo no aço BH-P e a maior quantidade de solutos de carbono presente fizeram com que houvesse efeito BH para este aço quando não houve pré-deformação. Os pesquisadores

apontam ainda para o fato de que os ambos os aços se comportam de forma semelhante ao longo do aumento da pré-deformação. Houve um aumento no efeito BH para deformações até 2% e um pequeno decréscimo para 6% de deformação. Quando este valor atinge 10% pouca variação é observada. Pré-deformação de 4% induziu os mais altos valores BH, por volta de 60MPa. Para estes aços os autores consideram então pré-deformação de 4% como a ideal obtenção do efeito BH através da formação de atmosferas de Cottrell.

3.4.3 Tamanho de grão

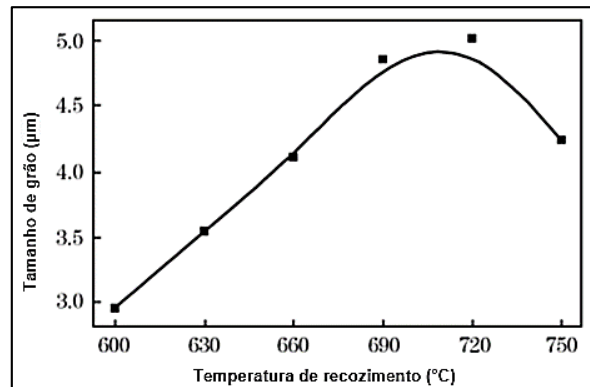
A literatura aponta que o tamanho de grão se relaciona de forma inversamente proporcional ao efeito BH: menores tamanhos de grão representam um acréscimo no índice. “A variação do tamanho de grão influencia a distribuição do carbono entre o interior do grão e o seu contorno, mudando o número de segregação nos contornos de grão” (KIM, 2003 apud DIAS, 2011). Grãos menores promovem mais rapidamente a difusão dos elementos intersticiais para as discordâncias, já que tais átomos se encontram no contorno e não no núcleo do grão (DIAS, 2011). Deste modo, quanto menor for o tamanho dos grãos, maiores tendem a ser os locais disponíveis para a segregação do átomos de C devido ao acréscimo da quantidade de contornos de grão.

O tamanho de grão além de afetar o efeito BH, conforme mencionado acima, também sofre interferência de outros fatores, como é o caso da temperatura de recozimento. Kuang et al (2015) mostram que há uma correlação quase linear entre o aumento da temperatura de recozimento e o tamanho de grão. Essa relação termina quando o tamanho de grão atinge um valor máximo e começa a diminuir. Esta diminuição, por sua vez, ocorre devido a formação de ferrita proeutetóide na reação perlítica.



Na Figura 34 os autores mostram esta correlação entre o efeito BH e a temperatura de recozimento.

Figura 14 - Efeito da temperatura de recozimento no contorno de grão

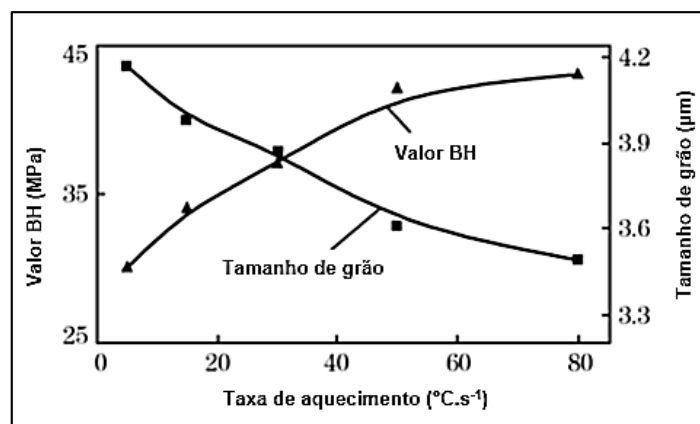


Fonte: KUANG et al., 2015 (Adaptado)

À temperatura de aproximadamente 720°C o tamanho de grão atinge seu maior valor de 5,02 μm. Levando em consideração que o aumento no tamanho do grão não favorece o efeito BH deve-se evitar, assim, temperaturas de recozimento muito altas que favoreceriam o crescimento dos grãos. Consequentemente, afetando negativamente o efeito BH.

O crescimento do tamanho de grão sofre influência da taxa de aquecimento, comprometendo o efeito BH, o que pode ser visto na Figura 15

Figura 15 - Influência da taxa de aquecimento no efeito BH e no tamanho de grão



Fonte: KUANG et al., 2015 (Adaptado)

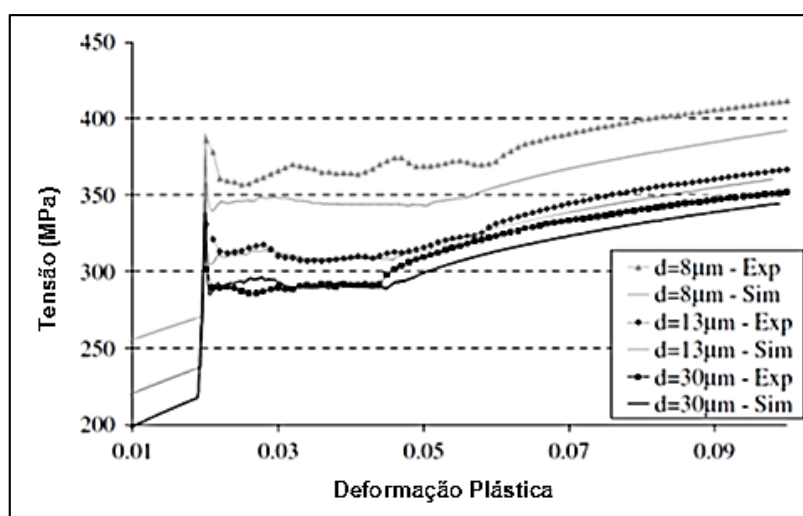
É nítida a percepção de que à medida que a taxa de aquecimento aumenta há uma diminuição do tamanho de grão e consequente aumento no efeito BH. A taxa varia de 5 a 80°C/s.

O tamanho de grão diminui devido ao fato de que a recristalização é atrasada, uma vez que o aquecimento é rápido. Isto porque o aumento na temperatura de recristalização resulta em altas taxas de nucleação de grãos recristalizados.

Ballarin et al (2009) explicam como o tamanho de grão interfere no efeito BH defendendo que o tamanho de grão afeta a velocidade de propagação das Bandas de Lüder'sao agir como barreira para estas. Sendo assim, tamanhos de grão menores dificultariam esta propagação cada vez mais, resultando em uma tensão de fluxo maior, portanto, favorecendo o efeito BH.

A Figura 16 que apresenta as curvas para tais amostras ratifica o que foi defendido anteriormente pelos autores: pequenos tamanhos de grão levam a altos valores de efeito BH e deformação das bandas de Lüders.

Figura 16 - Curva tensão x deformação AIK com diferentes tamanhos de grão



Fonte: Ballarin et al., 2009 (Adaptado)

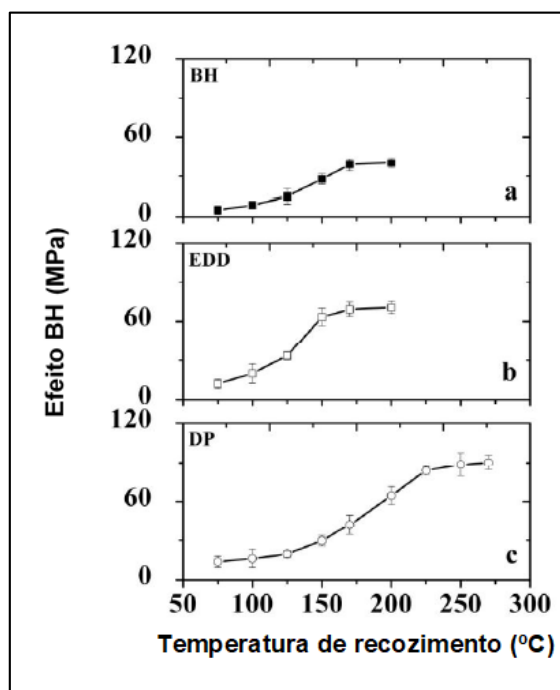
Para o resultado apresentado acima os autores realizaram um experimento e simularam curvas de tensão x deformação para três amostras de aço desoxidado ao alumínio (AIK) com três diâmetros diferentes: 8, 13 e 30 µm. O teor de carbono

solúvel disponível nas amostras foi o mesmo, 20 ppm. Foi imposta uma pré-deformação em tração de 2% às amostras, assim como tratamento térmico a 170°C por 20 minutos.

3.4.4 Efeito da temperatura e tempo

A temperatura é um fator importantíssimo no efeito *Bake Hardening*. Das (2012) coloca que, metalurgicamente falando, o efeito BH ocorre quando um material pré deformado é envelhecido à determinada temperatura de recozimento. Temperatura de recozimento e efeito BH (resistência mecânica) relacionam-se até certo ponto de maneira diretamente proporcional. Ou seja, durante a deformação por envelhecimento a resistência do material aumenta com o aumento da temperatura. O autor utiliza a Figura 17 para exemplificar esta relação, sendo (a) aço BH, (b) aço EDD (*Extra deep-drawing*) e (c) aço DP (*Dual phase*).

Figura 17 - Temperatura de recozimento x efeito BH em diferentes aços



Fonte: DAS, 2012 (Adaptado)

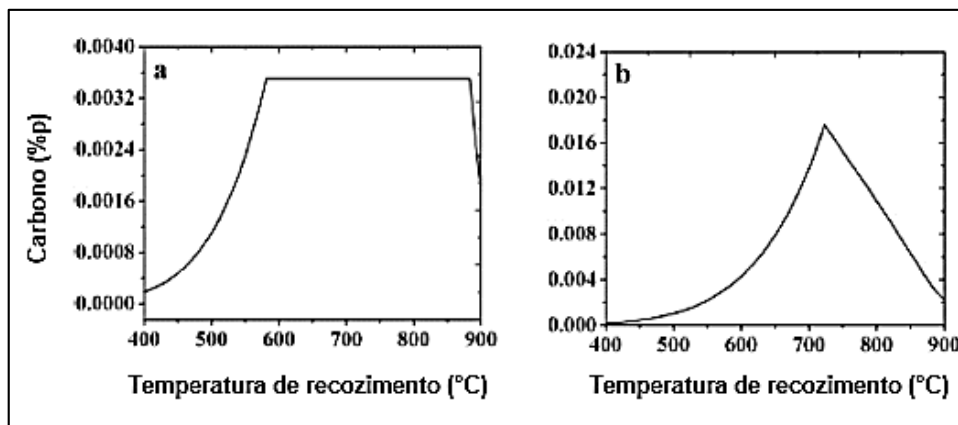
Pode ser observado na Figura 17 o que foi anteriormente afirmado: aumentos na temperatura levam a aumentos na resistência do material. Este aumento atinge um

valor máximo a partir do qual temperaturas mais altas não influenciariam no correspondente efeito BH. Das (2012) explica ainda que o valor BH aumenta devido a dois fatores. Sob elevadas temperaturas de recozimento os átomos de carbono vão para a solução sólida, e este aumento no número de átomos de carbono presente em solução contribuem na resposta final ao efeito BH. Em um primeiro momento ocorre a migração de átomos intersticiais de carbono para as discordâncias a fim de formar as atmosferas de Cottrell. Após esta etapa ocorre a formação de precipitados de carbono. Logo, uma vez que todo o carbono presente na solução é ancorado nas discordâncias ou precipitado, aumentos na temperatura não terão mais nenhum efeito na resposta do aço ao efeito BH.

O autor entra em mais detalhes para explicar porque aumentos na quantidade de átomos de carbono solúvel representam incrementos na resistência devido ao efeito BH. Utilizando cálculos termodinâmicos ele mostra que aumentos na temperatura de recozimento aumentam inicialmente a concentração de solutos de carbono na ferrita para os dois aços estudados, BH e EDD. Com o início de formação de austenita esta concentração diminui, uma vez que a maior parte do carbono solúvel vai para a fase austenítica. O enriquecimento de átomos de carbono na ferrita a partir dos aumentos na temperatura de recozimento contribuem para a formação de atmosferas de Cottrell.

A Figura 18 mostra os resultados das análises termodinâmicas feitos pelo autor. Sendo que (a) apresenta o aço BH e (b) o aço EDD. Percebe-se claramente o que foi exposto pelo autor: a quantidade de carbono presente na ferrita aumenta com o aumento da temperatura, até atingir um valor máximo.

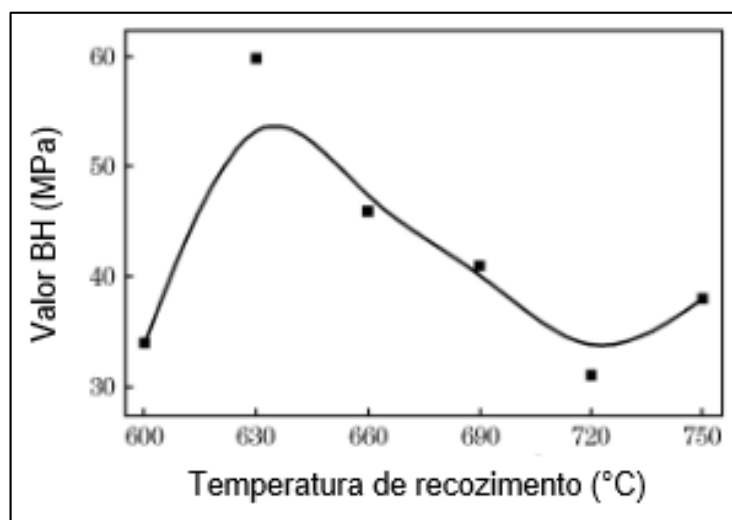
Figura 18 - Concentração de carbono na α com o aumento da temperatura de recozimento



Fonte: DAS, 2012 (Adaptado)

Os estudos no comportamento do aço quando submetidos ao efeito BH e sua resposta às variações de temperatura são extensos. Kuang et al (2015) realizaram experimentos em aço baixo carbono para avaliar este comportamento. A Figura 19 mostra esta relação.

Figura 19 - Influência da temperatura de recozimento no valor BH



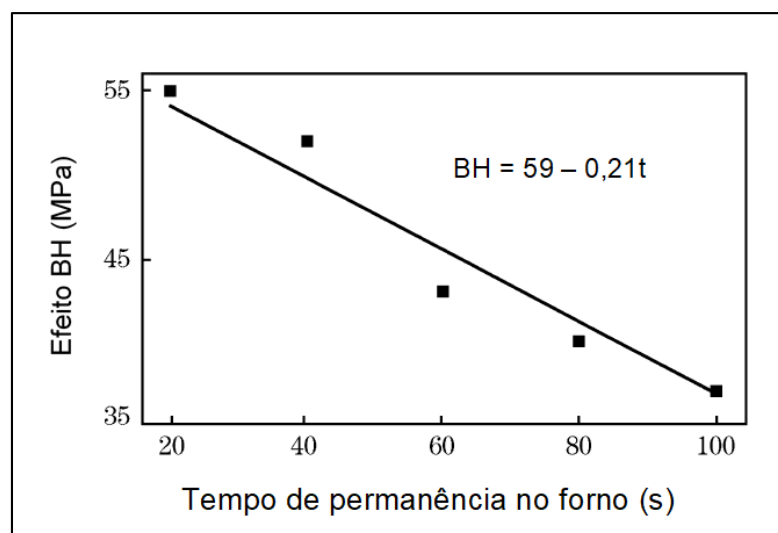
Fonte: Kuang et al., 2015 (Adaptado)

Pode-se perceber que para temperaturas de recozimento entre 600 – 630°C o valor BH aumenta significativamente. Isto devido ao fato de que os grãos deformados desaparecem durante a recristalização que ocorre. As quantidades de discordâncias móveis é baixa durante a recristalização, porém, isso muda com a pré-deformação introduzida no aço, aumentando-as consideravelmente. Sendo assim, o efeito BH aumenta com o aumento das discordâncias ancoradas pela atmosfera de Cottrell. Já para temperaturas de recozimento entre 630 – 720°C pode-se observar aparente decréscimo no efeito BH, em virtude do alto grau de carbono supersaturado na solução. Em último há um aumento no valor BH, considerando-se a temperatura de encharque entre 720 - 750°C, já que ocorre a dissolução destes carbonetos supersaturados, em virtude da alta temperatura de recozimento.

Kuang et al (2015) explicam que a relação entre o efeito BH e o tempo de recozimento é linear e pode ser expressa pela equação 3.2 e Figura 20:

$$BH = 59 - 0,21t \quad (3.2)$$

Figura 20 - Influência do tempo de recozimento no valor BH



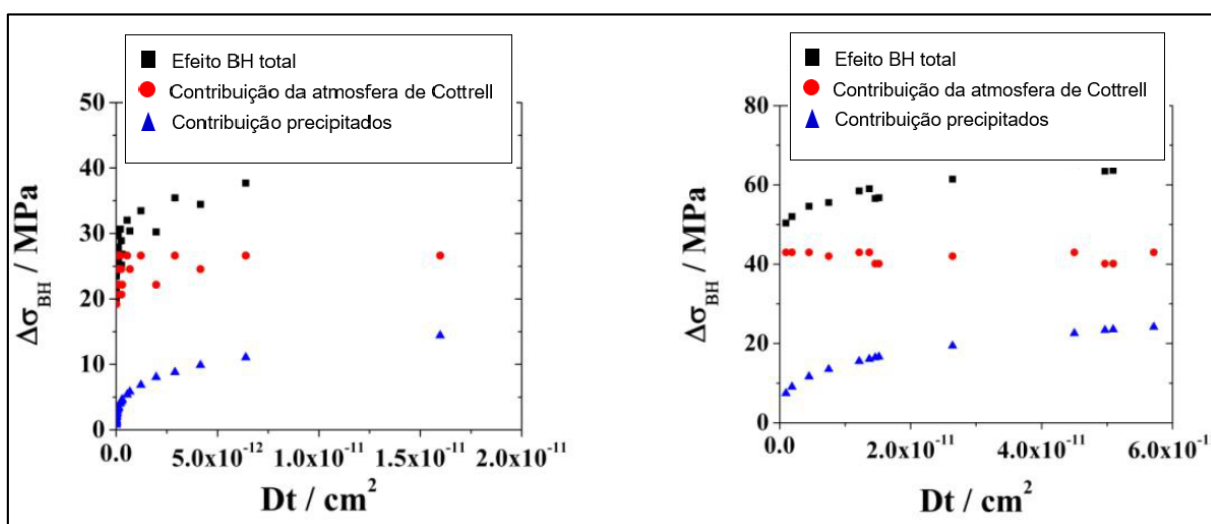
Fonte: KUANG et al., 2015 (Adaptado)

Conforme observado na Figura 20, para tempos muito longos de recozimento o valor BH diminui consideravelmente, uma vez que, entre outros defeitos, o carbono se difunde para os contornos de grão limitando a quantidade deste soluto disponível na matriz, o que afeta negativamente o efeito BH.

Das (2012) optou em seu trabalho por representar os parâmetros de temperatura e tempo de recozimento com um só, denominado Dt , uma vez que ambos influenciam o efeito BH de forma semelhante. De acordo com o autor, dado um aço com determinada concentração de carbono livre, quanto maior a temperatura e/ou o tempo de recozimento, maior será o incremento na resistência deste aço devido ao efeito BH. Em seu experimento, ele usou um modelo para mostrar a correlação entre o chamado parâmetro Dt e o efeito BH. Através do modelo ele pode ainda quantificar as contribuições individuais da atmosfera de Cottrell e de subsequente precipitação de carbeto para a mesma condição de recozimento.

Foi comparado dois tipos de aços com diferentes temperaturas de recozimento, quantidades de carbono total, carbono livre e pré-deformação. A análise da Figura 21 mostra que a contribuição da atmosfera de Cottrell no efeito BH ocorre até certo ponto e que a precipitação dos carbeto também contribui nesta resposta.

Figura 21 - Efeito da temperatura e tempo de recozimento no efeito BH



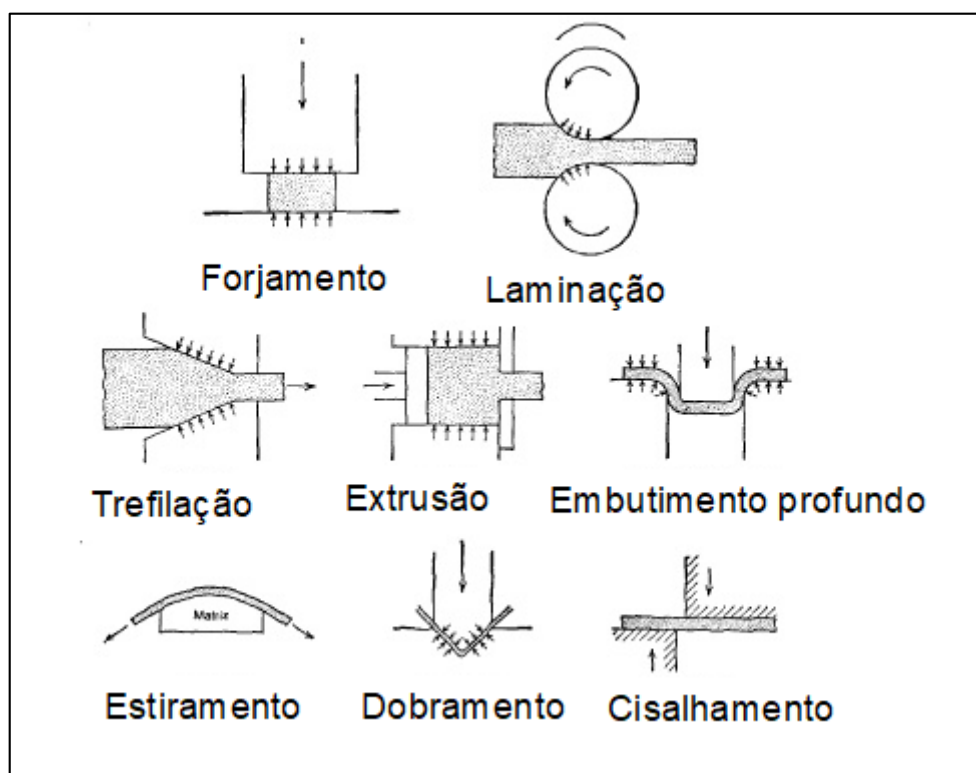
Fonte: DAS, 2012 (Adaptado)

Outro aspecto importante levantado pelo autor é que houve maior incremento na resistência devido ao envelhecimento ocorre a baixos valores de Dt e que o valor BH fica saturado ao atingir altos valores de Dt . Isto é explicado devido ao fato de que no início do tratamento o aço possui certa quantidade de carbono livre que é gradualmente utilizado na formação da atmosfera de Cottrell, e, em seguida, nas partículas de precipitado. Uma vez que não há mais carbono livre não há contribuição ao efeito BH, mesmo que aumente-se o Dt .

3.5 Conformação Mecânica

Conformação mecânica corresponde à capacidade que determinado material possui de, após sua deformação, adquirir formas que lhe garanta determinada aplicação, tais como, tubos, chapas, placas ou barras. A Figura 22 ilustra algum destes processos de conformação.

Figura 22 - Operações típicas de conformação



Fonte: DIETER, 1988

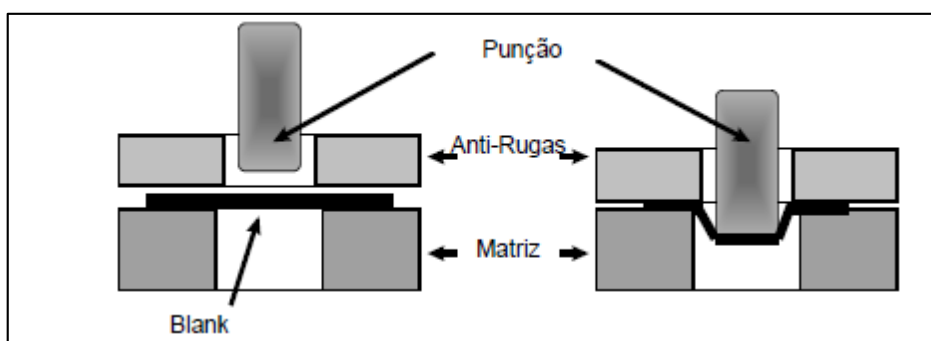
Dieter (1988) salienta que esta conformação pode ser categorizada em alguns processos, tais como: conformação direta, em que o forjamento e a laminação se enquadram, conformação indireta, como é o caso de tubos, fios, trefilados e do embutimento profundo. Neste caso, a reação matriz e material é o que caracteriza a compressão indireta. Há ainda o processo trativo, como é o caso do estiramento. Por último, o autor cita o processo de dobramento e cisalhamento.

3.5.1 Estampagem Profunda

A estampagem profunda consiste em forçar uma matriz rígida de forma definida contra um *blank* (material a ser deformado). Este tipo de estampagem destaca-se por ser amplamente utilizado pela indústria automobilística. De acordo com Bittencourt (2014) isto ocorre pois sua utilização garante baixos índices de refugo e retrabalho, alta produção (10^3 peças/hora), além de rigor dimensional. Estampos são denominadas as ferramentas que possuem a forma desejada a qual a chapa irá assumir após a operação. Segundo Mesquita (1997) “durante a operação de repuxo o punção obriga a chapa a penetrar na matriz movido pela ação de uma forma denominada de força de repuxo (F_r).” Gradativamente o material adequa-se dentro da matriz.

Bittencourt (2014) salienta que “na grande maioria dos casos, faz-se necessário o uso de um “antirrugas”, que além da função que originou sua denominação, também contribui para que ocorra o perfeito ajuste da peça ao perfil do punção.” A Figura 23 ilustra este procedimento. A operação de embutimento caracteriza-se como um tipo de estampagem profunda.

Figura 23 - Esquema operação estampagem

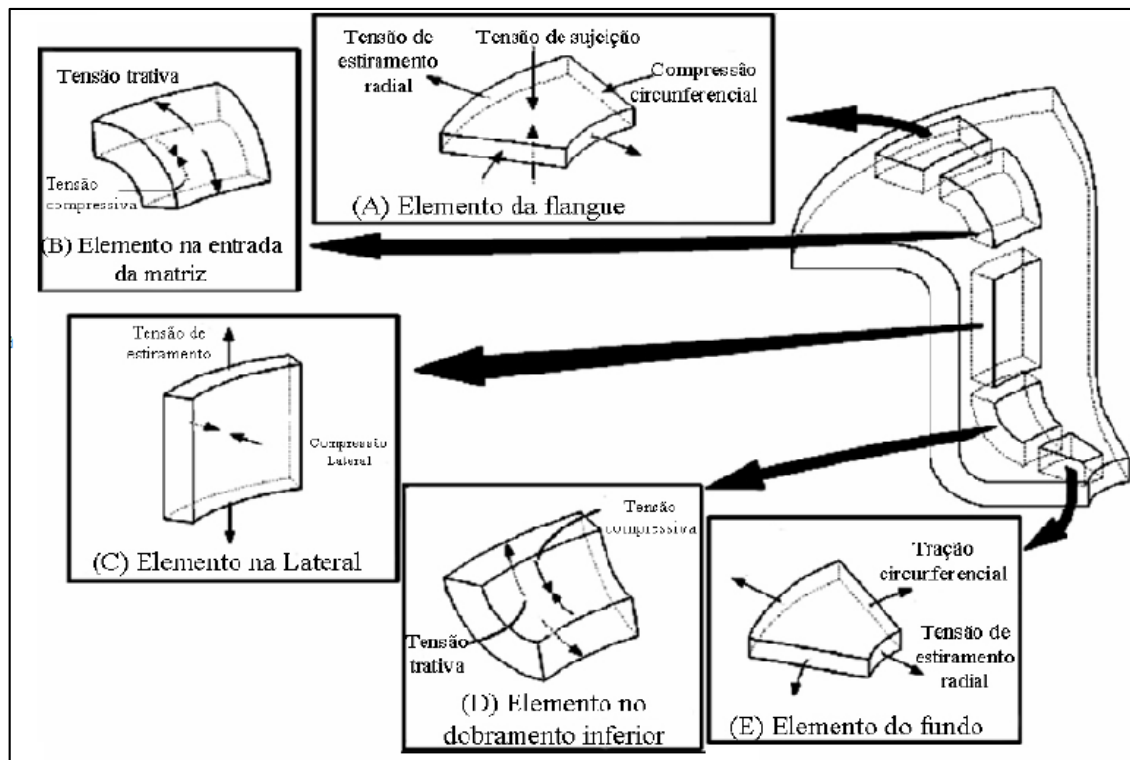


Fonte: LORA, 2009

Durante a deformação de uma chapa metálica são vários os tipos de deformação atuantes no forjado. Batalha (2006) apud Lora (2009) descreve na Figura 24 cada um destes tipos de deformação baseados nas regiões em que os mesmos ocorrem, até que o metal atinja sua forma final. No estágio A o metal sofre tensões de compressão e tração na direção circunferencial e radial, respectivamente, isto porque desta região o metal reduz seu diâmetro original até o diâmetro de final de conformação. À medida que o processo de deformação se desenvolve o material é dobrado e desdobrado devido à tensão trativa no exterior do material e compressiva no interior (estágio B). O autor esclarece ainda que além de todos os esforços mostrados na Figura 24 é importante considerar o efeito do atrito que atua em todos os estágios.

Alguns fatores devem ser estudados e levados em consideração ao realizar um procedimento de estampagem a fim de que o mesmo ocorra sem falhas como rompimentos prematuros e trincas. Destaca-se aqui as propriedades mecânicas do material, o encruamento, os coeficientes de anisotropia, bem como a análise da Curva Limite de Conformação.

Figura 24 - Tensões atuantes na estampagem profunda



Fonte: LORA, 2009

3.5.2 Coeficiente de Encruamento

A definição do coeficiente de encruamento é feita através da curva tensão x deformação verdadeira, obtida da curva convencional com o uso das equações 3.3 e 3.4 descritas abaixo:

$$\sigma = \frac{F}{A_i} \quad (3.3)$$

$$\varepsilon = \ln \frac{L_i}{L_0} \quad (3.4)$$

Em que:

σ = tensão verdadeira ε = deformação verdadeira

F = força instantânea aplicada

L_i = comprimento instantâneo

A_i = área instantânea

L_0 = comprimento inicial

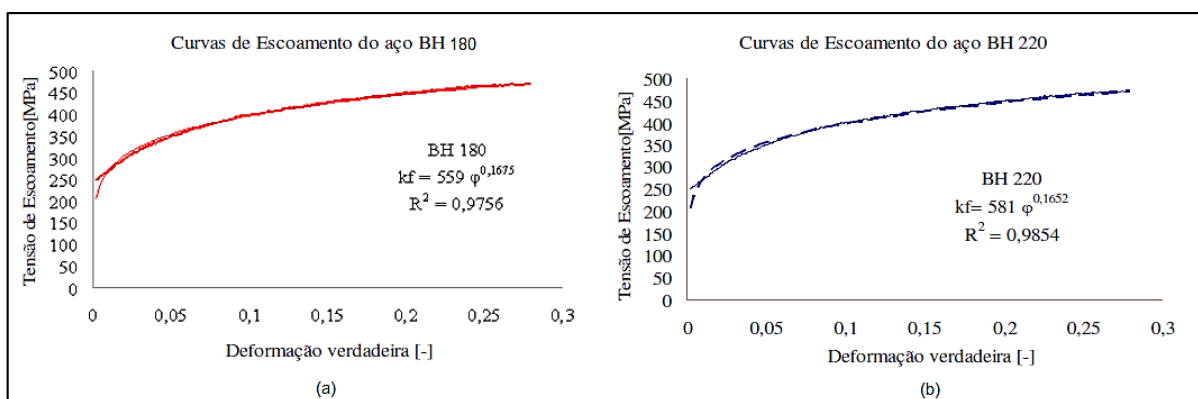
Para a maioria dos metais e ligas a curva da deformação verdadeira pode ser aproximada pela equação de Holloman (equação 3.5):

$$\sigma = K\varepsilon^n \text{ (Eq 3.5)}$$

Em que K é o coeficiente de resistência do material, ε é a deformação e n é o coeficiente de encruamento.

Lora (2009) comparou em seus trabalhos o coeficiente de encruamento do aço BH180 e BH220 na Figura 25 através da curva de tensão de escoamento x deformação verdadeira.

Figura 25 - Curva de escoamento aço BH180 (a) e BH 220 (b)



Fonte: LORA, 2009 (Adaptado)

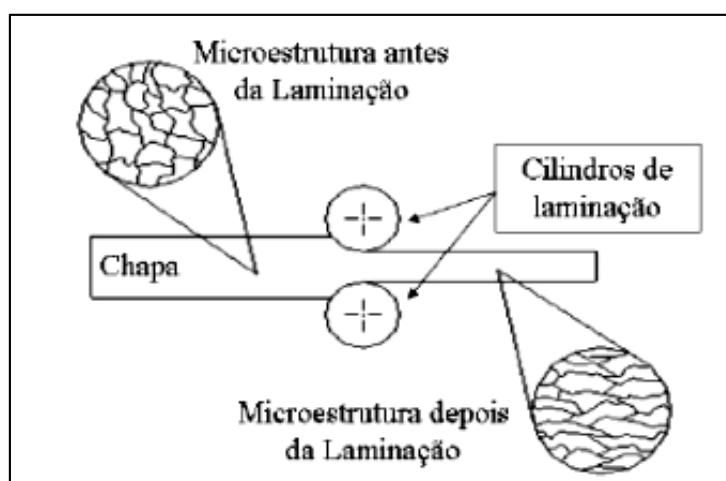
Pode observar uma pequena diferença entre os valores para os respectivos materiais, sendo que o aço BH180 apresenta um coeficiente levemente superior ao BH220.

3.5.3 Coeficiente de Anisotropia

Triguinho (2005) define anisotropia como a variação nas propriedades mecânicas observadas em um mesmo material quando varia-se a direção de retirada de corpos-de-prova para o ensaio de tração. As causas para o surgimento deste fenômeno, residem, segundo o autor, na orientação preferencial de planos e direções

cristalográficas, do alinhamento de vazios, inclusões e/ou segunda fase precipitada, ou ainda do trabalho mecânico anterior. Lora et al (2009) adicionam que a anisotropia é facilmente observada em chapas que passam pelo processo de laminação a frio, em que há um alongamento maior dos grão nas direções de laminação com maior deformação. Observa-se claramente a mudança da microestrutura após o processo de laminação na Figura 26.

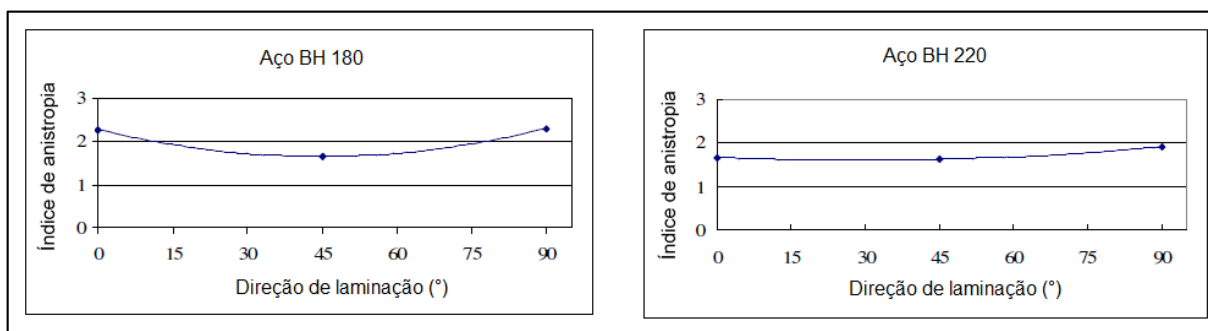
Figura 26 - Mudança na microestrutura após etapa de laminação



Fonte: SCHAEFFER, 2004 apud LORA, 2009

O coeficiente de Lankford (R) é utilizado como parâmetro para medição da anisotropia de um material. É definido como a razão entre a deformação verdadeira na largura e na espessura. Dois resultados distintos podem ser obtidos a partir deste parâmetro. O r_m que caracteriza-se como o valor médio da anisotropia e a anisotropia planar (Δr), que pode determinar o local do “orelhamento” no material. A variação de r_m entre as direções longitudinal e transversal de laminação é medida pela anisotropia planar, enquanto que o r_m por sua vez, fornece o valor da resistência à deformação oferecida pelo material na espessura da chapa. (LORA, 2009). Cerceau (2004) completa que “um alto valor de R significa que a chapa oferece grande resistência à deformação ao longo da espessura, enquanto valores baixos significam que a chapa tem maior tendência a deformar-se na espessura.” Como o que se deseja na estampagem é uma chapa que se deforme sem que sua espessura mude, valores de r_m maiores que 1 são desejáveis. Espera-se, ainda, valores de Δr próximos de zero. Na Figura 27, Lora et al (2009) mostram o resultado de uma ensaio em que foi avaliado a anisotropia média do aço BH180 e BH220.

Figura 27 - Índice de Anisotropia Aço BH180 e BH220



Fonte: LORA et al., 2009

Pode-se observar que para ambos os casos os valores de r_m ficaram acima de 1, o que comprova que a chapa os aços mostram alta resistência à deformação na espessura. Os autores colocaram ainda que, de modo geral, os dois aços possuem boa capacidade de estampagem (embutimento) mesmo que os valores sejam diferentes entre si.

3.5.4 Curva Limite de Conformabilidade

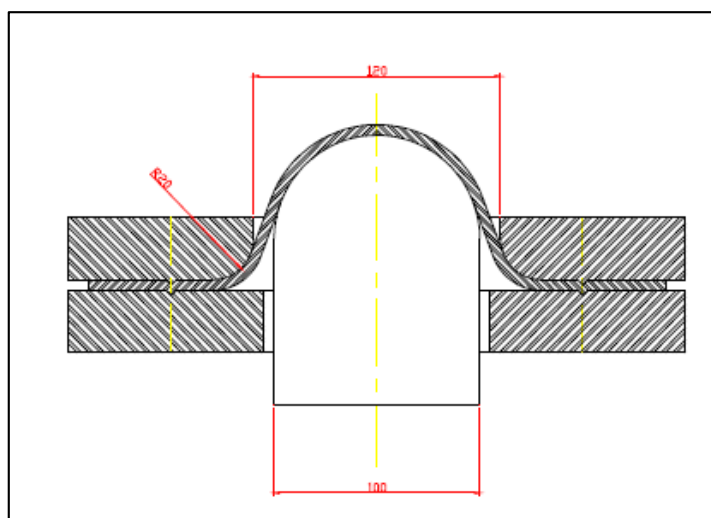
A Curva Limite de Conformabilidade (CLC) é um método bastante utilizado para auxiliar na avaliação da capacidade de um material se conformar. Por meio deste método é possível dizer se método de estampagem e material são os mais adequados. Segundo Cerceau (2004) este método é o mais adequado na definição da estampabilidade de uma peça, pois permite que no mesmo gráfico seja possível comparar diretamente condições críticas de deformação em diferentes situações, além de definir a capacidade máxima de deformação de um material.

Lora (2009) coloca ainda que método é muito utilizado como uma análise de falhas do material, já que leva em consideração todas as possibilidades de deformação que um material possa ser submetido em um processo de estampagem.

Segundo a literatura dois métodos se destacam na determinação da CLC dos materiais: o IRSID (*"Institut de Recherches de la Sidérurgie"*), e o método desenvolvido por K. Nakazima, sendo este último mais popular que o primeiro devido

a metodologia simples de aplicação. A Figura 28 mostra o ferramental utilizado no ensaio Nakazima que é composto por um punção hemisférico, uma matriz e um mecanismo para prender as chapas.

Figura 28 - Ferramental ensaio Nakazima

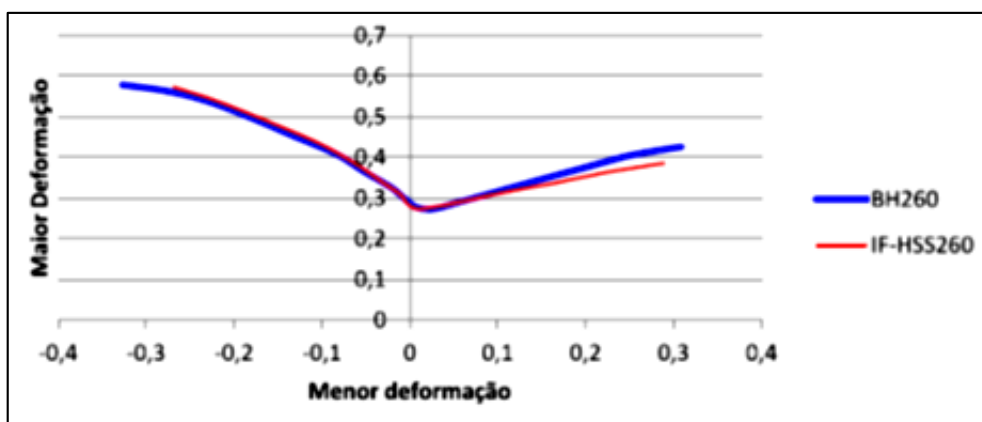


Fonte: TIGRINHO, 2005

O método Nakazima consiste em cortar chapas do material a ser ensaiado no tamanho adequado, imprimir uma rede de círculos às mesmas e deformá-las até a estrição ou fratura. Neste ponto, pode-se definir que CLC se deseja obter (CLC à fratura ou CLC à estrição). Feito isso é traçado um gráfico com os pontos obtidos. Na ordenada deste gráfico é colocado o valor da deformação principal ε_1 e na abscissa o valor correspondente à deformação perpendicular do material (KELLER, 1965 apud CERCEAU, 2004).

Em seu trabalho, Bittencourt (2014) avaliou a conformabilidade de dois aços, BH260 e IF-HSS260. O autor utilizou a CLC pelo método Nakazima para comparar os resultados dos dois materiais. Na Figura 29, pode-se avaliar os resultados obtidos. O autor salientou que as curvas quase se sobrepõem o que mostra o comportamento similar dos aços por ele estudados no que tange a capacidade de conformação. O autor concluiu ainda que independente do modo de deformação avaliada, seja ele embutimento, deformação plana ou estiramento, os aços estudados apresentam uma capacidade de deformação similar.

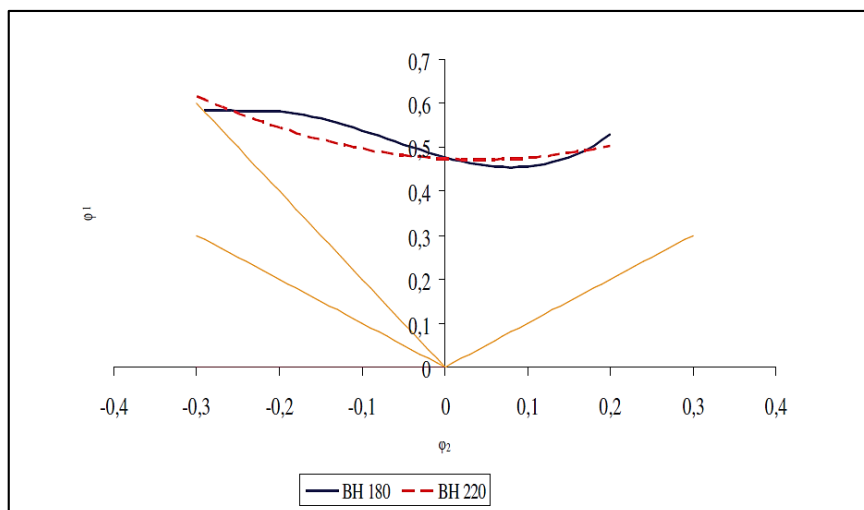
Figura 29 - Curva Limite de Conformação aço BH260 e IF-HSS260



Fonte: BITTENCOURT, 2014

Lora (2009) também utilizou o método Nakazima para comparar a capacidade de estampagem dos aços BH180 e BH220 e explica os resultados comparando-os com a literatura. Ele salienta que, salvo pequenas diferenças de ferramental e técnicas de ensaio, para o aço BH220 seus experimentos alcançaram maiores deformações na região de estiramento. Já na região de embutimento o aço BH180 comportou-se de forma semelhante, enquanto que o aço BH220 deformou mais se comparado aos referenciais bibliográficos do autor. A Figura 30 apresenta a curva em questão.

Figura 30 - Curva Limite de Conformação aço BH180 e BH220



Fonte: LORA, 2009

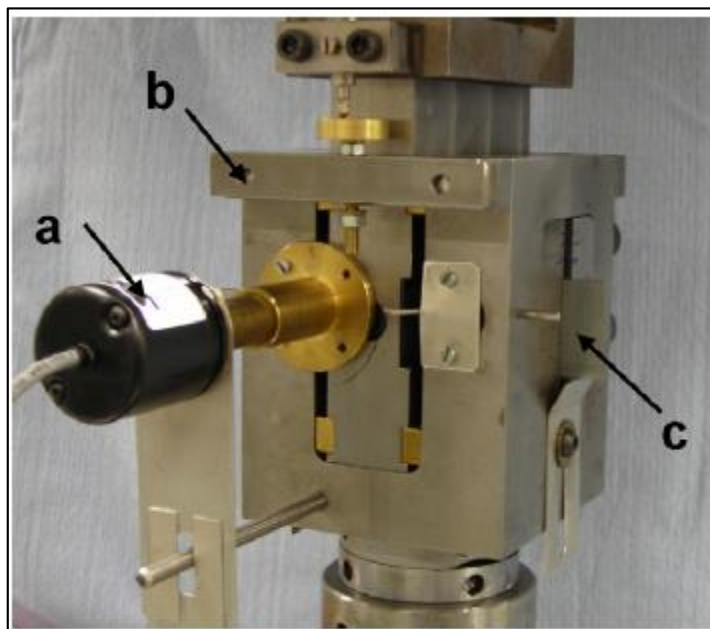
3.5.5 Cisalhamento Planar Simples

O estudo do comportamento de chapas de aço quando submetidas a processos de conformação na indústria é de grande importância, uma vez que tais processos comumente envolvem diferentes passes de deformação e sequências com esforços diversos o que pode acarretar ao material diferentes trajetórias de deformação. Sendo assim, técnicas que pudessem prever e entender a distribuição da deformação destes materiais foram sendo desenvolvidas ao longo dos tempos. Bouvier (2006) coloca que uma correta descrição acerca do comportamento mecânico dos materiais metálicos quando submetidos a complexas condições de solicitação requer ensaios mais sofisticados de suas propriedades mecânicas. Ainda nesta linha de raciocínio, Wu (2011) acrescenta que o ensaio uniaxial de tensão não conseguiria atingir grandes deformações devido à precoce instabilidade plástica e que testes de torção seriam de complicada execução em se tratando de chapas. Vê-se, assim, espaço para a técnica que foi desenvolvida.

O ensaio de cisalhamento planar configura-se uma técnica eficiente para avaliar as propriedades mecânicas de chapas de aço, pois alcança grandes deformações de causar instabilidade plástica ao material. Além disto, uma série de vantagens da aplicação desta técnica frente outras comprova sua eficiência. A geometria simples da amostra utilizada, a ausência de empescoçamento, a grande faixa de deformação homogênea ao longo da amostra e a possibilidade de mudança na direção do carregamento durante o experimento, são algumas das vantagens desta técnica (RAUCH, 1998).

A técnica consiste na imposição de um esforço paralelo à amostra que está presa firmemente a duas garras, sendo uma fixa e outra móvel. O dispositivo utilizado por An et al (2009) exemplificam bem a técnica em si. Ele possui duas zonas de cisalhamento simétricas, conforme mostrado na Figura 31.

Figura 31 - Dispositivo ensaio de cisalhamento planar simples



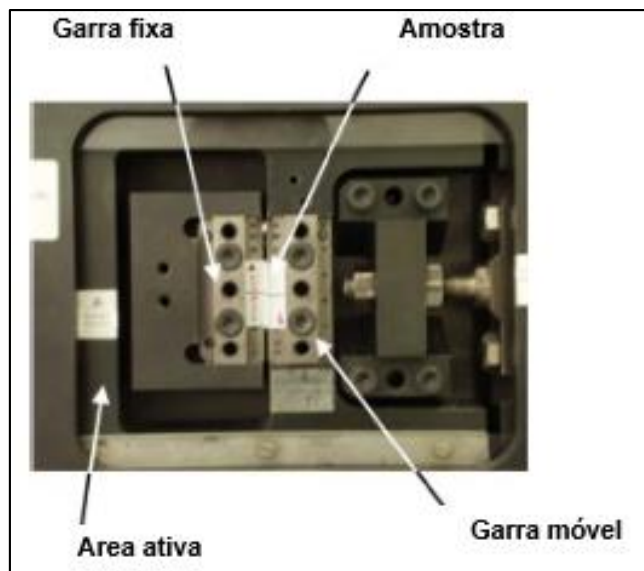
Fonte: An et al., 2009

Neste caso, a amostra é fixada por três garras e submetida a um carregamento uniaxial. A parte sinalizada como a na Figura 31 corresponde a um transdutor de ângulo rotativo, b é a presilha de aperto e c a amostra.

Variações desta técnica foram desenvolvidas ao longo dos anos. A pioneira foi proposta por Miyauchi (1984) em que a amostra tem duas áreas simétricas de cisalhamento e sofre esforços de modo axial. Há ainda a possibilidade de executar o ensaio de Bauschinger girando o dispositivo. Como as forças de cisalhamento que atuam na presilha central estão equilibradas as garras/presilhas ficam menos carregadas e a fricção diminui, o que permite uma melhor estimativa das forças de cisalhamento (BOUVIER, 2006). A partir daí surgiram variações como uma segunda versão voltada para materiais poliméricos e, posteriormente, adaptada para materiais metálicos por Rauch, G'Sell (1989). Nesta versão adaptada para metais o dispositivo é capaz de deformar chapas por cisalhamento simples bem como registrar a deformação aplicada à amostra e a força resistente (RAUCH, G'SELL, 1989). Já Bouvier, 2006 aponta a versão desenvolvida pelo estudioso Genevois como aversão otimizada do dispositivo em que a rotação da amostra sob ação das

forças de cisalhamento é impedida por uma estrutura rígida. Com isso, houve uma considerável melhora na homogeneidade da deformação e evitou-se a flambagem da chapa. Na Figura 32 é mostrado o dispositivo em questão.

Figura 32 - Dispositivo cisalhamento planar simples desenvolvido por Genevois



Fonte: BOUVIER, 2006

A Figura 33 mostra uma amostra preparada para o ensaio em questão. An et al (2009) salientam que este tipo de amostra é simples e de fácil preparo, porém deve-se ficar atento a manifestações prematuras de falha devido à concentração de stress nas extremidades da amostra.

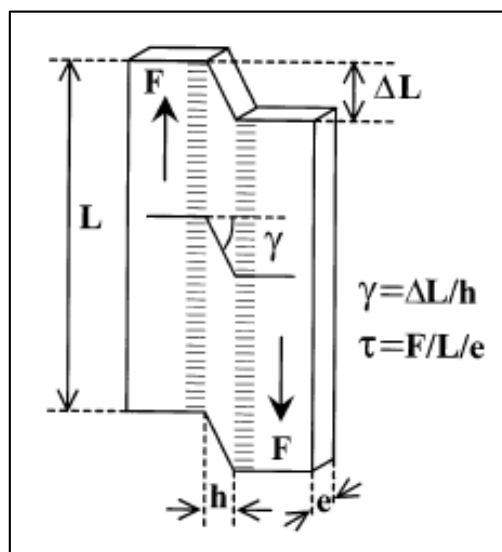
Figura 33 - Amostra retangular para ensaio de cisalhamento planar simples



Fonte: Própria do autor

Já na Figura 34 é exibida a deformação resultante do ensaio em uma amostra retangular. O volume deformado na amostra é delineado pelas indentações causadas pelo aperto das garras laterais.

Figura 34 - Amostra deformada do ensaio de cisalhamento planar simples

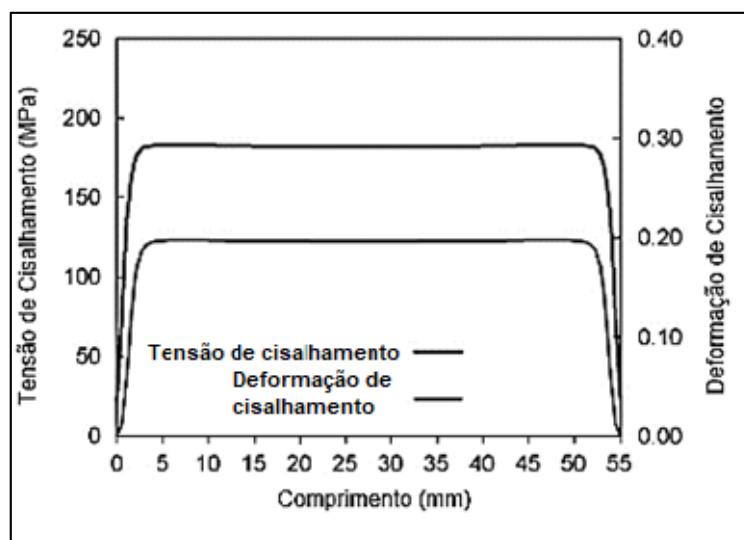


Fonte: RAUCH, 1998

Onde L é o comprimento da peça, F força imprimida, h é a largura da amostra que foi cisalhada, e a espessura, ΔL a variação no comprimento do material, γ a deformação cisalhante e τ a tensão cisalhante.

Dentre as características mecânicas que podem ser obtidas deste ensaio destaca-se a tensão de cisalhamento e a distribuição da deformação de cisalhamento ao longo do comprimento da amostra. An et al (2009) utilizaram uma amostra de aço baixo carbono para investigar este comportamento. A Figura 35 mostra suas conclusões. Os autores explicam que ao longo das extremidades o modo de deformação presente é tensão e compressão uniaxiais, logo, a tensão e deformação de cisalhamento são zero. Na direção da extremidade para o centro tanto a tensão quanto a deformação de cisalhamento aumentam rapidamente, e a aproximadamente 5mm da outra extremidade atingem um valor estável. Em outras palavras, pode-se dizer que ao longo do comprimento da amostra a deformação de cisalhamento se distribui de forma homogênea, exceto próximo às extremidades.

Figura 35 - Distribuição da tensão e deformação de cisalhamento ao longo do comprimento do corpo de prova



Fonte: An et al., 2009

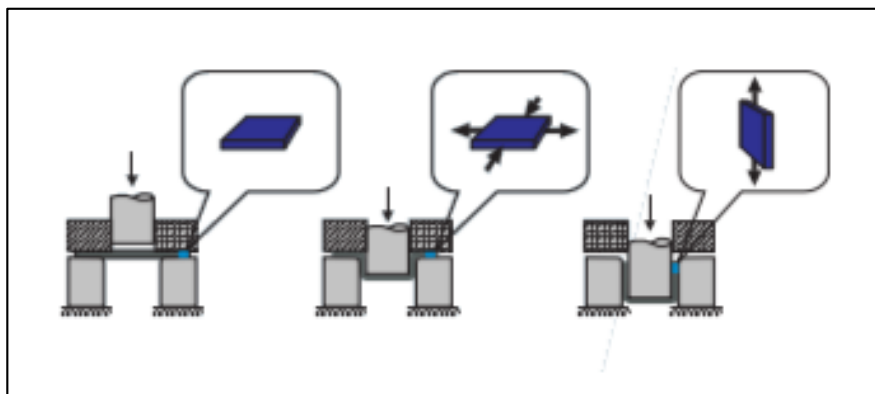
3.6 Trajetória de deformação

Durante a deformação de um material vários são os modos de carregamento aos quais o mesmo pode ser submetido: tração, cisalhamento, torção e compressão são alguns deles. Sendo assim, trajetória de deformação pode ser definida como o caminho, em termos de condição de solicitação mecânica, através do qual um material será submetido durante a etapa de deformação plástica necessária à produção de um produto.

Para a indústria automobilística o conhecimento dos modos de deformação que uma peça sofre é de suma importância, uma vez que grande parte das peças fabricadas para o setor passam pelo processo de estampagem profunda. Tal processo é composto por sucessivas trajetórias de deformação. Mudanças na direção da trajetória de deformação implicam em alterações nas características mecânicas de um metal tais como um aumento no limite de escoamento devido ao envelhecimento. (VIATKINA et al., 2003).

A Figura 36 exemplifica os sucessivos modos de deformação que um material sofre em um processo de estampagem profunda.

Figura 36 - Mudanças no modo de deformação durante estampagem profunda



Fonte: VIATKINA et al., 2003

Um dos modos mais simples de mudança na trajetória de deformação consiste na condução de carregamentos mecânicos do tipo *Bauschinger*. Davenport e Higginson, (1998) explicam o efeito *Bauschinger* da seguinte maneira: uma amostra é deformada em tração até um determinado valor de deformação plástica. Em seguida, é feito o descarregamento dessa amostra para posteriormente ser realizado o recarregamento em um modo de deformação plástica que é o oposto ao primeiro, em termos da direção de aplicação do esforço mecânico, sendo neste caso, a compressão.

Nota-se que a tensão de escoamento em compressão será menor que a tensão de fluxo ao término da pré-deformação em tração. Como consequência desse fenômeno nota-se uma diminuição na taxa de encruamento uma vez revertida a direção de carregamento mecânico.

Neste trabalho o objetivo então será o de aplicar às chapas do aço BH220 diferentes mudanças no modo de deformação plástica, envolvendo a combinação dos esforços compressivos-cisalhantes presentes na laminação, tração-compressão-cisalhamento na estampagem, além de tração e de cisalhamento puros (monotônicos).

Deve-se destacar que dependendo das condições observadas para a deformação plástica de um material podem ser percebidas mudanças no arranjo subestrutural

assumido pelas linhas de discordâncias, além de modificações associadas à textura dos materiais, como observado por Davenport, Higginson (1998).

4. MATERIAIS E MÉTODOS

Nesta etapa serão apresentadas as características do material em estudo e a metodologia dos experimentos adotadas neste trabalho.

4.1 Material

O material que foi utilizado neste trabalho é o aço BH220 obtido pelo processo de envelhecimento por deformação em que se verifica um aumento no limite de escoamento do material após seu processamento.

O limite de escoamento do aço BH220 é de aproximadamente 220 MPa. As amostras deste material foram produzidas a 0° e 90° em relação à direção de laminação do material, DL. A Tabela 3 exibe a composição química do aço BH estudado neste trabalho.

Tabela 3 - Composição química aço BH220

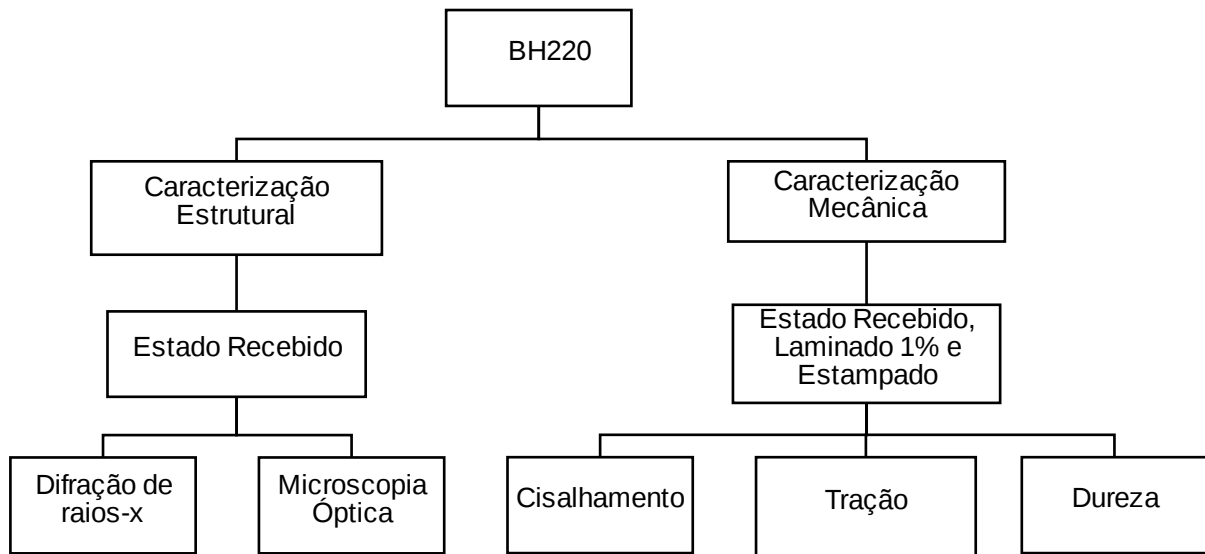
% p	C	Mn	Al	P	S
BH220	0,06 máx.	0,7 máx.	0,02 min	0,08	0,03 máx.

Fonte: USIMINAS, 2014

4.2 Fluxogramas

O fluxograma da Figura 37 ilustra como foi feito o estudo do efeito BH para o aço BH220 levando-se em conta as trajetórias de processamento do material, seu estado, além de quantidade e tipo de pré-deformação aplicados. Primeiramente, na Figura 37, são apresentadas as caracterizações do aço em questão que serviram de base de comparação aos resultados obtidos.

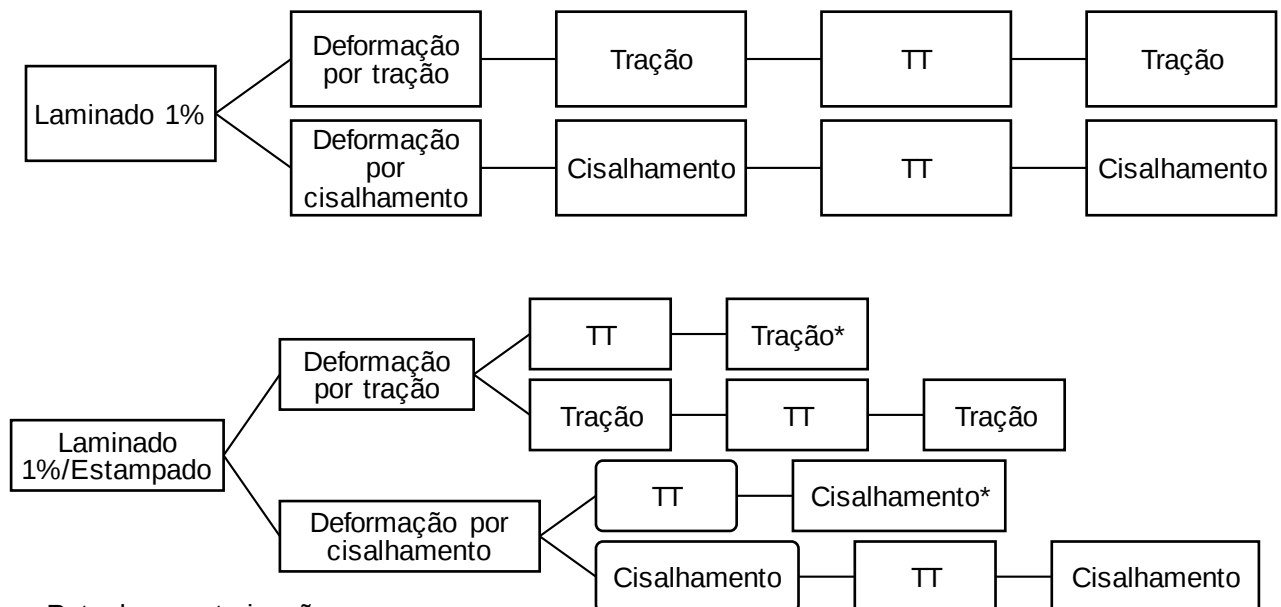
Figura 37 - Fluxograma caracterização aço BH220



Fonte: Própria do autor

Na Figura 38 são apresentadas as trajetórias de processamento no estado laminado 1% e estado laminado 1%/estampado às quais as amostras foram submetidas, a fim de mensurar o efeito BH alcançado das mesmas.

Figura 38 - Trajetórias de processamento aço BH220 - verificação do Efeito BH



Rota de caracterização

Fonte: própria do autor

Na Tabela 4 e Tabela 5 tem-se um resumo das pré-deformações empregadas para as rotas de deformação exploradas em tração e cisalhamento, respectivamente.

Tabela 4 - Pré-deformações nas amostras tracionadas

Estado	Tração				
	Condições				
	DL	Região	Pré deformações		
laminado 1%	0°	-	2		
		A	1	2	3
estampado	0°	B	1	2	3
		C	1	2	-
		A	1	2	3
	90°	B	1	2	-
		C	0,4	2	3

Fonte: própria do autor

Tabela 5 - Pré-deformações nas amostras cisalhadas

Estado	Cisalhamento				
	Condições				
	DL	Região	Pré deformações		
laminado 1%	0°	-	0,4	1,6	2,4
	90°	-	0,4	1,5	2,3
estampado	0°	A	0,8	4	5
		B	2,4	5	7
	90°	A	0,4	0,8	1,6
		B	8,5	11	-

Fonte: própria do autor

4.3 Amostras Ensaios Mecânicos

Na Tabela 6 apresenta-se as dimensões das amostras utilizadas neste trabalho.

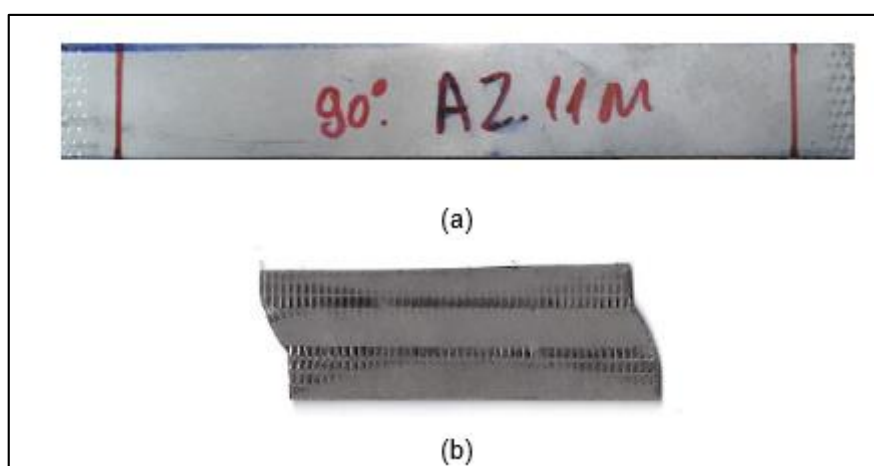
Tabela 6 - Dimensões das amostras

Ensaio	Comprimento (mm)	Largura (mm)	Espessura (mm)
Tração	100	20	0,693
Cisalhamento	50	15	0,693

Fonte: própria do autor

Foram dois tipos de amostras para os ensaios mecânicos, sendo um para o ensaio de cisalhamento, e outro para o ensaio de tração. Na Figura 39 pode-se observar as amostras.

Figura 39 - Amostras de tração e cisalhamento



(a) Amostra de tração e (b) amostra de cisalhamento

Fonte: própria do autor

As chapas de aço foram cortadas utilizando-se a guilhotina U-136-D Peck, Stow & Wilcox indicada na Figura 40.

Figura 40 - Guilhotina U-136 D



Fonte: Própria do autor

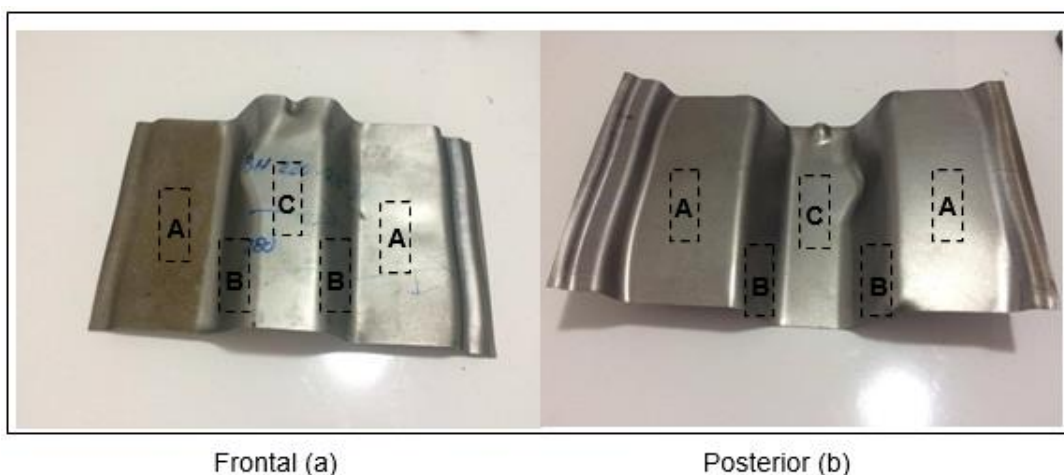
4.4 Laminação e Estampagem a Frio

O estudo foi feito em amostras no estado recebido, que é a amostra laminada a frio da siderúrgica e com espessura inicial de 0,7mm. Fez-se ainda a laminação a frio em laboratório, sendo a magnitude da mesma igual a 0,01 ou 1% de deformação efetiva a partir da utilização de um laminador FRÖHLING, com cilindros de laminação de 200 mm de diâmetro, velocidade de rotação do cilindro de 6,25 mm/minuto. A deformação de 1% foi feita para tirar o envelhecimento prévio das chapas de aço BH220, pois estas apresentavam patamar de escoamento que só deveria surgir após o tratamento térmico. A deformação de 1% serviu então para auxiliar na movimentação das linhas de discordâncias e assim, eliminar esse patamar. A laminação ocorreu na mesma direção da laminação original das chapas assim como a 90° desta. Essas amostras laminadas foram em seguida caracterizadas mecanicamente em tração e em cisalhamento, assim como tratadas termicamente para posterior caracterização do efeito BH neste modo de solicitação mecânica assim como após o estado estampado.

O processo de estampagem ocorreu após a laminação de 1% de deformação efetiva em chapas retiradas a 0° e 90° em relação a direção original de laminação, sendo utilizado um blanque com dimensão de 280mm x 150mm x 0,693mm (comprimento x largura x espessura) com uso de uma prensa do tipo Spiertz com capacidade de 400 toneladas.

Na Figura 41 apresenta a amostra no estado laminado 1% e estampado. A região frontal da peça é identificada como (a) e a região posterior como (b). As regiões sinalizadas por A, B e C representam as regiões de retirada das amostras para os ensaios acerca do comportamento mecânico da peça estampada.

Figura 41 - Chapa de aço BH220 estampada



Frontal (a)
Fonte: própria do autor

Posterior (b)

4.5 Caracterização Estrutural

4.5.1 Microscopia Óptica

Para realizar a análise microscópica foi feita uma preparação prévia da amostra. Com o auxílio de uma cortadora metalográfica de precisão Arotec seções quadradas de 10 mm de lado foram retiradas do material e embutidas a frio com o uso de acrílico autopolimerizável. A Figura 42 apresenta a cortadora em questão.

Figura 42 - Cortadora metalográfica - Arotec



Fonte: própria do autor

Após o embutimento, as amostras foram lixadas nas lixadeiras Arotec nas granulometrias #120, #240, #320, #400 e #600, e, posteriormente, polidas em politrizes da mesma marca em pasta de diamante de 9 μm e 3 μm . As amostras foram atacadas com o reativo Nital 3%, a fim de conseguir obter a superfície para análise da microscopia da amostra. Na Figura 43 é possível observar uma das lixadeiras (a) e politrizes (b) utilizadas na preparação das amostras.

Figura 43 - Lixadeira e Politriz Arotec



a

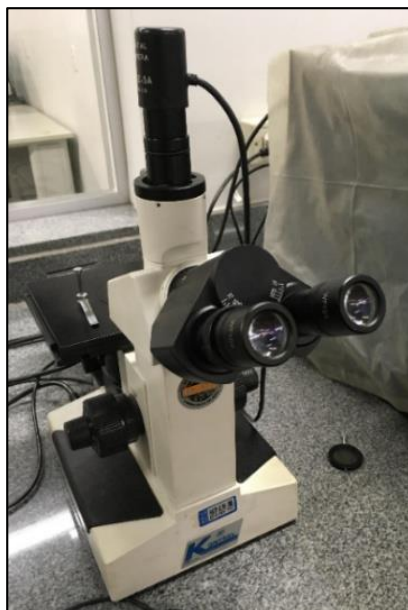


b

Fonte: própria do autor

O microscópio óptico utilizado neste trabalho foi o Fortel, é apresentado na Figura 44.

Figura 44 - Microscópio Óptico Kontrol



Fonte: Própria do autor

A partir das imagens obtidas no microscópio foi analisada a microestrutura da amostra.

4.5.2 Difração de raios X

Outra caracterização feita no aço BH220 foi a Difração de raios X. O equipamento pode ser visto na Figura 45.

Figura 45 - Difratorômetro de Raios X



Fonte: Própria do autor

Objetivou-se identificar as fases do aço em estudo no estado inicial. Esta caracterização deu-se mediante uso do difratômetro Shimadzu XRD 7000. Os parâmetros utilizados foram radiação $\text{CuK}\alpha$, tensão de 40kV e corrente de 30 mA. Este equipamento possui alvo metálico de cobre, ângulo de varredura de 20° a 100° e passo de $0,02^\circ$.

4.6 Caracterização Mecânica

A fim de caracterizar o aço BH220 em termos de suas propriedades mecânicas utilizou-se de testes de microdureza, tração e cisalhamento. As caracterizações foram feitas nas amostras no estado recebido, laminado 1% e estampado.

4.6.1 Ensaio de dureza Vickers

Para o ensaio de dureza Vickers foi empregado o microdurômetro Shimadzu, com penetrador Vickers, utilizando uma carga de 300 gf e tempo de indentação de 15 segundos mostrado na Figura 46. A preparação da amostra para este ensaio seguiu o mesmo procedimento adotado na análise de microscopia óptica.

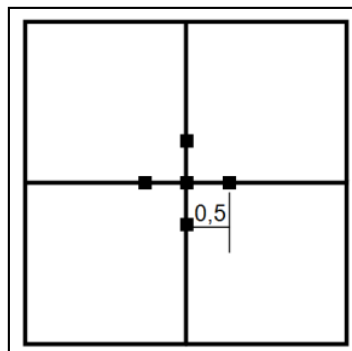
Figura 46 - Microdurômetro Shimadzu



Fonte: Própria do autor

Para cálculo da dureza foi feita uma coleta de 12 medições ao longo da superfície da amostra, sendo 6 medições na posição horizontal e 6 na vertical, equidistantes de 0,5mm. A Figura 47 ilustra o esquema de medições do ensaio.

Figura 47 - Esquema de medições ensaio de microdureza



Fonte: Própria do autor

4.6.2 Ensaio de Tração

O ensaio de tração foi utilizado para identificação das propriedades mecânicas do aço BH220 tais como, limite de escoamento (LE), limite de resistência a tração (LRT) e alongamento uniforme (AU), para fins de caracterização do material e cálculo do efeito BH. Os três estados das amostras foram estudados e comparados (recebido, laminado 1% e estampado), assim como os resultados obtidos das trajetórias de processamento do material que envolveram solicitação por tração.

Os ensaios de tração foram realizados em máquinas universais de ensaios Instron 5582 e 5982 com sistema de aquisição de dados *Blue Hill 2* e 3, respectivamente, com a utilização de extensômetros mecânicos (abertura de 25mm) e taxa de deformação inicial igual a 0,001/s.

Outra comparação que foi feita foi acerca da direção de retirada das amostras. Foram utilizadas amostras a 0° e 90° em relação à direção de laminação. Sendo assim, três amostras para cada direção de laminação foram ensaiadas para cada condição de caracterização e trajetória de processamento. Neste ensaio foi utilizada a máquina universal de ensaios Instron com sistema de aquisição de dados *Blue Hill 2*. Na Figura 48 tem-se a máquina em questão com a garra de cisalhamento montada.

A partir dos resultados da máquina (força x deslocamento) foram plotadas as curvas tensão x deformação (convencional e verdadeira) para análise das propriedades mecânicas do aço e levantamento do efeito BH.

4.6.3 Ensaio de Cisalhamento

O ensaio de cisalhamento é um modo de deformação plástica que permite impor ao material uma quantidade de deformação plástica maior, pelo fato de o limite de deformação que o mesmo experimentará refere-se ao momento de rasgamento (corte da amostra).

Para a execução deste ensaio feito uso de um dispositivo adaptado à máquina universal de ensaios Instron 5582 da Universidade Federal de Minas Gerais (UFMG), Figura 48, sendo todos os ensaios realizados sob taxa de deformação igual a 0,001/s.

Figura 48 - Máquina universal de ensaios com a garra de cisalhamento montada



Fonte: Própria do autor

A partir dos dados de cisalhamento da máquina obteve-se as curvas de tensão cisalhante e deformação cisalhante, utilizando-se as equações 4.1 e 4.2, respectivamente (Rauch, 1992):

$$\gamma_{\text{real}} = \frac{\Delta L}{\Delta X} \quad (4.1)$$

Sendo ΔL o deslocamento vertical sofrido pela amostra (mm) e ΔX o largura efetiva da amostra submetida ao cisalhamento (mm).

$$\tau = \frac{F}{l \cdot t} \quad (4.2)$$

Sendo F a carga (N), l o comprimento da amostra (mm) e t a espessura da amostra (mm).

O software *Image Pro Plus* foi utilizado para encontrar o valor da deformação cisalhante a partir de medições da largura efetiva, ΔX e do deslocamento vertical das amostras ensaiadas, ΔL . Os dados da máquina fornecem os valores de cada um dos deslocamentos sofridos pela amostra a partir da leitura do extensômetro enquanto os valores de carga são identificados pela célula de carga de 100KN.

Os valores de tensão efetiva, σ_{efetiva} , e de deformação efetiva, $\varepsilon_{\text{efetiva}}$, a partir do ensaio de cisalhamento foram obtidos a partir do coeficiente de *Taylor* (Rauch, 1992), definidas a partir das equações 4.3 e 4.4, respectivamente:

$$\sigma_{\text{efetiva}} = \tau \cdot 1,84 \quad (4.3)$$

$$\varepsilon_{\text{efetiva}} = \gamma_{\text{real}} / 1,84 \quad (4.4)$$

O cálculo da tensão limite de escoamento cisalhante foi feito de modo similar ao praticado para o ensaio de tração, ou seja, a partir da curva de tensão x deformação

cisalhante fez-se o traçado de uma reta paralela à região elástica de um valor de deformação cisalhante igual a 0,0368.

4.7 Tratamento Térmico

O tratamento térmico realizado neste trabalho, de modo a simular a cura por pintura aplicada na indústria automobilística, foi em forno a 180°C, com tempo de encharque de 20 minutos e posterior resfriamento ao ar. A temperatura escolhida para os ensaios foi feita levando em consideração a literatura que apresenta tratamentos variando de 170°C a 180°C (SOUZA et al, 2010, KUANG et al, 2015). O forno utilizado é do tipo mufla, da marca Magnus, apresentado na Figura 49.

Figura 49 - Forno Magnus



Fonte: Própria do autor

As amostras em todos os estados estudados, recebido, laminado 1% e estampado, com e sem pré-deformação foram tratadas e deformadas de acordo com a trajetória de processamento definida para as mesmas.

4.8 Efeito BH

Neste trabalho o efeito BH foi estudado mediante trajetórias de deformação distintas que envolveram pré-deformações via tração e/ou cisalhamento entre 0,4 a 3% de deformação efetiva, a execução de um tratamento térmico que simulou a cura por pintura, e, finalmente, deformação final (via tração ou cisalhamento novamente). A partir dos resultados destas trajetórias verificou-se o efeito BH obtido (aumento na resistência mecânica após a realização do tratamento térmico sendo isso verificado a partir do valor do efeito BH).

Neste trabalho, calculou-se o efeito BH como feito por Kuang et al (2015) e o efeito BH total a partir da equação 4.4 tanto para as deformações em tração quanto em cisalhamento.

$$BH_{TOTAL} = (WH + BH) \quad (4.5)$$

Sendo:

$WH = (\text{Tensão de fluxo ao término da pré-deformação}) - (\text{Tensão limite de escoamento material como recebido})$

$BH = (\text{Tensão limite de escoamento após o tratamento térmico}) - (\text{Tensão de fluxo ao término da pré-deformação})$

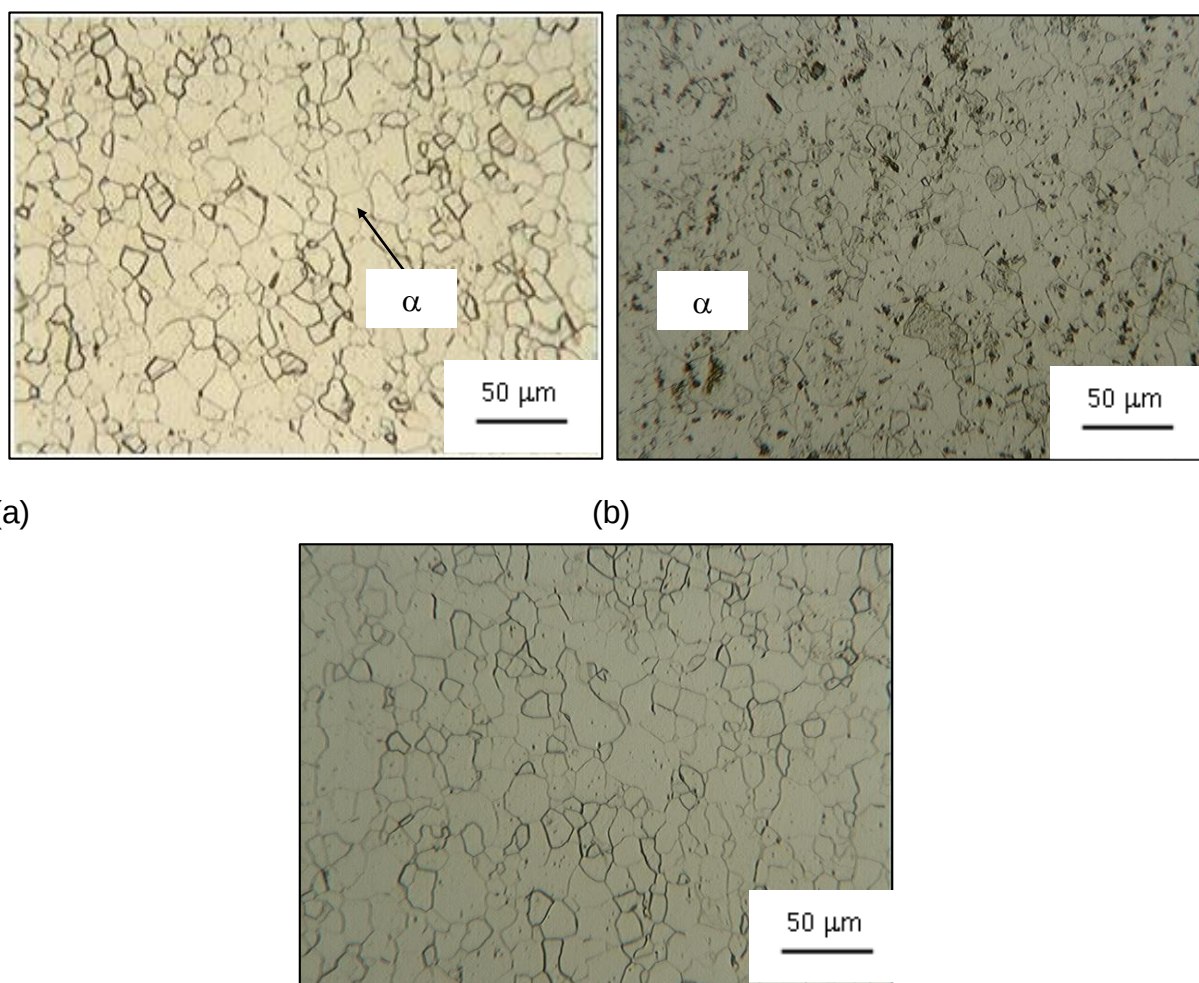
No trabalho de Kuang et al (2015) amostras tratadas a partir de diferentes ciclos de recozimento foram pré-deformadas em 2% e em seguida aquecidas a 180°C durante 20 minutos e o efeito BH foi mensurado como sendo a diferença entre a tensão de escoamento após o tratamento térmico e a tensão de fluxo alcançada ao término da pré-deformação de 2% em tração.

5. RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1 Caracterização Estrutural

A caracterização microestrutural do aço BH220 no estado como recebido é apresentada na Figura 50.

Figura 50 - Fotomicrografias do aço BH220 no estado recebido(a), laminado (b) e estampado na posição C (c)



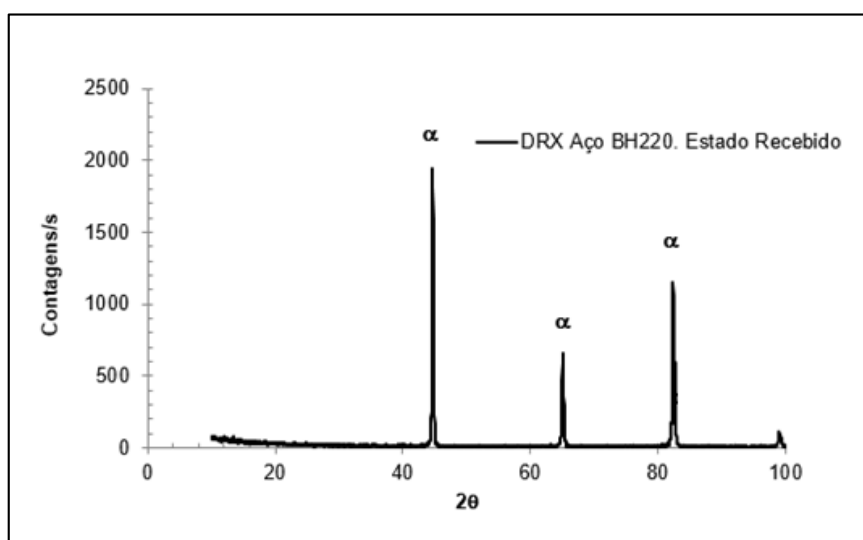
(c)

Fonte: Própria do autor

Pela análise das micrografias é possível identificar a presença da ferrita (α) microestrutura característica do aço, assinalada com uso de seta.

Foi analisada também a estrutura do aço BH220 no estado recebido utilizando-se a técnica de difração de raios x. A Figura 51 apresenta o resultado da análise. A identificação das fases foi feita por meio da comparação do difratograma obtido com o padrão de difração da fase ferrita (α), principal constituinte do aço BH220. Mediante a consulta ao padrão de difração, pode-se classificar os picos α como estrutura CCC do Ferro α . Logo, tal resultado é o esperado para o tipo de aço em questão, baixo carbono.

Figura 51 – Difratograma obtido do aço BH220 estado recebido



Fonte: Própria do autor

5.2 Caracterização Mecânica

5.2.1 Ensaio de Dureza

O resultado de dureza Vickers da amostrano estado recebido foi de $120,3\text{HV} \pm 3 \text{ HV}$. Dentre as 12 medições feitas ao longo da superfície da amostra valores muito discrepantes foram descartados. Ao final das medições foi calculada uma média aritmética simples, sendo o valor final obtido desta forma.

5.2.2 Ensaio de Tração

a) Estado Recebido

As propriedades mecânicas do aço BH220 no estado são recebido apresentados na Tabela 7.

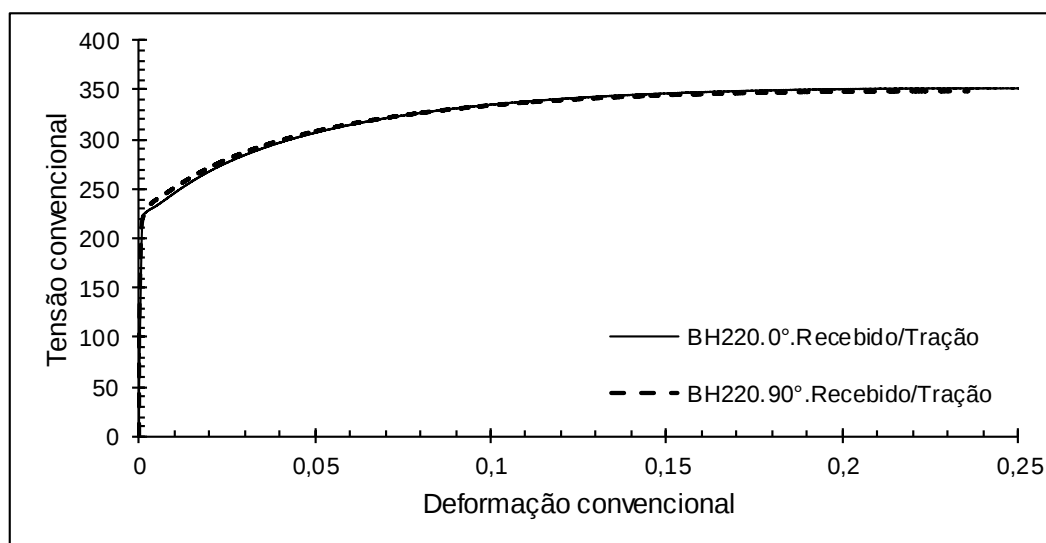
Tabela 7 - Propriedades mecânicas aço BH220a 0° e 90° estado recebido

Propriedades Mecânicas Tração – recebido			
Direção	LE (MPa)	LRT (MPa)	AU (%)
0°	227,33± 5	352,57± 2	24,73± 0,2
90°	231,00± 3	348,66± 1	23,60± 0,4

Fonte: Própria do autor

A Figura 52 apresenta a curva de tensão convencional *versus* deformação convencional da amostra de aço BH220 a 0° e 90° em relação à direção de laminação.

Figura 52 - Curva tensão x deformação aço BH220 a 0° e 90° estado recebido



Fonte: Própria do autor

Os dados apresentados na Tabela 7 são coerentes com o esperado para o aço BH220 nesta condição e com a literatura como visto no trabalho de Ferreira et al (2017). O LE em seu trabalho foi de 237 MPa (+/- 2 MPa), limite de resistência de 355 MPa (+/- 1 MPa) e alongamento de 38% (+/- 1%).

A partir dos resultados pode ser observado que não há variações expressivas entre as propriedades mecânicas avaliadas para o aço BH220 quando varia-se a direção de laminação. A pequena diferença entre as curvas a 0° e 90° se deu em virtude dos efeitos de anisotropia.

b) Estado Laminado 1%

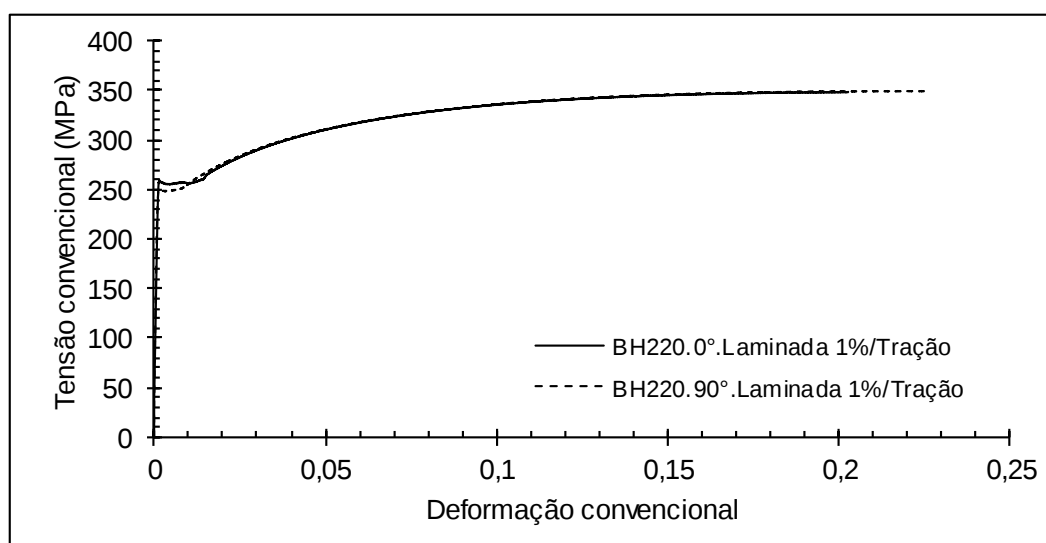
São apresentados os resultados das amostras laminadas com deformação efetiva de 1% sendo, em seguida, submetidas ao ensaio de tração. A Tabela 8 apresenta as propriedades mecânicas das amostras e a Figura 53 as curvas tensão convencional versus deformação convencional para a direção de laminação a 0° e 90°.

Tabela 8 - Propriedades mecânicas aço BH220 a 0° e 90° estado laminado 1%

Propriedades Mecânicas Tração – laminado 1%			
Direção	LE (MPa)	LRT (MPa)	AU (%)
0°	255 ± 7	350,57 ± 4	24 ± 0
90°	250 ± 0	346,82 ± 4	20 ± 0

Fonte: Própria do autor

Figura 53 - Curva tensão x deformação aço BH220 a 0° e 90° estado laminado 1%



Fonte: Própria do autor

Similarmente ao estado recebido não observa-se diferenças significativas no limite de escoamento quando varia-se a direção de laminação (0° ou 90°). Pode-se observar ainda pelas análises das tabelas que a etapa de laminação em 1% de deformação efetiva impactou no limite de escoamento das amostras, variando de uma média de 230 MPa à 250 MPa. O mesmo se mantém ao analisar a tensão nos gráficos. A amostra laminada 1% apresenta tensão em média 30 MPa acima da amostra no estado recebido. Para este caso, a deformação em laminação foi suficiente para um aumento nas propriedades mecânicas do material.

Entende-se que amostras retiradas à direção original de laminação, 0° , são as melhores para a estampagem do produto. Isto devido ao fato de que as propriedades mecânicas exibirem a melhor combinação entre resistência mecânica e ductilidade nesta direção.

Na Tabela 9 tem-se um comparativo entre as durezas das amostras no estado laminado 1% nas duas direções de laminação, 0° e 90° , respectivamente.

Tabela 9 - Dureza aço BH220 estado laminado 1% a 0° e 90°

Dureza Vickers amostra laminado 1%	
Direção	Dureza
0°	$119,1 \pm 4$
90°	$120,4 \pm 3$

Fonte: Própria do autor

Pode se observar pelos resultados que os valores de dureza também não sofreram alterações em função da direção de laminação, o que corrobora com os resultados anteriores de propriedades mecânicas e curvas de fluxo.

c) Estado Laminado 1% / Estampado

Os resultados das amostras laminadas a frio, com deformação efetiva de 1e estampadas, tanto as a 0° em relação à direção de laminação quanto as a 90° são

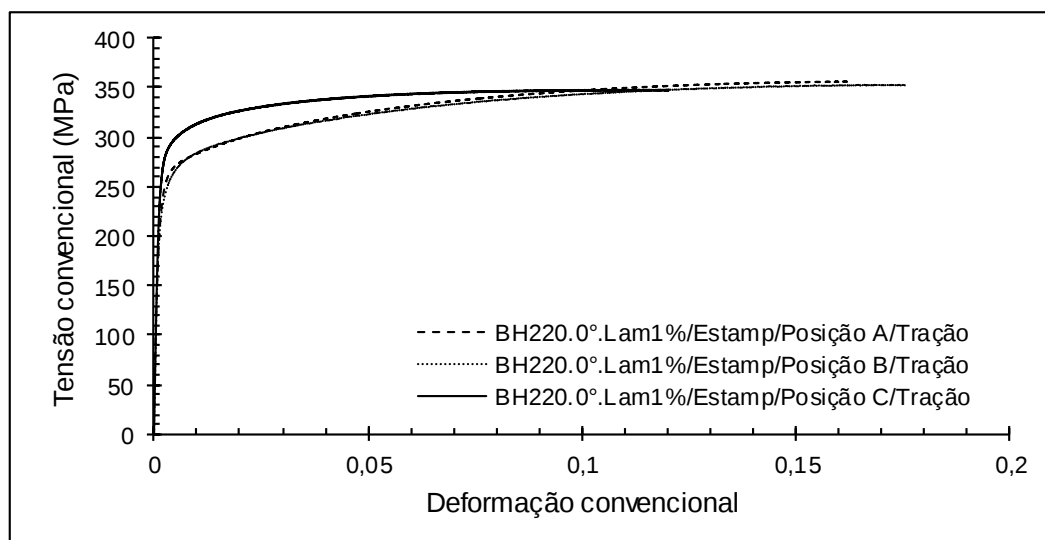
apresentados em termos das propriedades mecânicas e das curvas tensão convencional *versus* deformação convencional na Tabela 10, Figura 54 e Figura 55, respectivamente.

Tabela 10 - Propriedades mecânicas em tração aço BH220a 0° e 90° para diferentes posições do produto estampado

Propriedades mecânicas em tração – estampado			
Direção	LE (MPa)	LRT (MPa)	AU (%)
Região A 0°	256± 14	357,4 ± 13	20 ± 0
Região B 0°	265 ± 21	362,2± 13	18 ± 0,
Região C 0°	295 ± 21	356,5±12	14 ± 0
Região A 90°	252 ± 21	375,8± 23	18 ± 0
Região B 90°	233,5 ± 30	354,8± 10	19± 0
Região C 90°	275,5 ± 8	361,7± 0,4	16± 0

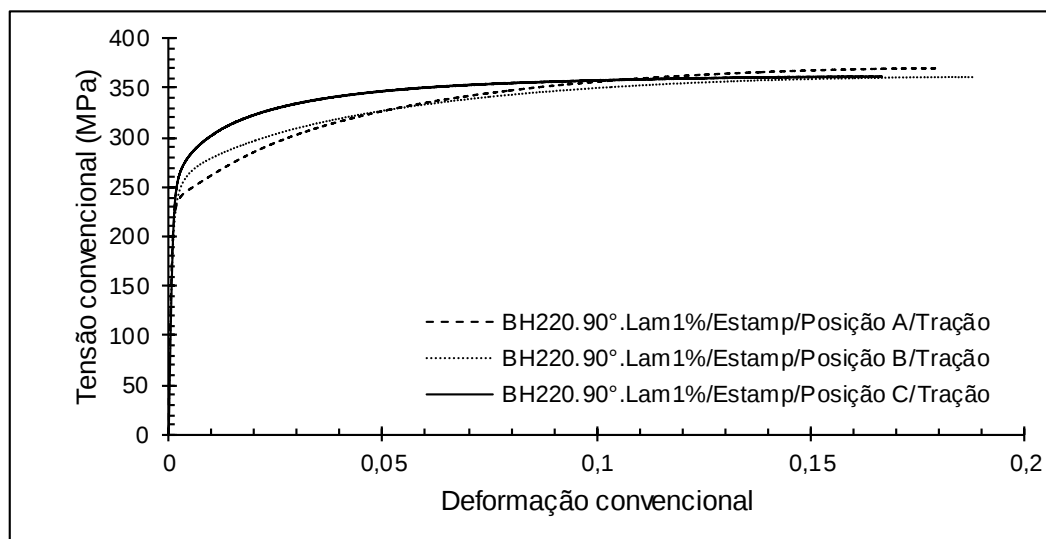
Fonte: Própria do autor

Figura 54 - Curva tensão x deformação aço BH220 a 0° para diferentes posições do produto estampado



Fonte: Própria do autor

Figura 55 - Curva tensão x deformação aço BH220 a 90° para diferentes posições do produto estampado



Fonte: Própria do autor

Como a região C do produto estampado foi a que apresentou maior LE (295 MPa a 0° e 275,5 MPa a 90°) e menor LRT (356,4 MPa a 0° e 361,7 MPa a 90°), apresenta-se na Tabela 11 seus valores de dureza, a 0° e 90° DL, a fim de correlacionar as propriedades.

Tabela 11 - Dureza aço BH220 a 0° e 90° no estado estampado posição C

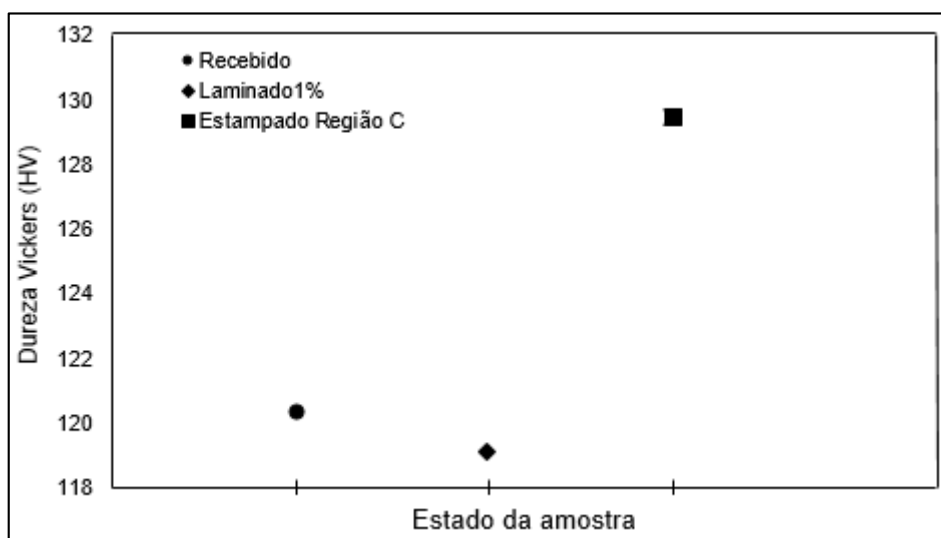
Dureza Vickers amostra estampado – Posição C	
Direção	Dureza (HV)
0°	129,5 ± 1,98
90°	123,5 ± 2,47

Fonte: Própria do autor

A partir da análise da Figura 41 e do, percebe-se que a região C do produto estampado concentrou maior parcela de deformação por estiramento, além de deformação por compressão do punção, tanto a 0° quanto 90° em relação à direção de laminação. Já as regiões A e B sofreram deformações por estiramento (mediante tração).

A Figura 56 compara as durezas entre os estados recebido, laminado 1% e estampado a 0°.

Figura 56 - Comparativo durezas aço BH220 no estado recebido, laminado 1% e estampado 0°



Fonte: Própria do autor

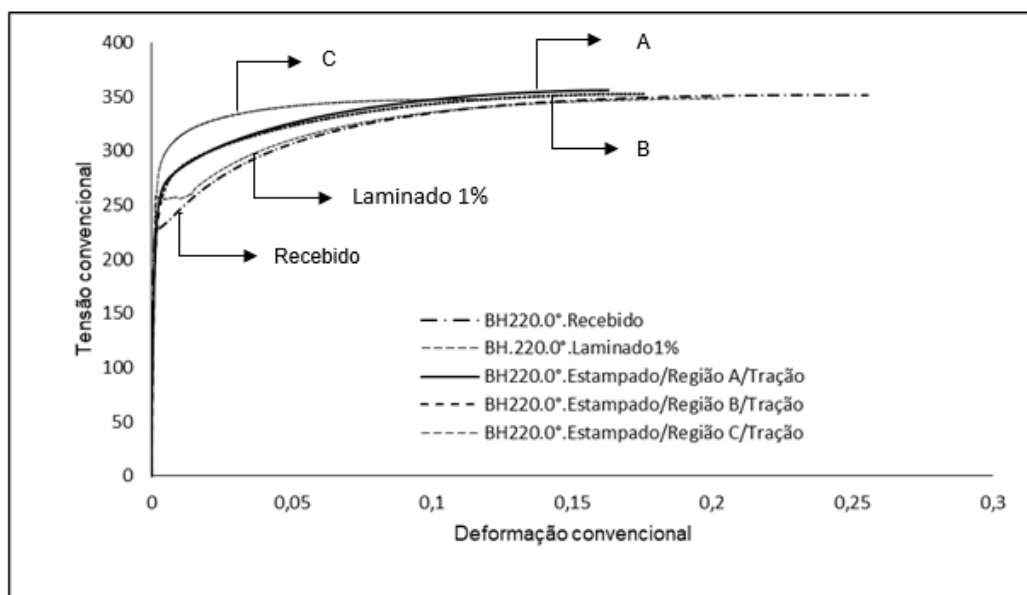
Pode-se observar que o valor de dureza no estado laminado 1% (119,1 HV) diminuiu em relação ao recebido (120 HV). Isto pode ser devido ao fato de a deformação efetiva ter sido pequena (1%) e não garantir, portanto, o encruamento do material. Já em relação ao estado estampado observa-se um aumento, o que já é esperado em virtude do encruamento do material após a estampagem.

O comparativo do comportamento das amostras obtido a partir das diferentes trajetórias de deformação e em todos os estados estudados neste trabalho pode ser observado na Figura 57 e Figura 58 para a direção de laminação a 0° e 90°, respectivamente.

Pode-se observar pela análise da Figura 57 que a região C exibe maior limite de escoamento (295 MPa) quando comparada com as regiões A e B (255 MPa e 265 MPa, respectivamente). A região C foi submetida à combinação dos esforços de tração (estiramento) e de compressão durante a confecção do produto estampado.

Contudo, não é possível quantificar esses valores de deformação pelo fato de este trabalho não possuir curvas limites de estampagem ou métodos similares.

Figura 57 - Curvas de fluxo aço BH220 0° rotas de deformação em tração



Fonte: Própria do autor

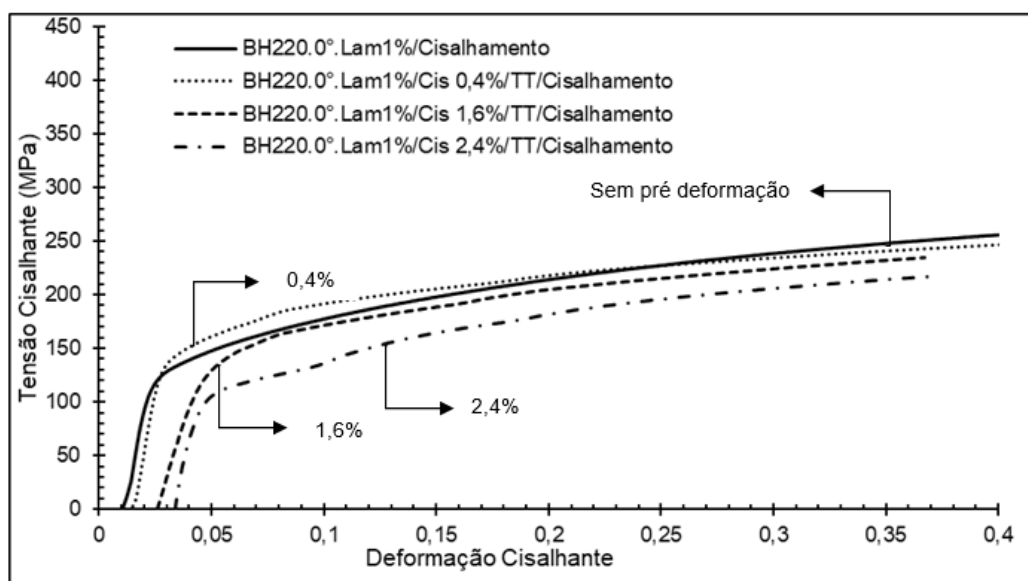
Já as regiões A e B, por terem sido submetidas a modos de sollicitação durante a estampagem similares, sendo basicamente o de estiramento por tração, apresentaram curvas de fluxo próximas uma à outra.

Acerca do impacto dos diferentes modos de deformação atuantes numa peça estampada, Bastos (2009) coloca que, numa mesma região podem coexistir diversos modos de deformação, de modo que as diferenças apresentadas nas propriedades mecânicas de um mesmo material são produto destes modos, bem como da anisotropia e dos diferentes graus de encruamento de cada uma delas.

A 90° em relação à direção de laminação vê-se que o comportamento é bem similar. Novamente a região C destaca-se por apresentar maior limite de escoamento (375,5 MPa) em relação à região A (252 MPa) e B (233,5 MPa). Outra observação pertinente é a de que o endurecimento foi transiente, tanto a 0° quanto a 90°, o que significa que o limite de resistência à tração diminui e volta para o patamar do estado

recebido, sendo isso associado à presença de transientes na taxa de encruamento do material, fenômeno este comum em casos de mudanças na trajetória de deformação de um material (MÁNIK, HOLMEDAL E HOPPERSTAD, 2015).

Figura 58 - Curva de fluxo aço BH220 90° rotas de deformação em tração



Fonte: Própria do autor

Considerando o esforço de tração entende-se que o comportamento das amostras frente às diferentes trajetórias de deformação executadas apresentam um comportamento similar, tanto a 0° quanto a 90°.

5.2.3 Ensaio de Cisalhamento

a) Estado Recebido

No ensaio de cisalhamento avaliou-se o comportamento do aço BH220 no estado recebido alterando-se a direção de laminação, similarmente ao que foi feito no ensaio de tração. Os valores de tensão limite de escoamento em cisalhamento para a amostra retirada a 0° e 90° em relação à direção de laminação são apresentados na Tabela 12.

Tabela 12 - Limite de escoamento cisalhante amostra a 0° e 90° estado recebido

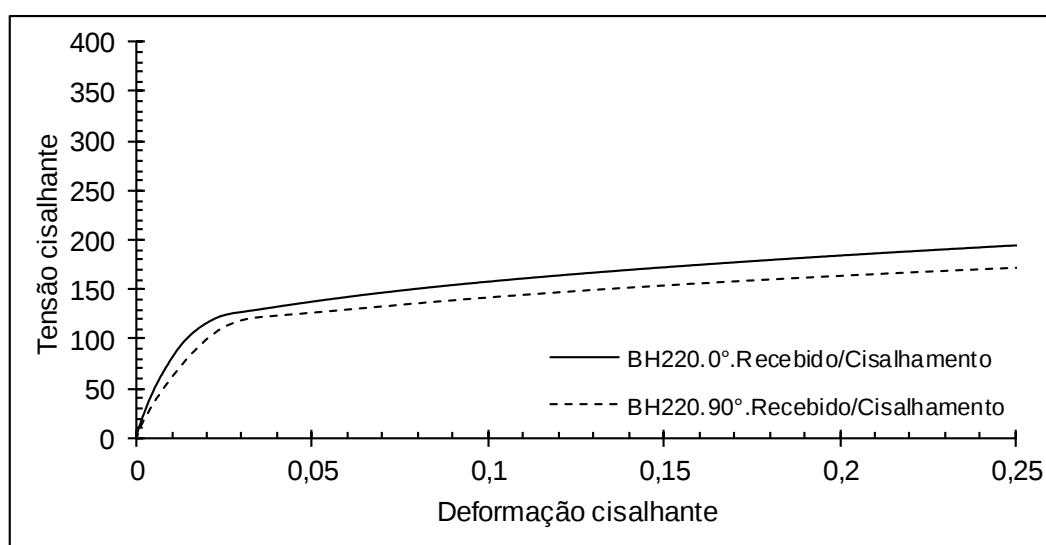
Limite de escoamento cisalhante aço BH220 - recebido	
Direção	LE cisalhante (MPa)
0°	103
90°	94

Fonte: Própria do autor

Percebe-se pela análise da tabela acima a influência da orientação cristalográfica preferencial do aço BH220 quanto aos diferentes valores de limite de escoamento em cisalhamento a 0° e a 90° DL.

A curva tensão *versus* deformação cisalhante pode ser observada na Figura 59 e, similarmente ao mostrado na Tabela 12, vê-se, de forma gráfica, que a tensão cisalhante do material no estado recebido a 0° é superior à apresentada a 90°.

Figura 59 - Curva tensão cisalhante x deformação cisalhante aço BH220 a 0° e 90° no estado recebido



Fonte: Própria do autor

b) Estado Laminado 1%

As amostras submetidas à laminação com 1% de deformação efetiva foram cisalhadas e o comportamento mecânico em termos do limite de escoamento em cisalhamento na Tabela 13, já o resultado em relação à curva de tensão cisalhante *versus* deformação cisalhante pode ser observado na Figura 60.

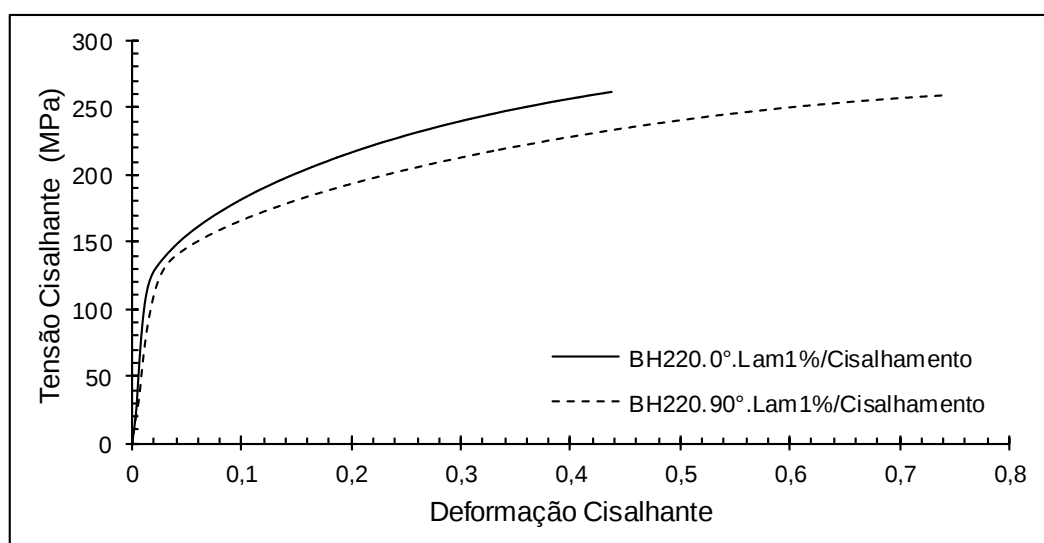
Tabela 13 - Limite de escoamento cisalhante aço BH220 a 0° e 90° amostra estado laminado 1%

Limite de escoamento cisalhante aço BH220 – laminado 1%	
Direção	LE cisalhante (MPa)
0°	112
90°	116

Própria do autor

Fonte:

Figura 60 - Curva tensão cisalhante x deformação cisalhante aço BH220 a 0° e 90° no estado laminado



Fonte: Própria do autor

A partir da análise dos dados, pode-se inferir que, embora a tensão LE cisalhante tenha sido menor a evolução da taxa de encruamento foi maior a 0° DL que a 90° DL.

c) Estado Laminado 1% / Estampado

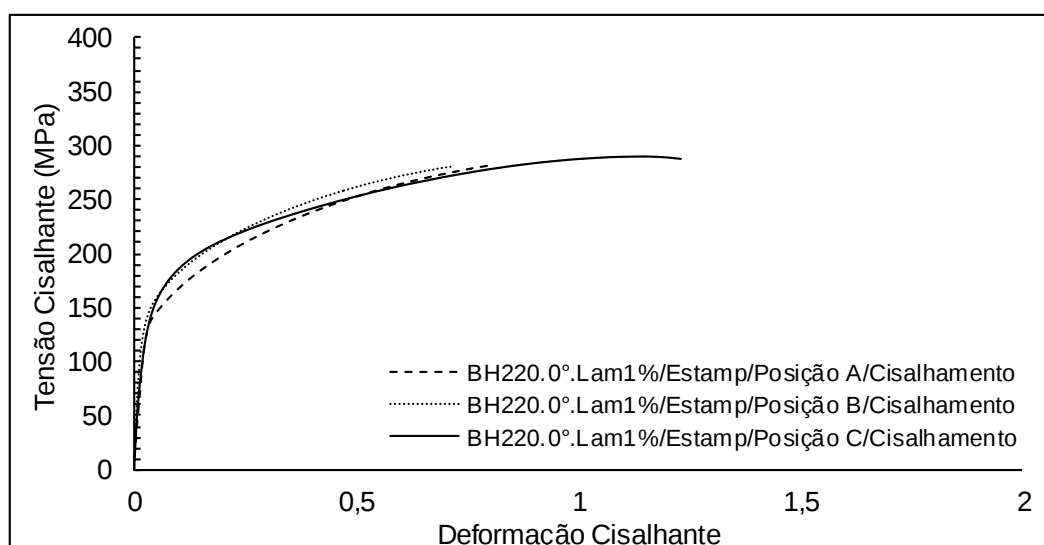
Os mesmos resultados para a amostra que sofreu estampagem, posteriormente à laminação com 1% de deformação são apresentados. Na Tabela 14 pode ser analisado o limite de escoamento em cisalhamento a 0° e 90° em relação à direção de laminação e na Figura 61 e Figura 62 as curvas tensão cisalhante *versus* deformação cisalhante a 0° e 90°, respectivamente.

Tabela 14 - Limite de escoamento cisalhante aço BH220 a 0° e 90° para diferentes posições do produto estampado

Limite de escoamento cisalhante aço BH220 – estampado	
Posição	LE Cisalhante (MPa)
Região A 0°	110
Região B 0°	104
Região C 0°	90
Região A 90°	148
Região B 90°	124

Fonte: Própria do autor

Figura 61 - Curva tensão cisalhante x deformação cisalhante aço BH220 a 0° para diferentes posições do produto estampado

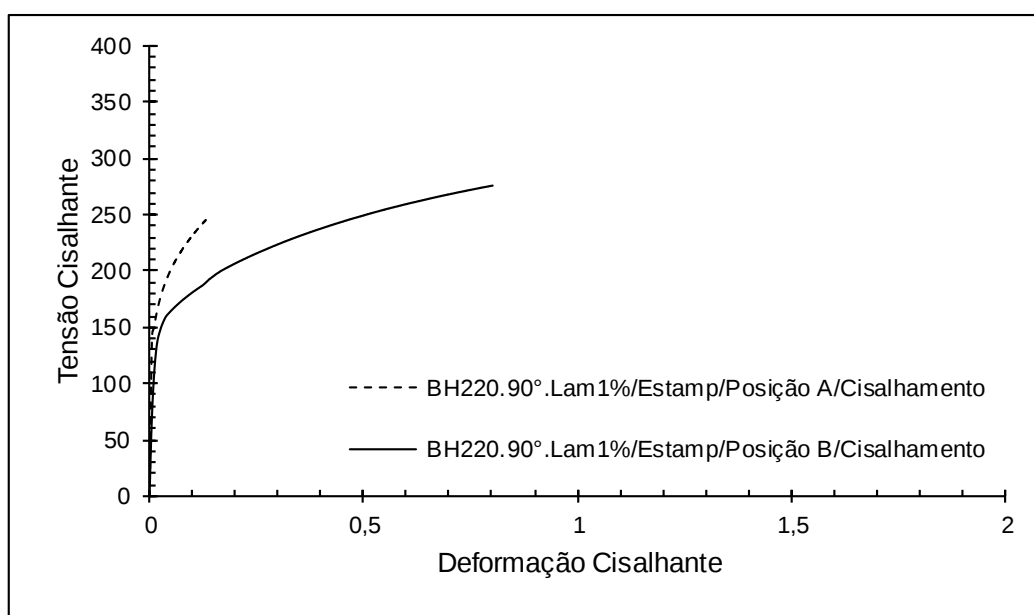


Fonte: Própria do autor

Na deformação em cisalhamento verifica-se que a curva de fluxo da região C encontra-se inicialmente acima da região A e B, o que muda ao longo do ensaio,

diferentemente do que ocorreu na deformação via tração, (vide Figura 54). Ou seja, nota-se novamente uma oscilação da taxa de encruamento dessa amostra. Tal oscilação pode ocorrer em virtude da orientação cristalográfica, além do modo de carregamento empregado.

Figura 62 - Curva tensão cisalhante x deformação cisalhante aço BH220 a 90° para diferentes posições do produto estampado

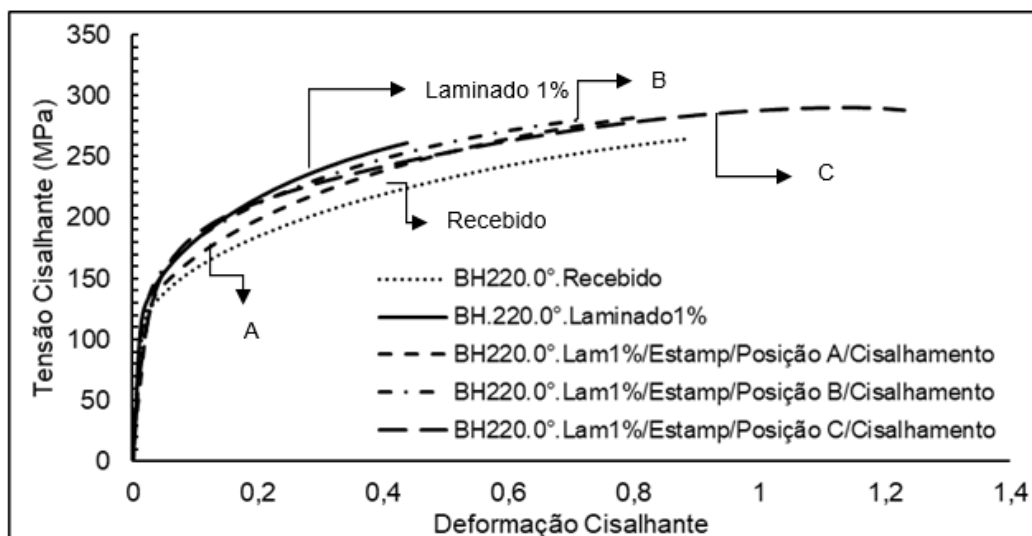


Fonte: Própria do autor

É possível observar que o comportamento das regiões A e B em cisalhamento se diferenciam dos mesmos em tração. A região A da amostra a 90° se mantém acima da região B (aproximadamente 40 MPa), porém com uma diferença mais expressiva. Na Figura 55 a diferença é de 20 MPa. Entende-se que esta diferenciação ocorre em virtude tanto do modo de carregamento quanto da direção de laminação.

É possível ainda comparar o comportamento das curvas de tensão de fluxo cisalhante frente às diferentes trajetórias de deformação considerando todos os estados estudados neste trabalho. A 0° DL na Figura 63 e a 90° DL na Figura 64.

Figura 63 - Curva de fluxo aço BH220 0° rotas de deformação em cisalhamento



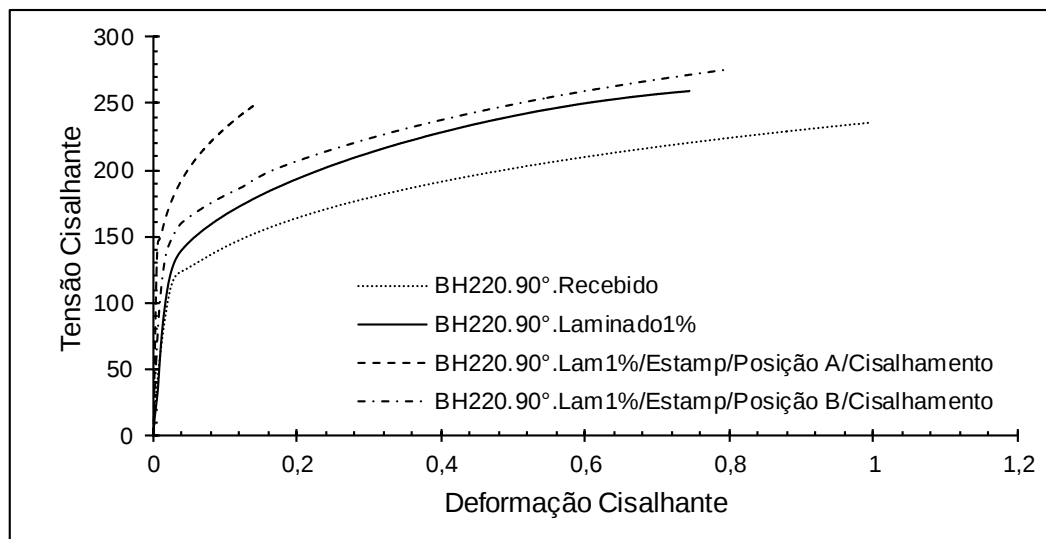
Fonte: Própria do autor

Conforme esperado, pode ser observado que o material no estado estampado se mantém com uma tensão cisalhante superior aos demais estados. Tal fato é esperado, uma vez que este material passou por deformações que garantiram um aumento nesta propriedade mecânica.

Novamente, a região C foi a que exibiu tensão cisalhante maior que as demais regiões, A e B, algo similar ao que foi percebido durante a análise realizada a partir do ensaio de tração, tanto a 0° quanto a 90° DL (vide Figura 54 e Figura 55).

De modo análogo, associa-se esse tipo de comportamento à maior quantidade prévia de deformação que a região C sofreu antes da aplicação dos esforços de tração e de cisalhamento, estando, portanto, mais encruada.

Figura 64 - Curva de fluxo aço BH220 90° rotas de deformação em cisalhamento



Fonte: Própria do autor

A 90° DL pode-se notar, assim como observado em tração, o afastamento das curvas tensão-deformação referentes às regiões A e B, sendo essa separação mais destacada em cisalhamento do que a tração (vide Figura 58). Esse tipo de comportamento pode ser atribuído à textura cristalográfica assumida pelo material durante o processo de deformação plástica e ao próprio modo de deformação (tração e cisalhamento), conforme abordado por Ahn e Seo (2018).

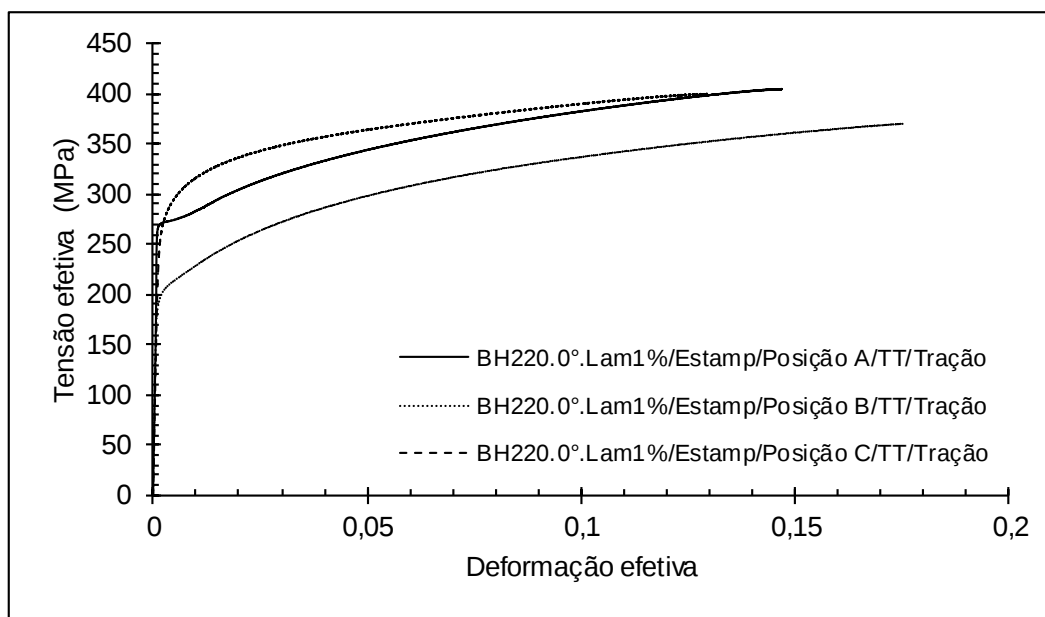
Pode-se inferir ainda que a amostra no estado recebido exibiu uma curva tensão-deformação acima da condição laminado. Tal comportamento, em oposição ao previsto pelo endurecimento por encruamento, pode ser atribuído ao fato de que a quantidade de deformação não ter sido suficiente para promover uma pré-deformação adequada, o que favorece uma deformação mais heterogênea do material.

A resposta do material deformado em cisalhamento a 0° DL foi bastante similar à do material deformado em tração a 0°DL, o que ratifica a conclusão de que a direção original de laminação (0°) é a mais indicada para uma provável operação de estampagem do aço BH220.

5.2.4 Efeito do tratamento térmico para as amostras estampadas 0° DL

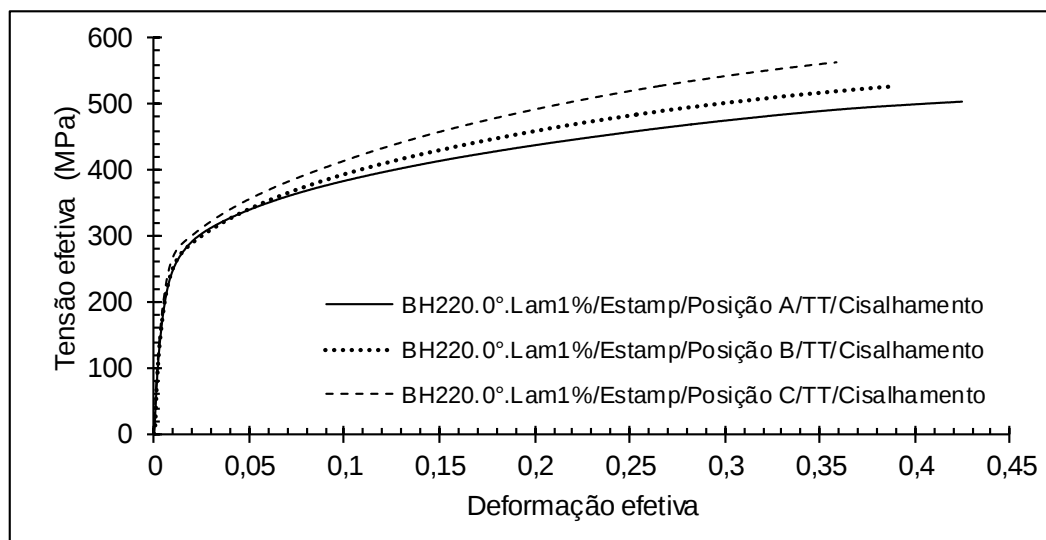
Levando em consideração que até o momento a direção de 0° DL é a direção de laminação mais indicada para os estudo das propriedades mecânicas do efeito BH, fez-se uma comparação entre as amostras no estado estampado, considerando as posições de retirada das amostras, A, B e C, sendo que em um caso a deformação foi por esforço de tração e no outro, por cisalhamento. A diferença aqui é que, antes da deformação, foi feito tratamento térmico na amostra. Os resultados são apresentados na Figura 65 e Figura 66.

Figura 65 - Curva tensão x deformação em tração aço BH220 a 0° para diferentes posições do produto estampado/tratado termicamente



Fonte: Própria do autor

Figura 66 - Curva tensão x deformação em cisalhamento aço BH220 a 0° para diferentes posições do produto estampado/tratado termicamente



Fonte: Própria do autor

Para ambos os esforços aplicados, tração ou cisalhamento, as amostras na região C apresentaram maiores valores de tensão efetiva.

Comparando-se os limites de escoamento das amostras que foram submetidas a tratamento térmico com as que não foram obteve-se o resultado apresentado na Tabela 15 e Tabela 16.

Tabela 15 – LE amostras estampadas 0° deformadas em tração com e sem tratamento térmico

Limite de Escoamento - Tração		
Posição	Sem TT (MPa)	Com TT (MPa)
A	255	275
B	265	208
C	295	280

Fonte: Própria do autor

Tabela 16 - LE amostras estampadas 0° deformadas em cisalhamento com e sem tratamento térmico

Limite de Escoamento - Cisalhamento		
Posição	Sem TT (MPa)	Com TT (MPa)
A	202	222
B	191	230
C	165	240

Fonte: Própria do autor

Nas amostras sujeitas ao esforço de tração é possível observar que o tratamento térmico promove um aumento no LE na somente na região A, enquanto que na região B e C o mesmo diminui. Entende-se, portanto, que o tratamento térmico conduzido não foi suficiente para promover um aumento no limite de escoamento da amostra nesta condição. Diferentemente, para as amostras sujeitas ao esforço de cisalhamento, o tratamento térmico promoveu o aumento do LE para todas as posições. Novamente, a explicação para este fenômeno está no modo de deformação escolhido para cada situação, e para a posição A atribui-se as solicitações impostas nesta região.

5.3 Efeito BH

Os resultados do efeito BH obtidos para as amostras no estado laminado com 1% de deformação efetiva e laminado 1% seguido de estampagem para diferentes regiões do produto estampado são apresentados. As trajetórias de deformação envolveram diferentes valores de pré-deformação tanto em tração quanto em cisalhamento, a 0° e 90° DL em relação à direção de laminação.

5.3.1 Efeito BH via tração no estado laminado 1% a 0° e 90° DL

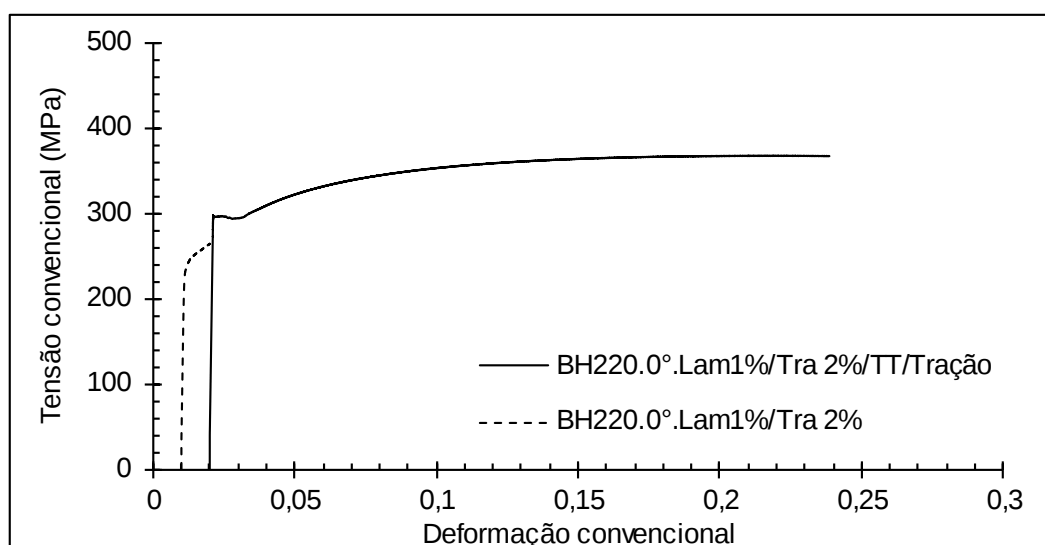
O efeito BH pela trajetória de deformação que envolve a amostra no estado laminado 1%/ pré-deformação em tração de 2% seguido de tratamento térmico e deformação final em tração é apresentado na Tabela 17 e Figura 67 para 0° DL.

Tabela 17–Propriedades mecânicas aço BH220 a 0° na rotalaminado 1%/Tração
2%/TT/Tração

Propriedades Mecânicas 0° DL Tração	
Parâmetro	Valor
BH total (MPa)	50
WH (MPa)	17
BH (MPa)	33

Fonte: Própria do autor

Figura 67 - Curvas tensão x deformação cisalhante aço BH220 a 0° rota laminado
1%/Tração 2%/TT/Tração



Fonte: Própria do autor

A mesma análise foi feita para a amostra laminado 1%/ pré-deformação em tração de 2% seguido de tratamento térmico e deformação final em tração a 90°DL. Os resultados podem ser analisados na Tabela 18 e Figura 68.

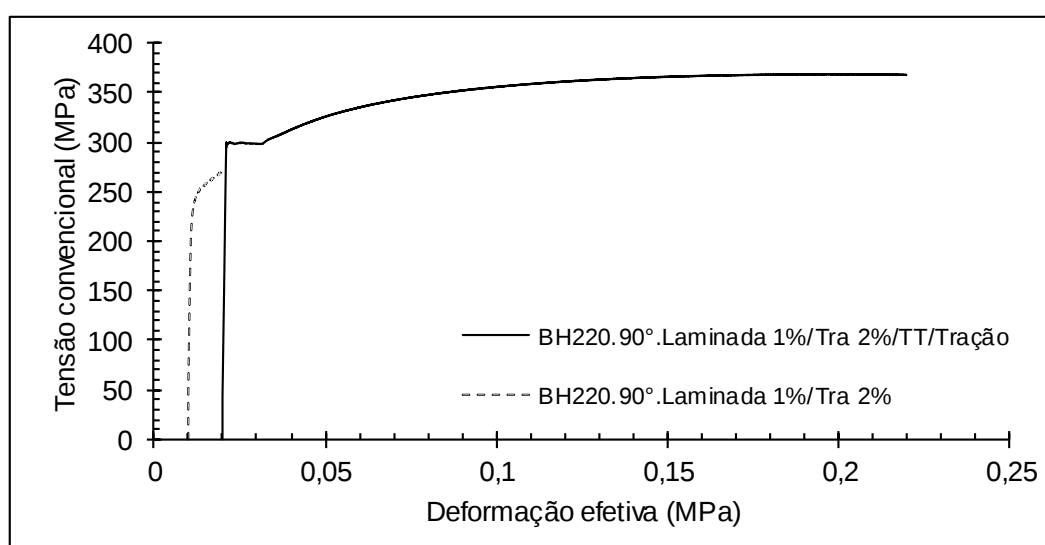
Tabela 18 - Propriedades mecânicas aço BH220 a 90° na rota laminado 1%/Tração 2%/TT/Tração

Propriedades Mecânicas 90°DLTração	
Parâmetro	Valor
BH total (MPa)	50
WH (MPa)	21
BH (MPa)	29

Fonte: Própria do autor

Pela análise dos resultados observou-se que tanto a 0° quanto a 90° DL o efeito BH total foi de 50 MPa, indicando que a condição de tratamento térmico aplicada ao aço BH220 contribuiu para a mudança da orientação cristalográfica assumida pelo material na condição como recebido, independente da direção de laminação. Tal resultado assemelha-se ao mostrado no trabalho de Zhang et al (2008), em que os autores apontam que o ganho nesta mesma condição de processamento seria de 70MPa.

Figura 68 - Curvas tensão x deformação cisalhante aço BH220 a 90° rota laminado 1%/Tração 2%/TT/Tração



Fonte: Própria do autor

5.3.2 Efeito BH via esforço de cisalhamento no estado laminado a 0° e 90° DL

No estado laminado 1% fez a trajetória de deformação que envolveu a pré-deformação em cisalhamento de 0,4%, 1,6% e 2,4%. Cada uma destas seguidas de tratamento térmico e deformação final em cisalhamento. A Tabela 19 evidencia os valores em termos de efeito BH e resistência mecânica desta trajetória.

Tabela 19 - Propriedades mecânicas aço BH220 a 0° e 90° para diversos valores de pré-deformação no estado laminado 1%

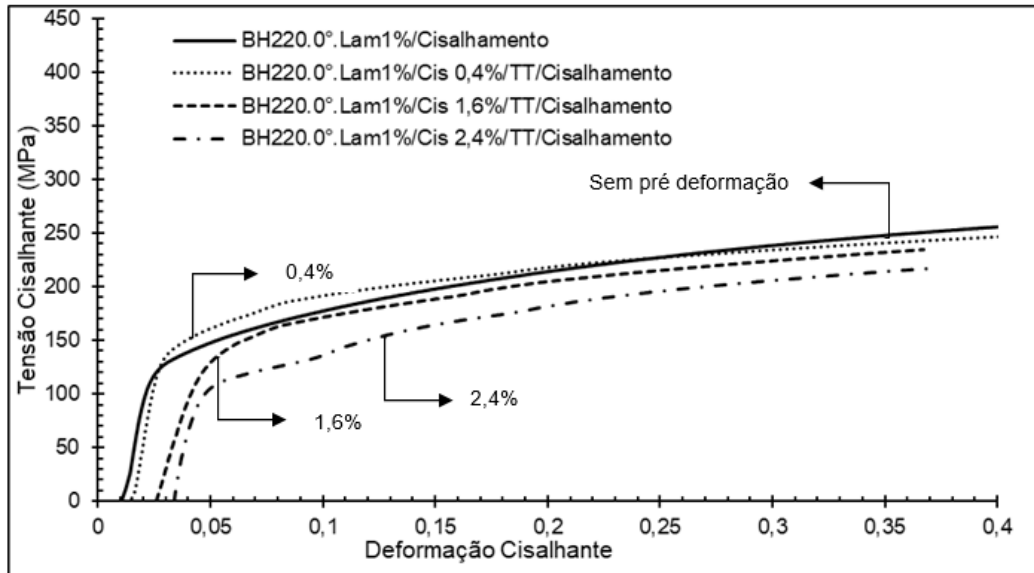
Efeito BH-Amostra Laminada 0° e 90° DL Cisalhamento				
Direção	Pré-deformação (%)	BH total (MPa)	WH (MPa)	BH (MPa)
0°	0,4%	23	-167	190
	1,6%	-2	-35	33
	2,4%	8	-14	22
90°	0,4%	50	-78	128
	1,5%	-10	86	-97
	2,3%	25	66	-41

Fonte: Própria do autor

Já as Figura 69 e Figura 70 representam a curva de fluxo das amostras laminadas de 0° e 90°, respectivamente em relação à direção de laminação que passaram pela trajetória mencionada: pré-deformação em cisalhamento, seguida de tratamento térmico e deformação final em cisalhamento.

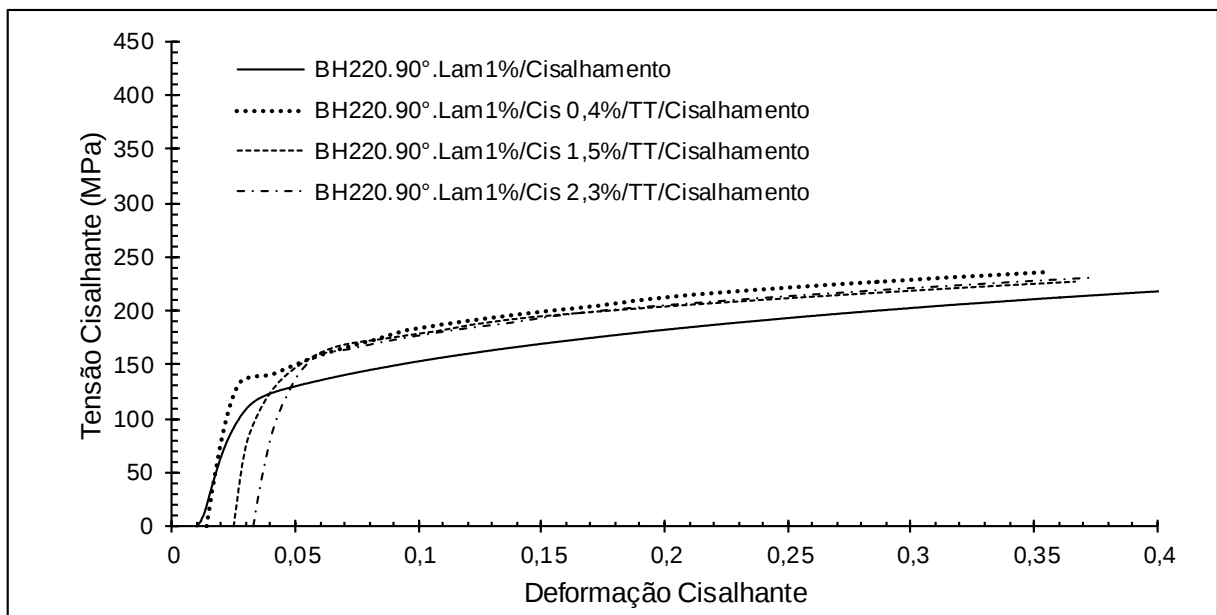
De modo geral, estas curvas mostraram que acréscimo dos valores de pré-deformação nas amostras laminadas 1% ocasionaram diminuição no efeito BH. Os resultados mais expressivos de efeito BH foi a 0,4% de pré-deformação, tanto a 0° quanto 90° DL. Tal resultado corrobora com o apresentado por Das (2012). O autor coloca que este efeito de aumento na pré-deformação e diminuição no efeito BH pode vir a ser minimizado adequando a condição de envelhecimento (em termos de temperatura e tempo do tratamento térmico).

Figura 69 - Curva de fluxo aço BH220 a 0° no estado laminado 1% para diversos valores de pré-deformação



Fonte: Própria do autor

Figura 70 - Curva de fluxo para aço BH220 a 90° no estado laminado 1% para diversos valores de pré-deformação

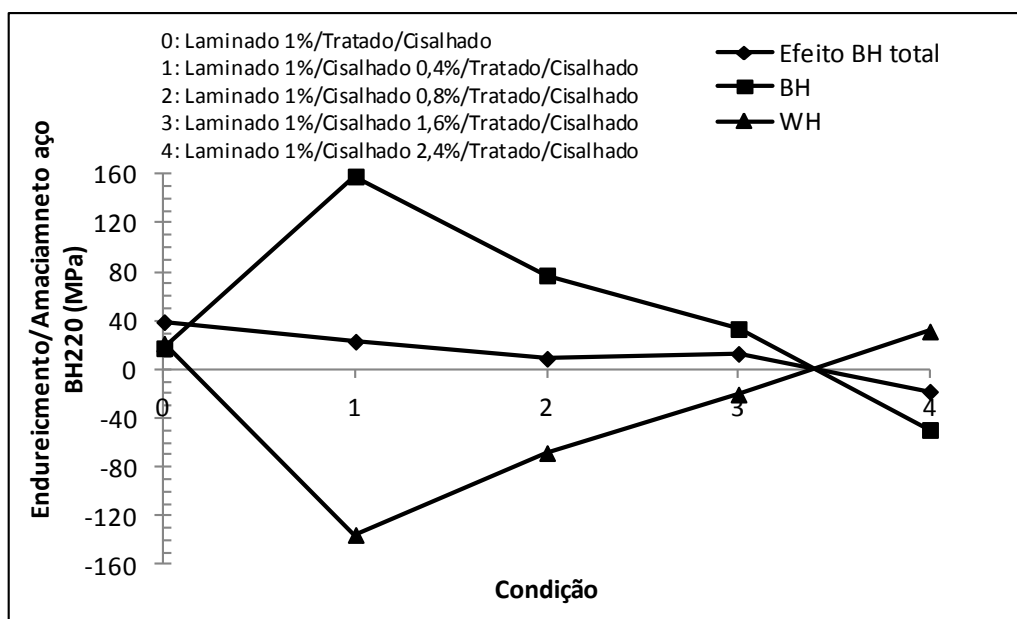


Fonte: Própria do autor

Comparando as amostras com e sem pré-deformação em cisalhamento verificou-se que o endurecimento devido ao efeito BH para as amostras pré-deformadas foi maior que o observado nas amostras sem deformação. Isto indica a influência do cisalhamento adotado durante a pré-deformação do aço BH220 como método de deformação que auxiliou no endurecimento por efeito BH desse aço.

Nota-se ainda que o endurecimento por efeito BH foi maior para o menor valor de pré-deformação praticado em cisalhamento, ou seja, 0,4% de deformação efetiva em cisalhamento, para em seguida reduzir com o acréscimo da quantidade de pré-deformação em cisalhamento. Neste caso, a saturação do efeito BH para o aço BH220 quando pré-deformado em cisalhamento ocorreu para o valor de pré-deformação de 2,4%, quando se observou amaciamento.

Figura 71 - Rotas de deformação em cisalhamento aço BH220 0° no estado laminado 1%



Fonte: própria do autor

Tais resultados são compatíveis com a literatura (ZHANG et al., 2008; CHAKRABORTY et al., 2016) e explicados pela formação da atmosfera de Cottrell. Sabe-se que a presença de descontinuidades na estrutura cristalina resulta em tensão residual naquela região que promovem o endurecimento do material. A

movimentação destas discordâncias causa deformações plásticas no material. A formação da atmosfera de Cottrell ocorre durante o tratamento térmico uma vez que os átomos intersticiais de carbono, presentes na microestrutura, segregam para as discordâncias formando, assim, a atmosfera de Cottrell. Sendo assim, na deformação posterior ao tratamento térmico é necessário maior tensão para movimentar estas discordâncias (ZHANG et al., 2008).

5.3.3 Efeito BH via esforço de tração no estado estampado a 0° e 90° DL

No estado laminado 1% seguido de uma operação de estapagem a trajetória executada envolveu crescentes valores de pré-deformações em tração seguidas de tratamento térmico e deformação final em tração.

a) Em relação a direção de laminação de 0° DL

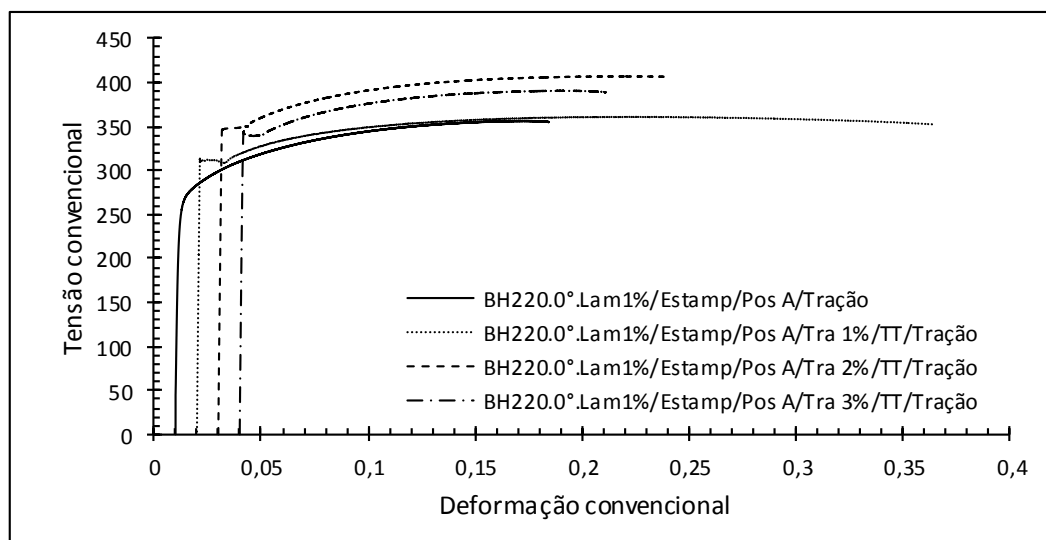
Os resultados da região A podem ser observados na Tabela 20 e Figura 72. As pré-deformações nesta trajetória de deformação foram de 1%, 2% e 3 % . Os valores de pré-deformação foram inicialmente ajustados na máquina, a fim de permitir que a amostra alcançasse tais valores. Entretanto, conforme colocado por Rauch (1992), o valor da deformação cisalhante é mensurado sempre ao término do ensaio. Quando isto foi feito observou-se que houve variação nestes valores, em virtude de algumas interferências na máquina.

Tabela 20 - Propriedades mecânicas aço BH220 a 0° para diversos valores de pré-deformação em tração no produto estampado - região A

Efeito BH–Amostra estampada 0° Tração – Região A			
Pré-deformação (%)	BH total (MPa)	WH (MPa)	BH (MPa)
1,0	95 ± 21	29 ± 1	66 ± 19
2,0	85 ± 2	49 ± 3	35 ± 8
3,0	72 ± 17	64 ± 16	9 ± 0,9

Fonte: Própria do autor

Figura 72 - Curvas de fluxo aço BH220 0° para diversos valores de pré-deformação em tração no produto estampado - região A



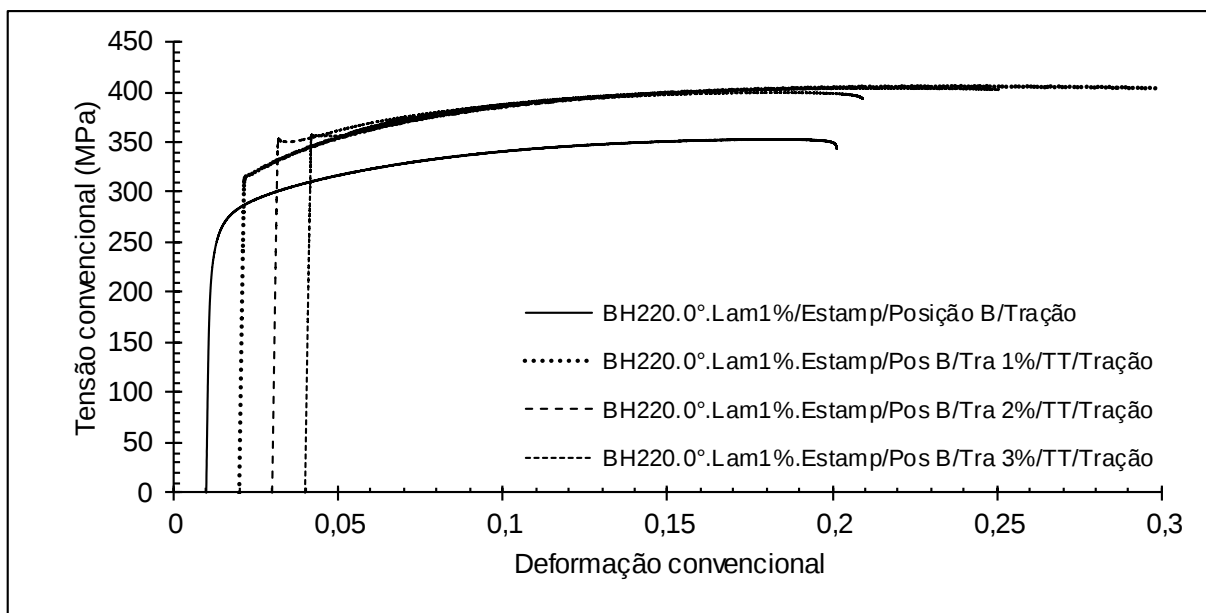
Observa-se que na região A o efeito BH diminuiu com o aumento da pré-deformação, sendo que a pré-deformação de 1% resultou no maior valor BH, similarmente ao reportado por Souza et al. (2012). Baseado em experimentos similares aos executados neste trabalho, os autores afirmaram que 1% de pré-deformação seria o valor ideal para ganho de resistência mecânica por efeito BH. Os resultados para a região B do produto estampado são apresentados na Tabela 21 e Figura 73. As pré-deformações foram de 1%, 2% e 3 %.

Tabela 21 –Efeito BH - Propriedades mecânicas aço BH220 a 0° para diversos valores de pré-deformação em tração no produto estampado - região B

Efeito BH-Amostra estampada 0° DL Tração – Região B			
Pré-deformação (%)	BH total (MPa)	WH (MPa)	BH (MPa)
1	70 ± 0	41 ± 21	28 ± 21
2	70 ± 0	75 ± 13	24 ± 13
3	110	83,89	26

Fonte: Própria do autor

Figura 73 - Curvas de fluxo aço BH220 0° para diversos valores de pré-deformação em tração no produto estampado - região B



Pela análise da Tabela 21, pode-se verificar que diferentemente do que aconteceu na região A, na região B houve uma estabilização do efeito BH à pré-deformações de 1% e 2% e um aumento de 40 MPa quando o material foi deformado até 3%. As sucessivas deformações às quais o material passou pode explicar este aumento no efeito BH, que segundo Wen, et al. (2015) podem alterar o arranjo das discordâncias na estrutura de um aço, modificando assim, sua resposta mecânica.

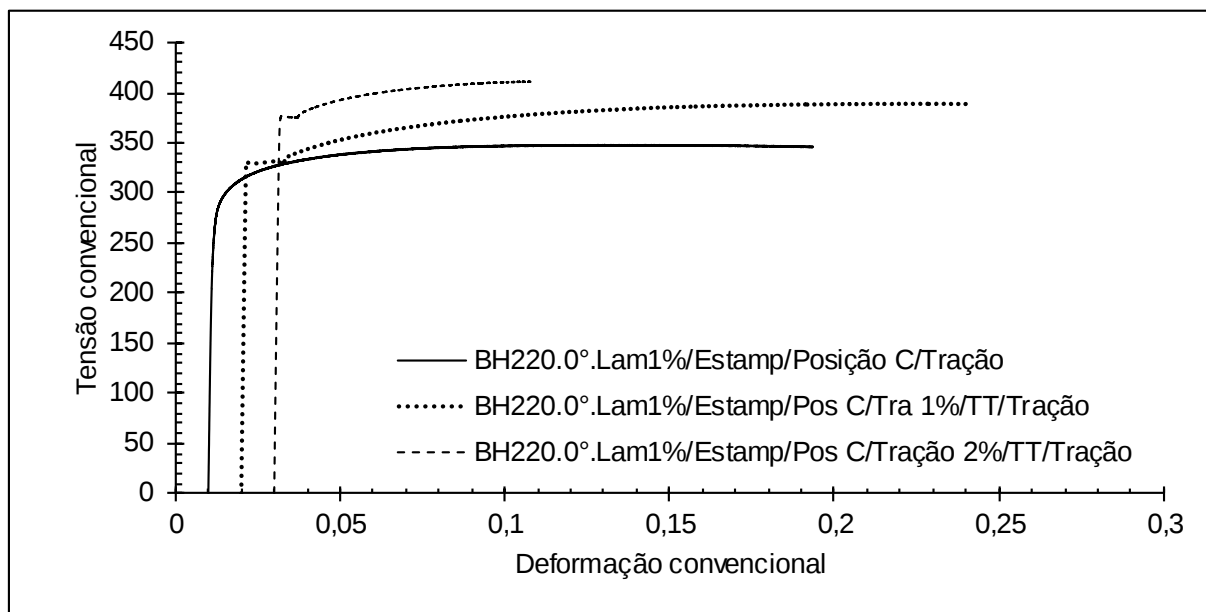
Os resultados para a região C do produto estampado são apresentados na Tabela 22 e Figura 74. As pré-deformações nesta trajetória de deformação foram de 1%, 2%.

Tabela 22 – Propriedades mecânicas aço BH220 a 0° para diversos valores de pré-deformação em tração no produto estampado - região C

Efeito BH-Amostra estampada 0° Tração – Região C			
Pré-deformação (%)	BH total (MPa)	WH (MPa)	BH (MPa)
1	105 ± 35	75 ± 25	29 ± 9
2	100 ± 0	67 ± 7	33 ± 7

Fonte: Própria do autor

Figura 74 - Curvas de fluxo aço BH220 0° para diversos valores de pré-deformação em tração no produto estampado - região C



Fonte: Própria do autor

A região C apresentou comportamento similar ao da região A em que o aumento na pré-deformação de 1 a 2% representa diminuição no efeito BH.

b) Em relação a direção de laminação de 90° DL

Em relação a direção de laminação de 90° são apresentados a seguir os resultados para cada uma das regiões estudadas do produto estampado.

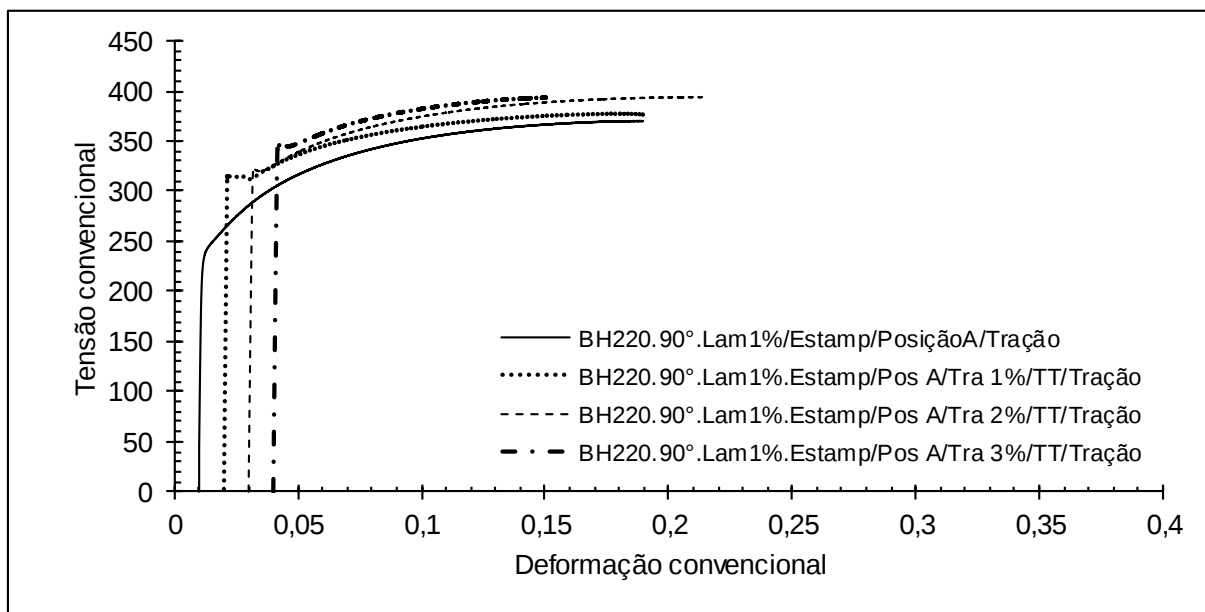
Os resultados da região A podem ser observados na Tabela 23 e Figura 75. As pré-deformações nesta trajetória de deformação foram de 1%, 2% e 3 %.

Tabela 23 - Propriedades mecânicas aço BH220 a 90° para diversos valores de pré-deformação em tração no produto estampado - região A

Efeito BH – Amostra estampada 90° DL Tração – Região A			
Pré-deformação (%)	BH total (MPa)	WH (MPa)	BH (MPa)
1	75	5	69
2	80	79	0,6
3	110	103	7

Fonte: Própria do autor

Figura 75 - Curvas de fluxo aço BH220 90° para diversos valores de pré-deformação em tração no produto estampado - região A



Fonte: Própria do autor

Mudando-se a direção de laminação nota-se um aumento no efeito BH com o acréscimo da pré-deformação, diferentemente do que ocorreu na amostra a 0° para a mesma região. No trabalho de Zhang et al (2008) o efeito BH estudado em aços TRIP e DP apresentou um comportamento semelhante a este.

Neste trabalho foi observado aumento do efeito BH para valores de pré-deformação de até 3%, sendo esse endurecimento associado com a formação crescente de atmosferas de Cottrell com o aumento da pré deformação. Os autores

continuam a deformar o material, e a partir de 3% de pré-deformação o efeito BH começa a diminuir.

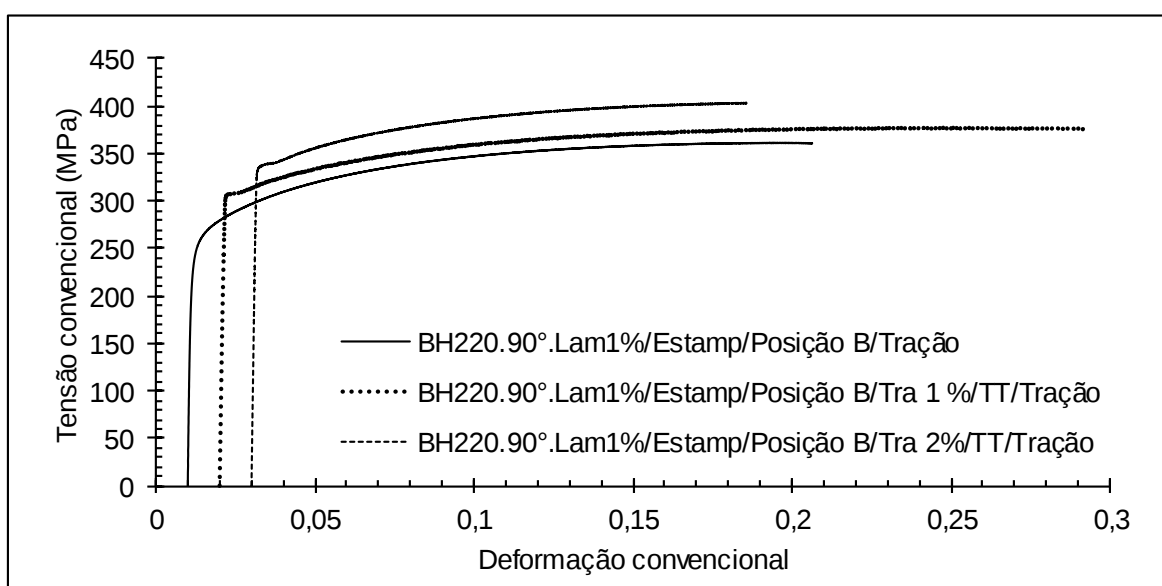
Os resultados para a região B do produto estampado são apresentados na Tabela 24 e Figura 76.

Tabela 24 - Propriedades mecânicas aço BH220 a 90° para diversos valores de pré-deformação em tração no produto estampado - região B

Efeito BH amostra estampada 90° DL Tração – Região B			
Pré-deformação (%)	BH total (MPa)	WH (MPa)	BH (MPa)
1	55	59	- 4
2	85	50	34

Fonte: Própria do autor

Figura 76 - Curvas de fluxo aço BH220 90° para diversos valores de pré-deformação em tração no produto estampado - região B



Fonte: Própria do autor

Tanto para a região A quanto para a região B do produto estampado neste modo de deformação observou-se um aumento no efeito BH com o aumento na pré-

deformação. Resultado condizente com alguns autores (ZHANG, 2008; KUANG, 2015). O aumento em 30 MPa observado na região B quando a pré-deformação foi de 1% para 2% é coerente com o estabelecido por Dias (2011).

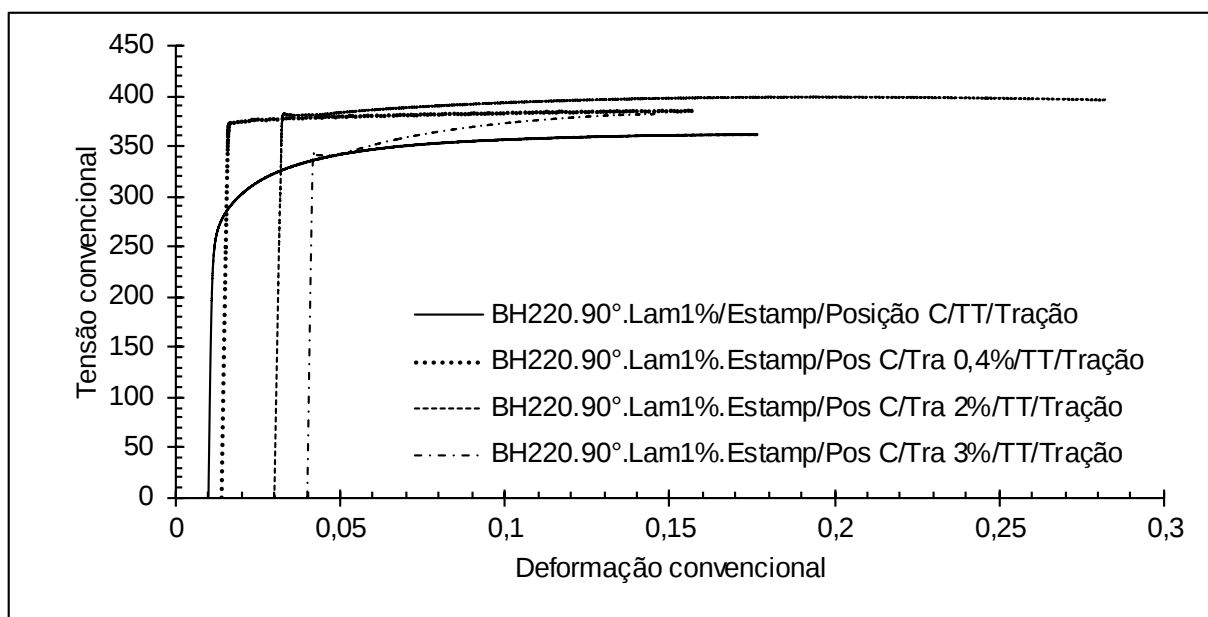
Os resultados para a região C do produto estampado são apresentados na Tabela 25 e Figura 77. As pré-deformações nesta trajetória de deformação foram de 0,4% a 3%.

Tabela 25 - Propriedades mecânicas aço BH220 a 90° para diversos valores de pré-deformação em tração no produto estampado - região C

Efeito BH amostra estampada 90° Tração – Região C			
Pré-deformação (%)	BH total (MPa)	WH (MPa)	BH (MPa)
0,4	105	86	18
2,0	110	99	10
3,0	70	80	-10

Fonte: Própria do autor

Figura 77 - Curvas de fluxo aço BH220 90° para diversos valores de pré-deformação em tração no produto estampado - região C



Fonte: Própria do autor

Os resultados de efeito BH em relação às posições e pré-deformações impostas ao produto estampado mostram que o efeito BH aumenta com valores de pré-deformações até 2%. A partir deste ponto, aumentos no valor da pré-deformação acarretam diminuição no efeito BH. Pré-deformações de até 2% representam o número máximo de discordâncias ancoradas pelos elementos intersticiais na estrutura, segundo Dias (2011), este fato, aliado ao modo de deformação, direção de laminação pode explicar a diminuição do efeito BH quando a pré-deformação foi de 3%.

A posição de retirada das amostras manteve este comportamento, sendo que o que mudou foi a magnitude de aumento ou diminuição do efeito BH. Quando a pré-deformação variou de 1% para 2% a região A e C apresentou uma queda no efeito BH de 5 MPa. Já a região B uma queda de 30 MPa. A pré-deformação variando de 2% para 3% apresentou uma queda de 30 MPa na região A e 40 MPa na região B, apresentando novamente certa similaridade no comportamento. Como na região B não foi possível retirar mais amostras não foi possível fazer a mesma comparação.

Ji et al, 2017 apresentam resultados similares aos descritos. Seus testes revelaram que para valores de pré-deformações de 0,5% a 2% o efeito BH aumenta. Entretanto, pré-deformações superiores significam redução no valor BH. Para os autores os aumentos na pré-deformação aliados à disponibilidade átomos de carbono livre são os responsáveis pelo aumento no efeito BH. A partir do momento em que não há mais disponibilidade de átomos intersticiais de carbono para ancorar as discordâncias e, conseqüentemente, aumentar a resistência mecânica do material, só haveria um aumento na densidade das discordâncias, que sem elementos intersticiais para ancorá-las acarretam diminuição do efeito BH.

5.3.4 Efeito BH via cisalhamento no estado estampado a 0° e 90°

O efeito BH nas amostras no estado estampado mediante esforço de cisalhamento a é apresentada a seguir.

a) Em relação a direção de laminação de 0°

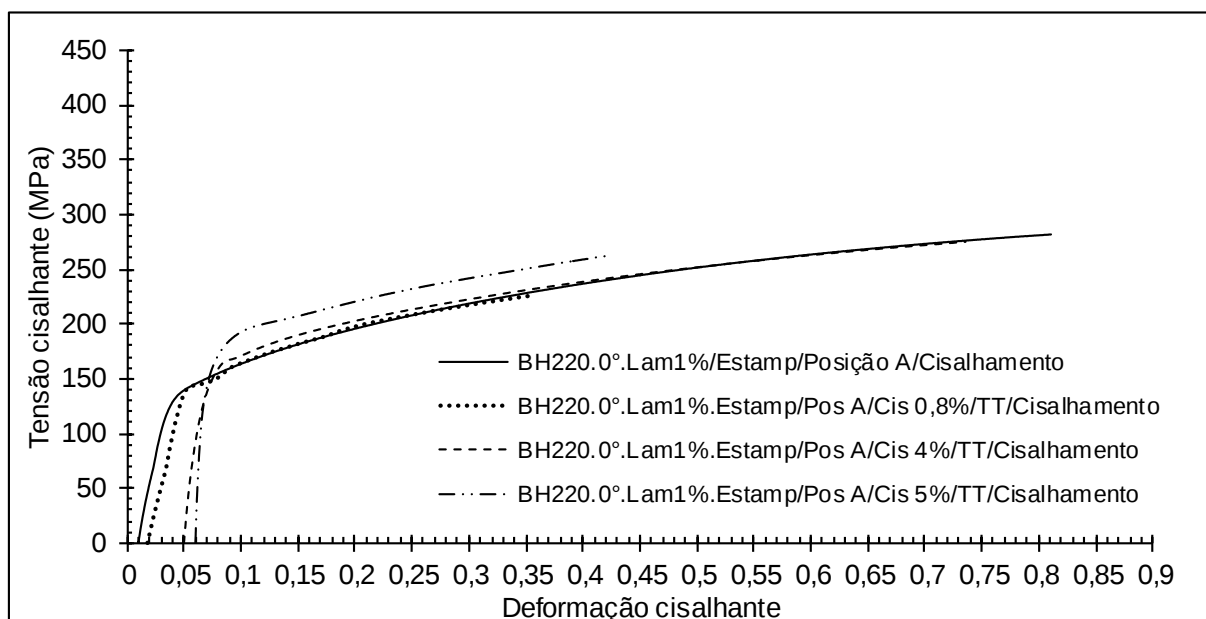
Os resultados para a região A do produto estampado são apresentados na Tabela 26 e Figura 78. As pré-deformações nesta trajetória de deformação foram de 0,8% a 5%.

Tabela 26 – Propriedades mecânicas aço BH220 a 0° para diversos valores de pré-deformação em cisalhamento no produto estampado - região A

Efeito BH – Amostra estampada 0° Cisalhamento – Região A			
Pré-deformação (%)	BH total (MPa)	WH (MPa)	BH (MPa)
0,4	120	58	62
4,0	70	47	22
5,0	20	105	-85

Fonte: própria do autor

Figura 78 - Curvas de fluxo aço BH220 0° para diversos valores de pré-deformação em cisalhamento no produto estampado - região A



Fonte: própria do autor

Na região A e para esta condição de modo de carregamento, direção de laminação e rota de deformação pode-se observar que o aumento na quantidade de pré-deformação acarreta diminuição no efeito BH (DAS, 2012).

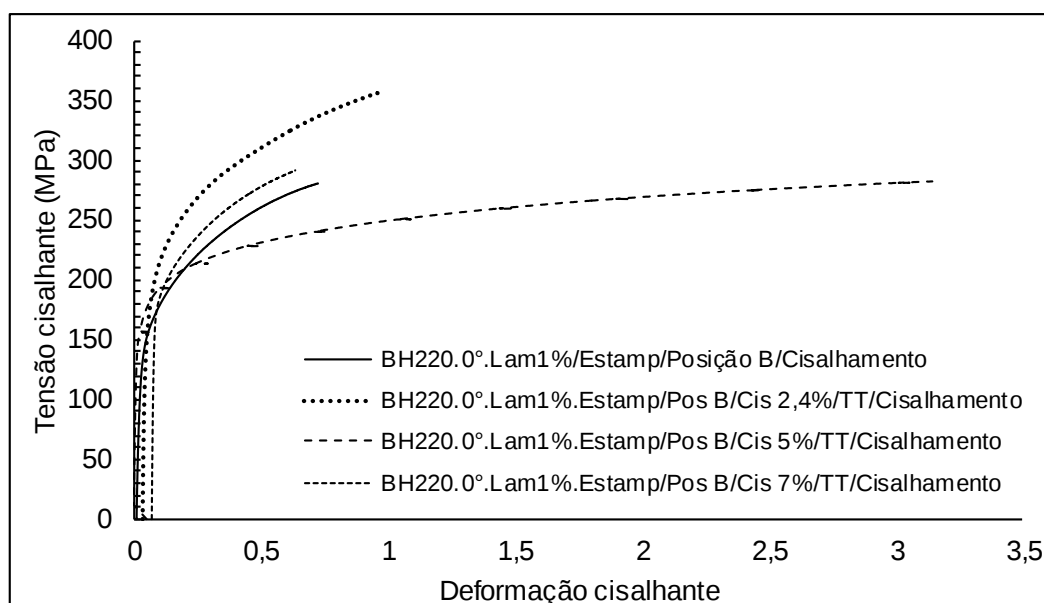
Os resultados para a região B do produto estampado são apresentados na Tabela 27 e Figura 79. As pré-deformações nesta trajetória de deformação foram de 2,4% a 6%.

Tabela 27 - Propriedades mecânicas aço BH220 a 0° para diversos valores de pré-deformação em cisalhamento no produto estampado - região B

Efeito BH – Amostra estampada 0° DL Cisalhamento – Região B			
Pré-deformação (%)	BH total (MPa)	WH (MPa)	BH (MPa)
2,4	40	80	-40
5	60	25	34
7	100	98	2

Fonte: própria do autor

Figura 79 - Curvas de fluxo aço BH220 0° para diversos valores de pré-deformação em cisalhamento no produto estampado - região B



Fonte: própria do autor

Para a região B do produto estampado ocorre o oposto. O efeito BH aumenta com o aumento da pré-deformação, diferentemente do que aconteceu na região A. Observa-

se aqui a influência da posição de retirada das amostras bem como do percentual de pré-deformação aplicado.

b) Em relação a direção de laminação de 90°

Os resultados para a região A do produto estampado a 90° em relação à direção de laminação pode ser observado na Tabela 28 e Figura 80. As pré-deformações foram de 0,4% a 1,6%.

Tabela 28 - Propriedades mecânicas aço BH220 a 90° para diversos valores de pré-deformação em cisalhamento no produto estampado - região A

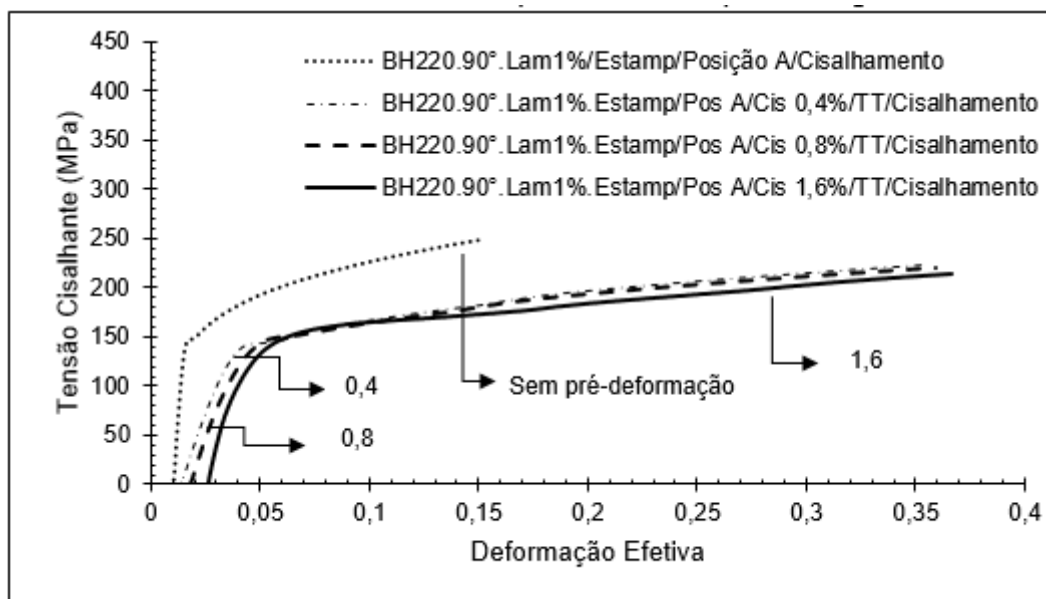
Efeito BH – Amostra estampada 90° Cisalhamento – Região A			
Pré-deformação (%)	BH total (MPa)	WH (MPa)	BH (MPa)
0,4	-10	-138	128
0,8	-35	-37	1,98
1,6	-80	6	-86

Fonte: própria do autor

Com a mudança da direção de laminação pode-se inferir que o efeito BH caiu drasticamente, apresentando valores negativos crescentes. Verifica-se aqui o impacto dos efeitos anisotrópicos (BASTOS, 2009), principalmente se for comparado os resultados da mesma região (A) a 0°, em que também houve diminuição do efeito BH. Além dos efeitos do modo de deformação em estampagem naquela região.

A análise das curvas na Figura 80 mostrou que o tratamento térmico conduzido não foi suficiente para promover o endurecimento do material para as condições desta análise. A curva BH220.90°.Lam1%/Estamp/Posição A/Cisalhamento encontra-se acima das demais que sofreram as pré-deformações.

Figura 80 - Curvas de fluxo aço BH220 90° para diversos valores de pré-deformação em cisalhamento no produto estampado - região A



Fonte: própria do autor

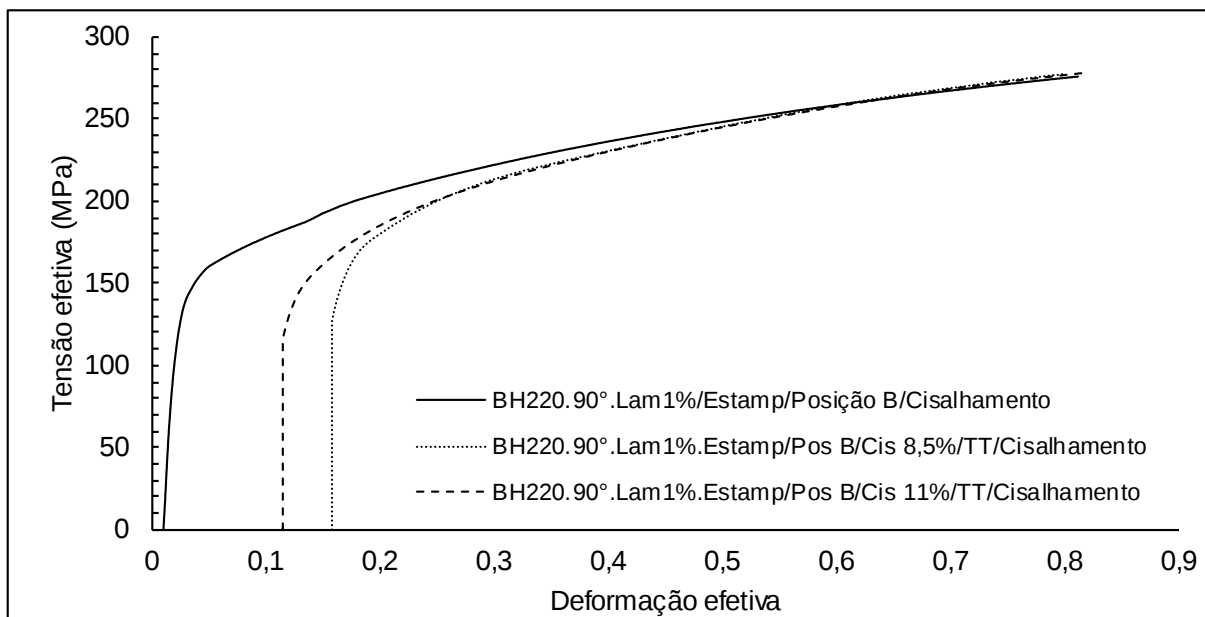
Os resultados para a região B do produto estampado são apresentados na Tabela 29 e Figura 81. As pré-deformações nesta trajetória de deformação foram de 8,5% e 11%. Tais amostras sofreram pré-deformações maiores que as demais devido à interferências na máquina durante o ensaio, o que fez com que os valores pré-definidos, menores que os obtidos ao final, não fossem alcançados.

Tabela 29 – Propriedades mecânicas aço BH220 a 90° para diversos valores de pré-deformação em cisalhamento no produto estampado - região B

Efeito BH – Amostra estampada 90° Cisalhamento – Região B			
Pré-deformação (%)	BH total (MPa)	WH (MPa)	BH (MPa)
8,5	-4	70,87	-74,87
11	-14	58,06	-72,06

Fonte: própria do autor

Figura 81 - Curvas de fluxo aço BH220 90° para diversos valores de pré-deformação em cisalhamento no produto estampado - região B



Fonte: própria do autor

Nesta análise foi empregada um valor de pré-deformação mais alto que os demais. Pode-se observar que tais valores também acarretaram uma diminuição do efeito BH para esta posição do produto estampado e com o modo de deformação utilizado. O tratamento térmico aplicado também não foi suficiente para promover o endurecimento do efeito BH, o que pode ser observado pelas curvas da Figura 81, lem que a condição de caracterização (BH220.90°.Lam1%/Estamp/Posição B/Cisalhamento) está acima das demais que sofreram as pré-deformações.

7. CONCLUSÕES

O aço BH 220 foi submetido a mudanças na trajetória de deformação envolvendo a aplicação de esforços mecânicos compressivos-cisalhantes presentes na laminação a frio, tração e cisalhamento de modo isolado assim como tração e compressão combinados a partir da estampagem de um produto.

As análises foram feitas em amostras retiradas a 0° DL e a 90° DL nos estados como recebido, laminado a frio de 1% e estampado, De modo geral, os resultados mostraram que o modo de deformação, a direção de laminação e a quantidade de pré-deformação influenciaram no efeito BH obtido. Destacando-se:

Caracterização em tração

- a) para as rotas que adotaram apenas o esforço de tração, a resposta mecânica apresentada pelo aço BH 220 em função da direção de solicitação mecânica, ou seja, a 0° DL e a 90° DL, foi similar;
- b) de modo análogo, o comportamento mecânico apresentado pela amostras no estado como recebido (laminado a frio) e recebido/laminado a frio de 1% também foi similar, nas duas direções de solicitação mecânica;
- c) pelo fato de as amostras retiradas a 0° DL terem exibido a melhor combinação entre resistência mecânica e ductilidade, essa foi considerada a melhor direção para a estampagem do aço BH 220 nos estados como recebido e laminado a frio de 1%.

Caracterização em cisalhamento

A caracterização da resistência mecânica do aço BH 220 nos estados laminado de 1% e estampado (sem a adoção de pré-deformação em cisalhamento) revelou comportamento similar ao detectado para as amostras investigadas sob o esforço de tração.

Avaliação do efeito BH no estado laminado 1% sob os esforços de tração e de cisalhamento

- a) para a análise em tração verificou-se apenas a ocorrência do endurecimento do material pelo efeito BH para a amostra pré-deformada em tração de 2%, uma vez

que não foi investigada a influência da quantidade de pré-deformação neste modo de deformação plástica;

b) para a análise em cisalhamento observou-se que o aumento da quantidade de pré-deformação em cisalhamento reduziu o valor do endurecimento pelo efeito BH, além de a pré-deformação ter contribuído para o maior aumento do efeito BH quando comparada com a amostra sem pré-deformação, com exceção para a amostra com maior valor de pré-deformação.

Avaliação do efeito BH no estado estampado sob os esforços de tração e de cisalhamento

a) para as amostras retiradas a 0° DL que sofreram pré-deformação em laminação a frio e em tração após a estampagem foi detectado que o aumento da quantidade de pré-deformação em tração acarretou na diminuição do efeito BH na região A e aumento do efeito BH na região B, identificando assim, a influência do modo de deformação na magnitude do efeito BH. Este comportamento mecânico foi similar quando a pré-deformação foi feita em cisalhamento;

b) já as amostras retiradas a 90° DL que sofreram pré-deformação em laminação a frio e em tração após a estampagem foi detectado que o aumento da quantidade de pré-deformação em tração ocasionou o acréscimo do efeito BH nas regiões A e B. No entanto, para a pré-deformação em cisalhamento aplicada nas amostras das posições A e B foi observado o amaciamento do aço BH 220, não sendo detectado endurecimento por efeito BH para este modo de deformação plástica;

c) para as amostras laminadas e estampadas, sem pré-deformação em tração ou em cisalhamento, a avaliação do efeito BH mediante os ensaios de tração e de cisalhamento revelou que a posição C foi a a região de maior resistência mecânica, sendo esse aumento mais acentuado a 90° DL. Destaca-se que essa é a posição que foi submetida à combinação dos esforços de tração (estiramento) e de compressão durante a confecção do produto estampado, além de ter sofrido uma quantidade maior de deformação quando comparada com as demais regiões.

REFERÊNCIAS

- AN, Y.G.; VEGTER, H.; HEIJNE, J. Development of simple shear test for the measurement of work hardening. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 209, p. 4248–4254, 2009.
- AHN, K.; SEO, M. Effect of anisotropy and differential work hardening on the failure prediction of AZ31B magnesium sheet at room temperature. **International Journal of Solids and Structures**, p. 1-12. 2018.
- BAKER, L. J.; DANIEL, S. R.; PARKER, J. D. Metallurgy and processing of ultralow carbon bake Hardening steels. **Materials Science and technology**, v. 18, n. 4, p. 355-368, Mar. 2002.
- BALLARIN, V.; SOLER, M.; PERLADE, A.; LEMOINE, X.; FOREST, S.. Mechanisms and modeling of Bake-Hardening steels: Part II. Complex Loading Paths. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 40a, p. 1375, Jun. 2009.
- BASTOS, A. L. **Análise do processo de estampagem de chapas de aço através da curva limite de conformação**. 2009, 148f, Dissertação (Mestrado), UFSC, Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais.
- BERBENNI, S.; FAVIER, V.; LEMOINE, X.; BERVEILL, M.. A micromechanical approach to model the Bake Hardening effect for low carbon steels. **Elsevier**, p. 303-388, Maio. 2004.
- BITTENCOURT, T. R. **Avaliação da conformabilidade e da resistência à indentação dos aços Intersticial Free High Strength Steel (IFHSS) e Bake Hardenable (BH) da alasse de 260 MPa de limite de escoamento**. 2014. 105f. Dissertação (Mestrado) - Engenharia Metalúrgica e de Minas, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2014.
- BOUVIER, S.; GARDEY, B.; HADDADI, H.; TEODOSIU, C. Characterization of the strain-induced plastic anisotropy of rolled sheets by using sequences of simple shear and uniaxial tensile tests. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 174, p. 115–126, 2006.
- BOUVIER, S.; HADDADI, H.; LEVÉE, P.; TEODOSIU, C. Simple shear tests: Experimental techniques and characterization of the plastic anisotropy of rolled sheets at large strains. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 172, p. 96–103. 2006.
- CERCEAU, C. **Estampabilidade de chapas finas laminadas a quente**. 2004. 109f. Dissertação (Mestrado) – Pós Graduação em Engenharia de Materiais, Universidade Federal de Ouro Preto, Ouro Preto, 2004.
- CIMM. **A estampabilidade dos materiais metálicos**. Disponível em: <http://www.cimm.com.br/portal/material_didatico/6487-a-estampabilidade-dos-materiais-metalicos#.WTcxEWjyviU> Acesso em: 06 junho 2017

DAS, S. **Bake Hardening in Low and Medium Carbon Steels**. 2012. 168f. Tese (Doutorado) – Department of Metallurgical and Materials Engineering, Indian Institute of Technology, Kharagpur, 2012.

DAVENPORT, S. B.; HIGGINSON, R. L. Strain path effects under hot working: an introduction. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 98, n. 2000, p. 267-291, Fev. 1998

DIAS, G. C. B. **Estudo do efeito “Bake Hardening” nos aços BH 180 e 220 galvanizados pelo processo de imersão a quente**. 2011. 98f. Dissertação (Mestrado) - Engenharia Mecânica na área de Projetos e Materiais, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2011.

DIETER, G. E. **Mechanical Metallurgy**. Singapore: McGraw-Hill BookCompany, 1988.

FERREIRA, R. F.; MAGALHÃES, N. S. C.; CARNEIRO, J. R. G.; DUMONT, M. R. Influência da pré-deformação plástica, da temperatura e do tempo de aquecimento no envelhecimento do aço BH220 através de planejamento de experimentos. **Tecnologia em Metalurgia, Materiais e Mineração**. v. 14, n. 3, p. 211-218, Set. 2017

JI, D.; ZHANG, M.; ZHUA, D.; LUOA, S.; LIA, L. Influence of microstructure and pre-straining on the bake hardening response for ferrite-martensite dual-phase steels of different grades. **Materials Science and Engineering**, v. 708, p. 129 - 141, 2017.

KUANG, C.; WANG, J.; LI, J.; LIU, H.; YANG, S. Effect of continuous annealing on microstructure and bake hardening behavior of low carbon steel. **Journal of Iron and Steel Research**, v. 22, n. 2, p. 163-170. 2015.

LEE, T. W.; KIM, S.; HONG M. H.; KIM, W. Y.; YOO, Y. G.; LIM, S. H. Microstructural characterization and thermodynamic analysis of precipitates in ultra-low-carbon bake hardened steel. **Journal of Alloys and Compounds**. v. 582, p. 428-436, Aug. 2013

LORA, F. A. **Avaliação do processo de estampagem profunda de chapas de aço BH 180 e BH 220 utilizado na indústria automobilística**. 2009. 81f. Dissertação (Mestrado) - Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais (PPGEM), Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2009.

LORA, F. A.; FOLLE, L. F.; SCHAEFFER, L. Caracterização das propriedades tecnológicas do aço BH180 e BH220 e o cálculo do coeficiente de atrito no processo de estampagem profunda. In: 64º CONGRESSO ANUAL DA ABM, 2009, Belo Horizonte.

MESQUITA. **Estampagem dos aços inoxidáveis**. São Paulo: Ed. da Acesita. 1997.

MIYAUCHI, K. On simple shear deformation, **Sci. Papers**, v. 81, p. 57–67. 1987

RAUCH, E. F. Plastic anisotropy of sheet metals determined by simple shear tests. **Materials Science and Engineering**, v. a241, p. 179-183, 1998.

RAUCH, E. F. **The flow law of mild steel under monotonic or complex strain path**. Solid state phenomena, v.23, p. 317 – 334, Janeiro, 1992.

RAUCH, E. F.; G'SELL, C. Flow Localization Induced by a Change in Strain Path in Mild Steel. **Materials Science and Engineering**, v. a111, p. 71-81, 1989.

RAUCH, E; GSELL, C. Flow localization induced by a change in strain path in mild steel. **Materials Science and Engineering A-structural Materials Properties Microstructure and Processing**. V.111, P. 71-80. 1998

SOUZA, K. E. R.; COUTO, A. A.; VATAVUK, J.; OLIVEIRA, B. O. S. R.; AGUIAR, A. A. Influência da pré-deformação plástica no envelhecimento do aço 180 BH. **Revista Mackenzie de Engenharia e Computação**, v. 11, n. 1, p. 90-101.2012.

TIGRINHO, L. **Influencia da lubrificação na estampagem via análise das deformações obtidas em uma chapa de aço de alta estampabilidade**. 2005. 113f. Dissertação (Mestrado) – Pós Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2005.

USIMINAS. **Laminados a frio**. 2014. Ipatinga. Disponível em:<<https://www.usiminas.com/wp-content/uploads/2014/02/novo-laminados-frio-v20-baixa.pdf>> Acesso em: 18 maio 2016.

VIATKINA, E. M.; BREKELMANS, W.A.M.; GEERS, M.G.D. **Strain path dependency in metal plasticity**. 2003. Eindhoven. Disponível em:<<http://www.mate.tue.nl/mate/pdfs/3831.pdf>> Acesso em: 18 jun. 2016.

Wang, H.; Shi, W.; He , Y. L.; Liu, P. P.; Li, L. Variation of solute distributions during deformation and bakehardening process and their effect on bake hardening phenomenon in ultra-low carbon bake hardening steels. **J Master Sci**, v. 46, p. 5916-5924, Abril. 2011.

WEN, W; BORODACHEKOVA, M; PEREIRA, A, BARLAT; GRACIO, J. Hardening Behavior and texture evolution of TWIP steel during strain path change. **Materials Science and Engineering**, v.82, p. 1-4, 2015.

WU, P. D. **Design a Planar Simple Shear Test for Characterizing Large Strain Behaviour of Sheet Metals**. 2011.

ZHANG, J.; FU, R.; ZHANG, M.; LID, R. E.; WEI, X. I.; LI, L. Bake hardening behavior of TRIP and DP steels. **Journal of University of Science and Technology Beijing**, v. 15, n. 12, p. 132, Abril. 2008.