CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS GERAIS



Dissertação de Mestrado

Luís César dos Santos

Estudo do efeito de mudanças na trajetória de deformação no endurecimento do aço BH180

BELO HORIZONTE

MARÇO DE 2017

Luís César dos Santos

Estudo do efeito de mudanças na trajetória de deformação no endurecimento do aço BH180

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 parte integrante dos requisitos para obtenção do título de Mestre em Engenharia de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Wellington Lopes

Co-orientadora: Profª. Drª. Elaine Carballo Siqueira Corrêa

BELO HORIZONTE

MARÇO DE 2017

Santos, Luís César dos.
S237e Estudo do efeito de mudanças na trajetória de deformação no endurecimento do aço BH180 / Luís César dos Santos. - 2017.
115 f. : il.; tabs. ; grafs ; fotos. –

Orientador: Wellington Lopes.
Co-orientadora: Elaine Carballo Siqueira Corrêa.
Dissertação (mestrado) – Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais, Belo Horizonte, 2017.
Bibliografia.
1. Aço - Metalurgia. 2. Bake-Hardening. 3. Cisalhamento. 4. Propriedades mecânicas. I. Lopes, Wellington. II. Corrêa, Elaine Carballo Siqueira. III. Título.

CDD: 620.1123

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

CEFET-MG

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MATERIAIS

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO "ESTUDO DO EFEITO DE MUDANÇAS NA TRAJETÓRIA DE DEFORMAÇÃO NO ENDURECIMENTO DO AÇO BH 180"

Autor: Luís Cesar dos Santos

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

Profª. Drª. Elaine Carballo Siqueira Corrêa (COORIENTADORA)
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais – CEFET/MG

Prof. Dr. Leonardo Roberto da Silva
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET/MG

Prof. Dr. Haroldo Béria Campos
Universidade Federal de Minas Gerais - UFMG

Belo Horizonte, 21 de Março de 2017.

DEDICATÓRIA

Aos meus pais, José Eustáquio e Sebastiana,
por todo o apoio durante esta jornada.

.

AGRADECIMENTOS

Primeiramente agradeço à Deus, pelo dom da vida e por me guiar durante toda a trajetória do mestrado, possibilitando-me conquistar mais um objetivo.

A minha família, Pai e Mãe pelo suporte indispensável para minha formação. A minha irmã Isa, por fornecer todo o conforto em Belo Horizonte, com seus conselhos e incentivos constantes, sempre com o intuito de tornar meus sonhos possíveis. A Andrezza pelo carinho e companheirismo, tornando meus finais de semana mais felizes. Aos amigos de Pará de Minas, Belo Horizonte e Ouro Preto, especialmente da Engenharia Metalúrgica 2009/2 e da Republica Alforria.

Ao Professor Dr. Wellington Lopes que me deu a chance de ingressar no mestrado e por orientar o desenvolvimento do trabalho, sendo fundamental na execução do mesmo. A Professora Drª. Elaine Carballo, grande profissional, sempre acrescentando ideias novas e nos transmitindo seu conhecimento.

À CAPES (Coordenação de Aperfeiçoamento Pessoal de Nível Superior) por fornecer o incentivo financeiro durante esta jornada.

Ao Cefet-MG pela oportunidade e estrutura oferecida, especialmente aos professores e funcionários do Departamento de Engenharia de Materiais. Aos amigos do mestrado em Engenharia de Materiais 2015/1 e ao pessoal do Laboratório de Metalografia que estiveram presentes durante esses dois anos.

Ao Laboratório de Ensaios Especiais e Laboratório de Conformação Mecânica da UFMG, pela execução de grande parte dos ensaios. A Usiminas pelo fornecimento do material, indispensável para realização da pesquisa.

A todos aqueles que de alguma forma contribuíram para a conclusão deste trabalho.

RESUMO

O endurecimento de materiais decorrente do efeito *bake hardening* é reconhecido por depender de diversos fatores, dentre os quais, a quantidade de deformação plástica prévia, assim como a temperatura e o tempo de encharque adotados durante o tratamento térmico. Considerando esses aspectos, este trabalho apresenta o estudo do efeito *bake hardening* em amostras do aço BH180 mediante a aplicação de diferentes modos de deformação plástica (tração, cisalhamento, laminação e estampagem), quantidade de pré-deformação plástica efetiva e direção de solicitação mecânica (0°DL e 90°DL, direção de laminação). Os resultados indicaram o endurecimento do aço BH180 para todas as rotas de processamento mecânico que utilizaram o esforço de tração. Para o cisalhamento foi observado endurecimento e amaciamento, sendo notado endurecimento para os carregamentos que utilizaram o esforço cisalhante como modo de deformação após o tratamento *bake hardening*, sendo isso auxiliado pela pré-deformação composta pelas operações de laminação e de estampagem. Já para a condição em que o cisalhamento foi utilizado como modo de pré-deformação e de recarregamento constatou-se o amaciamento quando o carregamento foi realizado a 90°DL e endurecimento a 0°DL. Quando a pré-deformação foi composta por laminação e cisalhamento com posterior recarregamento em cisalhamento verificou-se que o encruamento foi o responsável pelo endurecimento total adquirido nesta condição.

Palavras-chave: aço BH180, efeito *bake hardening* e trajetória de deformação.

ABSTRACT

The hardening of materials due to bake hardening effect are recognized to depending of different variables, such as the amount of pre-strain, as temperature and soaking time adopted during the heat treatment. Considering these aspects, this work presents the study of bake hardening effect in BH180 steel samples thought the application of different strain path loading (tension, shearing, rolling and deep drawing), amount of effective pre-strain and loading direction (0°RD e 90°RD, rolling direction). The results indicated the hardening of BH180 steel for all routes with tension loading while by shearing was detected hardening and softening: the hardening was observed when the shearing was applied after heat treatment, condition this that has rolling and deep drawing as pre-strain modes. For the routes where the shearing was used in pre-strain and reloading modes was notified softening when the loading has been done at 90°RD and hardening at 0°RD. When the pre-strain occurred by rolling and shearing with reloading in shearing was observed that the work hardening was the main responsible for the total hardening in this condition.

Keywords: BH180 steel, *bake hardening* effect and strain path.

LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1 - Relação alongamento e resistência mecânica de diversos aços desenvolvidos nos últimos anos.....21
Figura 3.2 - Ganho em resistência mecânica pelo efeito bake hardening.....23
Figura 3.3 - Relação entre carbono em solução sólida e ganho em resistência mecânica representada pelo valor BH.....24
Figura 3.4 - Relação entre os valores da taxa de aquecimento com o valor BH e o tamanho de grão 25
Figura 3.5 - Relação entre Valor BH e a temperatura de recozimento, de acordo com C contido em solução.....26
Figura 3.6 - Variação linear do tempo de encharque com o valor BH 26
Figura 3.7 - Variação do valor BH com a temperatura de recozimento e com o grau de redução (%) para um aço baixo carbono tratado a 180°C por 20min.....27
Figura 3.8 - Queda do valor BH com o aumento da quantidade de Nb. 28
Figura 3.9 - Variação do valor BH de acordo com a pré-deformação para os aços BH-Mn e BH-P.....30
Figura 3.10 - Ganho em resistência mecânica devida ao valor BH e ao encruamento do material de acordo com a pré-deformação em tração aplicada.....31
Figura 3.11 - Ganho em resistência mecânica em termos de porcentagem entre valor BH e encruamento. 31
Figura 3.12 - Valor BH com o aumento da quantidade de pré-deformação para um aço TWIP900CR. 33
Figura 3.13 - Valor do efeito BH em função da quantidade de pré-deformação aplicada em um aço dual phase.....33
Figura 3.14 - Curva tensão-deformação aço BH220 com pré-deformações de 0%, 2% e 8%, com ensaios em taxas de deformações de 0,1/s e 0,001/s. 34
Figura 3.15 - Esquema mostrando de maneira simplificada um processo de estampagem profunda de chapas. 35
Figura 3.16 - Diferentes regiões em um produto obtido via estampagem profunda. .36
Figura 3.17 - Análise de esforços atuantes em cada região de um produto obtido via estampagem profunda.....37
Figura 3.18 - Curvas limite de conformação para os aços BH180, BH220 e IF. 39
Figura 3.19 - Resposta mecânica de uma liga MgAZ31 de acordo com a mudança da trajetória de deformação relacionada a diferentes ângulos. 40
Figura 3. 20 Avaliação do comportamento mecânico em um aço TWIP sujeito a deformação a 0° e 90° com o carregamento monotônico. 41
Figura 3.21 - Comportamento mecânico de um aço baixo carbono sujeito a diferentes sequencias de carregamento mecânico. 41
Figura 3.22 - Resultados experimentais para a mudança na trajetória de deformação de modo reverso para a liga de alumínio comercial. 43

Figura 3.23 - Tensão efetiva em função da deformação efetiva para a mudança da trajetória de deformação em uma sequência ortogonal para a liga de alumínio puro. 43
Figura 3.24 - Teste de cisalhamento Bauschinger depois de diferentes quantidades de pré deformações ao longo da direção de laminação em um aço BH. 44
Figura 3.25 - Subsestruturas de discordâncias sob carregamento cisalhante monotonico.....46
Figura 3.26 - Substestrutura de discordância sob mudança da trajetória de deformação de maneira ortogonal, deformação plana para cisalhante.....46
Figura 3.27 - Corpo de prova e dispositivo do ensaio de cisalhamento 48
Figura 3.28 - Microscópio acoplado a dispositivo de teste de cisalhamento simples. A utilização dele permite averiguar o deslocamento entre as marcações feitas na amostra ensaiada.....48

Figura 4.1 - Fluxograma mostrando as diferentes etapas desenvolvidas neste trabalho. 50
Figura 4.2 - Microscópio Óptico do Laboratório de Metalografia do DEMAT.....52
Figura 4.3 - Microdurometro do Laboratório de Metalografia do DEMAT. 54
Figura 4.4 - Máquina universal de ensaios do Departamento de Engenharia de Materiais do Cefet-MG. 54
Figura 4.5 - Dispositivo para o ensaio de cisalhamento acoplado a máquina universal de ensaios Instron 5582 do laboratório de Ensaios Especiais da UFMG. 55
Figura 4.6 - Método para medição da largura efetiva de cisalhamento e o comprimento efetivo de cisalhamento via *Image Pro Plus 6.0*. 56
Figura 4.7 - Comparação entre os diferentes critérios de correção de curvas referente ao ensaio de cisalhamento, para amostras de cisalhamento e tração. 58
Figura 4.8 - Valor BH considerado como sendo o ganho em resistência mecânica devido ao efeito *bake hardening*. 59
Figura 4.9 - Largura efetiva de cisalhamento, Δx, para amostra do ensaio de cisalhamento. 62
Figura 4.10 - Método escolhido para determinar a tensão de fluxo após pré-deformação e tratamento térmico do aço BH180 em cisalhamento para quando não ocorreu patamar de escoamento.....63
Figura 4.11 - Laminador do laboratório de Conformação Mecânica da UFMG. 64
Figura 4.12 - Prensa utilizada para estampagem do produto. 65
Figura 4.13 - Produto estampado utilizado na avaliação do efeito *bake hardening*. .66
Figura 4.14 - Forno utilizado para tratamento térmico das amostras. 67

Figura 5.1 - Fotomicrografia do aço BH180 no estado como recebido. 68
Figura 5.2 - Difratograma aço BH180 no estado como recebido.....69
Figura 5.3 - Curvas de fluxo a 0° e 90° em relação a direção original de laminação do aço BH180 no estado como recebido obtidas por tração. 70

Figura 5.4 - Curvas de fluxo a 0°DL e 90°DL aço BH180 carregadas em tração após laminação de 1% a 0° e 90° em relação a direção original de laminação. 71
Figura 5.5 - Curvas de fluxo em tração após laminação de 1% de deformação efetiva em laboratório a 0°DL e 90°DL seguida de estampagem para diferentes regiões do produto estampado. 73
Figura 5. 6 - Propriedades mecânicas em função da condição do aço BH180: direção a 0°. 75
Figura 5.7 - Propriedades mecânicas em função da condição do aço BH180: direção a 90°. 75
Figura 5.8 - Curvas de fluxo de acordo com a sequência de modos de deformação aplicada ao aço BH180: 0° em relação a direção original de laminação. 76
Figura 5.9 - Curvas de fluxo de acordo com a sequência de modos de deformação aplicada ao aço BH180: 90° em relação a direção original de laminação. 76
Figura 5.10 - Curvas de fluxo do aço BH180 carregadas em cisalhamento no estado como recebido a 0° e 90° em relação a direção original de laminação. 77
Figura 5.11 - Curvas do aço BH180 carregadas em cisalhamento após laminação de 1% a 0° e 90° em relação a direção original de laminação. 78
Figura 5.12 - Curvas de fluxo em cisalhamento para diferentes regiões do produto estampado. 80
Figura 5.13 - Falta de planicidade de amostras para o ensaio de cisalhameto após laminação de 1% de deformação efetiva e estampagem. 81
Figura 5.14 - Valores de LEc medidos a 0° e 90° em função do tipo de processamento aplicado ao aço BH180. 82
Figura 5.15 - Curvas tensão cisalhante em função da deformação cisalhante em relação a direção, a 0°, e da condição do aço BH180. 83
Figura 5.16 - Curvas tensão cisalhante em função da deformação cisalhante em relação a direção, a 90°, e da condição do aço BH180. 83
Figura 5.17 - Efeito BH para amostras pré-deformadas em diferentes quantidades de deformação efetiva em tração no estado como recebido a 0°. 84
Figura 5. 18 Efeito BH para amostras pré-deformadas em diferentes quantidades de deformação efetiva em tração no estado como recebido a 90° 84
Figura 5.19 - Tendência do valor BH e do encruamento WH com a quantidade de pré-deformação. 86
Figura 5.20 - Efeito BH sob cisalhamento a 0° em relação a direção original de laminação para diferentes valores de pré-deformação efetiva. 88
Figura 5.21 - Efeito BH sob cisalhamento a 90° em relação a direção original de laminação para diferentes valores de pré-deformação efetiva. 89
Figura 5.22 - Comportamento do valor BH e WH com o valor da pré-deformação em cisalhamento 90
Figura 5.23 - Curvas tensão efetiva em tração em função da deformação efetiva em tração para amostras pré-deformadas em diferentes valores após deformação em laminação de 1% de deformação efetiva na mesma direção da laminação original. 92
Figura 5.24 - Curvas tensão efetiva em tração em função da deformação efetiva em tração para amostras pré-deformadas em diferentes valores após deformação em

laminação de 1% de deformação efetiva a 90° em relação a direção de laminação original.....92
Figura 5.25 - Variação dos valores de BH e de WH em função da quantidade de pré-deformação em tração.....93
Figura 5.26 - Curvas tensão efetiva em cisalhamento em função da deformação efetiva em cisalhamento após deformação em laminação de 1% de deformação efetiva a 0° 96
Figura 5.27 - Curvas tensão efetiva em cisalhamento em função da deformação efetiva em cisalhamento após deformação em laminação de 1% de deformação efetiva a 90° 98
Figura 5.28 - Comportamento do valor BH e WH de acordo com a pré-deformação 99
Figura 5.29 - Curvas tensão efetiva em função da deformação efetiva em tração para o aço BH180 de amostras da aba, lateral e fundo do produto estampado a 0°. 102
Figura 5.30 - Curvas tensão efetiva em função da deformação efetiva em tração para o aço BH180 de amostras da aba, lateral e fundo do produto estampado a 90°. ...103
Figura 5.31 - Amostra de tração aço BH180 para o fundo do produto estampado, laminado previamente a 90° em relação a direção original de laminação, evidenciando a condição de acabamento. 105
Figura 5.32 - Curvas tensão efetiva em cisalhamento em função da deformação efetiva em cisalhamento após laminação de 1% a 0° e tratamento bake hardening para diferentes regiões de um produto estampado. 106
Figura 5.33 - Curvas tensão efetiva em cisalhamento em função da deformação efetiva em cisalhamento após laminação de 1% a 90° e tratamento bake hardening para diferentes regiões de um produto estampado. 106

LISTA DE TABELAS

Tabela 3. 1 - Composição química de diferentes tipos de aços BH. 22
Tabela 3.2 - Propriedades mecânicas de diferentes tipos de aços BH. 22
Tabela 3.3 - Valores de limite de escoamento, resistência mecânica a tração, alongamento e encruamento de acordo com as condições de ensaio aplicadas. 34
Tabela 3.4 Valores dos coeficientes de anisotropia normal e planar do aço BH. 38

Tabela 4.1 - Composição química aço BH180. 53

Tabela 5.1 - Composição química do aço BH180 via espectroscopia por emissão óptica. 69
Tabela 5.2 - Resumo das propriedades mecânicas do aço BH180 em tração para amostras a 0°DL e 90°DL no estado como recebido. 71
Tabela 5.3 - Resumo das propriedades mecânicas aço BH180 em tração para amostras após laminação de 1% a 0° e 90° em relação a direção original de laminação. 72
Tabela 5.4 - Resumo das propriedades mecânicas aço BH180 em tração para amostras após laminação de 1% a 0°DL e 90°DL e posteriormente estampadas. ...74
Tabela 5.5 - Valores da tensão limite de escoamento em cisalhamento para o ensaio de cisalhamento a 0° e 90° no estado como recebido. 77
Tabela 5.6 - Valores de limite de escoamento para o ensaio de cisalhamento após laminação de 1% a 0° e 90° 78
Tabela 5.7 - Valor da tensão limite de escoamento em cisalhamento para o ensaio de cisalhamento a 0° e 90° após laminação de 1% e estampagem. 81
Tabela 5.8 - Valor BH e encruamento para diferentes quantidades de pré-deformação para amostras no estado como recebido tracionadas a 0° e 90° em relação a direção original de laminação. 85
Tabela 5.9 - Endurecimento do aço BH180 por efeito *bake hardening* (BH) e encruamento (WH) pelo ensaio de cisalhamento. 89
Tabela 5.10 - Relação entre valores de BH e WH em função da quantidade de pré-deformação em tração para amostras após laminação a 0° e 90° em relação a direção original de laminação. 93
Tabela 5.11 - Relação entre os valores BH e de WH para diferentes valores de pré-deformação em cisalhamento para amostras após laminação de 1% de deformação efetiva a 0° e 90° em relação a direção original de laminação. 99
Tabela 5.12 - Valores do efeito BH de acordo com a região e a direção do produto estampado para o ensaio de tração. 103
Tabela 5.13 - Valores do efeito BH de acordo com a região e a direção de retirada do produto estampado mediante ensaio de cisalhamento. 107

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ASTM – American Society for Testing and Materials

AHSS – Advanced High Strength Steels

AU – Alongamento Uniforme

BH – Bake Hardening

DEMAT - Departamento de Engenharia de Materiais

DL – Direção Original de Laminação

G – Tamanho de Grão ASTM

HC – Hexagonal Compacta

HB – Dureza Vickers

HV – Dureza Rockwell

ICDD – International Center of Difraction Data

LE_1 – Tensão de Fluxo antes do Envelhecimento

LE_2 – Tensão de Escoamento após Envelhecimento

LE – Limite de Escoamento

LE_c – Limite de Escoamento em Cisalhamento

LRT – Limite de Resistência em Tração

MET – Microscópio Eletrônico de Transmissão

TG_m – Tamanho de Grão Médio

T.T – Tratamento Térmico 180°C por 20 minutos

T_f – Tensão de Fluxo

WH – Work-hardening

LISTA DE SÍMBOLOS

F – Carregamento Cisalhante

K – Fator de conversão deformação cisalhante

l – Comprimento da amostra de cisalhamento

R_m – Coeficiente de anisotropia

t – Espessura da amostra de cisalhamento

ΔR – Coeficiente de anisotropia planar

Δx – Largura efetiva de cisalhamento

$\Delta\sigma_C$ – Endurecimento por formação de atmosferas de Cotrell

$\Delta\sigma_P$ – Endurecimento por precipitação de carbonetos

α – fase ferrita

γ - Deformação cisalhante

γ_{real} – Deformação cisalhante real

T - Tensão cisalhante

$\sigma_{efetiva}$ – Tensão efetiva

$^{e}_{efetiva}$ – Deformação efetiva

$\varepsilon_{efetiva}$– Deformação efetiva em laminação

SUMÁRIO

1- INTRODUÇÃO 17
2. OBJETIVOS 19
2.1 Geral 19
2.2 Específicos 19
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA 20
3.1 Aços Bake Hardening 20
3.1.1 Tipos e principais aplicações 22
3.1.2 Efeito *bake hardening* 23
3.1.3 Influência da pré-deformação no efeito *bake hardening* 29
3.2 Conformação Mecânica de Chapas 34
3.3 Trajetória de Deformação 39
3.3.1 Caracterização da mudança da trajetória de deformação 42
3.3.2 Comportamento mecânico e o arranjo subestrutural 45
3.4 Teste de Cisalhamento Planar Simples 47
4. MATERIAL E MÉTODOS 50
4.1. Material 50
4.2 Caracterização Estrutural 51
4.3 Caracterização Mecânica 53
4.3.1 Ensaio de dureza 53
4.3.2 Ensaio de tração 54
4.3.3 Ensaio de cisalhamento 55
4.4 Estudo do Efeito BH 58
4.4.1 Tração no estado como recebido 60
4.4.2 Cisalhamento no estado como recebido 61
4.4.3 Laminação/tração e laminação/cisalhamento 63
4.4.4 Laminação/estampagem/tração e laminação/estampagem/cisalhamento 65
4.5 Tratamento térmico 66
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO 68
5.1 Caracterização Estrutural 68
5.2 Caracterização Mecânica 70
5.2.1 Dureza Vickers 70
5.2.2 Ensaio de Tração 70

5.2.3 Ensaio de cisalhamento 77
5.3 Efeito BH 84
5.3.1 Tração no estado como recebido 84
5.3.2 Cisalhamento no estado como recebido 87
5.3.3 Tração após deformação efetiva de 1% em laminação 91
5.3.4 Cisalhamento após deformação efetiva de 1% em laminação 95
5.3.5 Tração após deformação efetiva de 1% em laminação e estampagem 102
5.3.6 Cisalhamento após deformação efetiva de 1% em laminação e estampagem 105
6. CONCLUSÕES 109
REFERÊNCIAS 111

1- INTRODUÇÃO

A crescente demanda da indústria automobilística para utilização de materiais que possibilitem a redução do peso dos carros, acarretando na economia de combustível bem como no aumento da segurança dos veículos, levou ao estudo de materiais que apresentem uma resistência satisfatória nos produtos acabados devido as condições de serviço (BAKER, 2002; SOUZA et al., 2010; RAMAZANI et al., 2014).

Os aços *bake hardening* se encaixam nessa classe de materiais desenvolvidos nas últimas décadas. De acordo com Chen et al. (2013) os aços BH apresentam inicialmente um valor para a tensão limite de escoamento que o caracteriza com boa conformabilidade e, depois de um processo de cura da pintura (tratamento térmico a temperatura entre 170° e 200° por cerca de 20min), apresentem um acréscimo na resistência a indentação.

O tratamento térmico, o qual o aço BH180 é submetido, possibilita a difusão do carbono em solução sólida para as discordâncias geradas durante a conformação do componente, sendo essa interação entre solutos intersticiais e discordâncias a responsável pelo ganho em resistência mecânica, mais especificamente na tensão de fluxo após o material ser conformado e tratado termicamente (BHADESHIA et al., 2008; KUANG et al., 2015a; KUANG et al., 2015b).

Sabe-se que o efeito *bake hardening* tem relação com a quantidade de deformação a qual é submetida o material, sendo comum o uso do ensaio de tração para avaliar o acréscimo de resistência mecânica obtido após o tratamento térmico de *bake hardening*, de modo a quantificar a diferença do valor de tensão de fluxo entre os estados imediatamente antes e após a realização desse tratamento térmico. Vários trabalhos (WANG et al, 2011b; SOUZA et al, 2010; KUANG et al, 2014a; KILIC et al, 2015; SETH et al, 2015) mostraram a relação entre a quantidade de pré-deformação em tração com o valor BH, considerando este como sendo o método de análise do efeito BH.

No entanto, os produtos conformados destinados à indústria automobilística e com aplicação direta do efeito BH (capôs, porta-malas, portas) estão muitas vezes, sujeitos

a diferentes e combinados modos de deformação, sendo eles, geralmente, provenientes de processos de estampagem (RAMAZANI et al., 2014).

Neste trabalho pretende-se mensurar o valor BH (ganho em resistência mecânica devido ao tratamento *bake hardening*) em um aço BH180 mediante a aplicação de diferentes modos de deformação, combinados ou não, além de outros parâmetros como a quantidade de deformação aplicada e os efeitos decorrentes da anisotropia do material. Além da aplicação do ensaio de tração, comumente usado para quantificar o efeito *bake hardening*, testou a utilização do ensaio de cisalhamento simples, ainda pouco utilizado para análises referentes ao efeito *bake hardening*.

2. OBJETIVOS

2.1 Geral

Avaliar a influência do modo de deformação plástica, da direção de retirada de amostras e da quantidade de pré-deformação no efeito *bake hardening* do aço BH180 aquecido a 180º durante tempo de encharque de 20 minutos com resfriamento ao ar.

2.2 Específicos

a) Avaliar o efeito BH em função do modo de deformação plástica: tração, cisalhamento, laminação e estampagem e a combinação das mesmas.

b) Investigar a influência da direção de solicitação mecânica no cálculo do efeito BH: 0° e a 90° da direção original de laminação das chapas do aço BH180;

c) Analisar a influência da quantidade de pré-deformação em função do modo de deformação plástica no subsequente efeito BH, sendo de 0,50%; 2,00%; 4,00%; 6,00% e 12,00% de deformação efetiva em tração, 1,13%; 2,70%; 1,78%; 2,89%; 3,44%; 5,04% 7,54%; 9,07% e 9,78% de deformação efetiva em cisalhamento e 1,00% de deformação efetiva em laminação.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Neste tópico serão apresentados dados e informações de pesquisas referentes ao aço BH180 e ao efeito *bake hardening*, assim como sobre o processo de conformação mecânica por estampagem, materiais sujeitos a mudanças na trajetória de deformação e o ensaio de cisalhamento, uma das ferramentas para análise do efeito BH utilizadas neste trabalho.

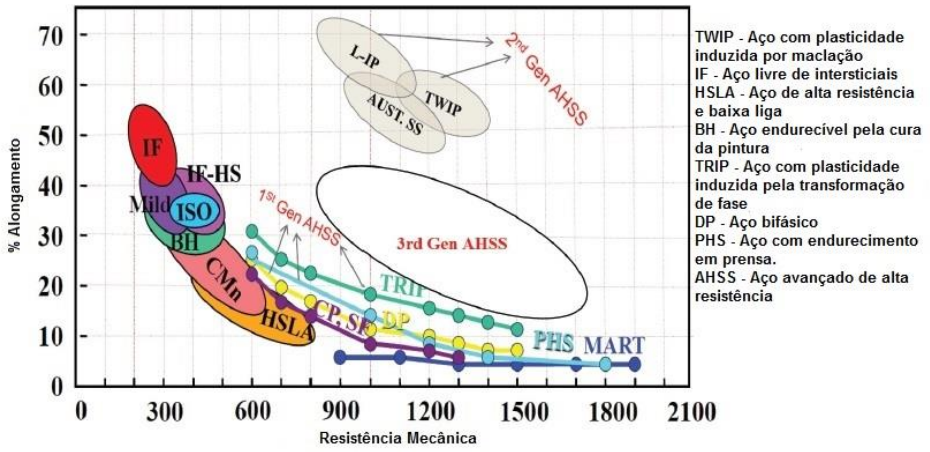
3.1 Aços Bake Hardening

A crescente demanda por aços com melhores relações entre resistência mecânica e níveis satisfatórios de conformabilidade fez com que ocorresse um desenvolvimento acentuado de novas ligas aplicadas em processos de conformação, principalmente aquelas destinadas à indústria automobilística. Outra razão também responsável pelo desenvolvimento de novas ligas, que datam do fim do século passado, é a preocupação com a questão ambiental, principalmente relacionada ao consumo de combustível e problemas ambientais oriundos de seu uso exacerbado. A partir de ajustes na composição química e em processos foi possível obter mudanças microestruturais, principalmente em aços de matriz ferrítica, que levaram a uma nova gama de aços como os refosforados, microligados, endurecíveis por tratamento *bake hardening*, livres de intersticiais, entre outros como os denominados AHSS (*Advanced High Strength Steel*), popularmente conhecidos como aços avançados de alta resistência (GORNI, 2010). A figura 3.1 ilustra a relação entre alongamento e resistência mecânica de diversos aços desenvolvidos nos últimos anos.

Dentre os já citados aços desenvolvidos nos últimos anos, destacam-se os aços *bake hardening* ou endurecíveis pela cura da pintura, essa última nomenclatura devida ao tratamento aplicado ao material na fabricação de componentes automotivos. Como dito por Chen et al. (2013), os aços *bake hardening* de ultra baixo carbono são utilizados principalmente em componentes externos de automóveis devido sua boa capacidade de ser conformado e seu ganho em resistência mecânica devido ao tratamento de cura da pintura no produto conformado. O fenômeno consequente do aumento da resistência mecânica está relacionado ao envelhecimento por deformação, devido à presença de átomos de solutos intersticiais, como carbono e

nitrogênio, que possibilitam o aumento do limite de escoamento do material conformado e tratado.

Figura 3.1 - Relação alongamento e resistência mecânica de diversos aços desenvolvidos nos últimos anos



Fonte: BHATTACHARYA, 2014 (Adaptado)

Como destacado por Kuang et al. (2014b) e Kuang et al. (2015a) o ganho em resistência mecânica é atribuído principalmente pela formação das atmosferas de Cotrell e também precipitação de carbonetos, sendo que a quantidade de carbono em solução sólida está relacionada com a composição química do material, temperatura de recozimento, temperatura de encharque e taxa de resfriamento, além da laminação de encruamento.

Segundo Bhadeshia et al. (2008) os aços *bake hardening* constituem principalmente de uma matriz ferrítica com uma concentração de carbono em solução sólida da ordem de menos que 25ppm. O tratamento aplicado na indústria automobilística de cura da pintura, em temperaturas que variam entre 170°C a 200°C possibilita a difusão do carbono em solução sólida para as discordâncias geradas durante a conformação do componente, sendo essa interação entre solutos intersticiais e discordâncias a responsável pelo ganho em resistência mecânica, mais especificamente no limite de escoamento após o material ser conformado e tratado termicamente. Assim como descrito por Souza et al. (2010); Dias (2011) e Monteiro (2012), os aços *bake hardening* possuem uma satisfatória conformabilidade antes do processo de estampagem.

3.1.1 Tipos e principais aplicações

Os aços *bake hardening* combinam resistência mecânica com conformabilidade, sendo amplamente aplicado na indústria automobilística, principalmente em painéis de fechamento, como capô, tampa de porta-malas, portas e para-lamas, possuindo boa resistência a indentação nas peças finais (CATÁLOGO USIMINAS, 2014).

Existem diferentes tipos de aços BH, sendo eles classificados de acordo com o limite mínimo de escoamento que os mesmos possuem, como BH180 ou BH220. As tabelas 3.1 e 3.2 mostram respectivamente a composição química de alguns aços do tipo BH e as propriedades mecânicas dos mesmos, ambas de grande importância para operações posteriores como conformação e tratamento térmico de cura da pintura.

Tabela 3. 1 - Composição química de diferentes tipos de aços BH.

Composição Química							
Norma	Grau	Espessura	C	Mn	Al	P	S
Usiminas	USI-BH-180 / USI-BH-220	0,60-2,30	0,04máx / 0,06máx	0,70máx	0,02mín	≤0,060 / ≤0,080	0,03máx
ASTM1008	BHS180 / BHS210	0,60-2,30	0,12máx	1,50máx	-	0,120máx	0,030máx
EN10268	HC180B / HC220B	0,60-2,30	0,05máx / 0,06máx	0,70máx	0,015mín	0,060máx / 0,080máx	0,025máx
SAEJ2340	180B / 220B	0,60-2,30	-	-	-	0,050máx / 0,100máx	0,015máx

Fonte: CATÁLOGO USIMINAS, 2014 (adaptado).

Tabela 3.2 - Propriedades mecânicas de diferentes tipos de aços BH.

Propriedades Mecânicas						
Norma	Direção	LE (MPa)	LRT (MPa)	Alongamento %mín	r	BH mín
Usiminas	Transversal	180-240	300-360	34	1,6mín	30
		220-280	340-400	32	1,5mín	
ASTMA 1008	Longitudinal	180mín	300mín	30	-	25
		210mín	320mín	28		
EN10268	Transversal	180-230	300-360	32-34	1,6mín	35
		220-270	320-400	30-32	1,5mín	
SAEJ2340	Longitudinal	180mín	300mín	-	-	30
		210mín	320mín			

Fonte: CATÁLOGO USIMINAS, 2014 (adaptado).

3.1.2 Efeito *bake hardening*

O mecanismo de endurecimento pelo efeito *bake hardening* baseia-se na difusão de átomos de carbono em solução para as discordâncias livres, onde através da formação das atmosferas de Cotrell, tem-se o aprisionamento das mesmas (SETH, 2014; RAMAZANI et al, 2014). Além da presença de carbono na matriz da liga, a quantidade de discordâncias móveis presentes também tem influência no comportamento em relação ao efeito *bake hardening* (COTTRELL e BILLBY, 1949).

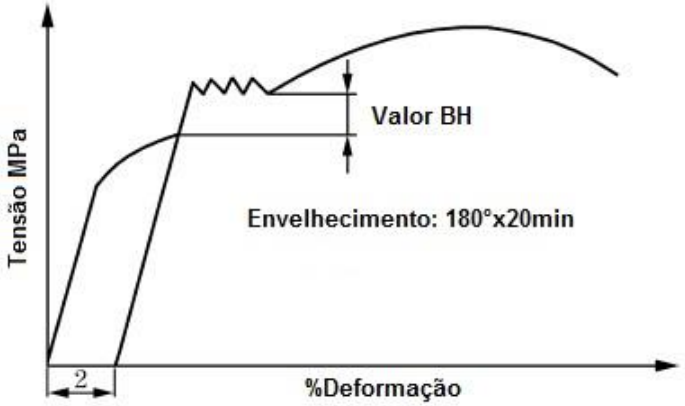
Durante o tratamento *bake hardening* o aprisionamento de discordâncias pode ser atribuído à formação das atmosferas de Cottrell e também a precipitação de carbonetos ao redor das discordâncias, sendo a equação (3.1) a que descreve o valor BH obtido através da contribuição dessas duas partes, onde $\Delta\sigma_C$ é o ganho de resistência mecânica devido à formação das atmosferas de Cottrell e $\Delta\sigma_P$ é o ganho de resistência mecânica devido à precipitação de carbonetos durante o tratamento.

$$BH = \Delta\sigma_C + \Delta\sigma_P \quad (3.1)$$

O ganho em resistência mecânica após o tratamento *bake hardening* é conhecido como valor BH. A figura 3.2 mostra o ganho em resistência mecânica representado por BH, onde seu valor é considerado sendo a diferença entre a menor tensão de fluxo após envelhecimento e a tensão de fluxo no final da pré-deformação, de acordo com o tratamento aplicado (KUANG et al., 2015b).

.

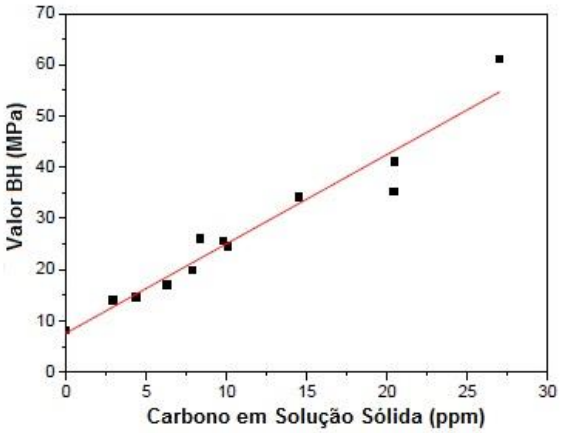
Figura 3.2 - Ganho em resistência mecânica pelo efeito bake hardening



Fonte: KUANG et al., 2015b (Adaptado).

Existe uma relação entre quantidade de átomos de C intersticiais e o valor BH. Tian et al. (2015) utilizou um aço BH estabilizado ao nióbio e titânio, recozido a temperatura de 830°C, para ver seu comportamento frente a quantidade de C em solução, obtendo o seguinte gráfico de acordo com a figura 3.3. Percebe-se que a manutenção da quantidade de C em solução sólida entre 12ppm e 23ppm, é possível a obtenção de ganhos em resistência mecânica entre 30MPa e 50MPa.

Figura 3.3 - Relação entre carbono em solução sólida e ganho em resistência mecânica representada pelo valor BH

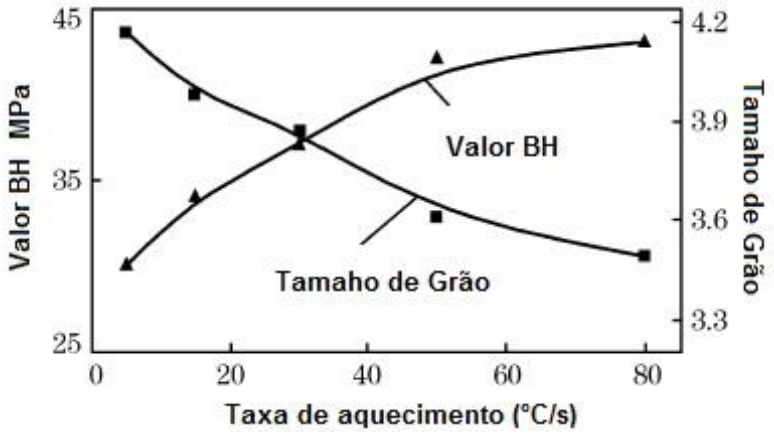


Fonte: TIAN et al., 2015 (Adaptado).

O controle da microestrutura pode exercer papel importante na melhoria dos valores de BH obtido com o tratamento térmico em um aço baixo carbono. Kuang et al. (2015b) estudaram isso através da realização de um recozimento contínuo. A figura 3.4 mostra a relação entre o endurecimento conseguido pelo tratamento *bake hardening* e as taxas de aquecimento aplicadas no recozimento do material. Percebe-se que de 5 a 80°C/s ocorre um aumento do valor de BH e uma consequente diminuição nos valores de tamanho médio dos grãos. Tal refinamento pode estar relacionado com o adiamento da recristalização devido ao aquecimento rápido (KUANG et al., 2015a).

A queda do valor BH com a diminuição do tamanho de grão se deve ao fato da ocorrência da maior quantidade de contornos de grãos, local que favorece a segregação de átomos de C e também a curta distância para difusão ocorrer (KUANG et al., 2015b).

Figura 3.4 - Relação entre os valores da taxa de aquecimento com o valor BH e o tamanho de grão

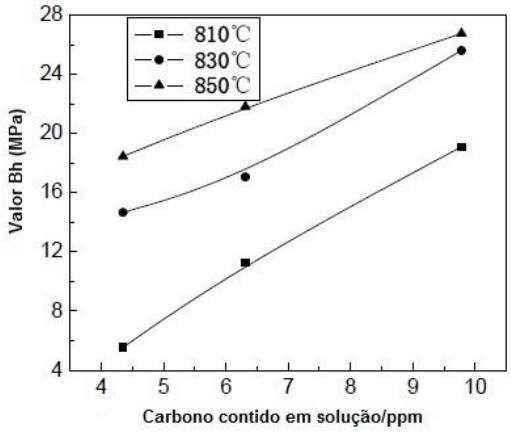


Fonte: KUANG et al., 2015b (Adaptado).

A variação da temperatura de encharque e o tempo de permanência durante o recozimento influenciam no valor BH. Segundo Kuang et al. (2015b) para temperaturas entre 600°C e 630°C no recozimento o aumento do valor BH pode ser explicado devido ao desaparecimento dos grãos deformados e à nucleação de novos grãos recristalizados. Entre 630°C a 720°C, ocorre a queda do valor de BH devido ao alto grau de supersaturação de átomos de carbono em solução antes do superenvelhecimento. A ocorrência de um aumento do valor BH as temperaturas entre 720°C a 750°C deve-se a dissolução dos carbonetos que contribui para uma maior quantidade de C na matriz.

Já Tian et al. (2015) analisou temperaturas de recozimento de 810°C, 830°C e 850°C, de acordo com a quantidade de C em solução sólida para um aço BH estabilizado ao Nb e Ti e sua influência no valor BH obtido em tratamento posterior a deformação. A figura 3.5 ilustra o comportamento da liga. A razão para maiores valores de BH com o aumento da quantidade de C em solução e para maiores temperatura deve-se a maior dissolução dos carbonetos e também ao crescimento de grão, que acarreta na diminuição dos contornos de grãos e consequentemente, em locais para segregação de C, permanecendo-o em solução na matriz.

Figura 3.5 - Relação entre Valor BH e a temperatura de recozimento, de acordo com C contido em solução



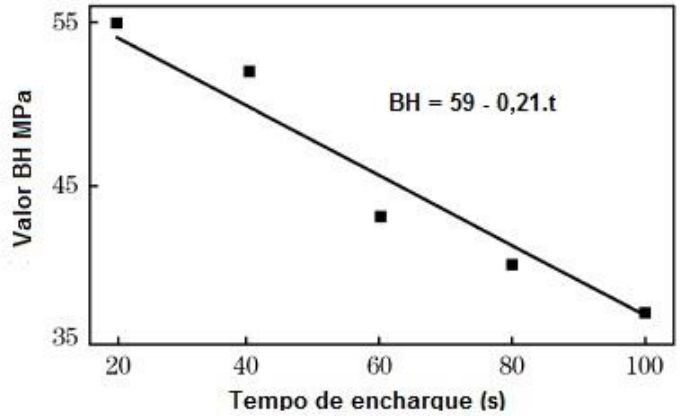
Fonte: TIAN et al., 2015 (Adaptado).

Em relação ao tempo, a equação 3.2 mostra como ocorre esse comportamento.

$$BH = 59 – 0{,}21t \quad (3.2)$$

De acordo com a equação 3.2 e a figura 3.6, um tempo maior na temperatura de encharque possibilita a difusão de C para os contornos de grãos e outros defeitos, acarretando na diminuição de C na matriz e afetando a queda linear do valor BH.

Figura 3.6 - Variação linear do tempo de encharque com o valor BH

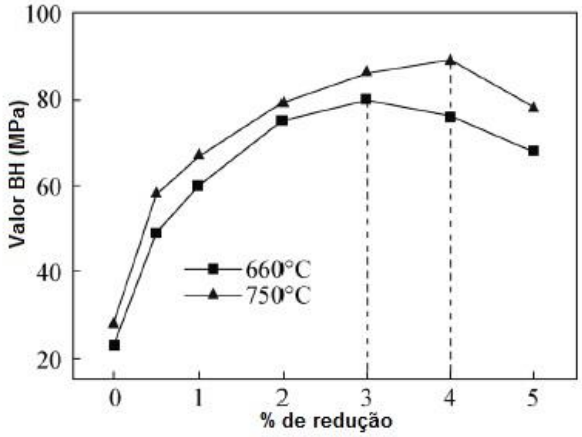


Fonte: KUANG et al., 2015b (Adaptado).

A laminação de encruamento influencia aparentemente na distribuição de carbono e na densidade de discordâncias móveis em um aço baixo carbono. De acordo com Dieter (1981) a laminação de encruamento é uma redução da espessura do aço

recozido que auxilia na eliminação do limite de escoamento descontínuo que provoca a formação de bandas de Lüders, quando o material é sujeito a uma etapa de conformação posterior. Kuang et al. (2015a) procuraram investigar o efeito da laminação de encruamento em um aço baixo carbono, em seu comportamento quanto a aplicação do tratamento *bake hardening*, em amostras recozidas em temperaturas de 660°C e 750°C, de acordo com a figura 3.7.

Figura 3.7 - Variação do valor BH com a temperatura de recozimento e com o grau de redução (%) para um aço baixo carbono tratado a 180°C por 20min.



Fonte: KUANG et al., 2015a (Adaptado).

O valor BH está relacionado com a quantidade de átomos de carbono em solução e também com a densidade de discordâncias móveis (KUANG et al., 2014b). A temperatura de recozimento de 750°C possibilita um maior valor BH devido à dissolução dos carbonetos nessa temperatura, o que acarreta em uma maior quantidade de carbono dissolvido na matriz que em 660°C, temperatura que não é suficiente para dissolução completa dos carbonetos, sendo que os átomos de carbono na matriz são responsáveis pela formação das atmosferas de Cotrel nas discordâncias durante o tratamento *bake hardening* (KUANG et al., 2015a).

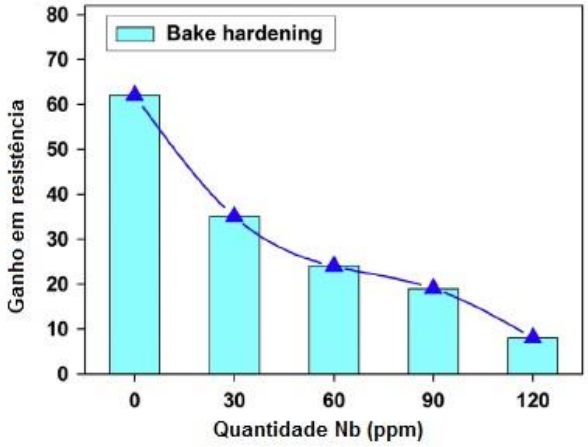
Em ambas as temperaturas ensaiadas ocorrem um aumento do valor BH, sendo o máximo em 3% de deformação para a temperatura de recozimento de 660° e 4% de deformação para a temperatura de recozimento de 750°C. Aumentos na redução provoca um pequeno aumento da quantidade de carbono em solução, pois em reduções menores já ocorreu o destravamento das discordâncias das atmosferas de Cotrell, além de que a quantidade de discordâncias móveis é afetada pelas discordâncias geradas durante a deformação plástica, formando um forte emaranhado

de discordâncias, tendo como consequência da menor quantidade de discordâncias móveis, a formação da menor quantidade de atmosferas de Cotrell, o que explica a queda do valor BH (KUANG et al., 2015a).

O efeito BH tem seu valor diretamente relacionado com a composição química do material. De acordo com Chen et al. (2013), a presença de elementos de liga como Ti e Nb ajudam a manter em solução uma quantidade devida de carbono após as etapas de preparação que antecedem a conformação, atuando como estabilizadores de solutos intersticiais. Desse modo, é possível obter um desejável aumento do limite de escoamento com a realização do tratamento *bake hardening*, sem que seja afetada a etapa anterior de estampagem profunda.

No entanto, Lim et al. (2013) constatou que o aumento da quantidade de Nb presente no aço BH provoca a diminuição do valor BH após realização do tratamento térmico, como evidenciado na figura 3.8. Essa queda acentuada foi creditada a uma maior densidade de superfície de finos carbonetos precipitados com o aumento da quantidade de Nb adicionado.

Figura 3.8 - Queda do valor BH com o aumento da quantidade de Nb.



Fonte: LIM et al. 2013 (Adaptado).

Sabe-se que a concentração e distribuição de solutos, principalmente o carbono, responsável na formação das atmosferas de Cottrell está diretamente ligada ao aumento da resistência mecânica após o tratamento *bake hardening*. Wang et al. (2011a) procuraram relacionar a concentração e distribuição de carbono em solução com o valor BH em dois tipos de aço BH, BH-Mn e BH-P onde os outros elementos

em solução em cada um dos aços foram mantidos praticamente invariantes. A concentração de carbono na matriz diminuiu com uma pré-deformação de 2% e realização do tratamento *bake hardening* em relação a uma amostra apenas recozida para os dois aços, que pode ser devido à formação das atmosferas de Cottrell e também da segregação de carbono para contornos de grãos. No entanto, um aumento de 6% na pré-deformação não se tem variação considerável de carbono em solução no aço BH-Mn, já para o BH-P ocorre uma diminuição considerável de C em solução, explicando uma maior segregação e difusão do carbono para as discordâncias.

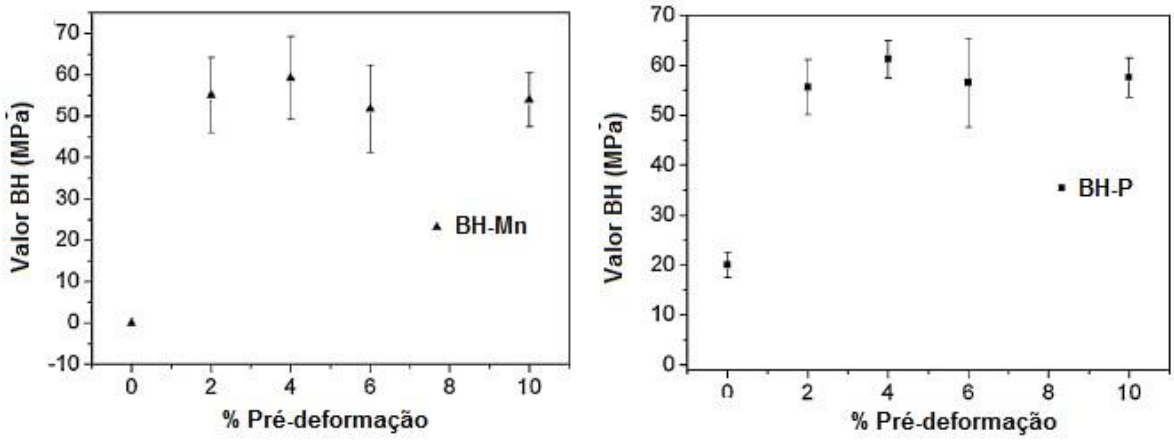
A adição de V no aço BH pode ser uma alternativa ao consumo de energia despendido na etapa de recozimento contínuo para dissolver o carboneto formado na matriz, devido sua menor temperatura de dissolução em relação aos carbonetos de Ti e Nb (WANG et al., 2011a; ZHANG et al., 2017).

3.1.3 Influência da pré-deformação no efeito *bake hardening*

Sabe-se que o efeito *bake hardening* tem relação com a quantidade de deformação a qual é submetida o material. Mediante realização de ensaio de tração é possível verificar o ganho em resistência mecânica através do tratamento *bake hardening*, tarefa obtida mediante elaboração de gráficos de tensão em função da deformação, semelhantes a figura 3.2 (vide item 3.1.2).

De acordo com Wang et al. (2011b), o ganho em resistência mecânica para os aços BH-Mn e BH-P foi analisado de acordo com a pré-deformação aplicada e um tratamento a temperatura de 170°C durante 20min, como é visto na figura 3.9.

Figura 3.9 - Variação do valor BH de acordo com a pré-deformação para os aços BH-Mn e BH-P.

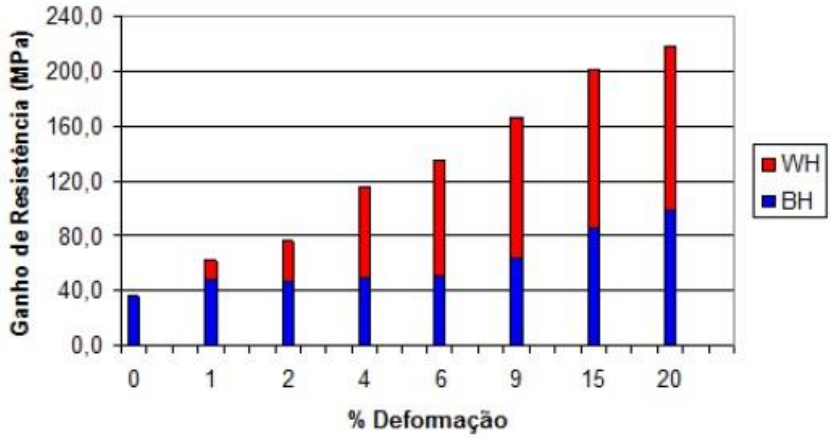


Fonte: WANG, et al. 2011b (Adaptado).

Percebe-se que quando aplicado o tratamento térmico sem a realização de uma pré-deformação, o ganho em resistência mecânica no aço BH-Mn é praticamente imperceptível, já para o aço BH-P esse ganho de resistência mecânica é considerável. Tal explicação pode decorrer do fato da baixa quantidade de carbono em solução no aço BH-Mn, que prejudica o travamento das discordâncias, onde a pequena quantidade das mesmas pode também ser influência no baixo valor BH mencionado. Para ambos os aços, o maior valor BH ocorre quando a pré-deformação é de 4%, sendo que para eles também ocorre uma suave queda no valor BH quando ocorre pré-deformação em 6%, se mantendo praticamente nivelado até a pré-deformação de 10%. A pré-deformação de 4% é considerada um valor onde se tem um equilíbrio entre as atmosferas de Cottrell formadas e as discordâncias que são aprisionadas.

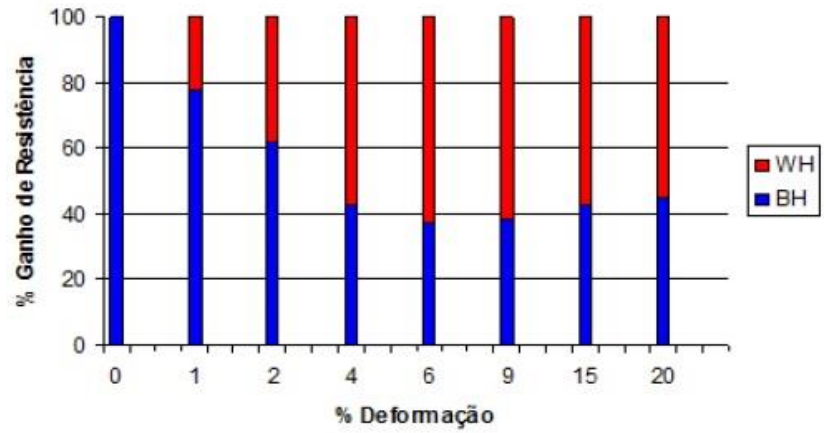
Souza et al (2010) avaliou a influência da pré-deformação em tração para o aço BH180 em relação ao aumento da resistência mecânica devido ao tratamento *bake hardening* e pelo encruamento. Para isso, pré-deformações em oito diferentes valores, de 0% a 20%, com tratamentos posteriores a temperatura de 170°C por 20 minutos foram realizados, de acordo com a figura 3.10 e figura 3.11.

Figura 3.10 - Ganho em resistência mecânica devida ao valor BH e ao encruamento do material de acordo com a pré-deformação em tração aplicada



Fonte: SOUZA et al., 2010 (Adaptado)

Figura 3.11 - Ganho em resistência mecânica em termos de porcentagem entre valor BH e encruamento.



Fonte: SOUZA et al., 2010. (Adaptado)

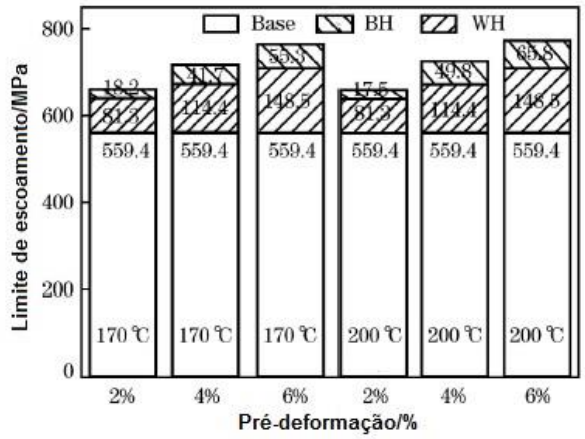
De acordo com a figura 3.10, nota-se que o ganho em resistência mecânica total com o aumento da pré-deformação tende a ter o encruamento como maior responsável pelo endurecimento. Até 2% de pré-deformação o valor BH tem grande parcela no aumento da resistência mecânica, tendendo a ficar aproximadamente em torno de 80MPa para pré-deformações maiores que 9% em tração. A figura 3.11 mostra o que foi mencionado em termos de porcentagem, o que deixa claro que a parcela do endurecimento do tratamento *bake hardening* é atenuada com o aumento da pré-deformação. Tais considerações indicam que o ganho relativo da resistência no aço BH180 envelhecido em estufa ocorreu em pré-deformações de 1%, acima de 2% a parcela significativa do endurecimento é devido ao encruamento do material.

O efeito da pré-deformação e da temperatura do tratamento no comportamento *bake hardening* do aço TWIP900CR foi investigado por Kilic et al. (2015). Os resultados exemplificados na figura 3.12 mostraram que maiores temperaturas de tratamento não tiveram significativa contribuição no aumento da resistência mecânica, não sendo necessária uma temperatura de trabalho elevada. O maior valor BH foi constatado em uma pré-deformação de 6%, que apresentou uma diferença de 10,5MPa no valor BH entre as temperaturas de 170°C e 200°C. É possível notar também na figura 3.12 a parcela do valor BH no aumento da resistência mecânica do material de acordo com a pré-deformação, onde se percebe o aumento da participação do valor BH para o aço TWIP na resistência mecânica total, sendo a outra parcela devida ao encruamento.

Durrenberger et al. (2011) avaliaram o efeito da pré-deformação e o valor BH para um aço TRIP780, sendo este um *AHSS* muito utilizado na indústria automobilística. De acordo com seus experimentos, foi constatado um aumento do valor BH até pré-deformação de 2% de deformação efetiva em tração. A partir deste valor até 10% de deformação efetiva em tração, o valor BH ficou em torno de 70MPa, não sendo observado a dependência da pré-deformação com o valor BH para esse intervalo.

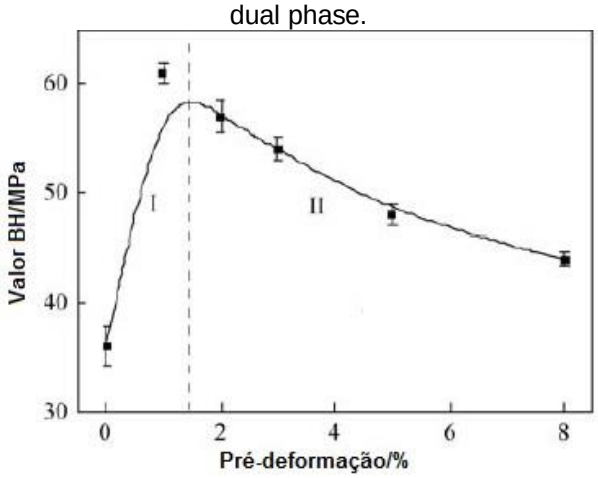
Kuang et al. (2014a) realizaram um tratamento a 170°C por 20 minutos em amostras pré-deformadas de 0 a 8% de um aço dual phase. Os resultados, ilustrados na figura 3.13, mostram que o valor BH tem um aumento entre 0 e 1% de deformação, seguido de uma diminuição gradativa à medida que a pré-deformação aplicada cresce até 8%. O fato do aumento do valor BH entre 0 a 1% pode ser explicado pelo o aparecimento de uma maior quantidade de discordâncias móveis, que acarreta em uma redução da distância de difusão entre átomos de carbono e discordâncias livres. Para o intervalo de pré-deformações de 1% a 8%, há também um aumento na densidade de discordâncias móveis e formação das atmosferas de Cottrell. No entanto, o carbono disponível na matriz para aprisionamento das discordâncias é limitado, fazendo com que em uma maior pré-deformação exista uma quantidade cada vez maior de discordâncias livres e consequentemente um menor valor BH depois do tratamento.

Figura 3.12 - Valor BH com o aumento da quantidade de pré-deformação para um aço TWIP900CR.



Fonte: KILIC et al., 2015 (Adaptado)

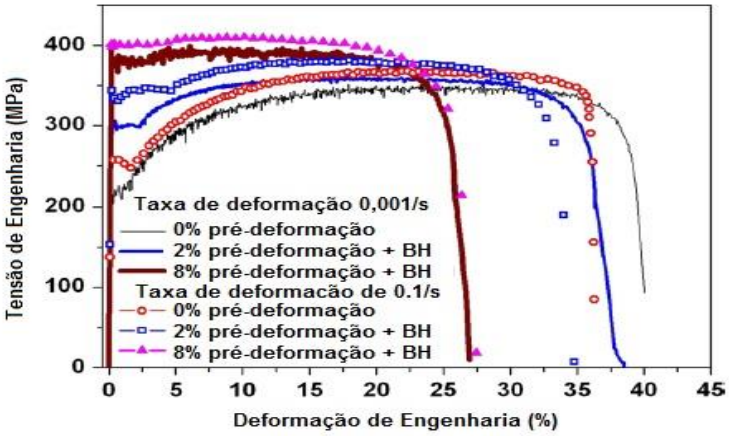
Figura 3.13 - Valor do efeito BH em função da quantidade de pré-deformação aplicada em um aço dual phase.



Fonte: KUANG et al., 2014a (Adaptado)

Seth et al. (2015) correlacionaram a influência da quantidade de pré-deformação, o tratamento térmico para ocasionar o efeito *bake hardening* e a taxa de deformação no ensaio de tração, com a resposta em termos de propriedades mecânicas do aço BH220. A figura 3.14 ilustra os resultados encontrados, onde de acordo com a tabela 3.5, notam-se os valores obtidos de limite de escoamento, limite de resistência mecânica a tração, alongamento e encruamento em amostras sem pré-deformação e pré-deformadas e sujeitas ao tratamento térmico de 170°C por 20 minutos.

Figura 3.14 - Curva tensão-deformação aço BH220 com pré-deformações de 0%, 2% e 8%, com ensaios em taxas de deformações de 0,1/s e 0,001/s.



Fonte: SETH et al. 2015 (Adaptado)

Tabela 3.3 - Valores de limite de escoamento, resistência mecânica a tração, alongamento e encruamento de acordo com as condições de ensaio aplicadas.

Pré-deformação	Tx de deformação	LE(MPa)	LR(MPa)	Along.Uniforme (MPa)	n
0%	0,001/s	223	351	23,4	0,23
2%+BH	0,001/s	301	361	16,8	0,15
8%+BH	0,001/s	373	399	6,1	0,07
0%	0,1/s	237	368	21,3	0,23
2%+BH	0,1/s	341	381	15,1	0,16
8%+BH	0,1/s	395	412	6,0	0,08

Fonte: SETH et al. 2015.

Percebe-se que com o aumento da quantidade de pré-deformação ocorre um aumento do limite de escoamento e da resistência mecânica a tração após tratamento térmico, com uma consequente diminuição do alongamento e do encruamento. Similarmente, o aumento da taxa de deformação provoca um acréscimo na resistência mecânica para determinada pré-deformação e tratamento *bake hardening*. O aumento da resistência mecânica é atribuído ao encruamento, devido uma maior quantidade de pré-deformação acarretar na formação de barreiras (células de discordâncias) ao deslizamento de discordâncias, além da contribuição devido ao tratamento *bake hardening*, que possibilita o travamento das estruturas desenvolvidas.

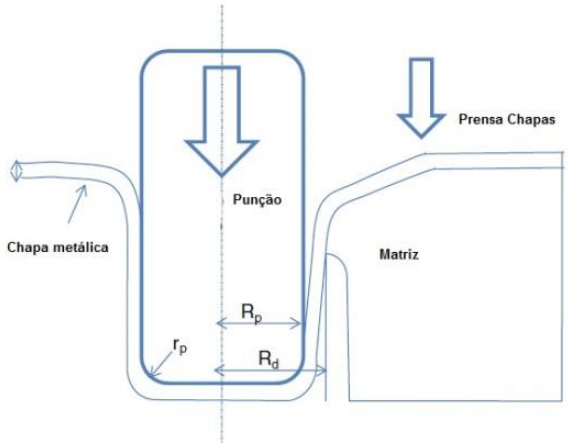
3.2 Conformação Mecânica de Chapas

A aplicação de chapas metálicas para a produção de componentes com diferentes formas deve-se essencialmente ao desenvolvimento das técnicas de conformação mecânica. Durante um processo que envolve a deformação plástica do material, além

do controle da deformação, deve-se atentar a influência nas propriedades mecânicas do material. A conformação de chapas metálicas pode ser classificada através de diferentes operações como corte em prensa, dobramento, estampagem profunda ou embutimento, estiramento, entre outros. A depender do processo em questão, diversos tipos de esforços caracterizam essas operações, sejam esses esforços do tipo compressivo ou trativo, sendo até mesmo uma combinação deles (DIETER, 1981).

Dentre os processos de conformação mecânica destaca-se a estampagem profunda, comumente usada na fabricação de componentes automotivos, que resumidamente consiste de um ferramental que engloba um punção, uma matriz e um prensa-chapas, como esquematizado na figura 3.15.

Figura 3.15 - Esquema mostrando de maneira simplificada um processo de estampagem profunda de chapas.



Fonte: HINGOLE, 2015 (Adaptado).

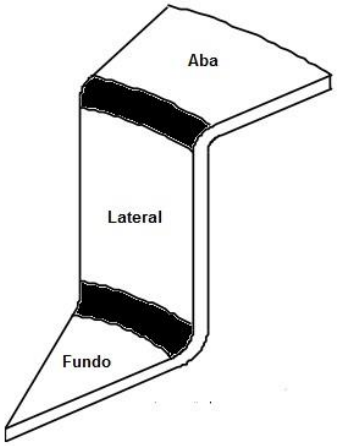
O punção atua sobre a chapa metálica de forma que o seu movimento força o escoamento do material na matriz, adquirindo assim o formato da mesma. O prensa chapas fixa as extremidades da chapa, onde de acordo com a força aplicada, regula o fluxo de material para dentro da matriz, prevenindo também a ocorrência de defeitos no produto estampado (HINGOLE, 2015).

Alguns fatores podem influenciar a obtenção de produto estampado em boas condições. Primeiramente, o material a ser estampado exerce grande influência, pois sua resposta à solicitação vai de acordo com o seu coeficiente de anisotropia R_m e do seu índice de encruamento *n*. Um design incorreto do ferramental também pode

provocar a obtenção de um produto fora das dimensões desejadas, como o causado pelo retorno elástico que ocorre ao retirar o esforço após conformação. A força exercida pelo prensa chapas também tem grande influência, podendo resultar em trincas no flange e nas laterais, no caso de estampagem de um copo quando a força exercida é insuficiente. Outro parâmetro que exerce influência é o atrito entre ferramental e chapa metálica ou chapa metálica e matriz, sendo dependente das condições de lubrificação, rugosidade, pressão do prensa chapas e velocidade de processo (HINGOLE, 2015).

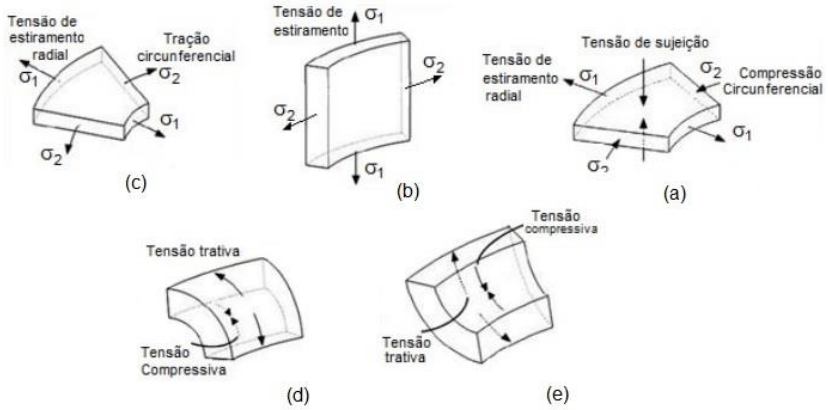
As regiões mais importantes de um produto obtido por estampagem profunda, figura 3.16, além dos diferentes esforços presentes nessas regiões, figura 3.17(a) até figura 3.17(f), são esquematizados. Na figura 3.16, a região escura representa as duas regiões de dobramento encontrados no produto final.

Figura 3.16 - Diferentes regiões em um produto obtido via estampagem profunda.



Fonte: BUTTON, 1999 (Adaptado).

Figura 3.17 - Análise de esforços atuantes em cada região de um produto obtido via estampagem profunda.



(a) aba (b) lateral (c) fundo (d) dobramento superior e (e) dobramento inferior
Fonte: BASTOS, 2009 (Adaptado).

A figura 3.17 faz uma análise mais detalhada de cada região esquematizada na figura 3.16. Primeiramente, a figura 3.17(a) mostra a região da flange ou aba do produto, que ao sofrer a ação do punção que provoca a deformação no sentido da cavidade da matriz, estará sujeita a uma força de compressão circunferencial e uma de tração na direção radial. Além dessas forças, existe uma força perpendicular à chapa que controla, mediante prensa-chapas, o fluxo de material que move para o interior da matriz, evitando o enrugamento.

A figura 3.17(b) traz os esforços atuantes na região lateral, onde eles são de tração na direção radial, devido a força aplicada pelo punção no fundo do produto e do prensa chapas na aba também do produto, além do esforço de tração na direção circunferencial, devido à restrição de deformação do material pelo diâmetro do punção.

Já a região do fundo, figura 3.17(c) é caracterizada por um estado biaxial de tração, devido a ação do punção sobre o material que se encontra abaixo do mesmo. A regiões das figuras 3.17(d) e 3.17(e) representam a ocorrência de dobramento, onde atuam esforços trativos na parte externa e compressivos na parte interna na figura 3.17(d), sendo de modo contrário, a atuação dos esforços em 3.17(e) (BASTOS, 2009), (MAGALHÃES, 2005). De acordo com Caddell e Hosford (2007), pode ocorrer variações na espessura do produto estampado de acordo com os modos de deformação já explicitados.

Devido à ocorrência do processo de estampagem ser realizado a frio, o material em seu estado deformado tende naturalmente a encruar, apresentando uma resistência mecânica maior do que a chapa inicial (BRESCIANI, 2011).

Em termos de anisotropia o material pode ser caracterizado pelo coeficiente de anisotropia R_m e o coeficiente de anisotropia planar ΔR do material estampado, que devem ser respectivamente maior que 1 e o mais próximo de 0. O valor de R_m está relacionado a resistência ao afinamento na espessura e ΔR ligado ao fenômeno de orelhamento (BRESCIANI, 2011). Lora (2009) avaliou o coeficiente de anisotropia R_m e o coeficiente anisotropia planar ΔR dos aços BH180 e BH220, a partir da realização de ensaios de tração, conforme a tabela 3.4

Tabela 3. 4 Valores dos coeficientes de anisotropia normal e planar do aço BH.

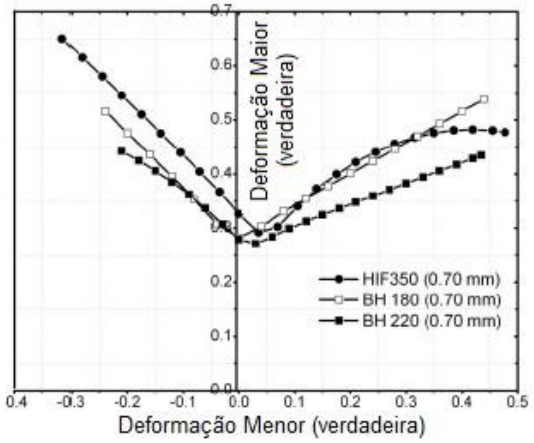
Aço	$R_{0°}$	$R_{45°}$	$R_{90°}$	R_m	ΔR
BH180	2,27	1,65	2,30	1,97	0,64
BH220	1,65	1,61	1,90	1,70	0,17

Fonte: LORA, 2009.

Os valores encontrados de coeficiente de anisotropia planar para ambos os aços foi diferente de 0, no entanto, não longe desse valor, indicando um provável aparecimento do orelhamento na estampagem profunda desses materiais, sendo ΔR para o aço BH 220 menor que para o aço BH 180. No entanto, ambos apresentaram resultados satisfatórios para R_m (próximos de 2), o que possibilita ter-se uma boa resistência à deformação na espessura.

Em processos de conformação mecânica é muito útil a análise das curvas limite de conformação (CLC) ou *forming limit diagram* (FLD) que indicam o início da deformação localizada do material em torno de todas as possíveis combinações de deformação no plano da chapa. Manikandan et al. (2014) analisou as curvas limite de conformação para os aços BH180, BH220 e IF (*Interstitial Free*). Seus resultados mostraram que a conformabilidade do aço BH180 é maior que a do BH220 e bem próxima em relação ao IF, como indica a figura 3.18, o que confirma o aço BH180 como um possível substituto do aço IF na indústria automobilística em processos de conformação mecânica.

Figura 3.18 - Curvas limite de conformação para os aços BH180, BH220 e IF.



Fonte: MANIKANDAN et al., 2014.

3.3 Trajetória de Deformação

Os processos de conformação mecânica envolvem muitas vezes diferentes sequências de deformação, que conduzem a diferentes estados de tensões e em mudanças na trajetória de deformação (BOUVIER et al., 2006).

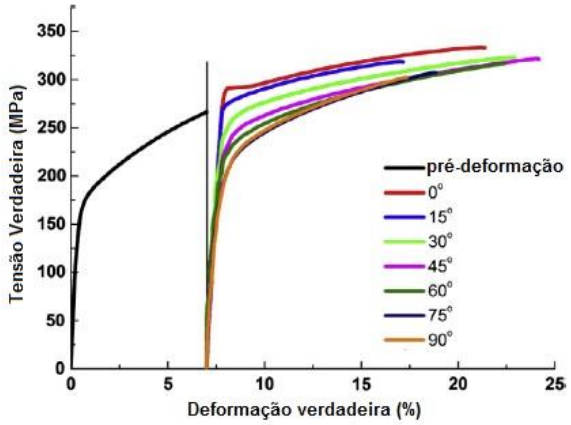
De acordo com Vincze et al. (2013), geralmente, os processos de conformação mecânica podem ser realizados em sequencias de simples ou múltiplos passes. No decorrer da mudança, o material pode se comportar de maneira diferente ao apresentado durante a pré-deformação, com valores diferentes da tensão de escoamento quando recarregado e um estágio transiente da taxa de encruamento, sendo estas duas, uma das características mais observadas. Wen et al. (2015) diz que esses transientes ocorridos durante a mudança da trajetória de deformação estão relacionados com a textura cristalográfica e ao rearranjo das estrutruras de discordâncias desenvolvidas durante a pré-deformação.

Diversos materiais, independentemente de sua estrutura cristalina, foram analisados frente a mudanças da trajetória de deformação. Vieira et al (2009) analisou mudanças da trajetória de deformação para o latão, mediante aplicação de pré-deformação em diferentes quantidades em laminação e recarregamento em tração. Já Lee et al. (2012) alterou a trajetória de deformação para um aço baixo carbono através de processos simulativos, para pré-deformações em tração na direção de laminação, com carregamento posterior novamente em tração sendo realizado a 45° e 90° em

relação a direção de pré-deformação. Vincze et al., (2013) avaliou um material sujeito a dupla mudança no caminho de deformação através da realização de ensaios de tração em diferentes direções em relação a laminação.

Uma liga de magnésio AZ31, de estrutura cristalina hexagonal compacta (HC) pré-deformada em tração de 7% na direção de laminação e recarregada em tração em diferentes ângulos com a direção de laminação, figura 3.19, comportou de maneira que à medida que o ângulo crescia em relação a pré-deformação, a tensão de escoamento tornava-se menor para continuidade da deformação

Figura 3.19 - Resposta mecânica de uma liga MgAZ31 de acordo com a mudança da trajetória de deformação relacionada a diferentes ângulos.

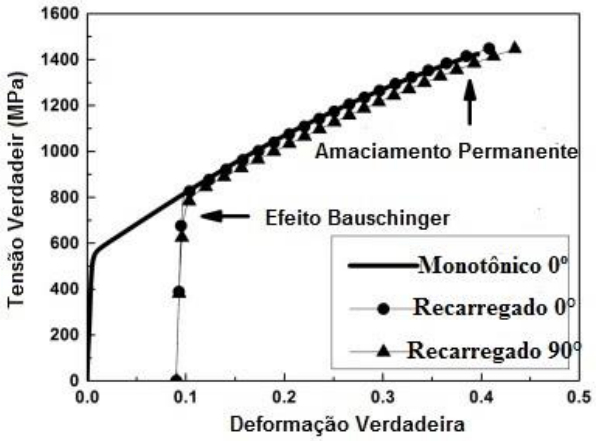


Fonte: BORODACHENKOVA et al., 2014 (Adaptado).

Tal fato pode ser explicado devido à tensão interna contrária associada com a estrutura de discordância desenvolvida na pré-deformação (BORODACHENKOVA, et al., 2014).

Wen et al. (2015) avaliou a mudança da trajetória de deformação em um aço TWIP através de uma sequência de ensaios de tração, constatando também uma diminuição da tensão no recarregamento após a mudança da trajetória de deformação de acordo com o ângulo entre o primeiro e o segundo carregamento, acarretando em um permanente amaciamento para o material recarregado em ângulo de 90° em relação a pré-deformação, como indicado na figura 3.20.

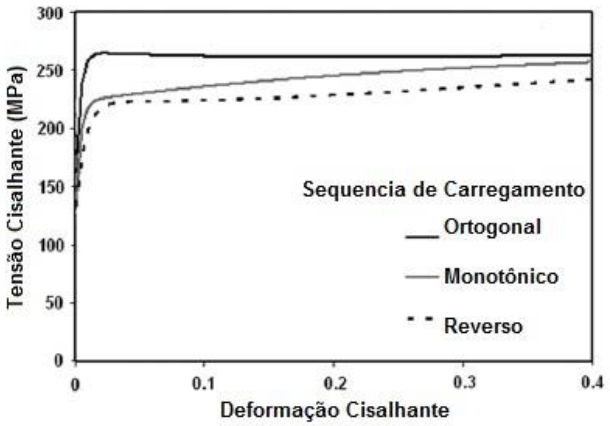
Figura 3. 20 Avaliação do comportamento mecânico em um aço TWIP sujeito a deformação a 0° e 90° com o carregamento monotônico.



Fonte: WEN et al, 2015 (Adaptado).

Para um aço baixo carbono, o comportamento do material em termos de tensão de escoamento e taxa de encruamento também estará de acordo com a relação entre o primeiro e o segundo carregamento, Rauch et al. (2011), sendo descrito de acordo com a figura 3.21. São notáveis os transientes devido a sequência de carregamento aplicados. Uma característica do carregamento reverso presente para o exemplo é a estagnação da taxa de encruamento após à pré-deformação, fato este muitas vezes associado a total ou parcial desintegração das estruturas de discordâncias (a serem descritas neste item) formadas durante a pré-deformação. Já para a sequência ortogonal nota-se um valor superestimado da tensão de escoamento após pré-deformação, característica desse tipo de sequência, associado muitas vezes ao encruamento latente, decorrente da ativação de sistemas de deslizamento no segundo carregamento, que não estão ativos no primeiro.

Figura 3.21 - Comportamento mecânico de um aço baixo carbono sujeito a diferentes sequencias de carregamento mecânico.



Fonte: RAUCH et al., 2011 (Adaptado).

3.3.1 Caracterização da mudança da trajetória de deformação

As mudanças nas trajetórias de deformação podem ser quantificadas em termos de um parâmetro escalar, estabelecido de acordo com a equação 3.8, conhecido como fator de Schimitt. Este parâmetro está relacionado ao produto escalar dos tensores de deformação antes (D_1) e após (D_2) a mudança da trajetória de deformação (Schimitt et al, 1985).

$$\cos \varphi = \frac{D1:D2}{[D1].[D2]} \tag{3.8}$$

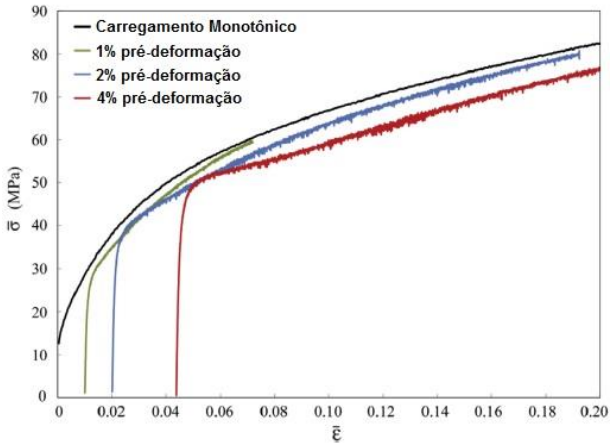
Em termos de carregamentos, o valor de cos φ pode ser igual 1, para carregamentos monotonicos; -1 para carregamentos reversos e 0 para sequencias de carregamentos denominadas ortogonais, devido aos tensores de deformação antes e após a mudança fazerem um ângulo de 90° entre eles. Valores próximos a 1, -1 e 0, são considerados como pseudo-monotônicos, pseudo-reversos e pseudo-ortogonais, respectivamente (MANIK, et al 2015). Muitas sequencias de carregamento irão comportar de modo parcial entre os tipos já mencionados (RAUCH et al., 2011).

Uma característica decorrente do comportamento mecânico do material frente à mudança da trajetória de deformação está relacionada à ocorrência do efeito *Bauschinger*. Durante o carregamento, células de discordâncias são geradas, as quais induzem tensões internas no material. Essas tensões internas possibilitam uma resistência contra o carregamento aplicado, que conduz a imobilização das discordâncias durante o carregamento. Durante a mudança da trajetória de deformação de maneira reversa, parte das discordâncias consegue movimentar-se, que oferece uma baixa resistência ao seu movimento. A mudança da trajetória de maneira reversa conduz a uma menor tensão de escoamento durante o recarregamento, fenômeno conhecido como efeito *Bauschinger* (WEN et al., 2014).

Manik et al (2015) procuraram correlacionar o efeito *Bauschinger* mediante aplicação de um teste de compressão seguido de tração em uma liga comercial de alumínio. Os resultados encontrados podem ser vistos na figura 3.22. As amostras foram pré-deformadas em compressão de 1%, 2% e 4,4% e então carregadas em tração. O

efeito *Bauschinger* pode ser visto claramente para as três pré-deformações, onde para os dois menores valores de pré-deformação a curva no recarregamento tendeu para a curva de referência. Já a pré-deformação de maior valor mostrou uma tensão de escoamento para os valores de deformação sempre abaixo da curva monotonica. Vale destacar também o patamar da redução do encruamento para a pré-deformação de 4,4%, sendo que para as duas pré-deformações menores esse patamar não está evidente.

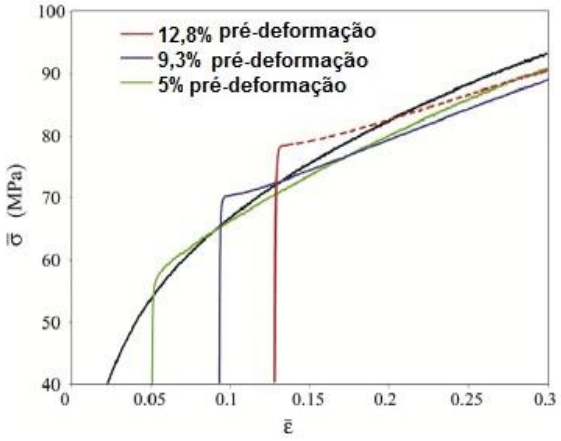
Figura 3.22 - Resultados experimentais para a mudança na trajetória de deformação de modo reverso para a liga de alumínio comercial.



Fonte: MANIK et al., 2015 (Adaptado).

Para a mesma liga de alumínio comercial, no entanto, agora submetida a uma sequência ortogonal de carregamento (laminação seguida de tração na mesma direção), Manik et al (2015) obteve os seguintes resultados, de acordo com a figura 3.23.

Figura 3.23 - Tensão efetiva em função da deformação efetiva para a mudança da trajetória de deformação em uma sequência ortogonal para a liga de alumínio puro.

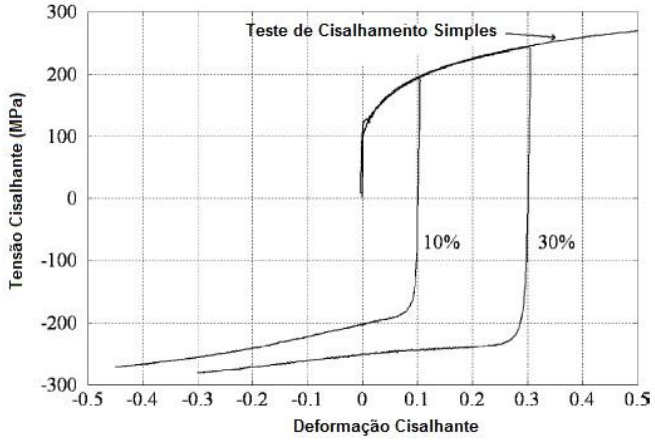


Fonte: MANIK et al., 2015 (Adaptado).

Percebe-se um valor superestimado da tensão de escoamento seguido de uma queda do encruamento para todas as pré-deformações. No entanto, para a pré-deformação de 5% a queda do encruamento ocorre monotonicamente até o início da estricção por volta de 30% de deformação. Já para a pré-deformação de 9% e 12,8% ocorre uma inflexão logo após o início do escoamento. Para 9% de pré-deformação é mantido uma deformação uniforme até 30% de deformação, assim como na curva pré-deformada em 5%. Para a curva de 12,8% não foi possível prever o comportamento do material após a inflexão.

Bouvier et al. (2006) demonstraram, mediante testes de cisalhamento, sequências de carregamento *Bauschinger* ao longo da direção de laminação com diferentes quantidades de carregamento cisalhante para um aço *bake hardening*. A figura 3.24 mostra a influência do efeito *Bauschinger*, que é visto durante o carregamento reverso no aço *bake hardening*.

Figura 3.24 - Teste de cisalhamento Bauschinger depois de diferentes quantidades de pré deformações ao longo da direção de laminação em um aço BH.



Fonte: BOUVIER et al., 2006 (Adaptado).

Para ambas as pré-deformações (10% e 30%), depois de um pequeno período transiente do encruamento, outro período transiente (caracterizado pela presença de um patamar) ocorre, onde o encruamento torna significativamente menor que a curva de carregamento monotônico. O comprimento desse patamar aumenta com a quantidade da pré-deformação aplicada. Após isso, o encruamento tende a aumentar para o nível do carregamento monotônico novamente.

3.3.2 Comportamento mecânico e o arranjo subestrutural

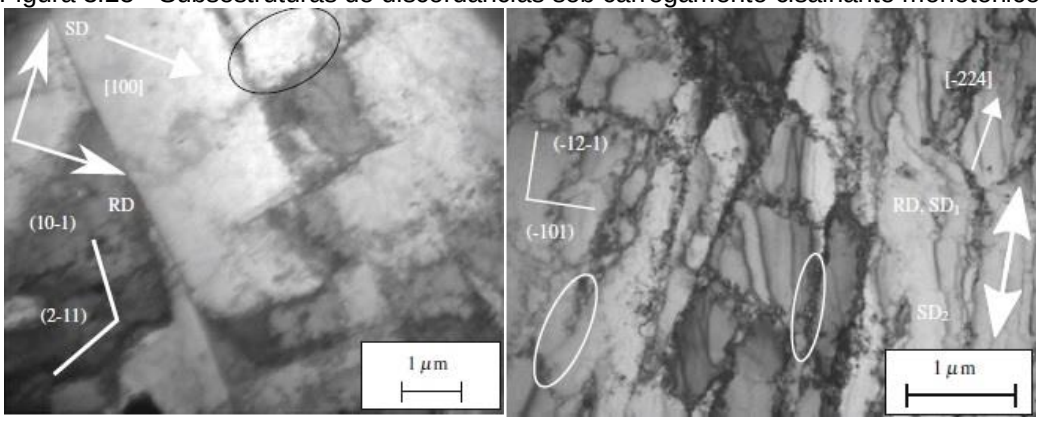
Normalmente, os transientes na curva tensão-deformação podem ser associados com algum tipo de modificação no encruamento de um material após a mudança da trajetória de deformação, sendo isso relacionado, por exemplo, com a organização subestrutural das linhas de discordâncias.

Clausmeyer et al. (2012) atribuíram as mudanças na curva tensão-deformação a características morfológicas das células de discordâncias formadas durante diferentes tipos de carregamentos em um aço IF. Imagens obtidas através de microscopia eletrônica de transmissão (MET) mostraram os efeitos decorrentes da mudança na trajetória de deformação nas microestruturas das células de discordâncias para um teste de cisalhamento reverso, com 12% de deformação cisalhante nos dois carregamentos. A figura 3.25(a) indica que no carregamento monotônico o contorno das células de discordâncias se apresentam de maneira quase que retangular.

Já durante o carregamento reverso, nota-se que a deformação conduz para uma parcial desintegração e distorção da microestrutura de discordância criada no primeiro carregamento, o que fica evidenciado através das elipses brancas da figura 3.25(b), que mostram células de discordâncias de alta densidade desintegradas e nas demais regiões da amostra a permanência da microestrutura desenvolvida no primeiro carregamento.

Para sequencias de carregamento de modo ortogonal, características da microesturura de discordâncias para os dois carregamentos foram observados, resultado mostrado na figura 3.26. A formação das microestruturas devido ao segundo carregamento deve-se a ativação de novos sistemas de deslizamentos, onde a microestrutura devido ao primeiro carregamento pode ser um obstáculo ao desenvolvimento das microestruturas no segundo carregamento, que resulta no aumento da tensão de cisalhamento. O período de estagnação do encruamento depois da mudança da trajetória de deformação está associado ao enfraquecimento ou parcial desintegração das microestruturas de discordâncias formadas no primeiro carregamento.

Figura 3.25 - Subsestruturas de discordâncias sob carregamento cisalhante monotonico

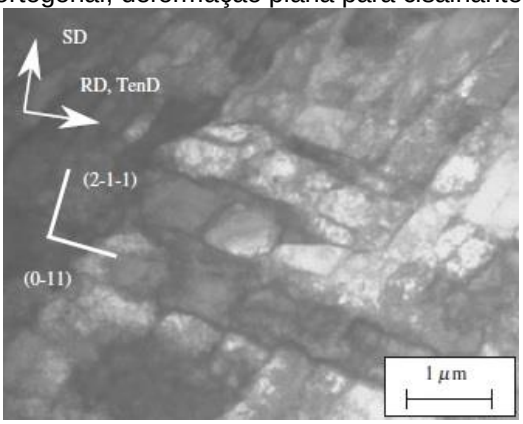


(a) (b)

(a) 12% de deformação e (b) sob cisalhante reverso, com 12% de deformação.

Fonte: CLAUSMEYER et al., 2012.

Figura 3.26 - Substestrutura de discordância sob mudança da trajetória de deformação de maneira ortogonal, deformação plana para cisalhante.



Fonte: CLAUSMEYER et al.,2012.

Existem alguns questionamentos se os transientes que ocorrem na curva tensão-deformação estão relacionados somente à questão das subestruturas de discordâncias, como células e paredes de discordâncias formadas na deformação anterior a mudança da trajetória ou se também são devido à interação e natureza das discordâncias em nível de sistemas de deslizamento ativos. Foi observado que a formação das células de discordâncias é uma das responsáveis por esse acontecimento, não sendo devido somente a elas, pelos transientes encontrados na curva tensão-deformação, como a estagnação da taxa de encruamento (MANIK et al, 2015).

3.4 Teste de Cisalhamento Planar Simples

De acordo com Bouvier et al. (2006), descrever o comportamento do material sob condições de carregamentos complexos exige o emprego de testes mais apurados para averiguar o seu comportamento, além dos comumentes testes uniaxiais utilizados.

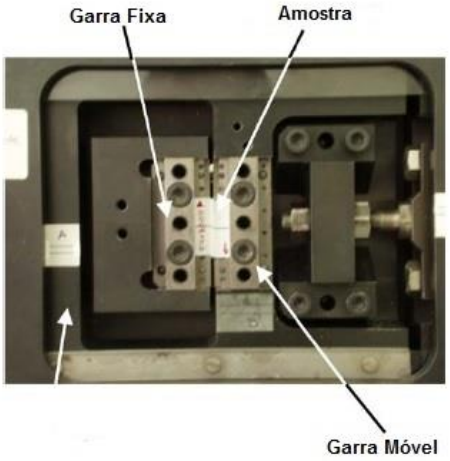
O teste de cisalhamento simples pode ser categorizado pela aplicação de um carregamento (uniaxial ou biaxial) e um número de zonas de cisalhamento (simples ou duplas). Grande atenção deve ser direcionada a estas zonas, as quais devem ser mantidas estreitas para que a ocorra uma distribuição homogênea da tensão e da deformação ao longo da mesma (LEE et al., 2015). Como dito por Bouvier et al (2006) o dispositivo do teste de cisalhamento simples consiste de duas partes sujeitas a movimentos paralelos.

Esse teste possui algumas vantagens em relação a outros testes uniaxiais. A distribuição da deformação é homogênea ao longo de grandes valores, além de que o plano de cisalhamento é simétrico em ambas as direções, o qual torna este tipo de teste adequado para a realização de carregamentos reversos. Outro benefício do teste de cisalhamento simples é uma boa captura dos efeitos da anisotropia. A taxa de deformação e a área da seção transversal cisalhante permanecem constantes. A preparação das amostras é bastante simples e não há plasticidade relacionada a incertezas como estricção ou barrilamento (LEE et al., 2015).

As amostras para o teste de cisalhamento tem um formato retangular e de fácil preparação. Elas podem ser preparadas com cortes realizados através de eletro-erosão a fim de evitar qualquer encruamento devido ao corte. A amostra desse teste não é sensível a pequenas formas de imperfeições na superfície, com uma possível exceção em relação à variação da espessura relacionada ao processo de fabricação (BOUVIER et al., 2006). O dispositivo do teste de cisalhamento simples tem a vantagem de ser montado em uma máquina de ensaio universal. A figura 3.27 mostra o dispositivo utilizado no ensaio, assim como o corpo de prova utilizado.

.

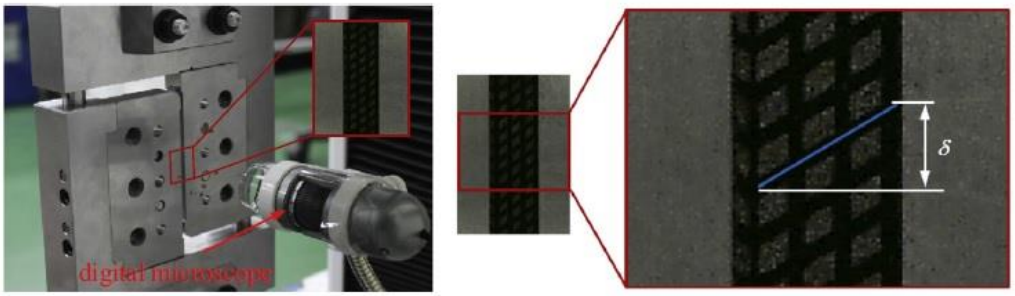
Figura 3.27 - Corpo de prova e dispositivo do ensaio de cisalhamento



Fonte: BOUVIER et al., 2006 (Adaptado).

Depois de acoplada, a amostra é fixa a garra inferior e carregada na garra superior. Para averiguar o deslocamento da deformação cisalhante, excluindo deslocamentos devido à deformação elástica da máquina ou o escorregamento entre amostra e garra, um padrão de marcações é feito na amostra. A deformação cisalhante ð é então medida através de imagens capturadas através de um microscópio. A deformação resultante do ensaio é obtida no centro da amostra para minimizar a influência das extremidades. A figura 3.28 mostra o microscópio acoplado ao dispositivo e as marcações feitas na amostra para avaliar a deformação (LEE et al., 2015).

Figura 3.28 - Microscópio acoplado a dispositivo de teste de cisalhamento simples. A utilização dele permite averiguar o deslocamento entre as marcações feitas na amostra ensaiada.



Fonte: LEE et al., 2015.

Mantendo a deformação cisalhante constante dentro dos limites já citados, pode-se medir a tensão de acordo com a equação 3.9:

$$T_{xy} = \frac{F}{l*t} \qquad (3.9)$$

Onde: P, l e t é carregamento cisalhante, comprimento da amostra e espessura da amostra, respectivamente.

Apesar da simplicidade do teste, alguns problemas podem ser encontrados caso alguns parâmetros de ensaio sejam negligenciados. Dentre esses inconvenientes, pode-se destacar a deformação na área da amostra sob a garra, que se soma ao valor efetivo de deformação cisalhante da amostra. A respeito do torque de aperto, a imposição de um valor impróprio do mesmo pode resultar na ruptura do material ou, por exemplo, o escorregamento entre amostra e as garras do dispositivo. Para minimizar a influência dos lados livres da amostra e induzir a um quase homogêneo estado de tensão na região cisalhada, a relação entre comprimento da região cisalhante, l, e largura efetiva de cisalhamento, Δx, deve ser maior que 10 para materiais metálicos (BOUVIER et al., 2006).

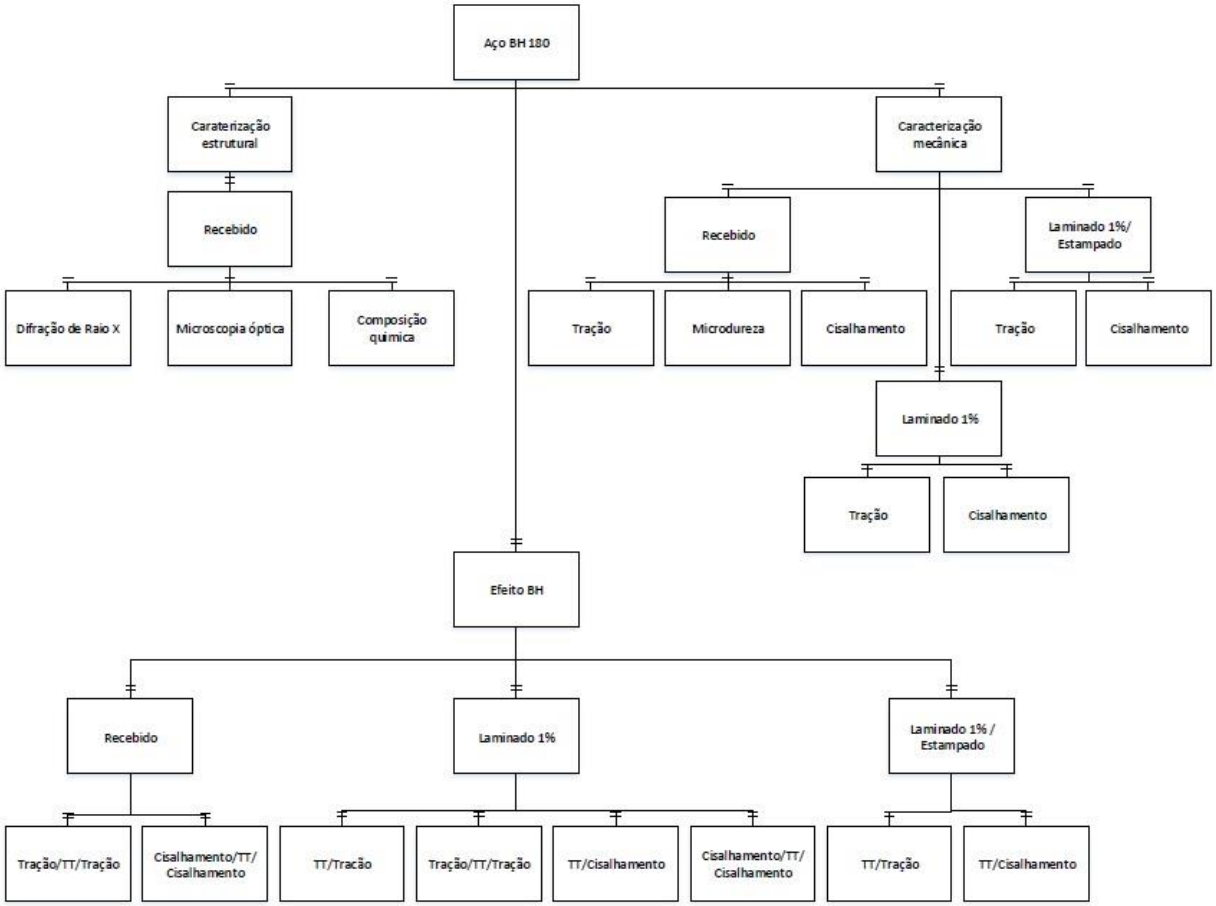
A respeito da amostra para o ensaio de cisalhamento, An et al. (2009) concluíram através da comparação entre testes simulativos e experimentais que, a geometria tem significativa influência na distribuição da deformação cisalhante, sendo a participação dos parâmetros do material, como o coeficiente de anisotropia, R_m, de menor significância para uma relação geométrica entre comprimento e largura de cisalhamento igual ou superior a 10.

4. MATERIAL E MÉTODOS

Neste tópico serão descritos os procedimentos experimentais necessários para avaliação do efeito BH para o aço BH180, de acordo com os diferentes modos de deformação, direção e quantidade de pré-deformação.

O fluxograma exposto na figura 4.1 apresenta de modo resumido os procedimentos experimentais adotados neste trabalho.

Figura 4.1 - Fluxograma mostrando as diferentes etapas desenvolvidas neste trabalho.



Fonte: Próprio Autor.

4.1. Material

O material utilizado neste trabalho foi o aço BH180 com espessura de 0,7mm. Essa classe de material tem como principal característica o aumento da resistência mecânica após a realização de um tratamento térmico que varia entre 100°C a 200°C, onde o aço BH180 possui grande capacidade de envelhecimento por deformação. Os

produtos fabricados com este material apresentam características de estampabilidade de moderada a profunda, sendo aplicados na indústria automotiva para fabricação de componentes automotivos como capôs, tampa de porta-malas, portas e para-lamas, com boa resistência a indentação nas peças finais (CATÁLOGO USIMINAS, 2014).

4.2 Caracterização Estrutural

Como parte inicial dos ensaios experimentais realizou-se a caracterização microestrutural do material no estado como recebido mediante análise por microscopia óptica, que consistiu nas seguintes etapas:

1- Amostras com seção quadrada (10mm de lado) foram obtidas após o corte com uso de uma guilhotina Peck, Stow e Wilcox;

2- Em seguida, as amostras foram embutidas a frio com uso de acrílico autopolimerizante (líquido e sólido) para facilitar o manuseio nas etapas de lixamento e polimento mecânicos que foram acompanhados por ataque com reativo químico de Nital 3% (3mL de ácido nítrico e 97mL de álcool etílico);

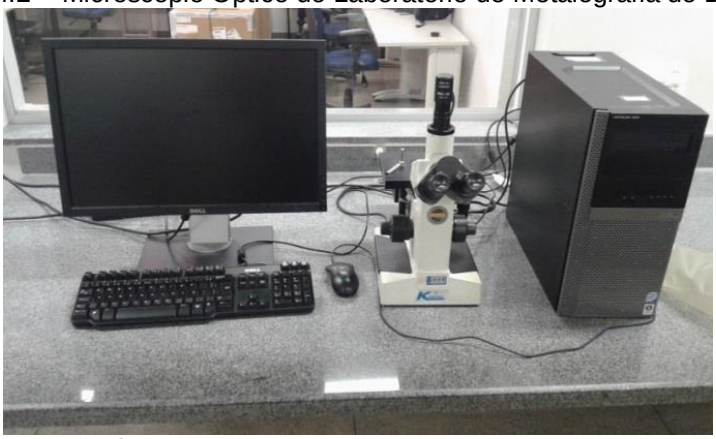
3- Após o embutimento, as amostras foram lixadas mecanicamente em lixadeiras elétricas da marca Arotec, na seguinte ordem de granulometria: #120, #240, #320, #400 e #600;

4- Em seguida, fez-se o polimento mecânico das amostras em pasta de diamante de 9µm e 3µm, em politrizes da marca Arotec;

5- Por fim, as amostras foram então atacadas com uso do reativo Nital 3% para obtenção das imagens por microscopia óptica.

O microscópio óptico utilizado para caracterização do material foi o da marca Fortel, com câmera de captura de imagens e programa Scope Photo de análise de imagens do Laboratório de Metalografia do DEMAT, indicado pela figura 4.2.

Figura 4.2 - Microscópio Óptico do Laboratório de Metalografia do DEMAT.



Fonte: Próprio Autor

As amostras utilizadas para aquisição de imagens por microscopia óptica foram também utilizadas para verificar o tamanho médio dos grãos do aço BH180. Esta análise foi executada com a utilização do software *Image Pro Plus 6.0*. A partir da aquisição de aproximadamente 200 medidas da área de diferentes grãos, fez-se a média aritmética entre os valores e, com o uso da equação 4.1, foi possível determinar o tamanho médio de grão do material, onde A refere-se ao valor médio de área dos grãos.

$$TG_m = 2 \times \left(\frac{A}{\pi}\right)^{1/2} \quad (4.1)$$

O tamanho médio dos grãos em micrometros do aço BH180 foi convertido por meio da equação 4.2, para o número ASTM de tamanho de grão (G) (ASTM E112).

$$G = -3{,}2877 - [6{,}6439 \times \log(D)] \quad (4.2)$$

Fez-se a análise de composição química do aço BH180 no estado como recebido via espectroscopia por emissão óptica, a fim de verificar se a mesma estava de acordo com a tabela 4.1, onde os valores dos elementos presentes estão de acordo com uma faixa estabelecida pelo fornecedor do material.

.

Tabela 4.1 - Composição química aço BH180.

Norma	Grau	Espessura	Composição Química				
			C	Mn	Al	P	Outros
Usiminas	USI-BH	0,6-2,30	0,04máx	0,70máx	0,020mín	≤0,060	S: 0,030máx Si: 0,50máx

Fonte: CATÁLOGO USIMINAS, 2014.

Por fim, fez- se ainda a análise estrutural das fases no aço BH180, no estado como recebido, por difração de raios-X, mediante uso do difratômetro Shimadzu XRD-7000, com alvo metálico de cobre e com ângulo de varredura de 30° a 100° e passo de 0,02°.

4.3 Caracterização Mecânica

A caracterização mecânica do aço BH180 consistiu em realizar ensaios de dureza Vickers, de tração e de cisalhamento. A partir dos resultados desses ensaios foi possível avaliar as propriedades mecânicas do material.

4.3.1 Ensaio de dureza

Os ensaios de dureza Vickers foram realizados com uso do microdurômetro Shimadzu modelo HMV-2, ilustrado na figura 4.3, em uma amostra no estado como recebido preparada do mesmo modo utilizado para a análise microestrutural por microscopia óptica (item 4.2), ou seja, embutimento a frio, lixamento, polimento mecânico e ataque com reativo químico de Nital 3%.

A carga utilizada para o ensaio de dureza Vickers foi de 300gf, tempo de indentação de 15 segundos, sendo o valor de dureza Vickers médio obtido a partir do cálculo da média aritmética simples de um total de 10 medições, sendo excluídos o maior e o menor valores de um total de 12 medições. Esses experimentos foram aplicados no material no estado como recebido.

Figura 4.3 - Microdurometro do Laboratório de Metalografia do DEMAT.



Fonte: Próprio Autor

4.3.2 Ensaio de tração

Os ensaios de tração foram realizados primeiramente para identificar as propriedades mecânicas do aço BH180, como limite de escoamento (LE), limite de resistência à tração (LRT) e alongamento uniforme (AU), em amostras nos estados como recebido, após laminação de 1% e após laminação de 1% e estampagem. Para isso, três amostras do material para cada estado e direção, 0° e 90° em relação a direção original de laminação, foram utilizadas para realização dos ensaios na máquina universal de ensaios INSTRON 5982, figura 4.4, com sistema de controle e aquisição de dados *Blue Hill 3*, utilizando-se extensômetro *Instron* modelo 2630-106 com abertura máxima de 25mm.

Figura 4.4 - Máquina universal de ensaios do Departamento de Engenharia de Materiais do Cefet - MG.



Fonte: Próprio Autor.

Optou-se pela utilização de corpos de prova de tração não normatizados. Esses corpos de prova possuiram dimensões de 100mm x 20mm x 0,7mm (comprimento x largura x espessura), sendo o comprimento útil igual a 80mm. Os ensaios foram feitos sob taxa de deformação inicial de 0,001/s.

4.3.3 Ensaio de cisalhamento

O ensaio de cisalhamento foi realizado com a utilização de um dispositivo acoplado à máquina universal de ensaios *Instron* 5582, figura 4.5, para fazer a caracterização mecânica do aço BH180 nos diferentes estados iniciais (como recebido, laminado e laminado/estampado). Neste caso, foram usadas quatro amostras para cada estado: como recebido, após laminação de 1% e após laminação de 1% e estampagem devido à maior variabilidade de forma dos corpos de prova laminados e estampados, os quais consistiram de amostras no formato retangular com dimensões de 50mm x 15mm x 0,7mm (comprimento x largura x espessura) retirados a 0° e a 90° em relação a direção original de laminação.

Figura 4.5 - Dispositivo para o ensaio de cisalhamento acoplado a máquina universal de ensaios Instron 5582 do laboratório de Ensaios Especiais da UFMG.



Fonte: Próprio Autor

Curvas de tensão cisalhante em função da deformação cisalhante foram obtidas mediante ensaio de cisalhamento. Neste caso, para o cálculo da deformação cisalhante γ, e da tensão cisalhante τ, fez-se uso das equações 4.3 e 4.4, respectivamente, sendo Δx o valor da largura efetiva submetida ao ensaio de cisalhamento, l o comprimento e t a espessura do corpo de prova.

$$\gamma = \frac{e}{(\Delta x * 4)} \tag{4.3}$$

$$\tau = \frac{F}{l * t} \tag{4.4}$$

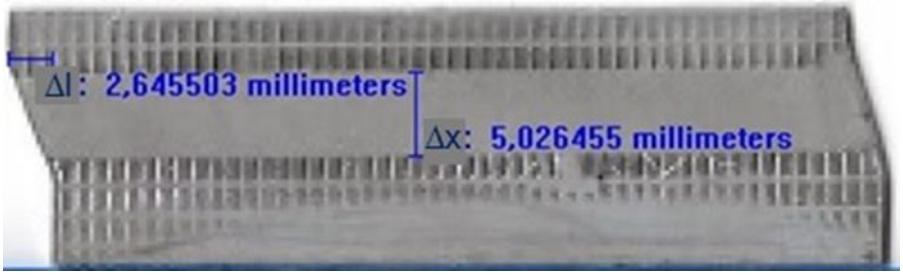
O software *Image ProPlus 6.0* foi utilizado com o intuito de medir os valores efetivos da largura efetiva presente no ensaio de cisalhamento, Δx, e do deslocamento angular do corpo de prova, Δl, de modo a obter o valor da deformação cisalhante real, γ_{real}, equação 4.5.

$$\gamma_{real} = \frac{\Delta l}{\Delta x} \tag{4.5}$$

O valor da deformação cisalhante real foi então comparado com o valor da deformação cisalhante obtida com uso dos dados fornecidos pela máquina de ensaios aonde foi adotado um valor fixo para Δx igual a 5,0309mm.

A figura 4.6 ilustra o procedimento adotado para a medição de Δx e de Δl com uso do software *Image ProPlus 6.0*, onde a largura de cisalhamento Δx e o comprimento Δl são indicados. Os valores de Δx foram medidos na parte central da largura cisalhante efetiva, pois de acordo como An et al. (2009), é uma região com distribuição mais estável da deformação e tensão cisalhante efetiva.

Figura 4.6 - Método para medição da largura efetiva de cisalhamento e o comprimento efetivo de cisalhamento via *Image Pro Plus 6.0*.



Fonte: Próprio Autor.

Sendo assim, a deformação obtida pela máquina foi corrigida mediante multiplicação por um fator K, que nada mais é que a deformação cisalhante real dividido pela deformação cisalhante fornecida pela máquina, como exibido na equação 4.6.

$$K = \frac{\gamma real}{\gamma máquina} \quad (4.6)$$

A propriedade mecânica de interesse neste ensaio foi o limite de escoamento em cisalhamento, LE_c, para que fosse possível avaliar além dos efeitos de anisotropia, servir de referência para o estudo do efeito BH mediante o ensaio de cisalhamento.

Neste caso, a regra adotada para cálculo do limite de escoamento para este ensaio foi a mesma utilizada em tração, que utiliza como referência um valor de deformação convencional em tração de 0,002 ou de 0,003676 de deformação cisalhante, valor este corrigido pelo critério de escoamento de Taylor (Rauch, 1992).

O fator de Taylor foi utilizado como critério de escoamento entre os modos de deformação plástica de cisalhamento e tração de modo a identificar a tensão-deformação efetiva em cisalhamento. A escolha desse fator, dentre os três critérios possíveis de utilização (Taylor, Tresca e von Mises) foi baseada na curva de tensão cisalhante em função deformação cisalhante que corrigida com uso dos respectivos parâmetros de critério de escoamento mais se aproximou da curva obtida sob o carregamento em tração a partir da curva de tensão verdadeira em função da deformação verdadeira, a partir do uso das equações 4.7 até 4.12, como pode ser visto na figura 4.7(a) e figura 4.7(b) para ensaios a 0° e 90°, respectivamente.

$$\sigma_{efet\ von\ Mises} = \tau \times 1{,}73 \quad (4.7)$$

$$\varepsilon_{efet\ von\ Mises} = \frac{\gamma}{1{,}73} \quad (4.8)$$

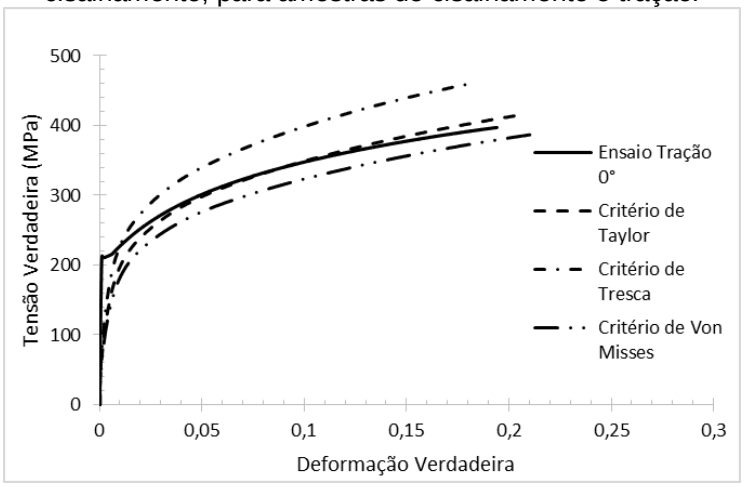
$$\sigma_{efet\ Taylor} = \tau \times 1{,}84 \quad (4.9)$$

$$\varepsilon_{efet\ Taylor} = \frac{\gamma}{1{,}84} \quad (4.10)$$

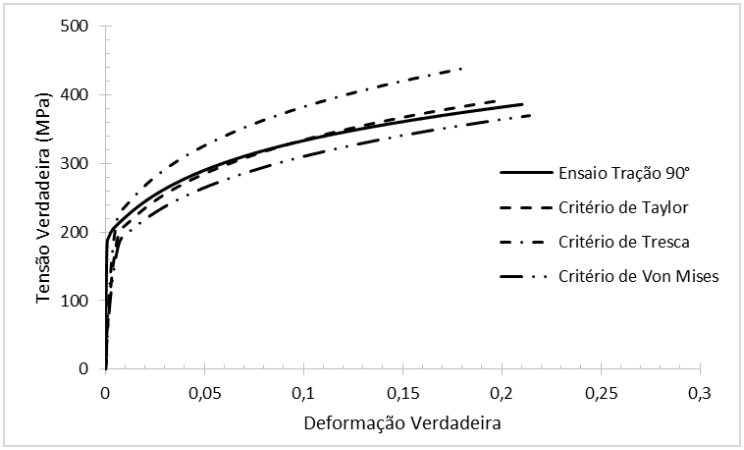
$$\sigma_{efet\ Tresca} = \tau \times 2{,}05 \quad (4.11)$$

$$\varepsilon_{efet\ Tresca} = \frac{\gamma}{2{,}05} \quad (4.12)$$

Figura 4.7 - Comparação entre os diferentes critérios de correção de curvas referente ao ensaio de cisalhamento, para amostras de cisalhamento e tração.



(a)



(b)

(a) 0° (b) 90°

Fonte: Próprio Autor.

Os resultados indicaram que o critério de escoamento de Taylor foi o mais adequado para obter os valores de tensão efetiva e de deformação efetiva em cisalhamento e assim permitir a comparação com os resultados encontrados em tração.

4.4 Estudo do Efeito BH

Considera-se que o tratamento de cura da pintura aplicado na indústria automobilística seja resultado de um tratamento térmico a temperaturas entre 150°C a 200°C por cerca de 20 minutos, que resulta na formação das atmosferas de Cottrell devido ao efeito *bake hardening*, possibilitando assim o aprisionamento das discordâncias livres

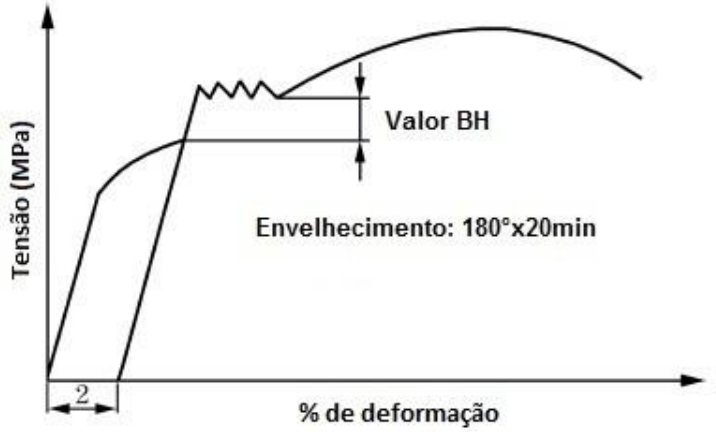
com o consequente aumento da resistência mecânica (Baker, 2002; Bhadeshia et al., 2008; Gorni, 2010; Chen et al, 2013; Kuang et al., 2015a).

Este acréscimo da resistência mecânica é conhecido como valor BH, sendo considerado a diferença entre a tensão de fluxo após o tratamento térmico e a tensão de fluxo no valor de pré-deformação estabelecido (ABNT 5915-4), como indica a equação 4.13. A figura 4.8 mostra a relação estabelecida para mensurar o valor BH.

$$BH = LE_2 - LE_1 \quad (4.13)$$

Onde,
BH = ganho em resistência mecânica devido ao tratamento de efeito *bake hardening*;
LE_2 = tensão de fluxo após tratamento térmico
LE_1 = tensão de fluxo no valor de pré-deformação estabelecido.

Figura 4.8 - Valor BH considerado como sendo o ganho em resistência mecânica devido ao efeito *bake hardening*.



Fonte: Kuang et al. (2015b)

Sabe-se que o efeito *bake hardening* tem relação com a quantidade de deformação que o material é submetido (WANG et al, 2011; SOUZA et al, 2010; KUANG et al, 2014; KILIC et al, 2015; SETH et al, 2015), sendo comum o uso do ensaio de tração para avaliar o acréscimo de resistência mecânica obtido após o tratamento térmico de *bake hardening*, de modo a quantificar a diferença do valor de tensão entre os estados imediatamente antes e após a realização desse tratamento térmico, como exibido na figura 4.8.

Com o objetivo de identificar a influência do modo de deformação plástica no valor do efeito BH fez-se a pré-deformação do aço BH180 mediante diferentes rotas, sendo elas, por tração (utilizada em diferentes trabalhos) e cisalhamento do material no estado como recebido, assim como formas combinadas de laminação/tração, laminação/cisalhamento, laminação/estampagem/tração e laminação/estampagem/ cisalhamento.

4.4.1 Tração no estado como recebido

A pré-deformação em tração seguiu os mesmos procedimentos adotados para avaliar as propriedades mecânicas do aço BH180 em termos de tipo de corpo de prova e máquina de ensaio universal, como descrito no item 4.3.2.

Para investigar a influência da quantidade de pré-deformação no valor do efeito BH fez-se a pré-deformação do aço BH180 de 0,50%, 2,00%, 4,00%, 6,00% e 12,00% de deformação efetiva em tração, em amostras retiradas a 0° e 90° em relação a direção original de laminação, sendo ensaiadas três amostras para cada valor de pré-deformação.

A escolha dos valores de pré-deformação foi baseada em trabalhos que mostraram ganhos significativos de resistência mecânica pelo efeito BH até valores de pré-deformações de aproximadamente 10,00% de deformação (Souza et al., 2010; Wang et al., 2011b; Kuang et al., 2014a), sendo o endurecimento associado com o equilíbrio entre discordâncias móveis e a formação das atmosferas de Cottrell, (KUANG et al., 2015b).

Com a realização do tratamento térmico (ver item 4.5) as amostras foram recarregadas também mediante ao ensaio de tração. As curvas referentes à deformação anterior ao tratamento térmico, assim como as curvas obtidas do ensaio de tração realizado após tratamento térmico, foram plotadas nos mesmos gráficos de tensão efetiva em tração em função da deformação efetiva em tração para facilitar a visualização da variação da resistência mecânica devido ao tratamento térmico de efeito *bake hardening* e à quantidade de pré-deformação adotada neste modo de deformação plástica.

4.4.2 Cisalhamento no estado como recebido

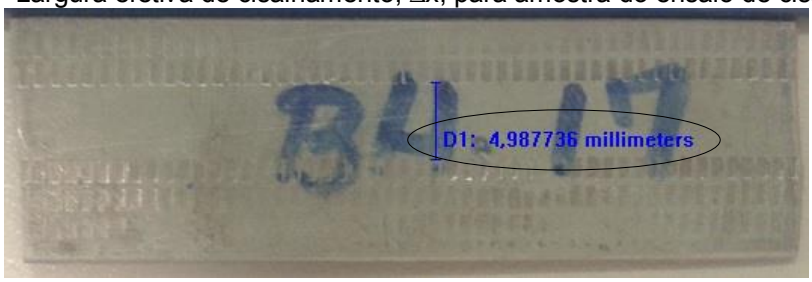
A pré-deformação e o recarregamento pelo ensaio de cisalhamento seguiu as mesmas configurações do corpo de prova e da máquina de ensaios utilizadas para avaliação das propriedades mecânicas por esse ensaio, como descrito no item 4.3.3.

O interesse inicial foi realizar pré-deformações com valores similares aos empregados em tração, com o intuito de comparar a influência do modo de deformação no valor do efeito BH. No entanto, como os valores da largura efetiva submetida ao ensaio de cisalhamento de cada um dos corpos de prova ensaiados em cisalhamento não foi um número constante, não foi possível obter valores também fixos da deformação cisalhante, sendo então necessário realizar mais ensaios com a variação de Δx e de Δl para modificar os valores de pré-deformação em cisalhamento.

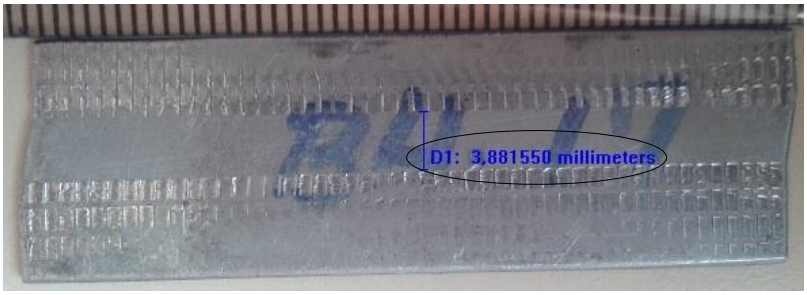
Após a correção da deformação cisalhante sofrida pelo material e a utilização do fator de Taylor para obtenção de curvas tensão efetiva em cisalhamento em função da deformação efetiva em cisalhamento, foi possível analisar o efeito BH por ensaio de cisalhamento no estado como recebido para amostras pré-deformadas de 2,89% e 9,78%; para amostras a 0° em relação a direção original de laminação e de 7,54% e 9,07% para amostras a 90° em relação a direção original de laminação.

A quantidade restrita de valores de pré-deformação pode ser explicada pela dificuldade em prender a amostra durante o recarregamento no local exato da pré-deformação, o que gerava uma largura de cisalhamento diferente entre pré-deformação e recarregamento, como indica a figura 4.9(a) e figura 4.9(b). Os valores de pré-deformação foram escolhidos de acordo com as tensões de fluxo que se aproximavam dos valores obtidos de tensão de fluxo pelo ensaio monotônico do material para um mesmo valor de deformação efetiva em cisalhamento, assim como pela similaridade das curvas.

Figura 4.9 - Largura efetiva de cisalhamento, Δx, para amostra do ensaio de cisalhamento.



(a)



(b)

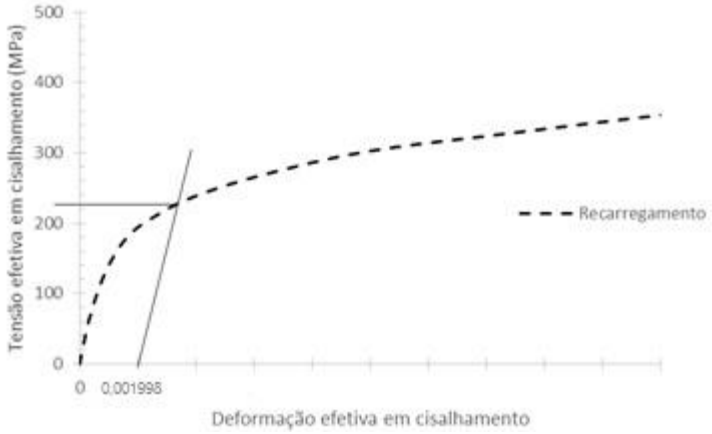
(a) na pré-deformação, (b) no recarregamento

Fonte: Próprio Autor.

Para o cálculo da deformação efetiva em cisalhamento e da tensão efetiva em cisalhamento com uso do fator de Taylor foram utilizadas as equações 4.9 e 4.10, já exibidas no item 4.3.3.

Com a etapa posterior à pré-deformação concluída (tratamento térmico), as amostras foram recarregadas também mediante ensaio de cisalhamento. As curvas referentes à deformação do aço BH180 antes e após tratamento térmico foram plotadas em um mesmo gráfico para investigação do endurecimento por efeito *bake hardening*. Para amostras nas quais não foi possível verificar o patamar de escoamento, a tensão de escoamento após o tratamento térmico foi calculada considerando o valor de início da linha paralela à parte elástica do material correspondente a 0,001998 de deformação efetiva em cisalhamento, de acordo com o fator de Taylor (Rauch, 1992), valor que corresponde a 0,001998 de deformação efetiva em tração ou 0,002 de deformação convencional, como pode ser exemplificado na figura 4.10.

Figura 4.10 - Método escolhido para determinar a tensão de fluxo após pré-deformação e tratamento térmico do aço BH180 em cisalhamento para quando não ocorreu patamar de escoamento.



Fonte: Próprio Autor.

4.4.3 Laminação/tração e laminação/cisalhamento

A pré-deformação por laminação consistiu em submeter chapas de aço BH180 com dimensões de 280mm x 150mm x 0,7mm (comprimento x largura x espessura) a 0° e 90° em relação à direção de laminação original por um novo passe de laminação a frio, sendo este valor de 1,00% de deformação efetiva em laminação obtido com uso do laminador Fröhling do laboratório de Conformação Mecânica da UFMG, figura 4.11, possuindo cilindros de laminação de 200mm de diâmetro, velocidade ajustada para 6,25mm/min e a deformação efetiva calculada de acordo com a equação 4.14 (HUNDY e SYNGER, 1954-1955). A laminação de 1% foi aplicada tanto a 0°DL quanto a 90°DL com o intuito de modificar o modo de deformação entre pré-deformação e recarregamento

Sendo assim, após a laminação a frio fez-se a retirada de corpos de prova de tração e de cisalhamento que obedecem as exigências estabelecidas nos itens 4.3.2 e 4.3.3, respectivamente, para serem tratados e posteriormente recarregados por essas duas técnicas. Os corpos de prova provenientes da laminação de 1,00% de chapas, a 0° e 90° em relação a direção original de laminação, foram recarregados mediante ensaio de tração em um total de três amostras para cada direção, assim como para o ensaio de cisalhamento, acarretando em mudanças do modo de deformação entre a deformação antes e após o tratamento térmico.

Figura 4.11 - Laminador do laboratório de Conformação Mecânica da UFMG.



Fonte: Próprio Autor

$$\varepsilon_{efetiva} = 1{,}15 x \ln \frac{(to)}{(tf)} \qquad (4.14)$$

A laminação foi usada como modo único de pré-deformação do aço BH180 assim como combinada com os esforços de tração e de cisalhamento. Desse modo, após a laminação fez-se também a pré-deformação em tração e em cisalhamento de modo análogo ao realizado durante a pré-deformação única em tração e em cisalhamento no estado como recebido (itens 4.4.1 e 4.4.2).

Neste caso, foram adotados valores de pré-deformação em tração após a laminação de 1,0% de deformação efetiva de mais 0,50%; 2,00%; 4,00% e 6,00% de deformação efetiva em tração, sendo três amostras para cada condição. Em cisalhamento, de acordo com o já exposto no item 4.4.2, foi possível pré-deformar o material de 1,13%; 2,70% e 5,04% de deformação efetiva em cisalhamento após a laminação de 1% a 0° em relação a direção original de laminação e de 1,78% e 3,44% de deformação efetiva em cisalhamento após a laminação de 1% a 90° em relação a direção original de laminação. Após serem tratados termicamente, os corpos de prova foram recarregados com o uso da mesma técnica utilizada na pré-deformação, ou seja, tração ou cisalhamento.

4.4.4 Laminação/estampagem/tração e laminação/estampagem/cisalhamento

O último modo de pré-deformação escolhido para análise do efeito BH, de acordo com o modo de deformação, foi a estampagem. O processo de estampagem ocorreu após a laminação de 1,00% 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, figura 4.12.

Figura 4.12 - Prensa utilizada para estampagem do produto.



Fonte: Próprio Autor

Após o produto ser estampado, fez-se a retirada de corpos de prova de tração e de cisalhamento de acordo com os itens 4.3.2 e 4.3.3, respectivamente. A deformação feita nos modos anteriores (laminação e estampagem) foram consideradas como responsáveis pela pré-deformação do material antes do tratamento térmico e em seguida deformados em tração ou em cisalhamento, de acordo com o modo de deformação adotado no modo de recarregamento. A quantidade de deformação devido a estampagem do aço BH180 pode ser avaliada mediante Curvas Limite de Conformação (MANIKANDAN et al., 2014), que não foram confeccionadas neste trabalho.

Os corpos de prova de tração e de cisalhamento retirados do produto estampado foram submetidos ao tratamento térmico e aos respectivos ensaios mecânicos para quantificar o efeito BH, acarretando a mudança da trajetória de deformação.

O limite de escoamento, seja ele em tração ou cisalhamento após a laminação de 1% de deformação efetiva e estampagem, em ambas direções, foi determinado de acordo com o já indicado pela figura 4.10 (vide item 4.4.3), para situações em que não foi possível determinar o limite de escoamento descontínuo.

As áreas onde foram retirados os corpos de provas de tração e de cisalhamento para análise do efeito *bake hardening* são apresentadas na figura 4.13(a) pelas letras sobre o produto estampado, indicando as regiões das áreas denominadas como aba (A), lateral (L) e fundo (F). Para cada região e determinada condição do material foram retirados três corpos de prova de tração e cisalhamento. Na figura 4.13(b) é possível verificar a direção de retirada dos corpos de prova de tração (marcados com a letra T) e cisalhamento (marcados com a letra C) nas três regiões.

Figura 4.13 - Produto estampado utilizado na avaliação do efeito *bake hardening*.



(a) (b)

(a) região de retirada dos corpos de prova e (b) direção de retirada dos corpos de prova de tração e cisalhamento.

Fonte: Próprio Autor.

4.5 Tratamento térmico

Após a pré-deformação do aço BH180 pelos diferentes modos de deformação, combinados ou não, adotados neste trabalho (tração, cisalhamento, laminação e estampagem), quantidades de pré-deformação efetiva (0,50%; 2,00%; 4,00% e 6,00%, 12,00% em tração e de 1,13%; 1,78%; 2,70%; 2,89%; 3,44% 7,54%; 9,07% e 9,78% em cisalhamento) e direção (0° e 90° em relação à direção original de laminação) fez-se o tratamento térmico *bake hardening*.

Para dar continuidade ao estudo sobre a influência dessas variáveis no comportamento mecânico do aço BH180, simulou o processo de cura da pintura aplicado na indústria automobilística mediante o aquecimento do material a 180°C, com tempo de encharque de 20 minutos e posterior resfriamento ao ar com uso do forno do tipo mufla Magnus do laboratório de Tratamentos Térmicos do DEMAT, do Cefet-MG, figura 4.14.

Figura 4.14 - Forno utilizado para tratamento térmico das amostras.



Fonte: Próprio Autor

A escolha da temperatura do tratamento térmico após a pré-deformação do aço BH180 foi feita considerando a ocorrência de endurecimento por efeito BH a partir da temperatura de 100°C a 200°C (CATÁLOGO USIMINAS, 2014) e a pequena diferença entre índices BH em temperaturas entre 170°C e 200°C para uma mesma quantidade de pré-deformação (KILIC et al., 2015), além das temperaturas comumente empregadas na indústria automobilística na realização da cura da pintura (RAMAZANI et al., 2014).

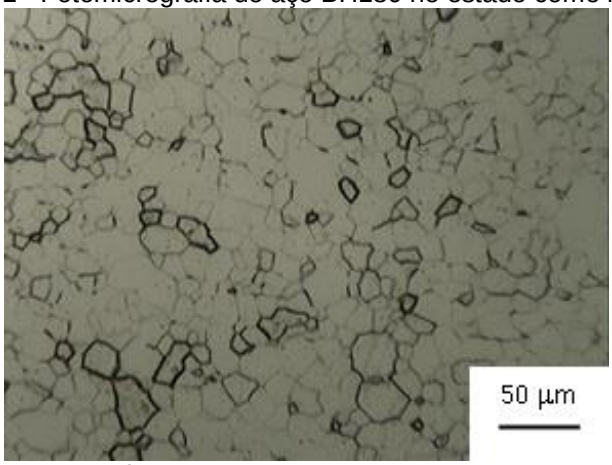
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Neste tópico são apresentados os resultados obtidos desde a caracterização mecânica do aço BH180 assim como o cálculo do efeito BH em função dos diferentes modos de deformação plástica adotados neste material.

5.1 Caracterização Estrutural

A caracterização microestrutural do aço BH180 no estado como recebido é apresentada na figura 5.1.

Figura 5.1 - Fotomicrografia do aço BH180 no estado como recebido.



Fonte: Próprio Autor

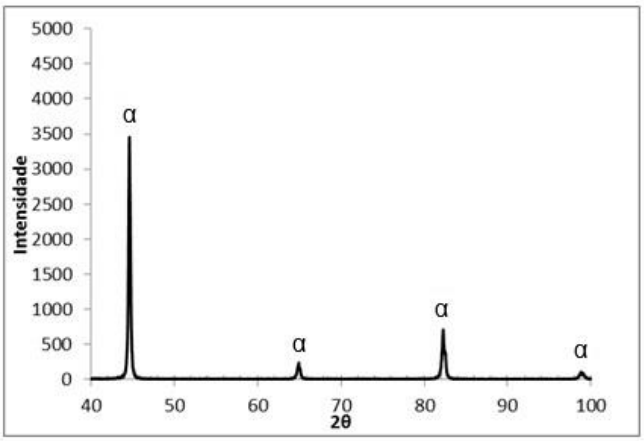
É possível verificar que o aço BH180 é composto de grãos ferríticos, assim como constatado para outros aços da mesma classe BH, como observado por Chen et al. (2009) e Tian et al. (2015).

O tamanho médio dos grãos ferríticos do aço BH180 foi de aproximadamente 20µm. O tamanho de grão a partir de um método não padronizado do número ASTM para o aço BH180 foi igual a 8, considerado um material de granulação fina pela ASTM, assim como também observado por Dias (2011) para o mesmo material.

Assim como ressaltado por Baker et al. (2002), não há um consenso sobre a influência do tamanho de grão no endurecimento por efeito BH, sendo observado desde um acréscimo do valor BH assim como a redução desse mesmo fenômeno.

A análise por difração de raio-X do aço BH180 no estado como recebido forneceu o difratograma exibido na figura 5.2.

Figura 5.2 - Difratograma aço BH180 no estado como recebido.



Fonte: Próprio Autor.

Feita a comparação com o padrão de análises, cartão-referência ICDD para a ferrita (NEVES et al., 2016), a presença de ferrita no material foi confirmada pela constatação de picos em ângulos (2θ) de aproximadamente (44,68; 65,03; 82,35 e 98,36), o que torna mais assertivo a matriz predominantemente com grãos ferríticos do aço BH180.

Por fim, fez-se a análise da composição química do aço BH180 por espectroscopia por emissão óptica como apresentado na tabela 5.1.

Tabela 5.1 - Composição química do aço BH180 via espectroscopia por emissão óptica.

Composição Química Aço BH180					
%C	%Mn	%Al	%P	%S	%Si
0,0150	0,280	0,0569	0,0140	0,0209	0,0287

Fonte: Próprio Autor.

Nota-se, que em comparação aos valores dos principais componentes químicos do material já constatados na tabela 4.1 (ver item 4.2), sendo estes fornecidos pelo fabricante, que o aço BH180 utilizado neste trabalho atende as exigências em termos de composição química para a ocorrência do efeito *bake hardening*.

5.2 Caracterização Mecânica

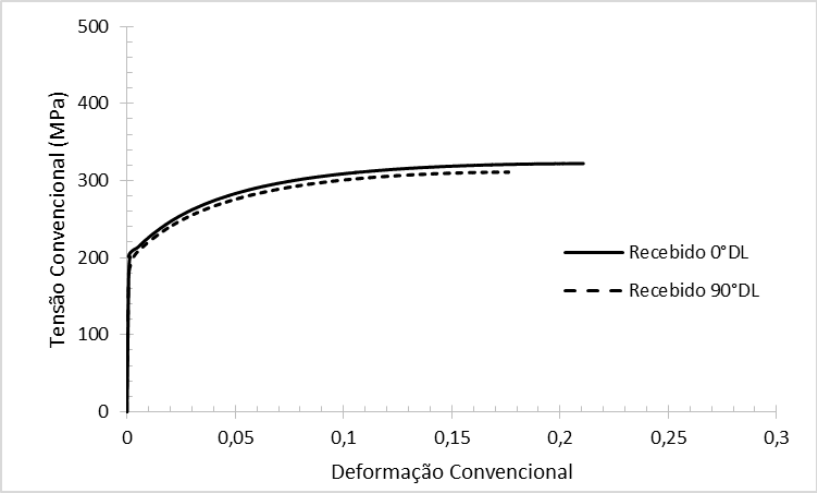
5.2.1 Dureza Vickers

A dureza Vickers média do aço BH180 no estado como recebido foi de aproximadamente 103,63 ± 5,43. O valor encontrado para o aço BH180 neste trabalho, se convertido mediante tabela de conversão de durezas da escala Vickers para a escala Rockwell B (HRB), será de 56HRB. Esse valor de dureza Rockwell B está compreendido na faixa de materiais utilizados para estampagem de média a profunda, onde a dureza é em torno de 50HRB a 60HRB (CATÁLOGO CSN, 2016). Portanto, adequado à operação de conformação por estampagem, quando considerado esse parâmetro de referência.

5.2.2 Ensaio de Tração

As curvas tensão convencional em função da deformação convencional referente ao ensaio de tração em amostras a 0° e 90° em relação a direção original de laminação no estado como recebido foram plotadas de acordo com a figura 5.3 para medição das principais propriedades mecânicas que estão indicadas na tabela 5.2.

Figura 5.3 - Curvas de fluxo a 0° e 90° em relação a direção original de laminação do aço BH180 no estado como recebido obtidas por tração.



Fonte: Próprio Autor.

Tabela 5.2 - Resumo das propriedades mecânicas do aço BH180 em tração para amostras a 0°DL e 90°DL no estado como recebido.

Propriedades Mecânicas em Tração – Recebido			
Direção	LE (MPa)	LRT (MPa)	AU (%)
0°DL	210,50 ± 2,12	324,81 ± 3,75	20,75 ± 0,35
90°DL	197,50 ± 0,08	312,40 ± 1,19	19,50 ± 2,83

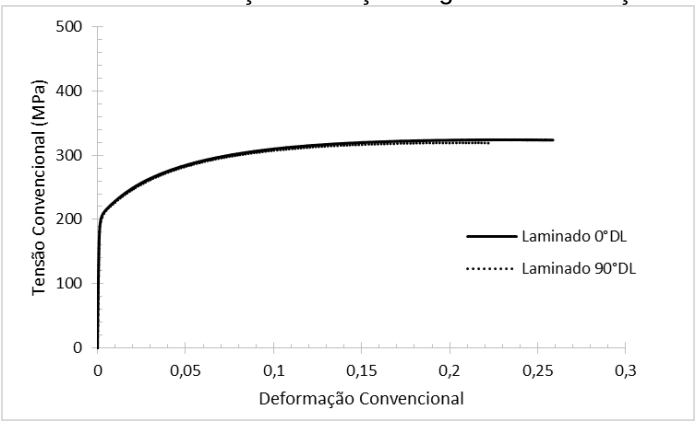
Fonte: Próprio Autor.

É possível verificar os efeitos de anisotropia no aço BH180 submetido ao ensaio de tração no estado como recebido, já que as curvas referentes às amostras retiradas a 0° e 90° não coincidem, fato este também comprovado pela tabela 5.3, aonde é possível observar diferenças nos valores das propriedades mecânicas em função da direção em que as mesmas foram medidas.

Destaca-se entre as propriedades mecânicas medidas o fato de o valor de LE ser maior para amostras tracionadas na direção 0° em relação a direção original de laminação do que a 90°. É possível constatar que os valores de LE e LRT para o estado como recebido estão de acordo com a faixa de valores estipulados pelo fornecedor na tabela 3.2 (ver item 3.1.1).

Após a laminação a frio com deformação efetiva de 1,0%, a qual foi executada em chapas retiradas a 0° e a 90° da direção de laminação original do aço BH180, fez-se também ensaios de tração dessas chapas laminadas para medição das principais propriedades mecânicas, de acordo com o exibido nas curvas da figura 5.4, com os respectivos valores das propriedades mecânicas indicados na tabela 5.3.

Figura 5.4 - Curvas de fluxo a 0°DL e 90°DL aço BH180 carregadas em tração após laminação de 1% a 0° e 90° em relação a direção original de laminação.



Fonte: Próprio Autor.

Tabela 5.3 - Resumo das propriedades mecânicas aço BH180 em tração para amostras após laminação de 1% a 0° e 90° em relação a direção original de laminação.

Propriedades Mecânicas aço BH180 - Laminado			
Direção	LE (MPa)	LRT (MPa)	AU (%)
0°DL	212,50 ± 3,53	323,60 ± 0,97	21,60 ± 0,56
90°DL	210,00 ± 7,07	319,96 ± 0,22	20,90 ± 0,56

Fonte: Próprio Autor.

Nota-se que as curvas são quase similares em termos de comportamento, fato esse também notado com os valores próximos para as propriedades mecânicas neste estado. No entanto, existe uma tendência para o material carregado após a laminação a 0° em relação a direção original de laminação a ter valores maiores para as propriedades mecânicas mensuradas se comparado com o ensaio a 90°.

Nota-se também um endurecimento do aço BH 180 após a laminação conduzida em laboratório a partir da comparação das tabelas 5.3 e 5.4 para 0° e um endurecimento maior para a laminação conduzida a 90°, sendo isso devido a laminação de 1% de deformação efetiva.

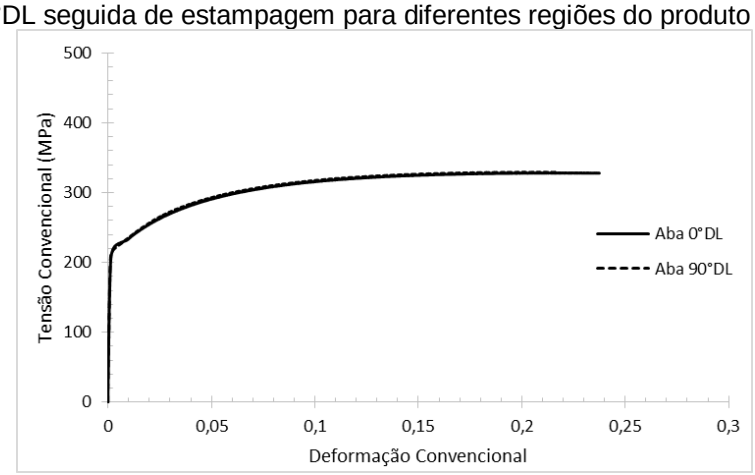
A mudança mais significativa das propriedades mecânicas após a laminação a 90° pode ser relacionada com a chamada laminação cruzada ou *cross rolling*, que tende a diminuir os efeitos anisotrópicos após sua realização (ROUT, PAL e SINGH, 2015). Esse fenômeno pode resultar em mudanças microestruturais, na textura cristalográfica, na plasticidade e na distribuição da tensão residual do material (ROUT, PAL e SINGH, 2015). Para uma liga de alumínio, foi constatado que a laminação cruzada pode afetar positivamente nos valores de R_m e ΔR (MAIA JÚNIOR, DEUS e ABREU, 2000).

De modo similar, fez-se ainda ensaios de tração de amostras retiradas em diferentes posições do produto estampado, ou seja, da aba, da lateral e do fundo (vide detalhe na figura 4.13(a) e figura 4.13(b)) o qual foi laminado (a 0° e a 90°) em laboratório e em seguida estampado para exibição das curvas de fluxo referentes a figura 5.5(a), figura 5.5(b) e figura 5.5(c), para as regiões denominadas de aba, lateral e fundo, respectivamente. Os valores das propriedades mecânicas para cada uma das posições do produto estampado são apresentados na tabela 5.4.

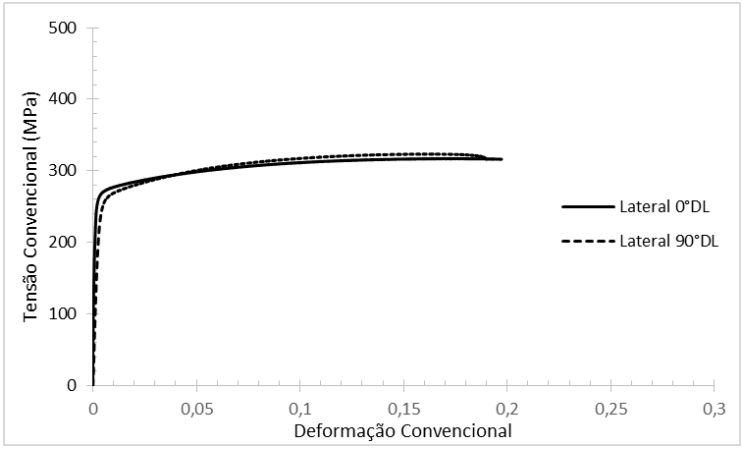
Para cada uma das três regiões citadas, é possível constatar valores diferentes de propriedades mecânicas. Uma possível razão dos diferentes valores das propriedades mecânicas mencionadas pode ser o modo de deformação atuante em cada uma das regiões da peça durante o processo de estampagem, que acarreta diferenças de grau de encruamento em cada região, além dos efeitos de anisotropia (BASTOS, 2009).

Na região da aba atuam esforços de compressão devido a ação do prensa-chapas, dobramento decorrente da acomodação do material no perfil da matriz, além de estiramento devido ao avanço do punção. Na lateral tem-se estiramento ou tração biaxial devido ao avanço do punção. Já no fundo, existe a compressão promovida pelo punção, além de estiramento (BASTOS, 2009).

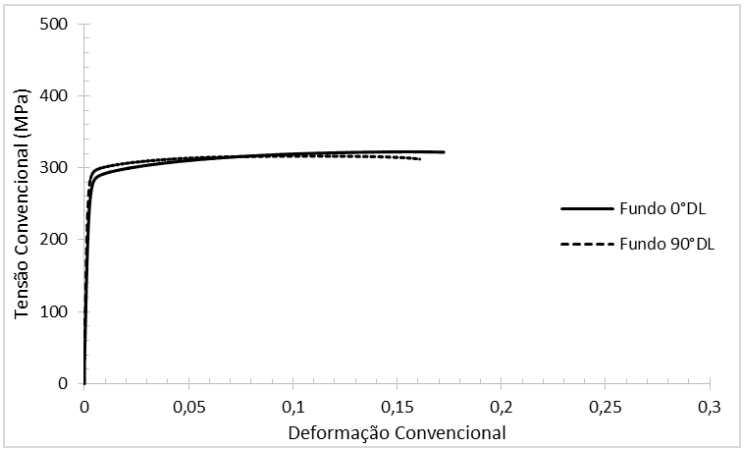
Figura 5.5 - Curvas de fluxo em tração após laminação de 1% de deformação efetiva em laboratório a 0°DL e 90°DL seguida de estampagem para diferentes regiões do produto estampado.



(a)



(b)



(c)

(a) aba do produto estampado, (b) lateral do produto estampado e (c) fundo do produto estampado.

Fonte: Próprio Autor.

Tabela 5.4 - Resumo das propriedades mecânicas aço BH180 em tração para amostras após laminação de 1% a 0°DL e 90°DL e posteriormente estampadas.

Propriedades Mecânicas aço BH180 – Laminado e Estampado			
Direção	LE (MPa)	LRT (MPa)	AU (%)
Aba 0°DL	222,50 ± 3,53	330,64 ± 3,12	21,80 ± 0,99
Aba 90°DL	222,00 ± 4,24	329,61 ± 0,75	20,95 ± 0,63
Lateral 0°DL	259,50 ±3,53	323,27 ± 8,65	18,80 ± 1,98
Lateral 90°DL	255,00 ± 7,07	324,32 ± 0,47	18,45 ± 3,18
Fundo 0°DL	281,50 ± 2,12	319,08 ± 4,97	15,40 ± 0,14
Fundo 90°DL	295,00 ± 7,07	320,11 ± 4,46	11,15 ± 0,92

Fonte: Próprio Autor.

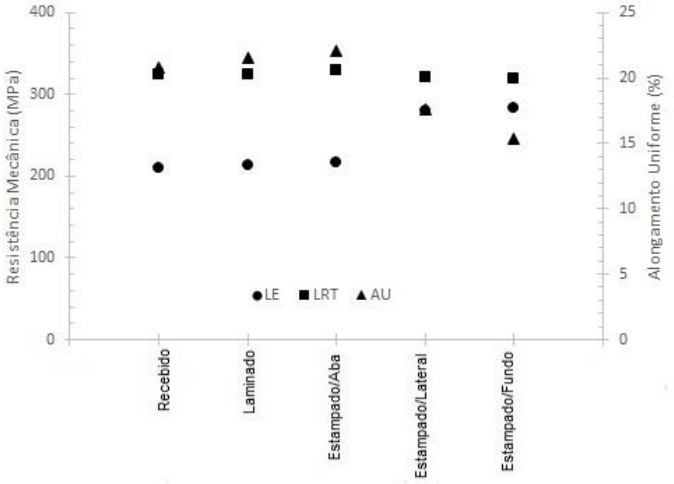
A caracterização mecânica das regiões no ensaio de tração indicou o endurecimento por encruamento do material após as etapas de laminação e estampagem, para a região da aba do produto estampado, independente da direção prévia de solicitação mecânica. Para os corpos de prova do produto estampado retirados da lateral e do fundo, para ambas direções, tem-se um maior encruamento, onde o fundo teve um endurecimento maior.

Esse resultado sugere que o estado de tensão atuante nessas regiões tenha sido diferente da região identificada como aba do produto estampado, o que pode explicar

em parte o valor diferente das propriedades mecânicas, assim como a própria evolução subestrutural assumida pelo aço BH180 nessas regiões.

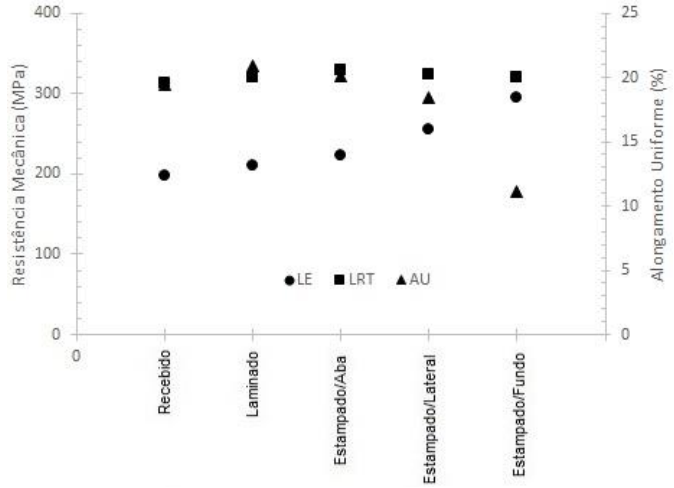
A figura 5.6 e a figura 5.7 indicam na forma de gráficos a comparação entre as propriedades mecânicas com a condição em que se encontrava o material, ou seja, de corpos de prova retirados em duas direções em relação à direção de laminação original da chapa: a 0° e a 90°, respectivamente.

Figura 5. 6 - Propriedades mecânicas em função da condição do aço BH180: direção a 0°.



Fonte: Próprio Autor.

Figura 5.7 - Propriedades mecânicas em função da condição do aço BH180: direção a 90°.



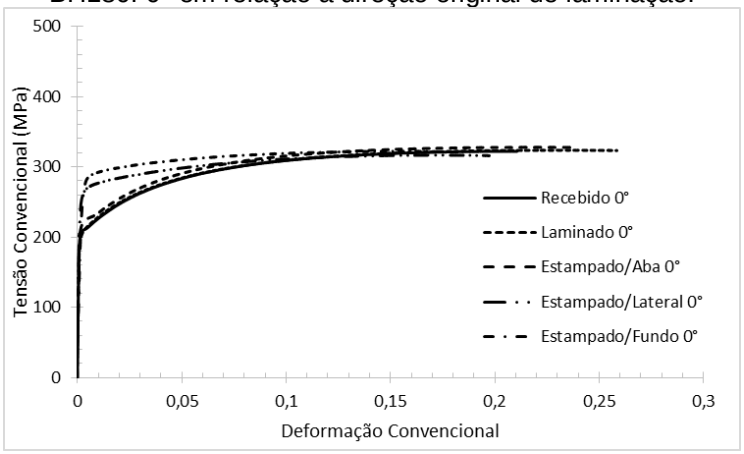
Fonte: Próprio Autor

Esta análise indica ainda uma redução maior do alongamento uniforme para as regiões da lateral e do fundo do produto estampado, que pode ser associado com a

influência da anisotropia do aço BH180 e com a distribuição heterogênea do esforço mecânico ao longo da posição do produto estampado.

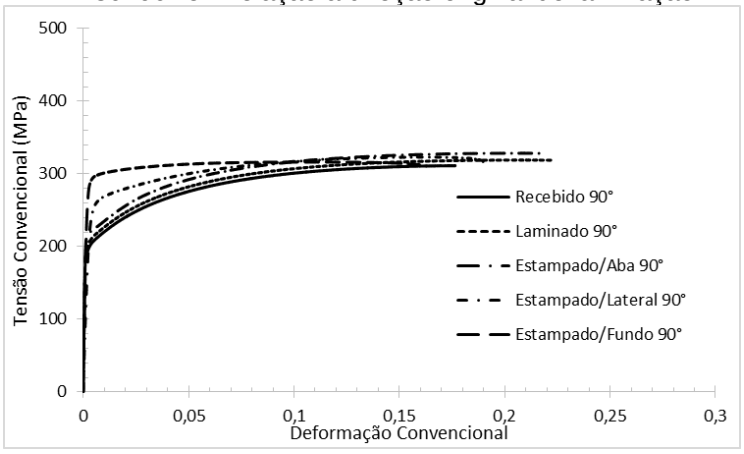
O comportamento das curvas de fluxo obtidas a 0° e 90° com a sequência dos modos de deformação aplicados podem ser verificado na figura 5.8 e figura 5.9, respectivamente. Esta análise confirma que, com o avanço das sequências de carregamento aplicadas ao aço BH 180 que este material ficou mais resistente mecanicamente. Esse comportamento está diretamente associado com o endurecimento por encruamento, como destacado por Seth et al. (2015), ao afirmarem que uma maior quantidade de deformação acarreta em uma quantidade maior de barreiras (células de discordâncias) ao deslizamento de outras discordâncias.

Figura 5.8 - Curvas de fluxo de acordo com a sequência de modos de deformação aplicada ao aço BH180: 0° em relação a direção original de laminação.



Fonte: Próprio Autor

Figura 5.9 - Curvas de fluxo de acordo com a sequência de modos de deformação aplicada ao aço BH180: 90° em relação a direção original de laminação.

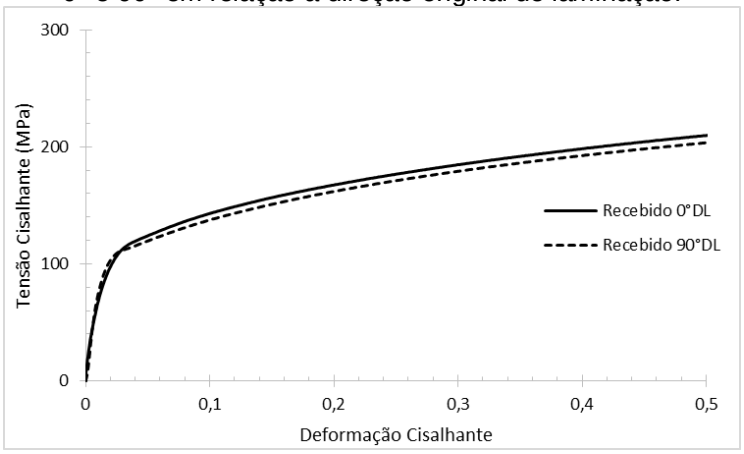


Fonte: Próprio Autor

5.2.3 Ensaio de cisalhamento

As curvas referentes ao ensaio de cisalhamento para o estado como recebido do aço BH180, nas direções de 0° e 90° em relação a direção original de laminação, podem ser observadas na figura 5.10, mediante curvas de tensão cisalhante em função da deformação cisalhante, sendo o limite de escoamento, LE_c, para cada uma das direções de solicitação exibido na tabela 5.5.

Figura 5.10 - Curvas de fluxo do aço BH180 carregadas em cisalhamento no estado como recebido a 0° e 90° em relação a direção original de laminação.



Fonte: Próprio Autor.

Tabela 5.5 - Valores da tensão limite de escoamento em cisalhamento para o ensaio de cisalhamento a 0° e 90° no estado como recebido.

Limite de escoamento em Cisalhamento aço BH180 – Recebido	
Direção	LE_c (MPa)
0°	86,50 ± 9,19
90°	82,00 ± 2,83

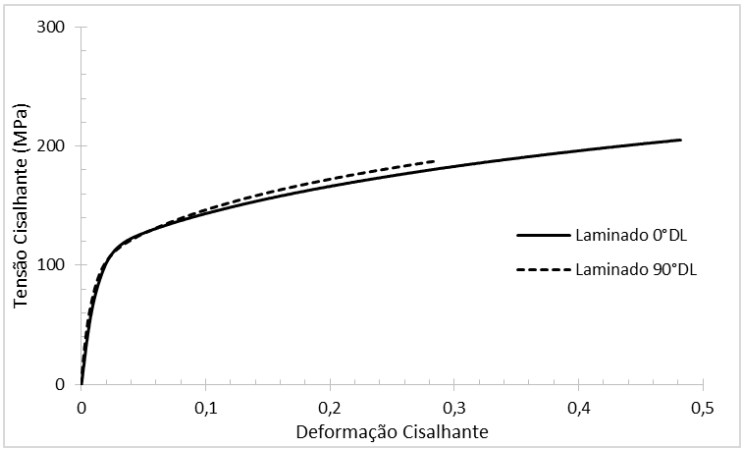
Fonte: Próprio Autor.

Para o estado como recebido, apesar do posicionamento das curvas dos corpos de prova retirados a 0° e a 90° ser muito similar, foi observado um valor de tensão limite de escoamento maior a 0°, o que identifica mais uma vez a anisotropia do aço BH180 mediante o ensaio de cisalhamento para o estado como recebido.

As curvas de fluxo mediante o mesmo ensaio, porém, sendo realizado após a laminação em laboratório de 1% de deformação efetiva a 0° e 90° em relação a direção

original de laminação, podem ser constatadas na figura 5.11. O LE_c para cada condição pode ser verificado na tabela 5.6.

Figura 5.11 - Curvas do aço BH180 carregadas em cisalhamento após laminação de 1% a 0° e 90° em relação a direção original de laminação.



Fonte: Próprio Autor.

Tabela 5.6 - Valores de limite de escoamento para o ensaio de cisalhamento após laminação de 1% a 0° e 90°

Limite de escoamento em Cisalhamento aço BH180 – Laminado	
Direção	LE_c (MPa)
0°	86,50 ± 3,53
90°	88,00 ± 8,48

Fonte: Próprio Autor.

A laminação em laboratório de 1% de deformação efetiva a 0° em relação a direção original de laminação das chapas praticamente não alterou o valor de tensão de escoamento em cisalhamento em relação ao estado anterior, até mesmo pela quantidade reduzida de laminação, assim como também constatado em tração.

A mudança constatada em cisalhamento após a laminação a 90° em termos de tensão cisalhante de escoamento pode ter sido devido a ocorrência da laminação cruzada, que como mencionado para a caracterização em tração, altera as propriedades mecânicas da chapa submetida a essa sequência de processo, tendendo a mesma a sofrer menos com efeitos anisotrópicos (ROUT, PAL e SINGH, 2015; MAIA JÚNIOR, DEUS e ABREU, 2000). O comportamento entre as curvas a 0° e 90° teve uma similaridade maior, se comparado as curvas a 0° e 90° para o estado como recebido.

Assim como em tração, os efeitos anisotrópicos podem ter sido atenuados pela realização da laminação de 1% de deformação efetiva a 90°.

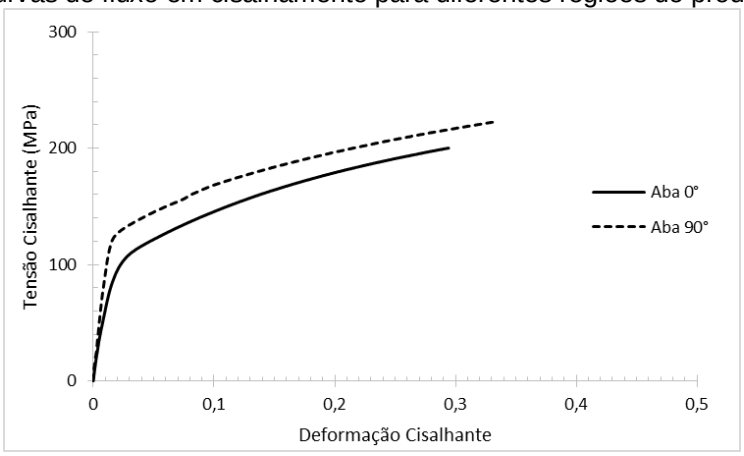
A caracterização mediante o ensaio de cisalhamento realizado nas três regiões da peça estampada, após a laminação de 1% de deformação efetiva a 0° e 90° em relação a direção original de laminação, é apresentada na figura 5.12(a), figura 5.12(b) e figura 5.12(c), para as regiões da aba, lateral e fundo, respectivamente, sendo exibido os respectivos valores de LE_c pelo ensaio de cisalhamento para esta condição na tabela 5.7.

Nota-se pela observação da tabela 5.7 um endurecimento do aço BH180 que foi laminado de 1% a 90° em relação à direção original de laminação, estampado e posteriormente cisalhado quando comparado com as condições anteriores de solicitação mecânica desse material.

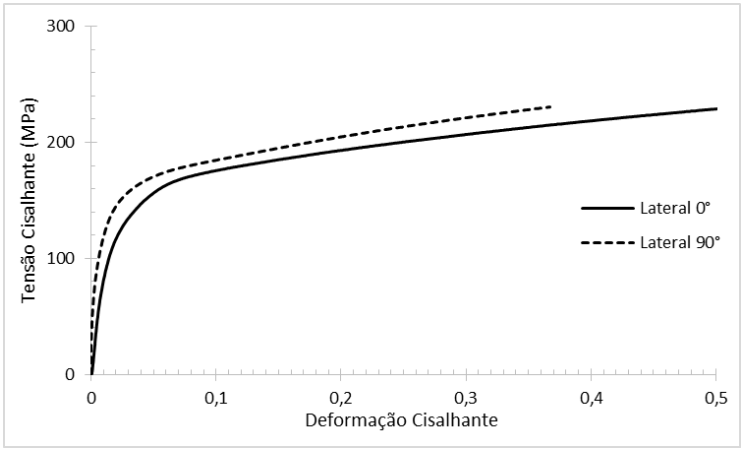
Os resultados indicaram que a pré-deformação em laminação de 1% de deformação efetiva a 0° seguida de estampagem e cisalhamento não ocasionou um endurecimento por encruamento do aço BH180 na região da aba quando se compara os valores do limite de escoamento em cisalhamento com o material no estado como recebido ou apenas laminado que se mantiveram com valores próximos.

Como observado em tração, cada região do produto estampado está sujeita a diferentes solicitações mecânicas (BASTOS, 2009), o que pode implicar em valores de LE_c diferentes. Contudo, o amaciamento detectado na região da aba do produto estampado a 0° pode estar relacionado com as condições do corpo de prova do ensaio, tais como falta de planicidade devido à própria operação de estampagem, o que dificulta a fixação do corpo de prova ao dispositivo responsável pela realização do ensaio de cisalhamento.

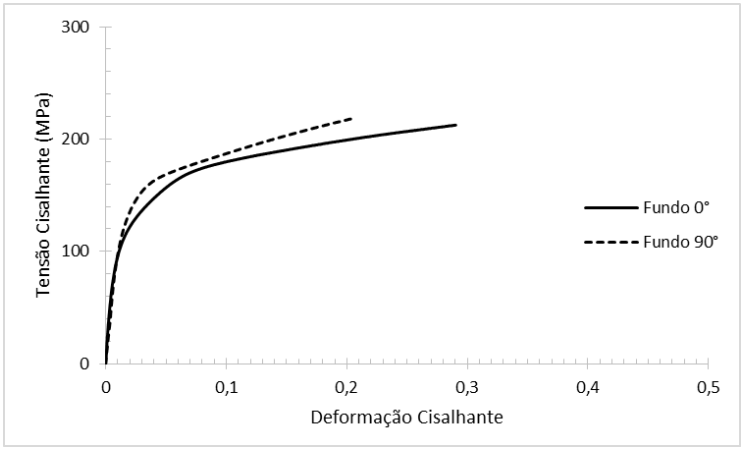
Figura 5.12 - Curvas de fluxo em cisalhamento para diferentes regiões do produto estampado.



(a)



(b)



(c)

(a) região da aba, (b) região da lateral e (c) região do fundo

Fonte: Próprio Autor.

Tabela 5.7 - Valor da tensão limite de escoamento em cisalhamento para o ensaio de cisalhamento a 0° e 90° após laminação de 1% e estampagem.

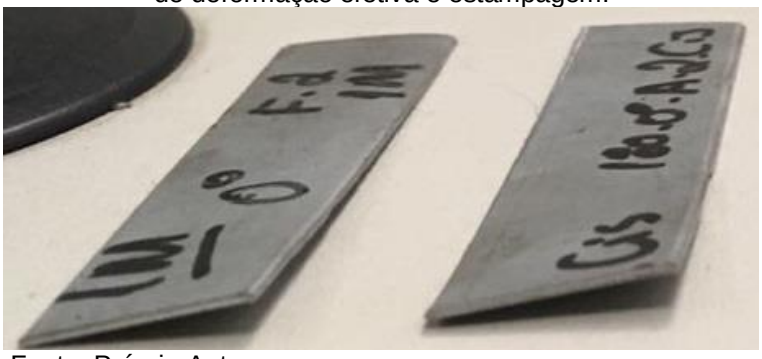
Limite de escoamento em Cisalhamento aço BH180 – Laminado e Estampado	
Direção	LEc (MPa)
Aba 0°	80,00 ± 2,82
Aba 90°	105,50 ± 21,92
Lateral 0°	95,50 ± 4,95
Lateral 90°	101,00 ± 12,73
Fundo 0°	93,50 ± 3,53
Fundo 90°	93,00 ± 33,94

Fonte: Próprio Autor.

A diferença de comportamento em tração e em cisalhamento pode ser explicada por alguns fatores. Entre eles, a relação entre comprimento efetivo de cisalhamento (l) e largura efetiva de cisalhamento (Δx), que segundo Bouvier et al. (2006) e An et al. (2009), deve ser, no mínimo, igual a 10. No entanto, devido à limitação física para o comprimento dos corpos de prova de cisalhamento dos produtos estampados, principalmente na lateral e fundo, essa relação pode não ter sido atendida em todos as amostras submetidas ao ensaio de cisalhamento.

Outro fator, como destacado, foi a falta de planicidade das amostras para o ensaio de cisalhamento, principalmente após a estampagem, que ficou comprometida, como indicado na figura 5.13. Como consequência, ao fixar a amostra no dispositivo de cisalhamento, esforços de compressão podem ter sido induzidos na amostra, afetando assim a resposta exibida pelo material.

Figura 5.13 - Falta de planicidade de amostras para o ensaio de cisalhameto após laminação de 1% de deformação efetiva e estampagem.



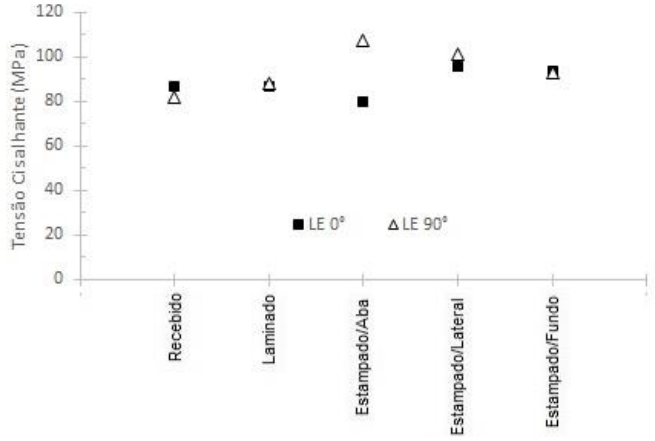
Fonte: Próprio Autor.

Uma outra possível causa desse comportamento diferente entre tração e cisalhamento para as regiões do produto estampado pode ser associado à evolução da subestrutura de discordâncias e da textura cristalográfica do material à medida que o mesmo é deformado plasticamente. Como observado por Clausmeyer et al. (2012), a distorção ou parcial desintegração das substruturas de discordâncias pode ocorrer de acordo com a sequência de carregamento aplicado, causando desde um amaciamento a um valor superestimado da tensão de escoamento. No entanto, para confirmar essa hipótese seria necessário utilizar microscopia eletrônica de transmissão (MET).

Apesar do comportamento em cisalhamento ter sido diferente quando comparado a tração em relação ao limite de escoamento, percebe-se a influência dos esforços atuantes em cada região do produto estampado, além do modo de solicitação mecânica devido ao ensaio, na resposta do material (VINCZE et al., 2013).

A figura 5.14 ilustra na forma de gráfico a variação do valor de LE_c com a condição do aço BH180, para 0° e 90°, de acordo com o processamento mecânico ao qual o material foi submetido.

Figura 5.14 - Valores de LEc medidos a 0° e 90° em função do tipo de processamento aplicado ao aço BH180.



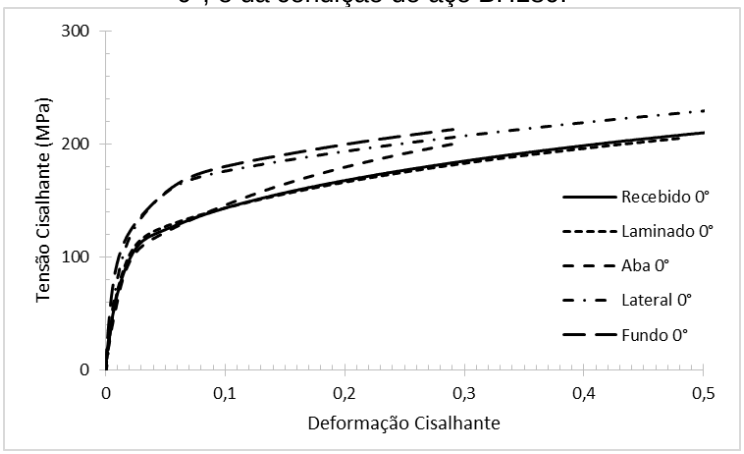
Fonte: Próprio Autor.

O comportamento mecânico do aço BH180 indicado a partir das curvas de fluxo em função da direção de solicitação mecânica e da sequência de processamento aplicada ao mesmo pode ser verificado a partir da análise da figura 5.15 para 0° e da figura 5.16 para 90°.

Como destacado percebe-se a similaridade entre o comportamento mecânico das amostras do aço BH180 na condição como recebido e laminado para processamentos realizados a 0°DL e 90°DL, indicando pequena anisotropia nessa condição.

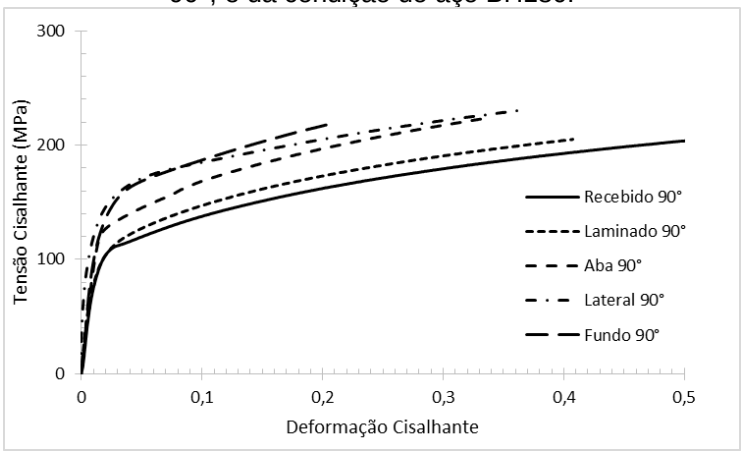
As curvas de fluxo das regiões do produto estampado em ambas as direções indicaram que a sequência de carregamento aplicada neste trabalho proporcionou o encruamento do material, exceto para a região da aba após laminação de 1% de deformação efetiva a 0°DL como mencionado anteriormente, sendo as diferenças entre as respostas do material, de acordo com a região, possivelmente relacionado aos diferentes tipos de esforços atuantes (BASTOS, 2009).

Figura 5.15 - Curvas tensão cisalhante em função da deformação cisalhante em relação a direção, a 0°, e da condição do aço BH180.



Fonte: Próprio Autor.

Figura 5.16 - Curvas tensão cisalhante em função da deformação cisalhante em relação a direção, a 90°, e da condição do aço BH180.



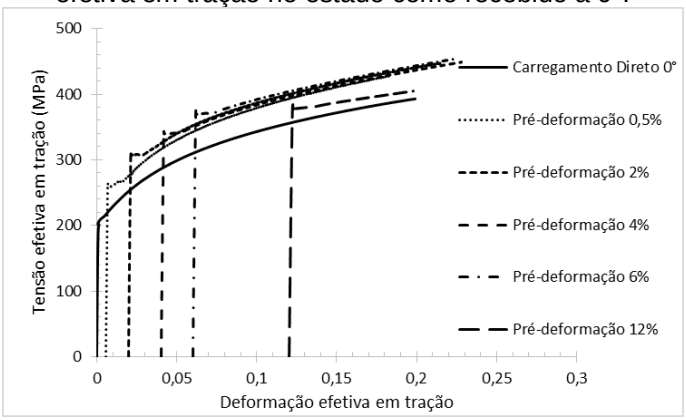
Fonte: Próprio Autor.

5.3 Efeito BH

5.3.1 Tração no estado como recebido

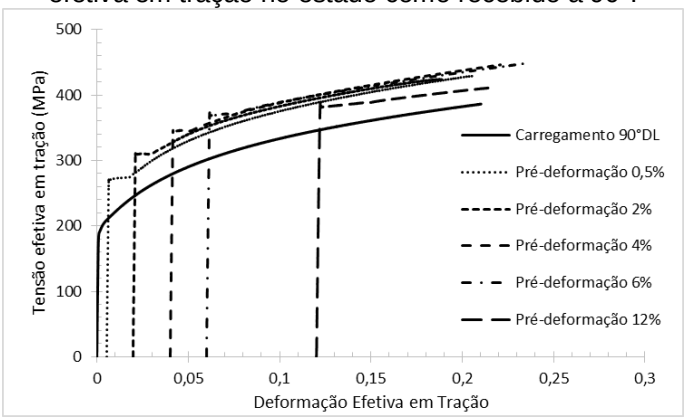
As curvas de fluxo que representam o processamento em tração para amostras no estado como recebido e os valores de pré-deformação adotados neste modo de deformação plástica estão representadas na figura 5.17, para amostras tracionadas a 0° em relação a direção original de laminação e pela figura 5.18, para amostras tracionadas a 90° em relação a direção original de laminação.

Figura 5.17 - Efeito BH para amostras pré-deformadas em diferentes quantidades de deformação efetiva em tração no estado como recebido a 0°.



Fonte: Próprio Autor.

Figura 5. 18 Efeito BH para amostras pré-deformadas em diferentes quantidades de deformação efetiva em tração no estado como recebido a 90°.



Fonte: Próprio Autor.

A tabela 5.8 apresenta a relação entre a quantidade de pré-deformação e o valor BH obtido, assim como a variação da resistência mecânica devido ao encruamento do material (WH). Para facilitar a avaliação dos resultados do efeito BH e do encruamento

em função da quantidade de pré-deformação em tração para as duas direções de ensaio esses dados são apresentados na forma de gráficos na figura 5.19(a) e figura 5.19(b).

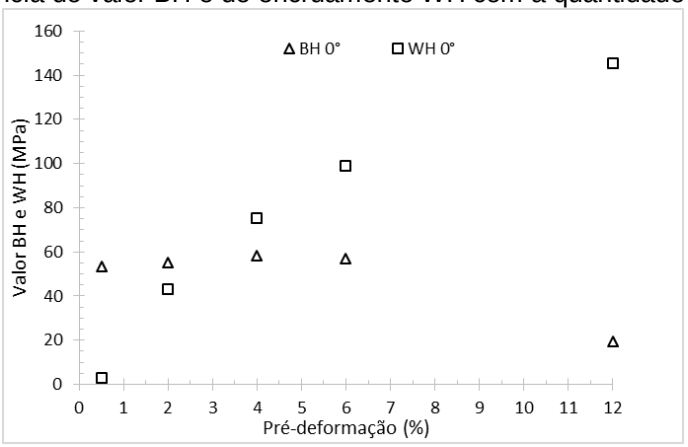
Tabela 5.8 - Valor BH e encruamento para diferentes quantidades de pré-deformação para amostras no estado como recebido tracionadas a 0° e 90° em relação a direção original de laminação.

Ganho em Resistência Mecânica						
Direção	Pré-deformação (%)	Valor BH (MPa)	WH (MPa)	Total (MPa)	%BH	%WH
0°	0,5	53,44 ± 7,31	2,90 ± 0,04	56,33	94,85	5,15
	2	55,20 ± 2,24	42,99 ± 0,40	98,19	56,21	43,79
	4	58,10 ± 1,63	75,28 ± 0,76	133,39	43,56	56,44
	6	56,52 ± 9,58	98,77 ± 1,91	155,29	36,40	63,60
	12	19,27 ± 5,85	145,37 ± 3,59	164,64	11,70	88,30
90°	0,5	57,08 ± 4,28	10,62 ± 0,02	67,71	84,30	15,70
	2	55,65 ± 6,57	48,77 ± 1,98	104,42	53,29	46,71
	4	56,41 ± 3,11	83,05 ± 2,14	139,47	40,45	59,55
	6	57,87 ± 4,28	106,64 ± 0,96	164,51	35,17	64,83
	12	37,33 ± 8,23	147,96 ± 1,04	185,29	20,14	79,86

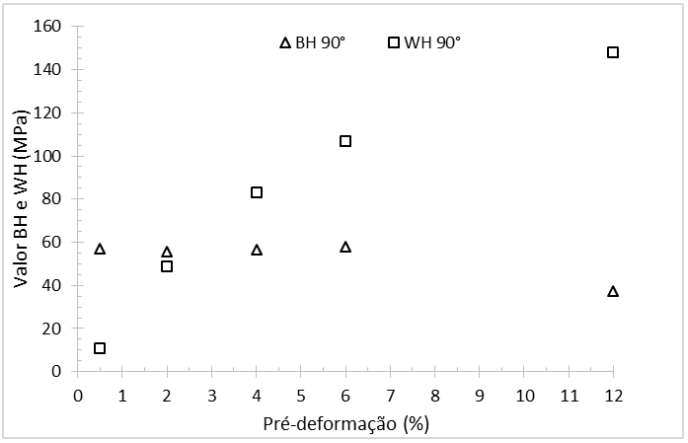
Fonte: Próprio Autor.

Verifica-se que o valor BH mantém-se estável em torno de 55MPa, para as amostras retiradas a 0° em relação a direção original de laminação e pré-deformadas de até 6% de deformação efetiva, fato este também observado por Souza et al. (2010). No entanto, quando o valor de pré-deformação aumenta para 12% de deformação efetiva, a queda no valor BH é considerável, chegando a valores próximos de 20MPa. Essa queda no valor BH pode ser devido ao desbalanceamento entre a densidade de linhas discordâncias e a quantidade de carbono disponível para a formação das atmosferas de Cottrel, de acordo com a quantidade de pré-deformação aplicada. Isto pode acarretar na limitação do ancoramento das discordâncias geradas durante pré-deformação, como mencionado por Kuang et al. (2014a) e Kuang et al. (2014b).

Figura 5.19 - Tendência do valor BH e do encruamento WH com a quantidade de pré-deformação.



(a)



(b)

(a) 0° e (b) 90°

Fonte: Próprio Autor.

Para amostras retiradas a 90° em relação a direção original de laminação e pré-deformadas até 6% de deformação efetiva, observa-se um comportamento análogo em termos de valor BH quando comparado com os resultados identificados para as amostras tracionadas a 0°, com valores próximos de endurecimento por efeito *bake hardening* para as mesmas quantidades de pré-deformação em torno de 55MPa. Isso demonstra que não foi possível identificar efeitos de anisotropia para o valor BH em amostras pré-deformadas em tração de até 6% de deformação efetiva.

Assim como observado para amostras tracionadas a 0° de 12% de deformação efetiva, as amostras tracionadas a 90° da mesma quantidade de pré-deformação também apresentaram uma queda considerável no valor BH, chegando a valores de 35MPa, que também pode ser explicado pelo trabalho de Kuang et al. (2014a), ou

seja, a limitação de carbono em solução sólida para o travamento das discordâncias geradas na pré-deformação.

Pode-se afirmar assim que, para valores de pré-deformação de até 6% de deformação efetiva para as direções a 0° e 90° em relação a direção original de laminação, existe um equilíbrio entre atmosferas de Cottrel formadas e aprisionamento de discordâncias geradas na pré-deformação (WANG et al., 2011b).

É possível notar, como esperado, o aumento do endurecimento por encruamento do material à medida que o valor de pré-deformação cresce para ambas direções de ensaio, sendo observado um encruamento maior para amostras tracionadas a 90° do que a 0°.

Em termos de endurecimento total, percebe-se que para ambas as direções de ensaio no estado como recebido que o efeito *bake hardening* foi responsável por parcela maior do endurecimento até pré-deformações de 2%, enquanto que para valores de pré-deformação maiores, o encruamento torna-se o maior responsável pelo aumento da resistência mecânica, fato esse também observado por Souza et al. (2010).

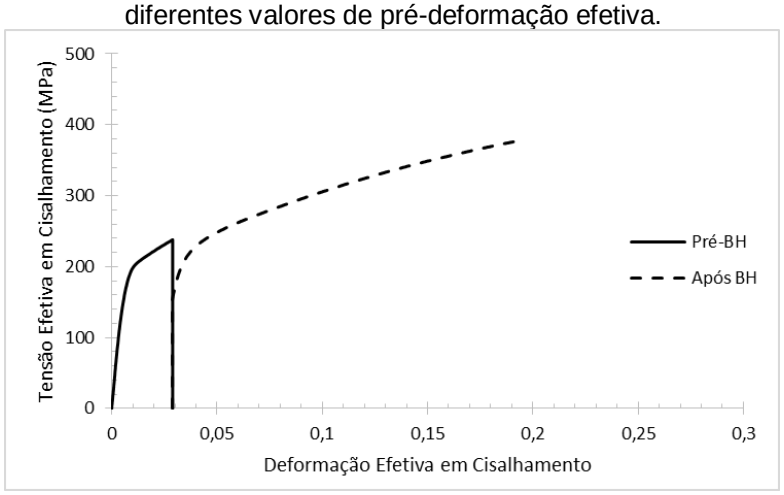
5.3.2 Cisalhamento no estado como recebido

As curvas de fluxo que representam o processamento em cisalhamento para amostras no estado como recebido a 0° e a 90° em relação a direção original de laminação são representadas na figura 5.20(a) e figura 5.20(b) para 0° e pela figura 5.21(a) e figura 5.21(b) para 90°, de acordo com a quantidade de pré-deformação.

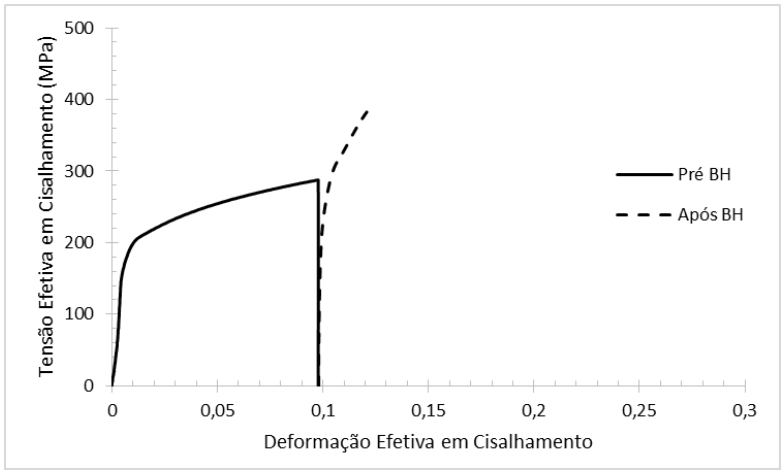
Como já mencionado no item 4.4.2, os valores de pré-deformação em cisalhamento a 0° e 90° em relação ao estado como recebido não foram os mesmos do ensaio de tração. A tensão de fluxo no recarregamento para as duas direções no estado como recebido e de acordo com a pré-deformação pode ser observado na tabela 5.9, onde verifica-se ainda o endurecimento do material em termos do efeito *bake hardening* (BH) e do encruamento (WH).

A tendência dos resultados para o valor BH e WH está indicada de acordo com a pré-deformação e com a direção de ensaio na figura 5.22(a) e figura 5.22(b).

Figura 5.20 - Efeito BH sob cisalhamento a 0° em relação a direção original de laminação para diferentes valores de pré-deformação efetiva.



(a)

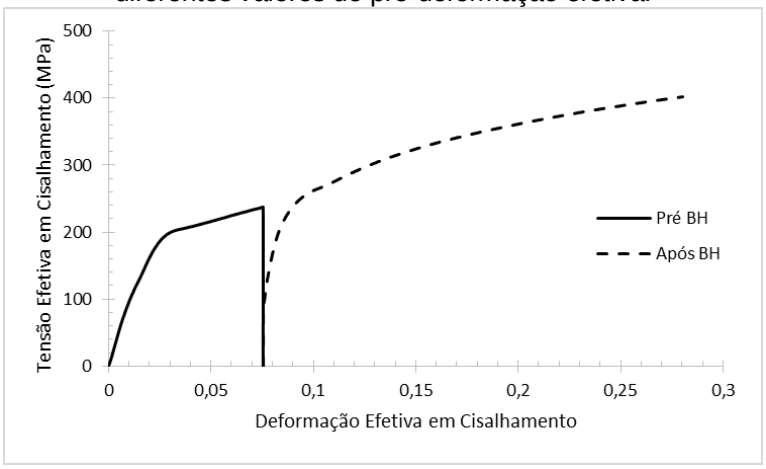


(b)

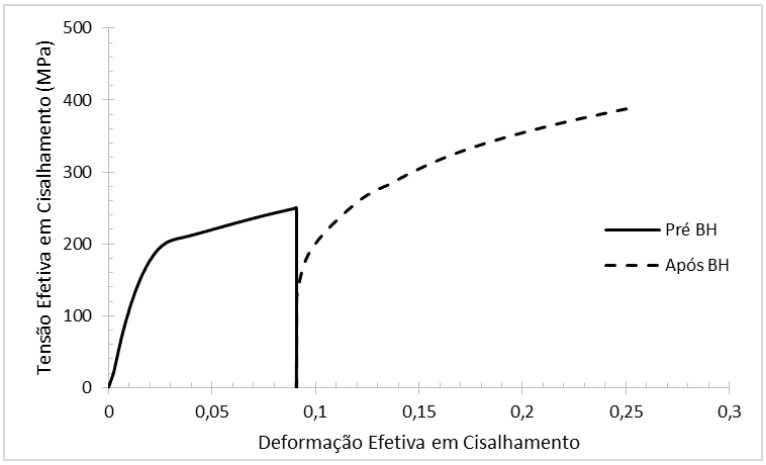
(a) 2,89% e (b) 9,78%

Fonte: Próprio Autor.

Figura 5.21 - Efeito BH sob cisalhamento a 90° em relação a direção original de laminação para diferentes valores de pré-deformação efetiva.



(a)



(b)

(a) 7,54% e (b) 9,07%

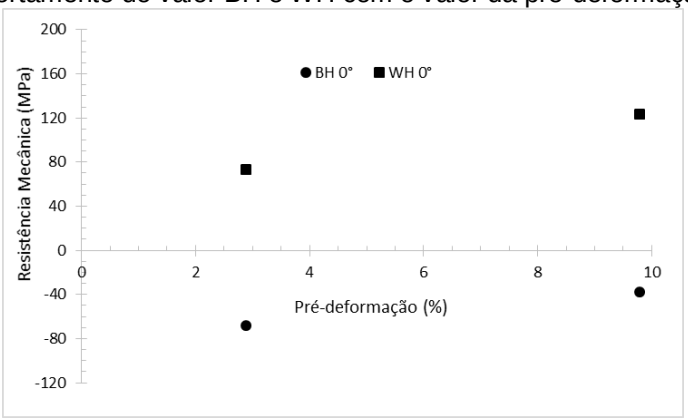
Fonte: Próprio Autor.

Tabela 5.9 - Endurecimento do aço BH180 por efeito *bake hardening* (BH) e encruamento (WH) pelo ensaio de cisalhamento.

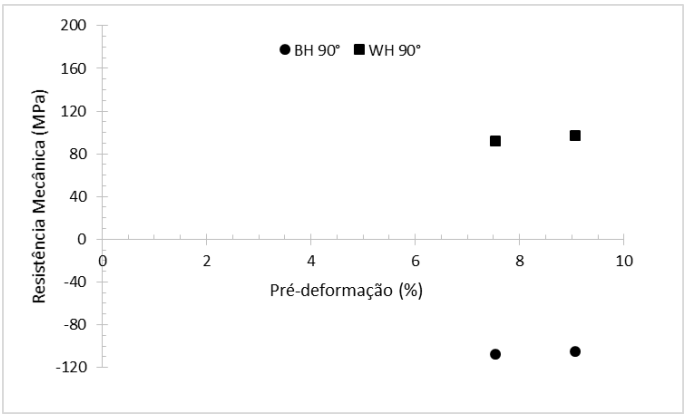
Ganho em Resistência Mecânica					
Direção	Pré-deformação (%)	T_f (MPa)	Valor BH (MPa)	WH (MPa)	Total (MPa)
0°	2,89	170	-67,89	72,89	5,00
	9,78	250	-37,58	123,58	86,00
90°	7,54	145	-107,37	92,37	-15,00
	9,07	130	-105,08	97,08	-8,00

Fonte: Próprio Autor.

Figura 5.22 - Comportamento do valor BH e WH com o valor da pré-deformação em cisalhamento



(a)



(b)

(a) 0° e (b) 90°

Fonte: Próprio Autor.

Ao contrário do observado em tração, em cisalhamento não foi observado endurecimento do aço BH180 devido ao tratamento *bake hardening*, apesar do aumento da resistência mecânica associado à ação do encruamento desse material para ambas as direções de ensaio.

O amaciamento constatado devido ao tratamento *bake hardening* indicou uma tendência de queda com o acréscimo da quantidade de pré-deformação aplicada para o ensaio a 0°DL. No entanto, para amostras ensaiadas a 90°DL o amaciamento foi mais pronunciado e não manifestou alteração considerável entre os valores de pré-deformações aplicados. Essa última afirmação deve ser ainda relacionada com o fato de os valores de pré-deformação adotados neste trabalho serem próximos para esta condição.

O endurecimento total adquirido pelo aço BH180 para o ensaio a 0°DL demonstrou ser maior com o aumento do valor de pré-deformação, mesmo com o amaciamento devido ao tratamento *bake hardening*, tendo o encruamento como o principal responsável por esse comportamento.

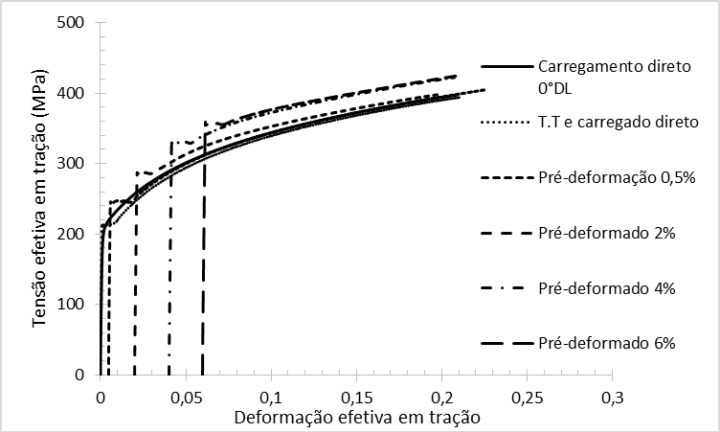
Já para a condição de ensaio realizado a 90°DL, mesmo com o encruamento tornando-se maior com o aumento da pré-deformação, a quantidade de amaciamento devido ao tratamento *bake hardening* foi superior, acarretando em um amaciamento para o ensaio a 90°DL, que tende a ser menor com o aumento da pré-deformação.

Uma possível causa do valor negativo para o efeito BH no ensaio de cisalhamento pode ser a dificuldade de prender a amostra no mesmo local entre a pré-deformação e a deformação após a realização do tratamento térmico (vide figura 4.9), o que ocasionou uma alteração na região cisalhante da amostra, submetida ao ensaio de cisalhamento, o que pode ter acarretado em uma deformação no recarregamento de uma região que não havia sido cisalhada durante a pré-deformação da mesma amostra.

5.3.3 Tração após deformação efetiva de 1% em laminação

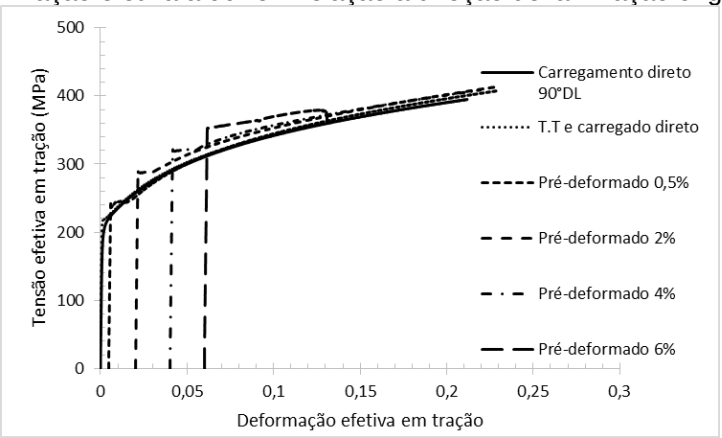
As curvas de fluxo que representam a variação da resistência mecânica devido ao tratamento *bake hardening* para amostras tracionadas após laminação de 1% a 0° e a 90° em relação a direção original de laminação, são exibidas na figura 5.23 e figura 5.24, respectivamente.

Figura 5.23 - Curvas tensão efetiva em tração em função da deformação efetiva em tração para amostras pré-deformadas em diferentes valores após deformação em laminação de 1% de deformação efetiva na mesma direção da laminação original.



Fonte: Próprio Autor.

Figura 5.24 - Curvas tensão efetiva em tração em função da deformação efetiva em tração para amostras pré-deformadas em diferentes valores após deformação em laminação de 1% de deformação efetiva a 90° em relação a direção de laminação original.



Fonte: Próprio Autor.

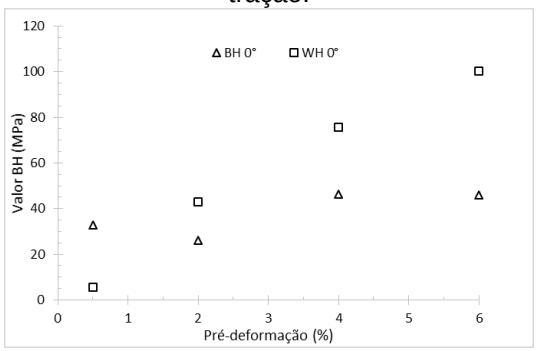
A tabela 5.10 indica a relação entre quantidade de pré-deformação e valor BH, assim como o comportamento do endurecimento devido ao encruamento WH. A tendência dos valores BH e de WH em relação a quantidade de pré-deformação pode ser constatada na figura 5.25(a) e figura 5.25(b), para 0° e 90°, respectivamente.

Tabela 5.10 - Relação entre valores de BH e WH em função da quantidade de pré-deformação em tração para amostras após laminação a 0° e 90° em relação a direção original de laminação.

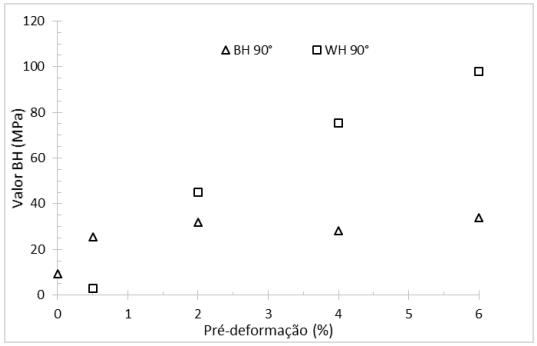
Ganho em Resistência Mecânica						
Direção	Pré-deformação (%)	Valor BH (MPa)	WH (MPa)	Total (MPa)	%BH	%WH
0°	Apenas tratada	-0,13 ± 0,85	-	-0,13	100	-
	0,5	32,90 ± 0,34	5,62 ± 2,37	38,52	85,40	14,60
	2	26,20 ± 2,42	42,92 ± 0,50	69.12	37,91	62,09
	4	46,38 ± 3,25	75,53 ± 0,57	121,91	38,04	61,96
	6	45,93 ± 1,19	100,18 ± 1,45	146,12	31,44	68,56
90°	Apenas tratada	9,41 ± 1,36	-	9,41	100	-
	0,5	25,52 ± 0,43	2,84 ± 0,60	28,37	89,99	10,01
	2	32,01 ± 4,43	44,96 ± 2,39	76,97	41,58	58,42
	4	28,27 ± 1,65	75,32 ± 0,47	103,59	27,29	72,71
	6	33,92 ± 4,30	97,87 ± 0,66	131,80	25,74	74,26

Fonte: Próprio Autor.

Figura 5.25 - Variação dos valores de BH e de WH em função da quantidade de pré-deformação em tração.



(a)



(b)

(a) em amostras após laminação de 1% de deformação efetiva na direção original de laminação, (b) amostras após laminação de 1% deformação efetiva a 90° em relação a direção original de laminação.

Fonte: Próprio Autor.

Para a rota de processamento composta por laminação/tratamento/tração verificou-se respostas diferentes em função da direção de solicitação mecânica. Para as amostras tracionadas a 0° após a pré-deformação em laminação de 1% não foi observada diferença considerável no valor da tensão de fluxo do material após tratamento térmico, enquanto que para 90° ocorreu um aumento da resistência mecânica em termos do valor BH de quase 10MPa. Isso demonstra a existência de anisotropia para o valor BH no material após ser submetido a uma laminação em laboratório de 1% de deformação efetiva em direções diferentes.

Deve-se considerar ainda que embora o modo utilizado para a pré-deformação do aço BH180 tenha sido o mesmo, ou seja, a laminação de 1%, é possível ter ocorrido uma formação diferenciada de densidade de linhas de discordânicas em função da direção de solicitação mecânica, como identificado por Ramazani et al. (2014), ocorrendo um maior aprisionamento pelo carbono em solução (WANG et al., 2011).

Já para as amostras que seguiram a rota de laminação/tração/tratamento/tração, verificou-se que a pré-deformação em tração, após a laminação de 1% na mesma direção da laminação original, 0°DL, ocasionou aumento nos valores de BH e de WH. Neste caso, foi percebido que o valor BH oscilou até uma pré-deformação em tração de 2%, alcançando valores em torno de 30MPa. No entanto, quando a pré-deformação ficou na faixa de 4% a 6% foi possível verificar um aumento do valor BH e assim, um endurecimento em torno de 45MPa, exibindo uma tendência de crescimento do valor BH com o acréscimo da quantidade de pré-deformação, assim como notado por Ramazani et al. (2014) e Kilic et al. (2015).

No entanto, apesar do aumento para os últimos valores de pré-deformação em tração, o valor BH após a laminação de 1% manteve-se para todos os valores de pré-deformação inferior ao constatado no estado como recebido para a mesma direção.

Em termos de endurecimento total do material para esta condição, nota-se que a parcela devido ao efeito *bake hardening* é maior apenas para a pré-deformaçaõ de 0,5%, sendo o encruamento o responsável pela maior quantidade de endurecimento para as demais quantidades de pré-deformação. Se comparado com as amostras tracionadas a 0° no estado como recebido, que apresentou resultados próximos aos

de Souza et al. (2010), nota-se uma menor influência do valor BH no endurecimento total do aço BH180.

Avaliando agora o comportamento mecânico para as amostras que foram tracionadas a 90°DL de acordo com a rota laminação/tração/tratamento/tração, verificou-se que o aumento da resistência mecânica devido ao efeito *bake hardening* manteve-se em torno de 30MPa, para valores de pré-deformação em tração variando de 0,5% a 6%.

Assim como observado para as amostras tracionadas a 0°DL, para as amostras laminadas e tracionadas a 90°DL, foi percebido que o efeito *bake hardening* foi o maior responsável pelo endurecimento total do aço BH180 para 0,5% de pré-deformação, tendo para os demais valores de pré-deformação o encruamento como o maior responsável pelo endurecimento total do material. Isso sugere que o endurecimento por efeito BH é limitado para a quantidade de pré-deformação para essa condição de carregamento mecânico, situação similar à saturação do valor BH com o aumento da pré-deformação observada por Durrenberger et al. (2011).

Em comparação com a tração realizada a 90° no estado como recebido, nota-se também uma menor participação do efeito *bake hardening* no endurecimento total para o aço BH180.

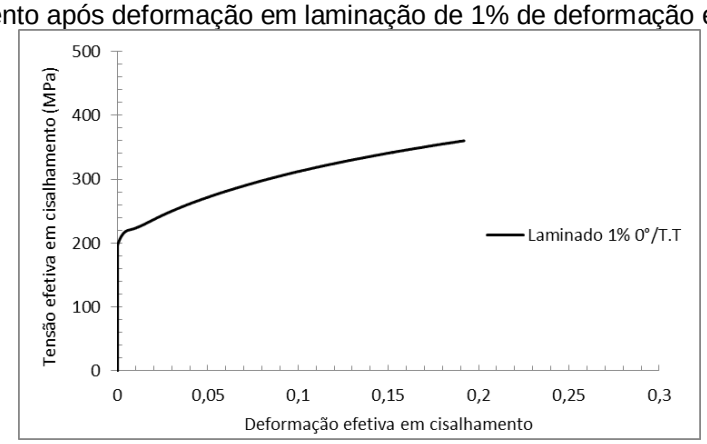
A realização da laminação nas duas direções em relação à direção original de laminação pode ter ocasionado ainda um desequilíbrio entre a densidade de linhas de discordâncias e o aprisionamento destas (Kuang et al., 2014), devido aos esforços combinados de laminação e de tração, uma vez que após a nova rota de processamento o efeito BH teve seu valor menor que o observado na condição do estado como recebido.

5.3.4 Cisalhamento após deformação efetiva de 1% em laminação

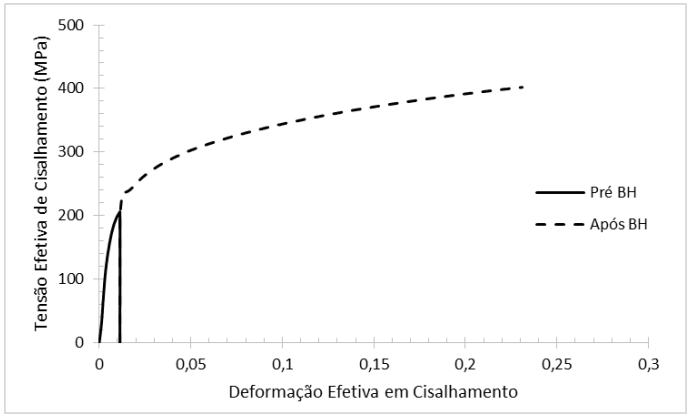
As curvas em cisalhamento após a laminação de 1% de deformação efetiva a 0° em relação a direção original de laminação estão indicadas pela figura 5.26(a), onde a deformação de 1% em laminação foi considerada como modo único de pré-deformação e pela figura 5.26(b), figura 5.26(c) e figura 5.26(d) que exibem diferentes

valores de pré-deformação em cisalhamento na amostra laminada que foi então tratada para avaliar o endurecimento por efeito BH.

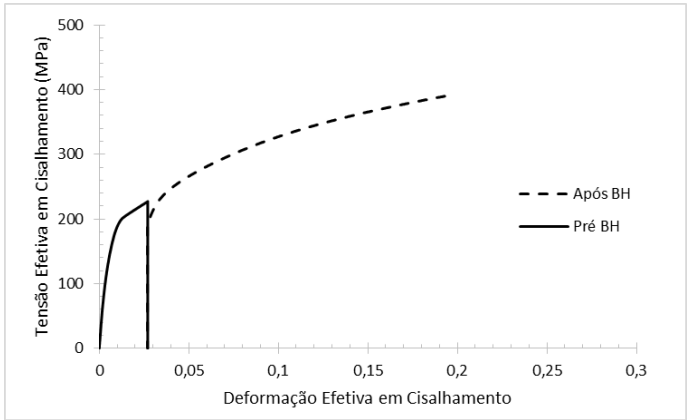
Figura 5.26 - Curvas tensão efetiva em cisalhamento em função da deformação efetiva em cisalhamento após deformação em laminação de 1% de deformação efetiva a 0°



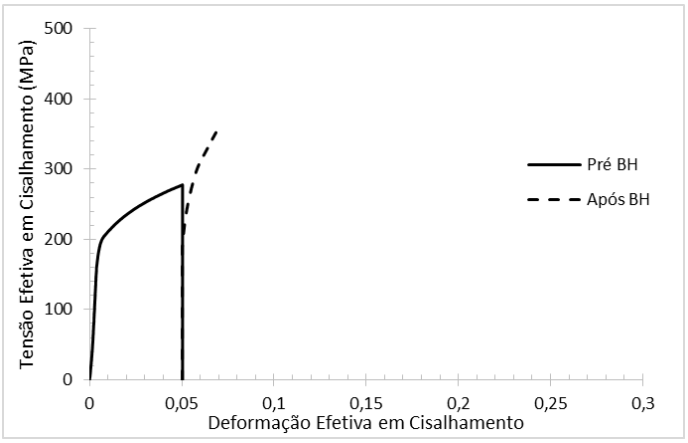
(a)



(b)



(c)



(d)

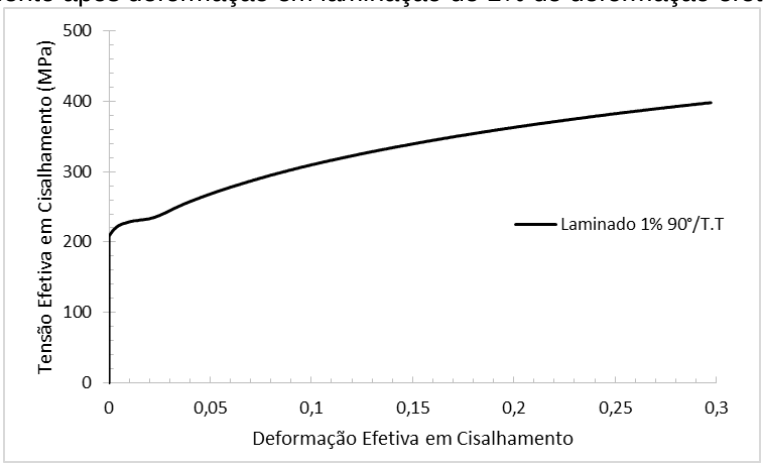
(a) como modo único de deformação; (b) 1,13%; (c) 2,70% e (d) 5,04%.

Fonte: Próprio Autor.

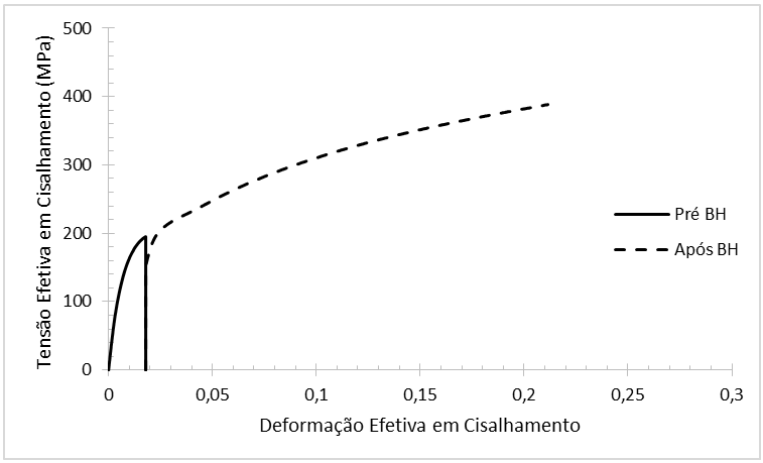
A figura 5.27(a) mostra a curva de tensão efetiva em cisalhamento em função da deformação efetiva em cisalhamento após a laminação a 90° em relação a direção original de laminação, onde a laminação foi o modo único de pré-deformação e na figura 5.27(b) e figura 5.27(c) podem ser observados diferentes valores de pré-deformação em cisalhamento após a deformação efetiva de 1% em laminação a 90°.

A tensão de fluxo no recarregamento para as duas direções no estado laminado em função do valor de pré-deformação pode ser verificado na tabela 5.11, assim como o valor do endurecimento devido ao efeito *bake hardening* (BH) e do endurecimento por encruamento (WH). Já a figura 5.28 exibe a variação dos valores de BH e de WH em função da pré-deformação na forma de gráfico.

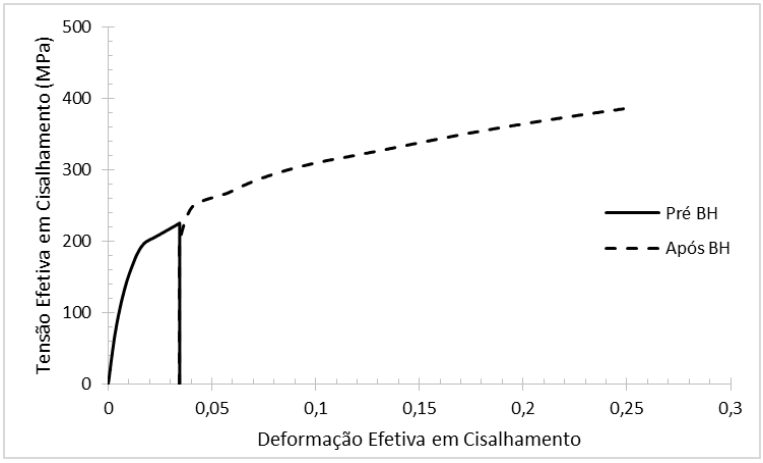
Figura 5.27 - Curvas tensão efetiva em cisalhamento em função da deformação efetiva em cisalhamento após deformação em laminação de 1% de deformação efetiva a 90°



(a)



(b)



(c)

(a) como modo único de pré-deformação, (b) 1,78% e (c) 3,44%

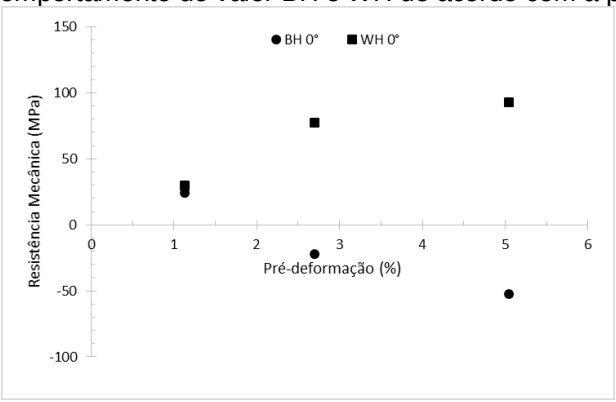
Fonte: Próprio Autor.

Tabela 5.11 - Relação entre os valores BH e de WH para diferentes valores de pré-deformação em cisalhamento para amostras após laminação de 1% de deformação efetiva a 0° e 90° em relação a direção original de laminação.

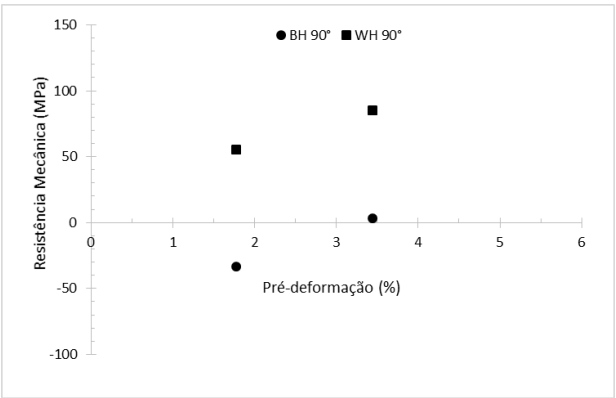
Ganho em Resistência Mecânica					
Direção	Pré-deformação (%)	T_f (MPa)	Valor BH (MPa)	WH (MPa)	Total (MPa)
0°	Apenas Tratada	207,50 ± 10,61	50,00 ± 10,61	-	50,00
	1,13	230,00	24,17	29,83	54,00
	2,70	205,00	-22,11	77,11	55,00
	5,04	225,00	-52,62	92,62	40 ,00
90°	Apenas Tratada	227,50 ± 3,53	62,50 ± 3,53	-	62,50
	1,78	162,00	-33,10	55,10	22,00
	3,44	228,00	3,04	84,96	88,00

Fonte: Próprio Autor.

Figura 5.28 - Comportamento do valor BH e WH de acordo com a pré-deformação



(a)



(b)

(a) 0° (b) 90°

Fonte: Próprio Autor.

Nota-se que a realização do ensaio de cisalhamento após a laminação de 1% a 0° e a 90° em relação a direção original de laminação e tratamento térmico, possibilitou em ambos os casos, um aumento da tensão de fluxo em cisalhamento, sendo observada ainda a presença de um patamar de escoamento, que ficou mais evidente para a amostra deformada a 90°DL.

O valor BH para a condição de carregamento em que se adotou a laminação a 0°DL, tratamento térmico e carregamento em cisalhamento foi menor que o detectado quando a laminação e o cisalhamento posterior ocorreram a 90°DL, como constatado pela tabela 5.11.

Quando laminado e pré-deformado, para posterior tratamento térmico e recarregamento foi observado endurecimento devido ao efeito *bake hardening* para a amostra laminada a 0°DL e pré-deformada de 1,13% de deformação efetiva em cisalhamento, assim como para a amostra retirada a 90°DL com pré-deformação de 3,44% de deformação efetiva em cisalhamento, apesar deste valor ser pouco considerável em termos de aumento da resistência mecânica.

Para os outros valores de deformação efetiva em cisalhamento, sendo de 2,70% e 5,04% após a laminação de 1% de deformação efetiva a 0°DL e para a pré-deformação de 1,78% após a laminação a 90°DL, não ocorreu o aumento da tensão de fluxo devido tratamento térmico e sim um amaciamento, sendo este mais pronunciado com o aumento da pré-deformação em cisalhamento quando ocorreu a laminação a 0°.

Esses resultados sugerem que para a rota de processamento composta por laminação/tratamento/cisalhamento foi sensível à ocorrência do endurecimento pelo efeito *bake hardening*, sendo este endurecimento maior se comparado às mesmas condições de processamento adotadas em tração, apenas variando a solicitação mecânica no recarregamento.

Já para a situação de laminação a 0° seguida de pré-deformação em cisalhamento, tratamento térmico e recarregamento em cisalhamento, o endurecimento pelo efeito *bake hardening* foi possível quando o material foi pré-deformado de um valor próximo

de 1% de deformação efetiva em cisalhamento. Isto indica um possível equilíbrio entre discordâncias geradas na laminação e no ensaio de cisalhamento com a formação das atmosferas de Cottrell para menores quantidades de deformação efetiva em cisalhamento (WANG et al., 2011b). Para um pequeno aumento na pré-deformação já é possível constatar um amaciamento devido ao tratamento *bake hardening*, que se torna ainda maior quando o valor de pré-deformação é igual a 5,04%.

Para a laminação a 90° seguida de pré-deformação em cisalhamento, foi observado um amaciamento devido ao tratamento *bake hardening* para o menor valor de pré-deformação (1,78%), sendo que para o outro valor de pré-deformação (3,44%), foi possível constatar um pequeno endurecimento.

Em termos de endurecimento total para esta condição, pode-se dizer que o cisalhamento após a laminação a 0° e pré-deformados de 1,13% e 2,70% tiveram endurecimento total próximos e superior a condição de pré-deformação de 5,04%. Para a pré-deformação de 1,13%, além do encruamento, o endurecimento devido ao tratamento *bake hardening* teve contribuição no aumento da resistência mecânica. Apesar do amaciamento constatado pelo tratamento *bake hardening* para as pré-deformações de 2,70% e 5,04%, o encruamento possibilitou o aumento da resistência mecânica do aço BH180 de acordo com esta rota de processamento, que de acordo com a tabela 5.12, tornou-se menor com o aumento da pré-deformação.

Já o endurecimento total do aço BH180 para a condição a 90° foi possível quando pré-deformado de 3,44%, valor este que tem além do aumento da resistência mecânica por encruamento, o devido ao tratamento *bake hardening*, mesmo que pouco considerável. Para situação que abrange a pré-deformação de 1,78% apesar do amaciamento provocado pelo tratamento *bake hardening*, o encruamento para este valor de pré-deformação possibilitou o aumento da resistência mecânica.

Esse amaciamento para a condição de pré-deformação após a laminação, tratamento térmico e recarregamento pode também ser relacionado com a mesma condição observada para a amostra no estado como recebido, como a dificuldade em manter a mesma região cisalhada, comprimento (l) e largura efetiva de cisalhamento (Δx) entre

pré-deformação e o recarregamento em cisalhamento, gerando uma região cisalhada diferente entre os dois casos.

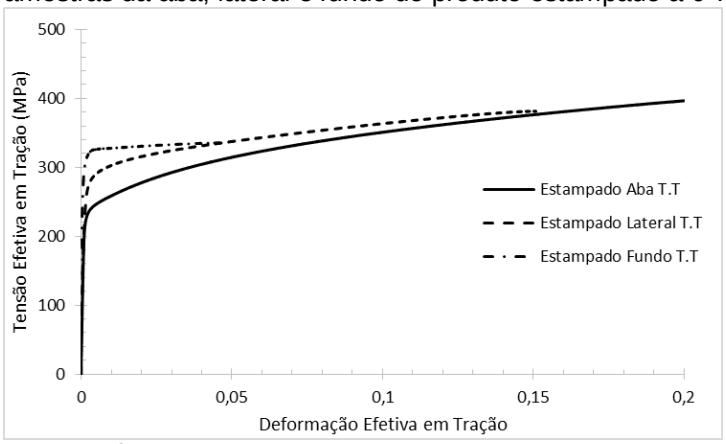
5.3.5 Tração após deformação efetiva de 1% em laminação e estampagem

O efeito BH após a laminação em laboratório a 0° em relação a direção original de laminação e estampagem, pode ser constatado pela figura 5.29, que exibe as curvas de tensão efetiva em função da deformação efetiva em tração para amostras retiradas na aba, lateral e fundo do produto estampado respectivamente, as quais foram tratadas termicamente e recarregadas em tração após a estampagem.

Para a condição de laminado a 90° em relação a direção original de laminação e estampado, com tratamento térmico e recarregamento em tração, tem-se as curvas de fluxo indicadas na figura 5.30 para as regiões da aba, lateral e fundo do produto estampado.

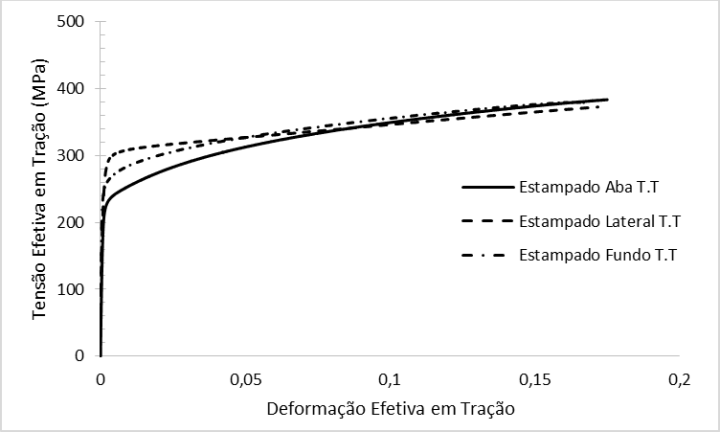
Pela tabela 5.12 é possível verificar o valor BH de acordo com cada região do produto estampado e a direção de solicitação mecânica.

Figura 5.29 - Curvas tensão efetiva em função da deformação efetiva em tração para o aço BH180 de amostras da aba, lateral e fundo do produto estampado a 0°.



Fonte: Próprio Autor.

Figura 5.30 - Curvas tensão efetiva em função da deformação efetiva em tração para o aço BH180 de amostras da aba, lateral e fundo do produto estampado a 90°.



Fonte: Próprio Autor.

Tabela 5.12 - Valores do efeito BH de acordo com a região e a direção do produto estampado para o ensaio de tração.

Valor BH após laminação de 1% e estampagem		
Direção	Região	Valor BH (MPa)
0°	Aba	13,50 ± 2,83
	Lateral	18,00 ± 1,41
	Fundo	40,00 ± 5,66
90°	Aba	6,00 ± 4,95
	Lateral	35,00 ± 2,83
	Fundo	-42,00 ± 7,07

Fonte: Próprio Autor.

Independente da região, a análise das curvas tanto a 0° quanto a 90° indicou que o tratamento térmico com posterior recarregamento em tração não constatou a presença do patamar de escoamento descontínuo na transição elástica-plástica do material característico em tração, assim como constatado em tração para os modos de pré-deformação na condição como recebido e após laminação em laboratório.

No entanto, foi possível verificar o endurecimento do aço BH180 pelo tratamento térmico, de acordo com a região do produto estampado. A 0° e 90° foi observado um endurecimento menor devido ao efeito BH para a região da aba, sendo a 0° um endurecimento maior em relação a 90°, constatando efeitos anisotrópicos quanto ao endurecimento.

Esta mesma região, como visto para a caracterização em tração, aparentemente sofreu uma menor quantidade de pré-deformação em relação as demais regiões. Tal fato, pode ter influenciado na formação das atmosferas de Cotrell, devido a densidade de linhas de discordâncias geradas para a aba, o que pode explicar o menor valor BH dentre as regiões.

A região da lateral, que de acordo com a caracterização em tração exibiu uma deformação com severidade maior em relação a aba, também apresentou endurecimento por efeito *bake hardening*. O valor BH para esta região foi maior que o detectado para a aba, independente da direção, sendo observado a 90° o endurecimento maior que percebido a 0°.

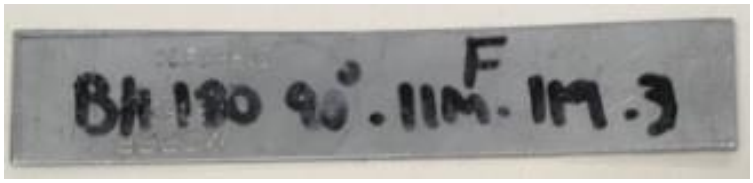
Para amostras do fundo do produto estampado foi notado o endurecimento por efeito *bake hardening* a 0°. Deve-se destacar que amostras desta região quando submetidas à caracterização em tração indicaram que a região possuía o maior grau de deformação em relação as demais regiões, o que poderia atenuar o endurecimento pelo efeito BH devido a quantidade de deformação anterior ao tratamento (KUANG et al., 2015a), o que provocaria uma maior quantidade de discordâncias móveis, como já mencionado por (KUANG et al., 2014a).

No entanto, foi possível constatar o endurecimento por efeito BH para 0°, o mesmo não sendo possível para 90°. A hipótese que poderia justificar o efeito BH negativo para amostras do fundo a 90° seria o corpo de prova que para esta região e condição não ficou com um bom acabamento, como indica a figura 5.29(a) e figura 5.29(b). Pela figura 5.31(a) percebe-se que o corpo de prova apresentou uma largura variável. Já a figura 5.31(b) indica a falta de planicidade pelo corte ou mesmo pelo processo de estampagem.

A diferença do valor BH com a região do produto estampado, além dos efeitos anisotrópicos, pode ser relacionada com o modo de deformação em cada região (BASTOS, 2009). Não foi possível mensurar a quantidade de deformação devido a estampagem do produto, que seria obtido mediante Curvas Limite de Conformação (CLC) para o aço BH180 (MANIKANDAN et al., 2014). No entanto, acredita-se que a

quantidade de deformação em cada região do produto estampado possibilitou o endurecimento pelo efeito BH, devido ao constatado na tabela 5.13.

Figura 5.31 - Amostra de tração aço BH180 para o fundo do produto estampado, laminado previamente a 90° em relação a direção original de laminação, evidenciando a condição de acabamento.



(a)



(b)

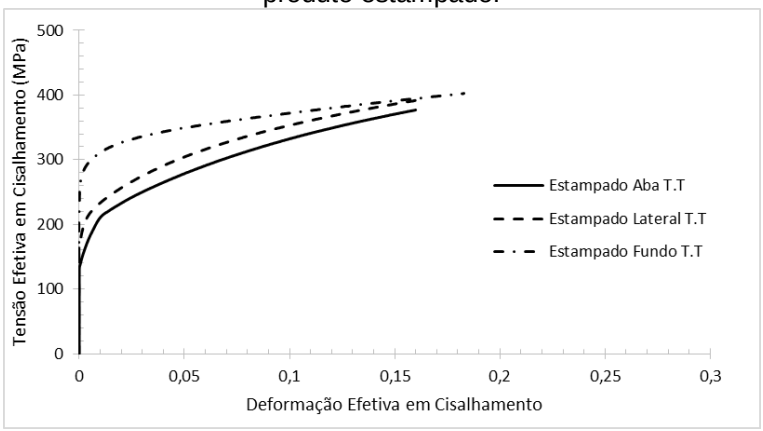
(a) Posição1 (b) Posição 2

Fonte: Próprio Autor.

5.3.6 Cisalhamento após deformação efetiva de 1% em laminação e estampagem

As curvas de fluxo de tensão efetiva em cisalhamento em função da deformação efetiva em cisalhamento após a laminação de 1% a 0° em relação a direção original de laminação e estampagem foram plotadas de acordo com a região de retirada da amostra, figura 5.32, onde a deformação antes do tratamento térmico foi considerada como sendo proveniente da laminação em laboratório de 1% de deformação efetiva e estampagem.

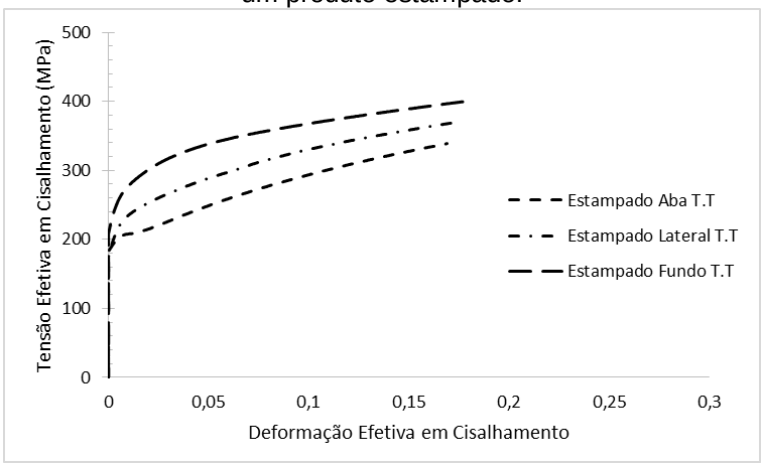
Figura 5.32 - Curvas tensão efetiva em cisalhamento em função da deformação efetiva em cisalhamento após laminação de 1% a 0° e tratamento *bake hardening* para diferentes regiões de um produto estampado.



Fonte: Próprio Autor.

De modo análogo, na figura 5.33 são apresentadas as curvas de tensão efetiva em cisalhamento em função deformação efetiva em cisalhamento das amostras retiradas a 90° em relação à direção original de laminação.

Figura 5.33 - Curvas tensão efetiva em cisalhamento em função da deformação efetiva em cisalhamento após laminação de 1% a 90° e tratamento *bake hardening* para diferentes regiões de um produto estampado.



Fonte: Próprio Autor.

A tabela 5.13 fornece o valor BH para cada região do produto estampado mediante ensaio de cisalhamento, de acordo com a direção de laminação de 1% anterior a operação de estampagem para obtenção do produto estampado.

Tabela 5.13 - Valores do efeito BH de acordo com a região e a direção de retirada do produto estampado mediante ensaio de cisalhamento.

Valor BH após laminação de 1% e estampagem		
Direção	Região	Valor BH (MPa)
0°	Aba	9,00 ± 4,95
	Lateral	10,00 ± 3,53
	Fundo	92,00 ± 26,87
90°	Aba	17,50 ± 3,53
	Lateral	19,00 ± 15,55
	Fundo	25,00 ± 3,53

Fonte: Próprio Autor.

Nota-se que a realização do ensaio de cisalhamento após a laminação de 1% de deformação efetiva e estampagem foi sensível a constatação do endurecimento por efeito *bake hardening*. Entre as curvas plotadas de acordo com a região do produto estampado e direção de laminação previa, apenas a região da aba estampada após a laminação a 90° em relação a direção original de laminação exibiu a presença de um patamar de escoamento devido à realização do tratamento térmico. Assim como em tração para estas mesmas condições, não foi constatado o patamar de escoamento para as outras regiões.

O valor BH para cada região após laminação e estampagem indicou que o fundo do produto estampado teve o maior endurecimento devido a ocorrência do efeito *bake hardening* para as duas direções em cisalhamento, sendo o devido a laminação a 0° e estampagem com maior endurecimento. Para a estampagem após a laminação a 0° em relação a direção original foi observado nas regiões da aba e lateral um endurecimento inferior ao fundo do produto estampado. Situação semelhante ocorreu para a laminação a 90° anterior a estampagem, com estas duas regiões (aba e lateral) obtendo um endurecimento maior que para a laminação a 0° antes da estampagem, se comparado regiões iguais.

A quantidade de aumento da resistência mecânica devido ao efeito *bake hardening* no ensaio de cisalhamento, de acordo com a região do produto estampado, pode ser associada com as sucessivas combinações dos modos de deformação. Essa

possibilidade pode afetar a resposta do material à solicitação mecânica imposta ao mesmo, já que pode ocorrer alteração no arranjo das subsestruturas de discordâncias, assim como na textura cristalográfica do material (WEN et al., 2015).

Nota-se que a avaliação do efeito *bake hardening* tendo o cisalhamento como modo de deformação apenas no recarregamento constatou um valor BH positivo, tanto após a laminação quanto após laminação e estampagem. Desse modo, não há incertezas quanto a região cisalhada na pré-deformação e recarregamento.

No entanto, a planicidade das amostras que também foi abordada em situações anteriores para o valor BH obtido em cisalhamento, pode ter influenciado nos resultados, além do valor de Δx, que em algumas situações foi variável, o que poderia afetar a relação entre comprimento e largura efetiva de cisalhamento, assim como mencionado por Bouvier et al. (2006) e An et al. (2009).

6. CONCLUSÕES

Neste trabalho o aço BH180 foi submetido à combinações de carregamentos mecânicos envolvendo esforços de tração e de cisalhamento para estudo do efeito *bake hardening*. Os resultados indicaram a influência do modo e da direção de solicitação mecânica, além da quantidade pré-deformação no endurecimento por efeito BH, destacando os seguintes itens:

- O aço BH180 no estado como recebido em tração apresentou um aumento da resistência mecânica devido ao tratamento *bake hardening* para os valores de pré-deformação efetiva ensaiados, tanto para processamentos a 0°DL quanto a 90°DL. O endurecimento devido ao tratamento *bake hardening* teve sua maior parcela no endurecimento total para pré-deformações de até 2% de deformação efetiva para ambas direções de ensaio, sendo o encruamento o maior responsável pelo endurecimento para valores de pré-deformação maiores que 2% de deformação efetiva;
- A laminação realizada a 0°DL e a 90°DL como modo de pré-deformação, com posterior tratamento térmico e recarregamento em tração foi sensível ao endurecimento pelo efeito BH apenas para a rota de processamento a 90°DL. Para as pré-deformações em tração realizada posteriormente a laminação de 1% de deformação efetiva em ambas direções foi constatado o endurecimento devido ao tratamento *bake hardening*. Contudo, o valor BH para esta condição e sua contribuição no endurecimento total foi inferior ao encontrado no estado como recebido, para ambas as direções;
- A rota de processamento com a pré-deformação em laminação de 1% de deformação efetiva a 0°DL e 90°DL seguida de estampagem constatou o aumento da resistência mecânica por efeito *bake hardening* de acordo com a região do produto estampado, que tiveram suas respostas em termos de valor BH dependente dos modos de deformação atuantes na região;
- Já o ensaio de cisalhamento apresentou um amaciamento devido ao tratamento *bake hardening* tanto a 0°DL quanto a 90°DL no estado como recebido. No entanto, para o ensaio conduzido a 0°DL, devido ao encruamento, ocorreu um endurecimento total do aço BH180, o mesmo não sendo observado a 90°DL onde o amaciamento devido ao tratamento *bake hardening* foi maior que o

endurecimento por encruamento, de acordo com os valores de pré-deformação aplicados neste trabalho;

- O cisalhamento após a laminação de 1% de deformação efetiva a 0°DL e 90°DL acompanhado por tratamento *bake hardening* foi sensível ao aumento da resistência mecânica, apresentando um valor BH maior para o ensaio após laminação a 90°DL do que a 0°DL. No entanto, para a pré-deformação em cisalhamento após a laminação de 1%, o endurecimento devido ao tratamento *bake hardening* foi possível para o valor de pré-deformação próximo a 1% de deformação efetiva em cisalhamento após a laminação a 0°DL, ocorrendo o amaciamento para os demais valores de pré-deformação;
- Para o cisalhamento após a laminação a 90°DL o menor valor de pré-deformação ocasionou amaciamento devido ao tratamento *bake hardening* e o maior valor de pré-deformação (próximo a 3%) um pequeno endurecimento. Em termos de endurecimento total para esta condição, o cisalhamento após a laminação a 0°DL apresentou o aumento da resistência mecânica para todos valores de pré-deformação, o mesmo ocorrendo para o cisalhamento após a laminação a 90°DL;
- Por fim, os resultados indicaram o endurecimento por efeito *bake hardening* em cisalhamento para o aço BH180 após a laminação de 1% a 0°DL e 90°DL seguida da estampagem de um produto, sendo este endurecimento de acordo com a região de retirada dos corpos de prova do produto estampado.

REFERÊNCIAS

AN, Y. G; VEGTER, H; HEIJNE, J. Development of simple shear test for the measurement of work hardening. **Journal of Materials Processing Tecnology**, v. 209, p. 4248-4254, 2009.

Associação Brasileira de Normas Técnicas, **ABNT 5915-4**, Chapas e bobinas de aço laminados a frio Parte 4: Aços endurecíveis em estufa, 2013.

ASTM International, **ASTM E112-13**, Standard Test Methods for determining Average Grain Size, West Conshohocken, 2013.

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. 1, p. 355-368, 2002.

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.

BHADESHIA, H. K. D. H; DAS, S; SINGH, S. B; MOHANTY, O. N. Understanding the complexities of bake hardening. **Materials Science and Technology**, v. 24, n. 1, p. 107-11, 2008.

BHATTACHARYA, D. Microalloyed steels for the automotive industry. **Tecnol. Metal. Mater. Miner**, v. 11, n. 4, p.371-383, 2014.

BRESCIANI, E. F. **Conformação plástica dos metais**. 6. Ed. São Paulo:EPUSP, 2011, 257p.

BORODACHENKOVA, M; WEN, W; TOMÉ, C. N; VINCZE, G; RAUCH, E. F;. BARLAT, F; GRÁCIO, J. J. Mechanical behavior of Mg subjected to strain path changes: Experiments and modeling. **International Journal of Plasticity**, IN PRESS, 2014.

BOUVIER, S; HADDADI, H; LEVÉE, P; TEODOSIU, C. Simple shear tests: Experimental techiniques and characterization of the plastic anisotropy of rolled at large strains. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 172, p. 96-103, 2006.

BUTTON, S. T; BORTOLUSSI, R. Estudo do processo de embutimento profundo de copo pelo método dos elementos finitos. **Revista Brasileira de Ciência e Movimento**, v. 21, n. 2, p. 355-363,1999.

CATÁLOGO Usiminas, Laminados a Frio, 2014
Disponível em: https://www.usiminas.com/wp-content/uploads/2014/02/novo-laminados-frio-v20-baixa.pdf.

CATÁLOGO CSN, Laminados a Frio, 2016.
Disponível em: http://www.csn.com.br/conteudo_pti.asp?idioma=0&tipo=59677&conta=45&prSv=1.

CHEN, Y. L; LAN, S; ZHAO, A. I; KUAI, Z; LI, B. H; LIU, G. M. Effects of rolling parameters on texture and formability of high strength ultra-low carbon BH steel. **Journal of Iron and Steel Research**, v. 20, n. 6, p. 75-81, 2013.

CHEN, J. P; KANG, Y. L; HAO, Y. M; LIU, G. M; X, A. M. Microstructure and Properties of Ti and Ti+Nb Ultra Low Carbon Bake Hardened Steels. **International Journal of Iron and Steel Research**. V. 16, n. 6, p. 33-40, 2009.

CLAUSMEYER, T; GERSTEIN, G; BARGMANN, SVENDSEN, B; VAN DEN BOOGAARD, A. H; ZILMMAN, B. Experimental characterization of microstructure development during loading path changes in bcc sheet steels. **Journal of Material Science**, v. 48, p. 674-689, Ago. 2012.

COTTRELL, A. H; BILBY, B. A. Dislocation Theory of Yielding and Strain Ageing of Iron. **Proc. Phys. Soc**, v. 62, p. 49-62, Ago. 1948.

DIAS, G. C. B. **Estudo do efeito "Bake Hardening" nos aços BH 180 e BH 220 galvanizados pelo processo de Iimersão a quente**. 2011, 97f, Dissertação (Mestrado), UNESP, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá.

DIETTER, G. E. Metalurgia Mecânica. 2. Ed. São Paulo: Guanabara Dois, 1981, 659p.

DURRENBERGER, L; LEMOINE, X; MOLINARI, A. Effects of pre-strain and bake hardening on the crash properties of a top-hat section. **Journal of Materials Processing Tecnology**, 211, p. 1937-1947, Oct, 2011.

GORNI, A. A. Novos aços ferríticos garantem alta resistência e conformabilidade a chapas finas laminadas a frio. **Corte e Conformação de Metais**, p. 28-45, Set. 2010.

HINGOLE, R. S. Introduction. In: HINGOLE, R.S. **Advances in Metal Forming**. Heidelberg: Springer Series in Material Science, 2015. cap. 1, p. 1-11.

HOSFORD, W.F.; CADDELL, R.M. Metal Forming - Mechanics and Metallurgy, 3.Ed, Cambridge University Press, 2007. 312p.

HUNDY, B. B; SINGER, A. R. E. The distribuition of strains in the rolling process. **J. Inst. Metals**, v.83, p.401-407, 1954-1955.

KILIC, S; OZTURK, F; SIGIRTMAC, T; TEKIN, G. Effects of pre-strain and temperature on bake hardening of TWIP900CR steel. **International Journal of Iron and Steel Research**, v. 22, n. 4, p. 361-365, Mar. 2015.

KUANG, C. F; ZHANG, S. G; LI, J; WANG, J; LIU, H. F. Effects of pre-strain and baking parameters on the microstructure and bake-hardening behavior of dual phase steel. **International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials**, v. 21, n. 8, p. 766-781, Ago. 2014a.

KUANG, C. F; LI, J; ZHANG, S. G; WANG, J; LIU, H. F. Effects of quenching and tempering on the microstructure and bake hardening behavior of ferrite and dual phase steel. Materials Science and Engineering A, v. 613, p. 178-183, Jul. 2014b.

KUANG, C. F; ZHANG, S. G; LI, J; WANG, J; PEI, L. Effects of temper rolling on the bake hardening behavior of low carbon steel. **International Journal of Minerals**, **Metallurgy and Materials**, v. 22, n. 1, p. 32-36, Jan. 2015a.

KUANG, C. F; WANG, J; LI, J; ZHANG, S. G; LIU, H. F; YANG, H. L. Effects 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, 2015b.

LEE, H; RICKHEY, F; KIM, M; KIM, NAKSOO. Evaluation of combined hardening coeficients of zircalloy-4 sheets by simple shear test. **Materials and Design**, v. 65, p. 995-1000, 2015.

LEE, M. G; BARLAT, F; HA, J; GRACIO, J. J; RAUCH, E. F. Extension of homogeneous anisotropic hardening model to cross loading with latent effects. **International Journal of Plasticity**, IN PRESS, 2012.

LIM, S. H; LEE, T. W; KIM, S. I; HONG, M. H; KIM, W. Y; YOO, Y. G. Microstrutural characterization and thermodynamic analysis of precipitates in ultra-low-carbon bake hardened steel. **Journal of Alloys and Compound**, v. 542, p.428-436, Aug. 2013.

LORA, F. A. **Avaliação do processo de estampagem profunda de chapas de aço BH 180 E BH220 utilizados na indústria automobilística**. 2009. 80f. Dissertação (Mestrado), Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Escola de Engenharia de Minas, Metalúrgica e Materiais, PPGEM.

MAGALHÃES, F.C. **Estudo Numérico e Analítico das Evoluções da Força e da Espessura em Chapas de Aço Livre de Intersticiais Durante Processamento por Embutimento e Ironing**. Dissertação de Mestrado, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas, UFMG, Belo Horizonte, 2005.

MAIA JÚNIOR, M. R; DEUS, E. P; ABREU, H. F. G. Influência da laminação cruzada na embutibilidade e anisotropia de propriedades de placas de alumínio. CONEM, 1., 2000, Natal. **Anais**... Natal: CONEM, 2000.

MANIKANDAN, G; VERMA, R. K.; RAJ, A. Effect of yield strength, pre-strain and curvature on stiffness and static dent resistance of formed Panel. Advances in Material Forming and Joining, p. 57-59. 5° International and 26° All India Manufacturing Technology, Design and Reseach – AIMTDR, 2014, **Anais**… Guwahati, Assam, India, p. 3531 -3536.

MÁNIK, T; HOLMEDAL, B; HOPPERSTAD, O. S. Strain-path change induced transients in flow stress, work hardening and r-values in aluminium. **International Journal of Plasticity**, v. 69, p. 1-20, Jan. 2015.

MONTEIRO, C. B. **Caracterização mecânica e microestrutural de aços bake hardening graus 180 e 210 aplicados na indústria automotiva**. 2012. 112f. Dissertação (Mestrado), Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá.

NEVES, E. B; BIEHL, L. V; OSORIO, A. G; SCHNEIDER, T. H. Estudo da sinterização de uma liga Fe-22,5Cr-5,5Ni obtida pela mistura de pós elementares. **Revista Matéria**, v.21, n. 01, p.185-195, 2016.

RAMAZANI, A; BRUEHL, S; GERBER, T; BLECK, W; PRAHL, U. Quantification of bake hardening effect in DP600 and TRIP700 steels. **Materials and Design**, v. 57, p.479-486, 2014.

RAUCH, E. F; GRACIO, J. J; BARLAT, F; VINCZE, G. Modelling the plastic behavior of metals under complex loading condition. **Modelling and Simulation in Material Science and Engineering**. v. 19, p. 1-18, Mar. 2011.

ROUT, Matruprasad; Pal, Suryja K.; Singh, Shiv B. **Modern Manufacturing Engineering**. 8. ed. J.P, 2015, 321p.

SETH, P. P; DAS, A; BAR, H. N; SIVAPRASAD, S; BASU, A; DUTTA, K. Evolution of dislocation density during tensile deformation of BH220 steel at different pre-strain conditions. **Journal of Materials Engineering and Perfomance**, v. 24, n. 7, p. 2779-2783, Jul. 2015.

SCHIMMIT, J. H; AERNOUD, E; BAUDELET, B. Yield loci for polycrystalline metals without texture. **Materials Science Engineering**, v. 75, p. 13-20, Nov. 1985.

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. 19° Congresso brasileiro de Engenharia e Ciencia dos Materiais – CBCiMAT, 2010. Campos do Jordão, **Anais...** Campos do Jordão, CBCiMAT, 2010, p. 7203-7210.

TIAN, P; CUI, Y; ZHANG, Z. Y; BAI, R. G; ZHANG, X. L; GAO, H. Influencing of factors of Nb-Ti treated ULC-BH steel's bake hardening property. International Conference on Artificial Inteligence and Industrial Engineering – AIIE, 2015, Phuket, **Anais…** Phuket**,** AIIE, 2015, p. 597-600.

VIEIRA, M. F; SAKHAROVA, N. A; FERNANDES, J. V. Strain path and working-hardening behavior of brass. **Materials Science and Engineering A**, v. 507, p. 13-21, Jan. 2009

VINCZE, G; BARLAT, F; RAUCH, E. F; TOMÉ, C. N; BUTUC, M. C; GRACIO, J. J. Experiment and Modeling of low carbon steel sheet subjected to double strain path changes. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 44A, p. 4475-4479, Oct. 2013.

WANG, H; ZHU, N; SHI, W; LI, L; LIU, R. Effect of Mn and P on precipitation behavior and solute distribuition in ultra-low carbon bake hardening steels. **Journal of Materials Science**, v.46, p. 2982-2990, 2011a.

WANG, H; SHI, W; HE, Y. L; LIU, P. P; LI, L. Variation of solute distribuitions during deformation and bake hardening phenomenon in ultra-low carbon bake hardening steels. **Journal of Materials Science**, v.46, p. 5916-5924, 2011b.

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.

ZHANG, X; LIU, T; LIU, X; LI, Y; ZHANG, H. Effect of P addition on texture evolution of TI+V bearing ultra-low carbon bake hardening steel. **Materials Science and Engineering A**, v.682, 629-635, 2017.