

Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais



Dissertação de Mestrado

Isabela Cristina de Oliveira Alencar

Influência do modo de deformação plástica no endurecimento do aço BH 220

Belo Horizonte / MG

2018

Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais



Isabela Cristina de Oliveira Alencar

Influência do modo de deformação plástica no endurecimento do aço BH 220

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais do CEFET-MG, como parte integrante dos requisitos para a obtenção do título de Mestre em Engenharia de Materiais.

Área de concentração: Ciência e Desenvolvimento de Materiais

Linha de Pesquisa: Seleção, Processamento e Caracterização

Orientador: Prof. Dr. Wellington Lopes

Belo Horizonte / MG

2018

A368i Alencar, Isabela Cristina de Oliveira.
Influência do modo de deformação plástica no endurecimento do aço BH 220 / Isabela Cristina de Oliveira Alencar. - 2018.
88 f. : il., fotos, grafs., tabs.
Orientador: Wellington Lopes.
Dissertação (mestrado) - Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais, Belo Horizonte, 2018.
Bibliografia.

1. Aço - Metalurgia. 2. Bake-hardening. 3. Metais - Propriedades mecânicas. 4. Cisalhamento. I. Lopes, Wellington. II. Título.

CDD: 620.1123



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

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MATERIAIS

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO
“INFLUÊNCIA DO MODO DE DEFORMAÇÃO PLÁSTICA
NO ENDURECIMENTO DO AÇO BH 220”

Autora: Isabela Cristina de Oliveira Alencar

Orientador: Prof. Dr. Wellington Lopes

A Banca Examinadora composta pelos membros abaixo aprovou esta Dissertação:

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

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

Prof. Dr. Leonardo Neves
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET/MG

Belo Horizonte, 23 de Fevereiro de 2018.

DEDICATÓRIA

A minha mãe Maria Sônia, e ao meu marido Rafael,
por todo apoio e inspiração para a área acadêmica.

Pois o Senhor é quem dá sabedoria;
de sua boca procedem
o conhecimento e o discernimento.
(Provérbios 2:6)

AGRADECIMENTO

Primeiramente gostaria de agradecer ao autor da minha vida, Deus, por me guiar e capacitar durante toda a trajetória do mestrado, possibilitando-me alcançar mais esta conquista na minha vida.

A minha mãe, pelo suporte indispensável para toda minha formação. Que nunca poupou esforços para me ajudar e encorajar. Com suas palavras, sábios conselhos e experiências de vida. E por nunca me deixar desistir. Ao meu marido e amor, mestre Rafael Alves, por ter me encorajado e me feito acreditar que sou capaz. Por ter compreendido minha ausência, estresses e por ter me substituído onde fosse necessário. Inclusive ter efetivamente me ajudado no que julgou possível. A todas as minhas amigas que há dois anos me ouvem “reclamar” dessa árdua caminhada, sempre me proporcionando momentos de descontração e me encorajando com suas palavras.

Ao meu orientador, Professor Dr. Wellington Lopes, que me deu a oportunidade de ingressar no mestrado e por desenvolver junto comigo esta pesquisa, sendo imprescindível no desenvolvimento e sucesso do mesmo. A Professora Dr^a. Elaine Carballo, excepcional profissional, sempre agregando ao nosso trabalho seu perfeccionismo, suas novas ideias e dividindo comigo seu conhecimento.

Ao Cefet-MG pela oportunidade, por fornecer o incentivo financeiro durante esta jornada e toda estrutura oferecida, em especial aos professores e funcionários do Departamento de Engenharia de Materiais. As amigas do mestrado em Engenharia de Materiais e ao pessoal do Laboratório de Metalografia, vocês tornaram essa jornada muito mais agradável, leve e divertida. Sem vocês não teria a mesma graça.

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.

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

RESUMO

O endurecimento de um aço provocado pelo efeito *bake hardening* depende de diversas variáveis, dentre as quais, a quantidade de pré-deformação adotada antes da execução do tratamento térmico, o qual visa simular a operação de cura da pintura praticada no ambiente da indústria automotiva, além da direção de sollicitação mecânica (anisotropia). Considerando esses aspectos, este trabalho apresenta o estudo do efeito BH para o aço BH 220 após deformação feita por dois modos distintos de carregamento mecânico: tração e cisalhamento, sendo a deformação plástica para esse último modo de sollicitação mecânica aplicada de modo monotônico e combinado (deformações sucessivas de 0° e 90° e de 90° a 0° em relação à direção de laminação, DL, original da chapa) para valores de deformação efetiva aproximada de 1%, 2%, 3% e 4% em tração e em cisalhamento de amostras retiradas a 0° DL e a 90° DL. Os resultados indicaram a influência do modo e da quantidade de pré-deformação no efeito BH, além da direção de sollicitação mecânica, sendo percebido o maior endurecimento por efeito *Bake Hardening* para o esforço de tração conduzido a na direção original de laminação da chapa, a 0° DL e para o menor valor de pré-deformação adotado (1,0% de deformação efetiva).

Palavras chave: aço BH 220, *bake hardening*, propriedades mecânicas e efeito BH.

ABSTRACT

The hardening of steel caused by the bake hardening effect depends on several variables, such as, the amount of pre-deformation used before the heat treatment, similar to the paint curing operation in the automotive industry, and the direction of mechanical solicitation (anisotropy). Considering these aspects, this work presents the study of the BH effect for the BH 220 steel after deformation made by two different modes of mechanical loading: tensile and shear for several values of pre-straining. The shearing tests were applied in a monotonic and a combined manner, i.e., the shearing tests were conducted at 0° RD (rolling direction) before the heat treatment followed by shearing at 90° RD and vice versa. The results indicated the influence of the mode and amount of pre-deformation on the BH effect, in addition to the mechanical stress direction, with a higher Bake Hardening effect for the tensile stress conducted in the original laminating direction of the plate, 0 ° DL and for the smaller pre-strain value adopted (1.0% effective deformation).

Keywords: BH 220 steel, mechanical properties, BH effect.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1	Mudanças nos aços laminados a frio para a indústria automobilística	22
Figura 2	Mecanismo de envelhecimento por deformação e aumento da resistência do material proveniente do efeito BH	25
Figura 3	Estágios do mecanismo de envelhecimento por deformação ..	28
Figura 4	Aumento fracionado da tensão de escoamento $\Delta\sigma/\sigma \times t^{2/3}$ para amostras de cristais simples temperados a partir de 700°C	29
Figura 5	Representação esquemática de um forno de recozimento em caixa	30
Figura 6	Ciclos de processamento de chapas finas para estampagem .	32
Figura 7	Efeito do tempo de envelhecimento no valor BH de um aço baixo carbono tratado por recozimento contínuo	34
Figura 8	Relação da variação do limite de escoamento e o tempo de envelhecimento	35
Figura 9	Processo de envelhecimento em um aço ultra baixo carbono .	36
Figura 10	Efeito da concentração de soluto intersticial de carbono no efeito BH	37
Figura 11	Relação entre o excesso de Ti e as propriedades mecânicas de um aço IF-Ti	39
Figura 12	Variação das propriedades mecânicas com o teor de Nb em excesso em um aço IF estabilizado ao Ti-Nb	40
Figura 13	Influência do manganês sobre o efeito BH	41
Figura 14	Efeito do tamanho de grão em propriedades mecânicas	43
Figura 15	Resposta do efeito BH devido as atmosferas de Cottrell e formação de precipitados em função de diferentes níveis de deformação a diferentes temperaturas de envelhecimento	44

Figura 16	Efeito da temperatura e dos níveis de pré deformação no valor BH	45
Figura 17	Efeito da pré deformação para os diferentes aços apresentados na Tabela 3	46
Figura 18	Relação entre o efeito BH e o nível de pré deformação	46
Figura 19	Variação da densidade de discordâncias em função do grau de pré deformação	49
Figura 20	Influência da pré deformação na densidade de discordâncias em um aço baixo carbono laminado a frio após tratamento a 170°C por 20 min	49
Figura 21	Efeito da direção de pré deformação no comportamento <i>Bake hardening</i>	51
Figura 22	Relação entre efeito BH e WB de partes do painel exterior da porta	53
Figura 23	Caracterização do material	54
Figura 24	Estudo do efeito BH	55
Figura 25	Microdurômetro Vickers	56
Figura 26	Lixadeiras (a) e Politrizes (b) Arotec	56
Figura 27	Equipamento utilizado para análise química do aço BH 220 ...	58
Figura 28	Difratômetro de Raios-X	59
Figura 29	Microscópio óptico Fortel	59
Figura 30	Forno utilizado para tratamento térmico - Mufla Magnus	60
Figura 31	Esquema de cálculo do efeito BH e WH de um aço pré-deformado de 2%	61
Figura 32	Corpo de prova de amostras retiradas a 0° (a) e 90° (b) da direção de laminação	62
Figura 33	Cisalhamento combinado amostra a 90° da DL	64
Figura 34	Cisalhamento combinado amostra a 0° da DL	64
Figura 35	Curva tensão-deformação convencional para o aço BH 220 no estado inicial	66

Figura 36	Curva tensão-deformação cisalhante para o aço BH 220 no estado inicial	66
Figura 37	Imagem da microestrutura do aço BH220 no estado inicial	67
Figura 38	Difratograma aço BH220 como recebido	68
Figura 39	Curvas tensão-deformação efetiva em tração para diferentes valores	70
Figura 40	Curvas Endurecimento Aço BH 220 em função da deformação efetiva (%) para os ensaios de tração sob diferentes valores de pré-deformação - (a) 0°DL e b) 90°DL ...	71
Figura 41	Curvas tensão-deformação efetiva em cisalhamento para diferentes	74
Figura 42	Gráficos do efeito BH em cisalhamento para diferentes valores de pré-deformação: a) 0°DL e b) 90°DL	76
Figura 43	Gráficos do efeito BH em cisalhamento combinado para diferentes valores	78

LISTA DE TABELAS

Tabela 1	Composição química de aços <i>Bake hardening</i>	24
Tabela 2	Propriedades mecânicas de aços <i>Bake hardening</i>	24
Tabela 3	Propriedades dos dados usados na criação do modelo	45
Tabela 4	Densidade de discordâncias de um aço B180 usando o modelo de Bergström	47
Tabela 5	Resposta ao efeito BH para amostras pré deformadas em diferentes orientações em relação a direção de laminação ...	52
Tabela 6	Composição química do aço BH 220v.....	58
Tabela 7	Dureza Vickers (HV) aço BH 220 como recebido	65
Tabela 8	Principais propriedades mecânicas do aço BH 220 no estado como recebido	65
Tabela 9	Parcelas Médias BHtotal, WH, BH	69
Tabela 10	Parcelas Médias BHtotal, WH, BH – Cisalhamento 0° (a) e 90° (b)	77
Tabela 11	Parcelas Efeito BH total para diferentes deformações a 90°/0° (a) e 0°/90° (b) DL	79

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

A – taxa de aquecimento

ASTM – *American Society for Testing and Materials*

AHSS – Aços avançados de alta resistência (*Advanced High Strength Steels*)

ARBL – Aços de alta resistência e baixa liga

AU – Alongamento Uniforme

BH – Aços endurecíveis pela cura da pintura (*Bake Hardening*)

C – Celsius

CG – Aço Dual Phase com granulação grosseira

CP – Complex phase

DEMAT - Departamento de Engenharia de Materiais

DL – Direção original de laminação

DP – Dual phase

Dt – Coeficiente de difusão de carbono na ferrita para um determinado tempo de envelhecimento

e – espessura (mm)

F – Força (N)

FG – Aço Dual Phase com granulação fina

FG-DP + B – Aço Dual Phase com granulação fina e bainita

HHE – Elevada expansão de vazios (*High hole expansion*)

HSLA – Aço de alta resistência baixa liga (*High-strength low-alloy steel*)

HSS – Aços de alta resistência (*High-strength steel*)

IF – Aços livres de interstícios (*interstitial free*)

IF-AR – Aços livres de interstícios de alta resistência

L – Comprimento (mm)

L_1 – Tensão de fluxo após a pré-deformação

L_2 – Tensão limite de escoamento do material (L_e)

L_3 – Tensão limite de escoamento após o tratamento térmico

LC – Aços baixo carbono (*Low Carbon*)

Le – Limite de Escoamento

L-IP – Aços leves com plasticidade induzida (*Lightweight steels with induced plasticity*)

LR – Limite de Resistência em Tração

ΔL – Deslocamento vertical da amostra de cisalhamento (mm)

MET – Microscopia eletrônica de transmissão

MS – Totalmente martensítico

n – expoente de encruamento

R – Nova taxa de resfriamento

r – coeficiente de anisotropia

R_r – Taxa de resfriamento rápido

s – Segundos

SSS – Endurecido em solução sólida

T – Temperatura de encharque

t – Tempo de encharque

T_e – Temperatura de envelhecimento

TRIP – Deformação plástica induzida por plasticidade (Deformation Induced Plasticity)

TWIP – Maclação induzida por plasticidade (*Twinning induced plasticity*)

WH – Encruamento (*Work-hardening*)

ΔX – Largura efetiva de cisalhamento (mm)

LISTA DE SÍMBOLOS

ε – Deformação

σ – Tensão

$Ti_4C_2S_2$ – Carbosulfeto de titânio

τ – Tensão cisalhante

γ – Deformação cisalhante

σ_{efet} – Tensão efetiva

$\varepsilon_{\text{efet}}$ – Deformação efetiva

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	18
2 OBJETIVOS	19
2.1 Objetivo Geral	19
2.2 Objetivos Específicos	19
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	20
3.1 Aços para a Indústria Automobilística	20
3.2 Aços BH e Efeito <i>Bake Hardening</i>	23
3.2.1 Obtenção dos Aços BH	30
3.3 Variáveis do efeito BH	33
3.3.1 Efeito do tempo e da Temperatura de Envelhecimento	33
3.3.2 Efeito da Composição Química.....	36
3.3.3 Efeitos do tamanho de grão	42
3.3.4 Efeito da Pré-deformação e da Densidade de Discordâncias	43
3.3.5 Efeito da Rota de Processamento.....	50
4 MATERIAL E MÉTODOS	54
4.1 Material.....	54
4.2 Procedimento experimental.....	55
4.2.1 Caracterização Mecânica e Equipamentos	55
4.2.2 Caracterização Química.....	58
4.2.3 Caracterização Estrutural.....	58
4.3 Tratamento Térmico	60
4.4 Estudo do efeito BH	60
4.4.1 Processamento por Tração	62

4.4.2 Processamento por Cisalhamento Simples.....	62
4.4.3 Processamento por Cisalhamento Combinado	63
5 RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	65
5.1 Caracterização Mecânica	65
5.2 Caracterização Estrutural.....	67
5.3 Estudo do efeito BH	68
5.3.1 Tração e o efeito BH	68
5.3.2 Cisalhamento Simples e o efeito BH.....	73
5.3.3 Cisalhamento Combinado e o efeito BH	77
6 CONCLUSÕES	80
REFERÊNCIAS.....	82

1 INTRODUÇÃO

O comportamento mecânico dos materiais metálicos depende de diversas variáveis, como a condição inicial do material, o arranjo estrutural, as condições de sollicitação mecânicas impostas ao mesmo, o valor e as mudanças da taxa de deformação, além da temperatura de trabalho e do atrito. Neste aspecto, o estudo da evolução do encruamento em função do modo e da quantidade de deformação plástica constitui uma das análises de extrema importância para a determinação do comportamento mecânico de diversos tipos de materiais quando em operações reais de fabricação.

No entanto, para um controle adequado de todas essas variáveis, é necessário um estudo detalhado, considerando abordagens que levem em consideração, por exemplo, as mudanças estruturais que os materiais podem experimentar em função das condições de sollicitação termomecânica impostas aos mesmos, associando essas respostas não só com a evolução do encruamento, mas de outros mecanismos de endurecimento como é o caso do aumento da resistência mecânica promovido pelo efeito *Bake Hardening*.

Nesta situação, cita-se um modo simples de promover o endurecimento adicional de um material a partir da combinação de deformação plástica com a execução de tratamentos térmicos com uso dos aços *Bake Hardening*, sendo comum a utilização da técnica do ensaio de tração para mensurar o aumento da resistência mecânica obtida após o tratamento térmico, o qual depende, dentre outras variáveis, da quantidade de deformação prévia aplicada ao material.

Considerando essas abordagens, esse trabalho apresenta o estudo da influência do modo de deformação plástica no endurecimento do aço *Bake Hardening* 220 após combinações de deformações plásticas por tração e cisalhamento, de modo monotônico e combinado em relação à direção de sollicitação mecânica.

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivo Geral

Analisar o comportamento mecânico do aço BH 220 em diferentes condições, envolvendo a aplicação dos esforços de tração e de cisalhamento, sendo a deformação plástica aplicada a 0° e a 90° da direção de laminação, DL, de modo isolado (para a tração e cisalhamento) ou combinado (cisalhamento conduzido a 0° acompanhado por cisalhamento a 90° e cisalhamento realizado a 90° acompanhado por cisalhamento a 0°) acompanhado por aquecimento a 180°C durante 20 minutos com posterior resfriamento ao ar e em seguida, nova deformação plástica em tração e cisalhamento.

2.2 Objetivos Específicos

- Avaliar a influência da quantidade de pré-deformação efetiva em tração e em cisalhamento no efeito BH do aço BH 220 sendo de 1%, 2%, 3% e 4% para o esforço de tração (a 0° e a 90° DL) e de 1,20%, 2,25%, 3,20% e 4,25% a 0°DL e de 1,21%, 2,09%, 3,10% e 4,08% a 90° DL para o esforço de cisalhamento.
- Investigar, para as mesmas condições de processamento, a influência da direção de sollicitação mecânica, 0°DL e 90°DL no efeito BH do aço BH 220;
- Estudar o efeito do modo e da sequência de aplicação do modo de sollicitação mecânica, tração e cisalhamento, na magnitude do efeito BH para um mesmo valor de deformação plástica e direção de sollicitação mecânica.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Neste item do trabalho serão apresentados informações gerais sobre aços destinados à indústria automobilística, a participação dos aços BH dentro deste contexto, as características do efeito *Bake Hardening* e suas variáveis, bem como as eventuais interferências da pré deformação e das rotas de processamento no endurecimento desses materiais, objetivando um embasamento teórico para a pesquisa desenvolvida neste trabalho.

3.1 Aços para a Indústria Automobilística

A indústria automobilística e sua crescente busca por melhores combinações de propriedades nos aços e, conseqüente, superior desempenho do corpo automotivo, tem motivado estudos em torno destes materiais nas últimas décadas. De modo geral, pode-se afirmar que os aços compõem aproximadamente 70% da massa total de um automóvel e são responsáveis pela alta performance, baixo peso e segurança de um veículo. Materiais de alta resistência mecânica são requeridos para permitir o aumento da segurança dos passageiros além de atender as exigências em relação às normas e legislações vigentes (WENG, DONG, GANG, 2011; DAVIES, 2012; SETH, Prem Prakash, DAS, A., BAR, H.N., SIVAPRASAD, S., BASU, A., DUTTA, K, 2015).

No ano de 2015 foi relatada a existência de aproximadamente 30 categorias de aços destinados à indústria automobilística, dentre os quais: os aços com transformação martensítica induzida por deformação plástica (*Transformation Induced Plasticity – TRIP*), os livres de interstícios (*Interstitial Free – IF*), os de fases complexas (*Complex phase – CP*), os bifásicos (*Dual phase – DP*), os martensíticos (*Martensitic steels – MS*), os endurecíveis pela cura da pintura (*Bake Hardening– BH*) e os aços de alta resistência e baixa liga (*High Strength Low Alloy - HSLA*) (WENG, DONG, GANG, 2011; BHATTACHARYA, 2014; SETH, Prem Prakash, DAS, A., BAR, H.N.,

SIVAPRASAD, S., BASU, A., DUTTA, K, 2015). Todos estes materiais são aplicáveis na fabricação de automóveis e são encontrados nas carrocerias, motores, chassis, sistemas de transmissão e peças de suspensão, sendo importantes para o desenvolvimento do setor siderúrgico e seus produtos. Em geral, estes aços apresentam diferentes combinações de alta resistência mecânica para o peso proporcional do veículo e boa conformabilidade, conciliando, assim, resistência mecânica e ductilidade (PERELOMA, Elena, BELADI, Hossein, ZHANG, Laichang, TIMOKHINA, Ilana , 2012).

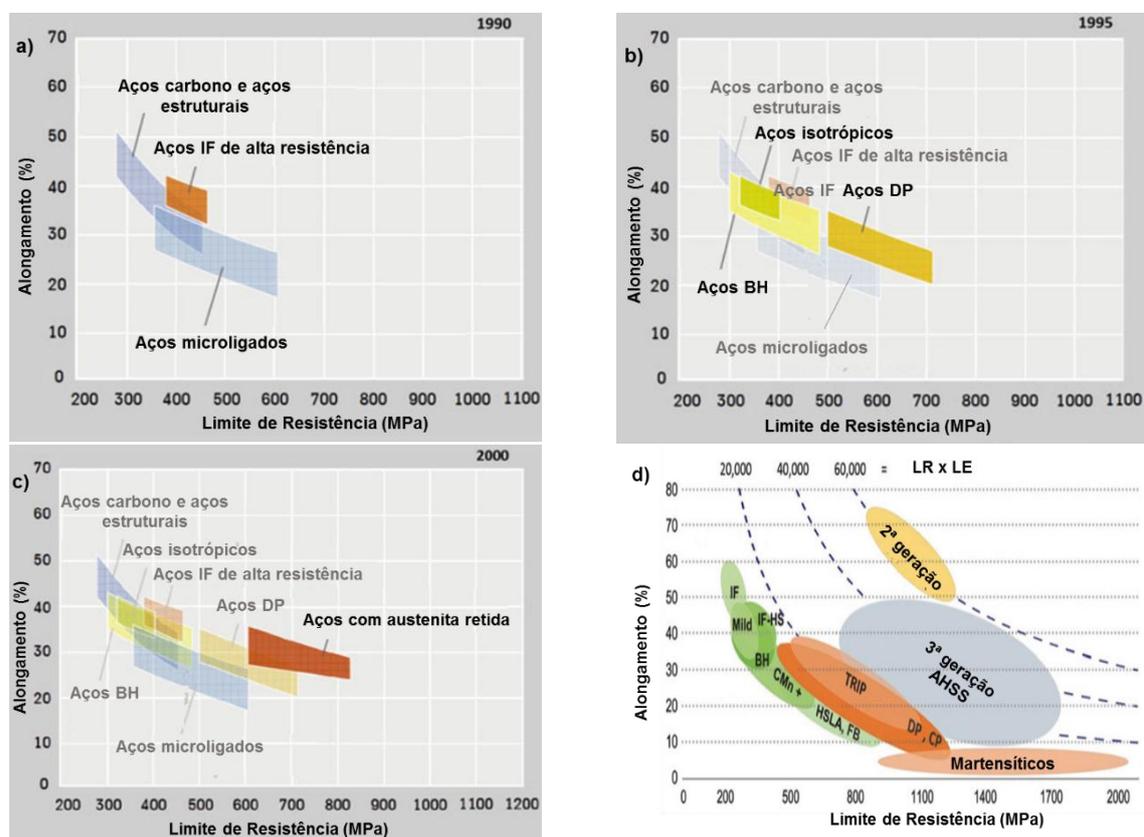
Demandas crescentes de chapas finas que permitam alteração do formato, *design* e projetos de fabricação dos veículos, levou a um crescimento nas exigências com relação à estampabilidade a que são submetidas às chapas para fabricação de carrocerias de automóveis. A necessidade do aumento da eficiência energética e do atendimento das exigências por redução do nível de emissão de poluentes ocasionou o aparecimento de estudos visando a redução do peso dos veículos (BHATTACHARYA, 2014). Em consequência às exigências do mercado, no final da década de 90, pesquisadores focaram seus estudos nos aços IF e BH e, a partir dos anos 2000, expandiram para o estudo de aços bifásicos e TRIP, dando início às pesquisas da terceira geração de chapas de aço (WENG WENG, Yuqing.; DONG, Han.; GANG, Young, 2011). Na Figura 1 apresentada evolução da resistência mecânica de chapas de aço destinadas ao setor automobilístico.

Segundo o projeto da ULSAB (*Ultra-Light Steel Auto Body*), que buscou explorar oportunidades para a redução de peso dos veículos usando componentes fabricados com aços de alta resistência, seria possível construir um corpo automotivo com 90% de aços de alta resistência (HSS) reduzindo em até 25% o peso do veículo, além de obter uma redução de 14% nos custos de fabricação além de um aumento da resistência à torção e à flexão em torno de 80% e 52%, respectivamente. Em uma atualização deste projeto, foi proposta a fabricação de um corpo automotivo com a utilização de 100% de aços de alta resistência (HSS), sendo 80% desses do grupo

dos aços avançados de alta resistência (AHSS) (BERGER, Lutz; LESEMAN, Micha; SAHR, Christian, 2009).

Diante da gama de materiais disponíveis, o desafio da indústria automobilística é combinar, tanto quanto possível, algumas propriedades em um único aço, que sejam capazes de conferir ao produto final boas condições de segurança ao passageiro, diminuição do consumo de combustível mediante a redução do peso do veículo e, preferivelmente, sem aumento nos custos de produção. (CHAKRABORTY, ADHIKARY, VENUGOPALAN, SINGH, NANDA, KUMAR, 2016).

Figura 1: Mudanças nos aços laminados a frio para a indústria automobilística



a) Em 1990, b) em 1995, c) em 2000 e d) diagrama $\sigma \times \epsilon$ para os diversos tipos de aços conformáveis.

Fonte: SEBALD, 2008; MATLOCK e SPEER, 2006 (Adaptado).

3.2 Aços BH e Efeito *Bake Hardening*

Aços *Bake Hardening* correspondem a um grupo de aços destinados ao setor automobilístico conhecidos por apresentarem alta resistência mecânica em relação ao peso do veículo e ainda boa formabilidade. Em geral, são usados na fabricação de membros externos do corpo automotivo como painéis, portas, pilares dentre outros (DAS, Anindya, TARAFDER, Soumitro, SIVAPRASAD, S., CHAAKRABARTI, Debalay, 2015; CHAKRABORTY, ADHIKARY, VENUGOPALAN, SINGH, NANDA, KUMAR, 2016). A nomenclatura *Bake Hardening*, ou endurecíveis pela cura da pintura, como são conhecidos esses materiais em uma tradução mais aproximada, é uma menção ao tratamento aplicado ao material durante a fabricação de componentes automotivos (CHEN, SU, ZHAO, KUAI, LI, LIU, 2013). Os aços BH são obtidos e tratados de forma que ocorra uma elevação no limite de escoamento durante o tratamento térmico à baixa temperatura, permitindo alcançar maiores níveis de resistência mecânica para o produto final, com um desempenho constante no que se refere à estampabilidade.

Constituídos por ferrita e com uma concentração de carbono em solução sólida em torno de 25 ppm, os aços BH têm seu aumento na resistência mecânica em consequência do fenômeno de envelhecimento por deformação, proveniente da presença de solutos intersticiais de carbono e/ou nitrogênio formando atmosferas de Cottrell e precipitação de carbonetos (BHADESHIA, Harry; HONEYCOMBE, Rober, 2008; KUANG, C.; WANG, J.; LI, J.; ZHANG, S.; LIU, H.; YANG, H., 2015a). Na Tabela 1 são apresentadas composições químicas típicas de algumas classes de aços *Bake hardening* de acordo com a norma ASTM 1008, sendo classificados de acordo com seu limite de escoamento.

Tabela 1: Composição química de aços *Bake hardening*.

Grau	%C máx.	%Mn máx.	%P máx.	%S máx.
BH 180	0,12	1,5	1,2	0,030
BH 210				

Fonte: ASTM 1008.

Os aços BH, geralmente apresentam limite de escoamento em torno de 230 MPa, limite de resistência de 365 MPa, alongamento total de 39%, coeficiente de anisotropia r igual a 1,8 e coeficiente de encruamento n igual a 0,20. Posteriormente ao tratamento de envelhecimento, estes materiais são capazes de aumentar sua resistência mecânica em até 40 MPa. A ductilidade do material somente é afetada após a conformação da peça e o tratamento de envelhecimento (GORNI, 2010). Na Tabela 2 são apresentadas propriedades mecânicas de aços BH baseados na norma ABNT NBR 5915-4.

Tabela 2: Propriedades mecânicas de aços *Bake hardening*.

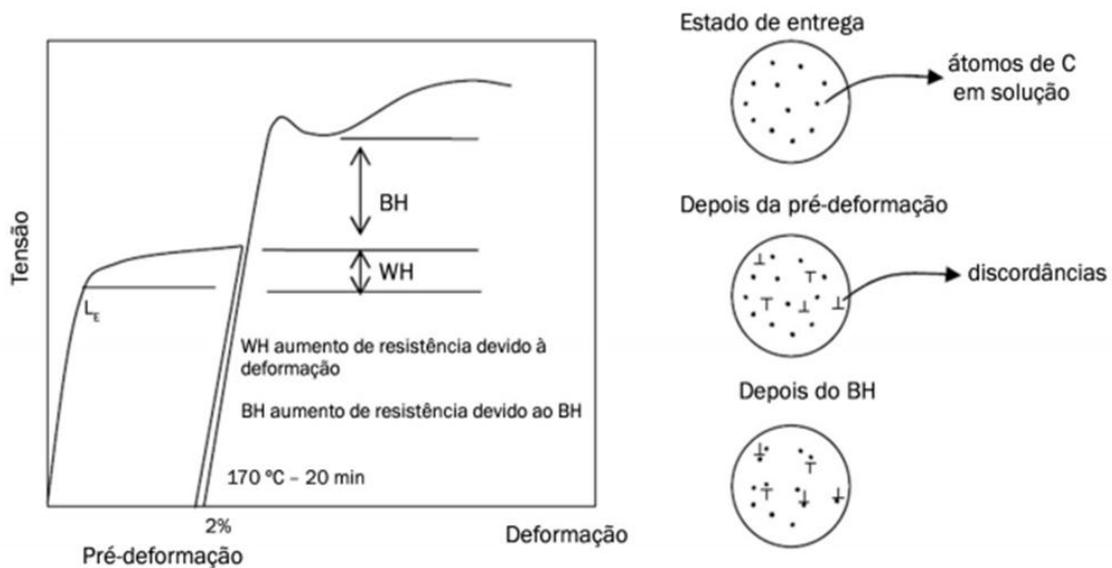
Grau	LE (MPa)	LR (MPa)	AT %		r mín.		n mín.	BH (MPa) 2% ϵ . após estufa (mín)
			Espessura $\leq 0,7$ mm		r_{90}	r_m		
			$L_0 = 50$ mm	$L_0 = 80$ mm				
BH 180	180-240	300-380	34	32	-	1,5	0,17	33
BH 210	210-270	320-400	33	31	-	1,4	0,16	33
BH 240	240-320	340 mín.	32	30	-	1,2	0,16	33
BH 270	270-330	360 mín.	30	28	1,2	-	0,15	33
BH 300	300-360	390 mín.	28	26	1,1	-	0,14	33
BH 340	340-420	410 – 530	24	22	1,0	-	0,13	33

LE – Limite de escoamento; LR – Limite de resistência à tração; AT - Alongamento total; r – Coeficiente de anisotropia, n – Expoente de encruamento.

Fonte: ABNT NBR 5915-4.

O efeito BH é proveniente do fenômeno de envelhecimento causado pela difusão de átomos intersticiais em solução sólida em direção às discordâncias móveis formando atmosferas de Cottrell. Devido à presença desta nuvem atômica, a movimentação das discordâncias é prejudicada e em decorrência disto, o limite de escoamento é aumentado. Outro fator resultante do tratamento BH em períodos maiores de recozimento é a formação de pequenos carbonetos (RAMAZANI, BRUEHL, GERBER, BLECK, PRAHL, 2014). A Figura 2 apresenta uma ilustração esquemática do mecanismo de envelhecimento por deformação e o método de medida do aumento de resistência mecânica de um material devido ao efeito BH.

Figura 2: Mecanismo de envelhecimento por deformação e aumento da resistência do material proveniente do efeito BH.



Fonte: KANTOVISCKI, 2000 (Adaptado).

Conforme ilustrado na Figura 2, acontece um aumento da resistência mecânica devido ao encruamento, a parcela *working-hardening* (WH) ou encruamento. Posteriormente, um novo ganho de resistência mecânica é obtido após a ocorrência

do efeito *bake hardening* durante o processo de pintura o qual acontece geralmente a uma temperatura de 170°C (LORA, 2009), sendo essa segunda etapa denominada de parcela *bake-hardening* (BH). A soma destas duas parcelas refere-se ao endurecimento total alcançado por um aço *Bake Hardening*, o efeito BH total.

Portanto, o valor BH pode ser descrito como duas partes (Equação 1):

$$BH_{\text{total}} = WH + BH \quad (1)$$

onde, WH é o ganho de resistência mecânica devido a formação de atmosferas de Cottrell, BH é o aumento de resistência mecânica proveniente da precipitação de carbonetos durante o recozimento e BH_{total} é somatória destas duas parcelas, chamado de efeito BH total (KUANG, C.; WANG, J.; LI, J.; ZHANG, S.; LIU, H.; YANG, H., 2015b).

O aumento da parcela BH se dá devido ao envelhecimento controlado, segundo Lemos (2011), trata-se de um processo estático que tem a finalidade de aumentar o limite de escoamento de um material, o mesmo também pode ocorrer à temperatura ambiente, de forma mais lenta. De acordo com Lora (2009), controlando a quantidade de soluto de carbono, pode-se aperfeiçoar o endurecimento de um material durante o tratamento térmico que ocorre durante a pintura do mesmo.

Segundo Monteiro (2012), algumas condições devem ocorrer simultaneamente para que o mecanismo de envelhecimento por deformação ocorra:

- i. O material deve conter discordâncias móveis (usualmente introduzidas pelo trabalho a frio);
- ii. Átomos de carbono devem estar presentes na ferrita como soluto;
- iii. O soluto deve ser capaz de mover-se a temperatura de envelhecimento;

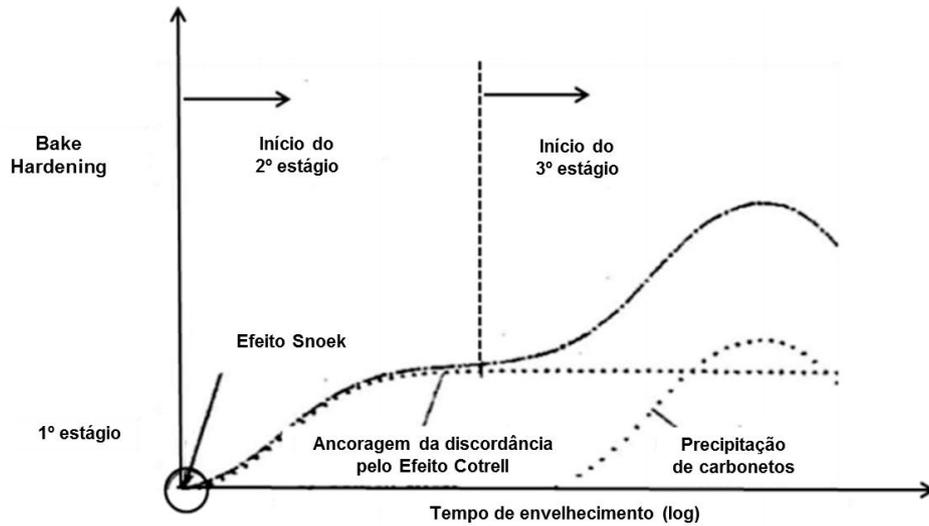
- iv. O processo de recuperação das discordâncias deve ser lento o suficiente para evitar que ocorra um significativo amolecimento do material.

Wüebbels, Matlock e Speer (2002) dividiram o complexo mecanismo de envelhecimento por deformação em três estágios:

- i) Snoek rearranjado e ordenado;
- ii) formação de atmosferas de Cottrell;
- iii) precipitação de carbonetos coerentes, conforme ilustrado na Figura 3.

De acordo com Exebio (2002), ao considerar uma estrutura cristalina cúbica de corpo centrado, CCC, a concentração de átomos intersticiais é baixa o suficiente para manter a interação entre intersticiais pequenos. Neste caso, três tipos de intersticiais existem, correspondentes as três direções de uma célula cúbica. Caso nenhuma tensão seja aplicada, os três sítios intersticiais serão ocupados pela mesma fração de átomos, por outro lado, havendo aplicação de tensão, a energia de interação entre tensão e átomos intersticiais dependerá do tipo de sítio ocupado. A temperatura em que os átomos são capazes de se difundir e a tensão aplicada poderão causar uma redistribuição da população de solutos intersticiais para os diferentes sítios da rede. Como resultado ocorrerá um aumento na concentração de átomos nos sítios de menor energia e redução naqueles de maior energia. Redistribuição semelhante ocorre nas regiões de tensão de uma discordância. Por este mecanismo, a energia do sistema é diminuída e, portanto a discordância é ancorada. Este processo é conhecido como efeito Snoek. Apenas uma pequena quantidade de átomos intersticiais participam do processo de rearranjo de Snoek, sendo o tempo necessário para a reorganização menor que o tempo requerido para um salto intersticial normal, tornando-o imensurável. Verifica-se na Figura 3 neste estágio um rápido aumento no limite superior de escoamento, porém não altera o limite de resistência à tração (FARÍAS, 2006).

Figura 3: Estágios do mecanismo de envelhecimento por deformação



Fonte: FARÍAS, 2006.

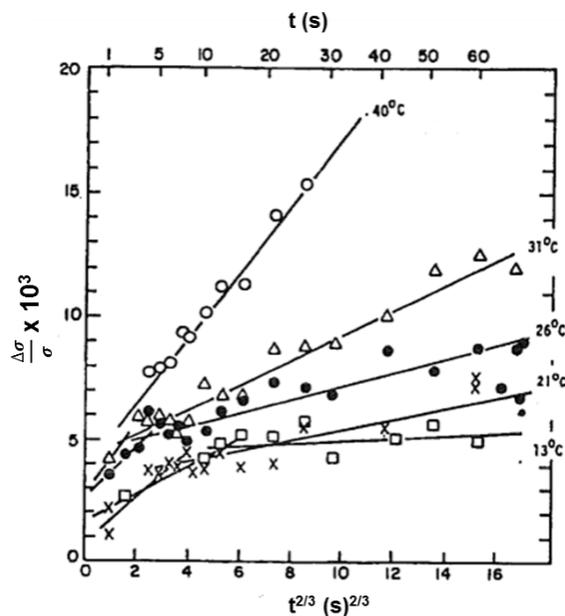
O segundo estágio é caracterizado pela formação das atmosferas de Cottrell de longo alcance decorrente da difusão de solutos intersticiais provenientes de fora da região tensionada. Esta etapa ocorre de forma mais lenta e é o mecanismo responsável pela magnitude da resposta do efeito *Bake Hardening* (LINDQVIST, 2013). Cottrell e Bilby (1949) analisaram a cinética de formação das atmosferas de carbono em torno de discordâncias produzidas pela deformação aplicada, baseando-se no pressuposto de que o único fenômeno importante seria a força que impulsiona e direciona os átomos, provocando a atração dos átomos de soluto para o núcleo da discordância. Esta força aumenta com a redução da energia de dilatação de um átomo de carbono em sítios próximos ao campo de tensão de uma discordância em cunha, indicando que uma força restritiva à movimentação das linhas de discordâncias seria similar à força que existiria próxima a uma discordância em hélice. O modelo de Cottrell apenas descreve a mudança dos átomos de carbono em solução em sua maior parte, devido à movimentação das discordâncias. A Equação 2 é frequentemente usada para descrever mudanças de propriedades mecânicas e físicas durante o envelhecimento (EXEBIO, 2002). Uma observação importante é que o aumento no limite de escoamento provocado pelas atmosferas

de carbono é diretamente proporcional ao número de átomos intersticiais presentes em uma atmosfera e, inversamente proporcional à distância entre a discordância e o átomo de carbono (ZHAO e COOMAN, 2001; SAEL, 2006; MONTEIRO, 2012).

$$\frac{n_D}{n_0} = 1 - q = 1 - \exp\left(-\left(\frac{t}{\tau}\right)^{2/3}\right) \quad (2)$$

Onde n_D é o número de átomos segregados nas discordâncias, n_0 o número inicial de átomos intersticiais em solução, t o tempo e uma constante ζ dependente da temperatura. A Figura 4 revela que o aumento fracionado da tensão de escoamento em cristais de ferro ocorre em dois estágios sucessivos, representados por dois picos diferentes. O primeiro considerado relativo ao efeito Snoek e o segundo proveniente das atmosferas de Cottrell.

Figura 4: Aumento fracionado da tensão de escoamento $\Delta\sigma/\sigma \times t^{2/3}$ para amostras de cristais simples temperados a partir de 700°C.



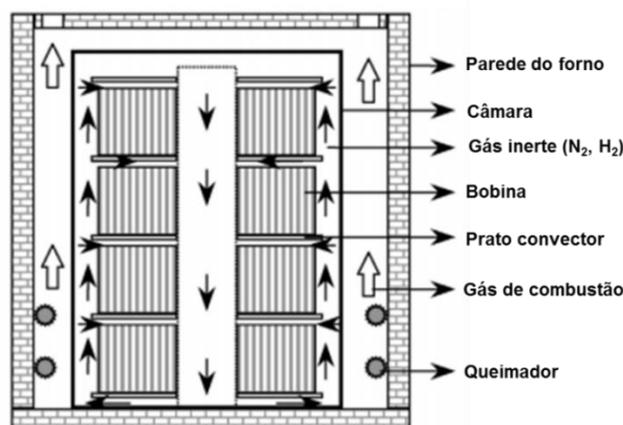
Fonte: EXEBIO, 2002.

3.2.1 Obtenção dos Aços BH

Após a etapa de laminação à frio, chapas de aço apresentam dureza elevada e baixa ductilidade, tornando-as impróprias para utilização em casos em que a conformação do material seja necessária, como embutimento e estiramento. Neste caso, é importante que estes materiais passem por um tratamento de recozimento, com o intuito de aliviar tensões, recuperar e recristalizar a microestrutura e adequar o tamanho de grão, tornando possível um processo de conformação posterior (MEIRA, 2006).

Basicamente, o processo de obtenção de aços BH consiste nas seguintes etapas: i) pré deformação de 2% a temperatura ambiente; ii) envelhecimento a 170°C por 20 minutos e iii) o material é ensaiado a partir do ensaio de tração a temperatura ambiente para avaliar as suas propriedades mecânicas. No caso de aços *Bake Hardening* laminados a frio com coeficiente de anisotropia r menor que 2,0, torna-se necessário o emprego de dois processos de recozimento, o recozimento em caixa e o recozimento contínuo (DEHGHANI e JONAS, 2000). A Figura 5 apresenta uma comparação entre os dois tipos de processos.

Figura 5: Representação esquemática de um forno de recozimento em caixa.



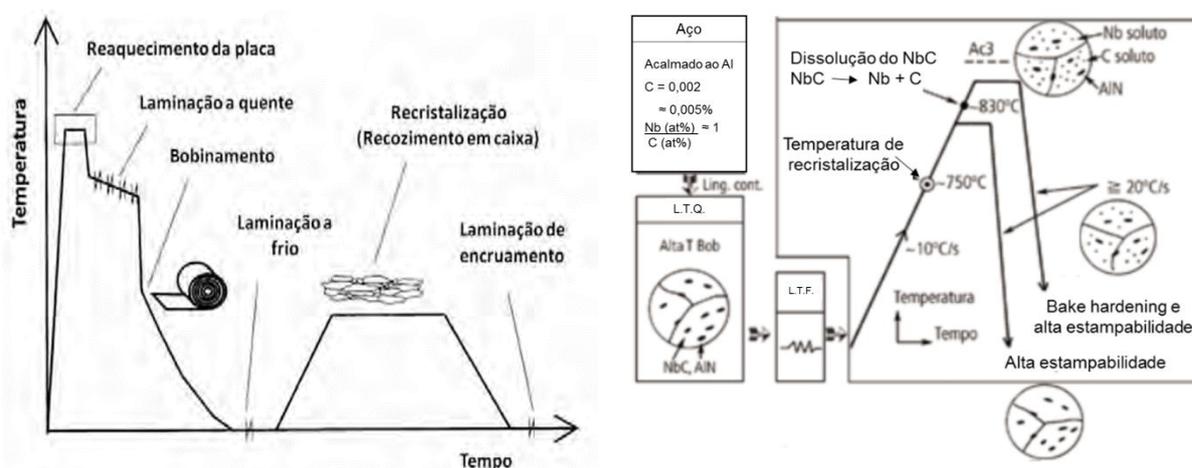
Fonte: SAHAY e KUMAR, 2002 (Adaptado).

O recozimento em caixa é utilizado para aços com teores de carbono entre 0,005 e 0,010% e consiste no empilhamento de 4 a 6 bobinas, pesando de 10 a 30 toneladas, sobre uma base convectiva. No interior da câmara protetora circula um gás inerte (N_2 , H_2), conforme ilustrado na Figura 5. A região externa da câmara é aquecida fazendo com que os extremos do interior e exterior da bobina sofram troca de calor por convecção, enquanto as camadas intermediárias são dependentes do processo de condução, que devido ao espaço existente entre as camadas do material, se torna mais lento. No recozimento em caixa, distintos ciclos térmicos ocorrem em diferentes regiões da bobina simultaneamente, resultando em um maior tempo de tratamento para que a homogeneização térmica da bobina seja alcançada (são realizados aquecimento e resfriamento a taxas de 50 a 150 K/h, e recozimento entre 600°C a 700°C de 5 a 15 horas). Embora o aumento do tempo de encharque resulte em uma redução nas variações microestruturais e das propriedades mecânicas, a produtividade do forno também é reduzida, por isso uma operação de recozimento em caixa em escala industrial requer uma otimização entre produtividade e qualidade do produto final (SAHAY e KUMAR, 2002).

Em um exemplo de um processo de recozimento contínuo aplicado a um aço de baixo teor de carbono (0,02 a 0,06%), acalmado ao alumínio, esse material é submetido ao aquecimento em temperaturas de bobinamento elevadas em um laminador de tiras a quente, coalescendo os carbonetos e estabilizando o nitrogênio na forma de AlN. A etapa de laminação a frio e recozimento subsequentes são responsáveis pela formação de uma orientação cristalográfica específica, ou seja, de uma textura cristalográfica, com orientação a [111], possuindo os produtos laminados valores de coeficiente de anisotropia r na faixa de 1,5 a 1,7. Neste caso, parte dos carbonetos são dissolvidos durante o aquecimento e encharque obtendo-se altos teores de carbono em solução. Na etapa de super-envelhecimento, o carbono será estabilizado em forma de Fe_3C (GORNI, 2010).

É possível perceber neste processo a obtenção de um produto mais homogêneo em termos de propriedades mecânicas de uma extremidade à outra da bobina. Este ciclo de processamento térmico é capaz de controlar a quantidade de soluto de carbono, ao contrário do recozimento em caixa, em que o controle do carbono precipitado durante o resfriamento lento e a proporção de soluto é mais difícil. No recozimento contínuo, as etapas mais importantes são as de aquecimento e encharque e a etapa de resfriamento. A quantidade de carbono na solução e o tamanho de grão final do aço são determinados pela temperatura e pelo tempo em que a tira permanece no forno e a severidade do resfriamento. Por se tratar de um processo mais rápido em relação ao recozimento em caixa, o recozimento contínuo produz um aço de granulação mais fina, sendo mais adequado para a fabricação deste tipo de laminado, contudo, o investimento necessário para instalação desta linha é elevado (MOREIRA, 2012). A Figura 6 apresenta os diferentes ciclos de recozimento utilizados na obtenção de aços *bake hardening*, em caixa (Figura 6a) e contínuo (Figura 6b).

Figura 6: Ciclos de processamento de chapas finas para estampagem.



(a) Recozimento em caixa

(b) Recozimento contínuo.

Fonte: MONTEIRO, 2012; GORNI, 2010.

3.3 Variáveis do efeito BH

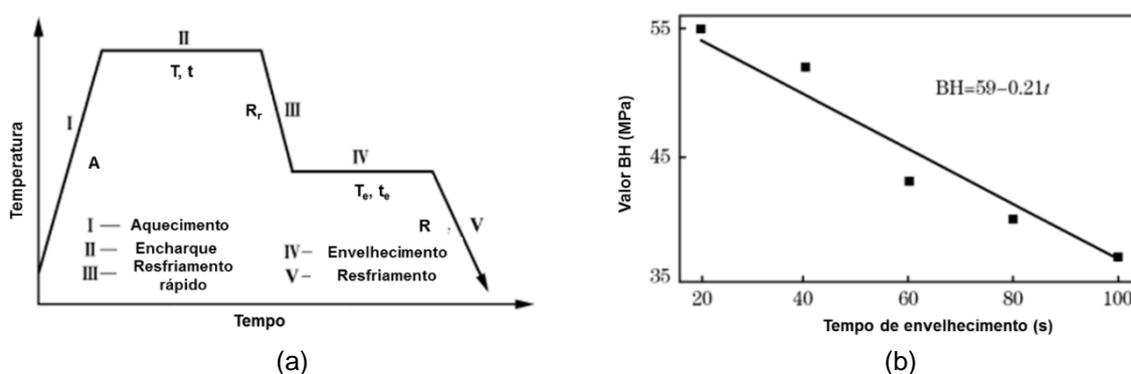
O mecanismo de endurecimento *Bake hardening* provém de uma difusão controlada e é resultante da migração de átomos de carbono e nitrogênio em solução na rede. Este processo de difusão é função do tempo e da temperatura de envelhecimento, da concentração de átomos de soluto presentes no material, do tamanho de grão, da densidade de discordâncias e dos níveis de pré deformação, e ainda outros fatores resultantes das variações microestruturais (BAKER, L. J.; DANIEL, S. R.; PARKER., 2002; DAS, Anindya, TARAFDER, Soumitro, SIVAPRASAD, S., CHAAKRABARTI, Debalay, 2015). O efeito combinado destes parâmetros resulta em um incremento no valor do limite de escoamento, denominado efeito BH. Neste tópico serão apresentadas as influências de cada uma destas variáveis no efeito *Bake hardening*.

3.3.1 Efeito do tempo e da Temperatura de Envelhecimento

Conforme visto na Figura 3, os três estágios do mecanismo de envelhecimento são regidos pelo tempo. Kuang, C.; Wang, J.; Li, J.; Zhang, S.; Liu, H.; Yang, H. (2015) investigaram os efeitos do tempo de envelhecimento no valor BH para aços baixo carbono recozidos nas seguintes condições: taxa de aquecimento (A) = 15°C/s, temperatura de encharque (T) = 660°C, tempo de encharque (t) = 10 – 60 s, taxa de resfriamento rápido (R_r) = 60°C/s, temperatura de envelhecimento (T_e) = 300°C, tempo de envelhecimento (t_e) e nova taxa de resfriamento (R) = 20°C/s. O ciclo de recozimento contínuo descrito é apresentado na Figura 7a. Verificou-se que a relação entre o valor BH e o tempo de envelhecimento é praticamente linear e um significativo decréscimo no valor BH ocorreu quando o tempo de envelhecimento aumentou de 20 para 100 s (Figura 7b). Fenômeno que pode ser justificado supondo que o tempo é longo o suficiente para que a difusão ocorra, resultando em uma diminuição no valor BH, já que um grande número de átomos de soluto difundem para regiões de contornos de grão e outros sítios de defeitos na rede.

De, A. K.; Vandeputte, S.; DE Cooman, B. C. (1999) propuseram a existência de um “tempo de incubação” de cerca de 30 minutos para que uma mudança considerável no limite de escoamento seja observado a uma baixa temperatura de recozimento, para este trabalho foram utilizadas as temperaturas de 170°C, 140°C, 100°C, 75°C e 50°C. Constatou-se que o aumento máximo no limite de escoamento no segundo estágio não depende da temperatura de envelhecimento, desde que seja considerado um nível de pré-deformação constante e o tempo de envelhecimento suficientemente longo (Figura 8a). No entanto, Baker, Daniel e Parker (2002) afirmaram que embora o primeiro estágio seja independente da pré deformação, o segundo estágio apresenta uma perda no aumento da resistência mecânica com o acréscimo da quantidade de pré deformação (Figura 8b). Na Figura 8 são apresentados os gráficos referentes a ambos os estudos e suas respectivas relações com o tempo de envelhecimento. Em um estudo posterior, De, A. K.; Vandeputte, S.; DE Cooman, B. C, 2001 constataram comportamento análogo aos encontrados em sua primeira pesquisa, De, A. K.; Vandeputte, S.; DE Cooman, B. C, 1999, (Figura 9a) examinaram o envelhecimento em termos da relação tempo-temperatura-transformação (Figura 9b).

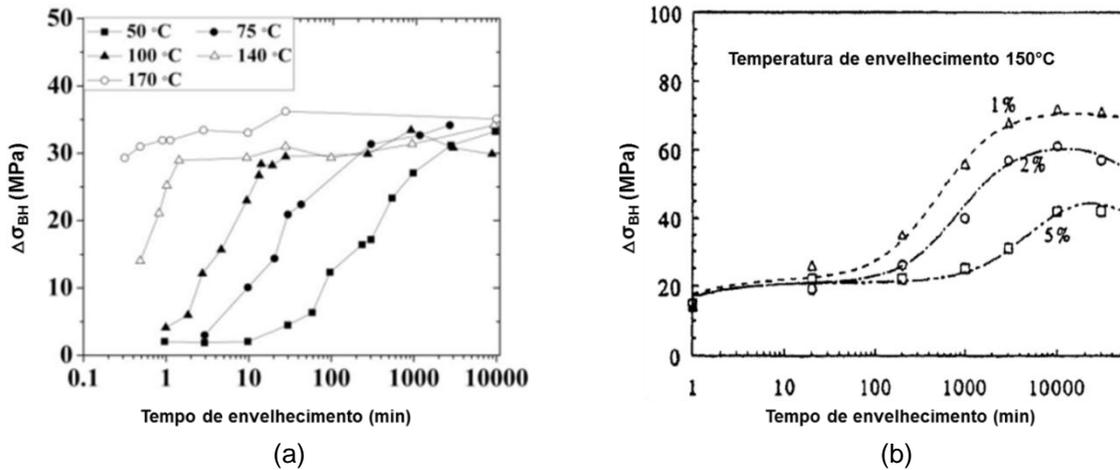
Figura 7: Efeito do tempo de envelhecimento no valor BH de um aço baixo carbono tratado por recozimento contínuo.



a) Ciclo de recozimento contínuo e b) efeito do tempo de envelhecimento no valor BH.

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

Figura 8: Relação da variação do limite de escoamento e o tempo de envelhecimento.

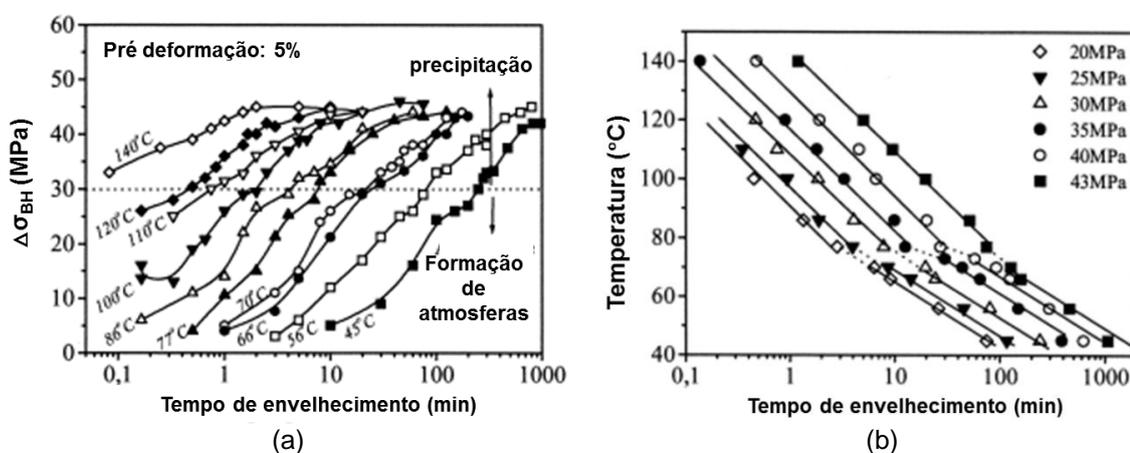


- a) Relação da variação do limite de escoamento com o tempo de envelhecimento para um nível de pré deformação constante e b) para diferentes níveis de pré deformação.

Fonte: DE et al., 1999; BAKER, DANIEL e PARKER, 2002 (Adaptado).

Em uma faixa de temperatura em que a recuperação da estrutura trabalhada a frio é mínima, a resistência mecânica aumenta assintoticamente com o tempo a uma temperatura constante, e exponencialmente com a temperatura considerando o tempo constante (DAS, 2012). Elsen e Hougardy (1993) verificaram em seus experimentos que um aço baixo carbono ($\sim 0,03\%$) apresenta diferentes níveis de valor BH para distintas temperaturas de envelhecimento. Foi encontrado que o segundo estágio a 180°C ocorre 20 minutos antes que para a temperatura de 150°C . Para baixas temperaturas de recozimento ($50 - 120^\circ\text{C}$), o primeiro estágio do mecanismo de envelhecimento tem dependência com o tempo. Por outro lado, para altas temperaturas ($>120^\circ\text{C}$), o primeiro estágio é concluído em um curto período de tempo.

Figura 9: Processo de envelhecimento em um aço ultra baixo carbono.



- a) Aumento do limite de escoamento $\Delta\sigma$ em função do tempo de envelhecimento e b) curvas de transformação isotérmica para o processo de deformação durante o envelhecimento.

3.3.2 Efeito da Composição Química

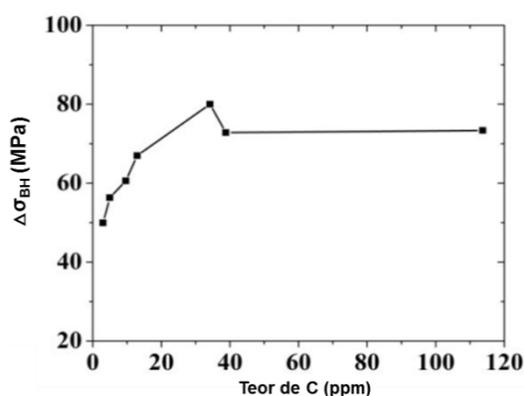
Uma preocupação importante para os fabricantes de aços que apresentam o efeito BH é a “vida útil” do material, ou seja, a habilidade do aço de resistir ao envelhecimento à temperatura ambiente durante seu armazenamento. A situação é que o aço deve possuir “vida útil” suficiente para suportar o período de transporte e estocagem sem que sofra envelhecimento e deterioração antes de sua utilização final. É esperado pelos fabricantes uma durabilidade de pelo menos três meses, e isso pode ser controlado predominantemente pela difusão dos elementos intersticiais (SETH, 2014).

Dentre os átomos intersticiais mais importantes estão o carbono e o nitrogênio, sendo este último causador de envelhecimento a temperatura ambiente e a consequente formação de bandas de Lüders (estrias), as quais não são aceitáveis em partes expostas do corpo automotivo. Portanto, este elemento deve ser eliminado para evitar o envelhecimento a temperatura ambiente, deixando com que o efeito BH seja controlado apenas pela quantidade de átomos de carbono (SETH, 2014).

O carbono, como elemento intersticial, é o principal responsável pelo aumento da resistência mecânica dos aços que experimentam o efeito BH. Fenômeno que ocorre durante o envelhecimento e tem a segregação dos átomos intersticiais para as discordâncias como resultados.

Quando o nível de solutos de carbono é muito baixo, o valor BH também é baixo. Por outro lado, quantidades excessivas de carbono na solução conduzem o envelhecimento para a temperatura ambiente. Isto ocorre porque, com o aumento de átomos de soluto de carbono no aço, mais soluto estará disponível para o ancoramento das discordâncias móveis e a formação de *clusters* (zonas GP) ocorrerá mais rapidamente. Com o propósito de ter susceptibilidade suficiente ao efeito BH, diferentes quantidades de soluto de carbono tem sido utilizadas por pesquisadores, de 5 a 15 ppm (DEHGHANI e JONAS, 2000). Ainda de acordo com Dehghani e Jonas (2000), um acréscimo no teor de carbono de 0 a 40 ppm aumenta o efeito BH de 80 para 150 MPa, entretanto, uma proporção maior que esta na quantidade de carbono não gera consequência na resposta ao efeito BH. Snick, Lips, Vandeputte, Cooman e Dilewijns (1998) apresentaram a relação do teor de carbono e sua interferência no valor BH de acordo com a Figura 10.

Figura 10: Efeito da concentração de soluto intersticial de carbono no efeito BH.



Fonte: SNICK et al., 1998 (Adaptado).

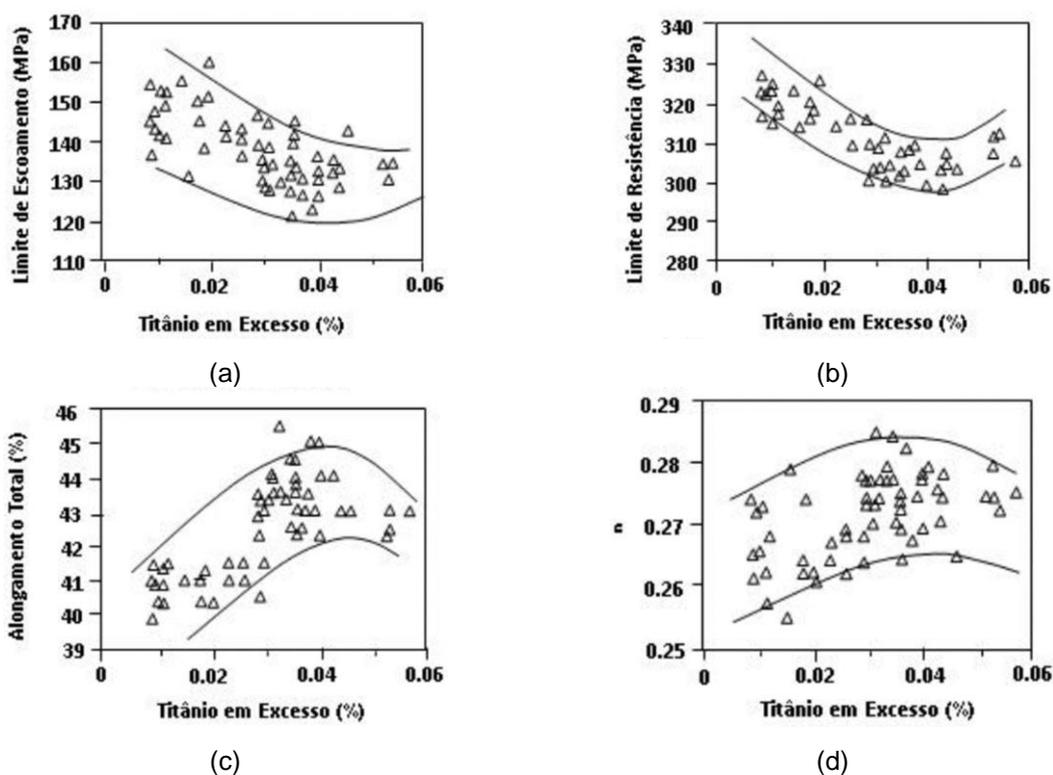
Aços que experimentam o efeito BH apresentam como vantagem a possibilidade de recozimento a uma temperatura relativamente baixa, entretanto, têm a desvantagem

de exibirem perdas de características mecânicas importantes em relação às propriedades típicas de aços livres de átomos intersticiais. Quando a concentração de elementos microligados é suficiente para garantir a formação de carbonetos a partir dos carbonos, ou seja, a quantidade de elementos de liga é maior que a estequiometria (quantidade de carbono disponível na liga), o efeito BH será melhorado pela dissolução controlada de carbonetos durante o aquecimento já que uma parte de carbono passa para a solução sólida, melhorando assim, as propriedades mecânicas.

Por outro lado, um aquecimento a temperaturas mais altas será necessário para que a dissolução de uma quantidade suficiente de carbonetos seja promovida. Quando a estequiometria é obedecida, as mesmas vantagens são alcançadas, entretanto, o efeito BH destes aços tende a ser reduzido, pois torna-se necessário uma produção metalúrgica que proporcione a reprodução exata da composição química especificada, além da correção dos parâmetros de processo (MONTEIRO, 2012).

Elementos de liga como Ti e Nb são de fundamental importância no desenvolvimento de aços com efeito BH, pois atuam como estabilizadores de solutos intersticiais, permitindo um desejável aumento no limite de escoamento ao realizar o tratamento *bake hardening* sem que a etapa de estampagem profunda, realizada anteriormente, seja afetada (CHEN, SU, ZHAO, KUAI, LI, LIU, 2013). Segundo Takahashi (2003), quando a quantidade de C e N adicionados na solução é maior que a estequiometria de Ti e Nb, eles serão capazes de impedir o desenvolvimento da textura cristalina requerida para o coeficiente de anisotropia r . Do contrário, quando a adição de C e N é menor que a estequiometria de Ti e Nb, uma quantidade adequada de átomos de carbono no produto final é obtida a partir da dissolução de partículas de carboneto durante o recozimento a altas temperaturas. O titânio é adicionado a liga com o propósito de combinar-se com N, S e C, formando facilmente TiN, TiS, antes do TiC (JÚNIOR, 2010). Na Figura 11 é apresentado o efeito do titânio em excesso nas propriedades mecânicas de aço IF com potencial para apresentar o efeito BH.

Figura 11: Relação entre o excesso de Ti e as propriedades mecânicas de um aço IF-Ti.

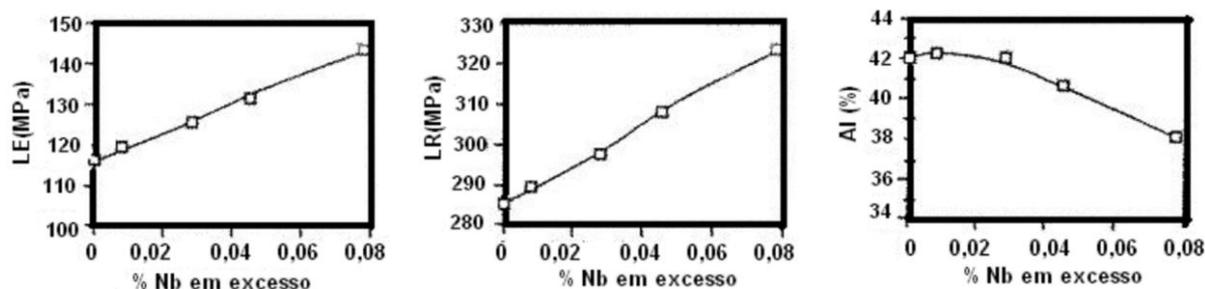


a) $\sigma_e \times Ti_{exc}$, b) $\sigma_r \times Ti_{exc}$, c) $AT \times Ti_{exc}$ e d) $n \times Ti_{exc}$.

Fonte: PRADHAN, 1994 (Adaptado).

Em relação ao nióbio, as variações nas propriedades mecânicas relacionadas a este elemento podem ser explicadas pelo endurecimento causado por solução sólida e também pelo refino de grão, conforme verificado na Figura 12. O efeito BH depende da concentração de carbono dissolvido e reduz com o aumento da razão Nb/C (MONTEIRO, 2012).

Figura 12: Variação das propriedades mecânicas com o teor de Nb em excesso em um aço IF estabilizado ao Ti-Nb



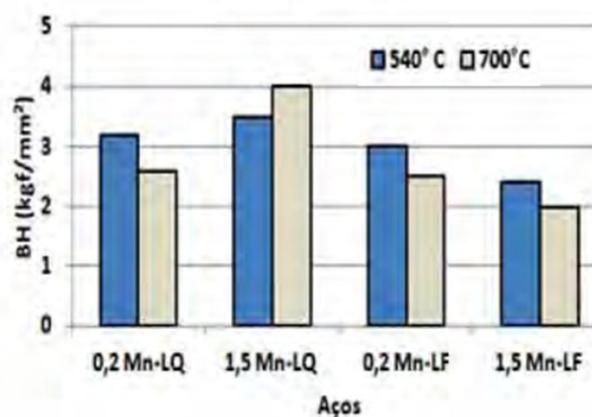
a) $\sigma_e \times Nb_{exc}$, b) $\sigma_r \times Nb_{exc}$ e c) $AT \times Nb_{exc}$.

Fonte: PRADHAN, 1994 (Adaptado).

O manganês também apresenta-se como um elemento de liga importante na obtenção de aços BH, pois reage com o enxofre formando sulfeto de manganês (MnS) provocando o excesso de titânio em um sistema típico parcialmente estabilizado de aço BH. O excesso de titânio diminui o valor BH devido a formação de carboneto de titânio (TiC) que diminui a quantidade de soluto de carbono. Além disso, o manganês também diminui o coeficiente de anisotropia r do aço (KIM, HAN e JIM, 2000). Os estudos de Kim, Han e Jim (2000) foram realizados comparando os efeitos do manganês sobre as propriedades mecânicas e índice BH de chapas de aço ultra baixo carbono considerando diferentes temperaturas de bobinamento. Segundo os autores, a redução no índice BH para o aço com 0,2%Mn é proveniente da formação de carbonetos de titânio provocados pelo aumento da temperatura de bobinamento (Figura 13).

No mesmo estudo, constatou-se ainda que a resistência à tração do aço laminado a quente aumenta com a adição de manganês, enquanto o limite de escoamento varia de acordo com a temperatura de bobinamento. Efeito justificado pela diferença no tamanho de grão ferrítico do aço com alto manganês, em condições distintas de bobinamento (KIM, HAN e JIM, 2000).

Figura 13: Influência do manganês sobre o efeito BH.



LQ – Laminado a quente; LF – Laminado a frio.

Fonte: KIM, HAN e JIM, 2000 (Adaptado).

Existem ainda outros elementos de liga capazes de influenciar na resposta ao efeito BH de um aço, no caso do silício, um aumento em seu teor é capaz de provocar um notável acréscimo na quantidade de carbono em solução sólida. O acréscimo no teor de silício é responsável ainda por retardar a precipitação de cementita, desequilibrar a solubilidade do carbono e, conseqüentemente, acelerar o crescimento de grãos durante o recozimento. Em geral, a presença de elementos de liga tende a produzir grãos mais finos, porém neste caso, o silício apresenta efeito contrário.

O fósforo aumenta o efeito BH por segregar para as regiões de contornos de grãos, que são locais preferenciais para a precipitação de carbono. Quanto menos átomos de carbono segregarem nos contornos de grão, melhor será a solubilidade de átomos de carbono na região intragranular, favorecendo o endurecimento, proporcionando maior ganho no limite de escoamento. Contudo, o teor de fósforo não deve ser maior que 0,1%, pois este elemento provoca fragilização por tensão induzida e problemas de soldagem (MONTEIRO, 2012). De acordo com Storozheva (2001), o enxofre proporciona um aumento no efeito BH por eliminar a

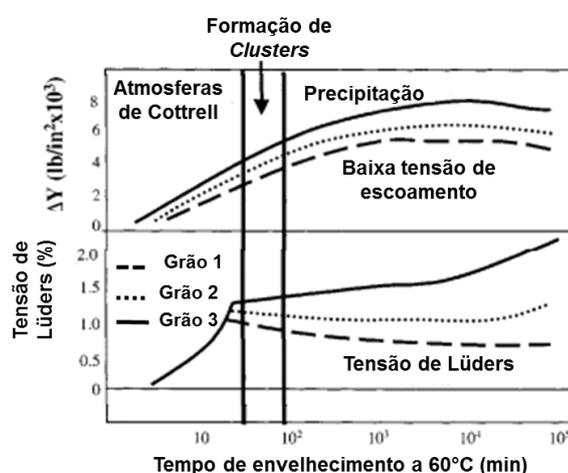
segregação de TiS e o crescimento de $Ti_4C_2S_2$ (carbosulfeto de titânio) insolúvel abaixo da temperatura convencional de recozimento.

3.3.3 Efeitos do tamanho de grão

O controle do tamanho de grão e também das regiões de contornos de grão são de fundamental importância para a estabilidade do processamento de aços *Bake hardening* e, por isso, requerem um controle apropriado. Uma variação no tamanho de grão é capaz de influenciar na distribuição de solutos de carbono entre o interior do grão e seu contorno, devido ao número de sítios de segregação presentes nos contornos de grão (EXEBIO, 2002). Segundo Kuang, C.; Wang, J.; Li, J.; Zhang, S.; Liu, H.; Yang, H. (2015b), o efeito do tamanho de grão no valor BH pode ser atribuído a dois fatores: i) a redução da quantidade de átomos de soluto de carbono, a qual pode ser explicada pelo fato de as regiões de contornos de grão serem preferenciais para a segregação de C e a difusão ocorrer a curtas distâncias para grãos finos e ii) o refinamento do grão induz a uma maior densidade de discordâncias móveis devido aos melhores sítios de nucleação de precipitados. Na Figura 14 é apresentada uma avaliação do efeito do tamanho de grão em diferentes propriedades mecânicas de um aço recozido a 200°C e pré deformado a 4% (BAKER, DANIEL e PARKER, 2002).

Alguns pesquisadores sugeriram que a temperatura ambiente, o carbono presente nas regiões de contornos de grão não contribuiria para o envelhecimento nestas condições por ocupar regiões de energia mais baixa. Entretanto, foi verificado que a difusão do carbono é possível a partir dos contornos de grão, contribuindo para o efeito BH (EXEBIO, 2002).

Figura 14: Efeito do tamanho de grão em propriedades mecânicas.



Grão 1: 50 grãos/mm²; Grão 2: 195 grãos/mm²; Grão 3: 1850 grãos/mm².
 Fonte: BAKER, DANIEL e PARKER, 2002 (Adaptado).

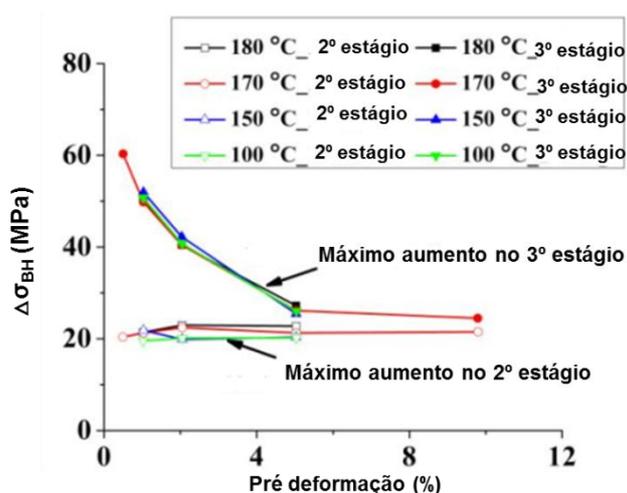
3.3.4 Efeito da Pré-deformação e da Densidade de Discordâncias

A etapa de deformação a frio é essencialmente um processo de pré deformação no qual novas discordâncias são produzidas. Durante o processo de recozimento as discordâncias são ancoradas pelos átomos intersticiais formando atmosferas de Cottrell. Este fenômeno é responsável por conferir ao material uma elevação em sua resistência mecânica durante a deformação subsequente pelo mecanismo de envelhecimento (DAS, Anindya, TARAFDER, Soumitro, SIVAPRASAD, S., CHAAKRABARTI, Debalay, 2015).

De, A. K.; Vandeputte, S.; De Cooman, B. C. (1999), ao avaliarem aços ultra baixo carbono, constataram que um aumento máximo no limite de escoamento devido à formação das atmosferas de Cottrell no segundo estágio do mecanismo de envelhecimento (Figura 3) independe do grau de pré deformação a qual o material foi submetido. Isto ocorre porque altas quantidades de soluto são necessárias para que o ancoramento das discordâncias formadas em elevados níveis de pré deformação seja completo. Ao considerar aços ultra baixo carbono, verifica-se que as atmosferas de Cottrell formadas para altos níveis de pré deformação consomem a

grande parte dos átomos de carbono, tornando insuficiente a quantidade de soluto para a precipitação de carbonetos durante o terceiro estágio (DE De, A. K.; Vandeputte, S.; De Cooman, B. C., 2000). Elsen e Hougardy (1993) também verificaram um decréscimo no efeito BH com o aumento do grau de pré deformação em um aço contendo 5 ppm de C, e devido à baixa concentração de átomos de soluto seu consumo completo ocorreria no segundo estágio (formação das atmosferas de Cottrell) não restando soluto suficiente para a precipitação. Resultados provenientes deste estudo são apresentados na Figura 15.

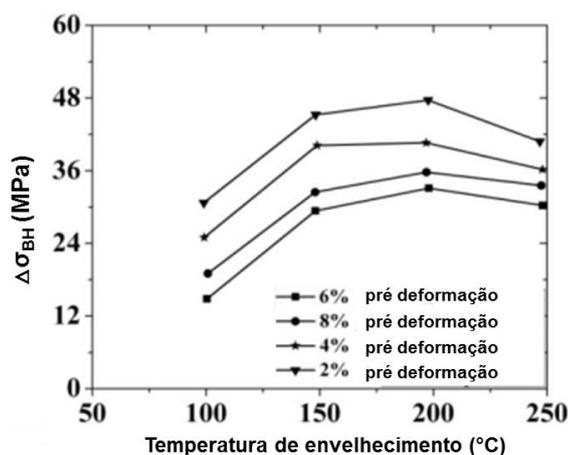
Figura 15: Resposta do efeito BH devido as atmosferas de Cottrell e formação de precipitados em função de diferentes níveis de deformação a diferentes temperaturas de envelhecimento.



Fonte: ELSSEN e HOUGARD, 1993 (Adaptado).

Dehghani e Jonas (2000) estudaram um aço ultra baixo carbono com teor de carbono de 23 ppm e observaram que para baixos níveis de pré deformação, o valor BH aumentava com a pré deformação até atingir um máximo, posteriormente passava a diminuir para níveis maiores de deformação. Comportamento resultante da redução da proporção de carbono para a densidade de discordâncias. Os resultados obtidos por eles são apresentados na Figura 16.

Figura 16: Efeito da temperatura e dos níveis de pré deformação no valor BH.



Fonte: DEGHANI e JONAS, 2000 (Adaptado).

Das (2012) desenvolveu um modelo empírico para analisar a resposta ao efeito BH de um material com as propriedades apresentadas na Tabela 3. A lista de variáveis que afetam o efeito BH contém valores de máximo, mínimo e de média dependência com esse fenômeno.

Tabela 3: Propriedades dos dados usados na criação do modelo.

Variáveis	Aço 1	Aço 2	Aço 3	Aço 4
Carbono livre (ppm)	8	6	4	5,4
Pré deformação (%)	1	5	5	2
Ln (Dt)	-18,62	-22,15	-20,79	-20,79

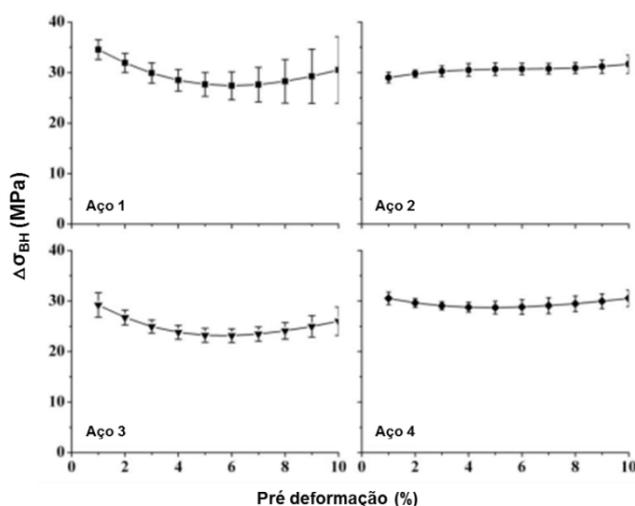
Dt: coeficiente de difusão de carbono na ferrita para um determinado tempo de envelhecimento.

Fonte: DAS, 2012.

Os resultados exibidos pelo modelo são mostrados na Figura 17, sendo verificado que o aumento na quantidade de pré deformação não resultou, necessariamente, em um acréscimo do endurecimento pelo efeito *bake hardening* final. Mantendo o teor de carbono fixo, para um determinado conjunto de parâmetros de

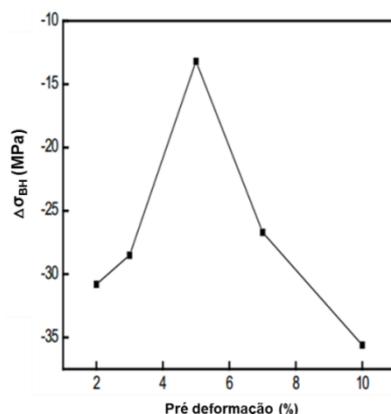
processamento, como o efeito da pré-deformação e o conseqüente aumento da densidade de discordâncias, é importante examinar o efeito combinado entre o aumento da quantidade de pré-deformação e a quantidade de carbono livre de modo simultâneo ao observado para uma condição particular de envelhecimento.

Figura 17: Efeito da pré deformação para os diferentes aços apresentados na Tabela 3.



Fonte: DAS, 2012 (Adaptado).

Figura 18: Relação entre o efeito BH e o nível de pré deformação.



Fonte: LI et al., 2016 (Adaptado).

Li, Zhao, Zhang e Jin (2016) também avaliaram a relação entre o valor BH e o nível de pré deformação de um aço 0,21%C – 0,01%Si - 0,21%Mn – 0,001%P – 0,007 %S – 0,019%Al – 0,002N e verificaram que para todos as condições o efeito BH foi

abaixo de zero (Figura 18). Fato ocorrido devido à granulação grosseira do aço baixo carbono utilizado no experimento, tornando-o impróprio para este tipo de processamento e também pela alta temperatura de recozimento. No entanto, o valor BH aumenta com o acréscimo da pré deformação de 2 para 5% e depois reduz quando a quantidade de deformação modifica de 5 para 10%.

Várias investigações em torno do efeito da pré deformação no comportamento dos materiais foram realizadas nos últimos anos (MUKHOPADHYAY e BHATTACHARYA, 2009; MUKHOPADHYAY; BHATTACHARYA; RAY, 2009; SETH, 2014). Porém, em geral, estes estudos estão focados no mecanismo de deformação para diferentes níveis de pré deformação, existindo poucas informações a respeito da densidade de discordâncias durante esta etapa. No passado, o modelo micromecânico era utilizado para estimar a densidade de discordâncias de aços BH180, no entanto, a validade deste modelo para a densidade de discordâncias real não é clara (SETH, Prem Prakash, DAS, A., BAR, H.N., SIVAPRASAD, S., BASU, A., DUTTA, K., 2015). Exebio (2002) apresentou o cálculo da densidade de discordâncias para vários graus de pré deformação aplicando o modelo de Bergström para o envelhecimento a deformação de um aço BH180 (Tabela 4). O modelo é baseado no comportamento médio de um grande número de discordâncias (móveis e imóveis), considera-se então que a variação da densidade total é resultado de quatro processos, os quais Bergström denominou de geração, imobilização e aniquilação de discordâncias.

Tabela 4: Densidade de discordâncias de um aço B180 usando o modelo de Bergström.

Pré deformação ϵ (%)	ρ (m^{-2})
2	12×10^{12}
4	23×10^{12}
6	32×10^{12}
8	41×10^{12}

Fonte: EXEBIO, 2002.

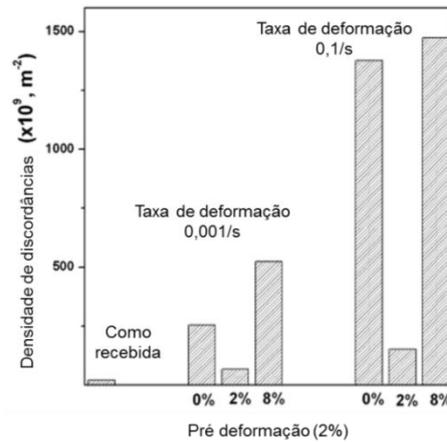
Neste modelo, a taxa de discordâncias geradas é denotada por $dg/d\varepsilon$, uma vez que ε é função linear do tempo em ensaios com taxas de deformação constantes. A relocação das discordâncias imóveis é dado por $dr/d\varepsilon$ e a taxa na qual a densidade de discordâncias móveis é aumentada é dada por U (Equação 3). Considerando que a densidade de discordâncias móveis é constante, U também determina a taxa com que discordâncias móveis são imobilizadas ou aniquiladas (JORGE JÚNIOR, 1997).

$$U\varepsilon = \frac{dg}{d\varepsilon} + \frac{dr}{d\varepsilon} \quad (3)$$

Atualmente, a avaliação da densidade de discordâncias em metais tem sido realizada por diversas técnicas, porém as mais importantes são a microscopia eletrônica de transmissão (MET), o teste de dureza Vickers, as difrações de raios X e nêutrons. Em geral, a mais recomendada para quantificar a densidade de discordâncias é a MET, entretanto, não é indicada para análise de um grande número de amostras devido à complexidade no processo de preparação (SETH SETH, Prem Prakash, DAS, A., BAR, H.N., SIVAPRASAD, S., BASU, A., DUTTA, K, 2015). Na Figura 19 são exibidos os resultados obtidos por Seth, Prem Prakash, Das, A., Bar, H.N., Sivaprasad, S., Basu, A., Dutta, K. (2015) da análise da variação na densidade de discordâncias para um aço BH 220 como recebido e para diferentes níveis de pré deformação. A técnica utilizada foi a difração de raios X e a densidade de discordâncias obtidas pela equação de Williamson-Hall modificada.

A densidade de discordâncias obtida para o nível de deformação 8% é maior quando comparado com o material não deformado. Por outro lado, menor densidade de discordâncias é observado para a amostra submetida a 2% de pré deformação quando comparado a amostra não deformado para a taxa de deformação 0,1/s. Este fenômeno pode ser atribuído a formação de estruturas de discordâncias de baixa energia para o nível de deformação correspondente (SETH, Prem Prakash, DAS, A., BAR, H.N., SIVAPRASAD, S., BASU, A., DUTTA, K., 2015).

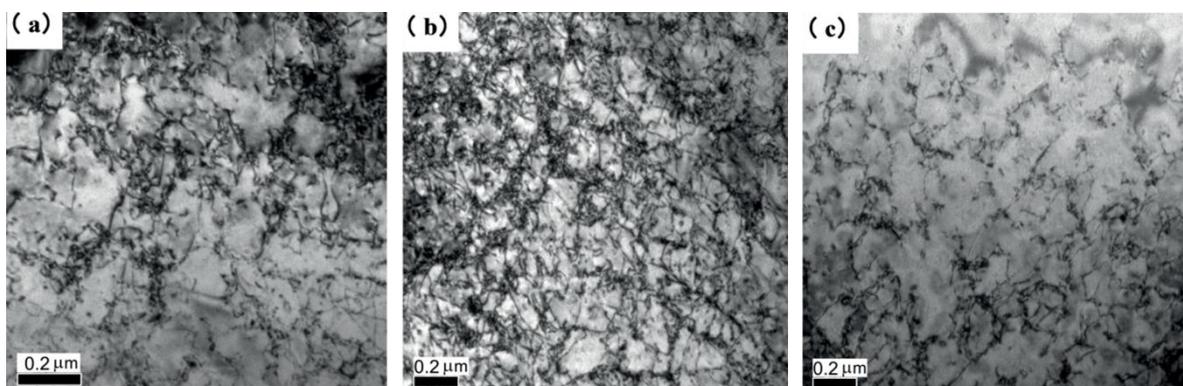
Figura 19: Variação da densidade de discordâncias em função do grau de pré deformação.



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

As modificações microestruturais em relação à densidade de discordâncias ocorridas no aço do estudo de Li, Zhao, Zhang e Jin (2016) tratado a 170°C por 20 min e deformado em diferentes magnitudes são apresentados na Figura 20. Observa-se uma subestrutura de discordâncias não uniformes com emaranhados típicos de discordâncias visíveis na amostra pré tracionada em 2% (Figura 20a). Na amostra submetida a 5% de pré deformação nota-se uma alta densidade de discordâncias (Figura 20b) e para o nível de 10% de deformação a distribuição das discordâncias é relativamente uniforme e a estrutura celular de discordâncias é claramente visível (Figura 20c), assinalada e, círculo).

Figura 20: Influência da pré deformação na densidade de discordâncias em um aço baixo carbono laminado a frio após tratamento a 170°C por 20 min.



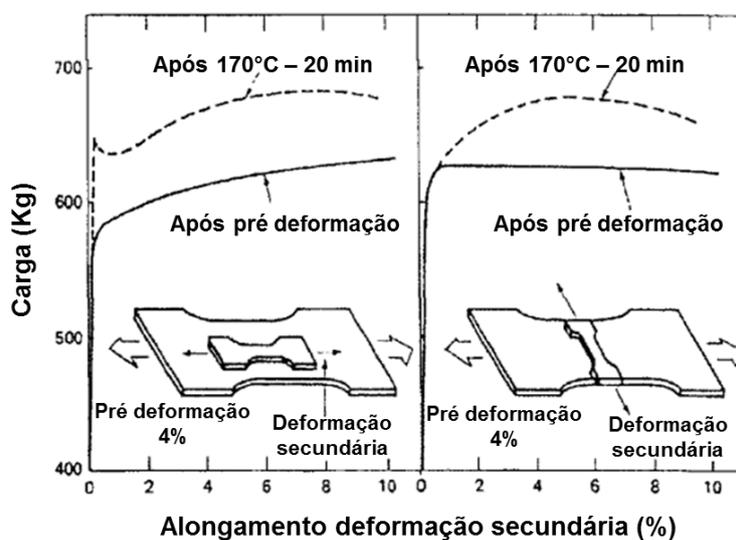
Fonte: LI et al., 2016.

3.3.5 Efeito da Rota de Processamento

Considerando o tipo de processamento pelo qual o material foi submetido, diferentes respostas em relação ao efeito BH podem ser encontradas. Exebio (2002) verificou que amostras pré deformadas por tração, após tratamento *bake hardening* (170°C – 20 min e 2% de deformação), apresentaram um valor BH de 35 MPa. Por outro lado, amostras pré deformadas por compressão apresentaram resposta de 30 MPa para o efeito BH. Acredita-se que por simular um modo de alongamento biaxial, semelhante ao modo de deformação o qual são expostos os painéis na indústria automobilística, a deformação por compressão seria mais aproximada a realidade e poderia implicar em valores mais confiáveis para o efeito BH (para a performance em serviço). Entretanto, a dificuldade para controlar o nível de pré deformação, a sensibilidade inadequada da célula de carga, a preparação e o alinhamento das amostras tornam o uso deste método mais complicado quando comparado ao ensaio de tração. Apesar de não envolver o mesmo modo de deformação aplicado na indústria, o ensaio de tração é relativamente econômico e razoavelmente preciso e, portanto, adequado para descrever o comportamento de um material que passará pelo tratamento *bake hardening*.

Ballarin, Soler, Perlade, Lemoine e Forest (2009) realizaram testes de cisalhamento em um aço ultra baixo carbono. Amostras retangulares foram fixadas por dois conjuntos de garras e submetidas a um deslocamento paralelo, sendo pré deformadas de 2% em uma direção e então deformadas com mesma magnitude em sentido contrário. Posteriormente, todas as amostras foram tratadas a 170°C por 20 minutos. Um resultado experimental importante é que, para o teste de cisalhamento, não foi observado um limite superior de escoamento e, portanto, não houve surgimento de bandas de Lüders. No entanto, amostras deformadas por tração apresentaram este fenômeno.

Figura 21: Efeito da direção de pré deformação no comportamento *Bake hardening*.



Fonte: BAKER, DANIEL e PARKER, 2002 (Adaptado).

Ao investigar um típico aço BH, Baker, Daniel e Parker (2002) observaram que embora a resposta ao efeito *bake hardening* fosse relativamente grande se a direção de deformação primária (pré deformação) e a secundária (após tratamento BH) fossem a mesma, nenhum efeito BH era observado se as direções de deformação fossem perpendiculares (Figura 21). Concluiu-se que o aumento de resistência observado foi devido unicamente ao bloqueio das discordâncias no plano de deslizamento ativo e não pelo fortalecimento da matriz proveniente da formação de precipitados. Sendo assim, é possível que o efeito BH esteja ausente se discordâncias de outros planos de deslizamento forem ativados.

Exebio (2002) observou que a resposta ao efeito BH também está relacionada com a orientação cristalográfica da amostra relativa a direção de laminação, corroborando com pesquisadores mais antigos, como Bergström (1970), que atribuiu a influência da direção de laminação e deformação a estrutura de discordâncias do material. Embora as discordâncias estejam arranjadas na mesma extensão em todas as amostras, apenas aquelas que estão no plano de deslizamento ativo contribuirão para o aumento de resistência subsequente. Deste modo, a resposta ao efeito *bake*

hardening variará de acordo a densidade de discordâncias que situam no plano de deslizamento ativo e, portanto, com sua orientação cristalográfica conforme resultados apresentados na Tabela 5.

Tabela 5: Resposta ao efeito BH para amostras pré deformadas em diferentes orientações em relação a direção de laminação.

Temperatura (°C)	$\Delta\sigma_{HB}$ para amostras X	$\Delta\sigma_{HB}$ para amostras Y
140	22	4
170	46	28
200	55	41
230	60	44

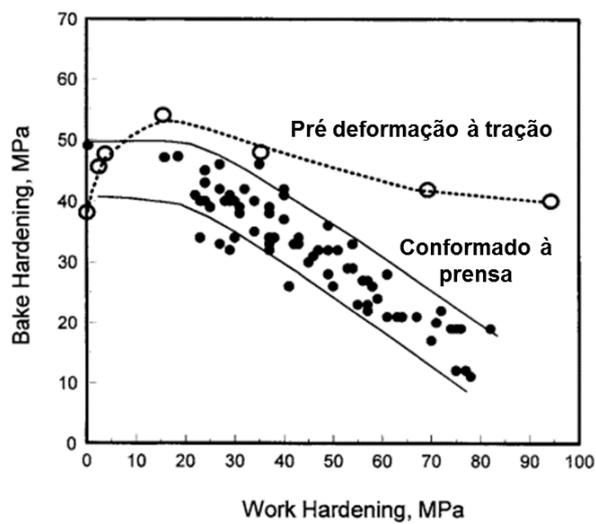
Amostras X: pré deformadas perpendicularmente a direção de laminação para diferentes temperaturas e níveis de deformação e Amostras Y: são deformadas na mesma direção de laminação.

Fonte: EXEBIO, 2002 (Adaptado).

Segundo os resultados de Exebio (2002), as amostras que foram pré deformadas perpendicularmente à direção de laminação, isto é, presumidamente direção com maior densidade de discordâncias, apresentou maiores respostas ao efeito BH, deve-se observar ainda que, de acordo com a teoria de Hundy (1956), admite-se que as discordâncias se formam preferencialmente na direção transversal à direção de laminação.

Jeong (1998) buscou entender o comportamento real de aços BH em cada parte do automóvel, para isto, foram obtidos corpos de prova de tração provenientes do painel externo da porta pré-deformados na direção transversal ao eixo de tração. De acordo com seus resultados, dependendo da localização do painel, o efeito *bake hardening* variou de 10 a 54 MPa, comprovando a influência do modo de deformação no efeito BH de aços *bake hardenable* (Figura 22).

Figura 22: Relação entre efeito BH e WB de partes do painel exterior da porta.



Fonte: JEONG, 1998 (Adaptado).

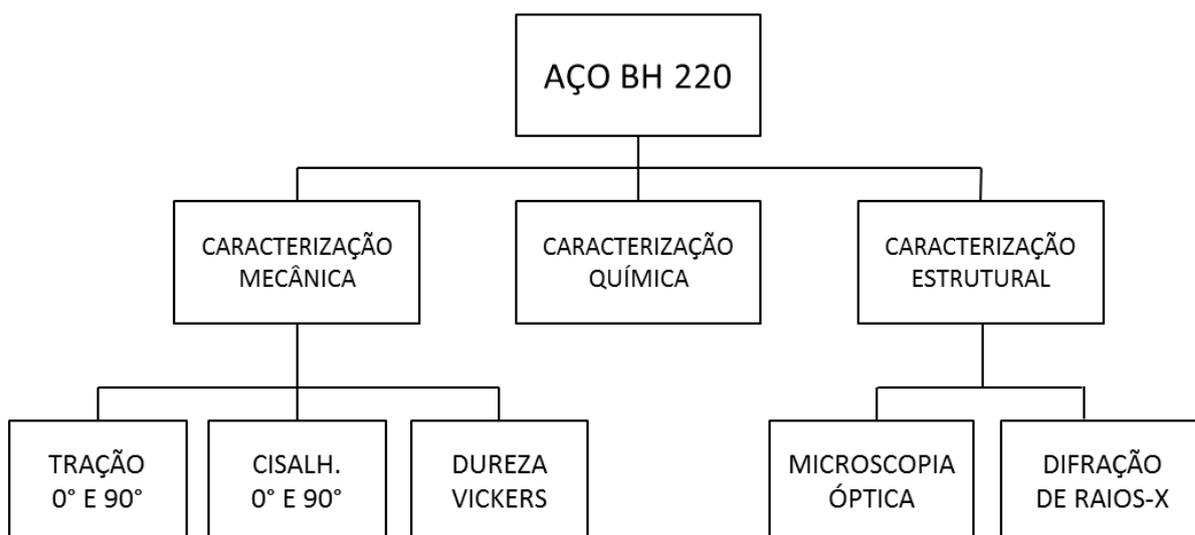
4 MATERIAL E MÉTODOS

Serão discutidos os procedimentos aplicados e material adotado neste trabalho.

4.1 Material

O material utilizado foi o aço BH 220 a partir de amostras retiradas a 0° e a 90° da direção original de laminação (DL) dessas chapas.

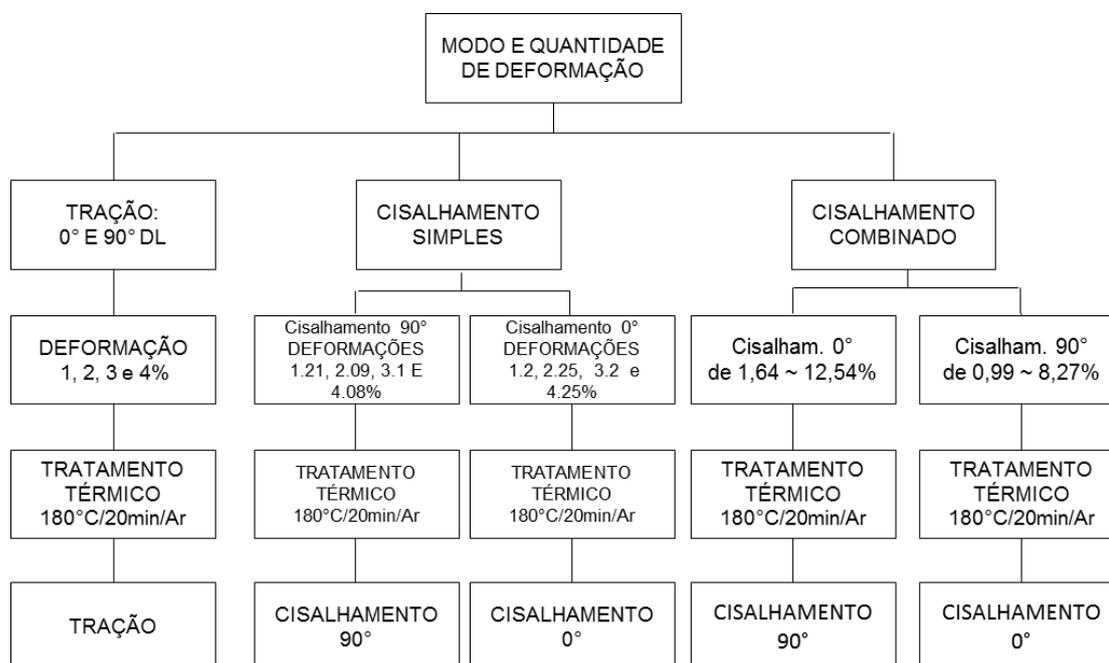
Figura 23: Caracterização do material.



Fonte: próprio autor.

Os procedimentos estão ilustrados no fluxograma de forma generalizada e específica nas Figura 23 e Figura 24 respectivamente, sendo exibidos os respectivos valores de deformação efetiva praticados em cada rota de processamento.

Figura 24: Estudo do efeito BH



Fonte: próprio autor.

4.2 Procedimento experimental

Serão apresentadas as metodologias aplicadas para caracterização mecânica, química e estrutural do material, assim com os equipamentos utilizados para o mesmo.

4.2.1 Caracterização Mecânica e Equipamentos

A caracterização mecânica desse material foi feita a partir da realização de ensaio de dureza Vickers com a utilização de um microdurômetro Vickers Shimadzu HMV 2T com carga de 200gf, ilustrado na Figura 25, após a preparação micrográfica realizada com uso de embutimento a frio com acrílico autopolimerizante, lixamento e polimento mecânico, em lixadeiras e politrizes Arotec, ilustrados na Figura 26,

utilizando lixas de mesh 120, 240, 400, 600 e pasta de diamante com granulometria de $9\mu\text{m}$ e $3\mu\text{m}$.

Figura 25: Microdurômetro Vickers



Fonte: próprio autor.

Figura 26: Lixadeiras (a) e Politrizes (b) Arotec.



(a)



(b)

Fonte: próprio autor.

A caracterização mecânica do aço BH 220 continuou com a realização de ensaios de tração em uma máquina de ensaios universais Instron 5582 com sistema de aquisição de dados *Blue Hill2* e extensômetro do tipo agulhas, adotando-se taxa de deformação inicial igual a $0,001/\text{s}$. A caracterização mecânica foi realizada em amostras retiradas a 0°DL e a 90°DL para medição dos parâmetros de resistência

mecânica como a tensão limite de escoamento (LE), a tensão limite de resistência à tração (LRT) e o alongamento uniforme (AU).

De modo análogo fez-se a caracterização mecânica a partir da realização de ensaios de cisalhamento de amostras cortadas a 0°DL e a 90°DL com uso de um dispositivo desenvolvido para a realização desse ensaio mecânico que foi montado à máquina universal de ensaios Instron 5582 para posterior traçado das curvas de tensão-deformação efetiva em cisalhamento. Neste caso, destaca-se que foi feito o cálculo da tensão-deformação cisalhantes para, em seguida, efetua ro cálculo da tensão-deformação efetiva de modo a permitir a comparação do valores de tensão e de deformação entre os esforços de tração e de cisalhamento.

A tensão cisalhante, τ , foi calculada com uso da Equação (4), enquanto a deformação cisalhante, γ , da Equação (5):

$$\tau = F / (L.e) \quad (4)$$

F = força (N), L = comprimento (mm) e t = espessura (mm).

$$\gamma = \Delta L / \Delta X \quad (5)$$

ΔL = deslocamento vertical da amostra de cisalhamento (mm) e ΔX = largura efetiva de cisalhamento (mm).

O cálculo da tensão efetiva, σ_{efet} , e da deformação efetiva, $\varepsilon_{\text{efet}}$, foi feito com a correção do fator de Taylor (Rauch, 1992), Equações (6) e (7), respectivamente:

$$\sigma_{\text{efet}} = \tau \cdot 1,84 \quad (6)$$

$$\varepsilon_{\text{efet}} = \gamma / 1,84 \quad (7)$$

4.2.2 Caracterização Química

A composição química do aço BH 220 foi obtida com uso da técnica de espectroscopia por emissão óptica, utilizando o equipamento Foundry Master Xpert da Oxford Instruments, Figura 27. O resultado dessa análise é apresentado na Tabela 6 (percentual em peso).

Tabela 6: Composição química do aço BH 220

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

Fonte: próprio autor.

Figura 27: Equipamento utilizado para análise química do aço BH 220



Fonte: Próprio autor.

4.2.3 Caracterização Estrutural

A investigação das fases do aço BH 220 com uso da técnica de difração de raios-X foi realizada a partir do Difratorômetro de Raios-X XRD-7000 da SHIMADZU, com alvo metálico de cobre e ângulo de varredura de 20° a 100°, ilustrado na Figura 28, com

uma amostra com dimensão de 50 mm (comprimento) x 15 mm (largura) x 0,7 mm (espessura) no estado inicial do aço BH 220.

Figura 28: Difratorômetro de Raios-X



Fonte: próprio autor.

A preparação micrográfica foi feita com uso de embutimento a frio com acrílico autopolimerizante, lixamento e polimento mecânicos em lixadeiras e politrizes Arotec, utilizando lixas de mesh 120, 240, 400, 600 e pasta de diamante com granulometria de $9\mu\text{m}$ e $3\mu\text{m}$. Posteriormente as amostras foram atacadas com Nital 2% e observadas ao microscópio óptico Fortel, ilustrado na Figura 29, com sistema de aquisição de imagens Kontrol M713.

Figura 29: Microscópio óptico Fortel



Fonte: próprio autor.

4.3 Tratamento Térmico

O aço BH 220 foi deformado em diferentes modos de deformação (tração e cisalhamento), em determinadas quantidades de deformação efetiva (deformação verdadeira igual a 1%, 2%, 3% e 4% em tração, e de 1,20%, 2,25%, 3,20% e 4,25% em cisalhamento), em diferentes direções (0° e 90° em relação a direção de laminação – DL) e foi posteriormente submetido ao tratamento térmico *bake hardening*.

Figura 30: Forno utilizado para tratamento térmico - Mufla Magnus



Fonte: próprio autor.

O processo de cura da pintura adotado nas indústrias automobilísticas foi simulado a partir do aquecimento do aço BH 220 a 180°C por 20 minutos, resfriando ao ar no laboratório de Tratamentos térmicos do DEMAT, utilizando o forno do tipo mufla Magnus, Figura 30.

4.4 Estudo do efeito BH

O ganho de tensão decorrente da deformação a frio do material (WH), também chamado de encruamento, foi citado na Equação 8 e ilustrado na Figura 31. Calculado por meio da subtração da tensão limite obtida após a pré-deformação (L_1) e o limite de escoamento do material (antes do tratamento térmico - L_2 ou L_e). O efeito *bake hardening*, indicado na Equação 9, foi calculado a partir da diferença do

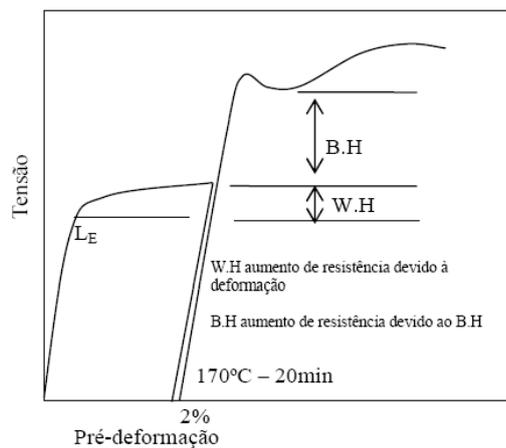
limite de escoamento obtido após o tratamento térmico (L_3) e a tensão após a pré-deformação (L_1). Assim, como já citado anteriormente, a Equação 1 indica o efeito BH total (BH_{total}), sendo a somatória do endurecimento decorrente do encruamento (*Work-hardening*, WH) e do efeito *Bake Hardening* (BH) (ABNT 5915-4).

$$WH = L_1 - L_2 \quad (8)$$

$$BH = L_3 - L_1 \quad (9)$$

$$BH_{total} = WH + BH \quad (1)$$

Figura 31: Esquema de cálculo do efeito BH e WH de um aço pré-deformado de 2%.



Fonte: Souza et al., (2010)

Sendo:

BH_{total} = Resistência mecânica adquirida devido ao tratamento térmico – efeito *bake hardening*, MPa;

WH = Tensão limite de escoamento ao término da pré-deformação, MPa;

BH = Tensão limite de escoamento após o tratamento térmico - Tensão de fluxo ao término da pré-deformação, MPa;

L_1 = Tensão de fluxo após a pré-deformação, MPa;

L_2 = Tensão limite de escoamento do material (L_e), MPa;

L_3 = Tensão limite de escoamento após o tratamento térmico, MPa;

4.4.1 Processamento por Tração

Os corpos de prova de tração foram deformados de 1%, 2%, 3% e 4% de deformação verdadeira para ambas as direções de solicitação mecânica para posterior tratamento térmico com posterior resfriamento ao ar. Em seguida, fez-se o recarregamento do material em tração para posterior medição do endurecimento a partir do cálculo do efeito BH e WH.

4.4.2 Processamento por Cisalhamento Simples

De modo análogo, fez-se a pré-deformação de 1,20%, 2,25%, 3,20% e 4,25% de amostras retiradas a 0° da direção de laminação (DL), Figura 32 (a), e de 1,21%, 2,09%, 3,10% e 4,08% de amostras retiradas a 90° DL de deformação efetiva em cisalhamento – Figura 32 (b) - para comparar os resultados de endurecimento por efeito BH e WH do aço BH 220 com os resultados obtidos por tração.

Figura 32: Corpo de prova de amostras retiradas a 0° (a) e 90° (b) da direção de laminação.



(a)



(b)

Fonte: próprio autor.

Esse ensaio foi realizado em um dispositivo adaptado à máquina universal de ensaios Instron 5582, fazendo uso do mesmo sistema de aquisição de dados e extensômetro, com taxa de deformação também igual a 0,001/s, em amostras de aproximadamente.

4.4.3 Processamento por Cisalhamento Combinado

Os corpos de prova de cisalhamento para essa condição de carregamento possuíam dimensões de aproximadamente 20,00 mm x 20,00 mm x 0,70 mm (comprimento x largura x espessura), onde foi realizado o processamento de deformação por cisalhamento combinado, ou seja, cisalhamento conduzido de 0° DL para 90° DL e de 90° DL para 0° DL.

Neste caso, para a execução dessa rota de carregamento fez-se a deformação ortogonal das amostras ensaiadas em cisalhamento variando-se o ângulo de deformação entre a pré-deformação em cisalhamento e a deformação subsequente ao tratamento térmico do seguinte modo: a) pré-deformação em cisalhamento a 0°/tratamento térmico/cisalhamento a 90° e b) pré-deformação em cisalhamento a 90°/tratamento térmico/cisalhamento a 0°. Deste modo, fez-se a pré-deformação em cisalhamento, a 0° DL de 1,64% a 12,54% Figura 32 (a). Em seguida foi feito o tratamento térmico citado no item 4.3, para posteriormente realizar um segundo ciclo de cisalhamento (na mesma amostra pré-deformada), mas sendo agora esse último cisalhamento conduzido a 90° em relação à direção de laminação original, Figura 32 (b).

De modo análogo, fez-se a pré-deformação em cisalhamento a 90° da direção original de laminação das chapas de 0,99% a 8,27%, Figura 33 (a) para então ser feito o tratamento térmico acompanhado por outra etapa de cisalhamento, mas agora realizada a 0° em relação à direção original de laminação das chapas, Figura 33 (b).

Esses resultados foram comparados com os obtidos sem a mudança da direção de solicitação mecânica, ou seja, aqueles ensaios realizados a partir do ensaio único em cisalhamento, a 0° DL e a 90° DL, item 4.4.2.

Figura 33: Cisalhamento combinado amostra a 90° da DL.



Fonte: próprio autor.

Figura 34: Cisalhamento combinado amostra a 0° da DL.



Fonte: próprio autor.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Caracterização Mecânica

A dureza média amostral Vickers do aço BH 220 no estado inicial ficou na faixa de valor entre $129,60 \pm 2,84$ HV, Tabela 7, já as principais propriedades mecânicas desse aço medidas a 0° e a 90° da direção original de laminação, DL, com uso do ensaio de tração são apresentadas na

Tabela 8. Os resultados confirmam as características de um aço *Bake Hardening* do tipo BH 220.

Tabela 7: Dureza Vickers (HV) aço BH 220 como recebido

Dureza Vickers (HV) estado inicial aço BH 220				
132	126	131	132	134
130	128	130	129	124

Fonte: próprio autor.

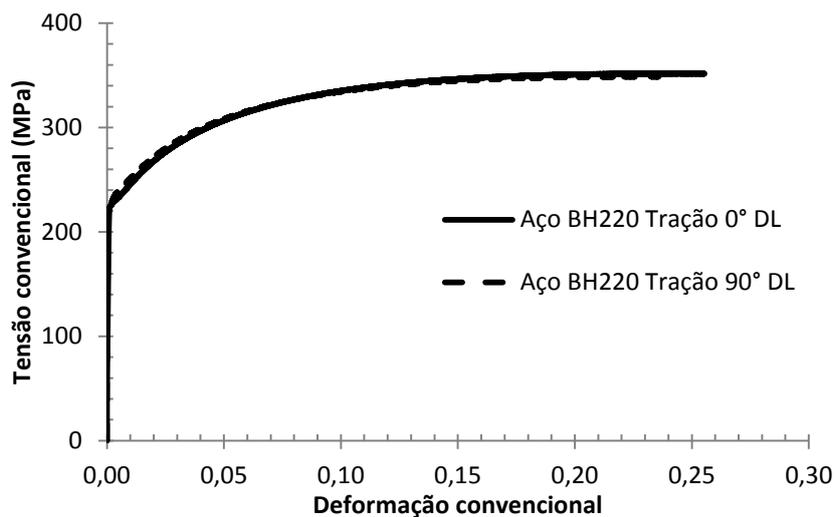
Tabela 8: Principais propriedades mecânicas do aço BH 220 no estado como recebido

Resumo das Propriedades Mecânicas aço BH 220			
Valores Médios Amostrais			
Direção	Tensão limite de escoamento, LE (MPa)	Tensão limite de resistência a tração, LRT (MPa)	Alongamento uniforme, AU (%)
0° DL	$227,33 \pm 4,62$	$352,57 \pm 1,64$	$24,73 \pm 0,20$
90° DL	$231,00 \pm 3,60$	$348,66 \pm 1,09$	$23,60 \pm 0,40$

Fonte: próprio autor.

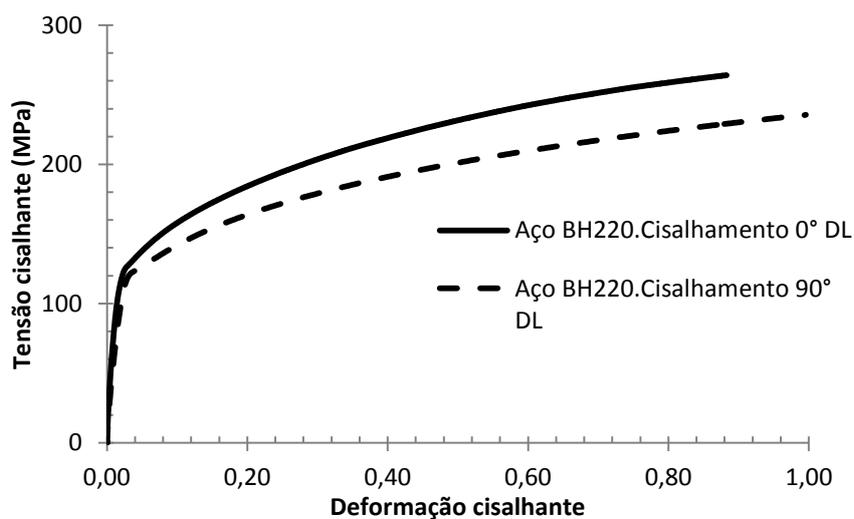
Os dados de caracterização mecânica em tração a 0° e a 90°DL originaram as curvas do Figura 35.

Figura 35: Curva tensão-deformação convencional para o aço BH 220 no estado inicial.



Fonte: próprio autor.

Figura 36: Curva tensão-deformação cisalhante para o aço BH 220 no estado inicial.



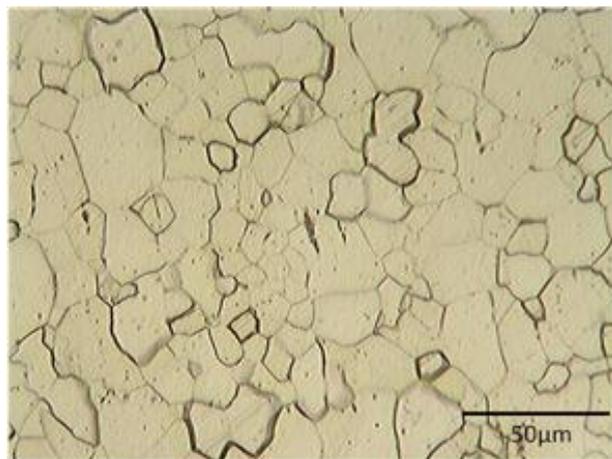
Fonte: próprio autor.

Os dados de caracterização mecânica em cisalhamento a 0° e 90/DL geraram as curvas de caracterização em cisalhamento para o aço BH 220, Figura 36. Com tensão cisalhante máxima a 0° de 264,04 MPa e a 90° de 235,63 MPa.

5.2 Caracterização Estrutural

A Figura 37 exibe a imagem da microestrutura do aço BH 220 no estado inicial, indicando a presença de apenas um constituinte, a ferrita, como esperado nestes aços, assinalada com uso de setas (fase α).

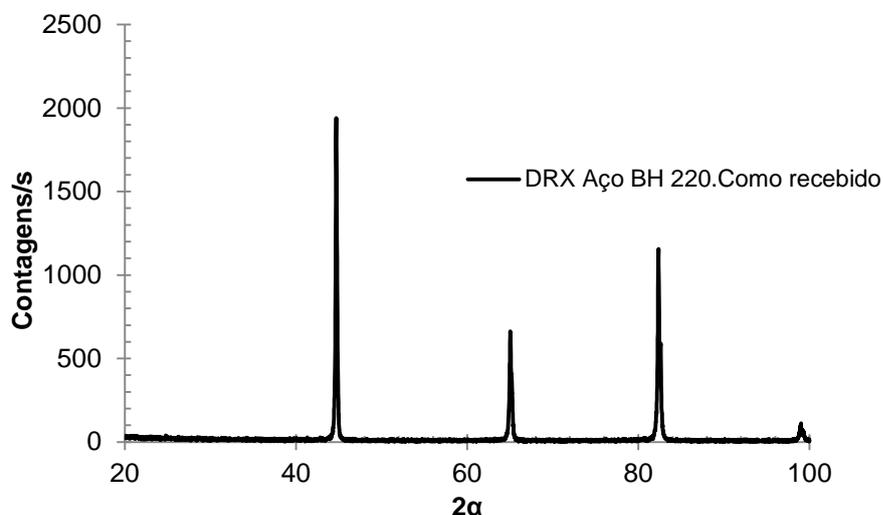
Figura 37: Imagem da microestrutura do aço BH 220 no estado inicial



Fonte: próprio autor.

A identificação das fases foi feita por meio da comparação do difratograma obtido com o padrão de difração da fase ferrita (α), conforme Figura 38, principal constituinte do aço BH 220.

Figura 38: Difratoograma aço BH 220 como recebido.



Fonte: próprio autor.

5.3 Estudo do efeito BH

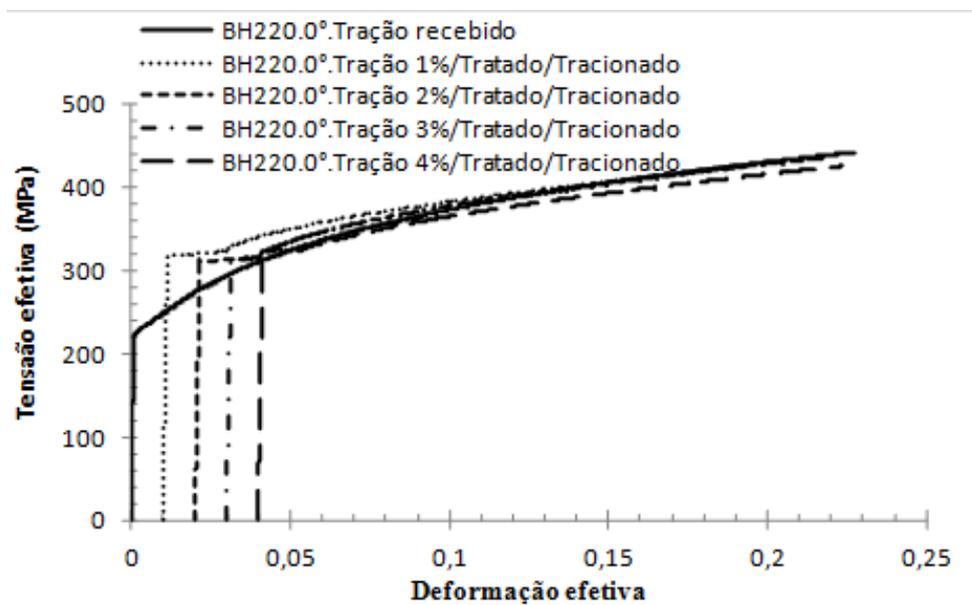
5.3.1 Tração e o efeito BH

As curvas de tensão-deformação efetiva em tração (tensão-deformação verdadeira) para os quatro valores de pré-deformação adotados neste modo de deformação plástica são exibidas no Figura 39. Pode-se perceber para as amostras ensaiadas a 0° DL, Figura 39 (a) que o maior endurecimento por efeito BH aconteceu para o menor valor de pré-deformação, ou seja, de 1%, sendo inclusive maior que o endurecimento decorrente do encruamento para essa mesma quantidade de pré-deformação.

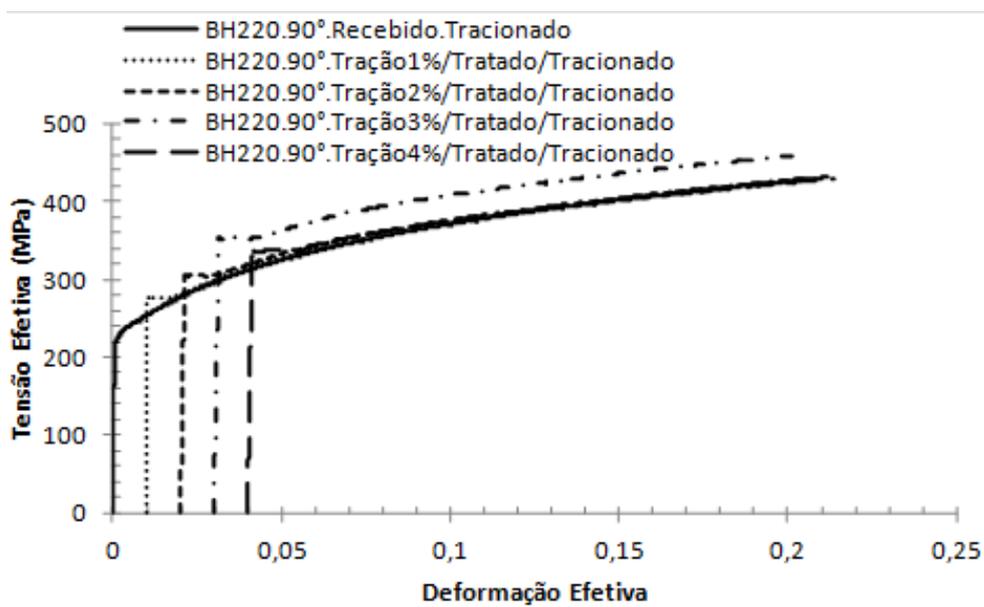
Para os demais valores de deformação em tração nota-se o decréscimo contínuo do endurecimento por efeito *Bake Hardening* para valores de pré-deformação maiores que 1%, enquanto o endurecimento promovido por efeito *work-hardening* manteve-se crescente com o acréscimo da quantidade de pré-deformação em tração. O mesmo também foi retratado na Tabela 9 (a), apresentando um maior

Figura 39: Curvas tensão-deformação efetiva em tração para diferentes valores.

(a)



(b)

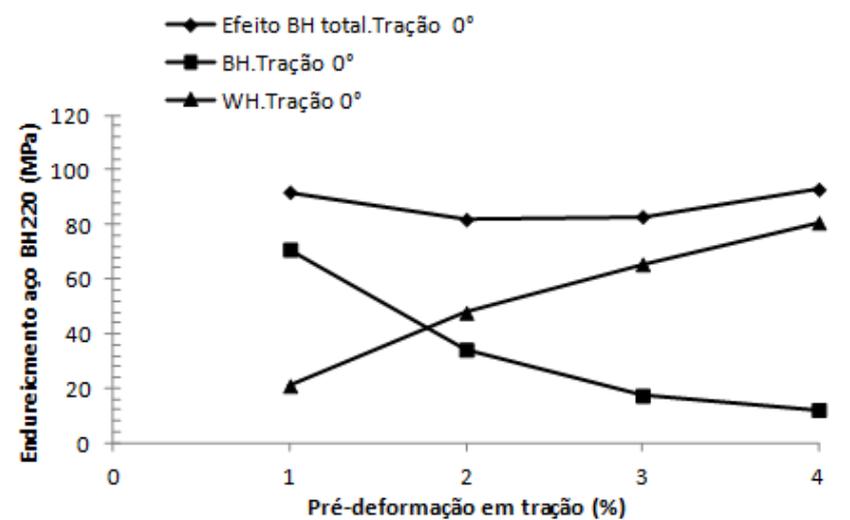


Fonte: próprio autor.

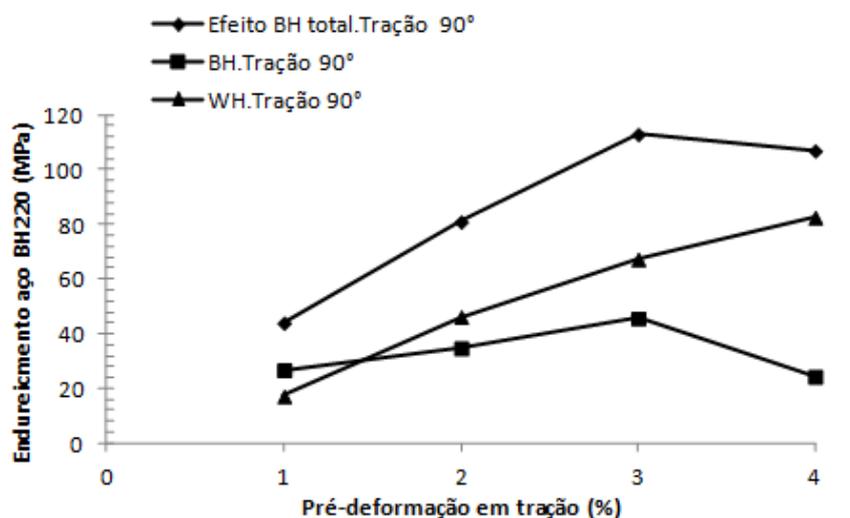
A Figura 40 apresenta os resultados dos valores do efeito BH, WH e BH total obtidos após a análise dos gráficos exibidos no Figura 39 para o aço BH 220 ensaiado por

tração para os quatro valores de pré-deformação (1%, 2%, 3% e 4% de deformação efetiva) e para as duas direções de solicitação mecânica (0° DL e 90° DL).

Figura 40: Curvas Endurecimento Aço BH 220 em função da deformação efetiva (%) para os ensaios de tração sob diferentes valores de pré-deformação - (a) 0°DL e b) 90°DL:



(a) 0°DL



(b) 90°DL

Fonte: próprio autor.

Nota-se a influência da quantidade de pré-deformação e da direção de sollicitação mecânica na magnitude do endurecimento por efeito BH do aço BH 220 deformado em tração.

Para ambas as direções notam-se o aumento contínuo do endurecimento por encruamento para todos os valores de pré-deformação avaliados neste estudo, enquanto para o endurecimento total por efeito BH esse acréscimo foi percebido até 3% de pré-deformação em tração, sendo notada então a influência da quantidade de pré-deformação na evolução desses dois parâmetros.

A influência da quantidade de pré-deformação em tração no efeito *Bake Hardening* também foi avaliada por Ji, Dengpeng., Zhang, Mei., Zhu, Delong., Luo, Siwei., Li, Lin, (2017) para amostras de aços *Dual Phase* com diferentes frações de ferrita e de martensita. Neste trabalho os autores perceberam a influência da quantidade de deformação na evolução dos arranjos micro e subestrutural assumido por esse aço de modo a possibilitar o aumento assim como a redução da habilidade do material de sofrer deformação plástica e de endurecer por efeito BH.

Considerando que o aço BH 220 não experimenta mudança de fases com o acréscimo da quantidade de pré-deformação ou mesmo com a execução do tratamento térmico, pode-se afirmar que a obtenção do maior endurecimento por efeito BH para a pré-deformação de 3% pode ser relacionado com a evolução subestrutural assumida por esse material.

Ainda em análise à Figura 40, pode-se notar que o endurecimento por efeito BH apresentou influência significativa da quantidade de pré-deformação e da direção de sollicitação mecânica, pois para a direção de 0° DL verifica-se que o efeito BH reduz com o acréscimo da quantidade de pré-deformação desde o primeiro valor de pré-deformação. Já a 90° DL essa redução do efeito BH ocorreu somente a partir da pré-deformação de 3%.

Das (2015) avaliou em amostras do aço BH 220, a influência de mudanças nos valores de taxa de deformação e da quantidade de pré-deformação em tração,

explicando que acima de um determinado valor de deformação ou taxa de deformação que o arranjo subestrutural assumido pelo aço BH 220, como a redução da densidade de linhas de discordâncias assim como mecanismos que reestruturam as mesmas, promovem, como consequência a redução do efeito BH.

Estudos realizados com outros modos de deformação plástica, como a investigação do efeito de diferentes valores de pré-deformação em tração, em estado plano ou biaxial na resistência à fadiga de aços DP revelaram também uma redução do efeito BH nesses materiais como consequência do modo de deformação que afetou a evolução estrutural assumida por esses aços, (FREDRIKSSON, 1989).

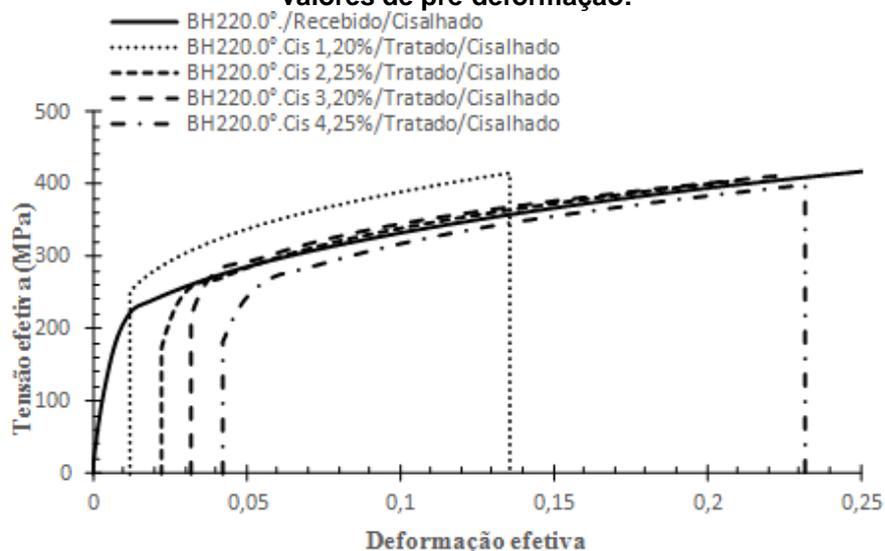
Por fim, deve-se destacar a influência da orientação cristalográfica preferencial assumida pelo aço BH 220, o que pode explicar em partes, as diferenças em termos de comportamento mecânico apresentado a 0° DL e a 90° DL das amostras ensaiadas em tração do aço BH 220.

5.3.2 Cisalhamento Simples e o efeito BH

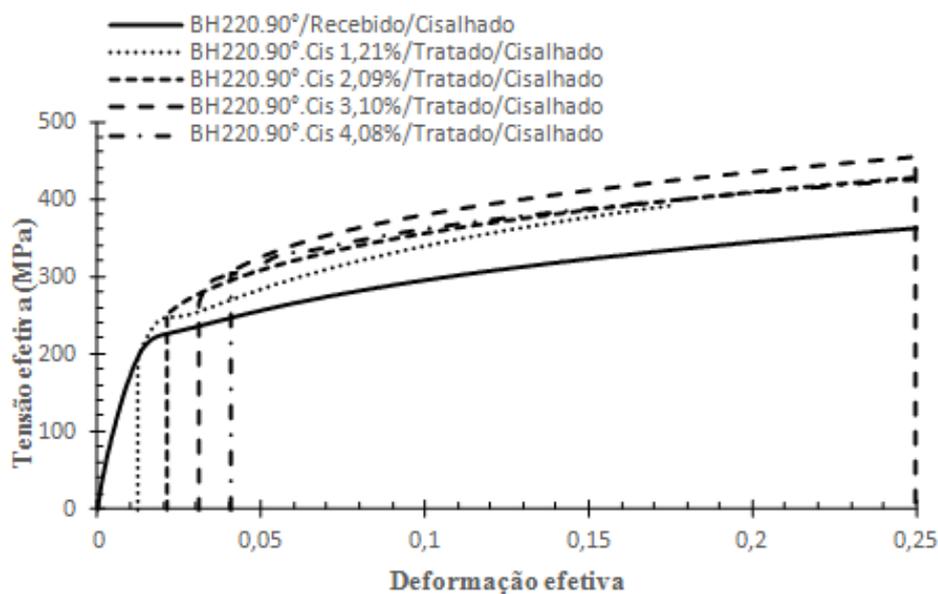
De modo similar ao praticado para as amostras avaliadas para o esforço de tração, o Figura 41 apresenta as curvas de tensão-deformação efetiva em cisalhamento para as amostras pré-deformadas a 0° DL, Figura 41 (a), e a 90° DL, Figura 41 (b), para os quatro valores de pré-deformação em cisalhamento, ou seja, de 1,20%, 2,25%, 3,20% e 4,25% a 0° DL e de 1,21%, 2,09%, 3,10% e 4,08% a 90° DL. Deve-se explicar que os valores de pré-deformação em cisalhamento foram diferentes devido ao método de medição da deformação cisalhante, o qual depende da variação angular sofrida pelos respectivos corpos de prova.

A troca do esforço de tração para o de cisalhamento alterou as respostas apresentadas pelo aço BH 220 quanto ao efeito BH, sendo, para esse modo de deformação plástica, verificada maior influência da direção de aplicação desse esforço mecânico.

Figura 41: Curvas tensão-deformação efetiva em cisalhamento para diferentes valores de pré-deformação:



(a) 0°DL



(b) 90°DL

Fonte: próprio autor.

Para o cisalhamento é possível perceber que o maior endurecimento por efeito BH ocorreu para o valor de pré-deformação efetiva em torno de 3%, para ambas as direções de solitação mecânica (0° e 90° DL), sendo os valores praticamente os mesmos (Figura 42 a e b). Nota-se ainda a existência de uma oscilação do endurecimento por efeito *Bake Hardening* (queda acompanhada por um acréscimo)

para as amostras retiradas a 90° DL, Figura 42 (b), enquanto para as amostras retiradas a 0° DL o endurecimento por efeito BH foi crescente até o valor de deformação igual a 3,20%, comportamento similar ao observado para os ensaios de tração.

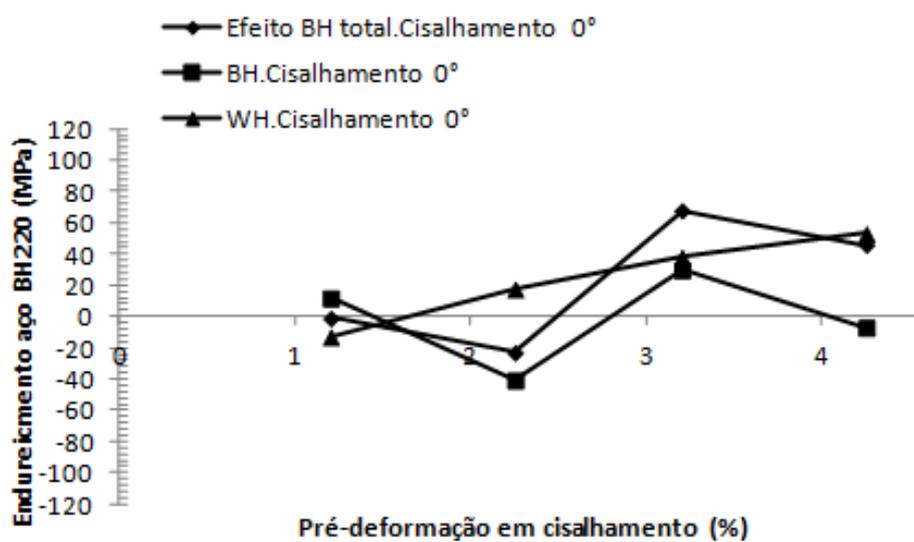
No entanto, verifica-se, para as amostras cisalhadas a 0° DL uma oscilação do endurecimento promovido pelo encruamento, o *work-hardening*, Figura 42 (a). Esse “zigzague” sugere que tenha ocorrido algum tipo de modificação do arranjo subestrutural assumido pelo aço BH 220 com o acréscimo da quantidade de pré-deformação em cisalhamento, para as duas direções de sollicitação.

Por fim, verifica-se ainda que o endurecimento total alcançado pelo aço BH 220 quando deformado em cisalhamento simples dependeu do endurecimento decorrente do encruamento, o *work-hardening*. Para as amostras retiradas a 90° DL o endurecimento total exibiu tendência de acréscimo com o aumento da quantidade de pré-deformação em cisalhamento, sendo esse aumento sustentado pelo aumento contínuo do endurecimento por encruamento.

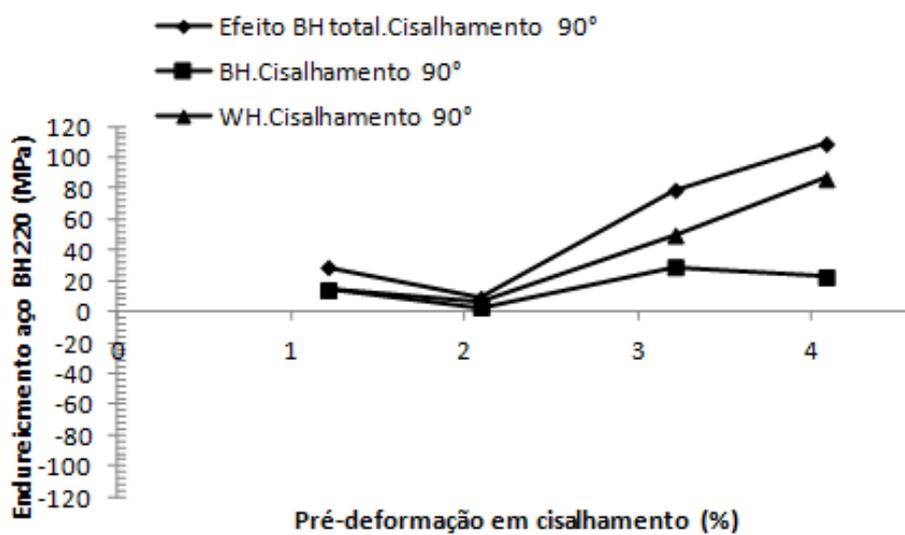
Já para as amostras retiradas a 0° DL, o endurecimento total apresentou acréscimo somente até o valor de pré-deformação em cisalhamento de endurecimento por encruamento, deformação efetiva de 3,20%, pois acima desse valor de deformação, o material experimentou amaciamento decorrente da queda dos endurecimentos por encruamento e por efeito *Bake Hardening*.

Esses resultados revelam novamente a influência do modo e da quantidade de pré-deformação, além da direção de sollicitação mecânica no endurecimento por efeito BH do aço BH220. A explicação para esse tipo de comportamento mecânico pode ser novamente associada à provável evolução subestrutural assumida pelo aço BH 220 durante essas respectivas rotas de carregamento, conforme citado em Ji, Dengpeng., Zhang, Mei., Zhu, Delong., Luo, Siwei., Li, Lin, (2017), embora não tenha sido feito um estudo com uso da técnica de microscopia eletrônica de transmissão para esse aço.

Figura 42: Gráficos do efeito BH em cisalhamento para diferentes valores de pré-deformação:
a) 0°DL e b) 90°DL.



(a) 0°DL



(b) 90°DL

Fonte: próprio autor.

De modo adicional pode-se notificar, a partir de outros estudos realizados em aços com baixíssimo teor de carbono (0,0032 a 0,0036% em peso), a influência da segregação de P nos contornos de grão na obtenção de uma textura de recozimento decorrente do tratamento térmico necessário ao envelhecimento de aços com baixo teor de C, afetando a escolha da temperatura e do tempo de encharque para se alcançar as melhores respostas do efeito BH e da textura do material, (JI, Dengpeng., ZHANG, Mei., ZHU, Delong., LU, Siwei., LI, Lin, 2017).

Tabela 10: Parcelas Médias BH_{total}, WH, BH – Cisalhamento 0° (a) e 90° (b).

Cisalhamento 0°				Cisalhamento 90°			
	BH _{total} (MPa)	WH (MPa)	BH (MPa)		BH _{total} (MPa)	WH (MPa)	BH (MPa)
1,20%	79,00	49,00	30,00	1,21%	63,00	15,00	48,00
2,25%	76,00	38,00	37,00	2,09%	65,00	43,00	22,00
3,20%	101,00	66,00	52,00	3,10%	94,00	43,00	51,00
4,25%	69,00	29,00	40,00	4,08%	100,00	77,00	23,00

(a)

(b)

Fonte: próprio autor.

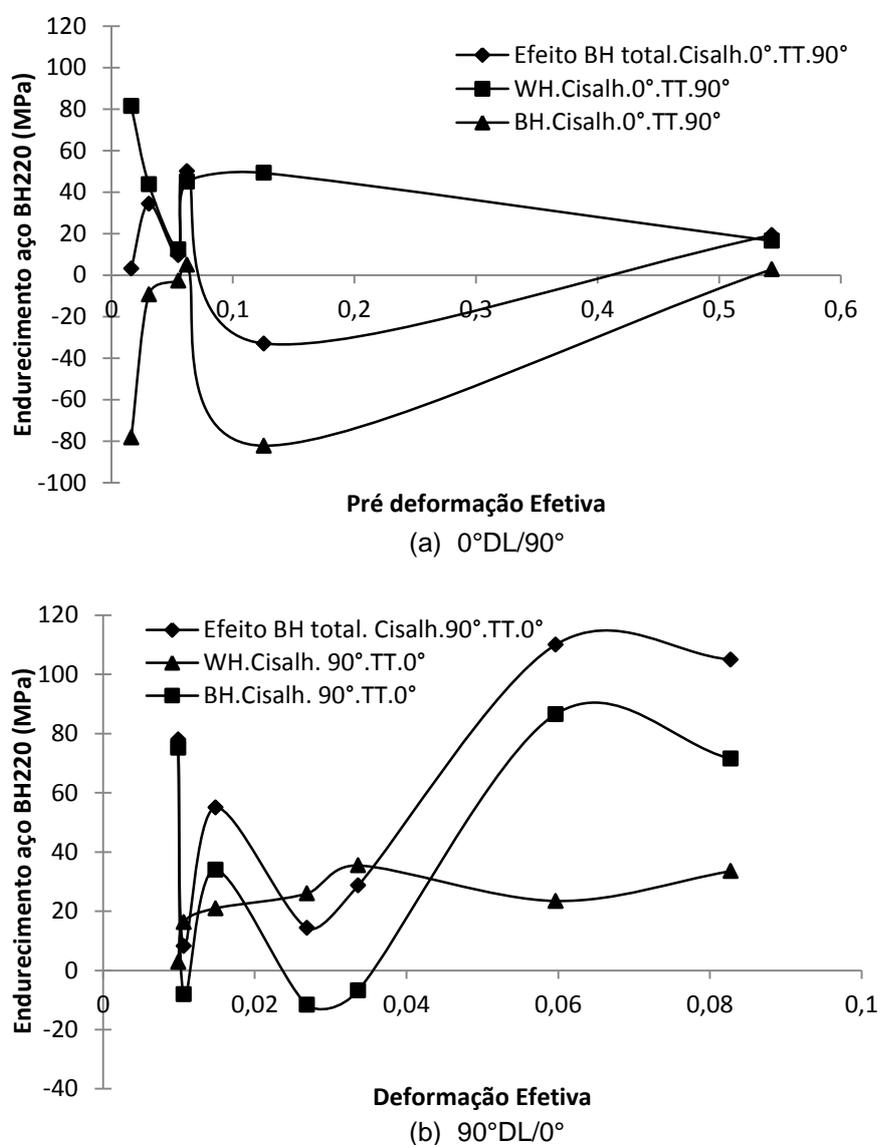
5.3.3 Cisalhamento Combinado e o efeito BH

A Figura 43 apresenta os resultados obtidos nos ensaios de cisalhamento combinados, ou seja, sob as rotas de carregamento 0° / 90° e 90° / 0°. Farías (2006) também observou em seus experimentos um amaciamento causado no material deformado em várias direções, como observado na Figura 43 (a), rota 0°/90° de deformação, rota em que é possível verificar a ocorrência do chamado efeito Bauschinger, ocasionando valores negativos do efeito BH. Esse fenômeno foi descoberto por um alemão, Bauschinger, (1881) que verificou que o amaciamento

estava relacionado com a dissolução e reestruturação da subestrutura de linhas de discordâncias criada entre a pré-deformação e a deformação subsequente.

Para a rota $90^\circ/0^\circ$ (Figura 43b) nota-se uma oscilação nos valores do efeito BH com a variação da quantidade de pré-deformação em cisalhamento, enquanto o endurecimento decorrente do encruamento mantém-se praticamente inalterado com o acréscimo da deformação.

Figura 43: Gráficos do efeito BH em cisalhamento combinado para diferentes valores de pré-deformação: a) $0^\circ\text{DL}/90^\circ$ e b) $90^\circ\text{DL}/0^\circ$.



Fonte: próprio autor.

Segundo Jeong (1998) o efeito BH aumenta quando a parcela WH diminui, e para permitir a reorganização das linhas de discordâncias após a mudança do sentido de deformação (inversão do carregamento em cisalhamento de 90° para 0°) é necessário desestruturar as linhas de discordâncias associadas à pré-deformação feita durante o cisalhamento conduzido a 90°, o que explica a queda do endurecimento pelo efeito *Bake Hardening* nesse modo de deformação plástica.

A tabela 11 apresenta um resumo dos valores do efeito BH para as rotas 0°/90° e 90°/0° em função da quantidade de pré-deformação em cisalhamento.

Tabela 11: Parcelas Efeito BH total para diferentes deformações a 90°/0° (a) e 0°/90° (b) DL.

(a): 90°/0°				(b): 0°/90°			
Cisalhamento 90° - 0°				Cisalhamento 0° - 90°			
%	BH _{total} (MPa)	WH (MPa)	BH (MPa)	%	BH _{total} (MPa)	WH (MPa)	BH (MPa)
0,99	78,00	2,78	75,22	1,64	3,21	81,43	-78,22
1,06	8,17	16,29	-8,12	3,09	34,42	43,74	-9,32
1,48	55,00	20,98	34,02	5,51	9,62	12,35	-2,74
2,69	14,36	25,98	-11,62	6,23	50,00	45,00	5,00
3,36	28,69	35,44	-6,75	12,54	-32,95	49,24	-82,20
5,97	110,00	23,46	86,54				
8,27	105,00	33,53	71,47				

Fonte: próprio autor.

6 CONCLUSÕES

Este trabalho investigou a influência do modo de solicitação mecânica (tração e cisalhamento), da quantidade de pré-deformação em tração e em cisalhamento (deformação efetiva de aproximadamente 1%, 2%, 3% e 4%) e da direção de solicitação mecânica (amostras retiradas a 0° e a 90° da direção original de laminação) no endurecimento por efeito *Bake Hardening* do aço BH220. Os resultados indicaram:

- a) para as rotas de carregamento envolvendo pré-deformação em tração ou cisalhamento acompanhadas pela execução de tratamento térmico e posterior recarregamento verificou-se que o maior endurecimento pelo efeito BH foi alcançado para o esforço de tração (54,15 MPa a 1,00% a 0°DL) quando comparado com o ensaio de cisalhamento (52,00 MPa 3,20% a 0°DL);
- b) o maior endurecimento foi detectado para as amostras retiradas a 0°DL, para ambos os modos de solicitação mecânica; sendo isso indicativo da influência da orientação cristalográfica preferencial do aço BH220;
- c) notou-se um aumento do endurecimento por efeito *Bake Hardening* com o acréscimo da quantidade de pré-deformação até o valor de pré-deformação de 3% para as amostras testadas por tração, para 0° e 90°. Já por cisalhamento verificou-se a queda do efeito BH com o acréscimo da quantidade de pré-deformação para a direção de 90°DL. Para os carregamentos efetuados a 0° DL em cisalhamento foi observada uma oscilação do efeito *Bake Hardening* com o acréscimo da quantidade de pré-deformação, sendo isso atribuído à influência da orientação cristalográfica assumida pelo material;
- d) Para as rotas envolvendo a combinação do esforço cisalhante a 0°/90° DL e 90°/0° DL foi notado que o maior endurecimento por efeito BH ocorreu para a rota 90°/0° DL (86,74 MPa para pré-deformação de 5,87%), sendo esta inclusive, a

condição que propiciou o maior endurecimento do aço BH220 com uso do esforço cisalhante. Contudo, para a rota 0°/90° DL notou-se o amaciamento do material para praticamente todos os valores de pré-deformação, com exceção para a pré-deformação de 6,23%, sendo esse amaciamento associado com a ocorrência do efeito *Bauschinger* a partir da combinação dos esforços reversos de cisalhamento;

e) os resultados indicaram de modo geral a influência do modo de solitação mecânica (tração e cisalhamento), da quantidade de pré-deformação (anterior ao tratamento térmico) e da direção de solitação mecânica (0° e 90° DL) no endurecimento do aço BH220, sendo percebido que a condição que possibilitou o maior endurecimento por efeito *Bake Hardening* para esse material foi para o esforço de tração, pré-deformado de 1% em amostras retiradas a 0° DL.

REFERÊNCIAS

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM A1008/A1008M, Standard Specification for Steel, Sheet, Cold-Rolled, Carbon, Structural, High-Strength Low-Alloy, High-Strength Low-Alloy with Improved Formability, Solution Hardened, and Bake Hardenable. West Conshohocken, PA: **ASTM International.**, 2016

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. ABNT 5915-4: Chapas e bobinas de aço laminados a frio Parte 4: Aços endurecíveis em estufa. 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. 4, p. 355–368, 2002.

BAKER, L J; PARKER, J D; DANIEL, S R. Mechanism of bake hardening in ultralow carbon steel containing niobium and titanium additions. **Materials Science and Technology**, v. 18, n. 5, p. 541–547, 2002.

BALLARIN, V. *et al.* Mechanisms and modeling of bake-hardening steels: Part I. Uniaxial tension. **Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science**, v. 40, n. 6, p. 1367–1374, 2009.

BAUSCHINGER, J. **Ueber die Veränderung der Elastizitätsgrenze und des Elastizitätsmoduls verschiedener Metalle.** **Civiling N.F.**, v.27, n. 19, pp.289-348, 1881

BERGER, Lutz; LESEMANN, Micha; SAHR, Christian. SuperLIGHT-CAR – the Multi-Material Car Body. **7th European LS-DYNA Conference**, p. 1–10, 2008. Disponível em: <<https://www.dynamore.de/de/download/papers/forum08/dokumente/F-III-01.pdf>>.

BERGSTRÖM, Y. A dislocation model for the stress-strain behaviour of polycrystalline α -Fe with special emphasis on the variation of the densities of mobile and immobile dislocations. **Materials Science and Engineering**, v. 5, n. 4, p. 193–200, 1970.

BHADESHIA, Harry; HONEYCOMBE, Robert. **Steels: Microstructure and Properties**. 3. ed. Oxford: Butterworth-Heinemann, 2006. 360p.

BHATTACHARYA, Debanshu. Microalloyed Steels for the Automotive Industry. **Tecnologia em Metalurgia, Materiais e Mineração**, p. 371–383, 2014.

CHAKRABORTY, Arnab *et al.* Effect of ferrite-martensite interface morphology on bake hardening response of DP590 steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 676, p. 463–473, 2016.

CHEN, Yin li *et al.* Effects of Rolling Parameters on Texture and Formability of High Strength Ultra-Low Carbon BH Steel. **Journal of Iron and Steel Research International**, v. 20, n. 6, p. 75–81, 2013.

COTTRELL, A. H.; BILBY, B. A. Dislocation theory of yielding and strain ageing of iron. **Proceedings of the Physical Society. Section A**, v. 62, n. 1, p. 49–62, 1949.

DAS, Anindya, TARAFDER, Soumitro, SIVAPRASAD, S., CHAKRABARTI, Debalay. **Effect of strain rate on bake hardening response of BH220 steel**. EPJ Web of Conferences, v. 94, p. 1–5, 2015.

DAS, Sourav. **Bake Hardening in Low and Medium Carbon Steels**. 2012. 168 f. Indian Institute of Technology, Kharagpur, 2012..

DAVIES, Geoff. **Materials for Automobile Bodies**. Oxford: Butterworth-Heinemann, 2012. 426p.

DE, A. K. *et al.* Effect of dislocation density on the low temperature aging behavior of an ultra low carbon bake hardening steel. **Journal of Alloys and Compounds**, v.

310, n. 1–2, p. 405–410, 2000.

DE, A. K.; VANDEPUTTE, S.; DE COOMAN, B. C. Kinetics of low temperature precipitation in a ULC-bake hardening steel. **Scripta Materialia**, v. 44, n. 4, p. 695–700, 2001.

DE, A. K.; VANDEPUTTE, S.; DE COOMAN, B. C. Static strain aging behavior of ultra low carbon bake hardening steel. **Scripta Materialia**, v. 41, n. 8, p. 831–837, 1999.

DEHGHANI, K.; JONAS, J. J. Dynamic bake hardening of interstitial-free steels. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 31, n. 5, p. 1375–1384, 2000.

ELSEN, Patrick; HOUGARDY, Hans Paul. On the mechanism of bake-hardening. **Steel Research International**, v. 64, n. 8–9, p. 431–436, 1993.

EXEBIO, Juan Jose Moreno. **Mettalurgical phenomena governing the bake hardening response of bake hardenable steels**. 2002. 72f. Delft University of Technology, 2002.

FARÍAS, D. **Bake Hardening Response of DP800 and the Influence on the In Service Performance**. 2006. 89 f. Technische Universeit Eindhoven, 2006.

GORNI, A A. Novos aços ferríticos garantem alta resistência e conformabilidade a chapas finas laminadas a frio. **Corte & Conformação de Metais**, n. 3, p. 28–45, 2010.

HUNDY, B. B. The Strain-age Hardening of Mild Steel. **Metallurgia**, v. 53, p. 203, 1956.

JEONG, Woo Chang. Effect of prestrain on aging and bake hardening of cold-rolled, continuously annealed steel sheets. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 29, n. February, p. 463–467, 1998.

JI, Dengpeng., ZHANG, Mei., ZHU, Delong., LUO, Siwei., LI, Lin. Influence of

microstructure and pre-straining on the bake hardening response for ferrite-martensite dual-phase steels of different grades. **Materials Science and Engineering**, v. 708A, December, p. 129–141, 2017.

JORGE JÚNIOR, Alberto Moreira. **Análise Do Comportamento Mecânico De Aços Inoxidáveis Em Altas Temperaturas E Altas Taxas**. 1997. 232f. Universidade Federal de São Carlos, São Carlos.

KANTOVISCKI, A. R. Estudios de la aplicación industrial de los aceros de alta resistencia - relatório de trabalho supervisionado. **SEAT/Volkswagen**, 2000.

KIM, S.; HAN, S.; JIN, Y. Effect of alloying elements on the mechanical properties of the cold rolled ULC high strength steel sheets. **SAE Technical Paper Series**, v. 1, p. 2698–2706, 2000.

KUANG, C.; WANG, J.; LI, J.; ZHANG, S.; LIU, H.; YANG, H. Effect of Continuous Annealing on Microstructure and Bake Hardening Behavior of Low Carbon Steel. **Journal of Iron and Steel Research, International**, v. 22, n. 2, p. 163–170, 2015.

KUANG, C.; ZHANG, S.; et al. Effect 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, 2015.

LEMOS, GEORGE. **Efeito do recozimento em caixa e do passe de encruamento nas propriedades mecânicas de um aço bake hardening**. 2011. 55 f. Universidade Federal de Santa Catarina, 2011.

LI, Weijuan *et al.* Relationship between bake hardening, snoek-köster and dislocation-enhanced snoek peaks in coarse grained low carbon steel. **Archives of Metallurgy and Materials**, v. 61, n. 3, p. 1377–1386, 2016.

LINDQVIST, Karl. **Bake hardening effect in advanced high-strength steels**. 2013. 101f, Chalmers University of Technology, 2013.

LORA, Fábio André. **Avaliação do processo de estampagem profunda de chapas de aço BH 180 e BH 220 utilizado na indústria automobilística**. 2009. 81 f. Universidade Federal do Rio Grande do Sul, 2009.

MATLOCK, D. K.; SPEER, J. G. Design considerations for the next generation of advanced high strength sheet steels. Proceedings of the 3rd Int. Conf. on Structural Steels. **The Korean Institute of Metals and Materials**, Korea, p. 774-781, 2006.

MEIRA, Rodrigo Rocha. **Efeito da Variação das Condições de Encharque nas Propriedades Mecânicas do Material IF Processado no Recozimento Contínuo da Usiminas**. 2006. 80 f. Universidade Federal de Minas Gerais, 2006.

MONTEIRO, Claudinei Benedito. **Caracterização mecânica e microestrutural de aços bake hardening graus 180 e 210 aplicados na indústria automotiva**. 2012. 114 f. Universidade Estadual Paulista, 2012.

MUKHOPADHYAY, G.; BHATTACHARYA, S.; RAY, K. K. Effect of pre-strain on the strength of spot-welds. **Materials and Design**, v. 30, n. 7, p. 2345–2354, 2009a.

MUKHOPADHYAY, G.; BHATTACHARYA, S.; RAY, K. K. Strength assessment of spot-welded sheets of interstitial free steels. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 209, n. 4, p. 1995–2007, 2009b.

PERELOMA, Elena, BELADI, Hossein, ZHANG, Laichang, TIMOKHINA, Ilana. Understanding the Behavior of Advanced High-Strength Steels Using Atom Probe Tomography. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 43, n. 11, p. 3958–3971, 2012.

PRADHAN, R. Cold-Rolled interstitial-free steels: a discussion of some metallurgical topics. In: Proceedings of International Forum for Physical Metallurgy of H steels. **ISI INTERNATIONAL**, p. 165–178, 1994.

RAMAZANI, A. *et al.* Quantification of bake hardening effect in DP600 and TRIP700 steels. **Materials and Design**, v. 57, p. 479–486, 2014.

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

RODRIGUES JÚNIOR, José Pedro. **Influência das temperaturas de encharque e superenvelhecimento nas propriedades mecânicas de um aço ultra baixo carbono com características BH processado via recozimento contínuo**. 2010. 89 f. Universidade Federal de Minas Gerais, 2010.

SAHAY, Satyam S.; KUMAR, Arun M. Applications of integrated batch annealing furnace simulator. **Materials and Manufacturing Processes**, v. 17, n. 4, p. 439–453, 2002.

SEBALT, Ronald. **Development trends in advanced high-strength steels**. [S.l.]: ThyssenKrupp Auto Day. , 2008

SETH, Prem Prakash, 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 Performance*, v. 24, n. 7, p. 2779–2783, 2015.

SETH, Prem Prakash. **Study of Bake-hardening behaviour of ultra-low carbon BH 220 steel at different strain rates**. 2014. 50f. National Institute of Technology Rourkela, 2014.

SNICK, A. V. *et al.* Effect of carbon content, dislocation density and carbon mobility on BH, in Modern LC and ULC sheet steels for cold forming processing and properties. 2. ed. **Aachen**: W. Bleck, 1998.

STOROJEVA, L. *et al.* Effect of Nb/C ratio and processing conditions on aging behavior and BH-effect of ULC sheet steels. In: International conference on the processing, microstructure and properties of IF steels. If Steels 2000 Proceedings, warrendale: **Iron & Steel Society**, p. 201–2013, 2000.

TAKAHASHI, Manabu. Development of high strength steels for automobiles. **Nippon**

Steel Technical Report, n. 88, p. 2–7, 2003.

WENG, YUQING.; DONG, HAN.; GANG, Young. *Advanced Steels*. [S.l.]: **Springer US**, 2011.

WÜEBBELS, T.; MATLOCK, D. K.; SPEER, J. G. The effects of room temperature aging on subsequent bake-hardening of automotive sheet steels. [S.l: s.n.], 2002.

ZHAO, J. Z.; DE, A. K.; DE COOMAN, B. C. Kinetics of Cottrell atmosphere formation during strain aging of ultra-low carbon steels. **Materials Letters**, v. 44, n. 6, p. 374–378, 2000.