

CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS GERAIS
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS
CURSO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS

MARIANNA MARX VIEIRA

**ESTUDO DO EFEITO DO MODO DE DEFORMAÇÃO E DA QUANTIDADE DE
DEFORMAÇÃO PLÁSTICA NO ENDURECIMENTO DO AÇO BH 220**

BELO HORIZONTE

2016

MARIANNA MARX VIEIRA

**ESTUDO DO EFEITO DO MODO DE DEFORMAÇÃO E DA QUANTIDADE DE
DEFORMAÇÃO PLÁSTICA NO ENDURECIMENTO DO AÇO BH 220**

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado no curso de Graduação em Engenharia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais como requisito parcial para obtenção do título de Bacharel em Engenharia de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Wellington Lopes

Coorientadora: Prof^a. Dra. Elaine Carballo Siqueira Corrêa

BELO HORIZONTE

2016

MARIANNA MARX VIEIRA

**ESTUDO DO EFEITO DO MODO DE DEFORMAÇÃO E DA QUANTIDADE DE
DEFORMAÇÃO PLÁSTICA NO ENDURECIMENTO DO AÇO BH 220**

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado no curso de Graduação em Engenharia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais como requisito parcial para obtenção do título de Bacharel em Engenharia de Materiais.

Aprovado em 24/06/2016

BANCA EXAMINADORA

Prof. Dr. Wellington Lopes - Orientador

Prof^a. Dra. Elaine Carballo Siqueira Corrêa - Coorientadora

Prof. Me. Marcello Rosa Dumont

AGRADECIMENTOS

Agradeço a Deus pela oportunidade vivenciada e por permitir que eu chegasse a este momento;

Aos meus pais e meu irmão pelo apoio incondicional, pelo exemplo e cuidados diários e por me ensinarem a buscar meus objetivos sem precisar ir contra aos meus princípios;

Ao meu namorado pela compreensão nos momentos delicados e por estar ao meu lado, me apoiando, ao longo de todo o curso;

Ao meu orientador de iniciação científica e trabalho de conclusão de curso, professor Dr. Wellington Lopes, pelo conhecimento compartilhado e por estar sempre disposto a me auxiliar;

À minha coorientadora, professora Dra. Elaine Carballo Siqueira Corrêa, pelo apoio e incentivo desde o começo do curso;

Às amigas construídas no CEFET por me apoiarem em todos os momentos e tornarem a rotina mais leve e divertida.

RESUMO

O aço BH é um aço com baixo teor de carbono caracterizado pela excelente conformabilidade e, que após pré-deformação e tratamento térmico adequados apresenta um ganho significativo de resistência mecânica, denominado efeito BH ou *Bake Hardening*. Considerando esse aspecto, este trabalho visa investigar a influência da quantidade de pré-deformação e do modo de deformação no efeito BH do aço BH 220. Para atingir este objetivo, foram realizados ensaios de tração e de flexão em amostras de aço BH 220, com pré-deformação de 1%, 2%, 3% e 4% (deformação verdadeira) nas amostras tracionadas e de 0,5%, 1%, 2% e 4% (deformação em flexão) nas amostras flexionadas. Após pré-deformação, as amostras foram tratadas termicamente a 180°C por 20 minutos e, em seguida, deformadas pelo mesmo modo empregado na pré-deformação. Os resultados indicaram que as amostras deformadas por tração apresentaram uma diminuição no efeito BH com o aumento da quantidade de pré-deformação. Já as amostras deformadas por flexão exibiram uma tendência de aumento do efeito BH, contudo, pode ser observado o amaciamento da amostra com o maior valor de pré-deformação.

Palavras-chave: Aço BH 220, Efeito BH, Pré-deformação, Modo de deformação.

ABSTRACT

BH steel is steel with low carbon content characterized by great formability and after suitable pre strain value and heat treatment conditions exhibits a significant mechanical strength, the BH effect. Considering this aspect, this work presents the study of influence of the amount of pre strain and deformation mode in BH effect in a BH 220 steel. Tension and bending tests (flexure) on specimens BH 220 steel after pre strain of 1%, 2%, 3% and 4% (true strain) under tensile and 0.5%, 1%, 2% and 4% (flexure strain) under bending. After pre strain, the specimens were heat-treated at 180°C for 20 minutes and then deformed by the same mode used during the pre strain. The results indicated that the BH effect value reduced with the pre strain value during the tensile mode of deformation and for the bending tests was observed the increase of the BH value with the pre strain value, but a softening after 4% of pre strain.

Keywords: BH steel, BH effect, Pre strain, Deformation mode.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Determinação do efeito BH no gráfico tensão-deformação e esquema do mecanismo de endurecimento.	16
Figura 2 – Esquema dos três estágios do processo de envelhecimento em função do tempo e do ganho em efeito BH.	17
Figura 3 – Influência da quantidade de pré-deformação no efeito BH em função do tempo de envelhecimento.	18
Figura 4 – Influência do tempo e da temperatura no efeito BH para uma amostra com 1% de pré-deformação.	19
Figura 5 – Fluxograma de atividades.	23
Figura 6 – Espectrômetro de Emissão Óptica utilizado para obtenção da composição química do aço BH 220.	24
Figura 7 – Microscópio óptico e computador acoplado utilizado na obtenção das imagens. ...	25
Figura 8 – Máquina universal de ensaios Instron 5582 utilizada para realizar os ensaios de tração.	25
Figura 9 – Máquina Autograph AG-X utilizada para realizar os ensaios de flexão.	27
Figura 10 – Forno utilizado no tratamento térmico.	28
Figura 11 – Efeito BH no gráfico tensão-deformação.	29
Figura 12 – Fotomicrografia com aumentos distintos do aço BH 220 na condição inicial.	30
Figura 13 – Fotomicrografia do aço BH 220 na condição inicial.	31
Figura 14 – Curva tensão-deformação verdadeira obtida para o aço BH 220 no ensaio de tração.	32
Figura 15 – Curva tensão-deformação em flexão obtida para o aço BH 220 no ensaio de flexão.	32
Figura 16 – Curva tensão-deformação verdadeira obtida para o aço BH 220 com 1% de pré-deformação em tração.	34
Figura 17 – Curva tensão-deformação verdadeira obtida para o aço BH 220 com 2% de pré-deformação em tração.	34
Figura 18 – Curva tensão-deformação verdadeira obtida para o aço BH 220 com 3% de pré-deformação em tração.	35
Figura 19 – Curva tensão-deformação verdadeira obtida para o aço BH 220 com 4% de pré-deformação em tração.	35

Figura 20 – Curva tensão em flexão-flecha obtida para o aço BH 220 com 0,5% de pré-deformação em flexão.	37
Figura 21 – Curva tensão em flexão-flecha obtida para o aço BH 220 com 1% de pré-deformação em flexão.	37
Figura 22 – Curva tensão em flexão-flecha obtida para o aço BH 220 com 2% de pré-deformação em flexão.	38
Figura 23 – Curva tensão em flexão-flecha obtida para o aço BH 220 com 4% de pré-deformação em flexão.	38
Figura 24 – Curva tensão-deformação em flexão obtida para o aço BH220 com 0,5% de pré-deformação em flexão.	39
Figura 25 – Curva tensão-deformação em flexão obtida para o aço BH 220 com 1% de pré-deformação em flexão.	39
Figura 26 – Curva tensão-deformação em flexão obtida para o aço BH 220 com 2% de pré-deformação em flexão.	40
Figura 27 – Curva tensão-deformação em flexão obtida para o aço BH 220 com 4% de pré-deformação em flexão.	40
Figura 28 – Tendência do efeito BH segundo a quantidade de pré-deformação.....	42

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Composição química do aço BH.	14
Tabela 2 – Propriedades mecânicas do aço BH.....	14
Tabela 3 – Relação entre o deslocamento do cutelo no ensaio de flexão e a quantidade de pré-deformação.	27
Tabela 4 – Composição química do aço BH 220 determinada por Espectrômetro de Emissão Óptica.	30
Tabela 5 – Propriedades mecânicas do aço BH 220 obtidas no ensaio de tração.	33
Tabela 6 – Efeito BH observado no aço BH 220 deformado por tração.	36
Tabela 7 – Efeito BH observado no aço BH 220 deformado por flexão.....	41

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO.....	11
2 OBJETIVOS.....	12
2.1 Objetivo Geral.....	12
2.2 Objetivos Específicos	12
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	13
3.1 Aços <i>Bake Hardening</i>	13
3.2 Efeito <i>Bake Hardening</i>	14
3.3 Mecanismo de Envelhecimento	16
3.4 Variáveis que Afetam o Efeito BH	18
3.4.1 Pré-deformação	18
3.4.2 Tempo e Temperatura	19
3.4.3 Tamanho de Grão	20
3.4.4 Adição de Elementos de Liga.....	20
3.4.4.1 Carbono e Nitrogênio	20
3.4.4.2 Manganês.....	21
3.4.4.3 Fósforo.....	21
3.4.4.4 Silício.....	21
3.4.4.5 Titânio.....	22
3.4.4.6 Nióbio	22
4 MATERIAIS E MÉTODOS.....	23
4.1 Descrição Do Trabalho	23
4.2 Materiais	24
4.3 Caracterização Microestrutural	24
4.4 Ensaio Mecânicos.....	25
4.4.1 Ensaio de Tração	25
4.4.2 Ensaio de Flexão	26

4.5 Tratamento Térmico	28
4.6 Determinação do Efeito BH.....	29
5 RESULTADOS E DISCUSSÃO	30
5.1 Composição Química.....	30
5.2 Caracterização Microestrutural.....	30
5.2 Caracterização Mecânica	31
5.3 Análise do Efeito BH.....	33
5.3.1 Deformação por Tração.....	33
5.3.2 Deformação por Flexão.....	36
5.3.2.1 Curvas Tensão em Flexão-Flecha	36
5.3.2.1 Curvas Tensão-Deformação em Flexão	38
5.3.3 Comparação Entre os Modos de Deformação.....	41
6 CONCLUSÃO.....	43
REFERÊNCIAS	44

1 INTRODUÇÃO

A procura por materiais que atendessem ao mercado cada vez mais competitivo, e o interesse em projetos com menor impacto ambiental, motivou a indústria siderúrgica a desenvolver novos tipos de aços que atendessem à demanda do mercado. Dessa forma, o desenvolvimento de aços com níveis simultaneamente adequados para atender aos requisitos de ductilidade e resistência mecânica permitiram à indústria automobilística a utilização de peças cada vez menos espessas e com design mais elaborado. O uso de espessura reduzida possibilitou a redução do peso dos automóveis, implicando em desempenho superior e economia de combustível (GORNI, 2008).

Atendendo a essa necessidade, a indústria siderúrgica japonesa introduziu, no início da década de 80, chapas de aço de baixo carbono extremamente dúcteis quando entregues, porém, com aumento significativo da resistência após o processo de secagem da pintura. Este fenômeno ficou conhecido como envelhecimento por deformação estática e proporciona aumento no limite de escoamento em um tratamento térmico a baixa temperatura (JEONG, 1998). Deste modo, possibilitou-se conformabilidade adequada ao processo de estampagem das peças, e ganho de resistência mecânica durante a cura da pintura, adequada ao uso da peça acabada (GORNI, 2008).

Os aços *bake hardening* (BH) são aços baixo carbono, com teor de carbono inferior a 25ppm, constituídos principalmente por uma matriz ferrítica. Após os processos de conformação, as peças devem ser encaminhadas para tratamento térmico, normalmente a própria secagem da pintura em estufas, em temperaturas entre 150°C e 200°C por 20 a 30 minutos. Durante o aquecimento ocorre a difusão do carbono e/ou nitrogênio presentes em solução sólida na matriz e o conseqüente aprisionamento das discordâncias, provocando assim o endurecimento da peça (BHADESHIA, 2008).

Devido a essa combinação de propriedades, os aços BH permitiram a utilização de chapas mais finas, facilmente trabalhadas e com elevada resistência à indentação. Sendo assim, são empregados tanto em peças externas como em peças estruturais (GORNI, 2008).

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivo Geral

O objetivo deste trabalho foi investigar a influência do modo e da quantidade de deformação plástica no efeito BH do aço BH 220.

2.2 Objetivos Específicos

Os objetivos específicos do trabalho foram:

- a) Analisar a influência da variação da quantidade de pré-deformação em 1%, 2%, 3% e 4% de deformação efetiva no aço BH 220 deformado por tração e tratado termicamente à 180°C por 20 minutos;
- b) Analisar a influência da variação da quantidade de pré-deformação em 0,5%, 1%, 2% e 4% de deformação em flexão no aço BH 220 deformado por flexão e tratado termicamente à 180°C por 20 minutos;
- c) Comparar o comportamento observado nos dois modos de deformação descritos acima.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Aços *Bake Hardening*

Os aços *Bake Hardening* são ligas com baixo teor de carbono, com teores adequados de carbono ou de nitrogênio que propiciem a ocorrência de envelhecimento por deformação. Apesar de tanto o carbono quanto o nitrogênio causarem este fenômeno, a presença de nitrogênio como soluto favorece o aparecimento de linhas de distorção (ou bandas de Lüders) durante a estocagem do material (ZACCONE *et al*, 1990).

Ainda que o nitrogênio proporcione maiores ganhos de resistência no processo de envelhecimento por deformação, a elevada taxa de envelhecimento a temperatura ambiente impede o seu uso. Por este motivo, atualmente os aços produzidos possuem adição de alumínio para que este reaja com o nitrogênio, ocorrendo a precipitação de nitreto de alumínio e, assim, reduzindo o teor de nitrogênio em solução sólida (ZACCONE *et al*, 1990).

Por conseguinte, prefere-se o carbono como soluto intersticial para obtenção do efeito *bake hardening* (BH). O carbono também pode causar o fenômeno acima, entretanto é possível minimizar a sua ocorrência usando ligas com teor adequado de carbono em solução sólida. Portanto, o teor de carbono é limitado para prevenir o envelhecimento durante a estocagem e deve ser controlado por processos adequados (SEAL, 2006).

Quanto à nomenclatura desses aços, segundo a norma DIN EN 10268, o número que precede o indicativo BH deve indicar o limite de escoamento mínimo a ser apresentado. Por exemplo, neste caso, o aço BH 220 possui limite de escoamento mínimo igual a 220MPa. A composição química dos aços BH é determinada pela norma EMS.ME.1508 (2005) e está de acordo com a Tabela 1 (MONTEIRO, 2012).

A norma também informa que a soma do teor de carbono e fósforo deve ser inferior ou igual a 0,16 e o percentual de silício inferior ou igual a 0,5, para qualquer grau de aço BH (MONTEIRO, 2012).

Ainda segundo a norma EMS.ME.1508 (2005), as propriedades mecânicas dos aços BH devem estar compreendidas entre os intervalos apresentados na Tabela 2.

Tabela 1 – Composição química do aço BH.

GRAU	CARBONO (% máx.)	MANGANÊS (% máx.)	FÓSFORO (% máx.)	ENXOFRE (% máx.)	ALUMÍNIO (% máx.)	BORO (% máx.)
180 BH	0,05	0,70	0,06	0,03	0,015	0,0005
210 BH	0,07	0,70	0,08	0,03	0,015	0,0005
240 BH	0,08	0,70	0,10	0,03	0,015	0,0005
270 BH	0,09	0,70	0,11	0,03	0,015	0,0005
300 BH	0,10	0,70	0,12	0,03	0,015	0,0005
340 BH	0,12	1,50	0,12	0,03	0,015	0,0005

Fonte: EMS.ME.1508, 2005 (MODIFICADA).

Tabela 2 – Propriedades mecânicas do aço BH.

Grau	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência à Tração (MPa)	Alongamento mín. (%)				BH mín. (MPa)
			t ≤ 0,6mm		t > 0,6mm		
			Lo= 50mm	Lo=80mm	Lo=50mm	Lo= 80mm	
180 BH	180-240	300 mín.	33	31	34	32	33
210 BH	210-270	320 mín.	32	30	33	31	33
240 BH	240-300	340 mín.	31	29	32	30	33
270 BH	270-330	365 mín.	29	27	30	28	33
300 BH	300-360	390 mín.	27	25	28	26	33
340 BH	340-420	410-530	23	21	24	22	33

Fonte: EMS.ME.1508, 2005 (MODIFICADA).

3.2 Efeito *Bake Hardening*

O endurecimento do aço BH é determinado pela combinação entre aquele obtido por deformação plástica (encruamento) com o obtido por envelhecimento (efeito BH). O encruamento deriva do processo de conformação mecânica e o envelhecimento (também denominado envelhecimento por deformação) do tratamento térmico subsequente (normalmente o processo de cura da pintura). As propriedades resultantes dependem da quantidade de pré-deformação, da temperatura do tratamento térmico e do tempo, podendo atingir um ganho próximo a 40MPa (ZHANG *et al*, 2008).

O encruamento durante o processo de conformação implica em aumento da energia armazenada no reticulado cristalino, que durante o aquecimento será usada como força motriz para a reorganização dos átomos do soluto intersticial. Estes átomos, normalmente carbono ou

nitrogênio, se difundem em direção às discordâncias, provocando o seu aprisionamento na atmosfera de Cottrell, e, conseqüentemente, aumentando a resistência mecânica do aço. A difusão dos solutos para a região das discordâncias ocorre devido à diminuição da energia livre de Gibbs do sistema, e, portanto, aumento da estabilidade (ZHANG *et al*, 2008).

O envelhecimento observado no efeito BH é coordenado por dois processos que interagem e são dependentes um do outro, mas podem ser simplificados de forma a facilitar o seu estudo. Estes processos são a aglomeração dos solutos ao redor das discordâncias (atmosfera de Cottrell) e a precipitação de carbonetos coerentes, ambos atuam como impedimento à movimentação das discordâncias. O impedimento das discordâncias tende a ocorrer devido ao primeiro processo quando o teor de soluto for inferior a 5ppm. Já o segundo processo é favorecido em ligas com teor de soluto superior a 10ppm (HANAI, TAKEMOTO e TOKUNAGA, 1982).

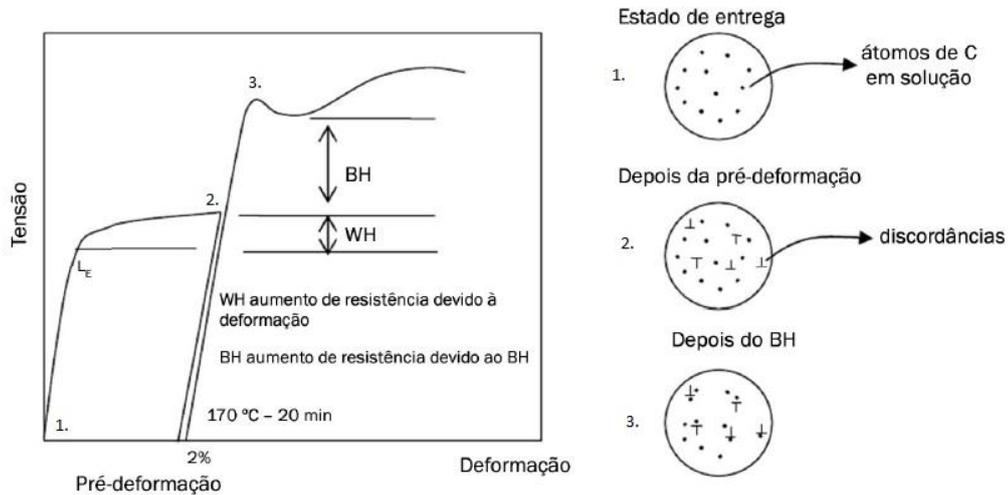
Estudos realizados por Baker, Parker e Daniel (2002), demonstraram a ocorrência de dois estágios no tratamento *bake hardening*. No primeiro estágio, a formação da atmosfera de Cottrell demonstrou ser o principal fenômeno responsável pelo ganho de resistência mecânica. Enquanto no segundo estágio, observado em temperaturas mais elevadas, a precipitação de carbonetos passa a ter uma contribuição relevante. Ainda segundo os autores, foi observado que o aumento na pré-deformação implica em menor quantidade de soluto disponível para a formação do segundo estágio, resultando em menor ganho de resistência mecânica.

Segundo as normas, o efeito BH de um material deve ser determinado pelo incremento no limite de escoamento quando se tem 2% de pré-deformação em tração, temperatura de envelhecimento igual a 170°C e, permanência nesta temperatura por 20 minutos. Entretanto, para condições distintas de pré-deformação, temperatura e tempo, deve-se avaliar o efeito BH pela diferença entre o limite de escoamento da amostra envelhecida e o último valor de tensão registrado na pré-deformação (GHOSAL *et al*, 2008).

A Figura 1 mostra o ganho em resistência mecânica devido ao encruamento (WH) e ao envelhecimento (BH) no gráfico tensão-deformação. A Figura também esquematiza a difusão dos intersticiais para formar o ancoramento das discordâncias, relacionando a organização dos átomos com o momento apresentado no gráfico:

- a) 1. material no estado como recebido – soluto disperso na matriz;
- b) 2. após sofrer pré-deformação – aumento na densidade de discordâncias;
- c) 3. após tratamento térmico – reorganização dos átomos formando as atmosferas de Cottrell.

Figura 1 – Determinação do efeito BH no gráfico tensão-deformação e esquema do mecanismo de endurecimento.



Fonte: SOUZA; COUTO; VATAVUK, 2011 (MODIFICADA).

3.3 Mecanismo de Envelhecimento

O mecanismo de endurecimento dos aços BH por envelhecimento ocorre pela difusão controlada dos átomos intersticiais. Desse modo, o endurecimento adequado depende da presença de discordâncias móveis em quantidade adequada e de carbono (ou nitrogênio) disponível em solução sólida na ferrita (KUROSAWA, 1988).

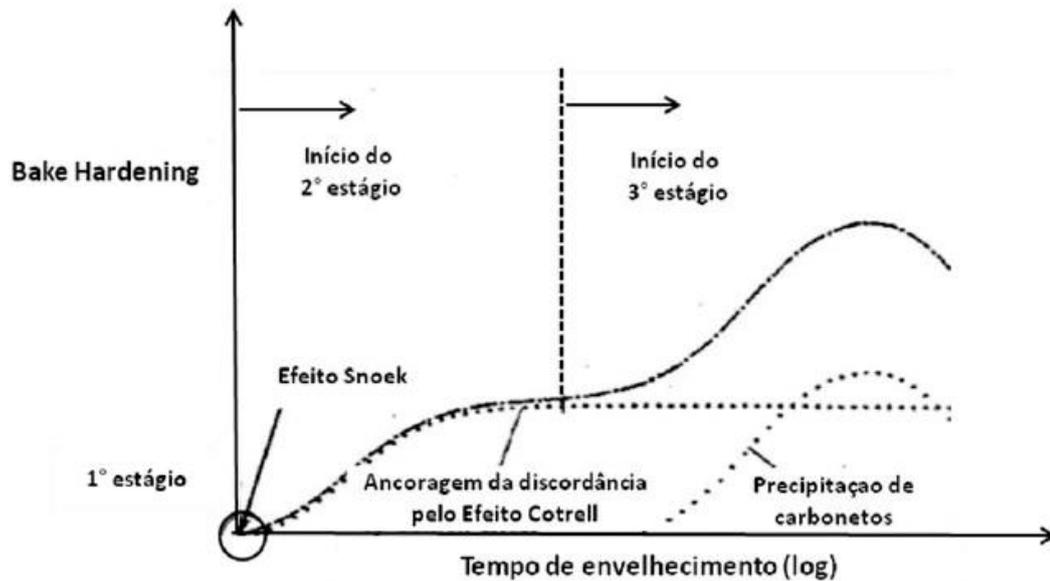
Além disso, a temperatura do processo deve fornecer energia suficiente para que ocorra a difusão dos intersticiais, ao mesmo tempo, não deve ser elevada ao ponto de ocorrer recuperação significativa das discordâncias que poderia implicar em amaciamento do material (KUROSAWA, 1988).

A força motriz para que ocorra esse processo é a diminuição na energia da rede. Tanto a presença do soluto quanto das discordâncias induzem tensões na matriz ferrítica, e a reorganização dos intersticiais na vizinhança das discordâncias provoca o relaxamento da tensão (KUROSAWA, 1988).

Segundo Zhao (2001), o processo de envelhecimento ocorre em três estágios que estão esquematizados na Figura 2:

- a) migração dos átomos de carbono;
- b) formação da atmosfera de Cottrell;
- c) precipitação de carbonetos coerentes.

Figura 2 – Esquema dos três estágios do processo de envelhecimento em função do tempo e do ganho em efeito BH.



Fonte: MONTEIRO, 2012.

Inicialmente os átomos intersticiais localizados próximos às regiões afetadas pelas discordâncias formadas durante o processo de conformação se difundem para as regiões de menor energia (efeito Snoek). Este processo ocorre de maneira extremamente rápida e é responsável pelo aumento inicial do limite de escoamento, já que este rearranjo dos átomos do soluto implica em diminuição da energia do sistema, e, portanto, impõe maior dificuldade à movimentação das discordâncias (SEAL, 2006).

A difusão dos intersticiais de regiões mais afastadas para os centros das discordâncias demanda mais tempo, e, portanto, o segundo estágio é mais demorado que o anterior. O ancoramento das discordâncias neste momento ocorre devido à formação das atmosferas de Cottrell. A aglomeração dos átomos do soluto em torno das discordâncias resulta em um estado de menor energia, e, assim, aumenta a tensão necessária ao movimento das discordâncias (SEAL, 2006).

Para que a deformação plástica ocorra, as discordâncias precisam sair da atmosfera formada pelos intersticiais. Sendo que quanto maior a quantidade de átomos formando a atmosfera, mais intenso o seu efeito, e quanto mais próximo o átomo estiver da discordância, maior a sua influência sobre a atmosfera. Este processo proporciona aumento do limite de escoamento e de resistência mecânica (SEAL, 2006). Segundo Ritesth (2006), a ancoragem das discordâncias no primeiro e segundo estágio se deve à menor energia livre da rede

cristalina para esta organização dos átomos se comparada ao estado nos quais os solutos estão dispersos na matriz.

Por último, o aumento na aglomeração de carbonos nas atmosferas favorece a nucleação e precipitação de carbonetos. Os carbonetos oferecem um impedimento adicional à movimentação das discordâncias, proporcionando ganhos nos limites de escoamento e de resistência (RITESTH, 2006).

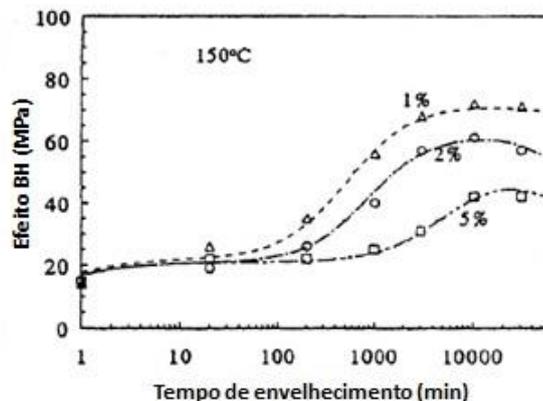
3.4 Variáveis que Afetam o Efeito BH

3.4.1 Pré-deformação

Normalmente as peças de aço BH passam por algum processo de conformação mecânica antes do processo de aquecimento. Essa quantidade de pré-deformação é responsável pelo aumento na densidade de discordâncias. Estas discordâncias serão aprisionadas nas atmosferas de Cottrell resultando no incremento do limite de escoamento (BAKER; PARKER; DANIEL, 2002).

Segundo os estudos, o aumento na quantidade de pré-deformação implica em menor ganho de resistência mecânica. Isto ocorre porque um maior número de discordâncias implica na necessidade de maior quantidade de carbono em solução sólida para que ocorra a ancoragem. (BAKER; PARKER; DANIEL, 2002). Contudo, nos aços BH o teor de carbono é limitado, e, assim, quanto maior a pré-deformação menor o efeito BH, conforme pode ser observado na Figura 3:

Figura 3 – Influência da quantidade de pré-deformação no efeito BH em função do tempo de envelhecimento.



Fonte: BAKER; DANIEL; PARKER, 2002 (MODIFICADA).

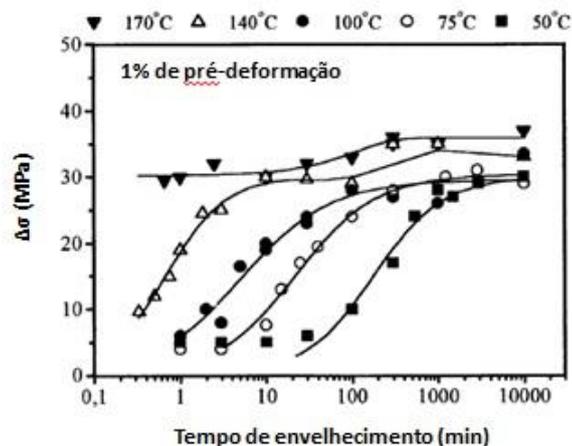
3.4.2 Tempo e Temperatura

O efeito BH ocorre devido à difusão controlada dos átomos do soluto para as vizinhanças das discordâncias. Como o fenômeno da difusão é afetado pelo tempo e pela temperatura, pode-se inferir que o efeito BH também será dependente destes parâmetros (VANDEPUTTE; COOMAN, 1999).

O ganho em resistência pelo efeito BH aumenta com o tempo até se aproximar de um patamar a partir do qual o valor permanece constante. Com relação à temperatura, o efeito BH aumenta exponencialmente com a temperatura do tratamento térmico, sendo limitada pelo fenômeno de recuperação do trabalho a frio (VANDEPUTTE; COOMAN, 1999).

A Figura 4 mostra a variação do efeito BH para uma amostra com 1 % de pré-deformação em função do tempo para diferentes condições de temperatura (50°C, 75°C, 100°C, 140°C e 170°C). Observa-se a tendência ao patamar à medida que se aumenta o tempo de envelhecimento e o aumento do efeito BH quando a amostra é envelhecida a temperaturas superiores.

Figura 4 – Influência do tempo e da temperatura no efeito BH para uma amostra com 1% de pré-deformação.



Fonte: VANDEPUTTE; COOMAN, 1999. (MODIFICADA)

3.4.3 Tamanho de Grão

Observa-se que o refino de grão favorece o efeito BH, contudo não há um consenso entre a forma como esses fatores se relacionam. Acredita-se que isso aconteça devido à variação dos pontos de segregação do carbono.

Para Sonen *et al* (2004), no caso de granulações finas, a distância que o soluto precisa percorrer até uma região de discordância é menor e isto facilita o processo de ancoramento das discordâncias.

Já Seal (2006) afirma que granulações menores implicam em maior concentração de carbono nos contornos, e que os solutos nesta posição contribuem mais efetivamente para o efeito BH.

Contudo, essa influência depende da concentração e da localização do soluto. Em ligas com teor de carbono relativamente elevado, o tamanho de grão demonstra maior influência no endurecimento alcançado por envelhecimento. Enquanto aquelas com teor de carbono relativamente inferior, esse efeito não é pronunciado (STOROJEVA *et al*, 2000).

3.4.4 Adição de Elementos de Liga

3.4.4.1 Carbono e Nitrogênio

O carbono (C) e o Nitrogênio (N) são essenciais para a ocorrência dos fenômenos de envelhecimento durante a cura da pintura. Contudo, é preciso balancear a concentração desses elementos para se atingir boas propriedades de conformação e de endurecimento por deformação. Baixos teores de C e N implicam em vantagens para o processo de conformação, garantindo a boa estampabilidade da chapa, atingida pela estabilização do C e do N antes do processo de laminação (RITESTH, 2006).

A estabilização do nitrogênio ocorre com a formação de nitretos (nitreto de alumínio ou nitreto de titânio). Como no mercado atual os aços são produzidos acalmados ao alumínio, os átomos de nitrogênio se encontram combinados na forma de nitretos de alumínio. Já o carbono é estabilizado pela formação de carbonetos (carboneto de titânio ou carboneto de nióbio) (RITESTH, 2006).

O aumento no teor de carbono livre favorece o efeito BH, porém também favorece o envelhecimento durante a estocagem. Portanto, é preciso equilibrar a ocorrência destes

fenômenos com as necessidades do projeto, já que este último pode implicar na formação de linhas de distensão indesejáveis aos processos de conformação. Entretanto, acredita-se que o envelhecimento durante a estocagem seja minimizado para teores de carbono inferiores a 25ppm (RITESTH, 2006).

3.4.4.2 Manganês

O manganês (Mn) atua de duas maneiras: diminuindo a quantidade de carbono em solução sólida por se dissolver na austenita acelerando o processo de precipitação de carbonetos e diminuindo o tamanho de grão. O primeiro caso resulta em diminuição do efeito BH, enquanto o segundo pode favorecer o endurecimento, contudo, os estudos indicam que o efeito do primeiro é mais significativo. Portanto, a adição de Mn ao aço implica em menor ganho de resistência mecânica devido ao efeito BH (SEAL, 2006).

3.4.4.3 Fósforo

O fósforo (P) é um dos elementos de menor custo e apresenta como efeito principal o aumento da resistência mecânica dos aços. Entretanto, para teores superiores a 0,1% causa problemas de fragilização devido a segregação nos contornos de grão e dificulta o processo de soldagem (KIM, 2003).

O fósforo contribui positivamente para o efeito BH devido, principalmente, a dois fatores: segregação de fósforo nos contornos de grãos, e formação de FeTiP. A segregação de fósforo nos contornos minimiza a segregação de carbono nestas regiões, e a formação de FeTiP possibilita a retirada de titânio, minimizando a precipitação de $Ti_4C_2S_2$ (carbosulfeto de titânio) e TiC (carboneto de titânio). Ambos os fenômenos aumentam o teor de carbono no interior dos grãos favorecendo o efeito BH. Outro fator que pode favorecer o efeito BH é a contribuição do fósforo para o refino de grão (KIM, 2003).

3.4.4.4 Silício

O silício (Si) atua estabilizando a ferrita reduzindo a velocidade de precipitação de carbonetos, e, assim, mantendo o carbono em solução sólida. Logo, o efeito BH é favorecido. Contudo, teores de silício elevados podem contribuir para o aumento do tamanho de grão e

podem prejudicar a qualidade superficial devido a formação de SiO_2 (óxido de silício), portanto, devem ser evitados (KIM, 2003).

3.4.4.5 Titânio

A adição titânio (Ti) promove a remoção de carbono pela formação de precipitados de carbonetos de titânio que se precipitam a elevadas temperaturas, podendo chegar a 950°C . Se por um lado, a menor quantidade de carbono em solução sólida implica em diminuição do efeito BH, por outro o controle do teor de soluto é fundamental para que o material tenha propriedade antienvelhecimento adequada (SAKATA; SATOH, 2001).

Contudo, como a precipitação só ocorre em temperaturas elevadas, é necessário avaliar o ciclo térmico que o material irá sofrer durante os processos para identificar se estes elementos vão ou não influenciar o efeito BH (SAKATA; SATOH, 2001).

3.4.4.6 Nióbio

A adição de nióbio (Nb) ao aço BH é comum por auxiliar no controle da quantidade de carbono livre, devido ao fato do nióbio reagir com o carbono formando precipitados (NbC). Isso implica em diminuição do efeito BH devido à menor concentração de soluto em solução sólida. A adição de Nb, assim com a de Ti, contribui para o processo de estampagem, contudo é preciso equilibrar para que a diminuição do efeito BH não atrapalhe o endurecimento desejado (SAKATA; SATOH, 2001).

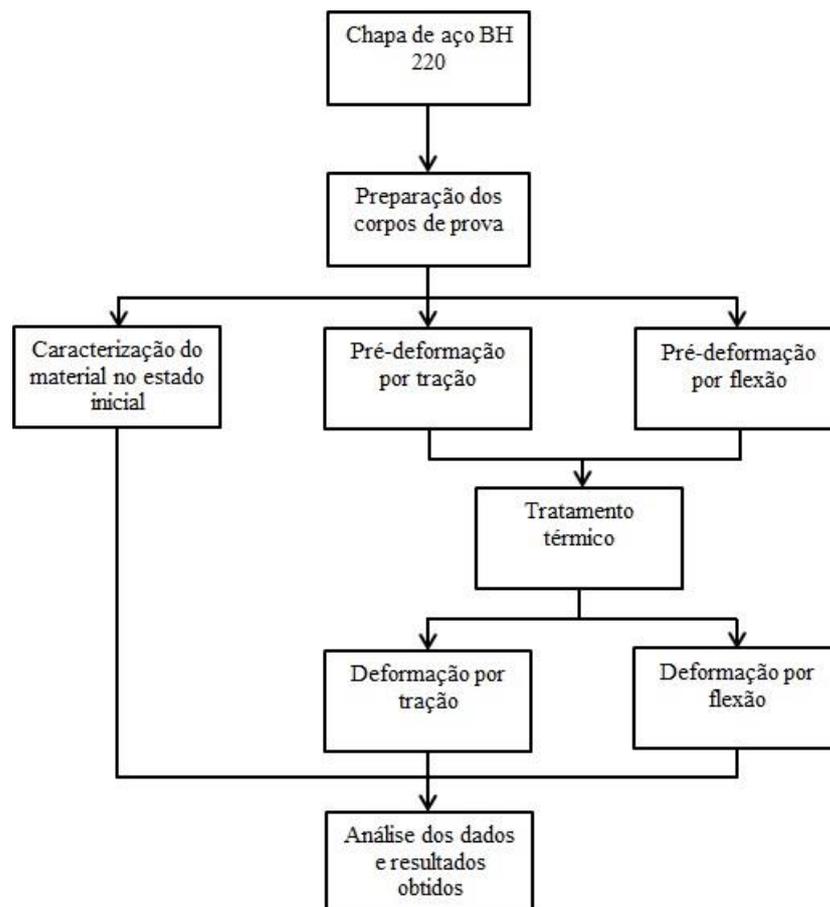
4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 Descrição do Trabalho

O presente trabalho consistiu na análise da influência da quantidade e do modo de deformação no efeito BH para o aço BH 220. Para esta análise, foram realizadas diferentes pré-deformações nos corpos de prova, seguidas por tratamento térmico específico e posterior deformação até o ponto de instabilidade plástica ou perda de contato com os apoios. Os resultados obtidos nos ensaios mecânicos foram manipulados para se obter a magnitude do efeito BH nas diferentes condições tratadas.

A Figura 5 apresenta o fluxograma das atividades desenvolvidas.

Figura 5 – Fluxograma de atividades.

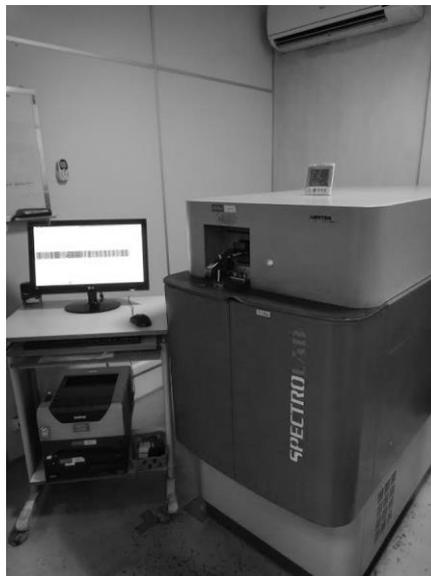


Fonte: Próprio autor.

4.2 Materiais

Este estudo foi realizado utilizando um aço BH 220, cuja composição química foi determinada por meio de um Espectrômetro de Emissão Óptica, modelo Spectrolab, marca Spectro, Figura 6. Para a obtenção dos corpos de provas, utilizou-se uma chapa com espessura de 0,7mm, sendo estas amostras retiradas paralelas à direção de laminação.

Figura 6 – Espectrômetro de Emissão Óptica utilizado para obtenção da composição química do aço BH 220.



Fonte: Próprio autor.

Foram preparados vinte corpos de prova, sendo dez para os ensaios de tração e dez para os ensaios de flexão. Também foram retiradas duas amostras para caracterização microestrutural do material no estado recebido. Os corpos de prova foram mantidos sob-refrigeração durante os intervalos entre os ensaios a fim de se prevenir o envelhecimento do material.

4.3 Caracterização Microestrutural

A caracterização microestrutural do material foi realizada na condição como recebido. As amostras foram embutidas em acrílico autopolimerizante, lixamento em uma sequência de lixas de 240, 320, 400 e 600 mesh, e polimento com pasta de diamante de 9 μm e 3 μm . A revelação da microestrutura se deu com o ataque pelo reagente Nital 3%. As micrografias

foram obtidas por meio de uma câmera digital acoplada à lente do microscópio óptico da marca Kontrol e conectada ao computador (Figura 7).

Figura 7 – Microscópio óptico e computador acoplado utilizado na obtenção das imagens.



Fonte: Próprio autor.

4.4 Ensaios Mecânicos

4.4.1 Ensaio de Tração

Os ensaios de tração foram realizados na máquina universal de ensaios Istron 5582 (Figura 8), com sistema de aquisição de dados Blue Hill 2, utilizando-se extensômetro mecânico (tipo agulhas). Foram utilizados dez corpos de prova retangulares com as seguintes dimensões: 80mm de comprimento útil; 100mm de comprimento total; 20mm de largura, e; 0,7mm de espessura. O ajuste da velocidade do cabeçote da máquina universal de ensaios foi feito com uso de uma taxa de deformação inicial igual a 4,80mm/min.

Figura 8 – Máquina universal de ensaios Instron 5582 utilizada para realizar os ensaios de tração.



Fonte: Próprio autor.

Os corpos de prova foram pré-deformados em 1%, 2%, 3% e 4% de deformação verdadeira em tração, tendo sido realizados dois ensaios para cada uma destas condições. As amostras pré-deformadas foram tratadas termicamente e, em seguida, deformadas até o ponto de instabilidade plástica. Também foram realizados dois ensaios em corpos de prova na condição como recebido para posterior caracterização mecânica do material.

Os dados fornecidos pelo equipamento durante o ensaio, deformação (e) e carga (F), foram convertidos para tensão (σ), deformação efetiva (ε) e tensão efetiva (σ_{efet}) (equações 1, 2 e 3 respectivamente):

$$\sigma = \frac{F}{A_0} \quad (1)$$

$$\varepsilon = \ln(1 + e) \quad (2)$$

$$\sigma_{efet} = \frac{F}{A_0}(1 + e) \quad (3)$$

Onde A_0 representa a área inicial da secção transversal do corpo de prova.

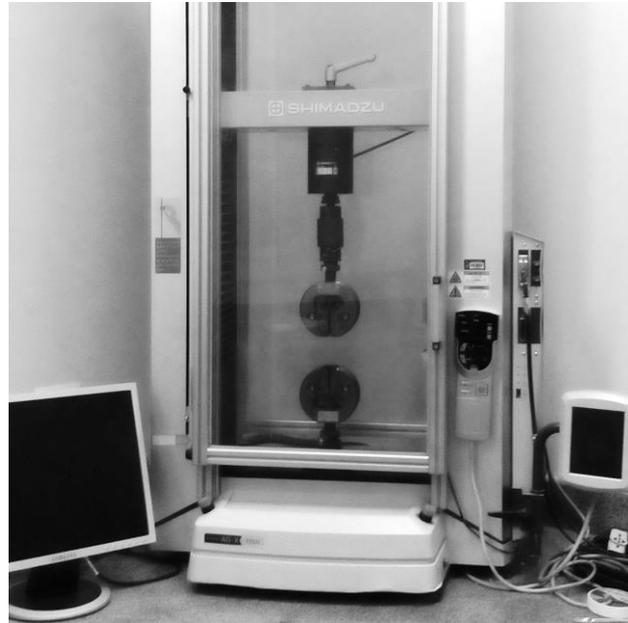
A partir da curva tensão-deformação convencional dos corpos de prova utilizados para caracterização mecânica, foram calculados os seguintes parâmetros:

- a) limite de escoamento: tensão obtida no ponto em que uma reta paralela ao regime elástico, com 0,2% de deformação, corta a curva tensão-deformação;
- b) limite de Resistência à Tração: tensão máxima da curva tensão-deformação;
- c) alongamento uniforme percentual: percentual de deformação obtido através de uma reta paralela ao regime elástico que passa pelo ponto de tensão máxima e pelo eixo da deformação.

4.4.2 Ensaio de Flexão

O ensaio de flexão foi realizado na máquina Autograph AG-X, da Shimadzu (Figura 9) com dispositivo adequado à flexão em três apoios. A distância entre os apoios utilizada foi igual a 30mm, de modo a permitir o apoio correto de todos os corpos de prova, adotando-se a velocidade de 2mm/min (valor escolhido de modo a permitir a obtenção de vários pontos de deslocamento do cutelo e de força). Nesta técnica de ensaios foram utilizados dez corpos de prova retangulares com as seguintes dimensões: 50mm de comprimento; 20mm de largura, e; 0,7mm de espessura.

Figura 9 – Máquina Autograph AG-X utilizada para realizar os ensaios de flexão.



Fonte: Próprio autor.

Os corpos de prova foram pré-deformados em 0,5%, 1%, 2% e 4%, tendo sido realizados dois ensaios para cada uma destas condições. As amostras pré-deformadas foram tratadas termicamente e, em seguida, novamente ensaiadas, porém até o ponto perda de contato entre o corpo de prova e os apoios. Também foram realizados dois ensaios em corpos de prova na condição como recebido para posterior caracterização mecânica do material. A Tabela 3 apresenta a relação entre o deslocamento do cutelo (flecha) e a quantidade de pré-deformação:

Tabela 3 – Relação entre o deslocamento do cutelo no ensaio de flexão e a quantidade de pré-deformação.

Flecha (mm)	Quantidade de pré-deformação
1,0714	0,5%
2,1429	1%
4,2857	2%
8,5714	4%

Fonte: Próprio autor.

Os dados fornecidos pelo equipamento durante o ensaio, flecha (v) e carga (F), foram convertidos para deformação em flexão (ϵ) e tensão em flexão (σ) (equações 4 e 5), e utilizados para traçar a curva tensão-deformação.

$$\epsilon_{flexão} = \frac{6 \cdot t \cdot v}{l^2} \quad (4)$$

$$\sigma_{flexão} = \frac{3 \cdot F \cdot l}{2 \cdot w \cdot t^2} \quad (5)$$

Onde t representa a espessura do corpo de prova, l a distância entre os apoios e w a largura do corpo de prova.

A partir da curva tensão-deformação dos corpos de prova utilizados para caracterização mecânica, obteve-se o limite de resistência a flexão como sendo a tensão registrada no momento em que o corpo de prova perde o contato com os apoios.

4.5 Tratamento Térmico

Os corpos de prova pré-deformados em tração e flexão foram submetidos a tratamento térmico em forno da marca Magnus, modelo AN1222 (Figura 10). A temperatura de encharque foi de 180°C, sendo o tempo de permanência das amostras nesta temperatura igual a 20 minutos. Em seguida, as amostras foram resfriadas ao ar, e encaminhadas para deformação até o ponto de instabilidade plástica ou perda de contato com os apoios no mesmo modo em que foram pré-deformadas.

Figura 10 – Forno utilizado no tratamento térmico.

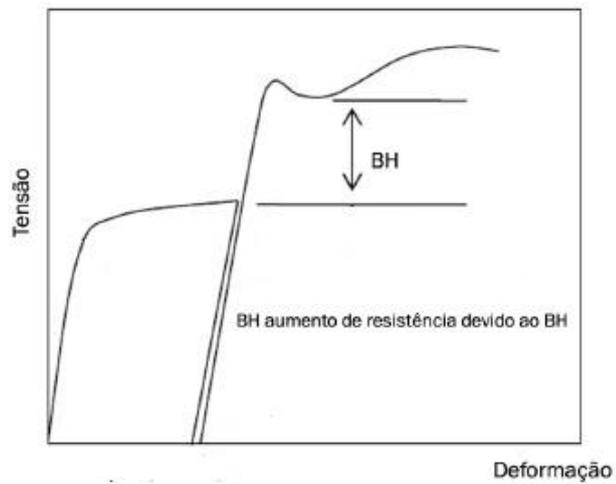


Fonte: Próprio autor.

4.6 Determinação do Efeito BH

O ganho de resistência pelo efeito BH foi determinado segundo apresenta a Figura 11. Dessa forma, o cálculo foi feito subtraindo o limite de escoamento obtido para a amostra após o tratamento térmico pelo último valor de tensão obtido na pré-deformação.

Figura 11 – Efeito BH no gráfico tensão-deformação



Fonte: SOUZA; COUTO; VATAVUK, 2011 (MODIFICADA).

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Composição Química

A composição química do aço BH 220 utilizado neste trabalho está discriminada na Tabela a seguir:

Tabela 4 – Composição química do aço BH 220 determinada por Espectrômetro de Emissão Óptica.

Elemento %	C	Si	Mn	P	Al	Nb	Ti	Fe	S
	0,0116	0,0098	0,570	0,0324	0,0349	0,0065	0,00091	99,3	0,0135

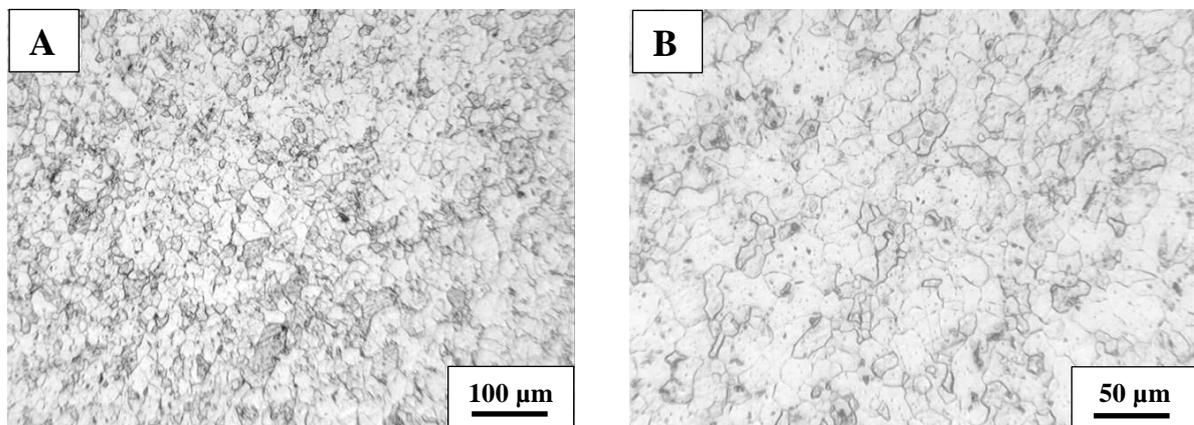
Fonte: Próprio autor.

Analisando a Tabela 4, e comparando com a Tabela fornecida pela norma EMS.ME.1508 (2005), apenas o alumínio ultrapassa o teor máximo permitido. O alumínio é utilizado para combinar com nitrogênio evitando o envelhecimento e, conseqüente, aparecimento de linhas de distensão, à temperatura ambiente (ZACCONE *et al*, 1990).

5.2 Caracterização Microestrutural

Através da caracterização microestrutural do material no estado recebido, foram obtidas fotomicrografias podem ser observadas nas Figuras 12 e 13.

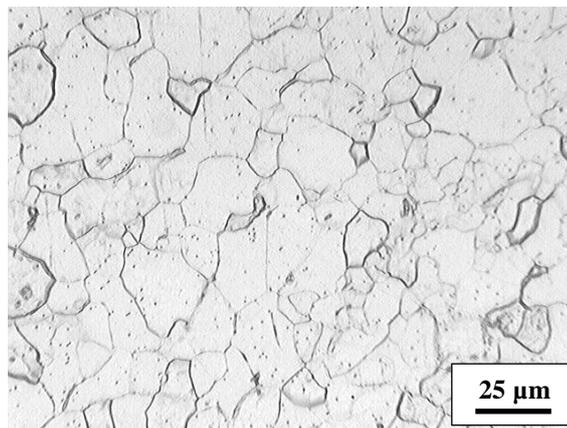
Figura 12 – Fotomicrografia com aumentos distintos do aço BH 220 na condição inicial.



Fonte: Próprio autor.

Analisando as fotomicrografias, pode-se observar que o material possui grãos aproximadamente equiaxiais, mas levemente alongados. Também é possível visualizar contornos de grãos mais espessos.

Figura 13 – Fotomicrografia do aço BH 220 na condição inicial.



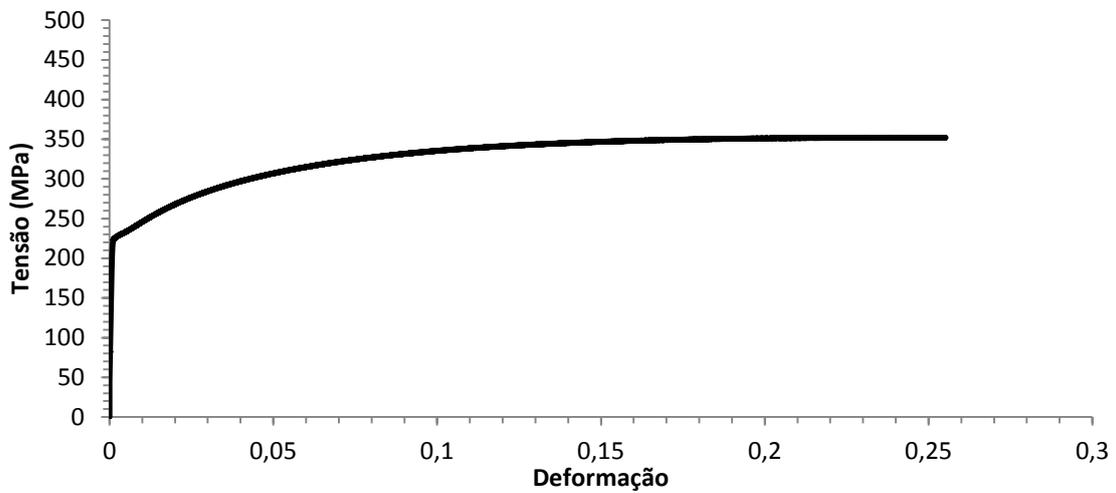
Fonte: Próprio autor.

A fotomicrografia apresentada na Figura anterior permite a melhor visualização dos contornos de grão mais espessos, que indicam a presença de segregação. Segundo Kim (2003), o fósforo tende a se difundir para os contornos de grão durante a obtenção do aço BH formando precipitados de FeTiP.

5.2 Caracterização Mecânica

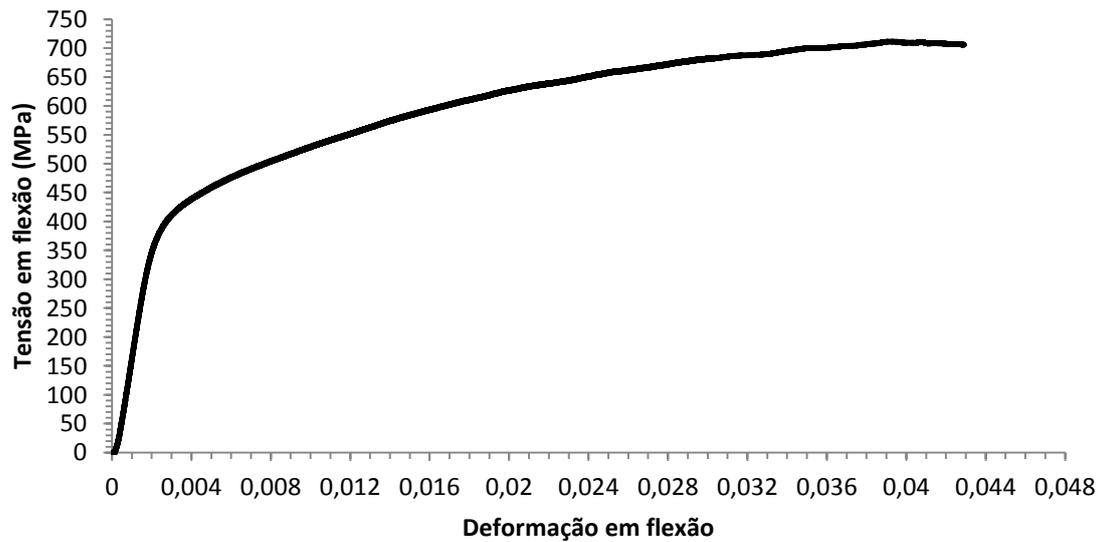
Os corpos de prova submetidos aos ensaios de tração e flexão, com o intuito de caracterização mecânica, foram deformados até o ponto de instabilidade plástica ou perda de contato com os apoios. Nas Figuras 14 e 15 estão apresentados os gráficos obtidos para duas amostras, a primeira deformada por tração e a segunda por flexão.

Figura 14 – Curva tensão-deformação convencional obtida para o aço BH 220 no ensaio de tração.



Fonte: Próprio autor.

Figura 15 – Curva tensão-deformação em flexão obtida para o aço BH 220 no ensaio de flexão.



Fonte: Próprio autor.

Por meio da curva tensão-deformação convencional obtida no ensaio de tração, os seguintes parâmetros foram calculados e registrados na Tabela 5:

- a) limite de escoamento;
- b) limite de resistência;
- c) alongamento uniforme.

Como para cada modo de deformação foram realizados dois ensaios, o resultado final foi obtido por meio da média aritmética dos valores encontrados.

Tabela 5 – Propriedades mecânicas do aço BH 220 obtidas no ensaio de tração.

Limite de escoamento (MPa)	228,81
Limite de resistência (MPa)	352,68
Alongamento uniforme (%)	24,00

Fonte: Próprio autor.

Observa-se na Tabela 5 que o limite de escoamento e o limite de resistência do material estudado estão de acordo com os valores mínimos especificados pela norma EMS.ME.1508 (2005). Contudo, o alongamento uniforme está abaixo do valor mínimo. Cabe ressaltar, que a norma não informa as propriedades para o grau BH 220, portanto este deve ser aproximado aos valores informados para o grau 240, já que este é o que apresenta comportamento mais próximo.

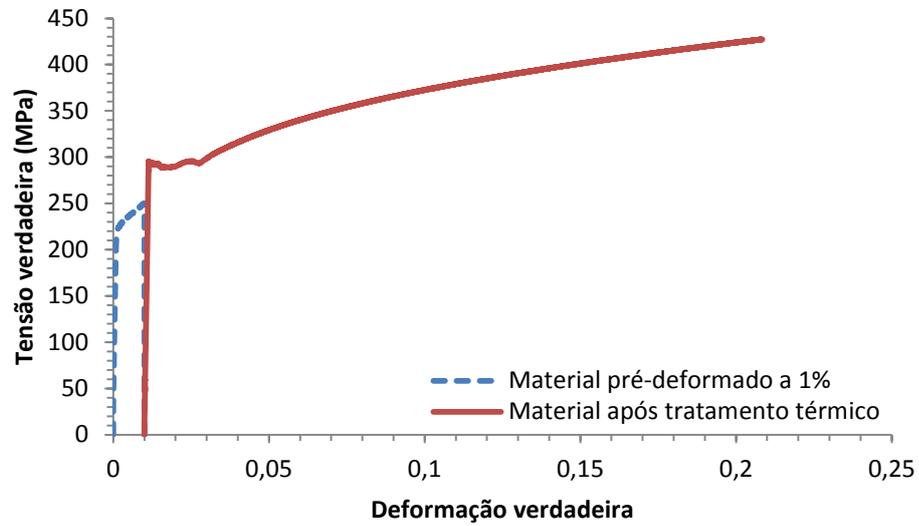
Através da caracterização mecânica por meio do ensaio de flexão (Figura 15), é possível obter o limite de resistência do material, dado pelo instante no qual a amostra perde o contato com os apoios (maior dado de força registrado pelo equipamento de ensaio). Dessa forma, o limite de resistência do material à flexão é igual a 695,37MPa.

5.3 Análise do Efeito BH

5.3.1 Deformação por Tração

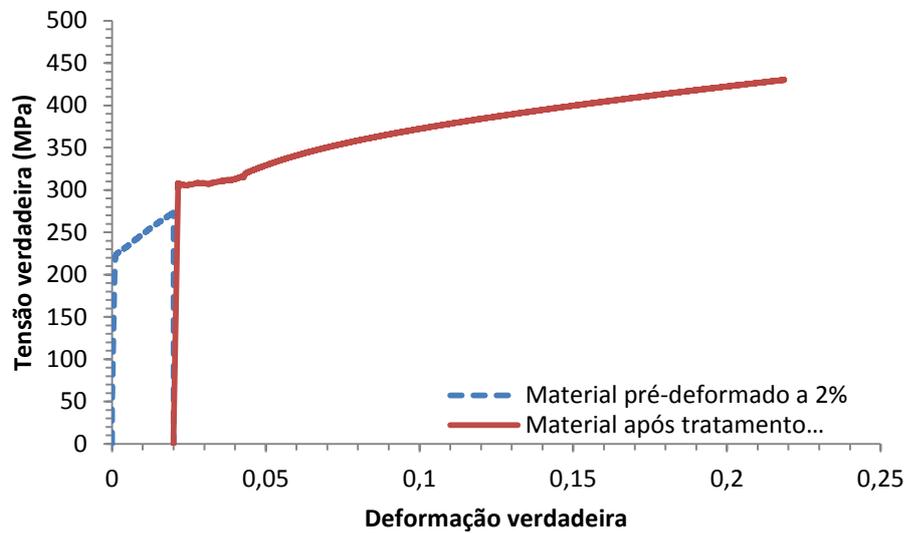
As curvas tensão-deformação efetiva obtidas para as amostras deformadas por tração foram utilizadas na visualização e análise do efeito BH, sendo este caracterizado pelo acréscimo no limite de escoamento do material pré-deformado após tratamento térmico. Nas Figuras 16 a 19 estão os resultados obtidos para cada condição de pré-deformação, sendo possível observar o aumento na resistência mecânica das amostras.

Figura 16 – Curva tensão-deformação verdadeira obtida para o aço BH 220 com 1% de pré-deformação em tração.



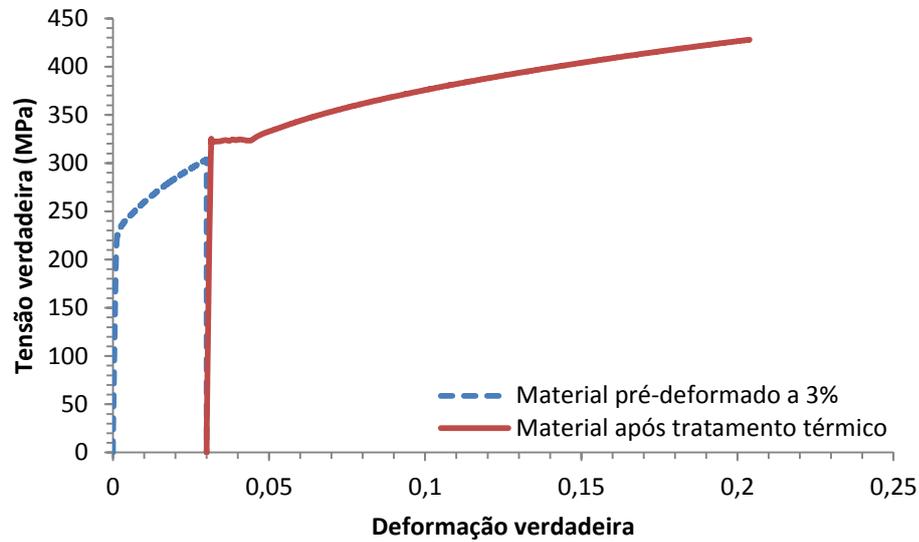
Fonte: Próprio autor.

Figura 17 – Curva tensão-deformação verdadeira obtida para o aço BH 220 com 2% de pré-deformação em tração.



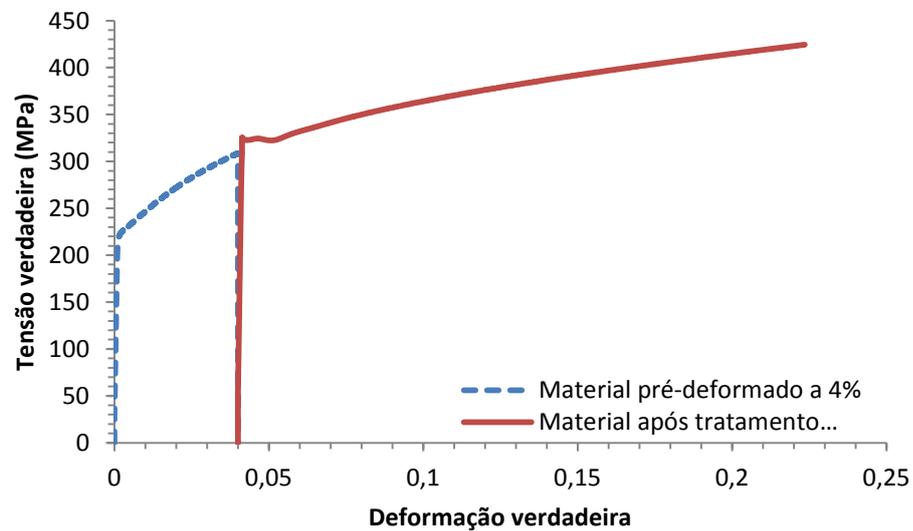
Fonte: Próprio autor.

Figura 18 – Curva tensão-deformação verdadeira obtida para o aço BH 220 com 3% de pré-deformação em tração.



Fonte: Próprio autor.

Figura 19 – Curva tensão-deformação verdadeira obtida para o aço BH 220 com 4% de pré-deformação em tração.



Fonte: Próprio autor.

Os gráficos evidenciaram a formação de um patamar de escoamento no material deformado após tratamento térmico para todas as condições de pré-deformação analisadas. E esta não foi uma característica apresentada pelo material quando deformado no estado como

recebido. Logo, pode-se inferir que o patamar de escoamento observado nas curvas obtidas se formou devido ao ancoramento das discordâncias decorrentes do efeito BH.

Os valores encontrados para o efeito BH foram organizados na Tabela 6. Como para cada condição de processamento duas amostras foram analisadas, o resultado apresentado é dado pela média aritmética dos valores.

Tabela 6 – Efeito BH observado no aço BH 220 deformado por tração.

Quantidade de pré-deformação	BH (MPa)
1%	43,8572
2%	37,6635
3%	20,6475
4%	18,6788

Fonte: Próprio autor.

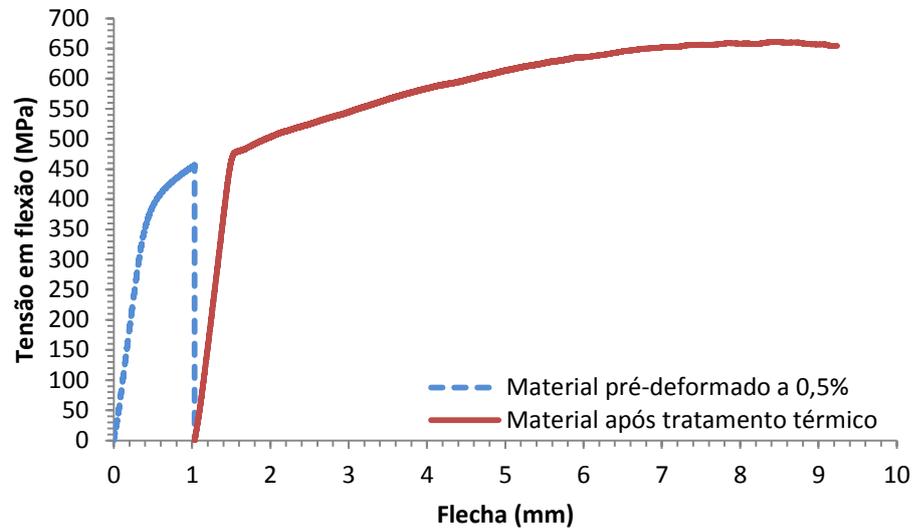
5.3.2 Deformação por Flexão

A partir do ensaio de flexão foram construídas as curvas tensão em flexão-flecha e tensão-deformação em flexão. A análise das curvas permite observar o comportamento das amostras para as diferentes condições de pré-deformação empregadas, assim como a resposta apresentada ao tratamento de envelhecimento.

5.3.2.1 Curvas Tensão em Flexão-Flecha

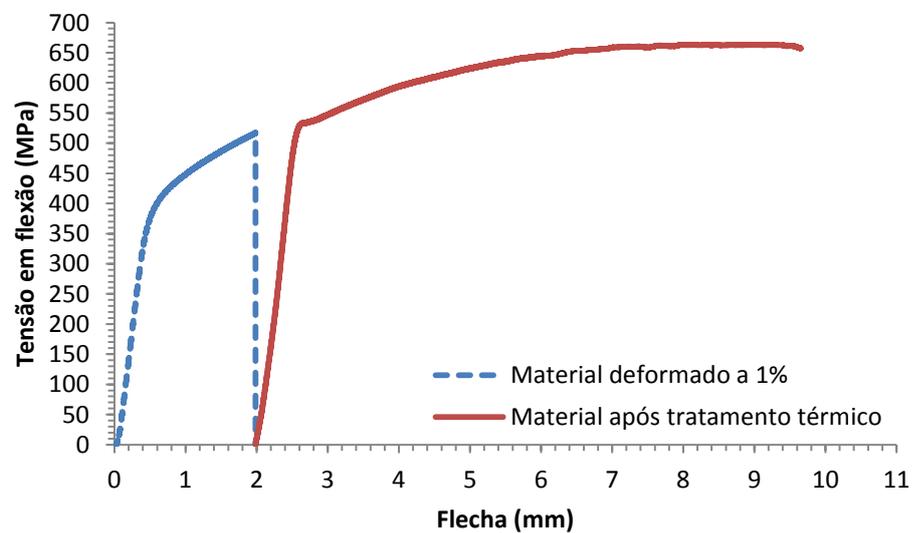
As Figuras 20 a 23 apresentam a curva tensão em flexão-flecha para cada uma das condições de pré-deformação. Essas curvas permitem observar o limite de deslocamento do cutelo.

Figura 20 – Curva tensão em flexão-flecha obtida para o aço BH 220 com 0,5% de pré-deformação em flexão.



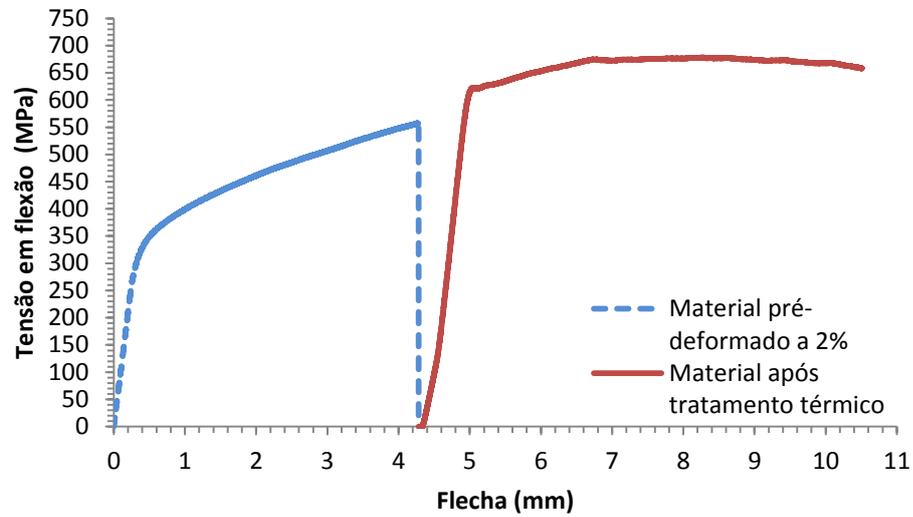
Fonte: Próprio autor.

Figura 21 – Curva tensão em flexão-flecha obtida para o aço BH 220 com 1% de pré-deformação em flexão.



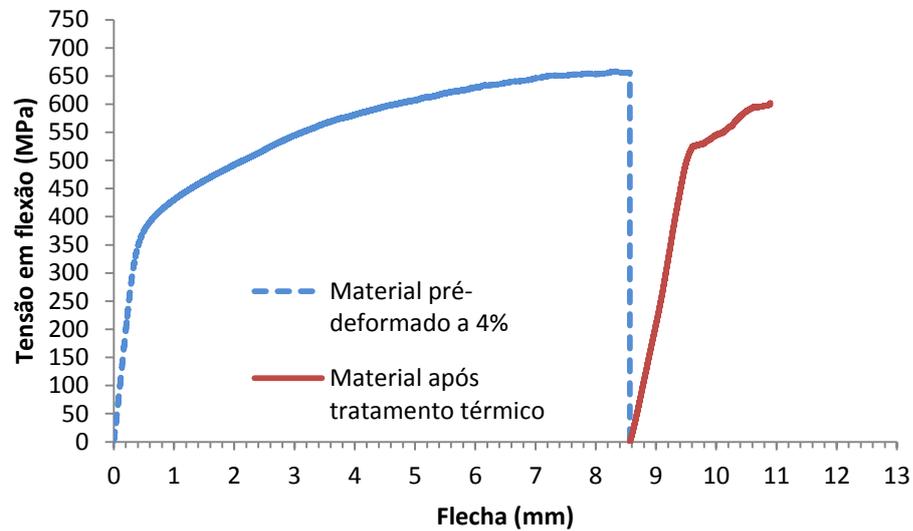
Fonte: Próprio autor.

Figura 22 – Curva tensão em flexão-flecha obtida para o aço BH 220 com 2% de pré-deformação em flexão.



Fonte: Próprio autor.

Figura 23 – Curva tensão em flexão-flecha obtida para o aço BH 220 com 4% de pré-deformação em flexão.

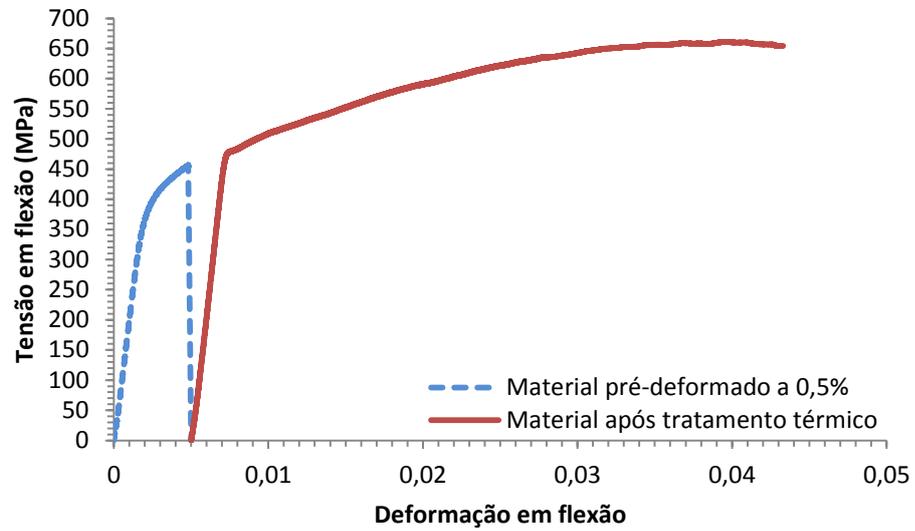


Fonte: Próprio autor.

5.3.2.1 Curvas Tensão-Deformação em Flexão

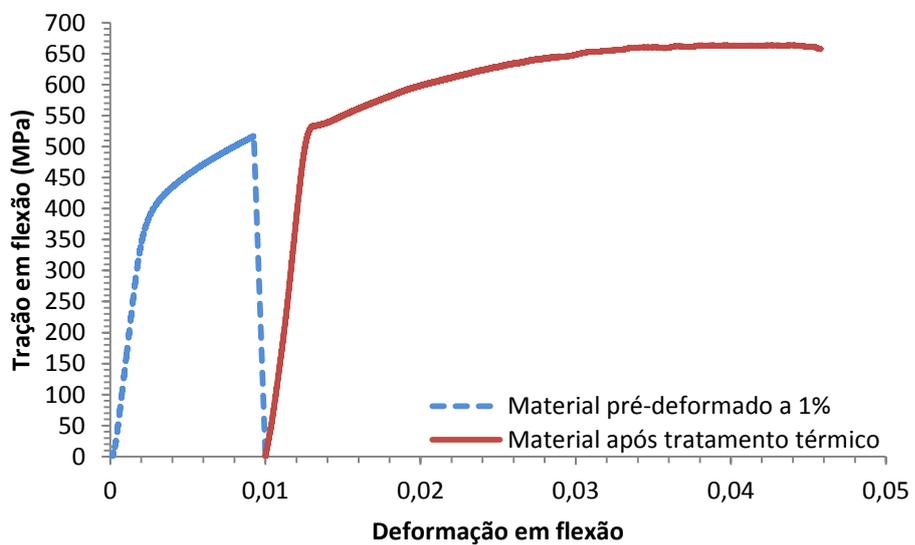
As Figuras 24 a 27 apresentam a curva tensão-deformação em flexão para cada uma das condições de pré-deformação.

Figura 24 – Curva tensão-deformação em flexão obtida para o aço BH220 com 0,5% de pré-deformação em flexão.



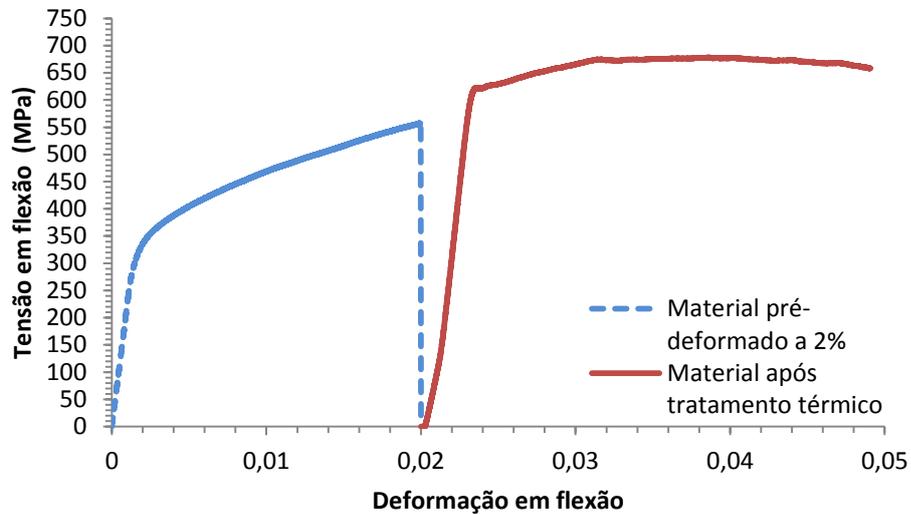
Fonte: Próprio autor.

Figura 25 – Curva tensão-deformação em flexão obtida para o aço BH 220 com 1% de pré-deformação em flexão.



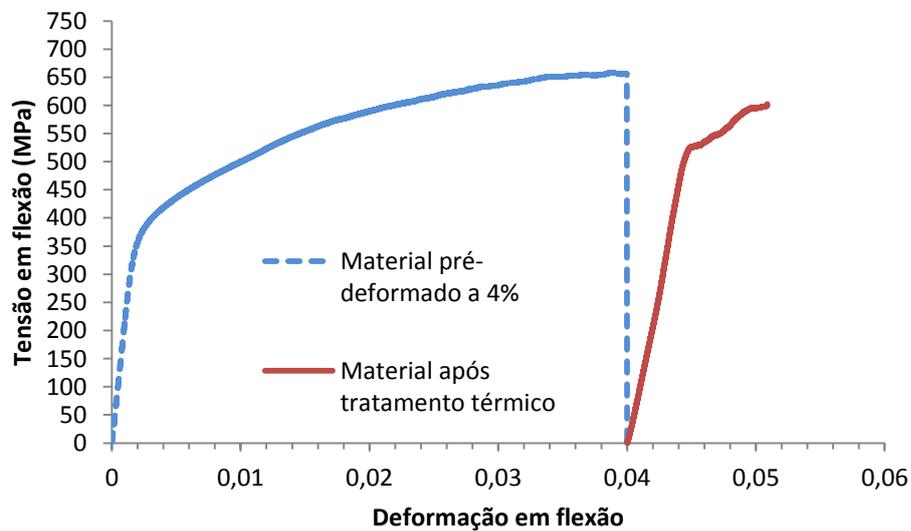
Fonte: Próprio autor.

Figura 26 – Curva tensão-deformação em flexão obtida para o aço BH 220 com 2% de pré-deformação em flexão.



Fonte: Próprio autor.

Figura 27 – Curva tensão-deformação em flexão obtida para o aço BH 220 com 4% de pré-deformação em flexão.



Fonte: Próprio autor.

Analisando os gráficos para as amostras deformadas por flexão, observa-se que o patamar de escoamento apresentado após a realização do tratamento térmico é menos pronunciado do que o apresentado pelas amostras deformadas por tração. Este pode ser um indicativo de menor quantidade de discordâncias ancoradas, já que o patamar de escoamento é

um comportamento característico da atmosfera de Cottrell. Pode-se observar que a amostra com efeito BH mais pronunciado, amostra com 2% de pré-deformação, também é a amostra que apresenta patamar de escoamento mais nítido, como pode ser visualizado no gráfico da Figura 26.

Na Figura 27, observa-se que a amostra com 4% de pré-deformação sofreu um amaciamento após o tratamento térmico. Logo, o efeito BH esperado não ocorreu para estas condições de processamento e a diferença entre o limite de escoamento após o tratamento térmico e o último valor de tensão na pré-deformação é um valor negativo. Este comportamento pode ser entendido em função do nível elevado de pré-deformação que pode ter contribuído com o alívio do ancoramento das discordâncias. Do mesmo modo, as condições do tratamento térmico, para este grau de deformação, podem ter sido suficientes para que ocorra alguma recuperação no material, e, assim, aliviando o estado de tensões (VANDEPUTTE; COOMAN, 1999). Durrenberger *et al* (2011) observou um efeito semelhante de amaciamento no estudo do efeito *bake hardening* no aço TRIP780, porém em condição distinta de modo de deformação.

Os valores do efeito BH obtidos através dos gráficos tensão-deformação em flexão foram registrados na Tabela 7. Como duas amostras foram utilizadas para cada condição de pré-deformação, o resultado apresentado é dado pela média aritmética dos valores calculados.

Tabela 7 – Efeito BH observado no aço BH 220 deformado por flexão.

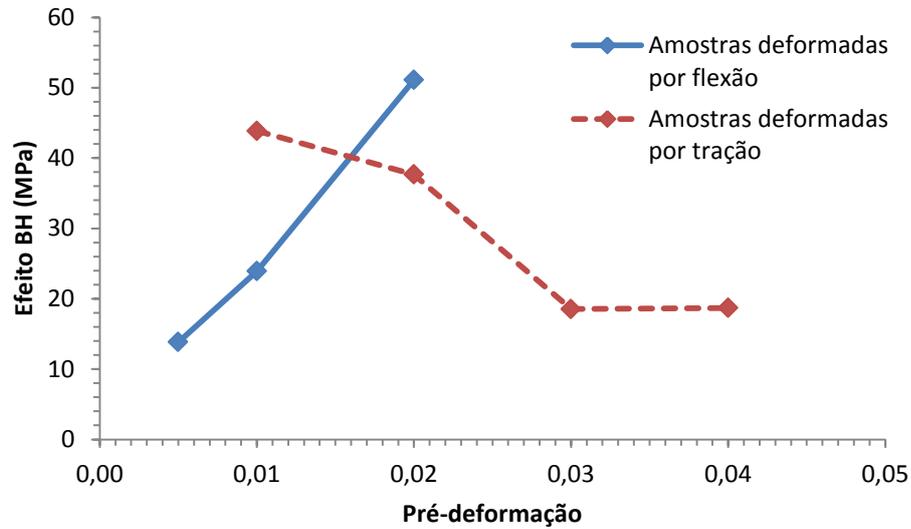
Quantidade de pré-deformação	BH (MPa)
0,5%	13,8356
1%	23,9010
2%	51,0827

Fonte: Próprio autor.

5.3.3 Comparação Entre os Modos de Deformação

O gráfico da Figura 28 mostra a tendência do efeito BH com a variação da quantidade de pré-deformação para cada um dos modos de deformação utilizados.

Figura 28 – Tendência do efeito BH segundo a quantidade de pré-deformação.



Fonte: Próprio autor.

Para o material deformado por tração, observa-se a diminuição do efeito BH com o aumento da pré-deformação, sendo que o valor ótimo de ganho de resistência mecânica foi observado na amostra com 1% de pré-deformação. Também é possível visualizar uma tendência à estabilização do efeito entre 3% e 4% de pré-deformação. Este comportamento pode ser justificado pelo teor de carbono em solução sólida ser insuficiente para saturar as regiões das discordâncias decorrentes da maior quantidade de trabalho a frio. Assim como, pela diminuição do carbono disponível para a formação de carbonetos (BAKER; PARKER; DANIEL, 2002).

As amostras deformadas por flexão apresentaram comportamento contrário ao das amostras deformadas por tração. Na Figura 28, nota-se o aumento do ganho de resistência mecânica com o aumento da quantidade de pré-deformação.

6 CONCLUSÃO

O aço BH 220 analisado neste trabalho estava de acordo com a composição química e com os parâmetros mecânicos informados pela norma EMS.ME.1508 (2005). Pode-se observar que as amostras pré-deformadas por tração e tratadas termicamente nas mesmas condições, 180°C por 20 minutos e resfriamento ao ar, apresentaram uma diminuição no ganho de resistência mecânica devido ao efeito *Bake Hardening* com o aumento da quantidade de pré-deformação, apresentando o maior ganho de resistência para a mostra com 1% de pré-deformação. Além disso, observou-se uma tendência à estabilização do efeito BH para as amostras pré-deformadas entre 3% e 4%.

A diminuição do efeito BH pode ser justificada pelo teor de carbono limitado nos aços baixo carbono, como o aço em estudo, resultando em soluto insuficiente para o ancoramento do nível de densidade de discordâncias alcançado com a deformação prévia. Além deste aspecto, o fenômeno anterior também prejudica a formação do terceiro estágio (precipitação de carbonetos).

As amostras pré-deformadas por flexão demonstram o aumento do efeito BH com o aumento do percentual de pré-deformação. Entretanto, é observado um amaciamento nas amostras com 4% de pré-deformação. Para este nível de pré-deformação, os parâmetros do tratamento de envelhecimento podem ter sido suficientes para a ocorrência de recuperação das discordâncias. Deste modo, devem ser realizados mais estudos que investiguem o efeito BH no material deformado por flexão, para que se possa compreender melhor o acréscimo do efeito BH com a quantidade de pré-deformação.

REFERÊNCIAS

- 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, vol. 18, p. 541-547, 2002.
- BHADESHIA H.K.D.H; DAS S.; SINGH S. B.; MOHANTY O.N. **Understand the Complexities of Bake Hardening**, Materials Science and Technology, Vol. 24, p. 107-111, 2008.
- DURRENBERGER, L.; LEMOINE, X.; MOLINARI, A.. Effects of pre-strain and bake-hardening on the crash properties of a top-hat section. **Journal Of Materials Processing Technology**, [s.l.], v. 211, n. 12, p.1937-1947, dez. 2011. Elsevier BV.
- EMS.ME.1508. **Engineering Material Specification GMB, Cold Rolled Carbon Steel Sheets, Coated or Uncoated, for Drawing**. 2005.
- GHOSAL, S., GALGALI, M. M., JOSHI, S. P. Bake Hardening Steel (BH220) Characterization. **SAE TECHNICAL PAPER SERIES** 2008-01-2684 Commercial Vehicle Engineering Congress & Exhibition Rosemont, Illinois, outubro 2008.
- GORNI, A. A. Engenharia Microestrutural das Chapas de Aços Avançados de Alta Tecnologia. **11a Conferência Nacional de Conformação de Chapas**, Centro Brasileiro de Inovação em Conformação Mecânica, Porto Alegre, 8 a 10 de Outubro, 2008.
- HANAI, S.; TAKEMOTO, N.; TOKUNAGA, Y. **Effect of Grain Size and Solid Solution the Bake Hardenability of Low Carbon Strengthening Elements Aluminum-killed Steel**. Transactions ISIJ, v.24, p. 17 - 23, 1984.
- HAYASHIDA T. **Development and Applications of Continuous-Annealed Low-Carbon Al-Killed BH Steel Sheets**, High-Strength Steels for Automotive Symposium Proceedings, v.36, Osaka, p. 16 -19, 1994.
- JEONG, W. **Effect of Prestrain on Aging and Bake Hardening of Cold Rolled, Continuously Annealed Steel Sheets**, abril 1998.
- KANEKO, S.; HIRAMOTO, J; ISHIKAWA, T. **Development of hot rolled sheet steel with significant increase in tensile strength induced by strain aging**. Kawasaki Steel Technical Report n. 48, p. 53 - 59, março 2003.
- KIM, S. **Effect on the chemical composition and processing variables on the bake hardenability of ULC high strength steel**, Research work in BAMPRI and POSCO, 2003.
- MONTEIRO, C. B. **Caracterização Mecânica e Microestrutural de Aços Bake-Hardening Graus 180 e 210 Aplicados na Indústria Automotiva**. 2012. 112 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista,Guaratinguetá, 2012.

RITESTH, K. **New Ultra-low Carbon High Strength Steels With Improved Bake Hardenability for Enhanced Stretch Formability and Dent Resistance**, 2006.

SAKATA, K.; SATOH, S. **Metallurgical Principles and their Applications for Producing extra-low Carbon IF Steels with deep Drawability and Bake Hardenability**. Iron e Steel Research Laboratories, Kawasaki Steel Corporation: Chiba 260, Japão; 2001.

SATOH, S., *et al.* **Development of Bake-Hardening High-Strength Cold-Rolled Sheet Steels for Automobile Exposed Panels**. Kawasaki Steel Technical Report n. 27, P. 31 – 38, Novembro 1992.

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

STOROJEVA L.; *et al.* **Effect of Nb/C ratio and processing conditions on aging behavior and BH-effect of ULC sheet steels**; 2000.

SOENEN, B.; DE, A. K.; VANDEPUTTE, S.; DE COOMAN, B. C. **Competition Between Grain Boundary Segregation and Cottrell Atmosphere formation during Static Strain Aging in Ultra Low Carbon Bake Hardening Steels**, Acta Materialia, 52, p. 3483-3492, 2004.

SOUZA, K.E.R. DE *et al.* **Influencia da pré-deformação plástica no envelhecimento do aço 180 BH**. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIENCIA DOS MATERIAIS, 19., 21-25 de novembro, 2010, Campos do Jordao, SP. Anais... . p. 7203-7210.

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

TANIKAWA, K.; HOSOYA, Y.; KOIKE, T. **Strain Aging Properties of Extra-low Carbon Bake Hardenable Cold Rolled Steel Sheets**, NKK Technical Review, n. 72, p. 33-38, 1995.

VASILYEV, A. A.; LEE H. C.; KUZIMIN, N. L. **Nature of strain aging stages in bake hardening steel for automotive application**, Materials Science and Engineering A. Volume 485, p. 282-289, 2008.

WANG, L. **Development and application of High-Strength Steel for Auto Outer Panel in Baosteel**, 2005. SAE World Congress Detroit. Michigan, april 11-14, 2005.

WUEBBELS, T.; MATLOCK D.K. AND SPEER J.G. **The Effects of Room Temperature Aging on Subsequent Bake-Hardening of Automotive Sheet Steels**. SAE World Congress Detroit, Michigan Detroit, Julho, 2002.

ZACCONE, D. C., *et al.* **Characteristics of Box-Annealed Bake-Hardenable Steels**. SAE Technical Paper Series 900714 International Congress and Exposition Detroit, Michigan February 26 - Março, 1990.

ZHANG, L; *et al.* **Bake Hardening behavior of the TRIP and DP steels**; Journal of University of Science and Technology Beijing. Volume 15, Abril, 2008.