

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

RITA MOTA MORAIS DE ARAÚJO

**EFEITOS DE MUDANÇAS NA TRAJETÓRIA DE DEFORMAÇÃO NO  
COMPORTAMENTO MECÂNICO DO AÇO BH 180**

BELO HORIZONTE

2016

RITA MOTA MORAIS DE ARAÚJO

**EFEITOS DE MUDANÇAS NA TRAJETÓRIA DE DEFORMAÇÃO NO  
COMPORTAMENTO MECÂNICO DO AÇO BH 180**

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: Wellington Lopes  
Co-orientadora: Elaine Carballo Siqueira Corrêa

BELO HORIZONTE

2016

RITA MOTA MORAIS DE ARAÚJO

**EFEITOS DE MUDANÇAS NA TRAJETÓRIA DE DEFORMAÇÃO NO  
COMPORTAMENTO MECÂNICO DO AÇO BH 180**

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

Aprovado em 07/12/2016

**BANCA EXAMINADORA**

---

Prof. Dr. Wellington Lopes - Orientador

---

Profa. Dr(a). Elaine Carballo Siqueira Corrêa – Co-orientadora

---

Prof. Dr. Marcello Rosa Dumont

---

Mestrando Eng. Luís César dos Santos

BELO HORIZONTE

2016

## DEDICATÓRIA

Dedicado ao ser humano mais irritantemente  
sábio que eu conheço.

## **AGRADECIMENTOS**

Ao Prof. Dr. Wellington Lopes agradeço pela orientação, paciência, gentileza e por sempre se mostrar disposto a ajudar.

Aos meus queridos amigos, que estiveram comigo desde o meu primeiro dia de CEFET. Sem vocês eu estaria perdida.

Aos meus colegas de laboratório, pela amizade, apoio e pelas boas risadas. Vocês foram um verdadeiro presente.

A minha Co-orientadora, Prof. Dr<sup>a</sup>. Elaine Carballo Siqueira Corrêa, pelo carinho, ajuda e, principalmente, por lecionar com tanto amor e dedicação.

Ao meu namorado, por me desafiar, inspirar e por ter a maior paciência do mundo.

## RESUMO

O comportamento mecânico dos materiais sofre influência de diversas variáveis, sendo uma das mais destacadas o modo utilizado para a deformação dos mesmos, a chamada trajetória de deformação. Considerando esse aspecto, este trabalho avaliou o comportamento mecânico do aço BH 180 mediante mudanças sucessivas na trajetória de deformação a partir da realização de ensaios de tração e de flexão. Fez-se ainda o estudo da influência da quantidade de deformação aplicada a cada um desses modos de deformação plástica, sendo de 0,5% e 1,0% para tração (valores de deformação convencional) e de 1,0 mm e 1,5mm para a flexão (valores de flecha). Em seguida, as amostras foram submetidas a tratamento térmico nas condições típicas que promovem o efeito *Bake Hardening* (170°C por 20min) para que, finalmente, o aço fosse novamente deformado, sendo investigada a resposta mecânica apresentada pelo aço BH 180 a partir do traçado das curvas de tensão convencional em função da deformação convencional e de tensão em flexão em função da flecha. Os resultados indicaram respostas diferentes em função do modo usado para a deformação do aço BH 180, mas pequena variação do limite de escoamento em termos da variação da quantidade de deformação plástica aplicada ao aço.

Palavras chave: Aço BH180; efeito bake hardening e pré-deformação.

## ABSTRACT

The mechanical behavior of the materials is influenced by several variables. One of the most outstanding is the mode used for deformation of the material, the so-called deformation trajectory. Considering this aspect, this paper evaluated the mechanical behavior of the BH 180 steel by successive changes in the deformation trajectory from the tensile and bending tests. It was also studied the amount of deformation applied to each of the plastic deformation modes, being 0.5% and 1.0% for tensile test (values of conventional deformation) and 1.0 mm and 1.5 mm for bending test (deflection values). Then the samples were subjected to thermal treatment under the typical conditions that promoted the Bake Hardening effect (170°C/20min) so that the steel was again deformed and the mechanical response presented by the BH 180 steel was investigated from the drawing of the conventional stress curves as a function of the conventional deformation and the bending stress test as a function of the deflection. The results indicated different responses depending on the mode used for the deformation of the BH 180 steel, but small variations in terms of the amount of plastic deformation applied to the steel.

Key words: BH 180 steel, Bake Hardening effect, pre-deformation.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Comportamento do Aço BH antes e depois da pintura.....	15
Figura 2- Esquema das etapas de envelhecimento durante o efeito Bake Hardening .....	20
Figura 3 - Relação da Resistência Mecânica com o soluto de carbono.....	21
Figura 4 - Influência do tamanho de grão na difusão da concentração de átomos de carbono	25
Figura 5 - Ganho de resistência mecânica em relação ao percentual de Pré-deformação para os índices WH e BH.....	26
Figura 6 - Princípio metalúrgico do efeito Bake Hardening.....	29
Figura 7 - Esquema de um corpo de prova submetido a esforço de tração .....	31
Figura 8 - Exemplo de Gráfico obtido no ensaio de Tração.....	32
Figura 9 - Representação Gráfica do limite de escoamento .....	33
Figura 10 - Esquema Ensaio de Flexão .....	34
Figura 11 - Esquema representativo de Dureza Vickers .....	35
Figura 12 - Figura esquemática de uma indentação e da medida das diagonais d1 e d2.....	36
Figura 13 - Esquema de funcionamento do DRX.....	38
Figura 14 - Máquina de corte de disco cerâmico.....	40
Figura 15 - Esquematização das principais etapas desenvolvidas no trabalho.....	41
Figura 16 - Máquina de ensaios universais.....	42
Figura 17 - Descrição esquemática da determinação do Limite Johnson.....	43
Figura 18 - Microdurometro Vickers.....	44
Figura 19 - Microscópio óptico .....	45
Figura 20 - Equipamento DRX utilizado.....	46
Figura 21 - Representação esquemática do cálculo dos índices BH e WH. LE1 é o limite de escoamento original do material; $\alpha$ é a tensão de fluxo e LE2 e LE3 os valores de limite de escoamento superior e inferior .....	47
Figura 22 - Difrátograma do aço no estado como recebido.....	48
Figura 23 - Micrografias observadas por microscopia óptica da amostra como recebida.....	49
Figura 24 - Gráfico Tensão X Deformação para uma pré-deformação de 0,5% .....	51
Figura 25 - Gráfico Tensão X Deformação para uma pré-deformação de 1,0% .....	52
Figura 26 - Gráfico relacionando Efeito BH e Efeito Work Hardening com a pré-deformação sofrida pelo aço BH180 .....	53
Figura 27 - Gráfico Tensão na Flexão X Flecha com pré-deformação de 1,0mm .....	54

Figura 28 - Gráfico Tensão na Flexão X Flecha com pré-deformação de 1,5mm .....	55
Figura 29 - Gráfico relacionando o Efeito BH e o Efeito Work Hardening com a pré deformação aplicada.....	56
Figura 30 - Gráfico Dureza Vickers X Deformação para deformação por Tração .....	56
Figura 31 - Gráfico Dureza X Pré-deformação para deformação por Flexão .....	58
Figura 32 - Micrografias observadas pro microscopia óptica das amostras pré-deformadas em 0.5% sob esforços de tração .....	58
Figura 33 - Micrografias observadas pro microscopia óptica das amostras pré-deformadas em 1.0% sob esforços de tração .....	59
Figura 34 - Micrografias observadas pro microscopia óptica das amostras pré-deformadas em 1.5mm sob esforços de flexão .....	59
Figura 35 - Difratoograma após tratamentos com pré-deformação por tração de 0,5% .....	60
Figura 36 - Difratoograma após tratamentos com pré-deformação por tração de 1,0% .....	61
Figura 37 - - Difratoograma após tratamentos com pré-deformação por flexão de 1,0mm .....	61
Figura 38 - Difratoograma após tratamentos com pré-deformação por flexão de 1,5mm .....	62

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1- Principais tipos de Aço BH utilizados na usiminas.....	18
Tabela 2 - Composição Química do aço BH 180 no estado como recebido .....	39
Tabela 3 - Dureza do aço BH 180 como recebido.....	49
Tabela 4 - Parâmetros mecânicos do Aço BH 180 no estado como recebido obtidos na Tração .....	50
Tabela 5 - Parâmetros mecânicos do Aço BH 180 no estado como recebido obtidos na Flexão .....	50
Tabela 6 - Parâmetros obtidos após pré-deformação, tratamento térmico e tração.....	52
Tabela 7 - Parâmetros obtidos após pré-deformação, tratamento térmico e flexão.....	55

# Sumário

1.	INTRODUÇÃO.....	12
2.	OBJETIVOS.....	14
2.1	Objetivo Geral.....	14
2.2	Objetivos Específicos.....	14
3.	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	15
3.1.	Aço Bake Hardening.....	15
3.2.	Aplicações do Aço BH.....	16
3.3.	Tipos de Aço BH.....	17
3.4.	Efeito BH.....	18
3.5.	Variáveis que afetam o efeito BH.....	21
3.5.1.	Composição Química.....	21
3.5.2.	Tamanho de Grão.....	24
3.5.3.	Pré Deformação.....	25
3.5.4.	Envelhecimento.....	26
3.5.5.	Recozimento.....	27
3.6.	Trajectoria de Deformação e Efeito BH.....	28
4.	TÉCNICAS DE CARACTERIZAÇÃO.....	30
4.1.	Tração.....	30
4.1.2.	Flexão.....	33
4.2.	Microdureza Vickers.....	35
4.3.	Difração de Raios-X (DRX).....	36
5.	MATERIAL E MÉTODOS.....	39
5.1.	Material.....	39
5.2.	Descrição Geral do Trabalho.....	39
5.3.	Ensaio de Tração.....	41
5.4.	Ensaio de Flexão.....	42
5.5.	Ensaio de Microdureza Vickers.....	43
5.6.	Análise de imagens no Microscópio Óptico.....	44
5.7.	Análise por DRX.....	45
5.8.	Cálculo do Efeito BH e do Efeito Work Hardening.....	46
6.	RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	48
6.1.	Caracterização do material como recebido.....	48

6.1.1.	Caracterização estrutural .....	48
6.1.2.	Caracterização Mecânica .....	49
6.2.	Caracterização mecânica após mudanças na trajetória de deformação .....	50
6.2.1.	Tração Uniaxial .....	50
6.2.2.	Flexão .....	53
6.2.3.	Dureza Vickers .....	56
6.2	Caracterização estrutural após mudanças na trajetória de deformação .....	58
6.2.1	Microscopia Optica.....	58
6.2.2	Difração de raios-X (DRX) .....	60
7	CONCLUSÕES .....	63
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....	64

## 1. INTRODUÇÃO

Ao longo dos anos, modificações nas formas e nos projetos de fabricação de veículos têm provocado exigências mecânicas no que diz respeito à estampabilidade a que são submetidas as chapas destinadas à fabricação de carrocerias de automóveis. Dentre os materiais que melhor apresentam uma solução de compromisso entre nível de resistência e estampabilidade estão os aços BH (*Bake Hardening*), material que possui uma boa estampabilidade e apresenta, após o processo de tratamento térmico a 170°C durante aproximadamente 20 minutos, incremento na sua resistência mecânica (LORA, 2009; RABELO 2000).

Durante a etapa de conformação mecânica os materiais são submetidos a diversos esforços para que se atinja a forma e as dimensões almejadas. Quando ocorrem alterações na trajetória de deformação o material terá, conseqüentemente, mudanças em suas propriedades mecânicas onde se pode destacar aspectos de encruamento, amaciamento e endurecimento devido a solução sólida. Dentre os diversos fatores que podem alterar a trajetória de deformação ressaltam-se as alterações na taxa de deformação, aplicação de pré-deformações e mudanças na temperatura (LOPES, 2006).

A pré-deformação é um processo usualmente utilizado com o intuito de endurecer o material devido ao encruamento. Este fenômeno, que consiste no aumento da densidade de discordâncias e à formação de novas, resulta na resistência ao movimento das discordâncias, ou seja, maior dificuldade de se deformar o material (CALLISTER JÚNIOR, 2008).

Durante o processo de tratamento térmico do aço BH (cujo objetivo é realizar a cura da pintura após o material ter sido estampado), ocorre a difusão dos átomos intersticiais presentes na estrutura cristalina para as discordâncias geradas pela deformação plástica durante o processo de estampagem. Assim, restringem a mobilidade destas e aumentam a resistência mecânica do aço. A difusão depende da quantidade e modo de deformação, do tempo, da temperatura e do número de átomos intersticiais. Sendo assim, a aplicação de uma pré-deformação aumenta a densidade de discordâncias, que são sítios ativos para a precipitação de carbonetos. Este é responsável pelo endurecimento do aço após a cura da pintura. Dessa forma, a aplicação de pré-deformação no aço BH pode ser responsável por uma otimização da resistência mecânica (CALLISTER JÚNIOR, 2008; DIAS, 2011; BITTENCOURT, 2014).

Na busca por otimização do processamento e propriedades do aço BH se faz necessário estudar, tanto as propriedades mecânicas quanto a microestrutura mediante a aplicação de pré-

deformação. A obtenção de valores de resistência mecânica finais otimizados promovem a possibilidade da utilização de chapas de menor espessura, diminuindo custo de processo e reduzindo a emissão de poluentes durante o processo de fabricação das mesmas.

Neste trabalho buscou-se avaliar quais os efeitos da aplicação de esforços de pré-deformação sob o efeito *Bake Hardening* do aço BH 180.

## 2. OBJETIVOS

### 2.1 Objetivo Geral

O objetivo geral deste trabalho foi avaliar a influência de mudanças na trajetória de deformação aplicadas ao aço BH 180 no cálculo do efeito BH (*Bake Hardening*) com uso das técnicas de tração e de flexão.

### 2.2 Objetivos Específicos

- a) avaliar a influência do modo de deformação plástica no efeito BH do aço BH 180 a partir da realização de ensaios de tração e de flexão;
- b) investigar o efeito da quantidade de pré-deformação em tração (0,5% e 1,0% de deformação convencional) e em flexão (flecha de 1,0mm e de 1,5mm) no efeito BH do aço BH 180;
- c) identificar a evolução da dureza Vickers após a execução das rotas de deformação compostas por tração<sub>0,5% e 1,0%</sub>/tratamento térmico/tração e flexão<sub>0,5% e 1,0%</sub>/tratamento térmico/flexão. Em em ambos os casos, o último esforço mecânico (tração e flexão) foi conduzido até o início da instabilidade mecânica (tensão máxima em tração e perda de contato da chapa com os apoios na flexão);
- d) verificar a evolução microestrutural assumida pelo aço BH 180 após os ciclos de deformação plástica.

### 3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

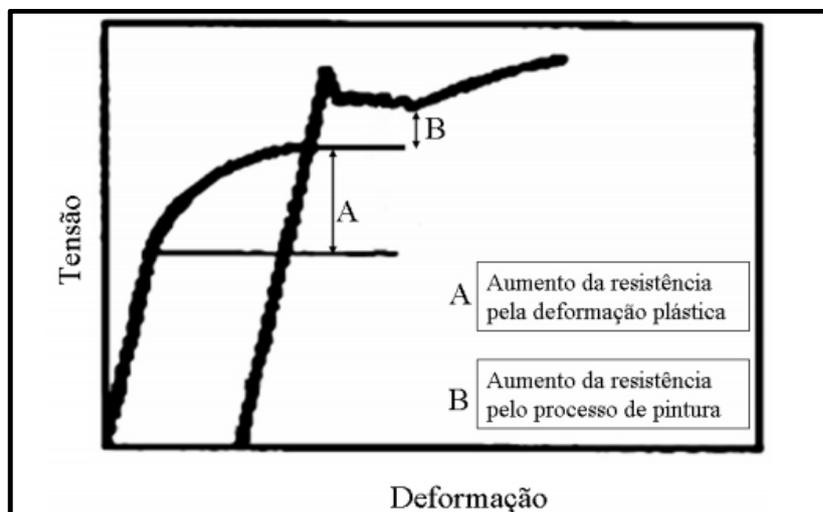
#### 3.1. Aço Bake Hardening

No final do século XX a indústria siderúrgica japonesa introduziu chapas de aço para a indústria automobilística com propriedades singulares. Elas eram muito macias quando entregue ao fabricante, o que facilita a confecção da chapa na forma como desejada. Contudo, mesmo sendo altamente estampável a chapa apresentava forte aumento da resistência mecânica durante o processo de cura da pintura. A cura da pintura consiste em aquecer a carroceria do veículo (após o processo de conformação do mesmo) a temperaturas de aproximadamente 170°C . O endurecimento final resultante deste processo é conhecido como *Bake Hardening*. (LORA,2009).

Durante este tratamento de cura na pintura ocorre, no aço, uma difusão controlada que resulta da migração de átomos de carbono e nitrogênio em solução na rede para as discordâncias. Devido a isso seria necessária a aplicação de uma tensão de valor maior para fazer com que a discordância se livre da atmosfera e se mova junto com os átomos.

Dentre as variáveis que afetam o endurecimento do material pela cura da pintura, deve-se destacar o significado da difusão. A difusão é um movimento atômico cinético, ou seja, depende do tempo, da temperatura e da quantidade de átomos em solução presente no material (gradiente químico). O tamanho de grão e a densidade de discordâncias também são variáveis que podem influenciar no processo (MACHADO, 2005; ZHANG, 2008). O comportamento mecânico do aço BH, antes e após a pintura, pode ser identificado na Figura 1.

Figura 1 - Comportamento do Aço BH antes e depois da pintura



Fonte:MONTEIRO,2012.

No processo de pintura das carrocerias dos automóveis, o aço BH apresenta elevação no seu limite de escoamento e na sua dureza. Tais incrementos se devem a propriedades mecânicas e químicas intrínsecas do aço e ao processo de fabricação ao qual o mesmo será submetido (LORA, 2009).

Apenas alguns aços são passíveis de sofrer o tratamento final de *Bake Hardening*, posterior à conformação. As condições necessárias são:

- (a) ter discordâncias móveis (geralmente induzidas por deformação plástica);
- (b) apresentar concentrações suficientes de soluto na ferrita;
- (c) os solutos devem ser móveis na temperatura de *Bake Hardening*;
- (d) o processo de recuperação de discordâncias deve ser suficientemente lento para evitar quedas de resistência mecânica (ROCHA, 2014).

Os aços *Bake Hardening* são constituídos basicamente por ferrita contendo um mínimo de carbono (menor que 25ppm) em solução sólida, sendo o principal objetivo prático do efeito BH elevar a tensão de escoamento desses aços aumentando consequentemente a tenacidade e a resistência mecânica (DIAS, 2011).

O aumento que ocorre na tensão de escoamento pode atingir valores de até 100MPa e é seguido por um aumento pequeno na tensão de ruptura e alguma queda na ductilidade (ROCHA, 2014).

O aço BH é produzido em diferentes graus de estampagem, sendo geralmente classificado conforme o limite de escoamento mínimo, por exemplo, para um aço BH grau 180, têm-se o limite de escoamento mínimo de 180MPa (MONTEIRO, 2012).

No caso mais específico do aço BH 180, o qual apresenta limite de escoamento mínimo de 180MPa, segundo a norma alemã DIN EM 10628, é um aço que combina resistência mecânica e conformabilidade, possuindo limite de escoamento baixo antes da estampagem para em seguida exibir aumento da resistência mecânica depois de estampado e pintado mediante processo de pintura sob temperatura (SOUZA *et. al.*, 2012).

### **3.2. Aplicações do Aço BH**

A indústria automobilística tem modificado suas formas de projetos e fabricação ao longo dos anos, o que gera maiores exigências com relação à estampabilidade das chapas destinadas à fabricação de carrocerias de automóveis, por exemplo. Em particular, têm-se

procurado a redução do peso dos veículos o que leva a otimização da eficiência energética e a redução da emissão de poluentes (LORA, 2009).

A utilização de chapas de aço finas permite a obtenção de graus de resistência mecânica mais elevados e maior capacidade de absorção de energia no caso de colisões, sendo essas chapas normalmente fabricadas com uso dos aços BH, possuindo estes baixo teor de carbono.

É devido principalmente ao fato de os aços BH fornecerem ao mesmo tempo alta tenacidade (que confere boa estampabilidade para que se possa dar o formato final à peça) e resistência mecânica (característica adquirida após o processo da pintura) que se alcança o aumento da resistência à indentação; uma vez que os aços BH irão ser utilizados principalmente na indústria automotiva especialmente para carrocerias (BALLARIN *et. al.*, 2009).

As chapas de aço BH começaram a ser utilizadas na indústria automobilística por volta de 1960, quando o mais comum era a utilização de aços acalmados ao alumínio e, considerando que nestes aços, o nitrogênio não pode ser controlado, era comum a ocorrência de imperfeições superficiais, como por exemplo, as linhas de distensão devido à falta de controle dos elementos dissolvidos (MONTEIRO, 2012).

Após muitas pesquisas direcionadas à manufatura e à aplicação do conceito de aços *Bake Hardening* em painéis automotivos que esse tipo de aço passou a ser comercializado pelos japoneses no início da década de 1980. Sua aplicação em projetos de automóveis possibilitou a redução da espessura das chapas já que esse aço apresenta ótima estampabilidade combinada com o aumento da resistência mecânica (aumento da tensão limite de escoamento) alcançada durante o processo automotivo de cura da pintura, mediante o envelhecimento por deformação (MONTEIRO, 2012).

O aço *Bake Hardening* foi inicialmente utilizado para painéis de cobertura para em seguida, devido ao seu sucesso e buscando economia de combustível com a redução de espessura, teve sua aplicação estendida para várias peças internas, como reforços, travessas e painéis, sendo inclusive utilizado como componente de blanks soldados por laser (MONTEIRO, 2012).

### **3.3. Tipos de Aço BH**

Como descrito, o aço BH é utilizado principalmente na indústria automobilística em componentes como o capô, tampa de porta-malas e para-lamas, proporcionando boa resistência a indentação nas peças finais (USIMINAS, 2015). Na Tabela 1 são exibidos alguns exemplos de tipos de aço BH, suas respectivas espessuras e composição química (USIMINAS, 2015).

Tabela 1- Principais tipos de Aço BH utilizados na usiminas

Composição Química(%p/p)											
Norma	Grau	Faixa de Espessura(mm)	C	Mn	Al	P	S	Outros			
Usiminas	USI-BH-180	0,60 ~ 2,30	0,04	0,70	0,020	0,06	0,030	Si: 0,50 máx.			
	USI-BH-220		máx.						máx.	min.	máx.
			máx.							0,08	
ASTMA	BHS180 (1)	0,60 ~ 2,30	0,12	1,50		0,120	0,30	Cu: 0,020/Ni: 0,20 máx./Cr: 0,15 máx./Mo: 0,06 máx./V: 0,008 máx./Nb: 0,08 máx./Ti: 0,008 máx.			
	BHS180 (2)		máx.	máx.		máx.	máx.				
EN10268	HC1808	0,60 ~2,30	0,05	0,70	0,015	0,60	0,025	Si: 0,50 máx.			
	HC2208		máx.			máx.			min.	máx.	
SAEJ2340	1808	0,60 ~ 2,30				0,050		Cu:0,200 máx./Ni: 0,200 máx./ Cr:0,150 máx./Mo:0,060 máx.			
	2108					máx.	0,015 máx.				
						0,1					
						máx.		máx.			

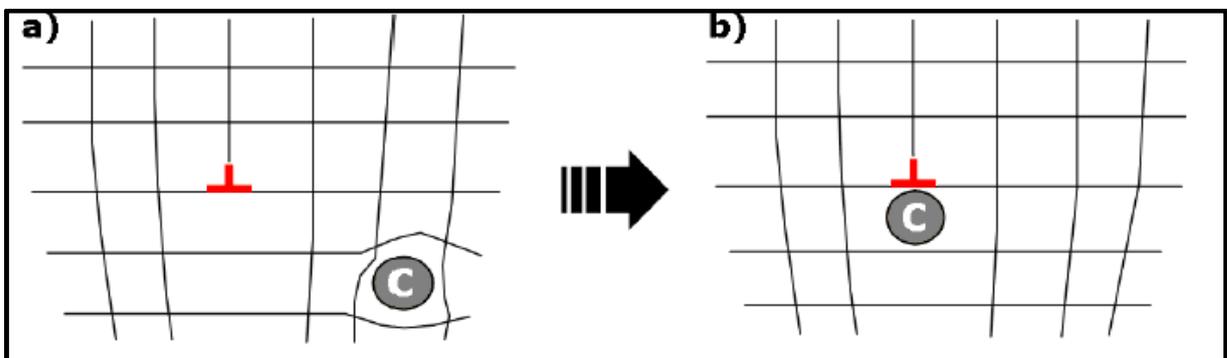
Fonte: Adaptado (USIMINAS,2015)

### 3.4. Efeito BH

O efeito BH pode ser definido como a diferença entre o limite de escoamento antes e após o tratamento térmico (ROBERTSON; HILDITCH; HODGSON,2007). Essa diferença gera um aumento de aproximadamente 35MPa o que causa um aumento na dureza de aços com baixos teores de carbono. Esse efeito é uma difusão controlada resultante da movimentação de átomos de carbono e nitrogênio em solução na rede para as discordâncias produzidas durante a

estampagem, o que gera a chamada Atmosfera de Cottrell. O aço BH contém em sua composição átomos de carbono em solução sólida, ocupando posições intersticiais. Durante a estampagem, discordâncias são criadas ao longo da chapa pela deformação plástica. Com o passar do tempo, ocorre naturalmente difusão de carbono para estes locais (Figura 2), onde há esforços trativos e espaço livre para a segregação atômica, devido às deformações impostas ao retículo cristalino. Estas discordâncias são, então, ancoradas ou imobilizadas pela presença de átomos segregados, formando a chamada atmosfera de Cottrell. A formação destas atmosferas faz com que a tensão necessária para causar novamente a deformação plástica aumente, resultando em ganhos no limite de escoamento que pode variar entre 30 e 90MPa (LEMOS, 2011).

Figura 2 - Formação da atmosfera de Cottrell



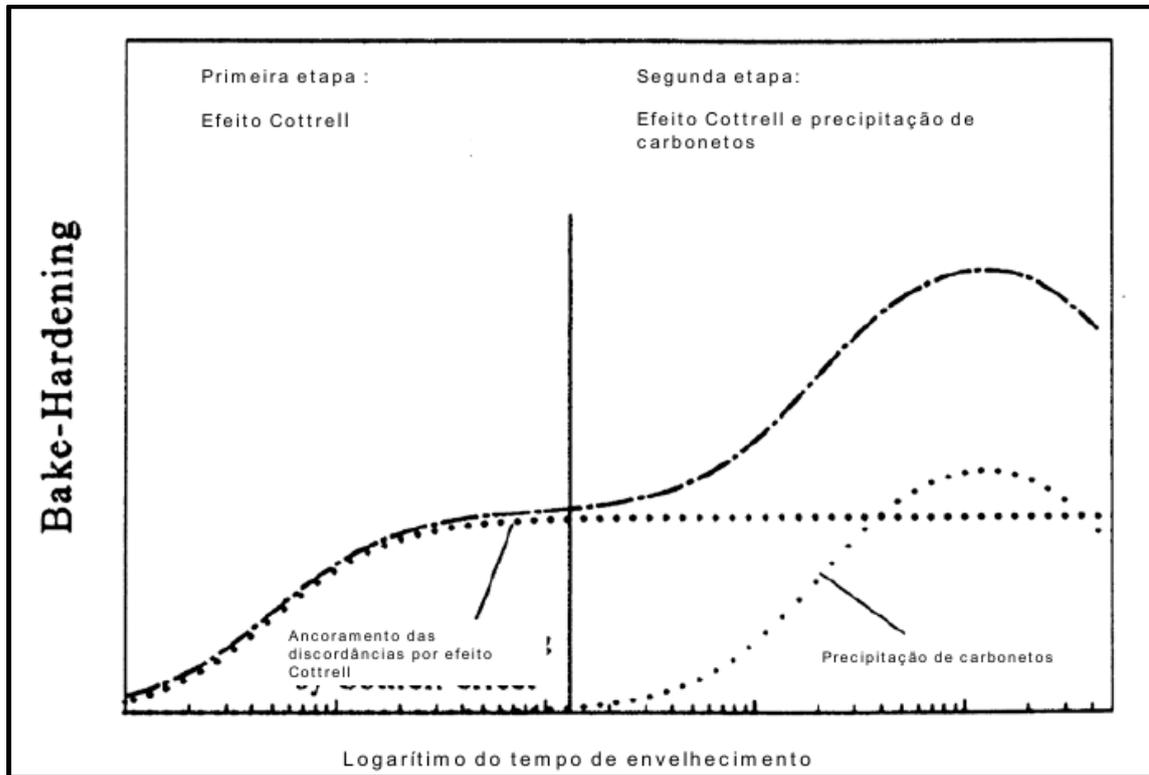
Fonte: LEMOS, 2011

Devido ao fenômeno descrito anteriormente, se faz necessária a aplicação de uma tensão maior para fazer com que a discordância se livre da atmosfera ou se mova junto com os átomos. A difusão desses átomos é função do tempo, da temperatura e da quantidade de átomos em solução presente no material. O tamanho de grãos e densidade de discordâncias também pode influenciar nesse processo (SOUZA *et. al*, 2012).

O efeito *Bake Hardening* pode então ser explicado como o efeito de dois estágios: (1) a formação da atmosfera de Cottrell e (2) a formação de precipitados. Contudo, se a quantidade de carbono for muito baixa o segundo estágio não ocorre. Os dois estágios do efeito de cura da pintura podem ser brevemente resumidos como: durante a cura os átomos de carbono causam ancoramento das discordâncias formando assim a atmosfera de Cottrell. Quando o aço é carregado após a cura é necessário a aplicação de esforços muito superiores para que as discordâncias se movimentem para fora ou junto com a atmosfera. A seguinte liberação desses átomos de carbono dos interstícios é devido a ligação desses com outros elementos (como Nb

ou Ti) formando precipitação de carbonetos. Tais etapas podem ser observadas na Figura 3 (ZHANG *et al.*, 2008).

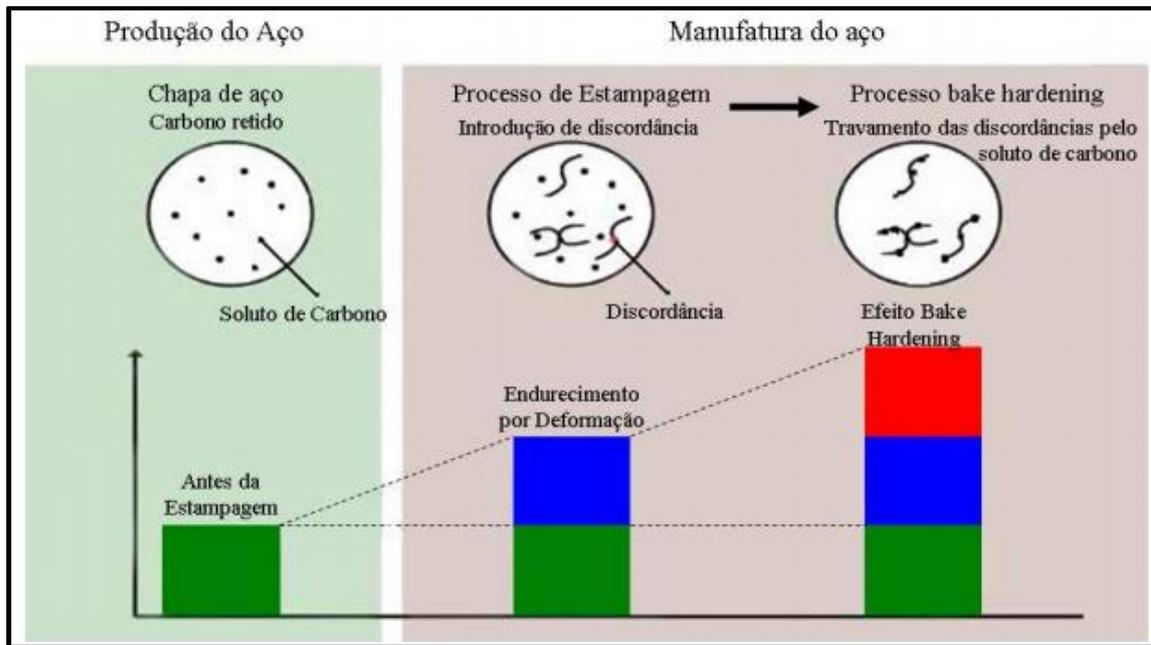
Figura 3- Esquema das etapas de envelhecimento durante o efeito Bake Hardening



Fonte:DIAS, 2011 .

A última etapa do processo de endurecimento por cozimento é a precipitação de carbonetos. As partículas de carbonetos são nucleadas pela segregação de átomos dos solutos para as regiões centrais das discordâncias o que causa o aumento no limite de escoamento e, por fim, o aumento na resistência à tração. Com isso, a segregação de soluto deu continuidade ao deslocamento nos núcleos e, no local, ocorre o aumento da concentração do soluto o que leva à formação de regiões ricas em solutos e precipitados que, eventualmente, podem saturar os locais para o movimento das discordâncias. O comportamento do soluto de carbono pode ser observado na Figura 4 (DIAS, 2011).

**Figura 4 - Relação da Resistência Mecânica com o soluto de carbono**



Fonte:LORA, 2009.

O valor do efeito *Bake Hardening* pode sofrer variações devido a mudanças na temperatura de envelhecimento, composição química do aço, tamanho de grão, pré deformação, taxa de aquecimento, recozimento e envelhecimento (KUANG *et. al.*, 2015).

### 3.5.Variáveis que afetam o efeito BH

#### 3.5.1. Composição Química

Usualmente, aços com baixo teor de carbono utilizados na fabricação de chapas apresentam teores do restante dos elementos químicos ligeiramente alterados. Em geral, tais aços, para ainda serem considerados aços-carbono comuns não devem apresentar C, Mn, S ou Cu acima dos seguintes teores respectivamente: 0,25%, 1,65%, 0,60% e 0,60%. Esses aços também podem conter outros elementos como nitrogênio, fósforo e boro sozinho ou combinados para conferir as chapas resultantes maior resistência mecânica, boa trabalhabilidade e melhor resistência à corrosão (CHIAVERINI,2008). Como já foi visto anteriormente, os aços BH são usualmente aços com baixo teor de carbono e têm composição química variável. Contudo a maioria deles apresenta átomos de C, Mn, Al, P, S, Si, Ti e Nb. A composição química é fundamental para obter a estampabilidade e a resistência mecânica final desejada. É importante ressaltar que a principal vantagem do aço BH é a possibilidade de, com

ele, ser realizado o recozimento a uma temperatura baixa e sua principal desvantagem é o agravamento das características mecânicas em relação às propriedades de aços convencionais. Aços que contenham concentração de elementos microligados suficientes para garantir a ligação de todo carbono em carbonetos terá o efeito BH melhorado pela dissolução controlada de carbonetos no aquecimento e, conseqüentemente a principal vantagem destes aços é uma elevação em sua resistência mecânica. Contudo, a principal desvantagem destes aços é a necessidade de temperaturas muito elevadas para promover a dissolução de uma quantidade suficiente de carbonetos. Por outro lado, em aços cujas concentrações de elementos de liga corresponde exatamente a estequiométrica, têm-se uma combinação ótima das propriedades citadas, contudo o efeito BH destes aços pode ser difícil de ser alcançado já que é necessária a reprodução exata da composição química e ajuste de todos os outros parâmetros do processo (DIAS, 2011).

#### *3.5.1.1. Influência do Carbono e do Nitrogênio*

A influência do carbono no efeito BH depende principalmente da quantidade de microligantes em excesso (elementos que ligados ao carbono formarão os carbonetos que irão precipitar durante a segunda etapa de envelhecimento) e da forma como o aço será processado. O processamento do aço deve ser feito de forma que não haja a dissolução de precipitados finos durante o processo de laminação a quente, algo que iria influenciar negativamente na sua estampabilidade (BITTENCOURT, 2014).

Com isso, é necessário que a quantidade de carbono no aço seja suficiente para formação de precipitados mas não alta em excesso prejudicando a ductilidade do material.

O estabelecimento de um equilíbrio ideal entre a quantidade de carbono em solução sólida e a capacidade de endurecimento a altas temperaturas e a ocorrência de envelhecimento à temperatura ambiente, antes da peça ser conformada, leva a uma otimização do efeito *Bake Hardening* (DIAS, 2011).

A explicação geral para essa maior dificuldade no movimento das discordâncias na presença de átomos em solução sólida está no fato de que o sistema formado pelo átomo localizado junto à discordância possui menor energia livre e, portanto, é mais estável, do que discordância e átomos em solução sólida separados. A importância da produção desses aços está no efeito benéfico que o baixo percentual dos elementos C e N trazem para a conformação do produto final, cuja estabilização de C e N antes das etapas de laminação a frio e recozimento é essencial para obtenção da textura [111] necessária à boa estampabilidade do produto. O

nitrogênio é considerado efetivamente removido de solução sólida na ferrita pela formação de nitreto de alumínio (AlN) ou nitreto de titânio (TiN), ao passo que para a estabilização ou remoção do carbono residual em solução sólida intersticial, são necessárias adições de titânio (Ti) e nióbio (Nb) (DIAS, *et. al.* 2011).

#### 3.5.1.2. *Influência do Titânio e Nióbio*

Usualmente observa-se que em aços com baixo teor de carbono a adição de nióbio reduz o tamanho do grão austenítico além de elevar o limite de resistência e o limite de escoamento, embora ocorra uma ligeira redução na ductilidade durante o processo de alongamento devido a redução da área (MEI; SILVA, 2010).

Titânio e Nióbio são elementos que tem alta afinidade com o Carbono, o que facilita a formação de precipitados. Contudo, têm-se observado queda no valor de BH quando ocorrem altos níveis de precipitação desse tipo de carboneto. Por isso, encontra-se usualmente esses elementos em quantidades de 0,1% a 0,001% nos aços BH.

#### 3.5.1.3. *Influência do Manganês*

O manganês tem afinidade e tendência a formação de um dipolo com o átomo de carbono. Ao se dissolver manganês na austenita por exemplo, ocorre uma aceleração da precipitação de carbonetos, o que reduz a atividade do carbono na mesma e, com isso, diminui a quantidade de carbono em solução sólida na ferrita diminuindo, conseqüentemente o efeito *Bake Hardening* (DIAS, 2011).

Com o aumento da concentração de Mn em aços BH pode-se observar uma diferença na intensidade da textura devido a uma mudança no plano de deslizamento, que passa de [111] para [115]. Isso pode ser explicado pelo fato do Mn aumentar a solubilidade do C alterando assim a quantidade de carbono em solução sólida (WANG; YANG; LI; WANG L., 2014).

#### 3.5.1.4. *Influência do Fósforo*

O fósforo contribui para o efeito BH devido ao fato do mesmo gerar um refinamento de grão, o que retarda a cinética de precipitação do carbono. Um dos principais efeitos da adição de fósforo em aço acalmado ao alumínio por exemplo é aumentar sua resistência mecânica

através do endurecimento por solução sólida na ferrita. É um dos elementos mais viáveis economicamente que acarretam em um acréscimo no efeito BH (DIAS, 2011).

Com o aumento da quantidade de fósforo em aços BH nota-se uma diminuição na textura, o que é consequência da segregação do fósforo no contorno de grão e consequente diminuição da segregação do carbono e maior quantidade do mesmo em solução (DIAS, 2011; WANG *et. al.*, 2014).

#### *3.5.1.5. Influência do Silício*

A adição de silício provoca um incremento do carbono em solução sólida. Quando não se dissolve em cementita, o silício sofre difusão para fora da mesma com o seu crescimento e acaba por gerar uma atmosfera que delimita a cementita. Isso gera um incremento na atividade do carbono, a velocidade do carbono é limitada. O equilíbrio da solubilidade do carbono diminui drasticamente à medida que aumenta o teor de silício e, como consequência o crescimento de grãos durante o recozimento é acelerado (MONTEIRO, 2012).

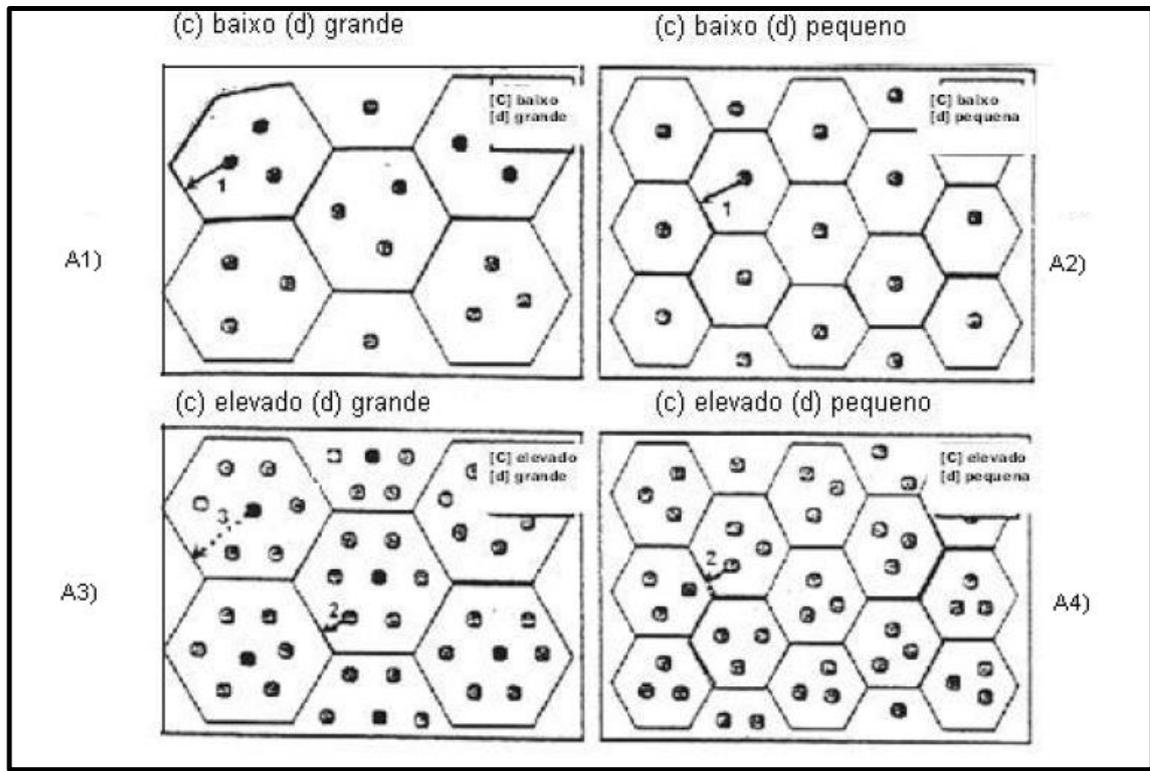
O silício atua principalmente estabilizando a ferrita e, consequentemente, reduzindo a formação de carbonetos e auxiliando da decomposição da cementita em ferrita. Isso leva a uma elevação dos limites de escoamento e da resistência dos aços, podendo prejudicar o alongamento. No caso dos aços BH o teor de Si não deve ser superior a 0,5% para evitar-se um acabamento superficial inferior (DIAS, 2011).

#### *3.5.2. Tamanho de Grão*

A influência do tamanho de grão no efeito BH tem informações contraditórias na literatura, mas em geral nota-se que para um mesmo nível de intersticiais, a diminuição do tamanho de grão gera uma melhora no efeito BH (MONTEIRO, 2012).

A variação no tamanho de grão influencia a distribuição do carbono entre o interior do grão e seu contorno, mudando a quantidade de segregação nos contornos de grão. Aumentando-se o tamanho de grão, a área de contornos de grão diminui. Já com grãos mais finos temos maior difusão dos elementos intersticiais que estavam antes alojados no contorno de grão para as discordâncias (DIAS, 2011). A influência do tamanho de grão na difusividade dos elementos pode ser observada na Figura 5.

Figura 5 - Influência do tamanho de grão na difusão da concentração de átomos de carbono



Fonte:STOROJEVA,2000.

### 3.5.3. Pré Deformação

De acordo com Ding *et. al.* (2016) em geral, existem dois métodos utilizados na indústria para aprimorar as propriedades mecânicas de metais que serão submetidos ao endurecimento pela cura da pintura: adição de elementos de liga e pré-tratamento. Dentre os pré-tratamentos utilizados destacam-se pré-envelhecimento e pré-deformação. Enquanto a pré-envelhecimento é amplamente utilizado, a pré-deformação ainda apresenta limitações em sua aplicação devido aos seus mecanismos ainda não totalmente compreendidos. Já foi revelado que as discordâncias introduzidas durante a pré-deformação podem atuar promovendo descontinuidades devido ao aumento do contorno de grão e facilitar a nucleação e precipitação de carbonetos. Contudo, valores muito elevados de pré-deformação podem causar endurecimento do aço por mecanismo de encruamento e não mais devido ao efeito *Bake Hardening* ( DING *et. al.*,2016).

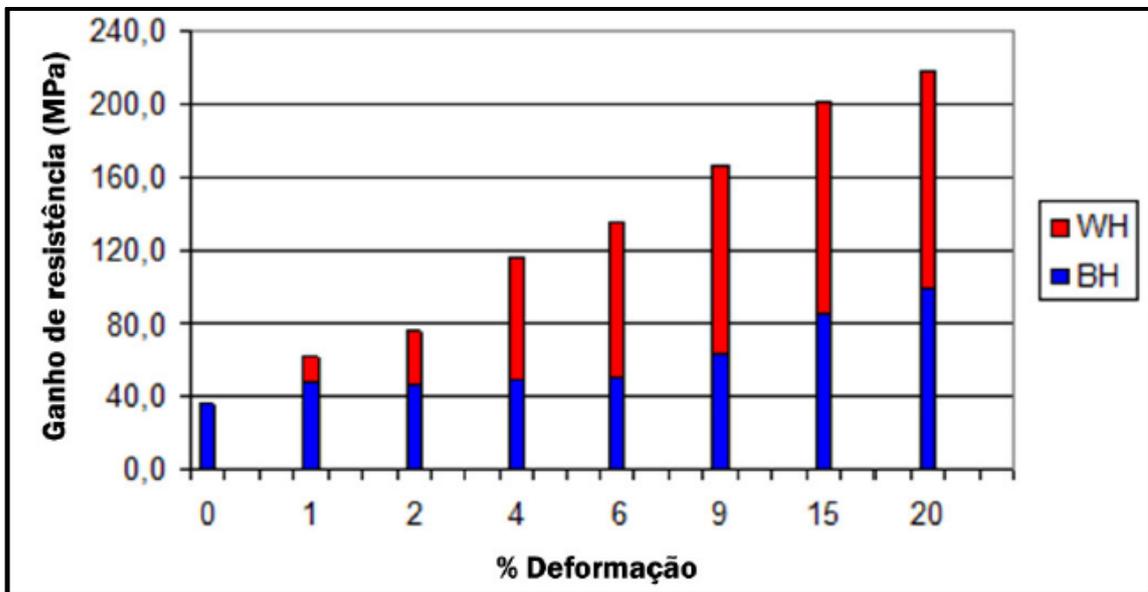
Segundo Birol (2004), deformação é conhecida por apresentar um efeito substancial no processo de precipitação. Em temperaturas entre 120 e 170°C a presença de discordâncias,

geradas durante a pré-deformação, geralmente resulta na aceleração da precipitação de carbonetos e aprimora a dureza dos mesmos (BIROL,2014).

De acordo com Ramazani *et. al*(2014) o efeito BH de aços TRIP e DP são aumentados com o incremento nos valores de pré-deformação, sendo encontrados valores ótimos para pré-deformações de 2% e 5% ( RAMAZANI *et. al.*, 2014).

Souza; Couto; Vatavuk (2012) afirmam que, após submeter amostras de aço BH 180 a esforços de pré-deformação por tração foi possível notar ganho de resistência mecânica em relação a aqueles não pré-deformados após passarem pelo processo de cura da pintura. Podem ser verificados incrementos do WH (*Work Hardening*) e no índice BH das amostras com o aumento da porcentagem de pré-deformação antes do envelhecimento. O ganho dos aços pré-deformados acima de 1% foi acima de 40MPa, valor superior ao estabelecido pela norma DIN EM 10268, onde o ganho mínimo de resistência mecânica após o processo de cura da pintura de aços *Bake Hardening* é 35MPa. Os valores de ganho de resistência em relação aos índices WH e BH podem ser observados na Figura 6 (SOUZA *et. al.*, 2012).

**Figura 6 - Ganho de resistência mecânica em relação ao percentual de Pré-deformação para os índices WH e BH**



Fonte: SOUZA;COUTO;VATAVUK, 2012.

#### 3.5.4. Envelhecimento

Envelhecimento pode ser definido como mudança de propriedade com o tempo, podendo ocorrer a temperatura ambiente ou acima desta, causando aumento no limite de escoamento e certa redução na deformação (CHIAVERINI,2008).

Durante o processo de cura de pintura, ocorre o processo de difusão principalmente de átomos de carbono e nitrogênio, para as discordâncias dificultando a movimentação das mesmas (e conseqüente aumento na resistência). Logo a quantidade de carbono em solução influencia diretamente na promoção do efeito BH. Tendo em vista que quanto mais carbono, maior será o efeito BH (lembrando que estamos considerando aços com baixo teor de carbono) e sabendo que a quantidade de carbono em solução de ferrita é baixa, 0,008% a temperatura ambiente. Contudo, o aumento do limite de escoamento causado pelo efeito BH ao longo do tempo causa deterioração das propriedades mecânicas do material. Assim, a utilização de elementos formadores de carbonetos ajudam na estabilização do material e a manutenção de um índice BH satisfatório (DIAS, 2011).

### **3.5.5. *Recozimento***

O processo de recozimento consiste em remover tensões, devido a processos de conformação mecânicas, diminuir a dureza e melhorar a ductilidade, ajustar o tamanho de grão, regularizar a textura, produzir uma estrutura definida, enfim, eliminar os efeitos de qualquer tratamento mecânico e térmico que ao qual o material tenha sido submetido. Ele irá proporcionar propriedades mecânicas mais uniformes e superfícies mais limpas e homogêneas. Além disso, ele fará com se tenha pequena quantidade de átomos de carbono e nitrogênio em solução sólida no material (CHIAVERINI, 2008).

No decorrer do processo de recozimento contínuo, o aço será aquecido até que atinja a temperatura de austenitização, na qual permanece durante um curto intervalo de tempo (cerca de um minuto). O resfriamento subsequente será alto o suficiente para evitar a formação de precipitados excessivamente grosseiros, assim teremos um ciclo total de apenas alguns minutos. Ou seja, no final teremos um material recozido com tamanho de grão bem reduzido, textura cristalográfica aleatória e com alta quantidade de átomos de carbono em solução sólida. Maiores temperaturas de recozimento levam a uma diminuição do limite de escoamento, aumento do alongamento e melhor dissolução dos precipitados. Condições de resfriamento mais bruscas irão minimizar a precipitação de carbonetos. Ou seja, o efeito BH está diretamente ligado as condições de recozimento (DIAS,2011).

### 3.6. Trajetória de Deformação e Efeito BH

A trajetória de deformação pode ser definida como o caminho e os efeitos de esforços mecânicos. Tais efeitos serão observados quando submetemos o aço a processamentos como estampagem e laminação, com isso é importante reconhecer quais serão as consequências desses esforços na estrutura do aço e, em especial no efeito BH (LOPES, 2006).

A quantidade e tipo de deformação no aço também têm efeito no comportamento do BH. As deformações são de duas formas: na laminação de encruamento e na conformação. Essas deformações produzem discordâncias nas estruturas e afetam diretamente no comportamento do efeito BH (DIAS, 2011). Ao longo do processo de estampagem, a geratriz é submetida a diferentes tipos de deformação, até que atinja um formato final.

Aços com baixo teor de carbono (que são os mais usuais na obtenção do efeito *Bake Hardening*) podem apresentar o escoamento descontínuo dependendo das condições do ensaio. Esse é fenômeno no qual o início do escoamento é caracterizado por uma queda na tensão acompanhada de uma alta deformação. Nestes casos é possível definir os limites de escoamento superior e inferior, bem como o alongamento no escoamento. Esse efeito é usualmente acompanhado da formação de bandas de escorregamento (BAPTISTA, 2012).

As bandas de escorregamento são formadas durante a deformação da chapa de aço. Ao longo da deformação (como por exemplo em um ensaio de tração uniaxial) podem ser observadas linhas irregulares, geralmente inclinadas a aproximadamente 45° em relação a direção do esforço. Essas linhas se movem ao longo do material até se encontrarem, geralmente, próximo a sua parte média, e em seguida vão lentamente desaparecendo. O momento em que as linhas se encontram marca o fim do escoamento e a partir deste ponto a curva tensão x deformação passa a ser uniforme e já se encontra no regime plástico. Estas linhas de distensão, são também chamadas de bandas de Lüders (MONTEIRO, 2012).

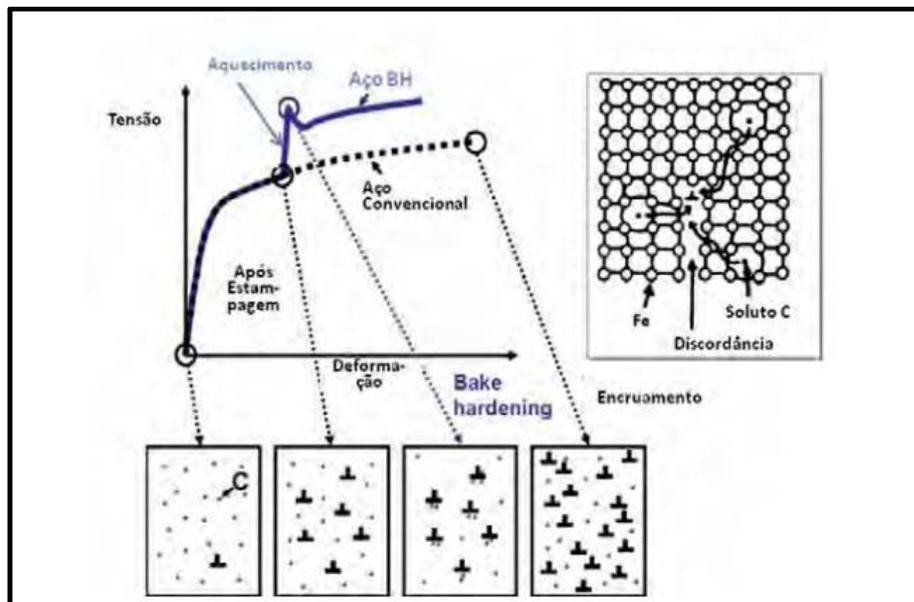
A presença da banda de Lüders é devido principalmente a presença de nitrogênio e carbono que atua como âncora das discordâncias. Essas bandas estão associadas ao escoamento local, que pode variar. Quando ocorre a perda de carga em um teste uniaxial por exemplo, têm-se a formação de uma região de escoamento na amostra (BALLARIN *et.al.*, 2009). Para que esse efeito seja eliminado em aços com baixo teor de carbono é usual, após o recozimento, dar um passe de encruamento com uma deformação aproximada de 1,0%. Esse passe irá introduzir discordâncias móveis que irão se movimentar livremente, diferente daquelas que foram ancoradas pela banda de Lüders, eliminando seu efeito e favorecendo processos subsequentes. Devido ao envelhecimento, passado certo tempo as linhas de Lüders podem voltar a aparecer

no material estampado devido a algum excesso de carbono ou nitrogênio em solução sólida. Esses dois elementos são responsáveis pela formação das atmosferas de Cottrell, que ancoram as discordâncias dificultando, assim, seus respectivos movimentos (DIAS, 2011).

Com o intuito de evitar a formação das linhas de Lüders a concentração de soluto é controlada em um intervalo ótimo onde o limite superior de soluto de carbono é determinado pela resistência ao envelhecimento a temperatura ambiente antes da estampagem. Os aços BH são controlados pelo mesmo mecanismo de envelhecimento por deformação (difusão do carbono e nitrogênio dissolvido para fixar as discordâncias em movimento). Para o mecanismo de envelhecimento por deformação ocorrer, as seguintes condições devem acontecer simultaneamente, que também serão demonstradas na Figura 6:

- O material deve conter discordâncias móveis (que são usualmente introduzidas por trabalho a frio);
- Soluto C deve estar presente na ferrita;
- O soluto deve mover-se a temperatura de envelhecimento;
- O processo de recuperação das discordâncias deve ser suficientemente lento para evitar significativa redução na resistência mecânica (MONTEIRO, 2012).

**Figura 7 - Princípio metalúrgico do efeito Bake Hardening**



Fonte: MONTEIRO, 2012.

Chapas de aço BH como já foi dito são utilizadas principalmente na indústria automobilística, aonde sofrerão basicamente 4 tipos de esforços:

- 1) Estampagem profunda
- 2) Tração
- 3) Dobramento
- 4) Tração nas bordas

Os produtos serão, na realidade, formados pela combinação desses esforços. Quanto mais uniforme for a microestrutura, mais facilmente tais esforços podem ser realizados (TAKAHASHI, 2003). A uniformidade da microestrutura está diretamente ligada a anisotropia do aço, consequência do processo de laminação da chapa, onde grãos cristalinos individuais são alongados na direção da maior deformação de tração. O alongamento é consequência do processo de escorregamento cristalino durante a deformação.

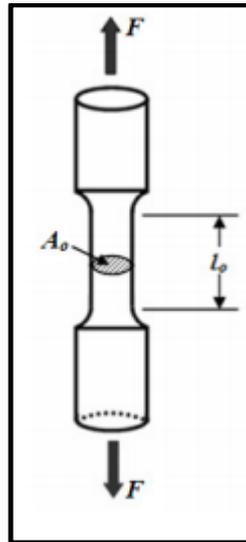
#### **4. TÉCNICAS DE CARACTERIZAÇÃO**

Qualquer projeto de engenharia requer, para a sua viabilização, um vasto conhecimento das características, propriedades e comportamento dos materiais disponíveis. As propriedades mecânicas dos materiais são verificadas pela execução de ensaios cuidadosamente programados, que reproduzem o mais fielmente possível as condições de serviço e, como consequência, evitam falhas desse material quando aplicados em sua devida função. As propriedades dos materiais podem ser analisadas mediante a realização de cuidadosos ensaios laboratoriais, segundo normas internacionais da Sociedade Americana de Testes e Materiais – *American Society for Testing and Materials* (ASTM) (CALLISTER JÚNIOR, 2008).

##### **4.1. Tração**

Segundo Souza (1986) o ensaio de tração consiste na aplicação de uma força em um corpo sólido que promove a deformação do material na direção do esforço. Tal esforço tende a “esticar” ou alongar o corpo de prova. Usualmente o ensaio é realizado em um corpo de prova com as dimensões padronizadas para que, ao final do ensaio, os resultados obtidos possam ser comparados. Um esquema de um material sofrendo esforço de tração pode ser observado na Figura 8 (SOUZA, 1986, p. 7).

**Figura 8 - Esquema de um corpo de prova submetido a esforço de tração**



Fonte: DALCIN,2007

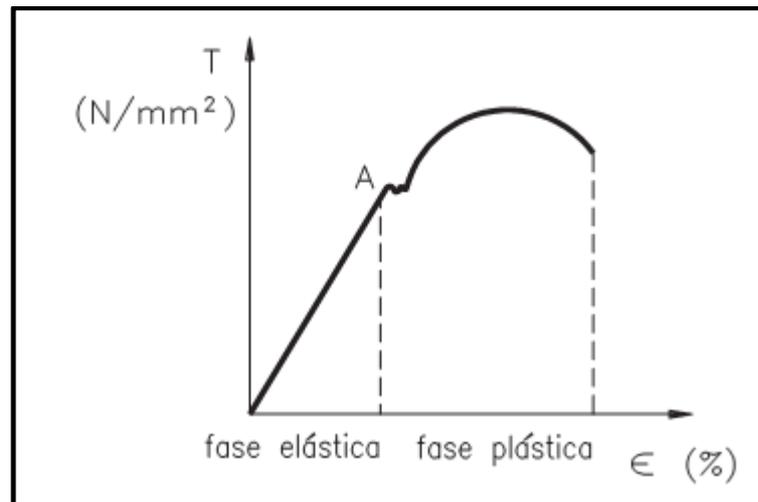
Tensão é definida genericamente como a resistência interna de uma força externa aplicada sobre um corpo, por unidade de área. Deformação é definida como a variação de uma dimensão qualquer desse corpo, por unidade da mesma dimensão, quando submetido a um esforço qualquer. Se uma carga é estática ou se ela se altera de maneira relativamente lenta com o tempo, e é aplicada uniformemente sobre uma seção reta ou superfície de um componente, o comportamento mecânico pode ser verificado mediante ensaios de tensão–deformação, os quais são normalmente realizados para metais à temperatura ambiente. Neste tipo de ensaio mede-se a variação no comprimento ( $l$ ) como função da carga ( $F$ ) aplicada. O ensaio de tração é padronizado por normas técnicas, entre elas a NBR-6152 da Associação Brasileira de Normas Técnicas – ABNT, e a ASTM E 8M da American Society for Testing and Materials – ASTM, ambas para materiais metálicos. O resultado de um ensaio de tração é registrado na forma de um gráfico ou diagrama relacionando a carga em função do alongamento (SOUZA, 1986, p. 8).

Quando um corpo de prova é submetido a um ensaio de tração, a máquina de ensaio fornece um gráfico que mostra as relações entre a força aplicada e as deformações ocorridas durante o ciclo. Mas o que interessa para determinação das propriedades do material ensaiado é a relação entre a tensão e a deformação. A tensão corresponde à força dividida pela área da seção sobre a qual a força é aplicada (SOUZA, 1986, p. 10), equação (1).

$$\sigma = F/A \quad (1)$$

Aplicando a equação descrita acima pode-se encontrar os valores da tensão e fazer o gráfico conhecido como tensão-deformação.

**Figura 9 - Exemplo de Gráfico obtido no ensaio de Tração**



Fonte: DALCIN,2007

O ponto A apresentado na Figura 8 representa o limite elástico. Até este ponto, assume-se que a deformação elástica é independente do tempo, ou seja, quando uma carga é aplicada, a deformação elástica permanece constante durante o período em que a carga é mantida constante. Também é assumido que após a remoção da carga, a deformação é totalmente recuperada, ou seja, a deformação imediatamente retorna para o valor zero. Na fase elástica os metais obedecem a Lei de Hooke. Suas deformações são diretamente proporcionais às tensões aplicadas, equação (2). (DALCIN,2007).

$$\sigma = E \cdot \varepsilon \quad (2)$$

A constante de proporcionalidade “E” é o módulo de elasticidade, ou módulo de Young, fornece uma indicação da rigidez do material. Quanto maior for o módulo, menor será a deformação elástica resultante da aplicação de uma tensão. A deformação convencional ou nominal é calculada a partir da equação (3): (DALCIN,2007)

$$\varepsilon = \frac{l-l_i}{l_i} \quad (3)$$

onde:

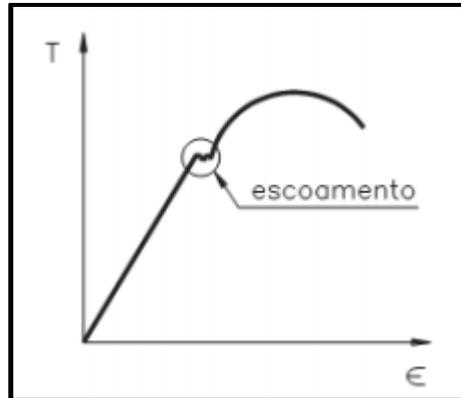
$l_0$  = comprimento inicial

$l$  = comprimento final para cada carga P aplicada.

O escoamento é entendido como um fenômeno localizado, que se caracteriza por um aumento relativamente grande na deformação, acompanhada por uma pequena variação na

tensão. Isso acontece geralmente no início da fase plástica. Durante o escoamento a carga oscila entre valores muito próximos um dos outros (SOUZA, 1986, p. 12).

**Figura 10 - Representação Gráfica do limite de escoamento**



Fonte: DALCIN,2007

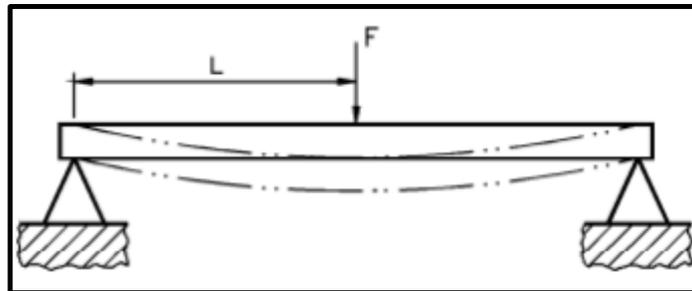
O Limite de Resistência à tração é a tensão correspondente ao ponto de máxima carga atingida durante o ensaio. Após o escoamento ocorre o encruamento que é um endurecimento causado pela quebra de grãos que compõem o material quando deformados a frio. O material resiste cada vez mais à tração externa necessitando de uma tensão cada vez maior para se deformar. É nessa fase que a tensão começa a subir até atingir um valor máximo, esse chamado Limite de Resistência (SOUZA, 1986, p. 19).

#### 4.1.2. Flexão

Consiste na aplicação de uma carga crescente em determinados pontos de uma barra geometricamente padronizada. A carga aplicada parte de um valor inicial igual à zero e aumenta lentamente até a ruptura do corpo de prova. É um ensaio amplamente aplicado em materiais frágeis como cerâmicos e metais duros, ferro fundido, aço ferramenta e aço rápido, pois fornece a resistência e a ductilidade do material analisado (além de possibilitar que a avaliação da tenacidade e resiliência do material) (SOUZA,1986,p. 138; DALCIN,2007).

Uma das propriedades avaliadas é a tensão de flexão. Ao aplicarmos um esforço numa barra apoiada em suas extremidades, ocorrerá um abaulamento ou deformação concentrada de dobramento e a sua intensidade dependerá da onde essa carga está sendo aplicada. A flexão será máxima se for aplicada à força no centro da barra, como na Figura 12(DALCIN,2007).

Figura 11 - Esquema Ensaio de Flexão



Fonte: DALCIN,2007

O produto da força pela distância do ponto de aplicação do esforço ao ponto de apoio origina o que chamamos de momento que, no caso da flexão, é denominado momento fletor ( $M_f$ ). Nos ensaios de flexão, a força é sempre aplicada na direção da região média do corpo de prova e se distribui uniformemente ao longo do corpo de prova. Devido a este fato, se considera para calcular o momento fletor, a metade da força e do comprimento útil (DALCIN,2007). A equação (4) apresenta a fórmula usada para o cálculo do momento fletor:

$$M_f = \left(\frac{F}{2}\right) \times \left(\frac{L}{2}\right)$$

$$M_f = \frac{FL}{4} \quad (4)$$

Para calcular a tensão de flexão é necessário identificar o momento de inércia, que pode ser calculado para corpos de seção retangular com uso da equação (5):

$$I = \frac{bx(h^3)}{12} \quad (5)$$

Falta ainda um elemento para enfim calcular a tensão deflexão, o módulo de resistência da seção transversal, representado por  $W$ , é a medida de resistência em relação a um momento. O valor de módulo é conhecido dividindo o momento de inércia pela distância da linha neutra à superfície do corpo de prova ( $c$ ), equação (6):

$$W = \frac{I}{c} \quad (6)$$

Dessa maneira pode-se calcular a tensão de flexão com a equação (7).

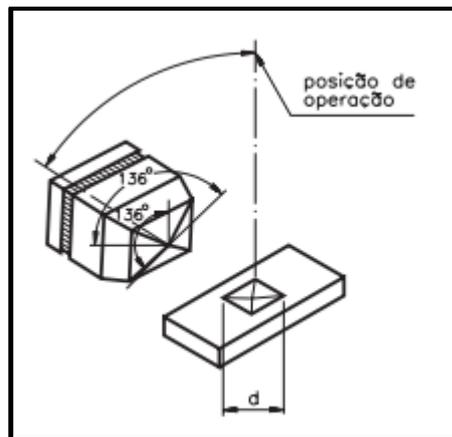
$$T_f = \frac{M_f}{W} \quad (7)$$

#### 4.2. Microdureza Vickers

De acordo com Dalcin (2007) a dureza Vickers se baseia na resistência que o material oferece à penetração de uma pirâmide de diamante de base quadrada e ângulo entre faces de  $136^\circ$ , sob uma determinada carga. O valor de dureza Vickers (HV) é o quociente da carga aplicada (F) pela área de impressão (A) deixada no corpo ensaiado. Essa relação, expressa em linguagem matemática é como exposto pela equação (8): (DALCIN,2007).

$$HV = \frac{F}{A} \quad (8)$$

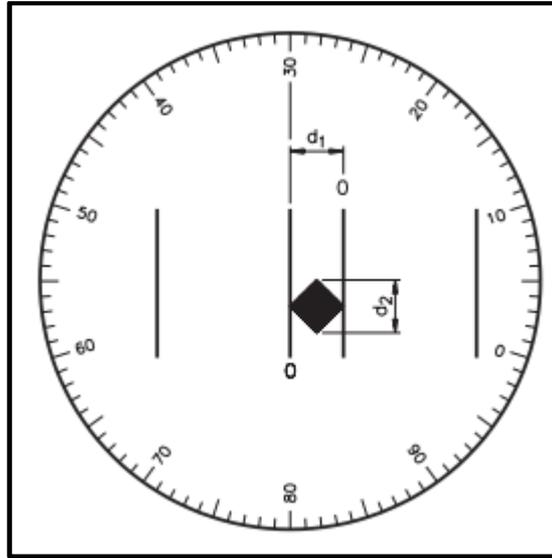
**Figura 12 - Esquema representativo de Dureza Vickers**



Fonte: DALCIN,2007.

A máquina que faz o ensaio Vickers não fornece o valor da área de impressão da pirâmide, mas permite obter, por meio de um microscópio acoplado, as medidas das diagonais ( $d_1$  e  $d_2$ ) formadas pelos vértices opostos da base da pirâmide (DALCIN,2007).

Figura 13 - Figura esquemática de uma indentação e da medida das diagonais d1 e d2



Fonte: DALCIN,2007.

Conhecendo as medidas das diagonais, é possível calcular a área da pirâmide de base quadrada (A), utilizando a equação (9):

$$A = \frac{d^2}{2\text{sen}\left(\frac{136}{2}\right)} \quad (9)$$

Voltando à fórmula para o cálculo da HV, e substituindo A (equação 9) na equação (8), tem-se como resultado a equação (10):

$$HV = \frac{F \times 2\text{sen}68}{d^2} \quad (10)$$

Na equação (10) a força deve ser expressa em quilograma-força (kgf) e o d corresponde à diagonal média, ou seja, equação (11):

$$d = \frac{d1+d2}{2} \quad (11)$$

e deve ser expresso em milímetro (mm). Se a máquina der o resultado em micron (m), esse valor deve ser convertido em milímetros.

### 4.3. Difração de Raios-X (DRX)

Os raios-X foram descobertos em 1895, por Roentgen. Devido à sua capacidade de penetração, mesmo que na época suas propriedades específicas não fossem bem conhecidas, já eram utilizados como técnica de análise por penetração. Eles propagam-se retilineamente, não são afetados por campos elétricos e/ou magnéticos e possuem velocidade característica de propagação e desde 1912 são utilizados para caracterização de reticulados cristalinos (PADILHA, 1997).

O fenômeno de difração ocorre quando uma onda encontra obstáculos, em série e devidamente espaçados, capazes de dispersá-la. Quando um feixe de raios-X incide sobre um átomo com determinada frequência, os elétrons de tal átomo vibrarão e se excitarão com a mesma frequência do feixe emitido. A reflexão do feixe só ocorrerá se a interferência da onda com os obstáculos for construtiva (CALLISTER JÚNIOR, 2008; PADILHA, 1997), sendo que a condição para que isso ocorra é expressa pela Lei de Bragg, equação (12):

$$n\lambda = 2.d.\text{sen}(\Theta) \quad (12)$$

na qual:

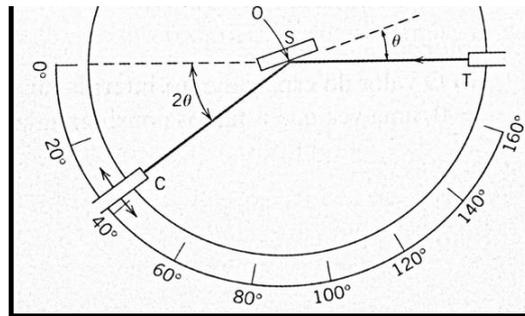
$n$  = Número natural não nulo;

$\lambda$  = Comprimento de onda do feixe incidente, característico do filamento utilizado na execução da técnica [nm];

$d$  = Distância característica dos sistemas de Bravais, determina pelo reticulado do material em análise [Å];

$\Theta$  = Ângulo de incidência do feixe incidente [°];

Para execução do ensaio trabalha-se geralmente com o difratômetro. A amostra, no formato de uma chapa fina, (S) é posicionada no porta amostras, que pode rotacionar ao redor do eixo O, percorrendo toda a amostra, gerando diferentes ângulos de incidência. O feixe de raio X é emitido no ponto T e as intensidades dos feixes difratados são detectadas no ponto C, através de um contador, que está no mesmo plano da fonte de emissão de raios X e da amostra (CALLISTER, 2008; PADILHA, 1997). O esquema de funcionamento do equipamento é mostrado na Figura 14.

**Figura 14 - Esquema de funcionamento do DRX**

Fonte:CALLISTER JÚNIOR, 2008

Os resultados, por serem obtidos com base na Lei de Bragg, que se baseia nos sistemas e reticulados de Bravais, podem ser utilizados na avaliação das fases presentes numa determinada amostra. Os dados são expressos numa curva que traz no eixo das abcissas o ângulo de incidência e no das ordenas, a intensidade, na qual cada fase/reticulado cristalino tem seu pico característico, comumente expresso como o ângulo típico (CALLISTER JÚNIOR, 2008; PADILHA, 1997). A análise dos resultados faz-se potencialmente útil na avaliação da transformação de fases por deformação, objeto de estudo do presente trabalho, uma vez que a Austenita e as Martensitas  $\alpha'$  e  $\epsilon$  tem planos, direções e reticulados cristalinos diferentes entre si (TAVARES et al, 2006).

## 5. MATERIAL E MÉTODOS

### 5.1. Material

O material utilizado durante a execução deste trabalho foram chapas de aço BH 180, fornecidos pela Usiminas, de dimensões 0,7mm de largura, 100mm de comprimento e 20mm de espessura. A composição química dada pelo fabricante encontra-se na Tabela 2:

Tabela 2 - Composição Química do aço BH 180 no estado como recebido

Elemento	C	Mn	Al	P	S
% em peso	0,040 máx	0,700 máx	0,020 mín	0,060 máx	0,030 máx

Fonte: USIMINAS, 2015.

### 5.2. Descrição Geral do Trabalho

O intuito principal do trabalho foi analisar os efeitos de mudanças sucessivas na trajetória de deformação do aço BH 180 no efeito *Bake Hardening* do mesmo. Para tal foram realizados ensaios de tração uniaxial e flexão. Nove chapas foram separadas para ambos os ensaios, sendo três destinadas para caracterização, três para a pré-deformação de 0.5% e as três restantes para a pré-deformação de 1,0%.

As chapas com dimensões iniciais de 0.7mm de espessura, 100 mm de comprimento e 20 mm de largura foram cortadas com auxílio do disco de corte da marca AROTEC modelo AROCOR 80, a qual é apresentada na Figura 15, sendo a rota de ensaios esta esquematizada na Figura 16.

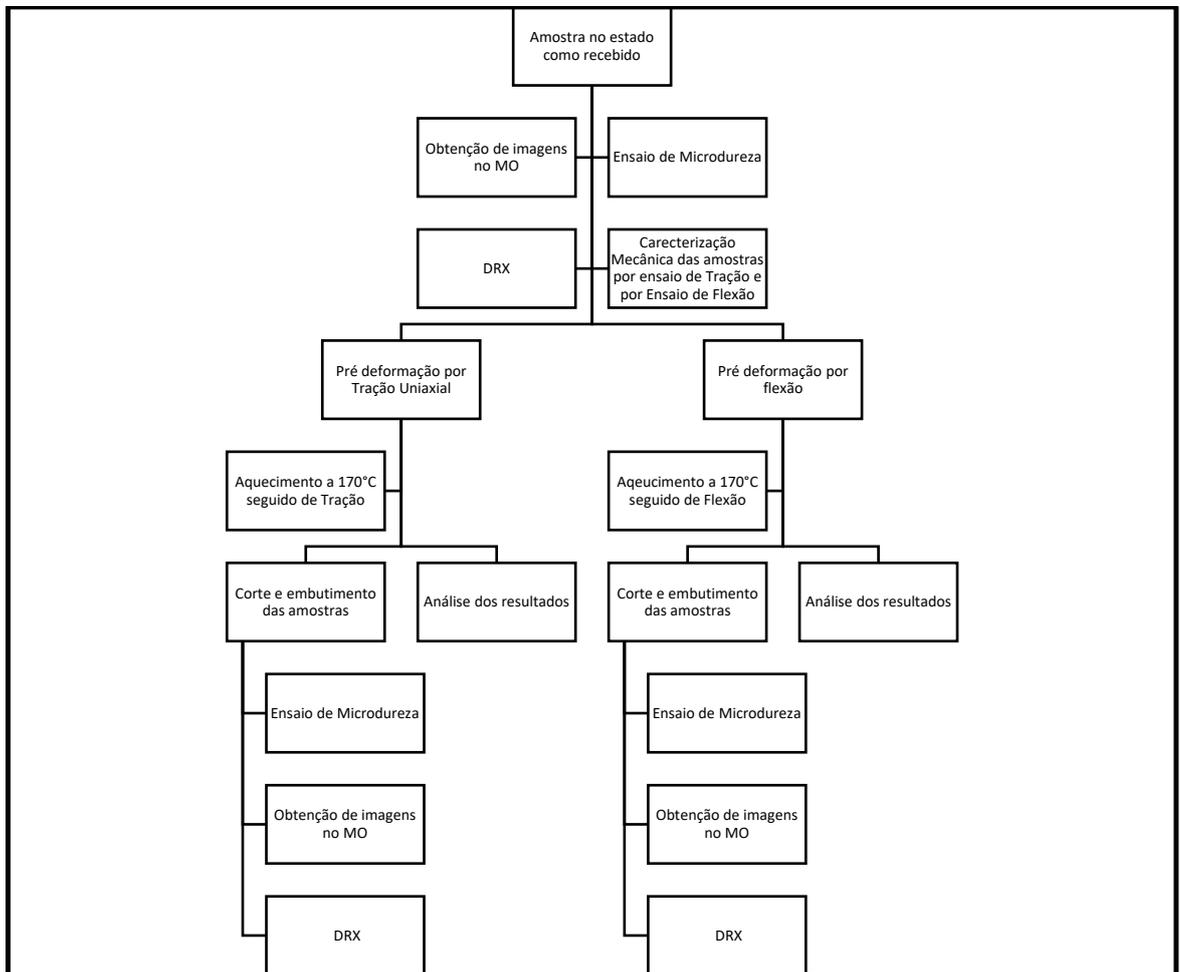
**Figura 15 - Máquina de corte de disco cerâmico**



Fonte: Autor

Após o corte as amostras foram embutidas a frio com resina fenólica e formaldeído para que fosse facilitado o processo de lixamento e polimento com intuito de analisar os contornos de grão do aço deformado e tratado no microscópio eletrônico.

**Figura 16 - Esquematização das principais etapas desenvolvidas no trabalho**



Fonte: Autor

### 5.3. Ensaio de Tração

O ensaio de tração foi efetuado visando obter o incremento do limite de escoamento para medição do índice BH.

Em uma primeira etapa, foram ensaiados os corpos de prova para caracterização do aço, tracionados até sua ruptura para fossem obtidos parâmetros como: limite de escoamento, alongamento, limite de resistência e expoente de encruamento.

Para obter o índice BH das demais amostras 3 delas sofreram uma pré-deformação de 0,5% e outras 3 pré-deformação de 1,0%. Em seguida as mesmas foram tratadas termicamente na estufa do Laboratório de Tratamentos Térmicos do CEFET-MG a uma temperatura de 170°C durante 20 minutos. Finalmente, após o resfriamento ao ar os aços foram novamente tracionados até a instabilidade plástica.

O ensaio de tração foi feito no equipamento Autograph AG-X da marca SHIMADZU, com uma célula de carga de 10 kN. O equipamento conta com o software TRAPEZIUM X para análise dos dados. A velocidade de ensaio foi de 4,62 mm/min.

**Figura 17 - Máquina de ensaios universais**



Fonte: Autor

Durante o ensaio não foi utilizado o extensômetro e com isso se fez necessário calcular a deformação convencional utilizando a equação (13):

$$e = \left( \frac{\Delta L}{L_0} \right) * 100 \quad (13)$$

Sendo  $\Delta L$  o deslocamento do cabeçote da máquina de ensaios universais e  $L_0$  o comprimento inicial do corpo de prova.

#### **5.4. Ensaio de Flexão**

Os ensaios de flexão também foram realizados com o intuito de obter o incremento do limite de escoamento para medição do índice BH.

Em uma primeira etapa foram ensaiados os corpos de prova para caracterização do aço. Estes sofreram esforço de flexão até que o corpo de prova perdesse contato com o cutelo para fossem obtidos parâmetros como: limite de escoamento e tensão máxima na flexão.

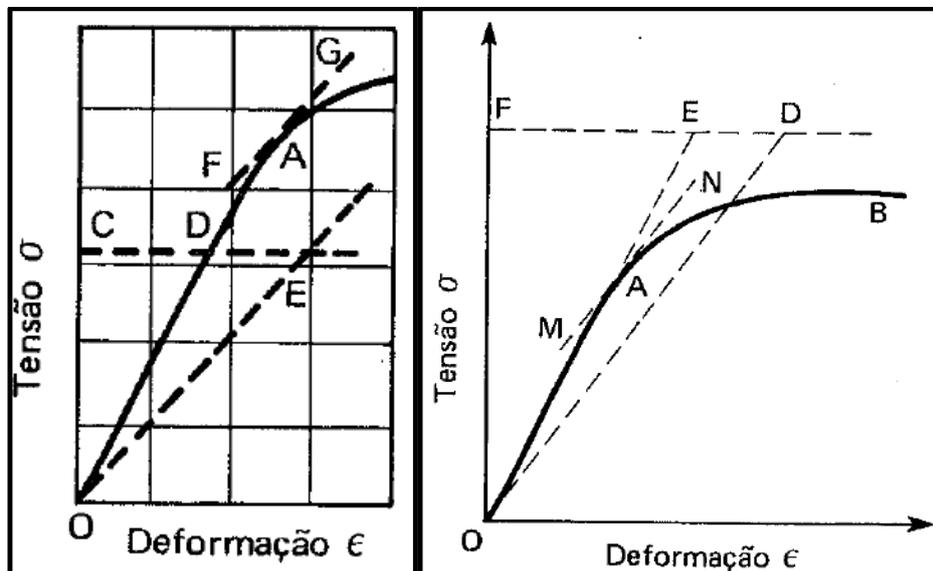
Para obter o índice BH das demais amostras 3 delas sofreram uma pré-deformação de 1.0mm e outras 3 pré-deformação de 1.5mm. Em seguida as mesmas foram tratadas termicamente na estufa do Laboratório de Tratamentos Térmicos do CEFET-MG a uma

temperatura de 170°C durante 20 minutos. Finalmente, após o resfriamento ao ar dos aços estes foram novamente flexionadas até a instabilidade plástica.

O ensaio foi realizado com três pontos, a taxa de deformação empregada foi de  $0,001s^{-1}$ , a velocidade foi de 4,74mm/min e os ensaios foram conduzidos em uma máquina de ensaios universais *Autograph AG-X* da marca *SHIMADZU* apresentada na Figura 17.

Para determinar o limite de escoamento na flexão visando obter o efeito BH, não se pode fazer uso do método convencional de cálculo de limite de escoamento que consiste em: traçar uma linha reta construída paralelamente à porção elástica da curva tensão-deformação, a partir de alguma pré-deformação especificada, usualmente 0,002 (CALLISTER, 2008). Tal método não é coerente na avaliação do ensaio de flexão pois a curva obtida é a de tensão na flexão X flecha e não tensão X deformação. Mediante a isso se fez uso do método conhecido como limite Johnson. Tal método consiste em traçar uma curva FD fora da curva obtida de tal forma que  $FD=1,5FE$ , onde o ponto E está na continuação da zona elástica. O ponto A que é o ponto de tangencia à curva MN paralela a OD, será o limite de escoamento (SOUZA, 1986, p21). A descrição esquematizada da determinação do limite Johnson pode ser observada na Figura 18.

Figura 18 - Descrição esquemática da determinação do Limite Johnson



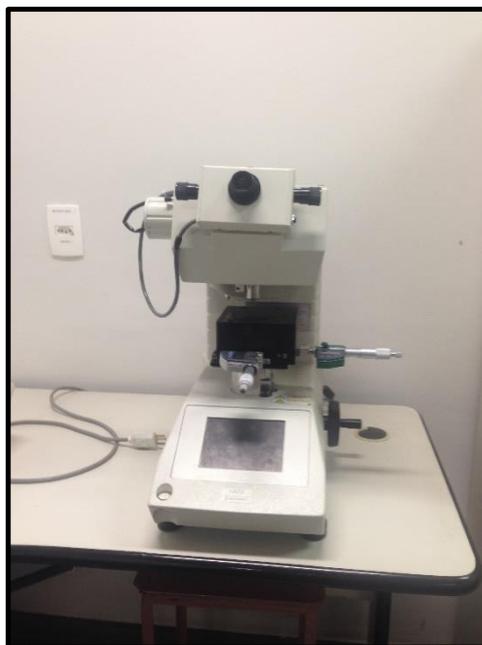
Fonte: SOUZA,1986.

A principal limitação do método do limite Johnson é a dificuldade de se obter o ponto exato de tangencia, o que leva a erros na medição do limite de escoamento.

## 5.5. Ensaio de Microdureza Vickers

Após terem sido pré-deformadas, tratadas termicamente e novamente deformadas, as amostras foram cortadas, embutidas e a dureza medida no microdurometro da marca Shimadzu HMV, Figura 19, no Laboratório de Metalografia do CEFET-MG. O intuito foi, ao final, analisar diferenças na dureza das amostras antes e após os tratamentos mecânicos e térmicos.

**Figura 19 - Microdurometro Vickers**



Fonte: Autor

## **5.6. Análise de imagens no Microscópio Óptico**

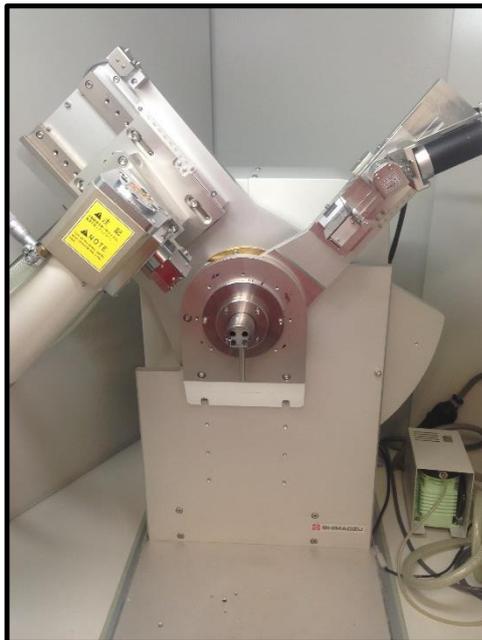
Para que fosse possível analisar a microestrutura das amostras, tamanho de grão e contornos de grão antes e após os tratamentos mecânicos e térmico as mesmas foram embutidas, lixadas (seguindo a sequência de mesh 120, 240, 3220,400), polidas com pasta de diamante e atacadas com Nital 5%. Em seguida as amostras foram levadas ao microscópio óptico onde foram feitas imagens com ampliação de 200x e de 400x. O microscópio utilizado foi da marca FORTEL, Figura 20.

**Figura 20 - Microscópio óptico**

Fonte: Autor

### **5.7. Análise por DRX**

Com o intuito de verificar quais as fases estavam presentes no material no estado como recebido a fim de comparações futuras após os tratamentos mecânicos e térmicos foi utilizada a técnica de difração de raios-x (DRX). O equipamento utilizado foi o da marca SHIMADZU XRD700, Figura 20. Os ensaios foram realizados com ângulos de varredura de 40° a 100°, passo de 0,02s<sup>-1</sup> e a uma velocidade de 2°/min.

**Figura 21 - Equipamento DRX utilizado**

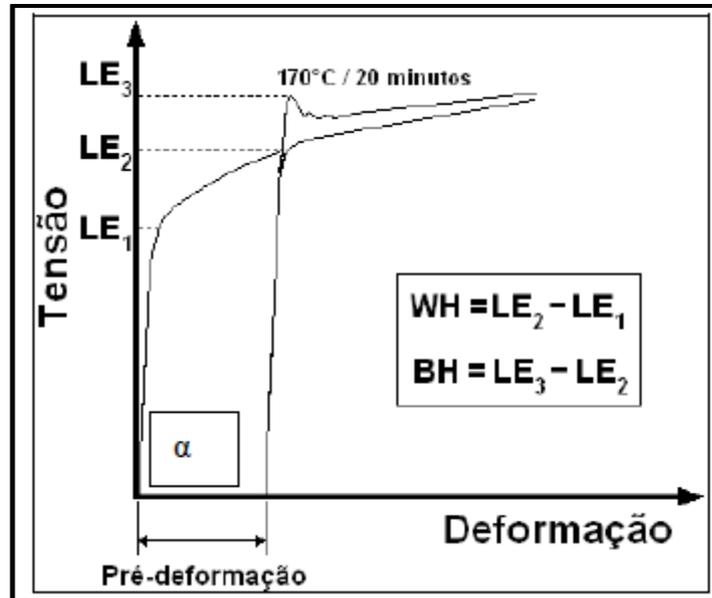
Fonte: Autor

### **5.8 Cálculo do Efeito BH e do Efeito Work Hardening**

O índice que mede o aumento na resistência mecânica dos aços devido ao fenômeno de *Bake Hardening* é o índice *Bake Hardening* ou valor BH. A determinação desse índice se dá mediante o cálculo da diferença entre o limite de escoamento do aço após o tratamento de cura da pintura (170°C/20min) e o limite de escoamento obtido para a pré-deformação aplicada (tensão de fluxo) (BITTENCOURT, 2014). Usualmente a pré-deformação plástica sofrida para que se calcule o índice BH é de 2%. Contudo, no presente trabalho a tensão de fluxo medida será para as pré-deformações aplicadas.

O índice *Work Hardening* simula o encruamento consequente da deformação plástica sofrida pelo aço antes do processo de cura da pintura. A determinação deste índice se dá mediante o cálculo da diferença entre a tensão de fluxo e o limite de escoamento do aço no estado como recebido. O cálculo descrito é ilustrado na Figura 22.

Figura 22 - Representação esquemática do cálculo dos índices BH e WH. LE1 é o limite de escoamento original do material;  $\alpha$  é a tensão de fluxo e LE2 e LE3 os valores de limite de escoamento superior e inferior



Fonte: BITTENCOURT, 2014

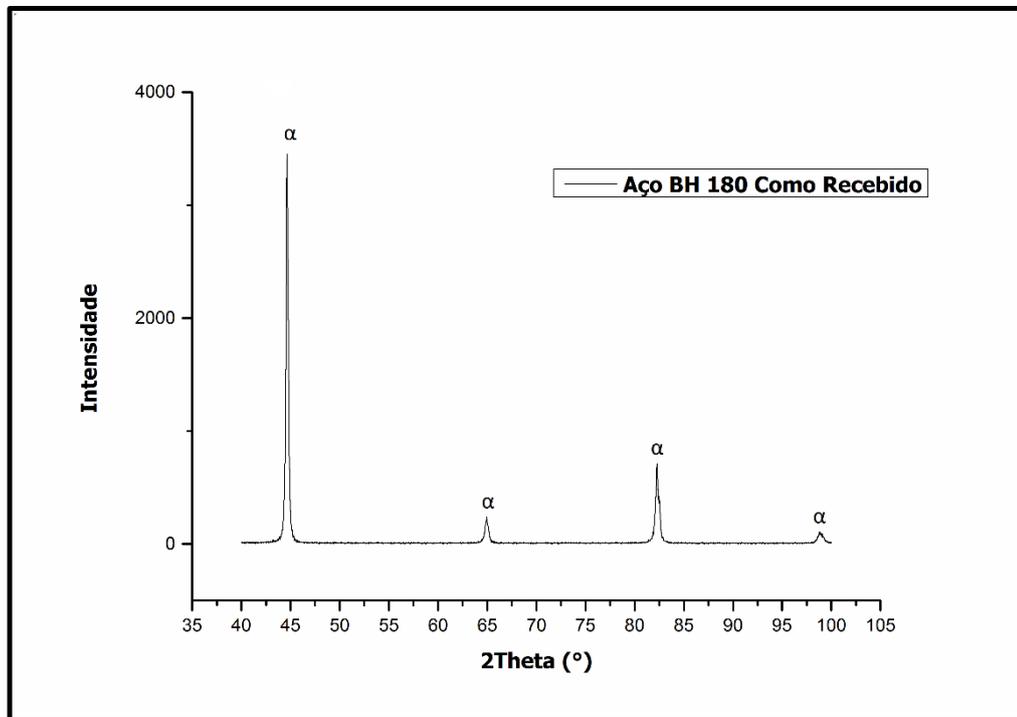
## 6. RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 6.1. Caracterização do material como recebido

#### 6.1.1. Caracterização estrutural

A amostra no estado como recebido foi analisada por difração de raios-X (DRX) para que fosse possível averiguar quais fases estavam presentes no aço BH 180. O difratograma obtido pode ser visto na Figura 23.

Figura 23 - Difratograma do aço no estado como recebido

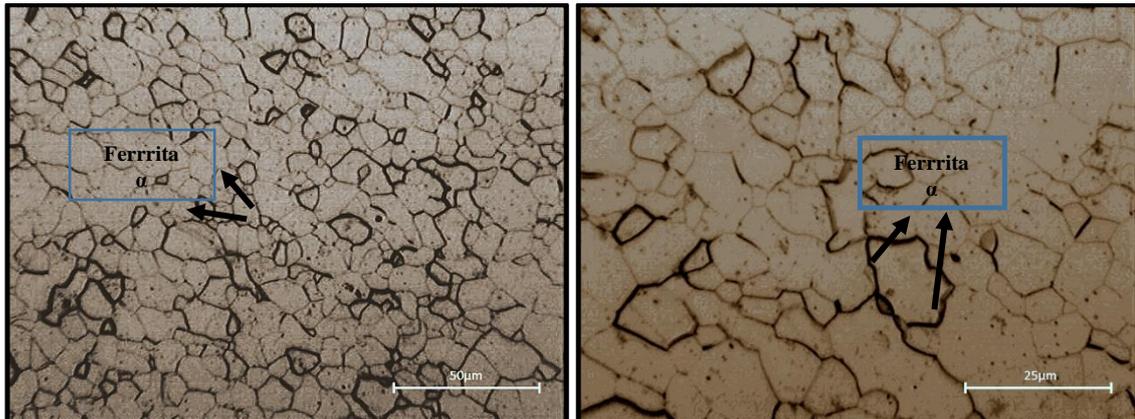


Fonte: Autor

. De acordo com CHEN *et. al.*(2011) os picos referentes a valores de  $2\theta$  44,68; 65,03; 82,35; 98,96 e 116,41 são característicos da fase ferrita. Tendo como base tal referência é possível inferir que, mediante análise do difratograma obtido, a fase ferrita é a única presente no aço BH 180 no estado como recebido.

Após ataque com Nital 5% a microestrutura da amostra no estado como recebido foi observada no microscópio óptico com duas ampliações distintas, 200x e 400x.

**Figura 24 - Micrografias observadas por microscopia óptica da amostra como recebida**



Fonte: Autor

De acordo com Callister (2008) a análise da amostra revela apenas a presença de ferrita.

### **6.1.2. Caracterização Mecânica**

Para identificar o valor da dureza do aço no estado como recebido com o objetivo de comparar a mesma com valores obtidos após mudanças na trajetória de deformação (tratamentos mecânicos e térmicos) foi feita a medição da dureza vickers em 8 pontos do aço. Os valor médio encontrado está disposto da Tabela 3

**Tabela 3 - Dureza do aço BH 180 como recebido**

<b>Amostra</b>	<b>Dureza média(Hv)</b>
Aço no estado Como recebido	115,2±0,56

Fonte: Autor

Para caracterizar as amostras que terão sua trajetória de deformação alterada via esforços de tração e obter os parâmetros: limite de escoamento (LE), limite de resistência à tração (LRT), expoente de encruamento (n) e alongamento uniforme, 3 amostras foram tracionadas até a ruptura. A média dos valores encontrados pode ser encontrada na Tabela4.

**Tabela 4 - Parâmetros mecânicos do Aço BH 180 no estado como recebido obtidos na Tração**

LE(MPa)	LRT (MPa)	N	Alongamento Uniforme (%)
210,6 ±1,45	325,1±1,60	0,0685±0,08	22,6±0,64

Fonte: Autor

O ensaio de flexão também foi utilizado para a caracterização mecânica do aço BH 180 e assim obter os valores da tensão limite de escoamento e o limite de resistência a tração 3 amostras do aço no estado como recebido foram tracionadas até que o corpo de prova perdesse contato com o cutelo. A média dos valores encontrados está disposta na Tabela 5.

**Tabela 5 - Parâmetros mecânicos do Aço BH 180 no estado como recebido obtidos na Flexão**

LE(MPa)	Tensão Máxima na Flexão (MPa)
299,7±10,56	468,8±9,0

Fonte: Autor

## 6.2. Caracterização mecânica após mudanças na trajetória de deformação

### 6.2.1. Tração Uniaxial

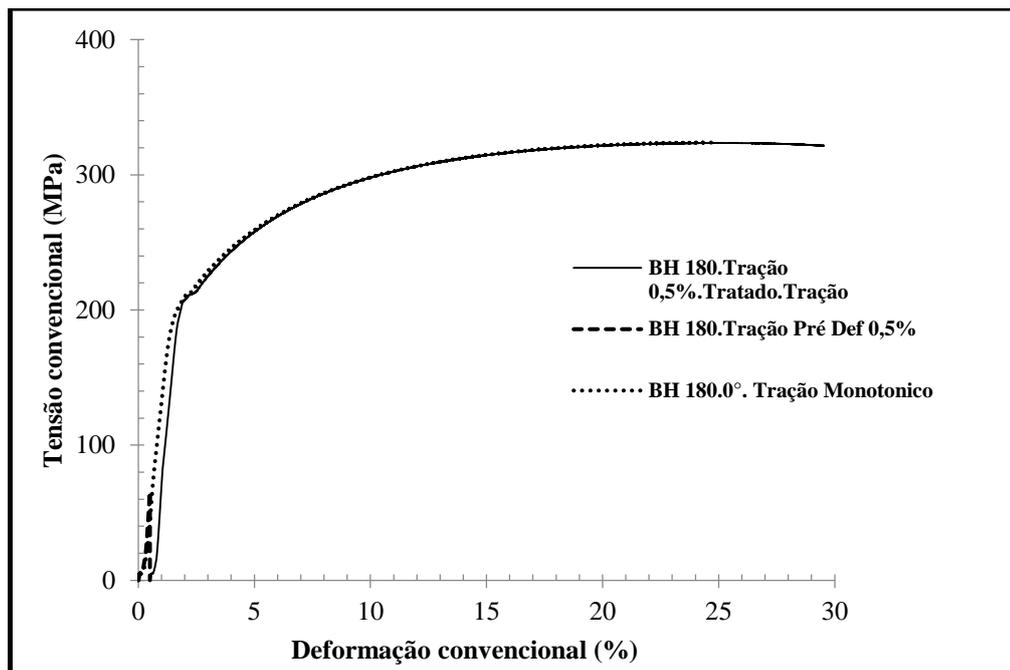
Para avaliação das consequências da pré-deformação no efeito *Bake Hardening* e nas propriedades do aço, o material foi submetido a valores de pré-deformação da ordem de 0,5% e 1,0% em triplicata. Os gráficos produzidos são apresentados na Figura 24 e na Figura 25.

De acordo com Hodgson; Hilditch; Roertson (2008) incrementos na pré-deformação do aço TRIP780 estão associados a aumentos no efeito BH de maneira proporcional ao aumento na pré-deformação. Mediante tal estudo pode-se inferir que o aço BH 180 que está sendo analisado também teria tendência a sofrer um aumento no efeito BH proporcional a pré-deformação (HODGSON; HILDITCH; ROBERTSON, 2008).

De acordo com Vatajuk; Couto; Souza (2012) o ganho de resistência mecânica relativo pelo efeito BH é significativo para até 2% de pré-deformação, com uma condição otimizada para 1% de pré-deformação. Notou-se que para valores superiores de pré-deformação ocorre estabilização do ganho. De acordo com esses dados é possível inferir que para o material em presente estudo é esperado um ganho de resistência mecânica, conseqüentemente aumento no limite de escoamento (VATAVUK; COUTO; SOUZA, 2012).

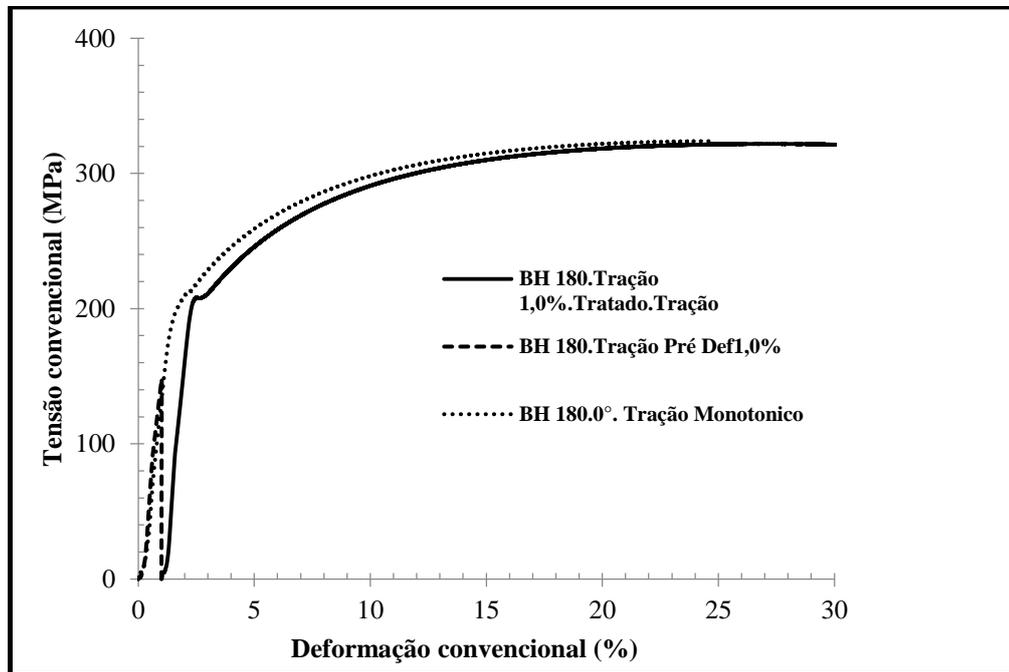
O comportamento apresentado pela amostra analisada não é similar ao que foi percebido na literatura. O limite de escoamento antes e depois do material ser tratado mecânica e termicamente não sofreu mudança significativa. Levando em conta o erro do equipamento é possível aferir que ele se manteve quase constante. Uma explicação plausível para o comportamento observado é o fato de que ao se analisar as curvas Tensão x Deformação Convencional (Figuras 25 e 26) elas revelam que ambas as pré-deformações (0,5 e 1,0%), observadas a partir do cabeçote, se encontram ainda no regime elástico, ou seja, a deformação real foi inferior aos valores desejados devido ao fato de não ter sido utilizado extensômetro durante a execução dos ensaios de tração (indisponibilidade da máquina universal de ensaios). Sendo assim, todos os cálculos relacionados com a quantidade de deformação apresentam erros. Admitindo-se o erro é possível inferir que devido à baixíssima pré-deformação, ao ser tratado termicamente o material sofreu um leve recozimento, sofrendo um aumento ligeiro na ductilidade e redução no seu limite de escoamento.

**Figura 25 - Gráfico Tensão X Deformação para uma pré-deformação de 0,5%**



Fonte: Autor

Figura 26 - Gráfico Tensão X Deformação para uma pré-deformação de 1,0%



Fonte: Autor

Na Tabela 6 estão dispostos os valores de dos parâmetros calculados após os tratamentos mecânico e térmico. Pode ser observado que os valores de índice BH total e do índice WH (*Work Hardening*) apresentam valores muito baixos ou até mesmo negativos. Tais resultados confirmam o inidicado pela análise dos limites de escoamento antes e após os tratamentos, ou seja, não houve aumento da resistência mecânica do aço BH 180 para os valores de pré-deformação em tração adotados neste trabalho.

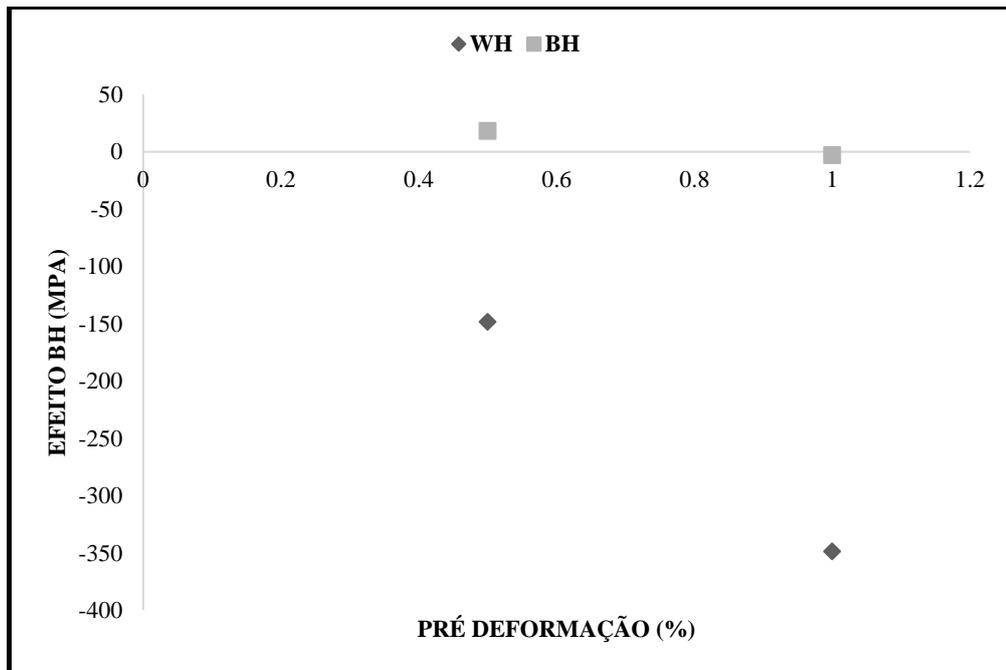
Tabela 6 - Parâmetros obtidos após pré-deformação, tratamento térmico e tração

Pré def (%)	Tensão de Fluxo	LE depois do TT	Encruamento				Alongamento (%)
			Total	WH	BH	LRT	
0.5	62,3±1,81	228,9±21,7	18,3±2,71	148,3±1,81	166,5±22,7	321,7±1,35	26,9±1,1
1	143±6,09	208,1±1,33	-3,1±1,8	-348,7±6,1	64,7±7,1	321,8±4,14	26,9±1,67

Fonte: Autor

A Figura 27 relaciona os índices WH e BH com as variações nos valores de pré-deformação. A análise do gráfico também reflete que não pode ser notado valores significativos para os índices BH e WH.

**Figura 27 - Gráfico relacionando Efeito BH e Efeito Work Hardening com a pré-deformação sofrida pelo aço BH180**



Fonte: Autor

### 6.2.2. Flexão

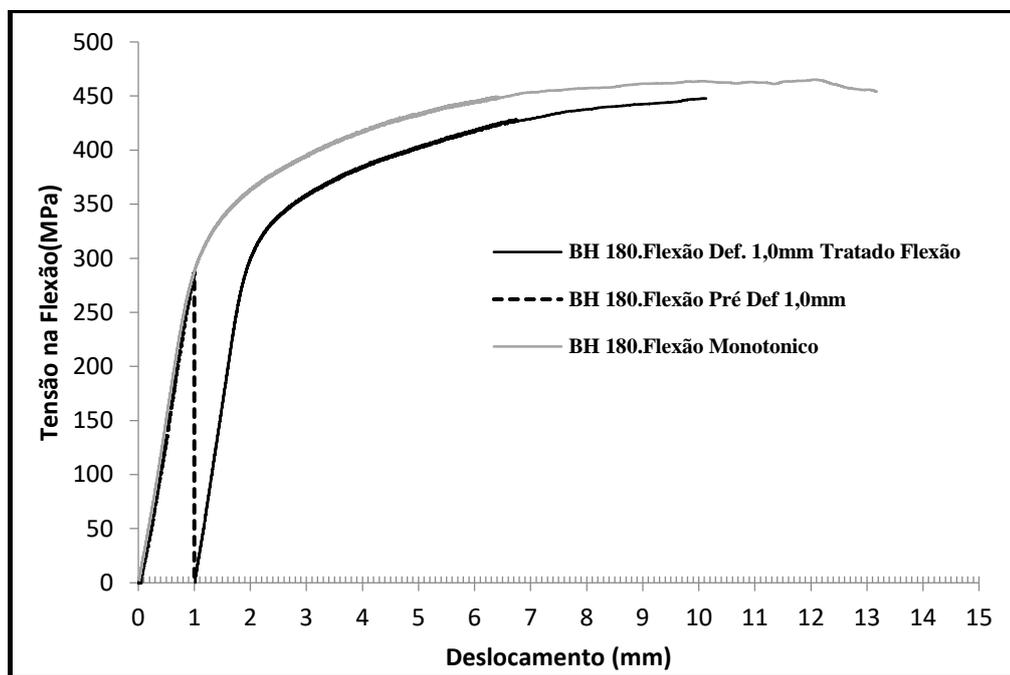
Para avaliação das consequências da pré-deformação no efeito *Bake Hardening* e nas propriedades do aço, o material foi submetido a valores de pré-deformação em flexão, em termos dos valores de flecha iguais a 1,0mm e 1,5mm, em triplicata. Os gráficos produzidos são apresentados nas Figuras 28 e 29.

Como apontado na análise de deformação por tração, a literatura expressa que esforços de pré-deformação levam a um incremento do efeito BH de materiais metálicos. Contudo, a análise dos gráficos revela que após a pré-deformação e o tratamento térmico os valores de limite de escoamento, novamente, não sofreram alterações expressivas.

Tal resultado pode ser justificado pelo fato de que os valores de pré deformação utilizados não foram suficientes para que o carbono se difundisse e promovesse a precipitação de carbonetos e o consequente endurecimento e aumento na resistência mecânica do aço.

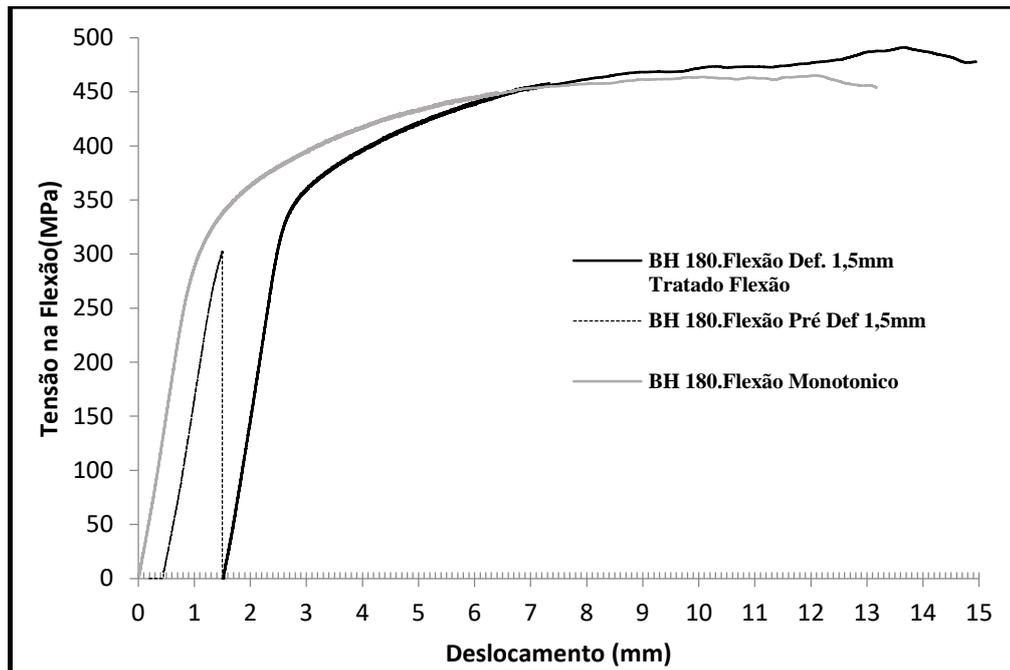
De acordo com Ding *et al.*(2016) na produção industrial, o pré tratamento é essencial para otimizar as propriedades de aços e ligas metálicas. O pré-envelhecimento e a pré-deformação são os dois principais esforços utilizados. O pré-envelhecimento é amplamente aplicado enquanto que a pré-deformação, devido aos mecanismos nem tão bem compreendidos, tem sua aplicação ainda limitada. Contudo estudos prévios revelam que a pré-deformação causa difusão do carbono, movimentação e criação de discordâncias. Tais eventos facilitam a nucleação heterogênea e a precipitação de carbonetos (DING *et. al*, 2016).

**Figura 28 - Gráfico Tensão na Flexão X Flecha com pré-deformação de 1,0mm**



Fonte: Auto

Figura 29 - Gráfico Tensão na Flexão X Flecha com pré-deformação de 1,5mm



Fonte: Autor

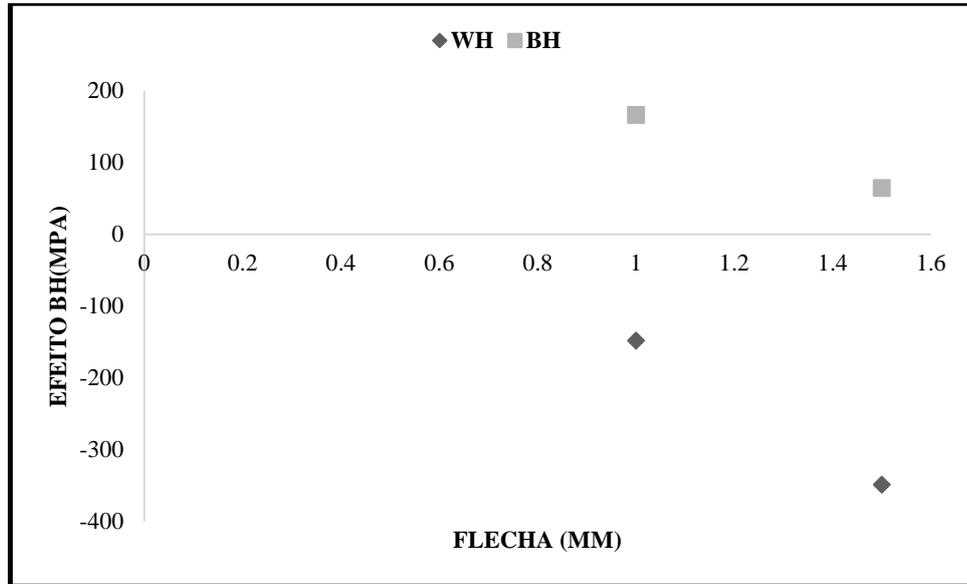
A Tabela 7 apresenta os parâmetros obtidos para as amostras após os tratamentos mecânico e térmico. É possível notar que, como já foi discutido, para o maior valor de pré-deformação (1.5mm) podemos observar valores para os índices WH e BH mais significativos do que para as amostras deformadas por tração. Mesmo assim, não encontramos valores maiores de resistência mecânica como seria esperado de acordo com a literatura. Também é possível visualizar na Figura 29 a variação dos índices WH e BH de acordo com a variação dos valores de pré-deformação e perceber que, os valores encontrados estão abaixo dos esperados.

Tabela 7 - Parâmetros obtidos após pré-deformação, tratamento térmico e flexão

Pré def (mm)	Tensão de Fluxo	LE depois do TT	BH TOTAL	WH	BH	Tensão Máx.
						na Flexão(MPa)
1.0	218.4	285.4	-16.7	-86.7	65	432.4
1.5	325.5	333.1	33.1	25.5	7.6	481.9

Fonte: Autor

Figura 30 - Gráfico relacionando o Efeito BH e o Efeito Work Hardening com a pré deformação aplicada

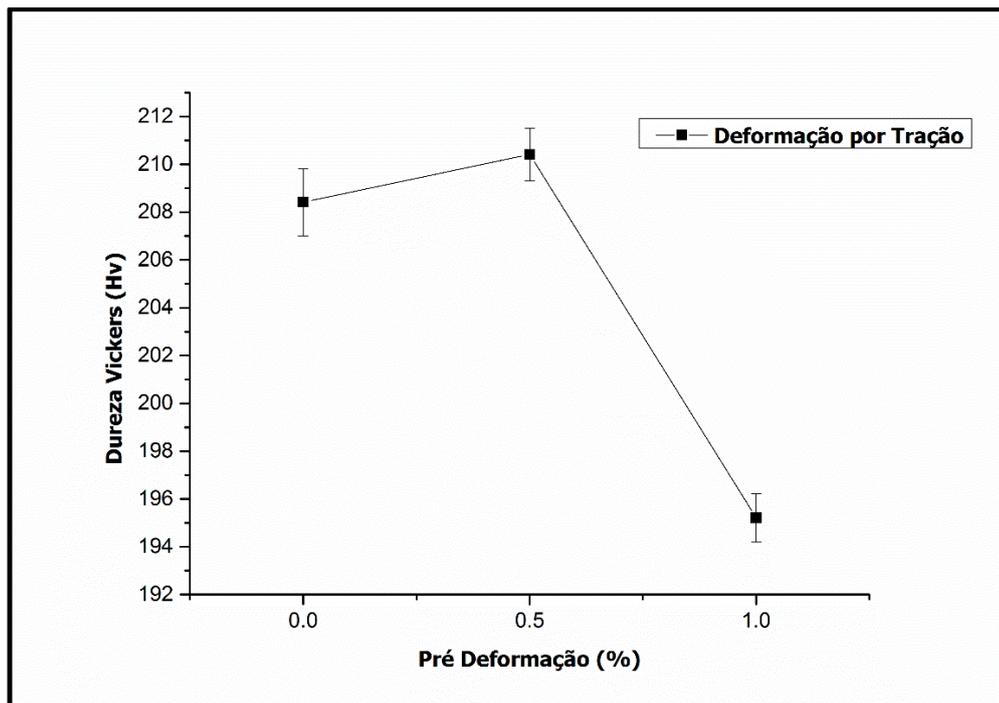


Fonte: Autor

### 6.2.3. Dureza Vickers

O ensaio de Microdureza Vickers foi realizado nas amostras após as mesmas terem sido pré-deformadas, tratadas termicamente e deformadas novamente até que o material atingisse sua instabilidade plástica. A média dos resultados obtidos em relação a pré-deformação aplicada pode ser observada nas Figuras 31 e 32.

Figura 31 - Gráfico Dureza Vickers X Deformação para deformação por Tração



Fonte: Autor

De acordo com Birol (2006), para uma liga de Al-Mg-Si, amostras que foram pré-deformadas logo após o tratamento de cura da pintura, com valores de pré-deformação de 0.5, 1.5 e 5%, revelaram incrementos na dureza com o aumento nos valores de pré-deformação. A dureza do material sem ser pré-deformado após o processo de *Bake Hardening* era da ordem de 71.97Hv, já com uma pré deformação de 5% o valor sofreu um aumento da ordem de 17.85Hv. O comportamento apresentado pode ser justificado pelo acúmulo e movimentação das discordâncias durante o pré-esforço imposto.

O fenômeno de pré-deformação é responsável por criar heterogeneidades (devido ao aumento do contorno de grão) que facilitam a nucleação e precipitação de carbonetos. Os carbonetos são os principais responsáveis pelo incremento nos valores de microdureza. Mediante o exposto é justo que se espere valores de dureza mais elevados para maiores valores de pré-deformação.(BIROL,2006) .

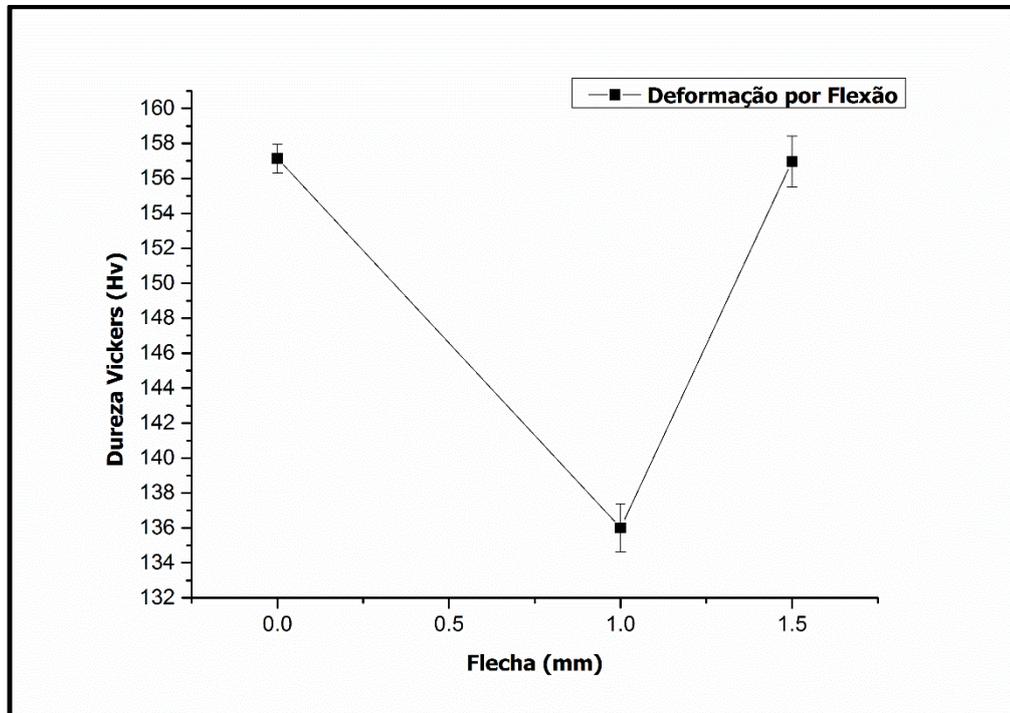
Ding *et. al* (2016),ao investigar os efeitos da pré-deformação e da adição de Cu em ligas de Al-Si-Mg, percebeu que tanto para ligas com a presença de Cu quanto para aquelas onde o Cu estava ausente com aumento nos valores de pré-deformação ocorre um aumento na microdureza Vickers da liga. Para ligas sem pré-deformação a dureza passa de 56.7Hv antes da cura da pintura para valores da ordem de 107.4Hv após o processo de *Bake Hardening*. Já para as ligas de mesma composição, com pré deformação de 2% a dureza após o processo de cura da pintura passa a assumir valores de 109.9Hv. Já para valores de pré-deformação de 5% o valor de dureza medido foi 114.8. Contudo, o valor de 2% de pré-deformação foi considerado ótimo pois com 5% de pré-deformação o efeito de aumento na dureza observado é devido ao encruamento da liga e não a otimização da ação *Bake Hardening*.(DING *et. al.*, 2016) .

Contudo, ao analisar os valores de dureza obtidos após os processos de pré-deformação, cura da pintura (tratamento térmico) e seguinte deformação para esforços de tração não se nota o padrão estabelecido na literatura. O observado é que, para a maior pré-deformação (1,0%) o valor de dureza medido foi o menor dentre os analisados. Para tal incoerência podemos novamente lembrar que a pré-deformação desejada não foi equivalente a real durante os ensaios, o que resultou no amaciamento do material após o processo de cura da pintura.

Parte da explicação também pode estar no fato de, ao tracionarmos o material posteriormente ao tratamento térmico não foi estabelecido um padrão de deformação a ser alcançado. O ensaio só foi interrompido quando ocorreu a instabilidade plástica, sendo assim para cada amostra temos valores diferentes de deformação acumulada. Com isso, maiores valores de dureza podem estar relacionados ao efeito de encruamento do material.

Os valores de dureza obtidos para as amostras que sofreram deformação por flexão podem ser analisados na Figura 32.

**Figura 32 - Gráfico Dureza X Pré-deformação para deformação por Flexão**



Fonte: Autor

Para os resultados de dureza obtidos após a rota em que a deformação estabelecida foi via esforços de flexão o valor de dureza para deformação de 1,0mm foi o menor dentre os analisados. Já a dureza obtida quando se tem uma pré-deformação de 1,5mm foi similar a dureza do aço que foi flexionado monotonicamente. Tais fenomenos podem ser justificados também pelo amaciamento do aço e pelo possível encruamento resultante da deformação acumulada nas amostras.

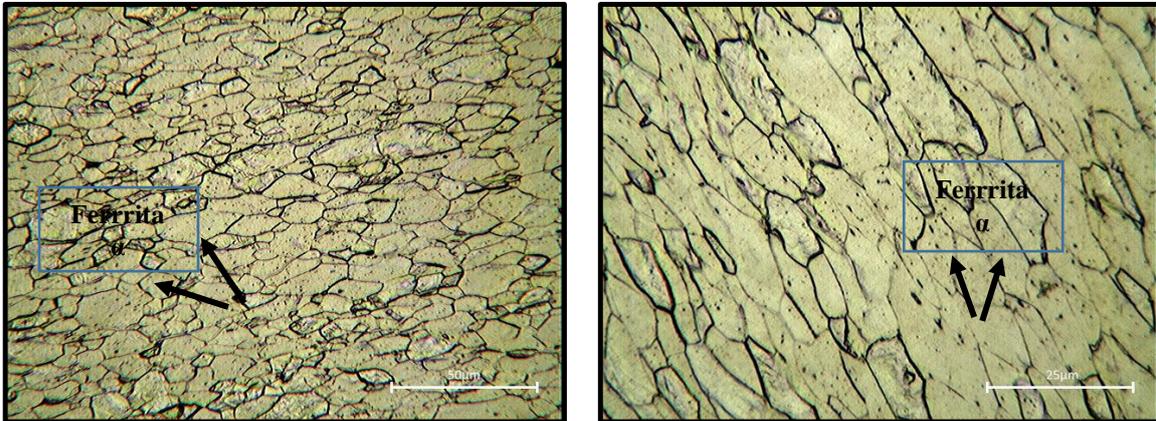
## 6.2 Caracterização estrutural após mudanças na trajetória de deformação

### 6.2.1 Microscopia Óptica

A microestrutura do aço BH 180 após as rotas de tratamentos mecânicos e térmico foi analisada no microscopio optico para que fosse possível averiguar as fases presentes, o alongamento de grão e a presença de algum possível precipitado.

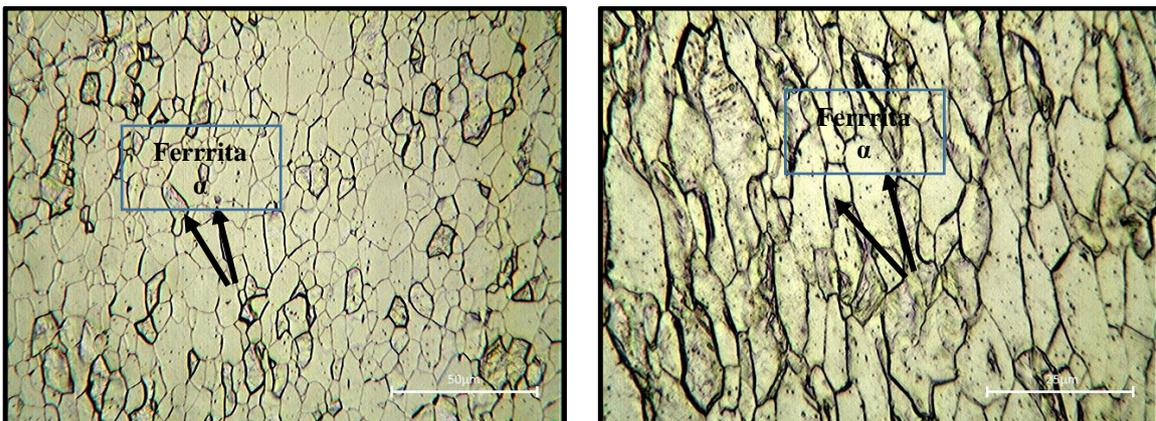
As imagens obtidas estão dispostas nas Figuras 33, 34 e 35.

**Figura 33 - Micrografias observadas pro microscopia óptica das amostras pré-deformadas em 0.5% sob esforços de tração**



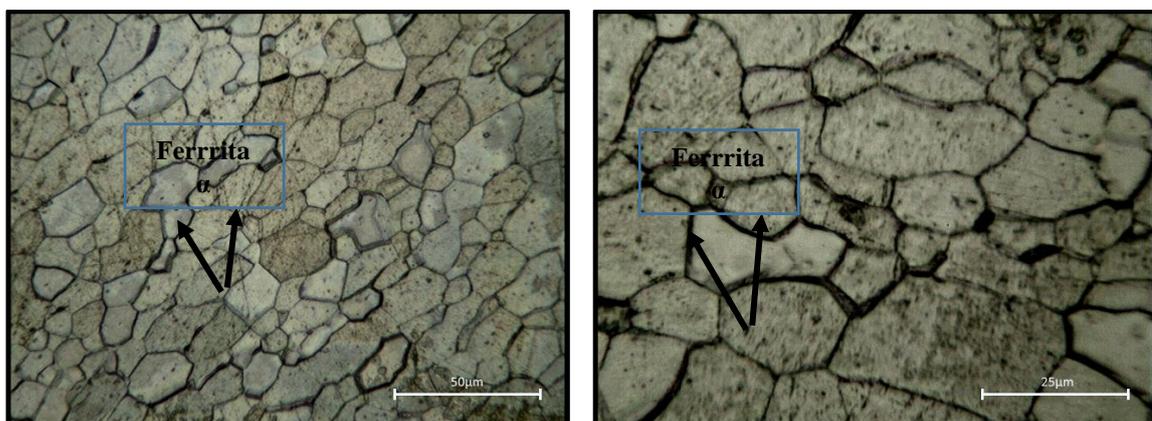
Fonte: Autor

**Figura 34 - Micrografias observadas pro microscopia óptica das amostras pré-deformadas em 1.0% sob esforços de tração**



Fonte: Autor

**Figura 35 - Micrografias observadas pro microscopia óptica das amostras pré-deformadas em 1.5mm sob esforços de flexão**



Fonte: Autor

As imagens obtidas, para a deformação em tração, revelam novamente a possível presença apenas de ferrita. Alguns pontos escuros sugerem a presença de carbonetos, mas não é possível distinguí-los com clareza das demais impurezas presentes nos grãos. Também é possível notar um acentuado alongamento dos grãos, já previsto devido aos esforços de deformação até a instabilidade plástica das amostras após a execução do tratamento térmico.

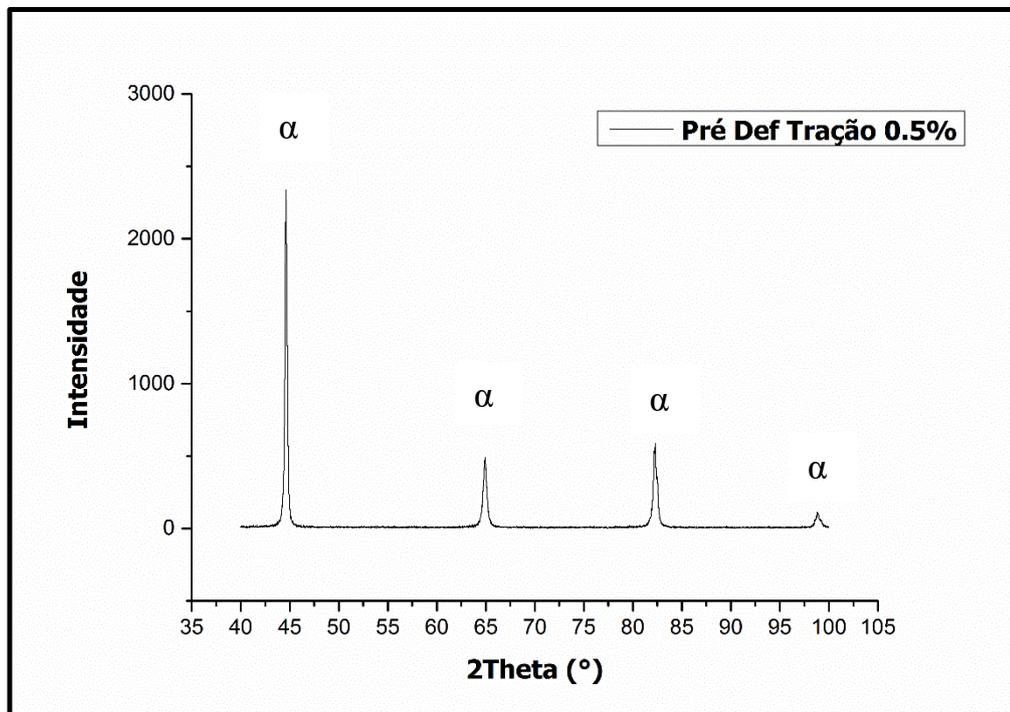
De acordo com Souza *et. al.* Microscopias ópticas do aço BH 180 antes e após o processo de cura da pintura não revelam mudança microestrutural. A fase presente, como esperado, é a ferrita (SOUZA *et. al.*, 2015).

### 6.2.2 Difração de raios-X (DRX)

As amostras foram analisadas no DRX com objetivo de averiguar a presença de possíveis novas fases após os tratamentos e para confirmar o indicativo da presença de ferrita observada nas micrografias.

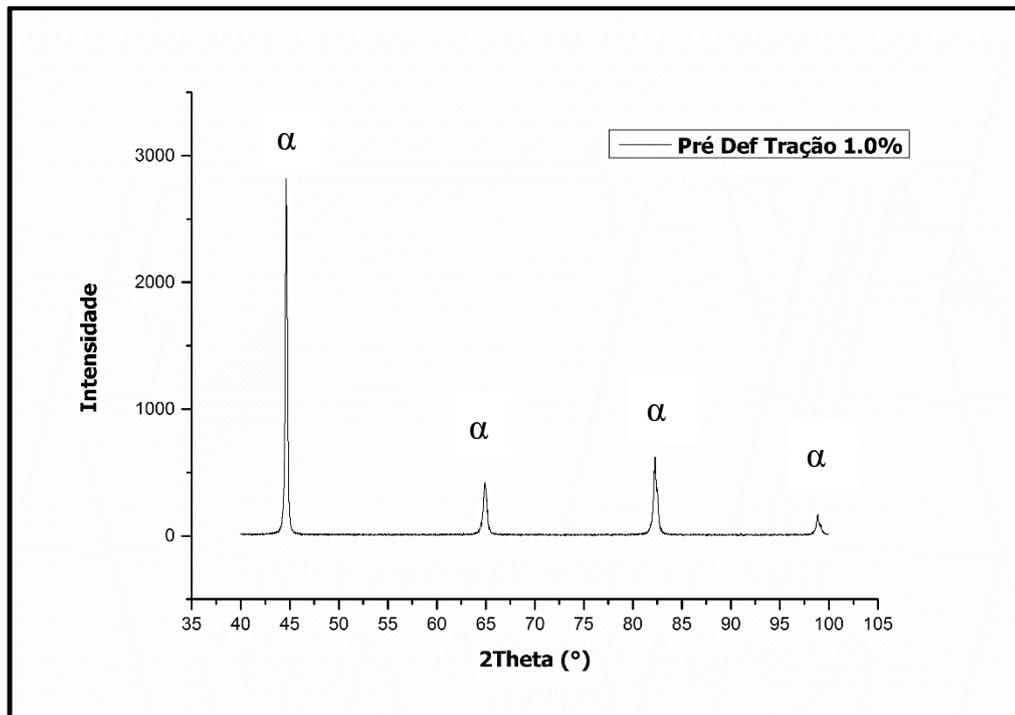
Os difratogramas obtidos estão dispostos nas Figuras 36, 37, 38 e 39..

Figura 36 - Difratograma após tratamentos com pré-deformação por tração de 0,5%



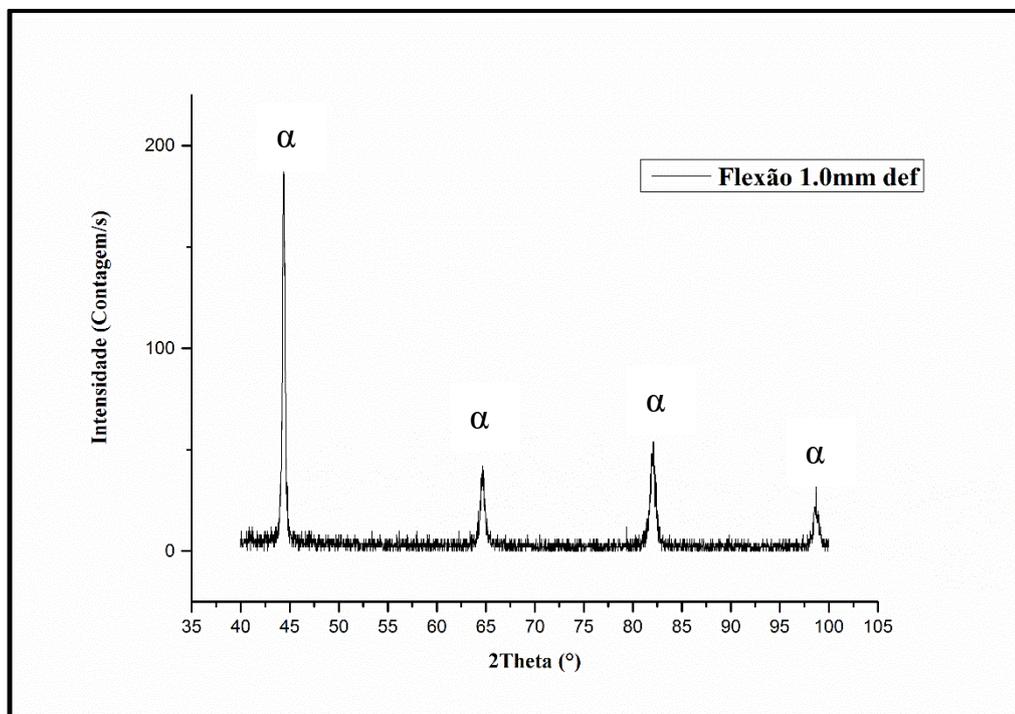
Fonte: Autor

Figura 37 - Difratoograma após tratamentos com pré-deformação por tração de 1,0%



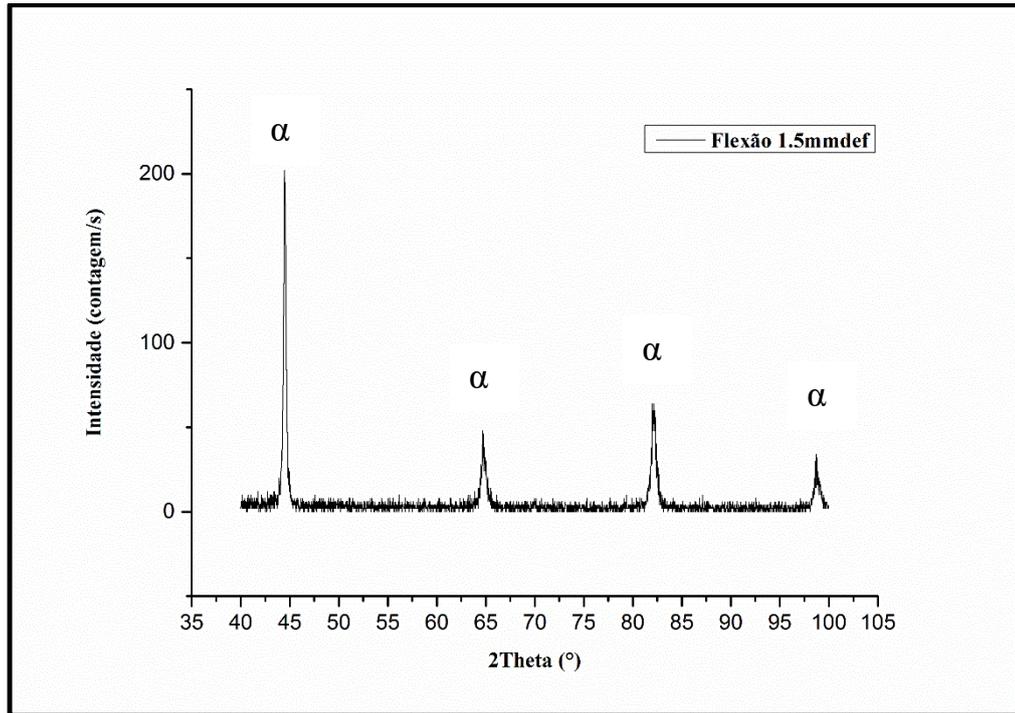
Fonte: Autor

Figura 38 - - Difratoograma após tratamentos com pré-deformação por flexão de 1,0mm



Fonte: Autor

Figura 39 - Difratoograma após tratamentos com pré-deformação por flexão de 1,5mm



Fonte: Autor

Mediante a análise dos picos referentes as fases associadas é possível se concluir que não ocorreu mudança de fase nas amostras após o ciclo de deformação plástica. Novamente apenas os picos referentes a fase ferrita podem ser observados.

## 7 CONCLUSÕES

1. Esperava-se que, com a adição de esforços de pré deformação que houvesse um incremento nos valores de índice BH e índice WH (consequentemente esperava-se que os valores de limite de escoamento para as amostras tratadas fossem mais altos do que para aquelas que não foram tratadas). No entanto, verificou-se que não ocorreu incremento no limite de escoamento do aço e, consequentemente não houve endurecimento do mesmo. Tais resultados foram associados aos valores praticados de pré-deformação em tração. A pré-deformação aplicada não foi suficiente para que ocorresse a deformação plástica em nenhum dos modos de deformação. Em tração os valores de pré-deformação não foram alcançados e, em flexão, os valores de pré-deformação não foram suficientes para que as amostras se deformassem plasticamente. Assumindo tais erros foi possível concluir que, o tratamento térmico após a deformação elástica atuou de forma a promover um alívio de tensões e aumento da ductilidade;
2. Para os resultados referentes aos ensaios de microdureza vickers esperava-se que quanto maior o valor de pré-deformação, maiores seriam os valores de dureza Vickers. Contudo esse não foi o resultado observado em tração. Tal incoerência foi atribuída a falta de controle da deformação total sofrida pelas amostras;
3. As respostas apresentadas pelo aço BH 180 quando deformado em tração e em flexão foram diferentes, apesar dos erros associados à pré-deformação de ambos os modos de deformação que concentraram a deformação desse material ainda no regime elástico;
4. Não foi observada mudança estrutural ao término dos ensaios de tração e de flexão.

## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

BALLARIN, V. et al. Mechanisms and Modeling of Bake-Hardening Steels: Part I. Uniaxial Tension. **Metallurgical And Materials Transactions A**, New Jersey, v. 40, n. 1374, p.24-33, jun. 2009.

BAPTISTA, Carlos. **O FENÔMENO DO ESCOAMENTO DESCONTÍNUO**. Disponível em:

<[http://sistemas.eel.usp.br/docentes/arquivos/471420/LOM3011/EM\\_cap3\\_Leitura1.pdf](http://sistemas.eel.usp.br/docentes/arquivos/471420/LOM3011/EM_cap3_Leitura1.pdf)>.

Acesso em: 29 out. 2015.

BIROL, Yucel. Pre-straining to improve the Bake Hardening response of a twin-roll cast Al-Mg-Si alloy. **Scripta Materialia**.Kocael, p. 169-173. out. 2005.

BITTENCOURT, Thiago Rangel. **Avaliação da Conformabilidade e da Resistência à Indentação dos Aços Intersticial Strenght Steel (IFHSS) e Bake Hardenable (BH) da Classe 260 MPa de Limite de escoamento**. 2014. 105 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia Metalúrgica, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizontte, 2014.

CALLISTER JUNIOR, William D.. **Ciência e Engenharia de Materiais: uma introdução**. 7. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2008.

CHAVERINI, Vicente. **Aços e Ferros Fundidos**. 7. ed. São Paulo: Abm, 2008. 5997 p.

CHEN, M.-y.*et. al.* Interphase precipitation in vanadium-alloyed steels: Strengthening contribution and morphological variability with austenite to ferrite transformation. **Acta Materialia**, Itália, v. 64, n. 1, p. 78-92, fev. 2014.

DALCIN, Gabrieli Bortoli. **Ensaio dos Materiais**. 2007. Disponível em:

<[http://www.urisan.tche.br/~lemm/arquivos/ensaios\\_mecanicos.pdf](http://www.urisan.tche.br/~lemm/arquivos/ensaios_mecanicos.pdf)>. Acesso em: 21 nov. 2015.

DIAS, Giuliano Castelo Branco. **ESTUDO DO EFEITO "BAKE HARDENING" NOS AÇOS BH 180 E BH 220 GALVANIZADOS PELO PROCESSO DE IMERSÃO A**

**QUENTE**. 2011. 98 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2011.

DING, Lipeng et al. The influence of Cu addition and pre-straining on the natural aging and bake hardening response of Al-Mg-Si alloys. **Journal Of Alloys And Compounds**. Chongqing, p. 362-367. jul. 2016.

GRITT, João Alfredo et al. PROPAGAÇÃO E FECHAMENTO DE TRINCA DE FADIGA EM DOIS AÇOS BIFÁSICOS PRÉ-DEFORMADOS E COM TRATAMENTO DE “BAKE HARDENING”. **Tecnologia em Metalurgia e Materiais**, São Paulo, v. 2, n. 4, p.71-75, abr. 2006. Mensal. Disponível em:

<[http://www.repositorio.ufop.br/bitstream/123456789/5392/1/ARTIGO\\_PropagaçãoFechamentoTrinca.pdf](http://www.repositorio.ufop.br/bitstream/123456789/5392/1/ARTIGO_PropagaçãoFechamentoTrinca.pdf)>. Acesso em: 18 set. 2015. **Citação com autor incluído no texto:** Gritt et al (2006)

KUANG, Chun-fu et al. Effect of Continuous Annealing on Microstructure and Bake Hardening Behavior of Low Carbon Steel. **Journal Of Iron And Steel Research**. China, p. 163-170. abr. 2015.

LOPES, Wellington. **Efeito da pré deformação e direção de sollicitação do comportamento mecânico do aço inoxidável AISI 430E com o uso do ensaio de cisalhamento para alterar a trajetória de deformação**. 2006. 124 f. Monografia (Especialização) - Curso de Engenharia Mecânica, Engenharia Mecânica, Ufmg, Belo Horizonte, 2006.

LORA, Fábio André. **AVALIAÇÃO DO PROCESSO DE ESTAMPAGEM DE CHAPAS DE AÇO BH 180 E BH 220 UTILIZADOS NA INDÚSTRIA AUTOMOBILÍSTICA**. 2009. 81 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Departamento de Metalurgia, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2009. Disponível em: <<http://www.lume.ufrgs.br/bitstream/handle/10183/17642/000721889.pdf?sequence=1>>. Acesso em: 14 set. 2015.

MONTEIRO, Claudinei Benedito. **CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA E MICROESTRUTURAL DE AÇOS BAKE HARDENING GRAUS 180 E 210**

**APLICADOS NA INDÚSTRIA AUTOMOTIVA.** 2012. 81 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2012.

PADILHA, A. F.. **Materiais de Engenharia: Microestrutura e propriedades.** São Paulo: Hemus, 1997. 353 p.

RAMAZANI, A. et al. Quantification of bake hardening effect in DP600 and TRIP700 steels. **Materials And Design.** Aachen, p. 479-486. jan. 2014.

ROCHA, Ianto Cáceres Leite. **PROPRIEDADES MECÂNICO/METALÚRGICAS DE JUNTAS SOLDADAS DE DP1000 E O EFEITO DE BAKE HARDENING.** 2014. 95 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia de Materiais, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2014.

SILVA, André Luiz V. da Costa e; MEI, Paulo Roberto. **Aços e Ligas Especiais.** 3. ed. São Paulo: Edgard Blucher Lotda, 2010. 646 p.

SILVA, André Luiz V. da Costa e (Ed.). **Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns.** 4 ed. São Paulo: Edgar Biutcher, 2008. 672p.

SOUZA, Kriscia E. R. de et al. INFLUÊNCIA DA PRÉ-DEFORMAÇÃO PLÁSTICA NO ENVELHECIMENTO DO AÇO 180 BH. **Revista Mackenzie de Engenharia e Computação,** São Paulo, v. 11, n. 1, p.90-101, maio 2010.

SOUZA, S. A. **Ensaio Mecânicos de Materiais Metálicos.** 5.ed. São Paulo:Edgar Blucher, 1983.287p.

TAKAHASHI, Manabu. Development of High Strength Steels for Automobiles. **Nippon Steel Technical Report,** Los Angeles, v. 14, n. 88, p.1-7, jul. 2003. Disponível em: <[https://7ealtq-dm2306.files.1drv.com/y3mqwIX9MXKFGMkcBCa8hZDGcb2Zt03qyy1teV4y8I0ZT2oeaz8pOvMCLzI-09SknIBpLxJrncmjXKTQEMBLQ2wjqoUp6xipCrPTCDRx0fSjgIQffAJtTGBcdM0w-bXVPRhVwtShLLhoiCG\\_dKWN9zSuYGKgsKIUSI07kIio3UbDlgtakahashi.pdf?psid=1](https://7ealtq-dm2306.files.1drv.com/y3mqwIX9MXKFGMkcBCa8hZDGcb2Zt03qyy1teV4y8I0ZT2oeaz8pOvMCLzI-09SknIBpLxJrncmjXKTQEMBLQ2wjqoUp6xipCrPTCDRx0fSjgIQffAJtTGBcdM0w-bXVPRhVwtShLLhoiCG_dKWN9zSuYGKgsKIUSI07kIio3UbDlgtakahashi.pdf?psid=1)>. Acesso em: 05 nov. 2015.

USIMINAS. **Aços para estampagem.** 2015. Disponível em: <<http://usiminas.com/wp-content/uploads/2014/02/novo-laminados-frio-v20-baixa.pdf>>. Acesso em: 20 set. 2015

ZHANG, Jicheng et al. Bake hardening behavior of TRIP and DP steels. **Journal Of University Of Science And Technology Beijing**. China, p. 132-140. abr. 2008.