

***“Estudo do Efeito “Bake Hardening” nos
Aços BH 180 E BH 220 Galvanizados pelo
Processo de Imersão a Quente”***

GIULIANO CASTELO BRANCO DIAS

UNESP

Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá

Guaratinguetá

2011

GIULIANO CASTELO BRANCO DIAS

**ESTUDO DO EFEITO “BAKE HARDENING” NOS
AÇOS BH 180 E BH 220 GALVANIZADOS PELO
PELO PROCESSO DE IMERSÃO A QUENTE**

Dissertação apresentada à Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, para a obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica na área de Projetos e Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Tomaz Manabu Hashimoto

Guaratinguetá

2011

D541e	Dias, Giuliano Castelo Branco Estudo do efeito "bake hardening" nos aços BH180 e BH220 galvanizados pelo processo de imersão a quente / Giuliano Castelo Branco Dias – Guaratinguetá : [s.n], 2011. 97 f : il. Bibliografia: f. 82-87 Dissertação (Mestrado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2011. Orientador: Prof. Dr. Tomaz Manabu Hashimoto 1. Aço I. Título CDU 669.14 (043)
-------	---

GIULIANO CASTELO BRANCO DIAS

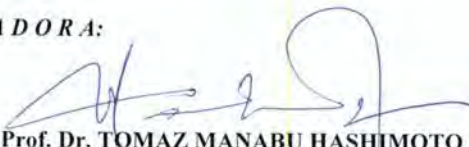
ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA ADEQUADA PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE
“MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA”

PROGRAMA: ENGENHARIA MECÂNICA
ÁREA: MATERIAIS

APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO


Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira
Coordenador

BANCA EXAMINADORA:


Prof. Dr. TOMAZ MANABU HASHIMOTO
Orientador / Unesp-Feg


Prof. Dr. MARCELINO PEREIRA DO NASCIMENTO
Unesp-Feg


Prof. Dr. CRISTINA DE CARVALHO ARES ELISEI
FATEC- Pindamonhangaba

Dezembro de 2011

DADOS CURRICULARES

GIULIANO CASTELO BRANCO DIAS

NASCIMENTO	25.10.1971 – Volta Redonda / RJ
FILIAÇÃO	Edimar Wilson Dias Dirce Castelo Branco Dias
1990/1996	Curso de Graduação Escola de Engenharia Industrial Metalúrgica de Volta Redonda - Universidade Federal Fluminense
1999/2000	Curso de Especialização em Gerência Empresarial Universidade de Taubaté – MBA/ UNITAU
2010/2011	Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Nível de Mestrado, na Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá da Universidade Estadual Paulista/ UNESP

DEDICATÓRIA

Agradeço de modo especial, à minha filha Rayssa, que com os seus anos de vida, foi a grande incentivadora para que eu continuasse no curso, e à minha esposa Renata.

AGRADECIMENTOS

Em primeiro lugar agradeço a Deus, fonte da vida e da graça. Agradeço pela minha vida, minha inteligência, minha família e meus amigos.

À minha mãe Dirce e as minhas irmãs Bianca e Ana Paula, que apesar das dificuldades enfrentadas, sempre incentivaram meus estudos.

Ao meu orientador, *Prof. Dr. Tomaz Manabu Hashimoto*, pelo incentivo, direção, ensinamentos e espírito crítico durante todo o período de aprendizado.

Aos professores do curso de Mestrado em Materiais, *Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira* e *Dr. Tomaz Manabu Hashimoto* pelos ensinamentos.

Aos meus colegas de turma, *Luiz Zamora*, *Carolina de Carvalho Kakumu* (em memória) e *Ana Carolina Rodrigues* pelo estudo e troca de experiências.

Ao Eng.^o *Ms. Fabiano Augusto Vallim Fonseca*, pela orientação e grande ajuda prestada para realizar este trabalho.

Aos técnicos da área de Qualidade da CSN, em especial ao *Sr. João José de Moraes*, que em nenhum momento mediram esforços para me ajudar na execução dos ensaios e no transporte de amostras ao Centro de Pesquisas da CSN.

Aos funcionários da CSN *Marcelo Fernandes da Silva*, *Beethoven Max da Silva*, *Richard William Boarin*, *Marcelo Pereira de Oliveira*, *Priscila Maria Ladeira*, *Felipe Maia Picinini* e aos estagiários da CSN pela ajuda e paciência na execução das experiências.

Ao supervisor *José Carlos dos Santos* responsável pela área de materiais da General Motors do Brasil que foi fundamental no meu crescimento profissional.

“Ultrapassar os limites não é um erro
menor do que ficar aquém deles”

Confúcio

DIAS, G. C. B. **Estudo do efeito “bake hardening” nos aços BH180 e BH220 galvanizados pelo processo de imersão a quente**. 2011. 97 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2011.

RESUMO

O presente trabalho estudou as variáveis de fabricação no processo na linha de galvanização contínua por imersão a quente, simulando o processo de conformação e a cura da pintura nas montadoras, visando avaliar as condições de deformação, tempo, temperatura e o envelhecimento desde o tempo de estocagem até a conformação dos aços ultra baixo carbono semi-estabilizado ao Nióbio para obtenção de índices de *bake hardening* (IBH) satisfatórios, visando o atendimento e a garantia das especificações dos aços BH180 e BH220. Para a execução das análises, utilizou-se o laboratório de controle da qualidade da empresa, onde foram retirados corpos de prova para ensaios de tração e do índice *bake hardening* seguindo os procedimentos conforme a norma requisitada. O ensaio padrão de *bake hardening* (BH) consiste em, deformar o corpo de prova até 2%, interromper o ensaio, aquecer o material na estufa por 20 minutos a 170°C e após resfriamento, dar continuidade ao ensaio. O cálculo do índice de BH foi especificado segundo a norma DIN BS EN 10325. Este trabalho visou a comparação entre dois testes de envelhecimento, um em condição natural e outro artificial. Na condição natural, os corpos de prova foram deixados em temperatura ambiente durante o período de seis meses e, na condição artificial, as variáveis tempo e temperatura foram analisadas. A garantia do tempo de estocagem está sendo discutida entre as montadoras e as usinas. A condição padrão para a simulação do ensaio de aços *bake hardening*, avaliou a influência de cada variável e verificou que o índice de BH está dentro do especificado em norma, sendo encontrado o valor de 49,0 MPa para o aço BH180 e de 45,0 MPa para o aço BH220. As variáveis mencionadas são importantes para o incremento do índice de BH principalmente a pré-deformação que tem influência significativa. Os aços estudados não parecem exercer

grande influência sobre o envelhecimento após a produção no período de tempo avaliado.

Palavras chave: Aços *bake hardening* (BH). Características mecânicas. Envelhecimento.

DIAS, G. C. B. **Study of the effect "bake hardening" in BH180 and BH220 steels by hot dip galvanized process**. 2011. 97 f. Dissertation (Master in Mechanical Engineering with emphasis on Materials Science) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2011.

ABSTRACT

This paper studied the variables in the manufacture process in continuous hot dipped galvanizing line, simulating the process of drawing and curing of paint in the automakers, to evaluate the conditions of deformation, temperature, time and aging from storage time to drawing of ultra low carbon steel semi-stabilized to achieve a reasonable *bake hardening* index (BH) in order to find the specifications and warranty BH180 and BH 220 steels. For the application of tests, it was use the quality control laboratory of the company`s, where specimens were removed for tensile tests and bake hardening index (BH) following the standard procedures as required. The bake hardening (BH) pattern test consists of deforming the specimen until 2%, stop the test, after heating the material in an oven for 20 minutes at 170 ° C and after air cooling, continue the trial. The calculation of a reasonable bake hardening index (BH) was specified according to DIN BS EN 10325. This study aimed to compare two aging tests, one in natural and the other one in artificial condition. In natural condition, the specimens were left at room temperature for a period of six months, and in artificial condition, time and temperature variables were analyzed. The warranty of the storage time is being discussed between the automakers and steel plants. The default condition for the simulation of the bake hardening steels test, evaluated the influence of each variable and found out that bake hardening index (BH) is within the specified standard, and with values of 49.0 MPa for BH180 steel and 45.0 MPa for BH220 steel. The variables mentioned are important for increasing the bake hardening index (BH) mainly pre-deformation has a significant influence. The steels studied seem not to

have great influence on aging after the production in the time period evaluated.

KEYWORDS: Bake hardening steels (BH). Mechanical characteristics. Aging.

LISTA DE FIGURAS

FIGURA 1 – Desafios para o mercado automotivo	20
FIGURA 2 – Fluxograma geral da linha de galvanização contínua por imersão a quente.....	25
FIGURA 3 – Curva tensão versus deformação sob tração para um metal que apresenta o escoamento descontínuo.....	29
FIGURA 4 – Ilustração do mecanismo do <i>bake hardening</i> em aços ULC	30
FIGURA 5 – Ilustração esquemática do aumento de limite de escoamento devido ao envelhecimento	31
FIGURA 6 – Endurecimento por cozimento e ponto alongamento em função da quantidade de soluto de carbono.....	34
FIGURA 7 – Efeito da temperatura de recozimento no índice de BH em uma chapa de aço resfriada rapidamente após recozimento à 870°C.....	36
FIGURA 8 – Ciclos térmicos na produção de aços BH em linhas de galvanização por imersão a quente, baseados nas evoluções microestruturais durante o resfriamento	37
FIGURA 9 – O tamanho de grão em função dos teores de carbono e nitrogênio e o efeito BH.....	38
FIGURA 10 – Influência do tamanho de grão e concentração dos átomos de carbono em relação a difusão dos solutos	39
FIGURA 11 – Efeito da temperatura de bobinamento sobre as propriedades mecânicas de aços recozidos continuamente	41
FIGURA 12 – Micromecanismo do envelhecimento.....	43
FIGURA 13 – Curva tensão-deformação de um aço baixo carbono recozido e ensaiado até o ponto A, descarregado e reensaiado	45
FIGURA 14 – Procedimento esquemático para obtenção do índice de envelhecimento	47
FIGURA 15 – Relação entre o índice de envelhecimento e o alongamento no patamar de escoamento.....	47
FIGURA 16 – Análise da temperatura no corpo de prova na posição horizon-	

tal dentro da estufa.....	50
FIGURA 17 – Grau de influência das variáveis no IBH no aço BH180	59
FIGURA 18 – Grau de influência das variáveis no IBH no aço BH220	59
FIGURA 19 – Gráfico do grau de deformação e tempo de envelhecimento em relação ao índice de BH para o aço BH180.....	60
FIGURA 20 – Gráfico do grau de deformação e tempo de envelhecimento em relação ao índice de BH para o aço BH220.....	61
FIGURA 21 – Gráfico do tempo de envelhecimento com grau de deforma- ção em relação ao índice de BH para o aço BH180	61
FIGURA 22 – Gráfico do tempo de envelhecimento com grau de deforma- ção em relação ao índice de BH para o aço BH220	62
FIGURA 23 – Análise do índice de BH com o tempo para os aços BH180 e BH220.....	63
FIGURA 24 – Análise do índice de BH com a pré-deformação para os aços BH180 e BH220	64
FIGURA 25 – Análise do índice de BH com a temperatura para os aços BH 180 e BH220.....	64
FIGURA 26 – Gráfico do limite de escoamento com o tempo do aço BH180 Envelhecimento natural	67
FIGURA 27 – Gráfico do limite de escoamento com o tempo do aço BH180 Envelhecimento artificial simulando a condição natural	67
FIGURA 28 – Gráfico com a regressão linear do limite de escoamento com o tempo do aço BH180 – Envelhecimento natural e artificial	68
FIGURA 29 – Gráfico do alongamento com o tempo do aço BH180 – Enve- lhhecimento natural	68
FIGURA 30 – Gráfico do alongamento com o tempo do aço BH180 – Enve- lhhecimento artificial simulando a condição natural.....	69
FIGURA 31 – Gráfico com a regressão linear do alongamento com o tempo do aço BH180 – Envelhecimento natural e artificial	69
FIGURA 32 – Gráfico do limite de escoamento com o tempo do aço BH220 – Envelhecimento natural	70

FIGURA 33 – Gráfico do limite de escoamento com o tempo do aço BH220 – Envelhecimento artificial simulando a condição natural	71
FIGURA 34 – Gráfico com a regressão linear do limite de escoamento com o tempo do aço BH220 – Envelhecimento natural e artificial	71
FIGURA 35 – Gráfico do alongamento com o tempo do aço BH220 – Enve- lhhecimento natural	71
FIGURA 36 – Gráfico do alongamento com o tempo do aço BH220 – Enve- lhhecimento artificial simulando a condição natural.....	72
FIGURA 37 – Gráfico com a regressão linear do alongamento com o tempo do aço BH220 – Envelhecimento natural e artificial	72
FIGURA 38 – Gráfico do limite de escoamento com o tempo do aço BH180 – Simulação artificial.....	74
FIGURA 39 – Gráfico do alongamento com o tempo do aço BH180 – Simu- lação artificial	74
FIGURA 40 – Gráfico com a regressão linear do limite de escoamento com o tempo do aço BH180 – Envelhecimento natural e artificial	75
FIGURA 41 – Gráfico com a regressão linear do alongamento com o tempo do aço BH180 – Envelhecimento natural e artificial	75
FIGURA 42 – Gráfico do limite de escoamento com o tempo do aço BH220 – Simulação artificial.....	76
FIGURA 43 – Gráfico do alongamento com o tempo do aço BH220 – Simu- lação artificial	76
FIGURA 44 – Gráfico com a regressão linear do limite de escoamento com o tempo do aço BH220 – Envelhecimento natural e artificial	77
FIGURA 45 – Gráfico com a regressão linear do alongamento com o tempo do aço BH220 – Envelhecimento natural e artificial	77
FIGURA 46 – Análise metalográfica do aço BH180 (antes da estocagem).....	78
FIGURA 47 – Análise metalográfica do aço BH220 (antes da estocagem).....	78
FIGURA 48 – Análise metalográfica do aço BH180 (após estocagem).....	79
FIGURA 49 – Análise metalográfica do aço BH220 (após estocagem).....	79

LISTA DE TABELAS

TABELA 1 – Composição química dos aços BH180 e BH220.....	48
TABELA 2 – Propriedades mecânicas especificadas	48
TABELA 3 – Valores calculados de tempo para simulação do envelhecimento	54
TABELA 4 – Carbono em Solução sólida	56
TABELA 5 – Propriedades mecânicas dos materiais conforme produzidos	57
TABELA 6 – Valores médios de BH do ensaio de dois CP's em função da temperatura, tempo e deformação (BH180)	57
TABELA 7 – Valores médios de BH do ensaio de dois CP's em função da temperatura, tempo e deformação (BH220)	58
TABELA 8 – Comparação do valor médio do IBH para cada condição anali- sada no tipo de aço.....	65
TABELA 9 – A relação entre o envelhecimento natural e artificial.....	73

LISTA DE QUADROS

QUADRO 1 – Teste de envelhecimento natural	51
QUADRO 2 – Teste de envelhecimento artificial.....	52

LISTA DE ABREVIATURAS, SIGLAS E SÍMBOLOS

Al	- Alumínio
BH	- Bake Hardening
C	- Carbono
°C	- Grau Celsius (unidade de temperatura)
CP	- Corpo de Prova
Cs	- Carbono em solução
CSN	- Companhia Siderúrgica Nacional
GDZ	- Gerência de Desenvolvimento de Zincados
H	- Hora
IBH	- Índice Bake Hardening
IE	- Índice de Envelhecimento
K	- Graus Kelvin (unidade de temperatura)
Min	- Minuto
Mn	- Manganês
MPa	- Mega Pascal
N	- Nitrogênio
Nb	- Nióbio
P	- Fósforo
Ppm	- Partes por milhão
S	- Enxofre
Si	- Silício
TG	- Tamanho de grão
Ti	- Titânio
WH	- Work Hardening
Zn	- Zinco

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	20
1.1 Considerações sobre o trabalho	20
1.2 Justificativa	22
1.3 Objetivos.....	22
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	23
2.1 Aços bake hardening	27
2.2 Mecanismo de endurecimento	28
2.3 Mecanismo do efeito bake hardening.....	29
2.4 Fatores que afetam o BH	32
2.4.1 Efeito dos solutos de carbono e nitrogênio	32
2.4.2 Efeito do manganês.....	34
2.4.3 Efeito do fósforo.....	35
2.4.4 Efeito do silício	35
2.4.5 Efeito do titânio e nióbio	35
2.4.6 Efeito do tamanho de grão.....	37
2.4.7 Efeito da temperatura de bobinamento.....	40
2.4.8 Efeito do processo de recozimento	41
2.4.9 Laminação de encruamento.....	42
2.5 Envelhecimento	44
2.6 Índice de envelhecimento	46
3 MATERIAIS E MÉTODOS	48
3.1 Cálculo do índice de BH.....	49
3.2 Efeito da pré-deformação	49
3.3 Efeito do tempo e da temperatura.....	50
3.4 Estudo do envelhecimento.....	51
3.5 Caracterização microestrutural	54
4 RESULTADOS E DISCUSSÃO	56
4.1 Efeito da pré-deformação	60
4.2 Efeito do tempo de cura no forno	61

4.3 Efeito da temperatura de cura no forno	62
4.4 Estudo do envelhecimento nos aços revestidos BH180 e BH220.....	66
4.4.1Envelhecimento natural	66
4.4.2Envelhecimento artificial	73
4.5 Caracterização microestrutural.....	77
5 CONCLUSÕES E COMENTÁRIOS	80
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	82
BIBLIOGRAFIA CONSULTADA.....	86
ANEXOS.....	88

1 INTRODUÇÃO

1.1 Considerações sobre o trabalho

O desenvolvimento de materiais exige desafios, num mercado voltado para a indústria automobilística onde a principal exigência está descrita conforme a Figura 1, que relaciona o desempenho e qualidade do material, produção com baixo custo, tempo hábil de entrega, sustentabilidade, proteção ao meio ambiente e a segurança.



Figura 1 - Desafios para o mercado automotivo (adaptado de GORNI, 2011).

Atualmente, a indústria automobilística deve cumprir duras regulamentações de proteção ao meio ambiente, como a redução de emissões devido à queima de combustíveis derivados do petróleo e a segurança dos passageiros. Para mercados ainda em desenvolvimento, como é o caso do Brasil, as montadoras mantêm um programa de utilização de materiais que permitem a redução de peso da carroceria de seus automóveis. Na maioria das vezes, a metodologia empregada é a substituição de

materiais mais espessos pelos de menor espessura e maior resistência mecânica. Dentre os materiais que melhor apresentam uma solução de compromisso entre nível de resistência e conformação estão os aços *bake harnening* (BH), utilizados em painéis expostos da carroceria do carro. Diante da crescente preocupação com a qualidade das chapas metálicas para a confecção de produtos estampados e o mercado cada vez mais competitivo, é de suma importância a caracterização mecânica e controle de chapas metálicas para estampagem, assegurando produtos de excelente qualidade, baixo custo de produção e redução de refugo.

Uma forma de proteção do meio ambiente pode ser feita através da redução de emissão desses gases na atmosfera por parte dos automóveis. Isto pode ser conseguido pela diminuição do consumo de combustíveis através da redução de peso dos carros. Como boa parte dos automóveis é constituído de aços estruturais, o aço tem grande contribuição na redução do peso e conseqüentemente na redução da emissão de gases. Porém, ao se tentar aumentar a resistência mecânica desses aços estruturais, torna-se difícil a sua conformação.

No mercado atual há uma maior exigência dos consumidores da indústria automobilística por veículos com projetos sofisticados e formas complexas, exigindo uma boa conformação das chapas destinadas a fabricação de carrocerias. Para atender estas exigências, e às expectativas de seus clientes, a indústria automobilística desenvolveu aços com boa conformabilidade e com alta resistência mecânica. Assim, tornou-se possível oferecer um produto com menor peso e sem perda no desempenho, proporcionando uma melhor forma e garantindo a segurança do passageiro.

De acordo com as exigências, na década de 1980, surgiu um tipo de aço na forma de chapas que revolucionou a construção de carrocerias. Buscando contornar estas dificuldades de conformação, mas atendendo os requisitos necessários de resistência mecânica para redução de peso, foram desenvolvidos os aços laminados a frio de alta resistência mecânica endurecíveis por envelhecimento. Estes são os aços endurecíveis na cura de pintura, após conformação, conhecidos internacionalmente como aços *Bake Hardening* (CARVALHIDO, 2007; LORA, 2009).

1.2 Justificativas

O cliente busca avaliar as variações permissíveis no processo da cura da pintura sem comprometer resultados de qualidade com ganhos de produtividade.

A garantia de pouco ou nenhum envelhecimento antes da conformação é fundamental para os processos de qualidade e logístico. Devido ao efeito do processo de envelhecimento em aços *bake hardening* ser de difícil controle e pouco previsível, para esta experiência decidiu-se então elaborar um tratamento térmico adequado que fosse capaz de prever o comportamento das propriedades mecânicas dos materiais com o passar do tempo, fazendo as análises abaixo:

- correlacionar o envelhecimento natural com o artificial;
- estimar a garantia do material em função do envelhecimento;
- comparar os tipos de aço e seus efeitos no envelhecimento;
- estudar a influência da temperatura e do tempo no envelhecimento; e
- definir uma equação cinética correlacionando o tempo e a temperatura para os aços BH estudados.

1.3 Objetivos

O objetivo principal deste trabalho é estudar a influência de alguns fatores sobre o índice de BH (efeito Bake Hardening) como a deformação, tempo e temperatura de cura da pintura, para os aços galvanizados BH180 e BH220.

O estudo consistiu em simular a cura da pintura para avaliar o tempo em quatro níveis 10min, 20min, 30min e 40min; variando as temperaturas em 150°C, 170°C e 190°C e as deformações em 0%, 1%, 2%, 4% e 8%.

Buscou-se avaliar o envelhecimento destes aços que ocorre no intervalo de tempo entre o bobinamento e a estampagem fazendo uma simulação real e laboratorial.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

O processo da linha de galvanização contínua confere à chapa de aço uma camada de revestimento de zinco. Isto garante proteção contra corrosão, excelente qualidade superficial e ótima estampabilidade, o que faz deste material um produto indicado para as mais diversas aplicações em todos os setores do mercado.

O fluxo da linha de galvanização contínua é mostrado na Figura 2, que começa com a seção de entrada que tem o objetivo de realizar o abastecimento contínuo da linha de galvanização, onde ocorre a preparação das bobinas laminadas a frio “encruadas”. Esta etapa consiste no desbobinamento, processo em que a bobina encruada vinda da laminação a frio é desenrolada alternadamente por duas desbobinadeiras. Em seguida, uma tesoura realiza cortes na tira, início e fim, visando retirar as pontas, as quais, posteriormente, passam por uma máquina de solda por resistência elétrica, que permite uma melhor automação.

A seção de limpeza faz remoção dos resíduos oleosos do processo de laminação. É condição básica que a superfície esteja completamente limpa para o processo de galvanização. Primeiramente, há uma limpeza alcalina e posteriormente eletrolítica; além disso, duas máquinas escovadoras e um secador completam a retirada dos resíduos.

O acumulador de entrada tem como objetivo manter a alimentação contínua do forno de recozimento, fazendo com que não ocorra interrupção no momento em que a seção de entrada cessar o envio da tira, durante a preparação de soldagem da mesma.

O aço segue para o forno de recozimento que proporciona um tratamento térmico para obtenção de uma estrutura adequada e uniforme, visando a obtenção das propriedades mecânicas desejadas. O forno de recozimento é dividido em cinco seções, as quais operam com vários ciclos térmicos, de acordo com o tipo de aço. Estas seções são: pré-aquecimento, aquecimento, austenitização, resfriamento rápido e equalização. A primeira seção é aquecida pela própria atmosfera do forno, utilizando gases de exaustão, provenientes dos tubos radiantes da seção de aquecimento. Para garantir a não oxidação da superfície da tira durante o processo, é produzida, no

interior do forno, uma atmosfera protetora. Em seguida o aço passa através de um outro forno mantido na mesma temperatura do forno de aquecimento. O resfriamento rápido é feito por meio de quatro zonas de jato de ar direcionados sobre a chapa, alcançando a equalização, que visa uniformizar o material para o banho de zinco, operando por meio de resistência elétrica.

A chapa de aço, ao sair da seção de equalização, é rapidamente mergulhada na cuba de zinco, o que permite um revestimento por uma camada de zinco nas duas superfícies da tira. A cuba de zinco tem a finalidade de controlar a composição química e a temperatura do zinco líquido, operando por meio de resistência elétrica. Após emergir da cuba de zinco, a tira passa por um equipamento que tem sopradores de nitrogênio (navalha de gás) com controle da pressão, a relação da distância e a velocidade da tira, a função é controlar o revestimento, assegurando uniformidade, com controle de espessura em ambas as faces da chapa.

Posteriormente a chapa passa por vários processos de resfriamento ao ar forçado e a água antes de chegar ao laminador de encruamento.

O laminador de encruamento de uma cadeira (*Skin Pass*) tem a finalidade de efetuar o ajuste das propriedades mecânicas da chapa, conferindo características apropriadas como planicidade e rugosidade para seu emprego. É utilizado principalmente para eliminar o patamar de escoamento, evitando o aparecimento de linhas de distensão e quebras na superfície após um leve dobramento ou encurvamento da chapa recozida. Para isso, usa-se aplicar um leve grau de redução a frio, que varia de 0,5 a 2% no máximo, o que corresponde a um ligeiro encruamento superficial.

Na seção de saída há um acumulador de tiras, fazendo com que o processo não seja interrompido no momento em que a seção de saída interrompa o recebimento da tira para inspeção visual, oleamento nas duas superfícies do material e bobinamento.

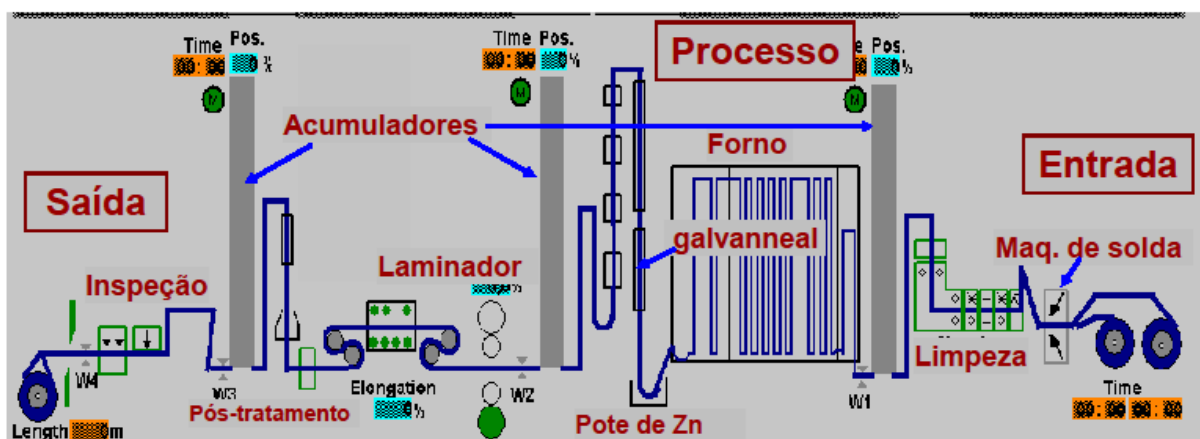


Figura 2 - Fluxograma geral de uma linha de galvanização contínua por imersão a quente (OLIVEIRA, 2003).

O fluxograma na indústria automobilística consiste, desde o projeto até o produto final, cujas etapas são: *design*, conformação, montagem da carroceria, pintura e montagem final.

A etapa de *design* é o primeiro passo no desenvolvimento de um carro. A partir das informações coletadas da montadora, as equipes de Design, Manufatura e Produção se reúnem para estudar as estratégias de desenvolvimento do veículo, como tipo de uso e preço, resultando nos primeiros esboços.

A etapa de conformação é o processo no qual uma chapa adquire o formato desejado. A conformação por prensagem é largamente utilizada na indústria automobilística onde se necessita alta produção, baixo índice de sucateamento e rigor de dimensões.

A conformação por prensagem de chapas finas implica na utilização de uma matriz, de um anti-ruga para prender a chapa e um punção que força a chapa penetrar na matriz para dar-lhe a forma adequada da peça final.

As deformações e tensões que ocorrem durante o processo são igualmente complexas e de difícil avaliação.

O conceito de conformabilidade é baseado, em primeiro lugar, na ruptura. Isto quer dizer que um material com boas características de conformabilidade não deve romper durante a deformação. Em segundo lugar vem o conceito de rigidez de forma (ocorrência de efeito mola – “*spring back*” – rigidez do produto acabado – *Oil canning*, *drumming* e *looseness*) e também a ocorrência de rugas.

Portanto, a avaliação da conformação na prensa deve ser realizada levando em conta não só as propriedades mecânicas, forma, rugosidade, etc. do material, mas também as condições operacionais e de ferramental em escala industrial.

O fator mais importante que determina o limite de conformabilidade é a ocorrência de ruptura ou rugas. No entanto ainda existem outros tipos de defeitos que provocam o retrabalho ou sucateamento da peça conformada. Estes defeitos podem ser classificados em dois grupos: o primeiro ocorre nos instantes iniciais da operação e podem ser colocados sob o nome genérico de “ajustamento” da chapa no ferramental, constituindo principalmente nos seguintes defeitos: superfície quebrada, linhas de distensão, estufamento localizado, ondulações e rugas e defeitos superficiais variados (arranhões, marcas, etc.). O segundo grupo ocorre nos estágios finais da conformação e depois da peça pronta. Dizem respeito à rigidez de forma e são principalmente: empeno, efeito de mola e baixa resistência mecânica da peça conformada.

A etapa da montagem da carroceria inicia-se na soldagem que as peças moldadas nas etapas anteriores começam a ser unidas, como um quebra-cabeça, dando forma ao carro. Depois que a carroceria fica pronta, o assoalho e as laterais são incorporados ao conjunto complementando a estrutura do veículo.

A etapa da pintura industrial tem como finalidade principal, a proteção anticorrosiva, e outras finalidades complementares, tais como: finalidade estética; sinalização; principalmente em segurança industrial; impermeabilização; diminuição da rugosidade das superfícies; absorção de calor; entre outros.

Alguns aspectos fundamentais devem ser levados em consideração para obtenção de uma boa pintura como:

- Preparação da superfície: Assim, que sai da área de solda, a carroceria recebe um tratamento que prepara a superfície das chapas para a pintura final. O requisito básico para que um revestimento seja aplicado com sucesso é a correta preparação da superfície. Deve-se remover a carepa de laminação, os respingos de solda, as ferrugens, as graxas, as sujeiras, os óleos e outros contaminantes.
- Estudo do produto: Tintas são composições químicas líquidas, pastosas ou em pó capazes de formar película quando aplicadas e após a secagem e/ou cura.

- Aplicação: A seleção adequada do método de aplicação e o cuidado com alguns requisitos básicos como: método de aplicação, técnicas de pintura durante o período de aplicação, têm influência tão grande no desempenho do esquema de pintura quanto às tintas utilizadas.

Na etapa da linha de montagem, a primeira peça a juntar-se à carroceria é a suspensão. Depois são inseridas as rodas, pneus, painel, faróis, freio de mão, carpetes, bancos traseiros, bancos dianteiro, vidros, pára-choques e as portas laterais. Antes de chegar nas lojas, o carro é testado em uma pista de teste para verificação de possíveis falhas.

2.1 Aços *bake hardening*

A ciência básica dos aços *bake hardening* segundo Bhadeshia (2008) é bem entendida em termos de interações entre os solutos intersticiais e as discordâncias. Portanto, o processo do qual a variedade de ligas envolvidas por outras variáveis e suas interações são influenciadas no controle das propriedades. Os aços *bake hardening* consistem principalmente de ferrita contendo um mínimo de carbono (menor que 25 ppm) em solução sólida. Eles são usados no processo automotivo principalmente na conformação de painéis externos e posteriormente são pintados na faixa de temperatura de 150°C a 200°C, o carbono é dissolvido e difunde para alguns pontos livres na migração das discordâncias na operação de conformação.

Segundo OLIVEIRA *et al.* (2008) estes aços apresentam uma conformabilidade muito boa antes do tratamento térmico e podem suportar estampagens moderadas e profundas e, após tratamento térmico, podem alcançar níveis de resistência mais altos. Sendo assim, possuem baixas propriedades mecânicas, na condição de recém produzidos, adequadas aos processos de estampagem e conformação, que após a pintura, exibem aumento considerável dessas propriedades, tornando a peça de espessura fina adequada ao uso e melhor resistência a endentação.

Os princípios metalúrgicos do *bake hardening* são simples de entender, a expressão quantitativa depende que sejam detalhados os parâmetros da composição química, deformação e tratamento térmico (DEHGHANI; NEKAHI, 2009).

2.2 Mecanismo de endurecimento

O aumento no limite de escoamento de um aço baixo carbono pode ser proporcionado por dois mecanismos: o encruamento e o efeito do envelhecimento. O primeiro resulta do fato de a carroceria ter que ser estampada, envolvendo deformação plástica moderada e o consequente aumento do limite de escoamento. O segundo resulta de um tratamento térmico de baixa temperatura que produz a movimentação de átomos intersticiais para discordâncias. No presente trabalho visa-se otimizar as condições para a soma do encruamento (devido à estampagem) e o BH (devido à cura da pintura).

A principal vantagem do aço BH é o baixo limite de escoamento e a elevada conformabilidade antes do processo de estampagem. Sendo que após o processo de conformação e pintura, a resistência mecânica ao escoamento terá um incremento entre 30 a 90MPa por cozimento (KVACKAJ *et al*, 2006).

O fenômeno de endurecimento por deformação plástica pode ser representado numa curva tensão-deformação, onde se observa o aumento da tensão com a deformação, conforme Figura 3. A inclinação da curva define a taxa de encruamento,

$\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$, isto é, estabelece o aumento de tensão para uma dada variação da deformação.

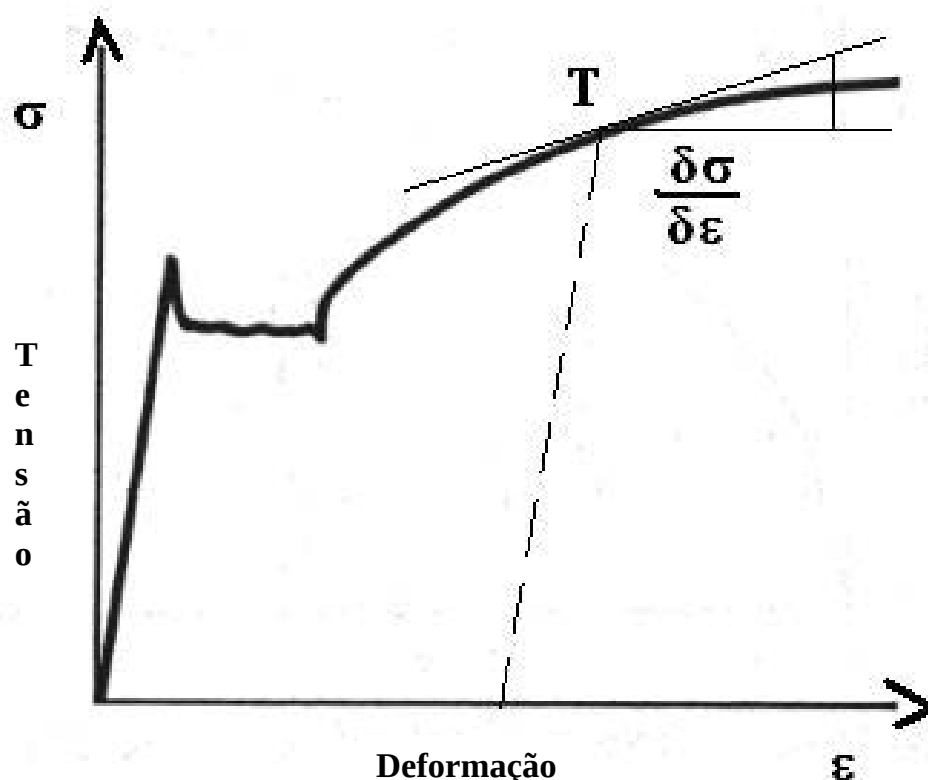


Figura 3 - Curva tensão x deformação sob tração para um metal que apresenta escoamento descontínuo (OLIVEIRA *et al*, 2003).

O termo “envelhecimento” geralmente permanece dependente do tempo, freqüentemente indesejável, alterando as características e as propriedades dos materiais. Compreendendo aos aços baixo carbono, o envelhecimento resulta no aumento da tensão de escoamento, tensão de resistência e a dureza, correspondendo o decréscimo na ductilidade e o aparecimento de descontinuidade no escoamento. O processo depende do tempo, da temperatura, da segregação, aglomeração e precipitação de átomos intersticiais supersaturados de carbono e nitrogênio .

2.3 Mecanismo do efeito bake hardening

O mecanismo do efeito da cura por cozimento (BH) em aços ultra baixo carbono e o envelhecimento após deformação é mostrado na Figura 4.

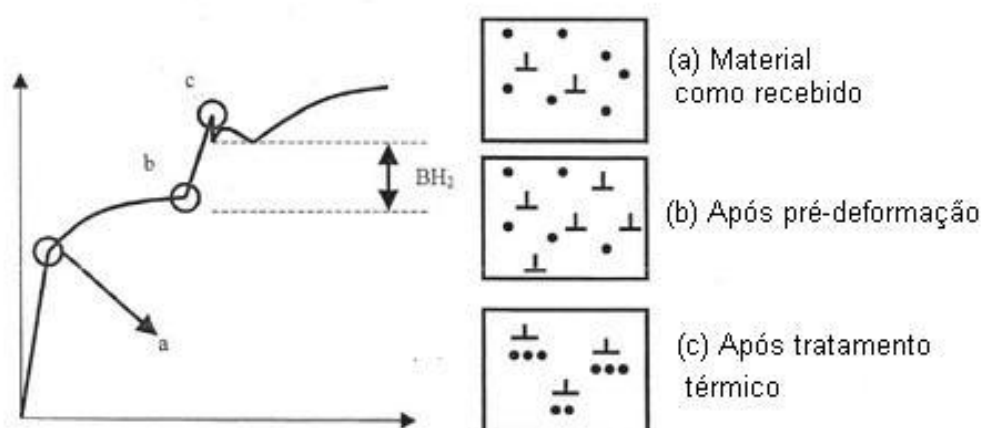


Figura 4 - Ilustração do mecanismo do *bake hardening* em aços ULC (adaptado de RITESH, 2006).

Durante este tratamento de cura na pintura, os átomos do soluto intersticiais, tais como carbono e nitrogênio, da solução sólida na ferrita, difundem-se em direção às discordâncias produzidas durante a estampagem. A força matriz (energia de deformação) e a redistribuição dos solutos reduzem a energia livre do reticulado cristalino. Isso é consequência da difusão do soluto para discordâncias e a aglomeração formando a atmosfera de Cottrell.

O aço BH “suposto” é controlado pelo mesmo mecanismo responsável pelo envelhecimento (TIMOKNINA, 2008; RITESH, 2006; ZHANG *et al*, 2008).

A primeira e a segunda etapas de envelhecimento após deformação observadas para o aço *Bake Hardening* estudado se devem, respectivamente, ao ancoramento das discordâncias pelos átomos de carbono que formam as atmosferas de discordâncias ao redor das mesmas e à precipitação de carbonetos coerentes nas discordâncias, conforme esquema apresentado na Figura 5. Vale ressaltar que o aspecto mostrado na Figura 5 é resultante de dois processos que não interagem e podem se desenvolver independentemente. Entretanto, essa superposição irá ocorrer apenas em alguns casos especiais. Na maioria dos casos práticos, os processos irão interagir e ser dependentes um do outro levando a uma situação mais complexa (ELSEN; HOUGARDY, 1993).

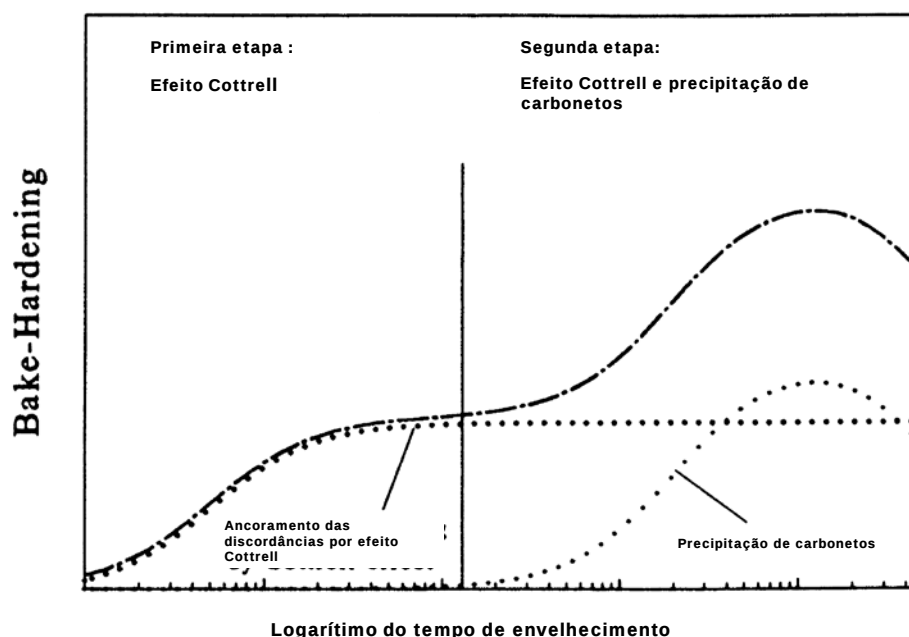


Figura 5 - Ilustração esquemática do aumento de limite de escoamento devido ao envelhecimento (adaptado de ELSSEN; HOUGARDY, 1993).

A cinética de envelhecimento de um aço ultra baixo carbono, produzido em escala industrial, foi estudada e observado dois estágios distintos de envelhecimento. No primeiro estágio foi obtido um aumento máximo do valor BH de 30 MPa após tratamento a 100°C por 20 min, o qual foi independente da pré-deformação. O segundo estágio ocorreu em temperaturas acima de 170°C, com um patamar de saturação de 40 MPa observado após 100 min de envelhecimento a 200°C, o qual foi observado apenas no material levemente deformado com 1% de pré-deformação.

O primeiro estágio é o resultado do ancoramento das discordâncias pelos átomos de carbono em solução sólida, enquanto o segundo estágio resulta da segregação continuada de átomos de soluto para as atmosferas já saturadas, levando à formação de precipitados de finos carbonetos, os quais oferecem uma resistência adicional ao movimento das discordâncias ao longo da rede, aumentando, dessa maneira, o valor BH. O fato da pré-deformação não ter influenciado o primeiro estágio de envelhecimento do aço investigado se deve à presença de quantidade suficiente de carbono em solução sólida para saturar os campos de tensões das discordâncias (um átomo/plano atômico). Conforme verificado, o material com 5% de pré-deformação,

seriam necessários de 0,25 a 1,2 ppm de carbono em solução sólida para saturar as atmosferas, ao passo que eles tinham em torno de 8 ppm (resultado determinado por atrito interno). Com relação ao segundo estágio, os autores explicaram a redução do valor IBH com a pré-deformação em função da formação de carbonetos nas discordâncias. Com o aumento da densidade de discordâncias o número de átomos de carbono para saturar as migrações das discordâncias também aumenta, resultando em menor quantidade de carbono em solução sólida para a formação dos precipitados. Dessa forma, corpos de prova com 1% de pré-deformação mostram um pronunciado segundo estágio de envelhecimento a 200°C, enquanto o segundo estágio não é observado para os corpos de prova com 5% de pré-deformação e envelhecidos na mesma temperatura (BAKER; PARKER; DANIEL, 2002).

A última etapa do processo de endurecimento por cozimento é a precipitação de carbonetos ϵ . As partículas de carbonetos são nucleadas pela segregação de átomos dos solutos para as regiões centrais das discordâncias, o que provoca um aumento no limite de escoamento e por último da resistência à tração. Assim, com a segregação de soluto continuou o deslocamento nos núcleos e, no local, ocorreu o aumento da concentração do soluto continua levando à formação de regiões ricas em solutos e precipitados, que podem eventualmente saturar os locais para o movimento das discordâncias (RITESTH, 2006).

A eliminação do campo de tensão residual resulta na aceleração do envelhecimento ao ambiente. Os aços laminados a frio são resistentes ao envelhecimento natural, mas com a aplicação da tensão da pré-deformação é acelerado o processo de envelhecimento na temperatura ambiente (JEONG, 1998).

2.4 Fatores que afetam o índice de BH

2.4.1 Efeito dos solutos de carbono e nitrogênio

Adições de Ti e/ou Nb removem carbono pela formação de precipitados contendo esse elemento antes das etapas de laminação a frio e recozimento (OLIVEIRA, 2009).

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).

No mercado atual, os aços são produzidos acalmados ao alumínio, nos quais todos os átomos de nitrogênio são combinados formando nitretos de alumínio. Contudo, o efeito BH em aços baixo ou ultra baixo carbono é exclusivamente causado pelo carbono dissolvido. Para aumentar a resistência associada ao endurecimento por cozimento se faz necessário ter o máximo de carbono livre possível.

Para determinar a quantidade de carbono livre nestes aços, se faz necessário avaliar o intervalo de temperatura e a resistência ao envelhecimento. Devido a isso, toda a tecnologia de produção de aços *Bake-Hardening* consiste, principalmente, no processamento do aço, na sua composição química e no controle da quantidade de carbono e/ ou nitrogênio em solução sólida, para o estabelecimento do equilíbrio ideal entre a capacidade de endurecimento a altas temperaturas e a ocorrência de envelhecimento à temperatura ambiente, antes da conformação da peça, que leva ao aparecimento de indesejáveis linhas de distensão.

Segundo RITESH (2006), o efeito do carbono livre no endurecimento por cozimento é mostrado na Figura 6, podemos evitar o envelhecimento antes da conformação na temperatura ambiente dos aços BH, trabalhando com a concentração de carbono dissolvido em solução sólida entre 10 a 25 ppm, sendo importante o controle da composição química e do processamento, podendo ser obtido o aumento de 40 a 50 MPa, após a cura de pintura.

O tempo e a temperatura de estocagem são importantes para avaliação da resistência ao envelhecimento dos aços BH até a conformação. A resistência ao envelhecimento na temperatura entre 30°C a 40°C por 90 dias é comumente usada como garantia do limite superior do intervalo da temperatura de envelhecimento

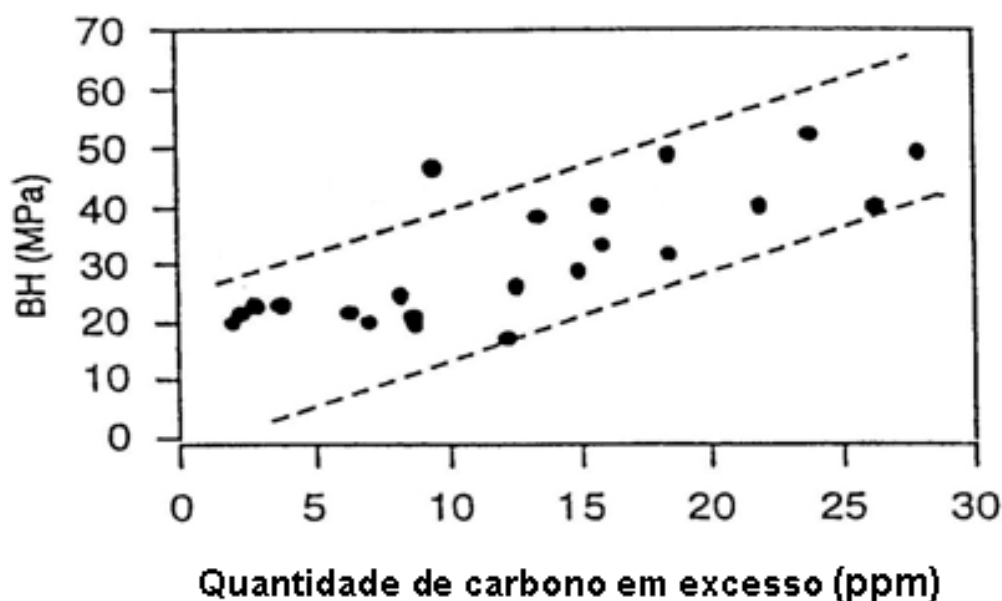


Figura 6 – Índice de BH em função da quantidade em excesso de soluto de carbono (adaptado de RITISH, 2006).

2.4.2 Efeito do manganês

O manganês tem afinidade e forma um dipolo com o carbono. Entretanto, não tem uma explicação clara se este dipolo diminui o índice de BH. Dissolvendo-se o manganês na austenita acelera a precipitação de carbonetos, que reduz a atividade do carbono na mesma e, desta forma, diminui o teor de carbono em solução sólida na ferrita, resultando em baixo índice de BH.

A formação de regiões ricas de MnC também pode reduzir a quantidade de carbono disponível para movimento das discordâncias, reduzindo a resistência à deformação plástica. Outro efeito concorrente do manganês é o refino de grão que, embora acarrete um aumento na resistência mecânica, é suplantado pela diminuição do índice BH (KIM, 2003).

2.4.3 Efeito do fósforo

O fósforo aumenta o efeito do endurecimento por cozimento (BH). O fósforo segrega nos contornos de grão, o que favoreceu em diversos pontos para precipitação do carbono. Menos segregação de carbono nos contornos de grãos resulta crescimento de solução de carbono intra-granular e aumento do BH. O possível fator contribuinte é que, pela adição de P, algum Ti pode ser removido através da formação do FeTiP, que é mais estável que $Ti_4C_2S_2$ e TiC.

O fósforo também contribui para aumentar o efeito BH por refinamento de grão, retardando a cinética de precipitação do carbono desses aços. O principal efeito da adição de fósforo em aço acalmado ao alumínio é aumentar sua resistência mecânica através de endurecimento por solução sólida na ferrita, sendo este elemento, além de ser muito eficiente no efeito citado, um dos mais viáveis economicamente quando comparado a outros, acarretando um índice de BH maior.

Embora o fósforo seja o elemento mais efetivo aumentando a resistência dos aços, não deve ser utilizado em quantidades acima de 0,1%, pois causa deformações com problemas de fragilização e soldagem (KIM, 2003).

2.4.4 Efeito do silício

É elemento estabilizador da ferrita e assim reduz a formação de carbonetos, auxiliando na decomposição da cementita em ferrita. Eleva os limites de escoamento e de resistência dos aços e pode ser prejudicial ao alongamento. O teor de silício não deve ser superiores a 0,5% nos aços *bake hardening* para evitar a qualidade de superfície indesejável devido à formação SiO_2 (KIM, 2003).

2.4.5 Efeito do titânio e nióbio

Foi estudada a influência do tratamento de recozimento no índice de BH, sendo utilizadas várias amostras primeiramente recozidas a 870°C e resfriadas rapidamente. Os resultados encontrados são mostrados na Figura 7 (SAKATA; SATOH, 2001).

Observa-se uma considerável queda no valor de BH entre as temperaturas de austenitização entre 700 a 800°C devido à precipitação de NbC ou TiC. Uma leve diminuição no valor de BH foi também visto quando a amostra estava a 300°C, isto é atribuído à precipitação de Fe₃C. Por outro lado, o recozimento entre 400 e 600 °C não conduz a uma mudança significativa no valor do BH.

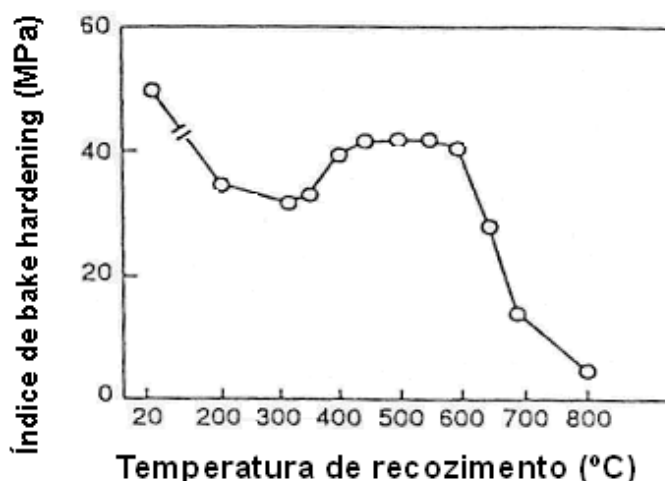


Figura 7 - Efeito da temperatura de recozimento no índice de BH numa chapa de aço resfriada rapidamente após recozimento a 870°C. (adaptado de SAKATA; SATOH, 2001).

Conforme apresentado na Figura 8, as linhas de galvanização quando são operadas normalmente, sendo o recozimento na faixa de temperatura de 400 a 600°C, não ocorre mudança metalúrgica significativa que afetam o índice de BH. Já abaixo da temperatura de 400°C, ocorre a precipitação de carbonetos e na faixa de 600°C a 800°C é atribuído a precipitação de NbC ou TiC. Já na temperatura acima de 800°C ocorre a dissolução dos precipitados NbC ou TiC, formando carbonetos em solução. O importante é visar o ciclo térmico que se deseja obter, avaliando a composição química do material para evitar a diminuição do índice de BH.

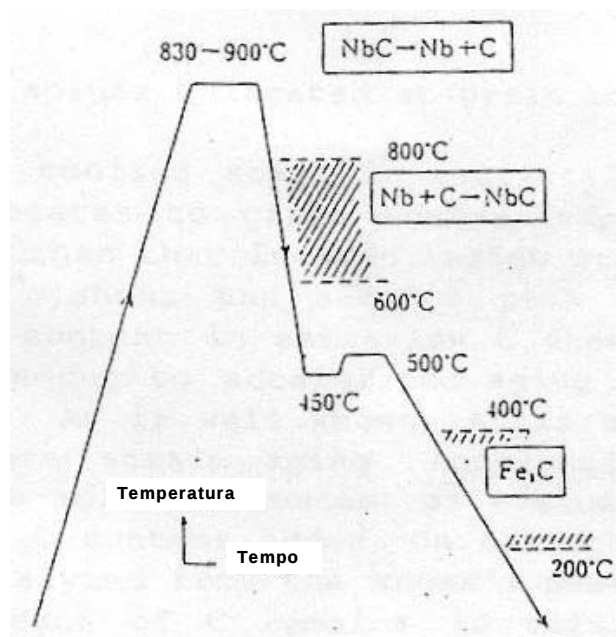


Figura 8 - Ciclos térmicos na produção de aços BH em linhas de galvanização por imersão a quente, baseados nas evoluções microestruturais durante resfriamento (OLIVEIRA, 2009).

2.4.6 Efeito do tamanho de grão

O processamento estável dos aços endurecíveis por cozimento (BH) requer controle do tamanho de grão e os contornos de grãos disponíveis em baixa energia para os elementos intersticiais. O efeito do tamanho de grão ferrítico no índice BH é reportado na literatura, sendo observado um acréscimo do índice BH com o decréscimo do tamanho de grão. A variação do tamanho de grão influencia a distribuição do carbono entre o interior do grão e o seu contorno, mudando o número de segregação nos contornos de grão (KIM, 2003). Com o aumento do tamanho de grão, a área do contorno de grão diminui comparado com a estrutura de granulação fina. Em outro caso de tamanho de grão fino, os elementos intersticiais nos contornos de grãos podem difundir mais rápido para discordâncias do que no núcleo do grão, devido a curtas distâncias.

O índice de BH depende do tamanho de grão e da concentração de carbono e nitrogênio. A Figura 9 mostra o efeito do tamanho de grão e dos solutos de carbono e nitrogênio no efeito BH.

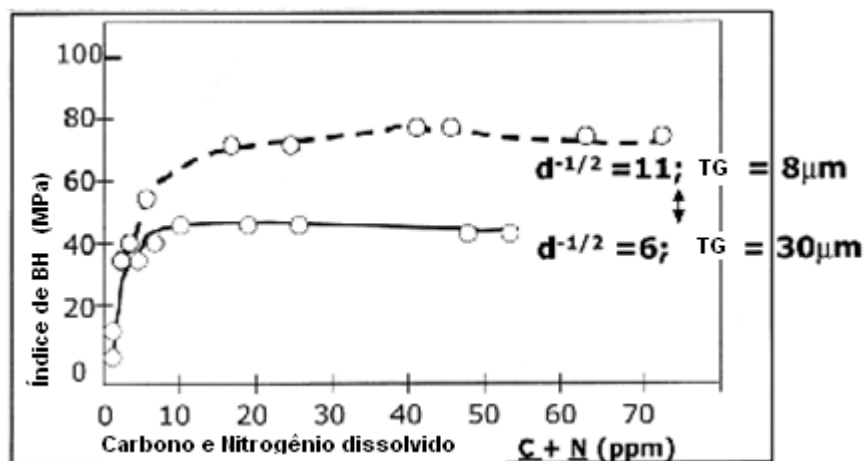


Figura 9 – O tamanho de grão em função dos teores de carbono e nitrogênio e o índice de BH (adaptado de VASILYEV *et al*, 2008).

Quando a concentração de carbono dissolvido torna-se muito elevada, o aumento no índice de BH alcança pontos de saturação. A razão porque o BH depende do tamanho de grão não é clara, mas influencia no carbono dissolvido em diferentes pontos de segregação. Diferentes efeitos de carbono dissolvidos foram reportados no BH dependendo da sua localização nos contornos e interior dos grãos. O efeito do grão ferrítico refinado no aumento do índice BH está associado com o soluto de carbono alojado. Verifica-se que, durante o resfriamento, há difusão dos átomos de carbono nos contornos de grãos. Solutos de carbono posicionado nos contornos de grãos, então chamados átomos de carbono “escondidos”, não podem ser detectados por medidas de atrito interno, mas pode ser suposto que o carbono faz a contribuição para o efeito BH (VASILYEV *et al*, 2008; SOENEN *et al*, 2004).

O menor tamanho de grãos deverá ter mais difusão de solutos de carbono nos contornos de grãos devido ao menor caminho para a difusão.

As características da influência do tamanho de grão ferrítico podem ser descritas no esquema da Figura 10. O controle do tamanho de grão ferrítico é a distância da

difusão entre soluto de carbono intragranular e a área dos contornos de grãos com aumento da densidade no movimento das discordâncias.

Nos casos de baixa concentração de carbono, a contribuição do tamanho de grão é pequena para o efeito de endurecimento devido a distância para difusão dos átomos de carbono (flecha 1) ser praticamente igual para grande e pequeno grão nos ítems A1 e A2, na Figura 10 .

Nos ítems A3 e A4 que possui elevada concentração de carbono, a flecha 2 comparado com a flecha 1 nos ítems A1 e A2, o efeito de endurecimento é significativo. Já para a flecha 3 no ítem A3, a distância é longe não tem contribuição significativa para o endurecimento.

Durante a deformação, os contornos de grãos são os principais obstáculos para o movimento das discordâncias e com pequeno tamanho de grãos, o soluto de carbono intra-granular é mais disponível para travar essas discordâncias, então produzindo elevado efeito BH (STOROJEVA *et al*, 2000).

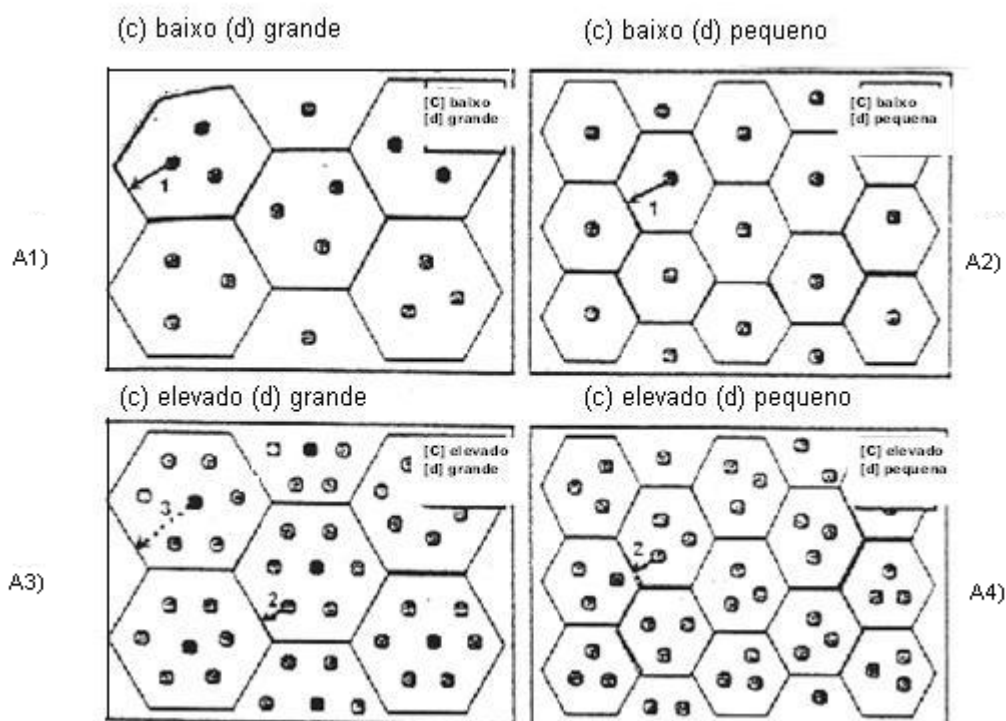


Figura 10 – Influência do tamanho de grão (d) na difusão da concentração de átomos de carbono (c) (adaptado de STOROJEVA *et al*, 2000).

2.4.7 Efeito da temperatura de bobinamento

A temperatura de bobinamento influencia de forma significativa nas propriedades dos aços destinados às operações de conformação, especialmente aos que são submetidos ao processo de recozimento contínuo, uma vez que reflete no limite de escoamento e na anisotropia do material.

As temperaturas de bobinamento baixas proporcionam um refino de grão e precipitados mais finos, o que aumenta a resistência mecânica. Isto favorece o índice de BH, mas prejudica a anisotropia plástica, que é uma das características importantes para aplicação do aço, devido à diminuição na formação da componente de textura $\{111\}$, o que provoca uma redução no valor de resistência.

Já temperaturas de bobinamento altas proporcionam uma baixa resistência mecânica e um coeficiente de anisotropia relativamente alto, favorecendo o processo de estampagem. Credita-se isto ao efeito da temperatura de bobinamento sobre a recristalização. Há uma melhoria considerável nas características de estampabilidade destes materiais quando se emprega temperatura de bobinamento superiores a 700°C, como é mostrado na Figura 11. Nessa temperatura, obtêm-se na bobina a quente condições cinéticas e termodinamicamente favoráveis à precipitação de carbonetos, nitretos, etc.

Ainda, estes precipitados apresentam-se grosseiros, devido ao coalescência que ocorre quando se utilizam temperaturas de bobinamento maiores.

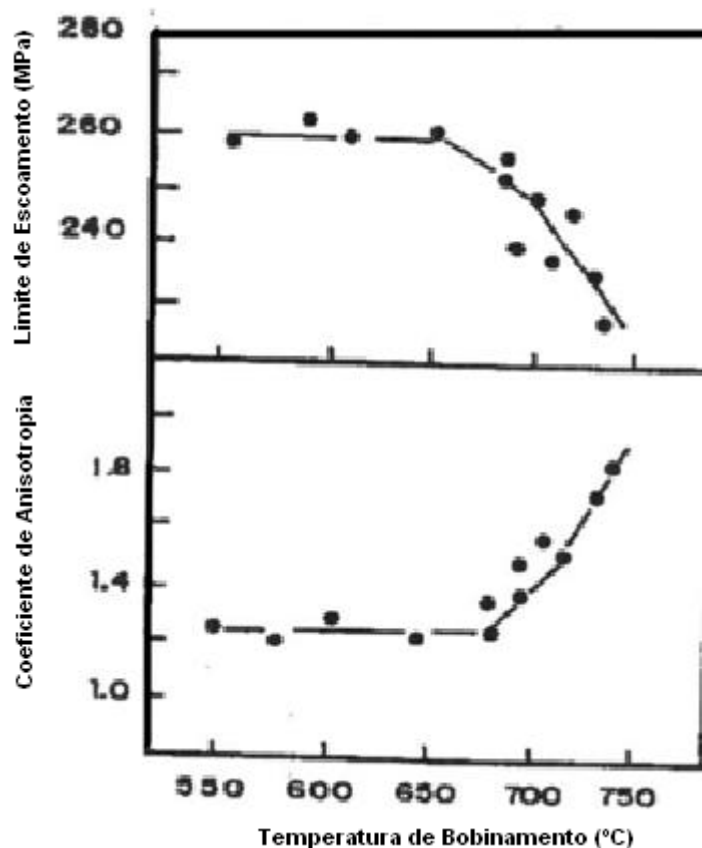


Figura 11 – Efeito da temperatura de bobinamento sobre as propriedades mecânicas de aços recozidos continuamente (OLIVEIRA, 2003).

2.4.8 Efeito do processo de recozimento

O processo de recozimento contínuo proporciona propriedades mecânicas mais uniformes e superfícies mais limpas, além de deixar uma pequena quantidade de átomos de carbono e nitrogênio em solução sólida no material. Tal fato se deve aos ciclos experimentados durante o processo.

Durante o recozimento contínuo, a tira é aquecida muito rapidamente até a temperatura de austenitização, na qual permanece por um curto espaço de tempo, próximo a um minuto. A taxa de resfriamento é alta o suficiente (cerca de 10°C/s) para evitar a formação de precipitados muito grosseiros, fazendo com que o ciclo total dure apenas alguns minutos. Isto implica num material recozido de tamanho de grão bem pequeno ($\text{TG} \leq 10 \mu\text{m}$), de textura cristalográfica aleatória e com elevada quantidade de átomos de carbono em solução sólida. Como não existe risco de colagem das tiras e como a taxa de resfriamento é alta o suficiente para evitar a formação de precipitados

muito grosseiros, a máxima temperatura de recozimento pode ser elevada, acima da temperatura A_c , entrando na região intercrítica onde aparecem simultaneamente as fases ferrítica e austenítica.

Uma maior temperatura de recozimento (850°C) promove diminuição do limite de escoamento, aumento do alongamento e melhor dissolução de precipitados.

Devido ao fenômeno de crescimento de grãos ferríticos não transformados a esta temperatura, ocorre à intensificação da textura $\{111\}$, aumentando o coeficiente de anisotropia e trazendo benefícios para características de conformabilidade dos materiais analisados (OLIVEIRA, 2003).

A utilização de altas taxas de resfriamento, logo após austenitização foi uma das modificações introduzidas nos ciclos de recozimento contínuo convencional para permitir o controle do nível de carbono em solução sólida no produto final. Com elevadas taxas de resfriamento a precipitação de carbonetos durante o resfriamento é minimizada, criando-se uma condição de supersaturação de carbono.

A condição de resfriamento, rápida ou forçada (acima de 30°C/s) e, conseqüentemente, a quantidade de carbono em solução, são de grande importância para a obtenção de índices de BH satisfatórios, para aços IF (*Interstitial Free*) e para determinação do efeito da taxa de envelhecimento presente em aços baixo carbono.

2.4.9 Laminação de encruamento

A quantidade e o tipo de deformação no aço também têm o 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 diferentemente o comportamento do efeito BH.

A laminação de encruamento apresenta quatro finalidades básicas:

- eliminação do escoamento descontínuo após recozimento;
- transferência de rugosidade dos cilindros de encruamento para a superfície da chapa;
- ajuste ou adequação das propriedades mecânicas;
- correção de forma e defeitos, caso haja necessidade (CARVALHIDO, 2007).

Se o limite de escoamento descontínuo não for eliminado, o material apresentará o defeito conhecido como linhas de escoamento (“*Lüders bands*” ou “*Stretcher strains*”), quando for estampado após o recozimento. No ensaio de tração esse fenômeno ocorre na transição do regime elástico para o regime plástico e está associado a uma deformação no patamar de escoamento. Para eliminação desse defeito em aços baixo carbono, após o recozimento, normalmente é utilizado um passe de encruamento com deformação de aproximadamente 1,0%. Nesse caso, o passe de encruamento introduz discordâncias móveis as quais irão movimentar livremente quando da aplicação de um esforço, diferentemente daquelas que se encontram ancoradas. Assim, fica eliminado o aparecimento das linhas de *Lüders* e favorecido o processamento do aço nas etapas e aplicações subseqüentes.

Em função do fenômeno de envelhecimento, após certo tempo, reaparece o risco da ocorrência das linhas de *Lüders* no material estampado, sendo este fenômeno causado pelo excesso de carbono e/ou nitrogênio em solução sólida, onde estes dois elementos formam as atmosferas de Cottrell que ancoram as discordâncias, dificultando, assim, movimento das mesmas (MURALI, 2008). A Figura 12 mostra esquematicamente a ocorrência deste fenômeno.

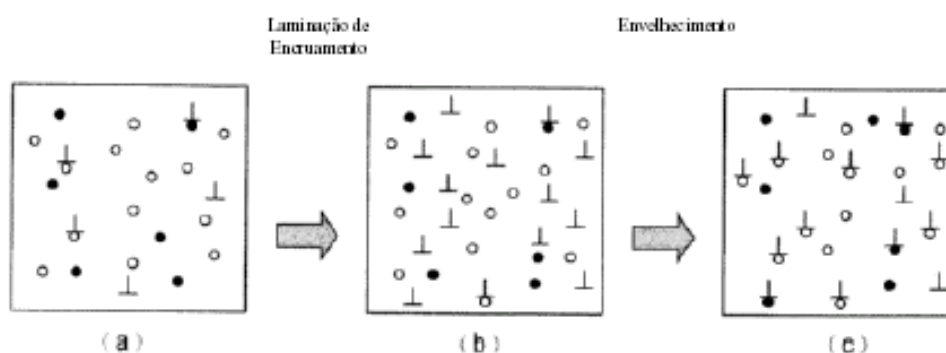


Figura 12 – Micromecanismo do envelhecimento: (a) discordâncias livres e discordâncias associadas a atmosferas de carbono e nitrogênio no aço; (b) após a laminação de encruamento, aumento da densidade de discordâncias e desancoramento de discordâncias; (c) após envelhecimento, discordâncias re-ancoradas pelas atmosferas de carbono/nitrogênio (Adaptado de MURALI, 2008).

A transferência de rugosidade para superfície da chapa, pela laminação de encruamento, tem como objetivo produzir uma faixa de rugosidade superficial

específica para se obter um acabamento adequado durante o processo de pintura das chapas.

Além disso, como influi no atrito, a rugosidade é requerida nos casos em que o cliente precisa de um valor específico para adequar às suas necessidades de processo e produto (MURARI, 2008).

2.5 Envelhecimento

Envelhecimento pode ser definido como a mudança de propriedades do material com o tempo, podendo ocorrer à temperatura ambiente, ou acima desta, causando um aumento de limite de escoamento e diminuição do alongamento. Estas mudanças de propriedades podem ser prejudiciais, mas, fazendo-se um ajuste do processo de fabricação, o envelhecimento pode ser valioso e econômico no endurecimento dos aços.

No processo da cura de pintura (170°C) ocorre a difusão de átomos, principalmente de carbono e nitrogênio, para as discordâncias geradas pela deformação da rede cristalina, durante o processo de conformação, causando um aumento na perturbação da rede e, conseqüentemente, um aumento da resistência. Logo, no projeto deste aço, principalmente, considera-se a quantidade de carbono em solução na ferrita para que este promova o efeito BH. Desta maneira, quanto maior a quantidade de carbono em solução, maior também será o efeito BH. Contudo, a quantidade de carbono em solução na ferrita não é igual àquela obtida na composição química. A quantidade de carbono em solução na ferrita é função das taxas de resfriamento empregadas durante a laminação a quente e, ainda, durante o ciclo de recozimento.

Embora o fenômeno seja muito bem compreendido em escala atômica, a correlação entre a quantidade de carbono e nitrogênio em solução na ferrita e o aumento do limite de escoamento, ou índice de *Bake Hardening*, não é simples. A razão da complexidade está única e exclusivamente ligada ao fato de que o mesmo fenômeno responsável pelo efeito benéfico do aumento do limite de escoamento

também é responsável pela deterioração das propriedades mecânicas quando o material é estocado por algum período de tempo.

Assim, no conceito de aço BH com a utilização de aços ultra baixo carbono são utilizados elementos formadores de carbonetos e nitretos, notadamente titânio e nióbio, para o controle dos elementos N e C. Dessa forma, com o auxílio destes elementos é possível implementar várias metodologias de estabilização, as quais permitem obter materiais com valores de índice de BH satisfatórios e, ainda, que possuem resistência ao envelhecimento à temperatura ambiente.

Todavia, para todos os materiais BH, deve-se desconsiderar a possibilidade de eliminação do envelhecimento, pois, eliminando-o, o material não apresentará o efeito BH. Ao contrário, deve-se controlar a taxa na qual o material envelhece à temperatura ambiente.

A Figura 13 mostra curvas tensão-deformação, em um ensaio de tração, que permite a melhor caracterização do fenômeno de envelhecimento.

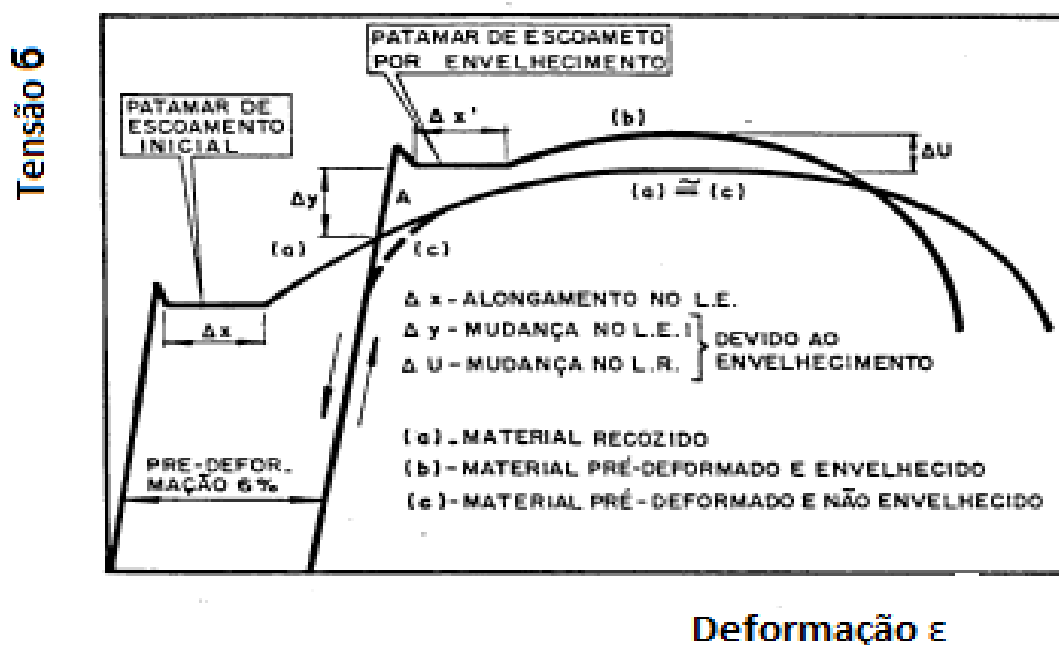


Figura 13 – Curva tensão-deformação de um aço baixo carbono recozido e ensaiado até o ponto A, descarregado e re-ensaiado (CARVALHIDO, 2007)

O retorno do escoamento descontínuo, após a pré-deformação, é devido à formação de atmosferas de soluto nos campos de tensões das discordâncias produzidas por deformação. Estas atmosferas dificultam a movimentação das discordâncias, originando assim o reaparecimento do patamar.

2.6 Índice de envelhecimento (IE) – “*Aging Index*”

A determinação da susceptibilidade ao envelhecimento à temperatura ambiente de aços *Bake Hardening* é feita geralmente por meio do índice de envelhecimento (IE) e também por meio do parâmetro extensão do patamar de escoamento. Os corpos-de-prova utilizados para a determinação do índice de envelhecimento sofrem uma pré-deformação de 10% em tração e, logo após ser retirada a carga, são aquecidos a 100°C por 1 h. Terminado o tratamento térmico, os corpos de prova são novamente ensaiados até a ruptura. O método para se determinar o IE consiste na medição da diferença entre a tensão após pré-deformação em 10% e o limite de escoamento inferior após envelhecimento do material, quando submetido a um tratamento térmico de 100°C por 1 hora (OLIVEIRA, 2009).

Quanto mais extenso o patamar de escoamento (deformação de *Lüders*), maior será o grau de envelhecimento e maior será a tendência ao aparecimento de linhas de distensão no material após conformação. A Figura 14 ilustra a determinação do índice de envelhecimento.

O nível do patamar de escoamento está diretamente relacionado com o teor de carbono em solução remanescente no material recozido.

O valor de 0,2% para a deformação de *Lüders* está associado a um teor de carbono em torno de 4,5 ppm em solução sólida (OLIVEIRA, 2009).

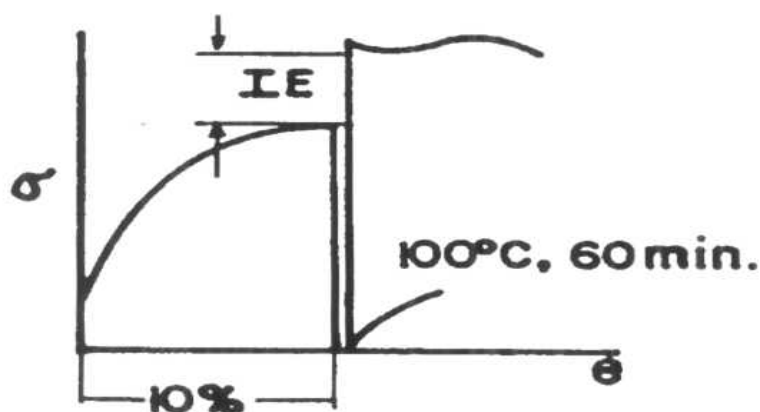


Figura 14 – Procedimento esquemático para obtenção do índice de envelhecimento (OLIVEIRA, 2009).

Uma resistência ao envelhecimento à temperatura ambiente satisfatória é obtida quando o índice de envelhecimento é menor que 30MPa (TANIKAWA *et al*, 1995). Neste caso, o alongamento do patamar de escoamento fica abaixo de 0,2%, conforme Figura 15.

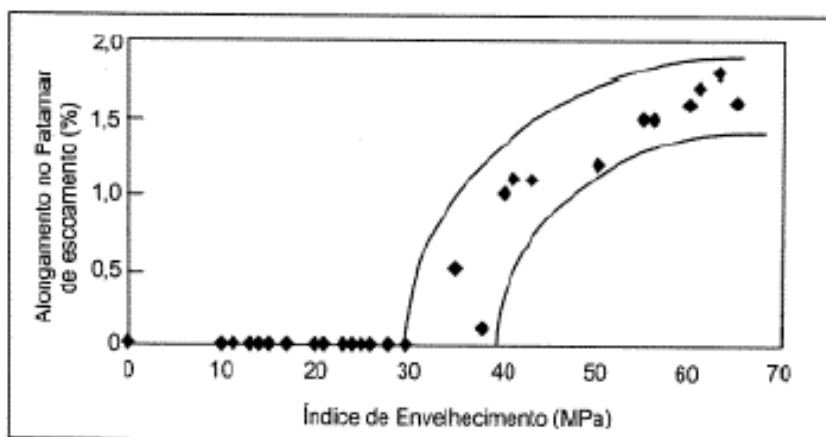


Figura 15 – Relação entre o índice de envelhecimento e o alongamento no patamar de escoamento (adaptado de TANIKAWA *et al*, 1995).

Após a revisão da literatura, foram executados os ensaios dentro dos procedimentos e requisitos que estão mostrados no próximo capítulo.

3 MATERIAIS E PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS

O material utilizado no presente trabalho constitui-se nos aços do tipo *Bake Hardening* de procedência comercial, processado industrialmente na Companhia Siderúrgica Nacional, com as composições químicas apresentadas na Tabela 1, visando atender aos requisitos de propriedades mecânicas especificadas na Tabela 2.

Tabela 1 - Composição Química dos aços BH 180 e BH220

Aço	COMPOSIÇÃO QUÍMICA (%)									
	C	Mn	P	S	Si	Al	Ti	Nb	N	B
BH 180	≤ 0,0030	≤ 0,50	≤ 0,050	≤ 0,02	≤ 0,01	≥ 0,01	≤ 0,02	≤ 0,020	≤ 0,007	≤ 0,001
BH 220	≤ 0,0030	≤ 0,70	≤ 0,070	≤ 0,02	≤ 0,01	≥ 0,01	≤ 0,02	≤ 0,020	≤ 0,007	≤ 0,001

Tabela 2 - Propriedades Mecânicas especificadas (DIN BS EN 10325)

Propriedades mecânica	LR (MPa)	LE(MPa)		AL(%)	BH(MPa)
Tipo -Aço	Min.	Min.	Máx.	Min.	Min.
BH180	300	180	240	33	30
BH220	320	220	280	31	30

As temperaturas de bobinamento e acabamento são definidas e não foram estudadas neste trabalho.

Para a realização do estudo foi utilizada a linha de galvanização contínua da CSN Porto Real para o processamento dos materiais, e, para a execução das análises, utilizou-se o laboratório de controle da qualidade da empresa. Os parâmetros do ciclo de recozimento e do encruamento são definidos no processo e não foram estudados.

Buscou-se avaliar o efeito de algumas variáveis sobre o índice de BH. As variáveis do processo analisadas foram: efeito da deformação na conformação e do cozimento na pintura, sendo representado para cada condição o valor médio de dois corpos de prova (CP). Os corpos de prova de tração foram retirados seguindo a norma ASTM A-370 e NBR 6673, na direção transversal (DT) ao sentido de laminação das chapas (DL), com o comprimento de 50mm, com largura de 12,5mm e espessuras de 0,70mm, para o aço BH180, e 0,75mm, para o aço BH220, respectivamente.

Os ensaios de tração e a medição do índice de BH foram realizados numa máquina de tração INSTRON modelo 5582 com capacidade de 100 kN.

O ensaio de BH consiste em deformar o CP até 2%, interromper o ensaio, aquecer o material na estufa por 20 min a 170°C e após resfriamento, dar continuidade ao ensaio.

Observou-se que durante a realização do ensaio que o CP sofre redução na espessura e na largura. A norma para execução do ensaio não determina as dimensões que se deve adotar durante a retomada do ensaio após processo em estufa, podendo esta causar divergência no índice do BH como mostrado nos anexos.

3.1 Cálculo do índice de BH

O cálculo do índice de BH de cada material utilizado obedeceu aos requisitos de composição química e propriedades mecânicas segundo a norma especificada pelo cliente nas Tabelas 1 e 2. A maneira de cálculo do índice de BH foi especificada segundo a norma DIN BS EN 10325.

No presente trabalho, para efeito de comparação entre os materiais, foi usada esta metodologia para as definições do índice BH.

3.2 Efeito da pré-deformação

O efeito da deformação sobre o índice de BH foi investigado alterando-se a quantidade de deformação aplicada ao material antes da cura. Cinco valores de pré-deformação foram estudados: 0, 1, 2, 4 e 8%.

O ensaio envolve o teste de tração à temperatura ambiente, promovendo-se a deformação do corpo de prova por força trativa, com velocidade de 3 mm/min., até 5% de deformação, e 10mm/min., após 5% de deformação. Os corpos de prova foram fixados por garras, de modo a garantir que toda a força aplicada fosse no sentido axial.

3.3 Efeito do tempo e da temperatura

Para simulação do cozimento na pintura foram realizados testes de pintura, em função do tempo e da temperatura da estufa.

Como guia para este estudo foi utilizado o relatório elaborado pela GDZ 156/2008 referente à diagnose do ensaio de *Bake Hardenable* (BH) na CSN – Porto Real. Esta diagnose tem por objetivo determinar as condições do forno para simulação da cura na pintura (tratamento térmico de BH). Trata-se de estabelecer o ciclo de aquecimento que leve o CP à temperatura desejada.

Tal estudo levou à conclusão (Figura 16) de que o CP atinge a temperatura desejada de 170°C (média no encharque de 165°C) se a estufa estiver indicando 175°C.

Observa-se na Figura 16 que o CP só atinge 163°C ($170^{\circ} \pm 7^{\circ}\text{C}$) após 10 minutos de enformamento. Assim, os tempos devem ser computados a partir deste momento.

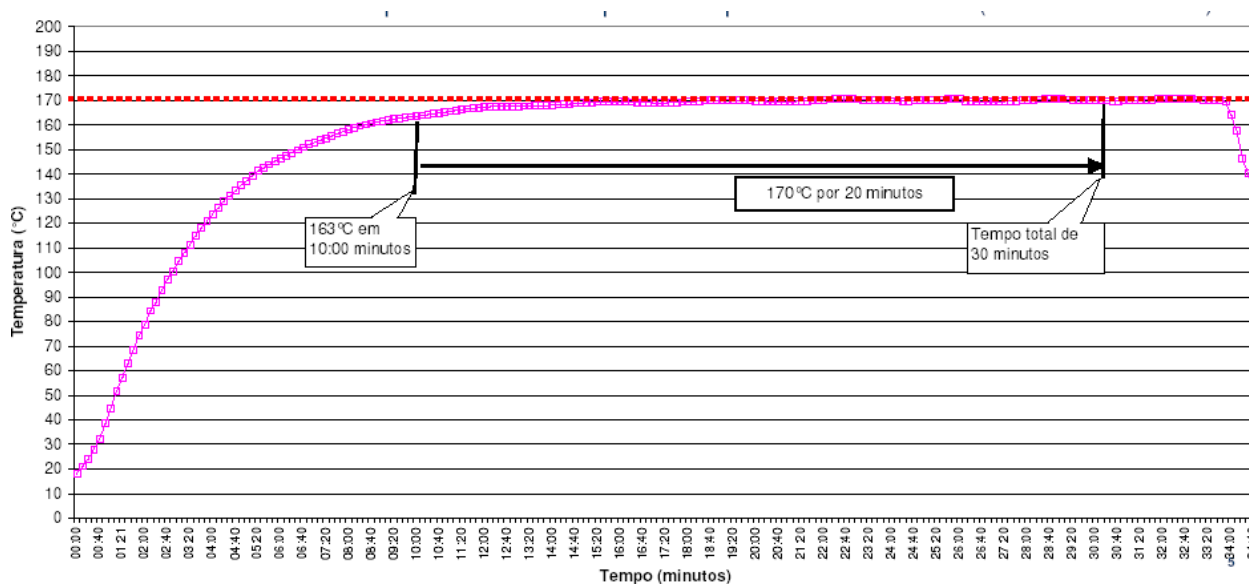


Figura 16 – Análise da temperatura no corpo de prova na posição horizontal dentro da estufa (FONSECA, NOGUEIRA, DE MORAES, 2008).

Baseado no estudo variou-se o tempo de cura no forno em quatro níveis: 0, 10, 20, 30 minutos, a partir do tempo necessário para que o CP atinja a temperatura média no forno. Sendo assim, o tempo total do material no forno foi de 10, 20, 30 e 40 minutos, respectivamente.

A temperatura no forno também foi analisada em três diferentes valores: 150°C, 170°C e 190°C. O “set up” dado ao forno foi de 155°C, 175°C e 195°C, respectivamente.

3.4 Estudo do envelhecimento

Este trabalho visa a comparação entre dois testes de envelhecimento, um em condição natural e outro artificial. Na condição natural, os CP's foram deixados em temperatura ambiente durante o período de seis meses e, na condição artificial, as variáveis tempo e temperatura foram avaliadas. Os CP's foram retirados em duas regiões diferentes ao longo da largura da bobina, sendo elas $\frac{1}{4}$ e $\frac{3}{4}$ da borda no sentido transversal.

O envelhecimento nos aços 180 BH e 220 BH ambos galvanizados (GI) foi avaliado durante um período de seis meses.

No Quadro 1 é indicado o número de corpos de prova para o teste de envelhecimento natural.

Quadro 1 - Teste de envelhecimento natural

	n° de cdp's	Total
12 semanas + quinzenalmente	19	19
Aços (180 e 220 BH)	2	38
Envelhecimento (natural e estufa)	2	76
Replicação	2	152
Total		152

Total de amostras = $19 \times 2 \times 1 \times 2 \times 2 = 152$ CP's

Os CP's foram retirados semanalmente durante o período de 12 semanas e depois deste, quinzenalmente até completar 6 meses. Foram avaliados os aços 180 e 200 BH, ambos com revestimentos galvanizados. Na condição natural, os CP's foram deixados à temperatura ambiente e, em uma estufa, com temperatura controlada de 40°C para avaliar se há diferença no comportamento, durante o período de 6 meses.

Foram utilizados dois CP's para cada análise (replicação) para obter maior confiabilidade.

No Quadro 2 é indicado o número de corpos de prova para o teste de envelhecimento artificial.

Quadro 2 - Teste de envelhecimento artificial

	n° de cdp's	Total
Aço (180 e 220 BH)	2	2
Tempo (30, 60, 120, 180, 240 e 360) minutos	6	12
Temperatura (100°C)	1	12
Replicação	2	12
TOTAL		24

Total de amostras = $2 \times 6 \times 1 \times 1 \times 2 = 24$ CP's

No teste de envelhecimento artificial os CP's foram ensaiados em um forno onde a variável tempo foi alterada para avaliar diferentes condições. Da mesma forma que para o caso anterior, foram utilizados dois CP's para cada análise com o objetivo abaixo.

Com os resultados dos ensaios executados foi possível:

1. Correlacionar as condições de envelhecimento natural e artificial.
2. Estimar a garantia do material em função do envelhecimento.
3. Comparar diferentes tipos de aço e seus efeitos no envelhecimento.
4. Estudar a influência da temperatura e do tempo no envelhecimento.
5. Definir uma equação cinética correlacionando o tempo e a temperatura para os aços BH estudados.

Para garantia do tempo de envelhecimento trabalhou-se com dois procedimentos sendo um na forma natural e outro na escala laboratorial, seguindo as equações 1, 2, 3 e 4 para o cálculo estimativo, buscando a eficácia do teste laboratorial.

Os cálculos foram realizados, utilizando as equações 1, 2, 3 e 4, para a determinação do tempo a ser utilizado no tratamento térmico. Utilizou-se, no tratamento, água em ebulição ($\approx 100^\circ\text{C}$) para melhor controle de temperatura nas amostras (WUEBBELS, 2002).

A distância média da difusão, X , para o carbono em uma temperatura específica, T , e tempo, t , é dada na equação 1 abaixo:

$$\begin{aligned} X &= \sqrt{D(T).t} \\ D(T) &= \text{Constante} \end{aligned} \quad (1)$$

Na equação 1, a temperatura depende do coeficiente de difusão, $D(T)$, o qual é especificado pela seguinte equação de Arrhenius:

$$D(T) = D_0 \cdot \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \quad (2)$$

Assumindo que para o mesmo estágio de envelhecimento em diferentes temperaturas é requerida a mesma extensão da difusão do carbono, então:

$$\sqrt{D(T_1).t_1} = \sqrt{D(T_2).t_2} \quad (3)$$

Correspondente

$$t_2 = t_1 \cdot \left[\exp\left(\frac{-Q}{RT_1}\right) / \exp\left(\frac{-Q}{RT_2}\right) \right] \quad (4)$$

Equação para simulação do cálculo do tempo de envelhecimento (WUEBBELS, 2002).

X – Distância média da difusão do carbono

$D(T)$ – Coeficiente de difusão dependente da temperatura

t – Tempo

D_0 - Constante do material

Q – Energia de ativação para difusão intersticial

R – Constante dos gases

T – Temperatura absoluta

$Q = 80\text{kJ/mol} - 19,2\text{kcal/mol}$

$D_0(\text{C no Fe-}\alpha) = 6,2 \times 10^{-7} \text{m}^2/\text{s}$

$R = 8,31\text{J/mol}$

$$T = K$$

t = segundos

→ Ensaio: $T=100^{\circ}\text{C}$ ($\sim 98^{\circ}\text{C}$) - $T=373\text{K}$ - t_2 (s)

→ Condições normais: $T = 25^{\circ}\text{C}$ - 298K - t_1 (7 dias) = 604.800s

a) Utilizando a equação (1) para $T = 298\text{K}$: $D_{1(T=298\text{K})} = 5,78 \times 10^{-21} \text{m}^2/\text{s}$

b) Utilizando a equação (1) para $T = 373\text{K}$: $D_{2(T=373\text{K})} = 3,83 \times 10^{-18} \text{m}^2/\text{s}$

c) Utilizando as equações (2 e 3), tem-se: $t_2 = 913,21\text{s}$.

A tabela 3 indica os tempos calculados para a simulação do processo de envelhecimento.

Tabela 3 - Valores calculados de tempo para a simulação do processo de envelhecimento

Tempo Real	t_1 (s)	t_2 (s)	Tempo de Simulação
15 dias	1.209.600	1.826.42	30 minutos
30 dias	2.419.200	3.652.84	60 minutos
60 dias	4.838.400	7.305.68	120 minutos
90 dias	7.257.600	10.958.51	180 minutos
120 dias	9.676.800	14.611.35	240 minutos
180 dias	14.515.200	21.917.00	360 minutos

3.5 Caracterização microestrutural

Foram retiradas amostras dos corpos de prova dos dois aços, sendo antes e depois da simulação do envelhecimento. As amostras foram preparadas utilizando lixas com granulometria 220, 320, 400 e 600, pano diamantado e pasta de diamante $3\mu\text{m}$ para polimento, sendo posteriormente atacadas com os reagentes Nital 2% e Klemis (200 gramas de tiosulfato de sódio, duas gramas de metabissulfito de potássio com a saturação em 100 ml de água) sendo observadas por microscopia óptica, modelo OLYMPUS BX51M, acoplado a um PC e a uma câmera modelo 4.2. Após o ataque químico foram obtidas quatro micrografias, sendo todas com ampliação de 200 vezes.

O tamanho de grão ferrítico (TG) foi determinado de acordo com o procedimento pelo método dos interceptos de microestrutura ferrosa atacada quimicamente (ASTM E 112-96, 2004).

Foram analisadas seções ao longo da espessura e paralelas à direção de laminação.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

A partir da composição química da aciaria, calculou-se o carbono em solução para cada tipo de aço, admitindo que todo o Nb sequestre o C precipitando-o em NbC, de acordo com a equação 5, sendo os valores indicados na Tabela 4.

$$C_{ss} = C_t - \frac{Nb}{P_{\text{atômico Nb}} / P_{\text{atômico C}}} \quad (5)$$

Segundo a Figura 6, os valores teóricos encontrados são representativos para obtenção de índices de *bake hardening* (BH) satisfatórios, visando o atendimento e a garantia das especificações dos aços BH.

Tabela 4 - Carbono em Solução Sólida

Aço	C _{ss} (ppm)
BH180	5,65
BH220	7,07

A Tabela 5 mostra as propriedades mecânicas dos materiais medidas logo após a produção, isto é, sem pré-deformação e sem envelhecimento, aquecidos a 170°C por 20 minutos. Comparando estes resultados com os da Tabela 2, nota-se que todos os valores satisfazem às condições especificadas. Observa-se que o tratamento acima não faz parte dos tempos e temperaturas usados na investigação da influência dessas variáveis no índice de BH. Os valores são apenas caracterização das propriedades iniciais dos materiais. Os resultados que interessam na investigação do BH são aqueles influenciados por uma pré-deformação simulativa da estampagem e estão reportados nas tabelas e gráficos seguintes.

Tabela 5 – Propriedades mecânicas dos materiais conforme produzidos.

Aço	LE (MPa) 0,2% offset	LR (MPa)	AL (%) (50mm)	Índice de BH a 0% de pré- deformação	Norma
BH 180	202	321	42	43	DIN 10325
BH 220	227	333	39	38	DIN 10325

Para análise e discussão foram considerados os valores médios de BH dos dois ensaios conforme mostrados nas Tabelas 6 e 7.

Tabela 6 - Valores médios de BH dos ensaios de dois CP's em função da temperatura, tempo e deformação (BH180).

Aço	Pré-deformação	Tempo (min)	Temperatura:150°C						Temperatura:170°C						Temperatura:190°C					
			LE antes (MPa)	Tensão (MPa)	LE após (MPa)	WH (MPa)	BH (MPa)	LR após (MPa)	LE antes (MPa)	Tensão (MPa)	LE após (MPa)	WH (MPa)	BH (MPa)	LR após (MPa)	LE antes (MPa)	Tensão (MPa)	LE após (MPa)	WH (MPa)	BH (MPa)	LR após (MPa)
BH 180	0%	10	202	202	205	0	3	326	202	202	237	0	35	326	202	202	234	0	32	323
		20	202	202	216	0	14	326	202	202	235	0	33	329	202	202	243	0	41	323
		30	202	202	216	0	14	326	202	202	240	0	38	324	202	202	247	0	45	324
		40	202	202	222	0	20	326	202	202	235	0	33	321	202	202	245	0	43	311
	1%	10	203	223	254	20	32	326	202	221	257	19	36	328	203	221	261	18	40	328
		20	205	222	257	18	34	332	201	221	258	20	37	326	203	222	264	19	42	329
		30	204	222	259	18	37	328	201	221	252	11	40	325	204	222	262	18	40	326
		40	204	222	252	18	30	322	204	214	252	10	38	327	203	222	267	19	45	326
	2%	10	207	242	282	35	39	336	202	230	278	28	48	333	202	241	279	39	38	333
		20	205	242	242	35	30	337	203	230	278	36	49	331	200	237	281	37	45	336
		30	205	240	270	35	39	333	202	237	278	35	41	331	205	241	280	36	39	331
		40	204	239	277	35	38	332	203	239	280	36	41	334	203	239	285	36	46	330
	4%	10	208	267	313	59	46	345	202	262	305	60	43	338	204	263	307	59	44	339
		20	210	265	307	55	42	339	203	263	308	60	45	339	200	266	313	66	47	347
		30	204	263	306	59	43	336	201	259	307	58	48	339	202	268	311	67	43	343
		40	205	264	307	59	43	340	204	263	308	59	45	341	204	265	313	61	48	344
	8%	10	206	294	353	88	59	360	203	289	347	86	58	355	204	290	329	86	39	337
		20	203	291	353	88	62	361	204	291	344	87	53	352	203	297	351	94	54	361
		30	205	291	346	86	55	352	202	287	327	85	40	335	202	288	331	86	43	341
		40	205	291	344	86	53	353	203	289	328	86	39	337	205	292	336	87	44	344

Tabela 7 - Valores médios de BH dos ensaios de dois CP's em função da temperatura, tempo e deformação (BH220).

		Temperatura:150°C						Temperatura:170°C						Temperatura:190°C						
Aço	Pré-deformação	Tempo (min)	LE antes (MPa)	Tensão (MPa)	LE após (MPa)	WH (MPa)	BH (MPa)	LR após (MPa)	LE antes (MPa)	Tensão (MPa)	LE após (MPa)	WH (MPa)	BH (MPa)	LR após (MPa)	LE antes (MPa)	Tensão (MPa)	LE após (MPa)	WH (MPa)	BH (MPa)	LR após (MPa)
BH 220	0%	10	227	227	233	0	6	342	227	227	236	0	9	339	227	227	268	0	41	341
		20	227	227	244	0	17	338	227	227	257	0	30	338	227	227	277	0	50	339
		30	227	227	244	0	17	338	227	227	265	0	38	341	227	227	273	0	46	338
		40	227	227	249	0	22	338	227	227	272	0	45	339	227	227	289	0	62	340
	1%	10	234	245	280	11	35	343	232	246	285	14	39	346	231	247	284	16	37	345
		20	230	246	284	16	38	345	231	245	285	14	40	345	230	247	292	17	45	350
		30	233	249	287	16	38	347	233	248	289	15	41	346	228	245	291	17	46	347
		40	232	247	281	15	34	342	233	246	289	13	43	347	230	248	295	18	47	346
	2%	10	230	260	329	30	69	352	232	261	303	29	42	349	231	264	303	33	39	353
		20	233	260	324	27	64	355	233	262	307	29	45	352	229	262	307	33	45	353
		30	230	260	311	30	51	354	232	262	307	30	45	352	232	260	304	28	44	347
		40	230	260	311	30	51	353	232	260	310	28	50	354	232	259	312	27	53	351
	4%	10	233	287	333	54	46	359	233	286	334	53	48	358	230	282	329	52	47	357
		20	234	286	332	52	46	359	229	283	308	54	46	355	232	284	332	52	48	360
		30	233	287	326	54	39	353	230	285	328	55	43	355	234	283	332	49	49	360
		40	233	286	328	53	42	354	233	284	330	51	46	358	231	283	335	52	52	361
	8%	10	233	312	351	79	39	354	234	314	372	80	58	375	233	311	369	78	58	373
		20	231	311	350	80	39	353	234	313	370	79	57	375	234	312	369	78	57	374
		30	230	310	352	80	42	355	232	311	370	79	59	375	233	311	369	78	58	375
		40	231	312	350	81	38	354	233	312	365	79	53	370	234	310	369	76	59	376

Nas Figuras 17 e 18, nota-se a interação do BH com o tipo de aço, a pré-deformação, a temperatura e o tempo. Observando-se os gráficos da esquerda para a direita, nota-se que quanto maior a pré-deformação com o tempo, maior é o BH para os dois tipos de aço, sendo ligeiramente maior para o aço BH 220.

Observa-se que a 0% de pré-deformação, o BH varia de 0 a 60MPa, apresentando maior dispersão em relação às demais pré-deformações. Com a temperatura, praticamente há influência notável do BH, para os dois aços. Para o aço BH180 com grau de deformação de 2% que é o parâmetro mais comum na prática, a temperatura de envelhecimento mais adequada é 170°C e o tempo de envelhecimento de até 20 min. Para o grau de deformação de 4% pode-se usar qualquer temperatura de envelhecimento e para o grau de deformação de 8% pode-se usar uma temperatura de envelhecimento de 150°C.

Já para o aço BH220, com o grau de deformação de 2%, a temperatura de envelhecimento mais adequada é 150°C. Para graus de deformação mais altos, a temperatura de envelhecimento deve ser mais alta com 170°C e 190°C.

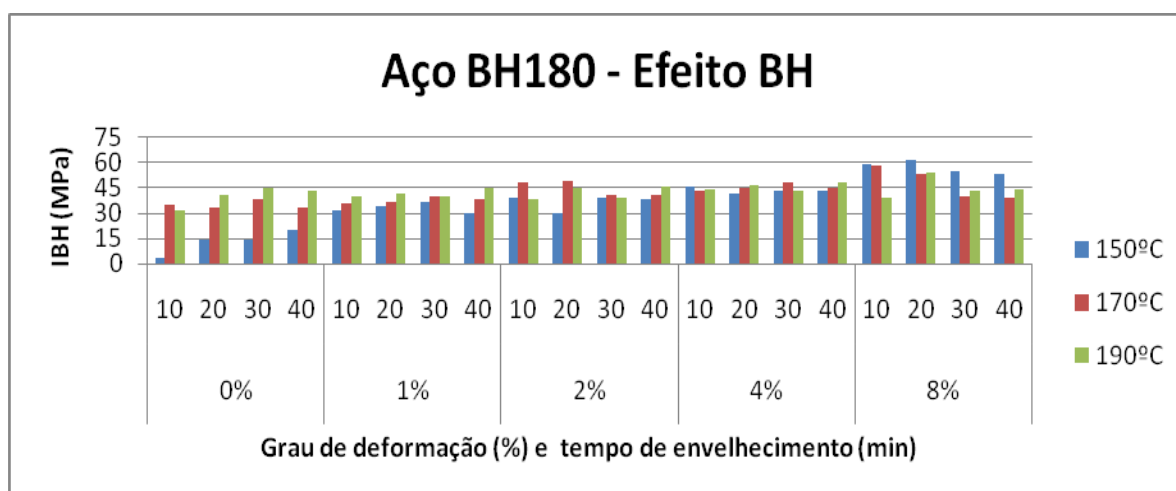


Figura 17 – Grau de Influência das variáveis no índice BH no aço BH180.

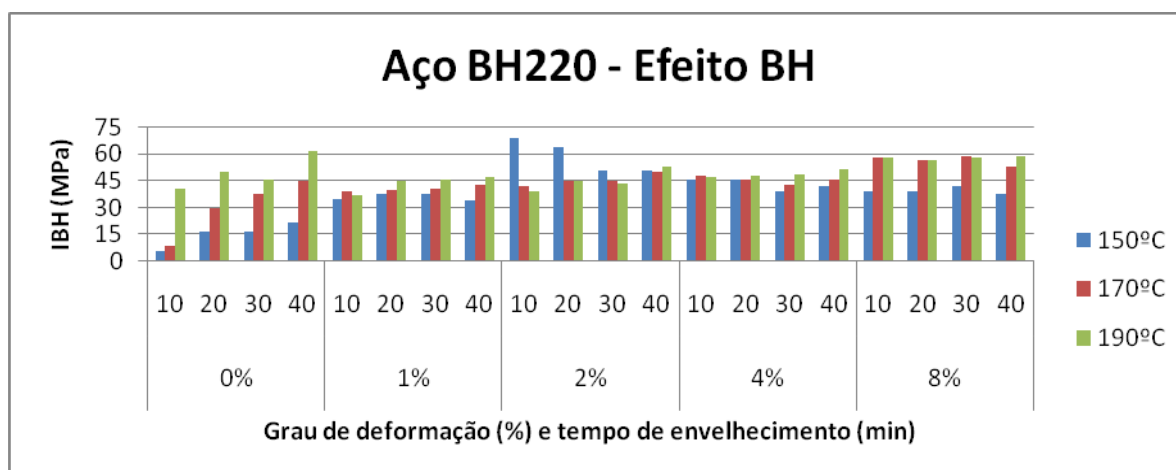


Figura 18 – Grau de Influência das variáveis no índice de BH no aço BH220.

4.1 Efeito da pré-deformação

Nas Figuras 19 e 20, utilizou-se gráficos para os valores de BH nas temperaturas verificadas, a fim de simular a variação do grau de deformação e o tempo de envelhecimento da cura no forno, sendo observado que para cada tempo com pré-deformação, o valor de BH aumenta com esta variável. Ainda para a pré-deformação, nota-se que a variação do BH com esta variável tem a mesma tendência.

Um maior valor de BH no aço BH180 nas deformações de 8% entre 10 e 20 minutos e no aço BH220 nas deformações de 8% entre 10 e 20 minutos nas temperaturas de 170°C e 190°C e na deformação de 2% entre 10 e 20 minutos nas temperaturas de 150°C, sendo que, em torno desses valores, o número de discordâncias móveis deve passar por um máximo. A partir desses valores, a interação entre discordâncias contribuiria para diminuir o total de discordâncias afetadas pela atmosfera de Cotrell.

Para os aços BH180 e BH220, o valor de BH é menor para os materiais não deformados nas temperaturas de 150°C e 170°C.

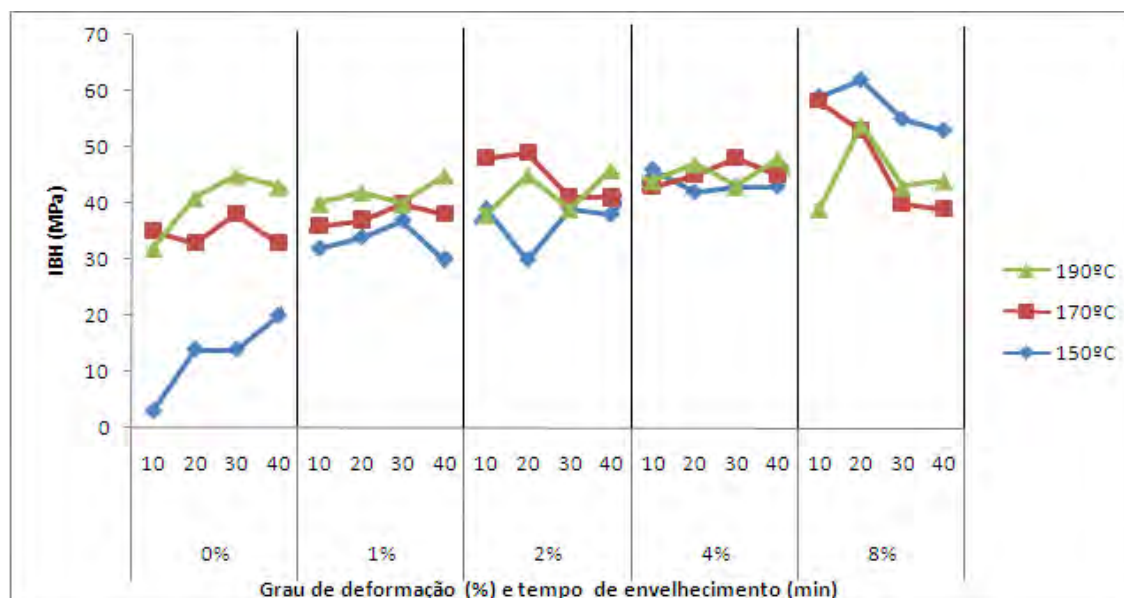


Figura 19 – Gráfico do grau de deformação e tempo de envelhecimento em relação ao índice de BH para aço BH180.

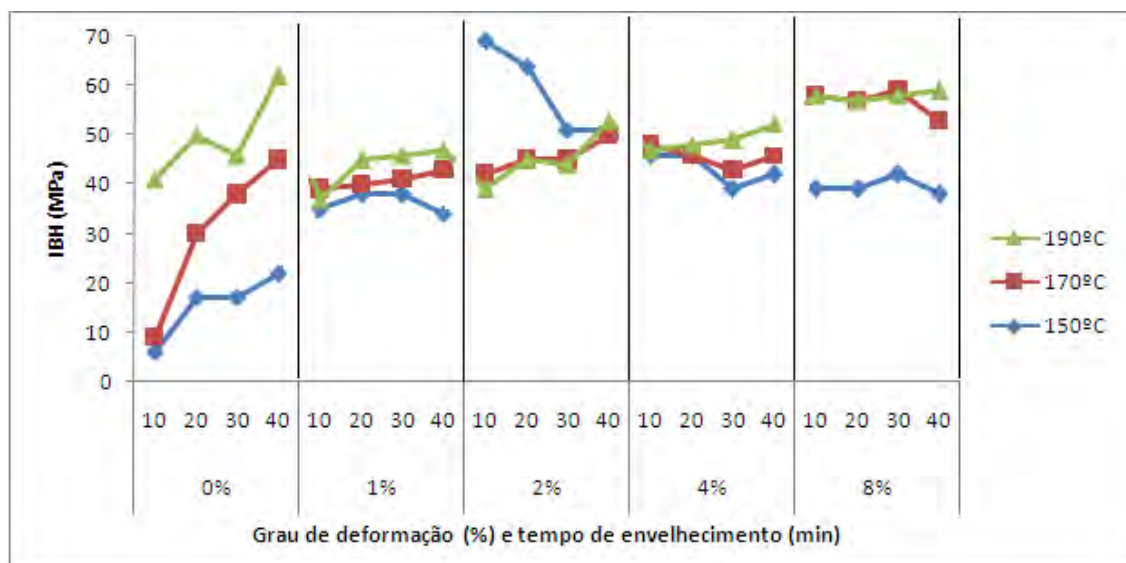


Figura 20 – Gráfico do grau de deformação e tempo de envelhecimento em relação ao índice de BH para aço BH 220.

4.2 Efeito do tempo de cura no forno

Nas Figuras 21 e 22, utilizou-se gráficos para os valores de BH nas temperaturas verificadas, a fim de simular a variação do tempo de envelhecimento de cura no forno e o grau de deformação, sendo que em geral é observado na Figura 21 um aumento no índice de BH no aço BH180, conforme aumento da deformação até 4% com o tempo de cura, para todas as temperaturas. O aumento no índice de BH proporcionado com o aumento do tempo pode ser justificado devido à quantidade de átomos de carbono que migra para as discordâncias aumentar com o tempo sendo verificado até o tempo de vinte minutos.

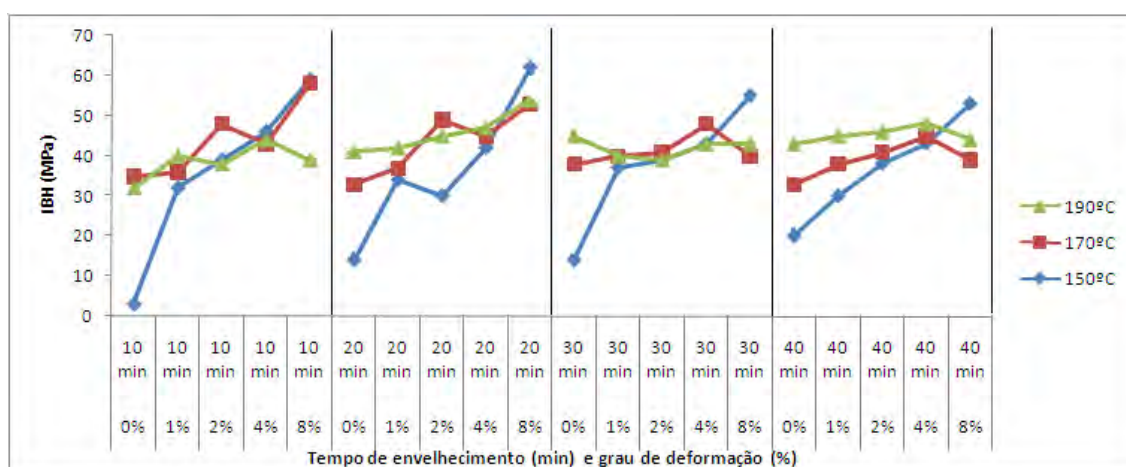


Figura 21 – Gráfico do tempo de envelhecimento com o grau de deformação em relação ao índice de BH para aço BH180.

Foi avaliado na Figura 22 para o aço BH220, o aumento no índice de BH até a pré-deformação de 2% em cada tempo analisado para a temperatura de 150°C. Verificado o aumento no índice de BH com a pré-deformação acima de 2% em cada tempo analisado para as temperaturas de 170°C e 190°C, ocorrendo uma pequena queda entre 2% e 4% nos tempos de 30min e 40min para a temperatura de 170°C.

Uma possível explicação para diminuição do valor de BH, estaria no fato da temperatura de bobinamento ser menor, o que proporciona formação de precipitados finos, uma vez que não há tempo suficiente para a precipitação se completar.

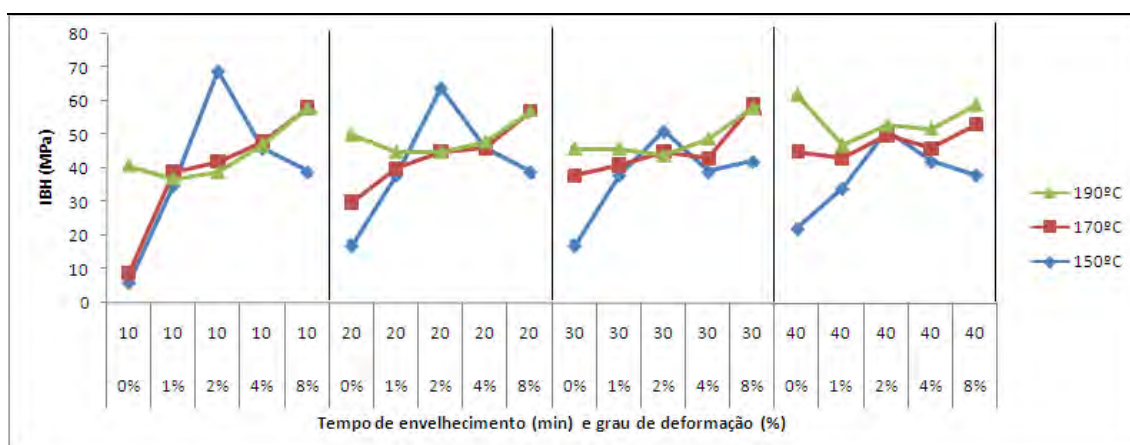


Figura 22 – Gráfico do tempo de envelhecimento com o grau de deformação em relação ao índice de BH para aço BH220.

4.3 Efeito da temperatura de cura no forno

Para os aços estudados conforme representados nas Figuras 19, 20, 21 e 22, com o tempo ou a pré-deformação, o valor de BH é geralmente incrementado com a temperatura. Isto pode ser atribuído à maior difusividade do carbono com a temperatura (fenômeno termicamente ativado).

Pode-se verificar nas Figuras 19 e 20, a influência da temperatura nos materiais não deformados (0%) com o tempo, onde ocorre uma dispersão com aumento do valor de BH para os aços BH180 e BH220.

Nota-se que a 150°C há uma dispersão do BH um pouco maior que nas demais temperaturas, com um aumento maior que 10 MPa, no valor de BH, da menor para a maior temperatura em análise.

Buscando a condição real para simulação do ensaio de aços BH, com tempo de encharque de vinte minutos a uma temperatura 170°C, no material pré-deformado a 2%, pode-se avaliar a influência de cada variável como mostrado nas Figuras 23, 24 e 25. Avaliou-se que o índice de BH está dentro do especificado em norma.

Na Figura 23, o aço BH 180 tem uma queda após o tempo de 20 minutos, podendo ser justificado pela quantidade de carbono em solução sólida seja menor comparado com o aço BH220, ocorrendo toda a precipitação.

Na Figura 24, a pré-deformação influencia diretamente no índice de BH, ocorrendo aumento BH nos dois aços.

Na Figura 25, mostra-se um aumento considerável na temperatura de 170°C que em torno desse valor, o número de discordâncias ancoradas deve passar por um máximo. Isto pode ser atribuído à maior difusividade do carbono com a temperatura (fenômeno termicamente ativado). A diferença nos dois aços é que na temperatura de 150°C para o aço BH220, conforme avaliado anteriormente, uma possível explicação estaria no fato da temperatura de bobinamento ser menor, o que proporciona formação de precipitados finos, uma vez que não há tempo suficiente para a precipitação se completar.

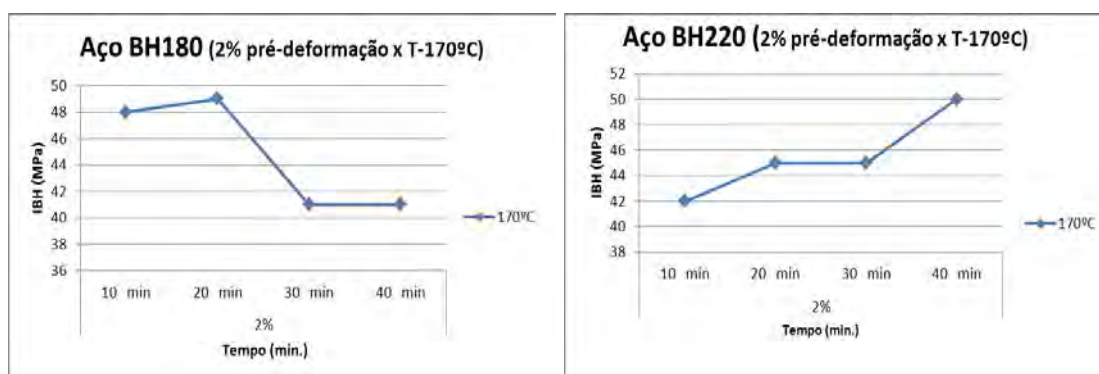


Figura 23 – Análise do índice de BH com o tempo para os aços BH180 e BH220 para temperatura de envelhecimento de 170°C e 2% de deformação.

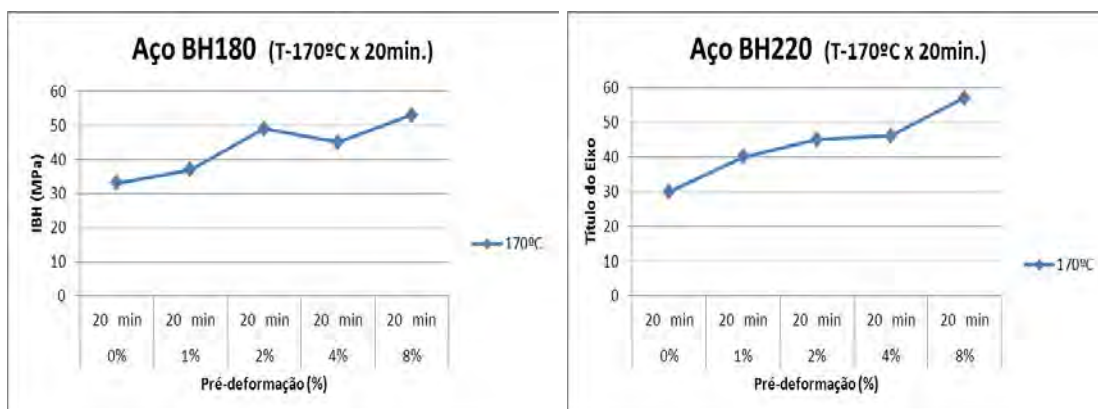


Figura 24 – Análise do índice de BH com a pré-deformação para os aços BH180 e BH220 para 20 min. de envelhecimento a 170°C.

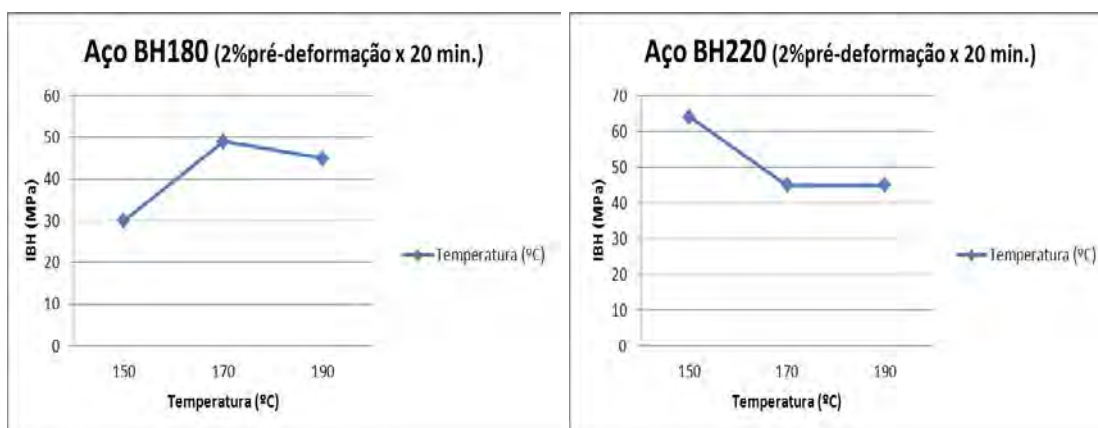


Figura 25 – Análise do índice de BH com o temperatura para os aços BH180 e BH220 com 2% de deformação e 20 minutos de envelhecimento.

Partindo da condição padrão para ensaio de aços BH, com tempo de encharque de 20 minutos a uma temperatura 170°, no material pré-deformado a 2%, onde o valor de BH médio é de 49,0 MPa para o aço BH180 e de 45,0 MPa para o aço BH220, pode-se quantificar a influência de cada variável como mostrado na Tabela 8.

Tabela 8 - A Comparação do valor médio do IBH para cada condição analisada no tipo de aço.

	IBH acima do Padrão e dentro do especificado					IBH abaixo do Padrão e no limite do especificado			
	IBH abaixo do Padrão e dentro do especificado					IBH abaixo do Padrão e fora do especificado			
AÇO BH180					AÇO BH220				
Pré - deformação (%)	Tempo (min.)	Temperatura (°C)			Pré - deformação (%)	Tempo (min.)	Temperatura (°C)		
		150	170	190			150	170	190
0	10	-46	-14	-17	0	10	-39	-36	-4
	20	-35	-16	-8		20	-28	-15	5
	30	-35	-11	-4		30	-28	-7	1
	40	-29	-16	-6		40	-23	0	17
1	10	-17	-13	-9	1	10	-10	-6	-8
	20	-15	-12	-7		20	-7	-5	0
	30	-12	-9	-9		30	-7	-4	1
	40	-19	-11	-4		40	-11	-2	2
2	10	-10	-1	-11	2	10	24	-3	-6
	20	-19	0	-4		20	19	0	0
	30	-10	-8	-10		30	6	0	-1
	40	-11	-8	-3		40	6	5	8
4	10	-3	-6	-5	4	10	1	3	2
	20	-7	-4	-2		20	1	1	3
	30	-6	-1	-6		30	-6	-2	4
	40	-6	-4	-1		40	-3	1	7
8	10	10	9	-10	8	10	-6	13	13
	20	13	4	5		20	-6	12	12
	30	6	-9	-6		30	-3	14	13
	40	4	-10	-5		40	-7	8	14

Nota-se que para os aço BH180 e BH220 houve variação no valor de BH em relação a condição proposta em norma, conforme mencionado anteriormente, mas os valores encontrados estão dentro do especificado em norma com o IBH de 30MPa mínimo exceto na temperatura de 150°C onde não ocorreu a pré-deformação e no aço BH220 na temperatura de 170°C com 10 minutos e sem pré-deformação.

Pode-se avaliar que as variáveis tempo, pré-deformação e temperatura influenciam diretamente nos valores de BH podendo ser importante após a pré-deformação ou comprometer aplicação antes da pré-deformação.

4.4 Estudo do envelhecimento nos aços BH180 e BH220.

O objetivo deste trabalho foi comparar os dois testes de envelhecimento sendo natural e artificial. Na condição natural, as amostras foram avaliadas por um período de seis meses, sendo analisadas as propriedades mecânicas do material todas as semanas. Na condição artificial, foram analisadas diferentes temperaturas e período de tempo. Durante seis meses, em todas as semanas, foram avaliadas as propriedades do material através dos ensaios de tração conforme mencionado no item 3.4.

4.4.1 Envelhecimento natural

O desempenho do material foi investigado por meio de ensaios, e depois do período de seis meses, foi possível avaliar um incremento no limite de escoamento com a redução do alongamento, não sendo significante para a garantia desejada em norma.

Entretanto, presume-se para os dois aços estudados, que os átomos de carbono em solução migrado para atmosfera de Cotrell durante o envelhecimento, os solutos de carbono disponíveis para o endurecimento durante a cura, deverá ser diminuído. O efeito do envelhecimento depende do excesso de carbono em solução.

Nas Figuras 26, 27, 29 e 30 foram mostrados os resultados do limite de escoamento e alongamento na temperatura ambiente e na escala laboratorial nas mesmas condições do aço BH180, sendo que nas Figuras 28 e 31 foram plotados os resultados dos dois ensaios, fazendo uma regressão. Pode-se notar que não houve uma variação significativa que pudesse comprometer a aplicação do aço BH180.

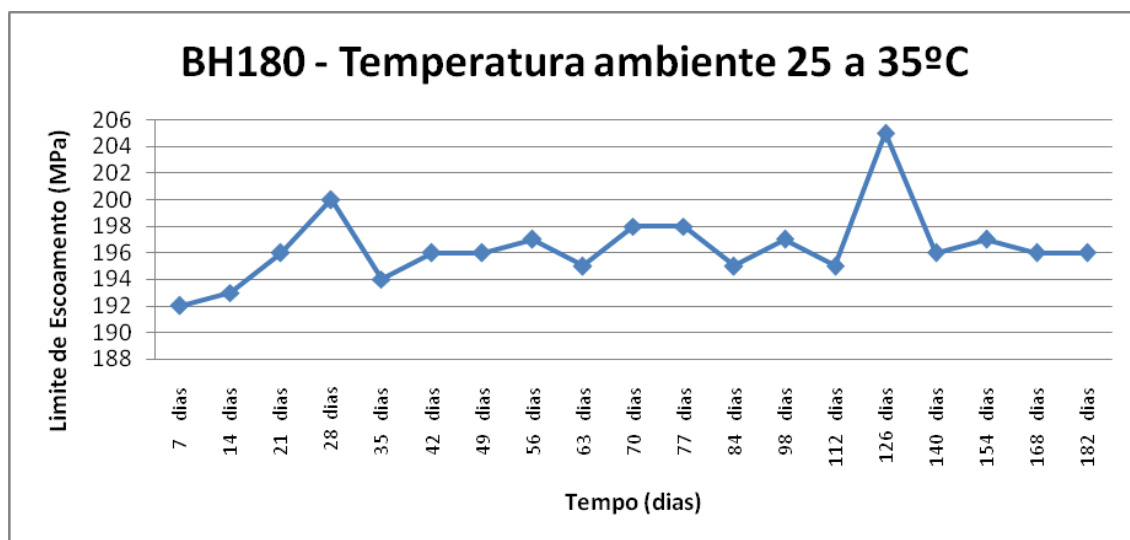


Figura 26 – Gráfico do limite de escoamento com o tempo de envelhecimento do aço BH180.

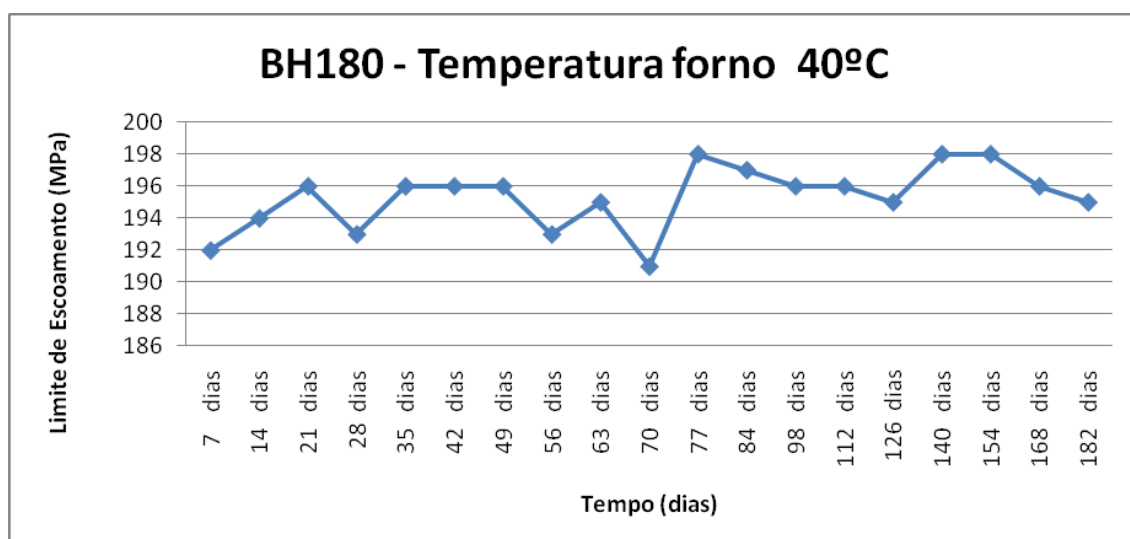


Figura 27 – Gráfico do limite de escoamento com o tempo de envelhecimento do aço BH180.

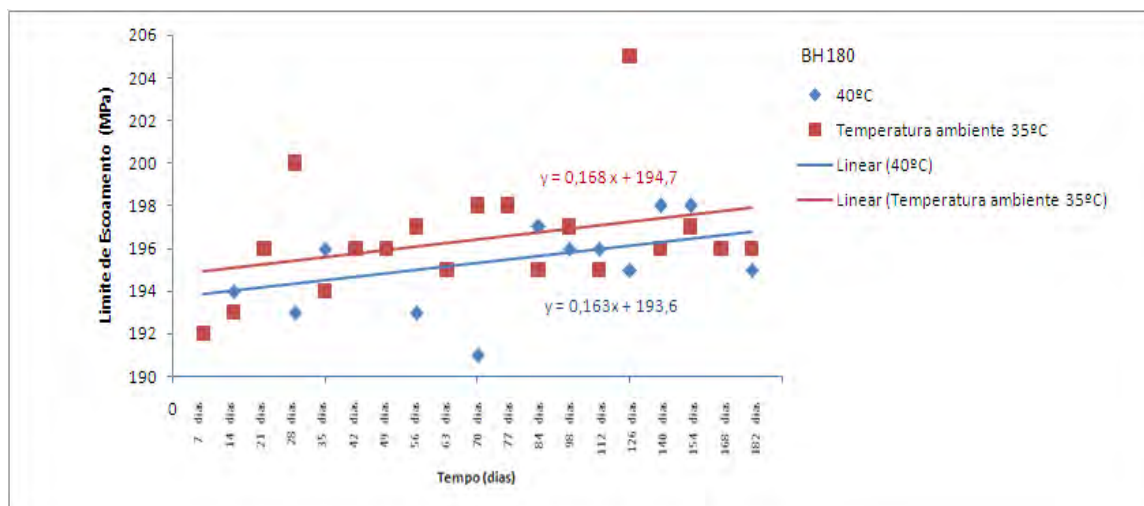


Figura 28 – Gráfico com a regressão linear do limite de escoamento com o tempo do aço BH180 (Envelhecimento natural e artificial).

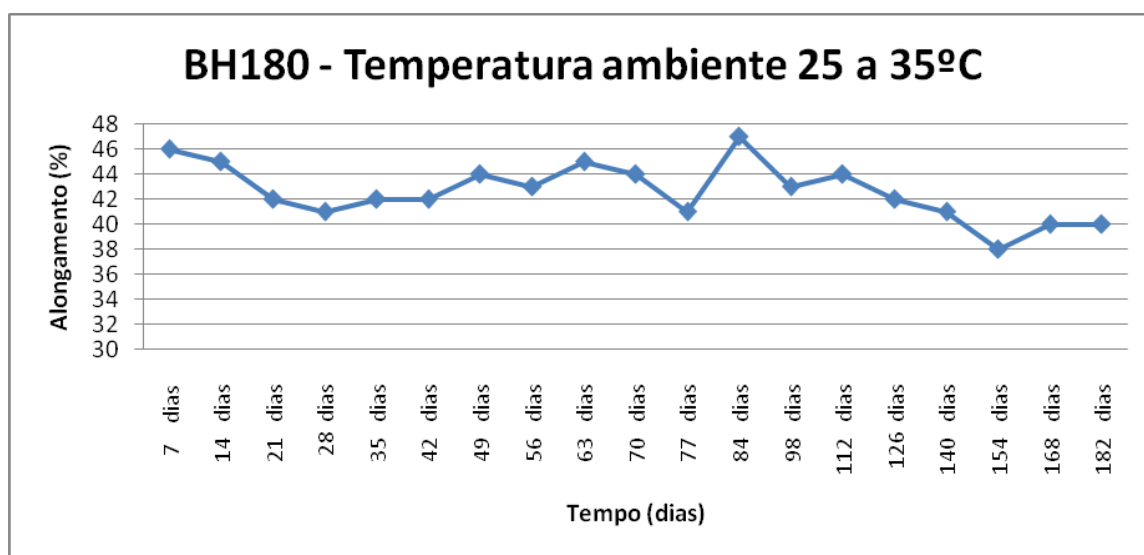


Figura 29 – Gráfico do alongamento com o tempo do aço BH180 (Envelhecimento natural).

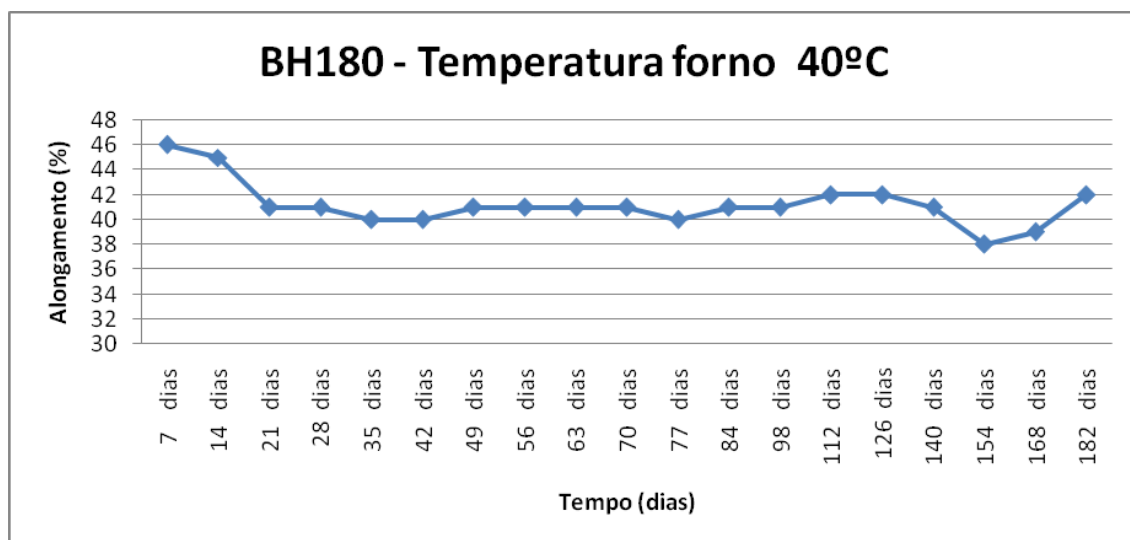


Figura 30 – Gráfico do alongamento com o tempo do aço BH180 (Envelhecimento artificial simulando a condição natural).

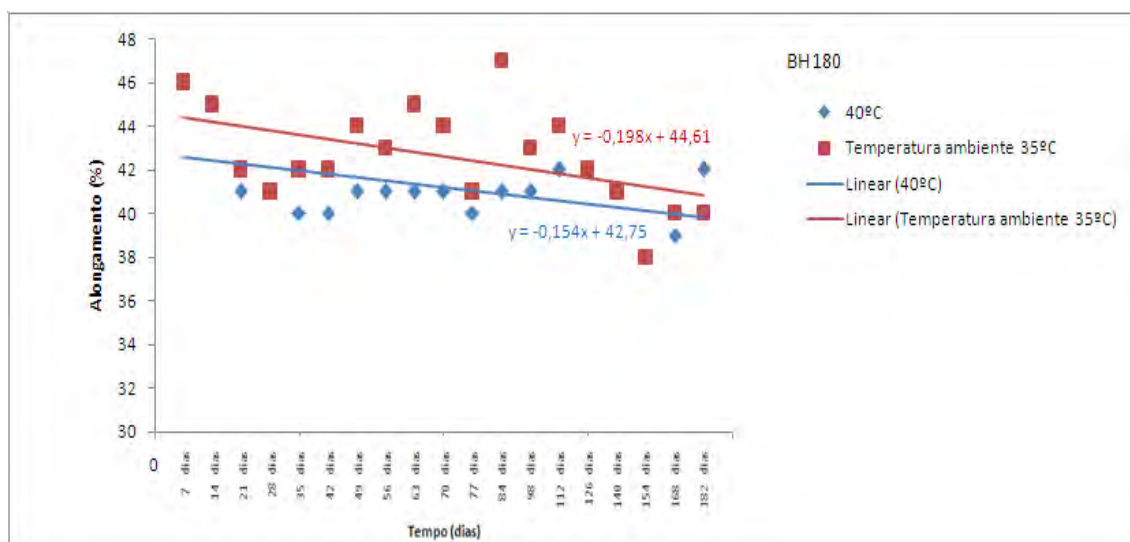


Figura 31 – Gráfico com a regressão linear do alongamento com o tempo do aço BH180 (Envelhecimento natural e artificial).

Nas Figuras 32, 33, 35 e 36 foram mostrados os resultados do limite de escoamento e alongamento na temperatura ambiente e na escala laboratorial nas mesmas condições do aço BH220, sendo que nas Figuras 34 e 37 foram plotados os resultados dos dois ensaios, fazendo uma regressão. Pode-se notar que não houve uma variação significativa que pudesse comprometer a aplicação do aço BH220.

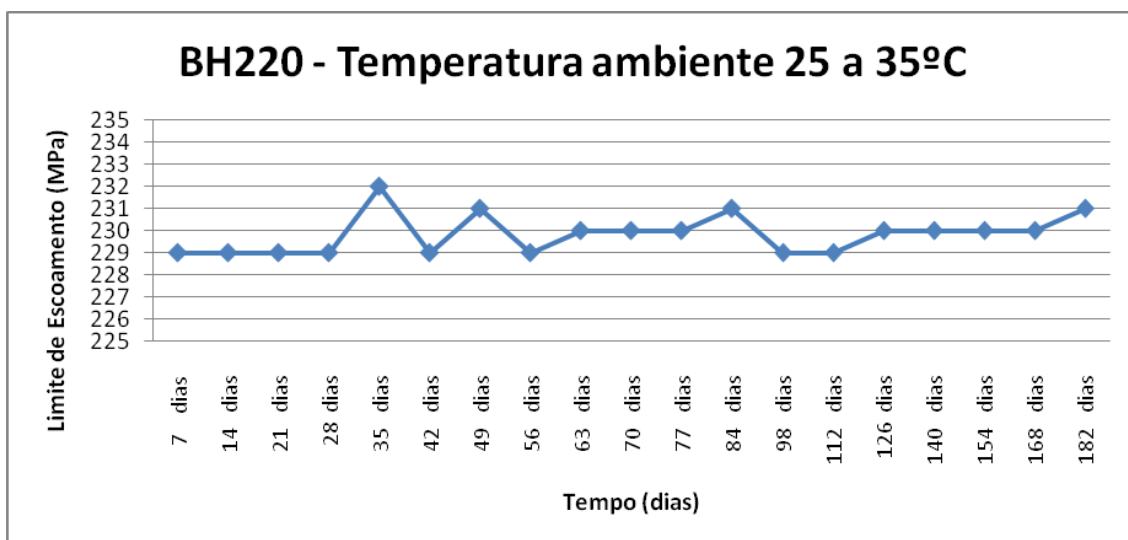


Figura 32 – Gráfico do limite de escoamento com o tempo do aço BH220 (Envelhecimento natural).

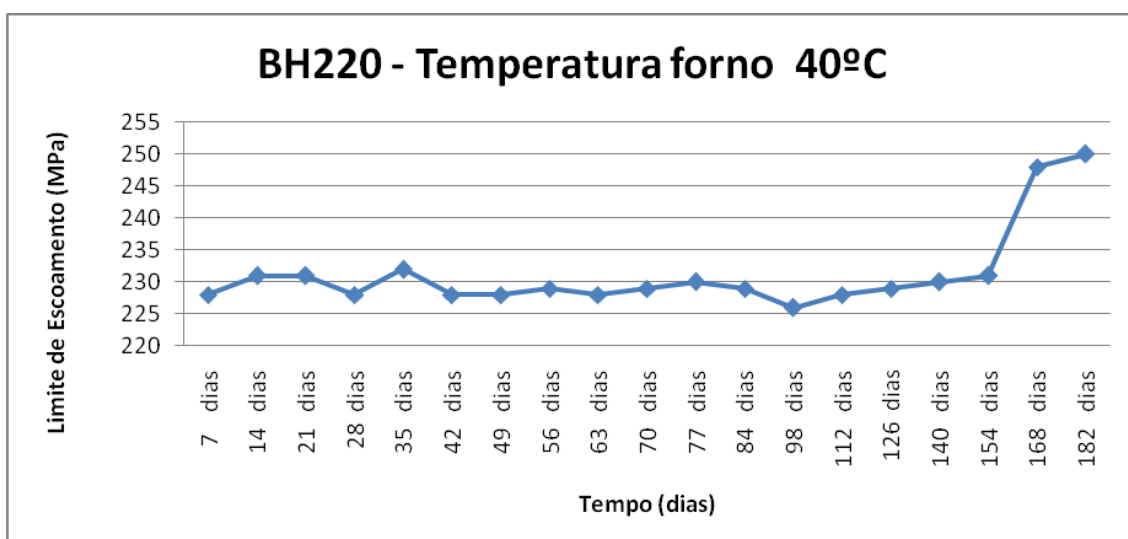


Figura 33 – Gráfico do limite de escoamento com o tempo do aço BH220 (Envelhecimento artificial simulando a condição natural).

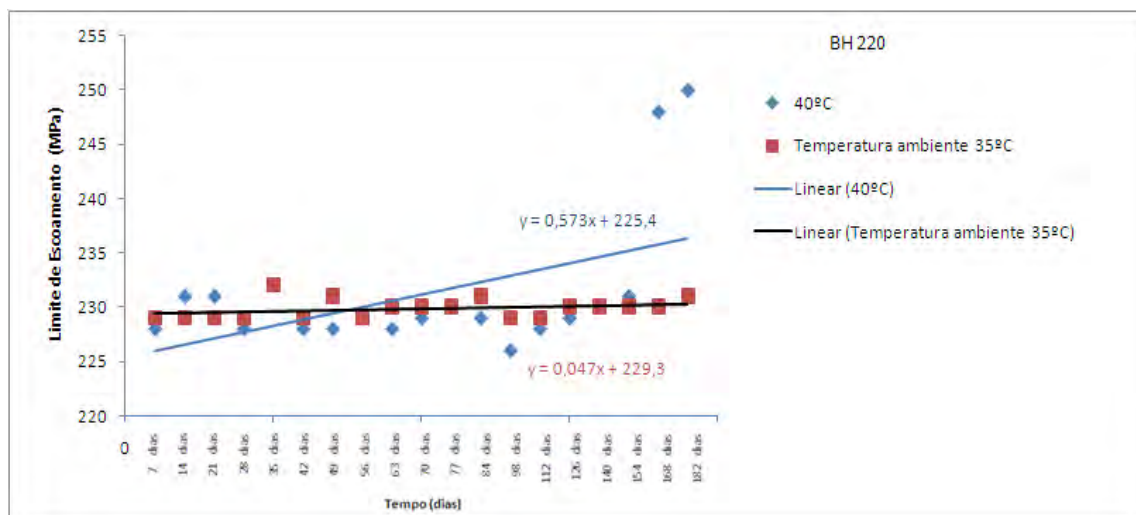


Figura 34 – Gráfico com a regressão linear do limite de escoamento com o tempo do aço BH220 (Envelhecimento natural e artificial).

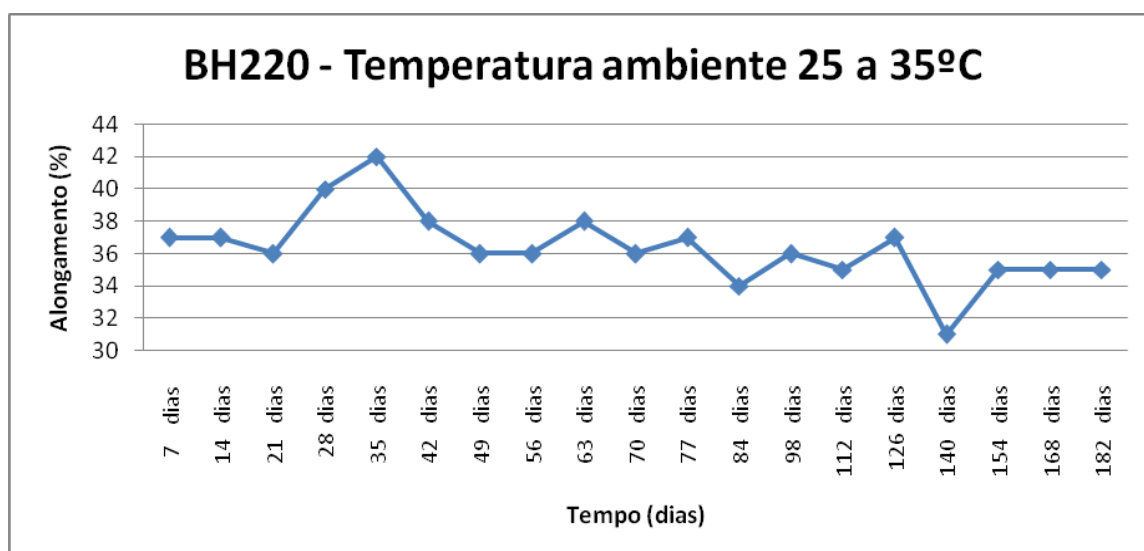


Figura 35 – Gráfico do alongamento com o tempo do aço BH180 (condição natural).

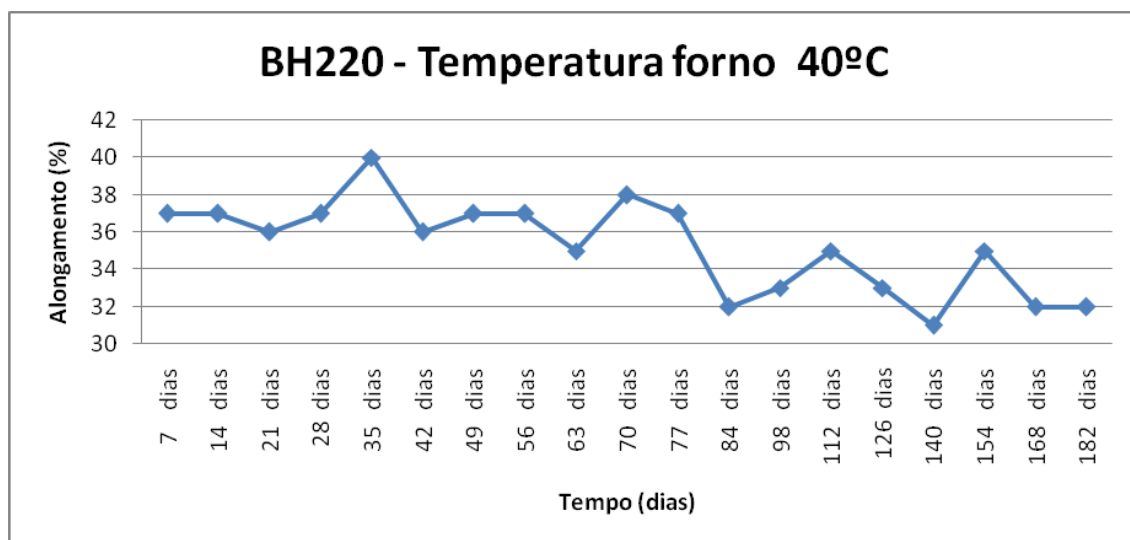


Figura 36 – Gráfico do alongamento com o tempo do aço BH180(Envelhecimento artificial simulando a condição natural).

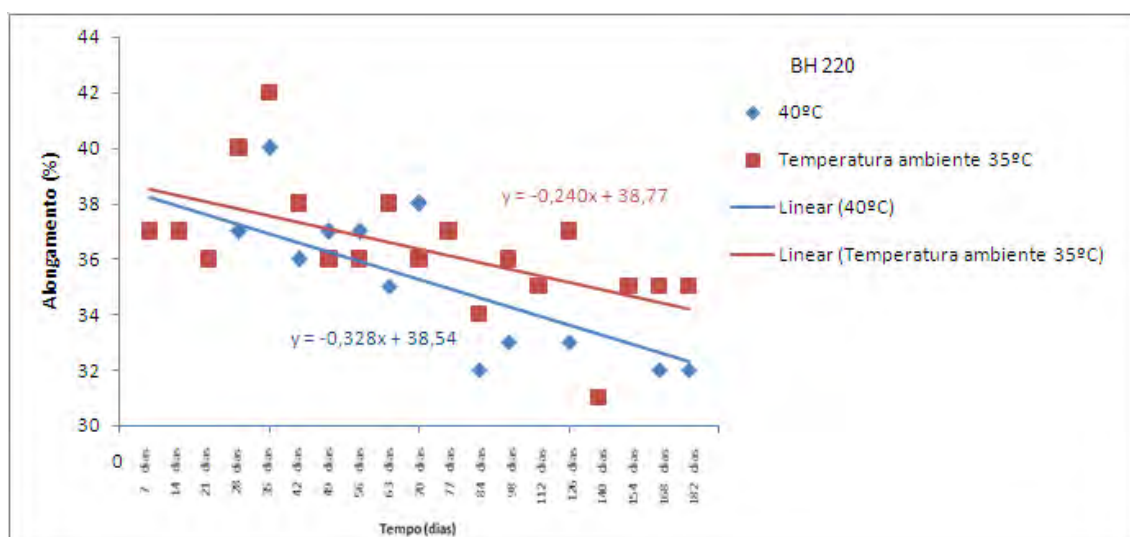


Figura 37 – Gráfico com a regressão linear do alongamento com o tempo do aço BH220 (Envelhecimento natural e artificial).

Nas Figuras 28 e 37, observou-se uma dispersão dos valores em relação as Figuras 31 e 34, podendo ser justificado pela quantidade de átomos carbono em solução para formação da atmosfera de Cottrell ser diferente na região onde foram retirados os CP's para ensaio.

4.4.2 Envelhecimento artificial

O desempenho do material foi analisado, fazendo simulação de diferentes condições de tempo na temperatura de 100°C conforme a Tabela 3.

A simulação do envelhecimento artificial é muito importante para garantia dos resultados reais e ganho do tempo na realização dos testes.

Visando a interação da simulação do ensaio artificial com o ensaio natural foi apresentado na Tabela 9.

Tabela 9 - A relação entre o envelhecimento natural e artificial

30 ° C (Natural)	100 ° C (Artificial)
180 dias	360 minutos
120 dias	240 minutos
90 dias	180 minutos
60 dias	120 minutos
30 dias	60 minutos
15 dias	30 minutos

Os resultados encontrados nas Figuras 38, 39, 42 e 43 da simulação artificial na temperatura de 100°C, foi observado que nas variáveis limite de escoamento e alongamento, não ocorreram uma alteração que pudessem comprometer a conformação. Avaliando os resultados do comportamento dos dois aços estudados, a garantia do tempo de envelhecimento pode ser de seis meses sem comprometimento das variáveis requisitadas em norma.

Avaliando os resultados encontrados nas Figuras 40, 41, 44 e 45 dos ensaios do envelhecimento natural com os resultados da simulação artificial na temperatura de 100°C, o intervalo é pequeno, considerando as variáveis que são o limite de escoamento e alongamento, sendo mais sensíveis a alteração. Portanto pode-se

observar que a simulação artificial é compatível com os resultados encontrados e é fundamental na antecipação da análise para obtenção dos dados requisitados.

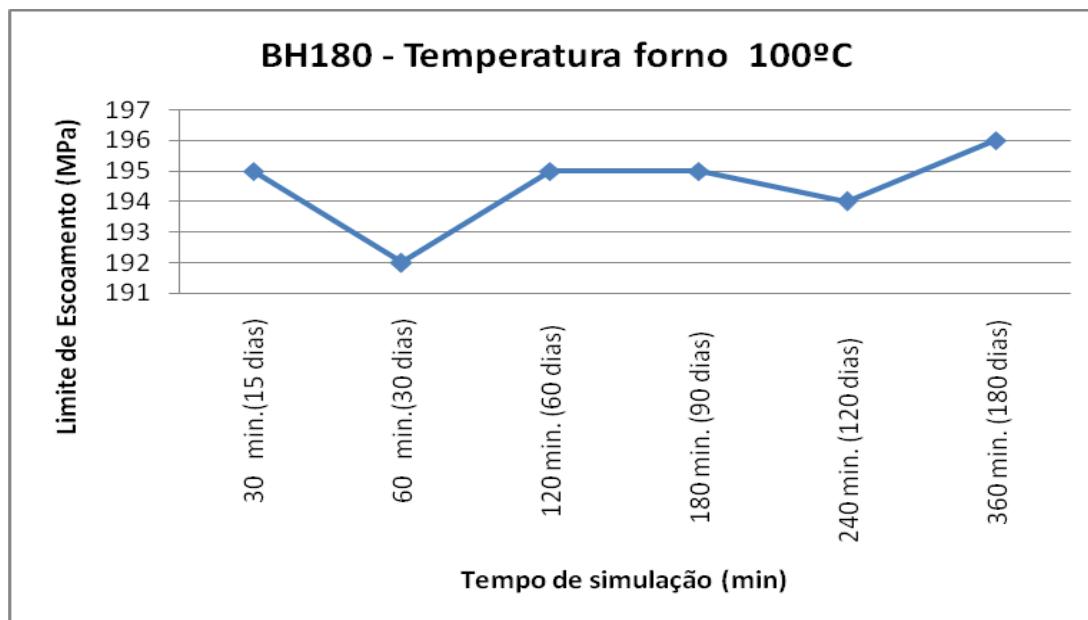


Figura 38 – Gráfico do limite de escoamento com o tempo do aço BH180 (Simulação artificial).

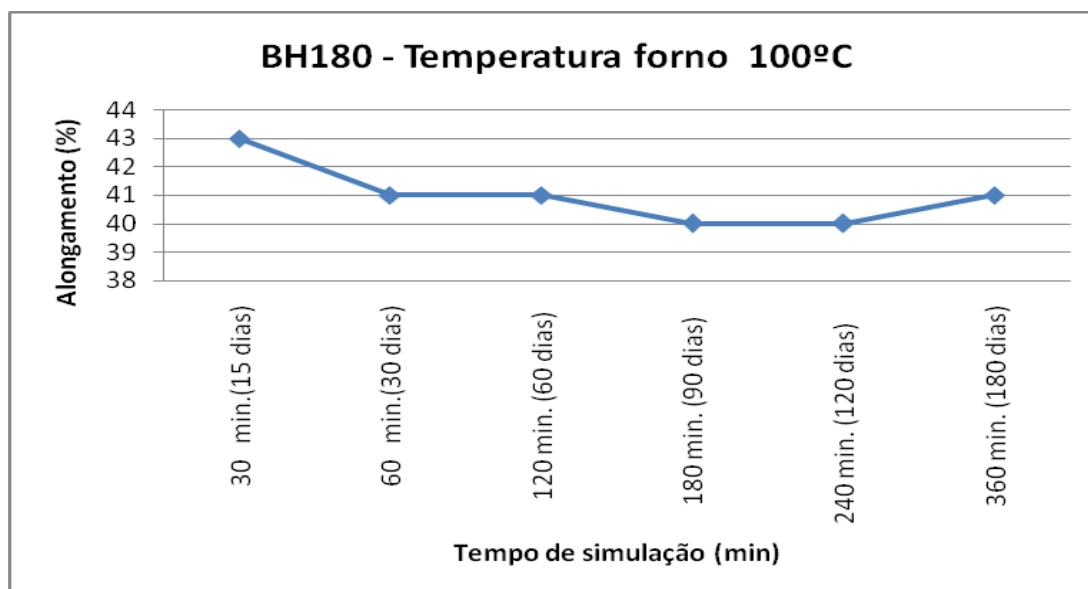


Figura 39 – Gráfico do alongamento com o tempo do aço BH180 (Simulação artificial).

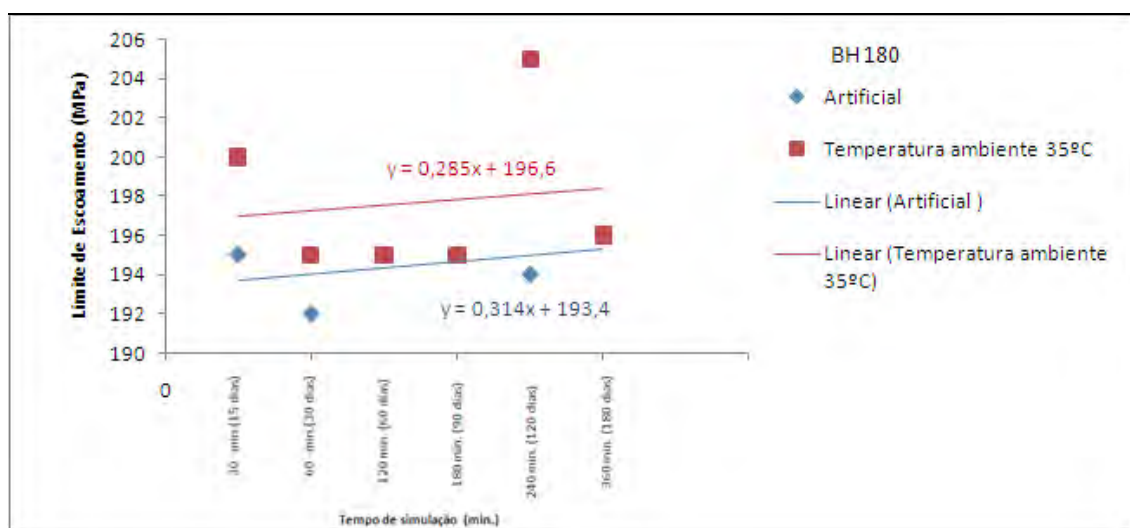


Figura 40 – Gráfico com a regressão linear do limite de escoamento com o tempo do aço BH180 (Envelhecimento natural e simulação artificial).

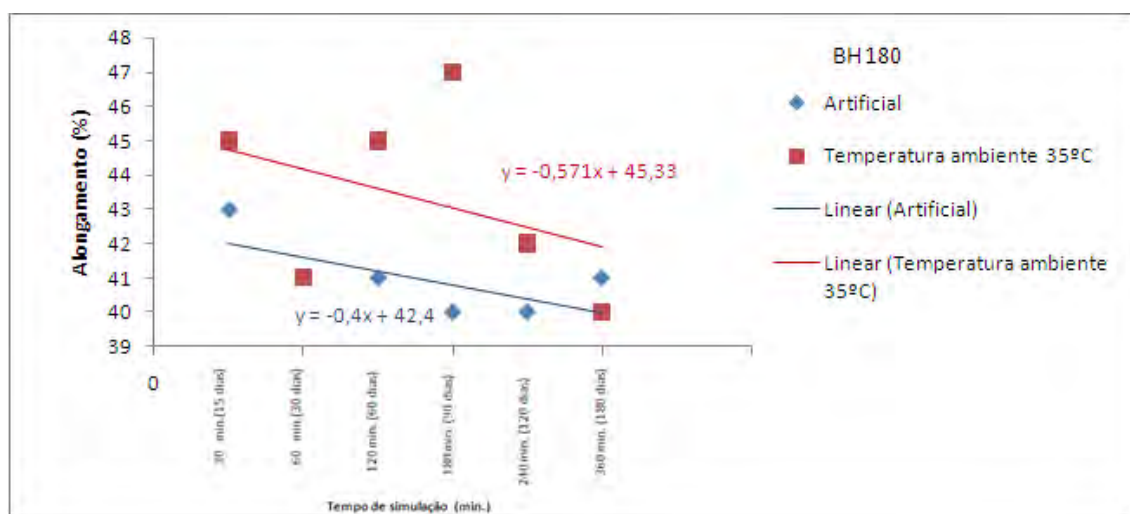


Figura 41 – Gráfico com a regressão linear do alongamento com o tempo do aço BH180 (Envelhecimento natural e simulação artificial).

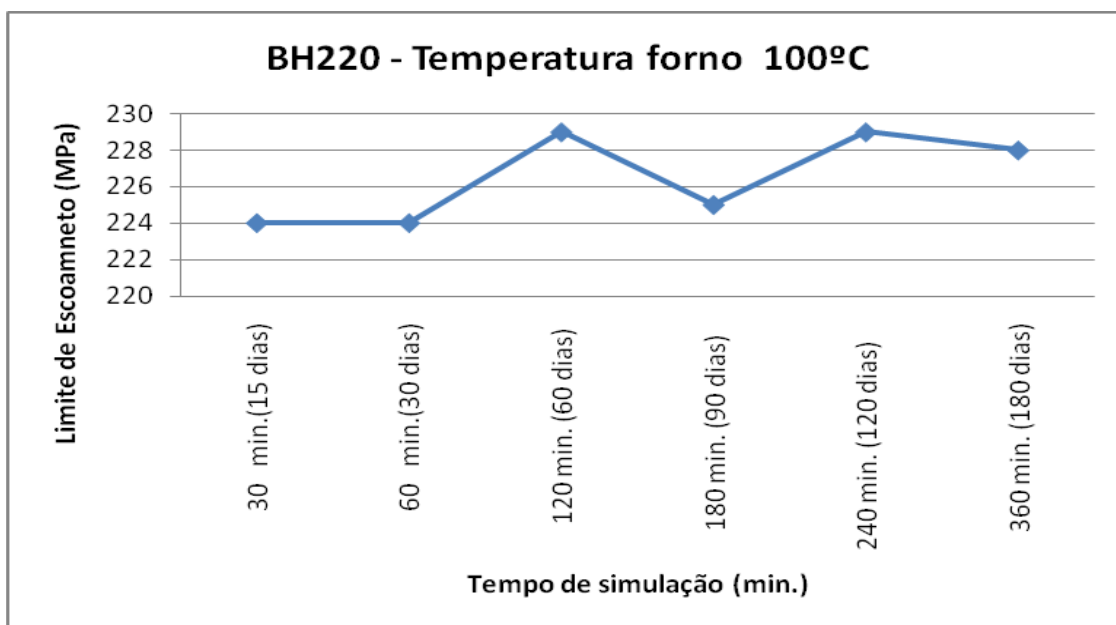


Figura 42 – Gráfico do limite de escoamento com o tempo do aço BH220 (Envelhecimento artificial).

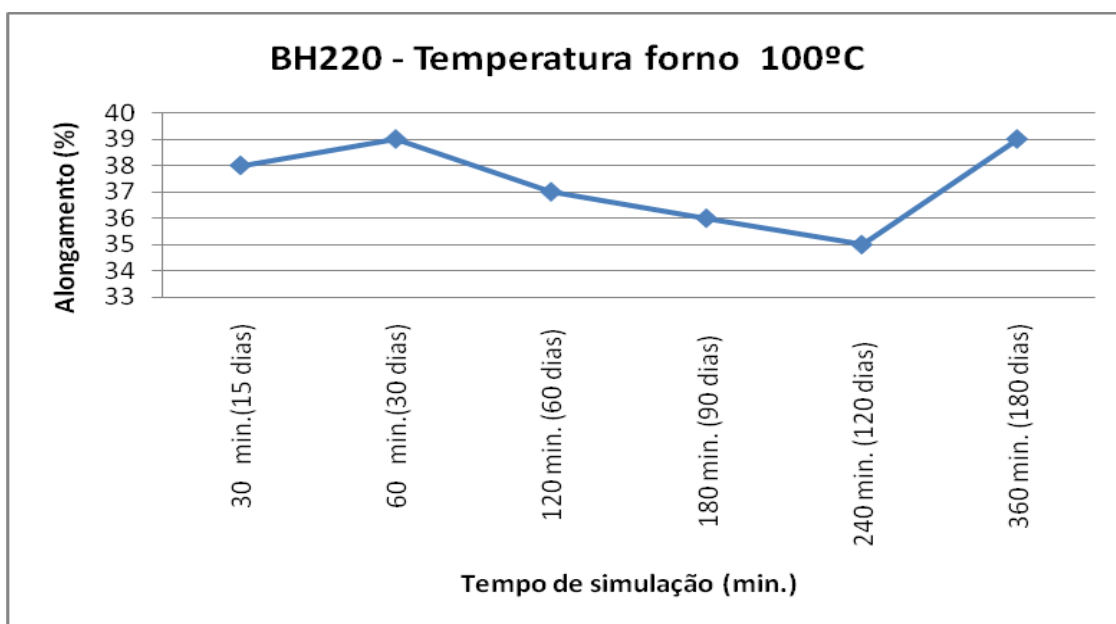


Figura 43 – Gráfico do alongamento com o tempo do aço BH220 (Envelhecimento artificial).

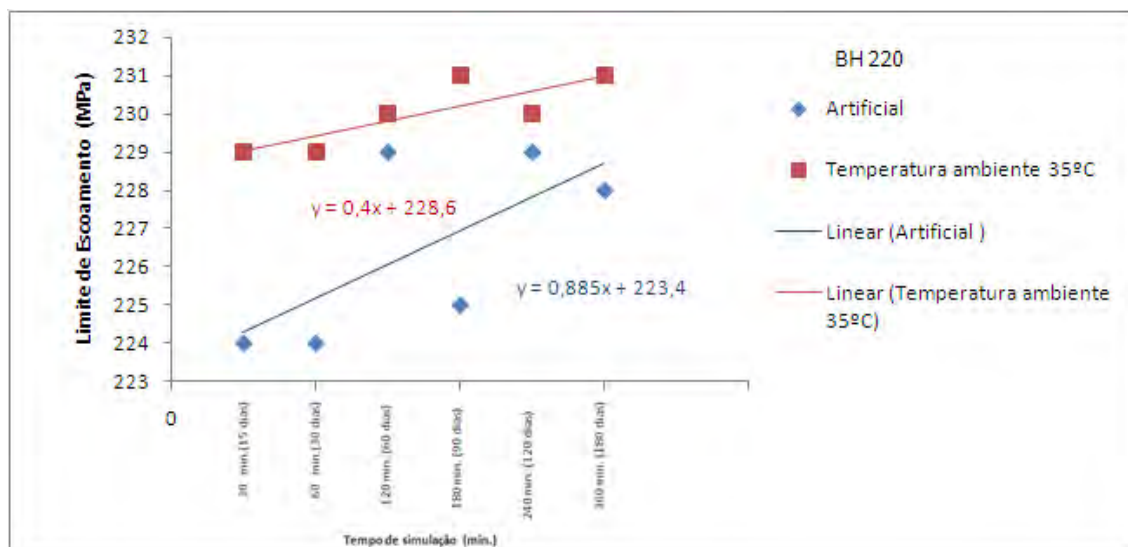


Figura 44 – Gráfico com a regressão linear do limite de escoamento com o tempo do aço BH220 (Envelhecimento natural e simulação artificial).

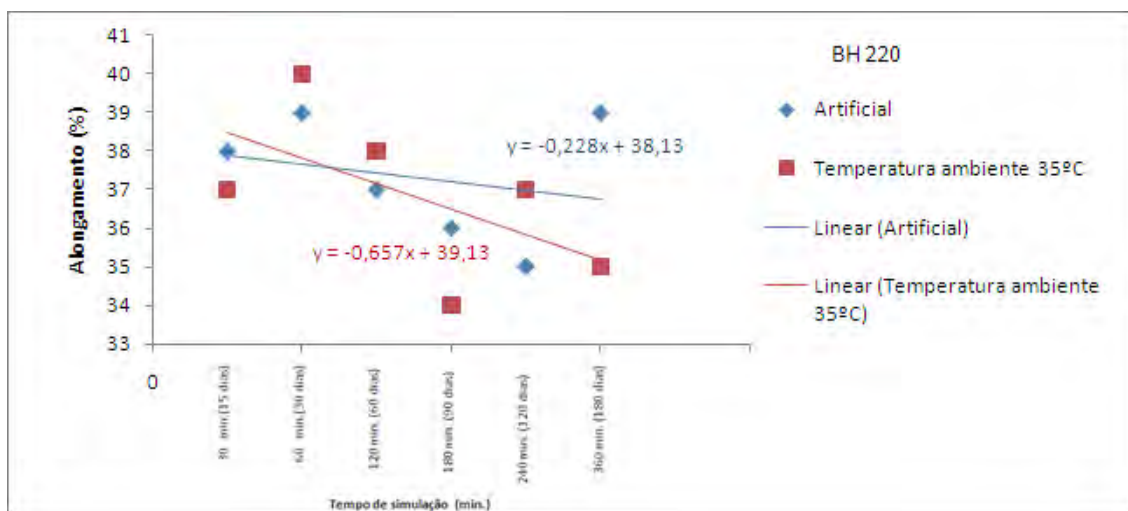


Figura 45– Gráfico com a regressão linear do alongamento com o tempo do aço BH220 (Envelhecimento natural e simulação artificial).

4.5 Caracterização microestrutural

Foram efetuadas como ilustração a análise metalográfica nas condições que o material foi produzido representadas nas Figuras 52 e 53 e nas condições após seis meses de estoque representadas nas Figuras 54 e 55. Como pode-se observar, não houve alteração da estrutura e granulação.

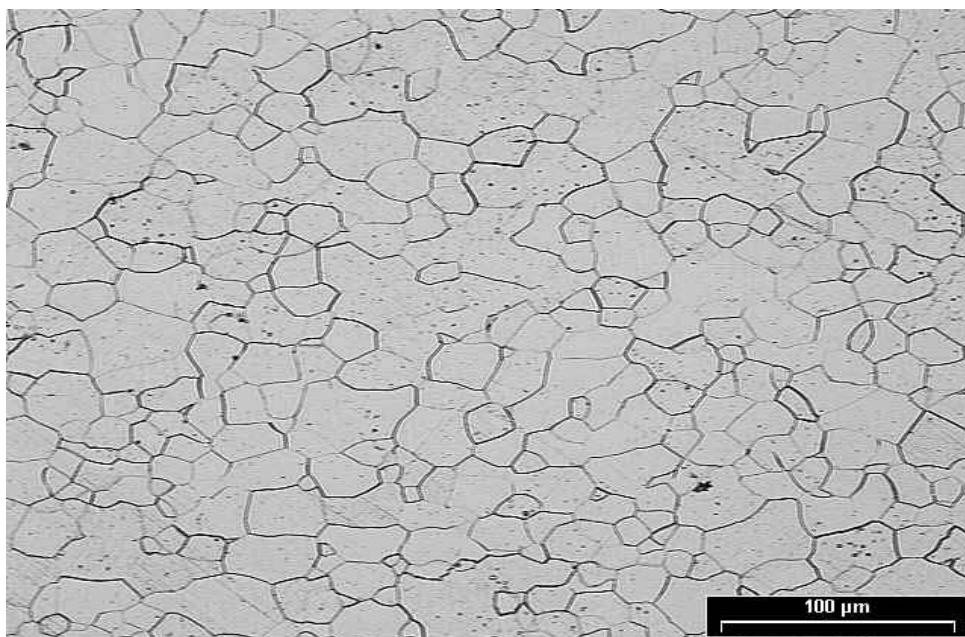


Figura 46 – Análise metalográfica do aço BH 180 BH. Ataque Nital 2%
Ampliação: 200x .Tamanho de grão – 8,0 ASTM (Condições antes da
estocagem)

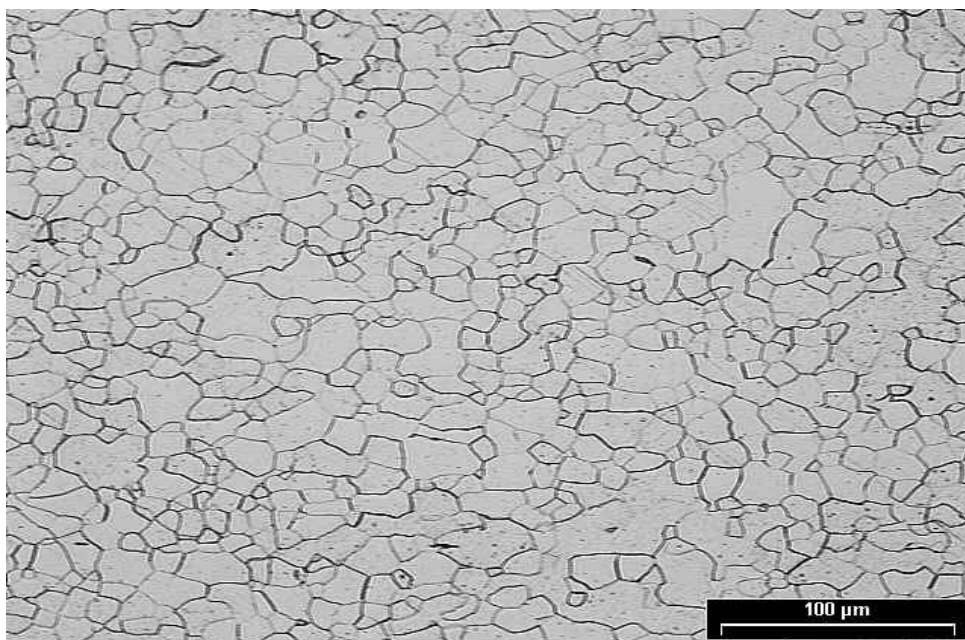


Figura 47 – Análise metalográfica do aço BH 220 BH. Ataque Nital 2%
Ampliação: 200x .Tamanho de grão – 9,5 ASTM (Condições antes da
estocagem)

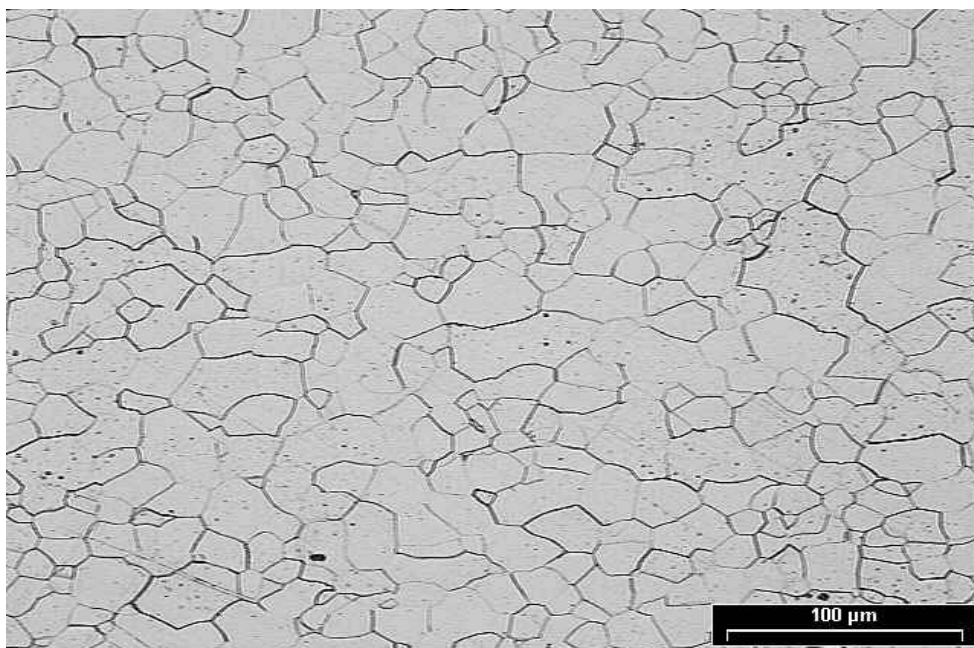


Figura 48 – Análise metalográfica do aço BH 180 BH. Ataque Nital 2%
Ampliação: 200x. Tamanho de grão – 8,0 ASTM (Condições após estocagem)

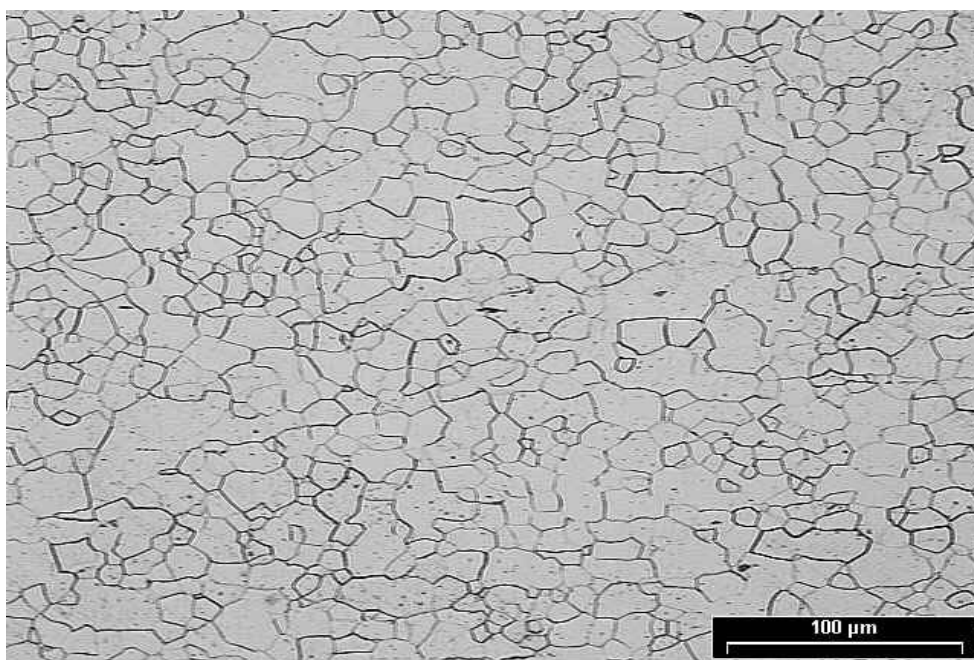


Figura 49 – Análise metalográfica do aço BH 220 BH. Ataque Nital 2%
Ampliação: 200x. Tamanho de grão – 9,5 ASTM (Condições após estocagem)

5 CONCLUSÕES E COMENTÁRIOS

As principais conclusões obtidas neste trabalho foram:

- Para qualquer dos aços estudados, temperatura ou pré-deformação ou tempo, o valor de BH é normalmente maior no aço BH180 na pré-deformação de 8% entre 10 e 20min com a temperatura. No aço BH220, o valor é normalmente maior na pré-deformação de 2% com o tempo na temperatura de 150°C e na pré-deformação de 8% com o tempo nas temperaturas de 170°C e 190°C. Verificado no aço BH220 um aumento do valor de BH sem pré-deformação no tempo de 40min na temperatura de 190°C.
- Para qualquer dos aços estudados, temperatura ou deformação o valor de BH é geralmente incrementado com o tempo da cura no forno.
- Para qualquer dos aços estudados, o valor de BH é acrescido com a temperatura.
- A utilização de aços BH sem uma pré-deformação não gera aumento excessivo no BH, mas ocorre dispersão dos valores.
- No valor de BH, a variável que mais influência é a pré-deformação.
- A temperatura de tratamento tem uma influência moderada e crescente sobre o BH, sendo mais evidente para o aço BH220.
- A qualidade do aço ultra baixo carbono semi-estabilizado ao nióbio, o aço *Bake Hardening* depende principalmente do controle dos solutos de carbono em solução.
- Avaliando a condição padrão para o ensaio do índice de BH para os aços estudados, verificou-se que os valores estão dentro do especificado em norma.
- Os aços estudados não parecem exercer grande influência sobre o envelhecimento após a produção no período de tempo avaliado.
- Baseado nas análises, depois do período de seis meses, as propriedades do material, o aumento do limite de escoamento é de aproximadamente 12 MPa, e este incremento moderado pode ser justificado pelo controle dos solutos de

carbono em solução sólida produzido com nióbio. Em contra parte ocorre uma diminuição considerável do alongamento.

- Os resultados encontrados na simulação artificial em comparação com o ensaio natural foram próximos com uma pequena dispersão e terá grande contribuição na agilização dos ensaios.
- A simulação artificial na temperatura de 100°C em 1h, será um bom teste para estudar o comportamento do envelhecimento dos aços BH, devido o tempo de estocagem nas empresas.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABNT – NBR 6673; Produtos Planos de Aço - **Determinação das Propriedades Mecânicas a Tração**, ABNT - Associação Brasileira de Normas Técnicas. Brasil, Jul de 1981.

ASTM A-370 – 97a; **Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products**, ASTM - American Society for Testing and Materials. Philadelphia, USA, 2004.

ASTM E 112-96; **Standard Test Methods for Determining Average Grain Size**, ASTM - American Society for Testing and Materials. Philadelphia, USA, 1996.

BAKER, L. J.; PARKER, J. D.; DANIEL, S. R. **Mechanism of Bake Hardening in Ultralow Carbon Steel Containing Niobium and Titanium Additions**, Materials Science and Technology, vol. 18, p. 541-547, 2002.

BHADESHIA H.K.D.H; DAS S.; SINGH S. B.; MOHANTY O.N. **Understand the Complexities of Bake Hardening**, Materials Science and Technology, Vol. 24, p. 107-111, 2008.

CARVALHIDO, C. A. **Influência da Deformação na Laminação de Encruamento nas Propriedades Mecânicas dos Aços Acalmado ao Alumínio Refosforado, Galvanizado a Quente, Classe 220MPa de Limite de Escoamento**, Tese de Mestrado Universidade Federal de Minas Gerais, 2007, 96p.

DEHGHANI, K.; NEKAHI, A. **Artificial neural network to predict the effect of thermomechanical treatments on bake hardenability of low carbon steels**, Material and Design. Elsevier, November 18, 2009.

ELSEN, P.; HOUGARDY, H. P. **On the Mechanism of Bake Hardening**, Steel Research, Vol. 64, No. 8/9, p. 431-436, 1993.

EN BS 10325 has the status of a British Standard; **Determination of yield strength increase by the effect of heat treatment - Steel Bake-Hardening-Index**, July 7, 2006.

FONSECA, F.A.V; NOGUEIRA, H.J.B; DE MORAES, J.J. **Diagnose do ensaio de bake hardenable (BH) na Galvasud**, Intranet – CSN – GalvaSud S.A..
Relatório GDZ 156/2008, Volta Redonda, 14 de Agosto de 2008.

GORNI, A. A. **Aços Avançados com alta resistência mecânica para aplicações automotivas**, Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração, São Paulo, p.10, 18 e 19 de julho, 2011.

HAYASHIDA T. **Development and Applications of Continuous-Annealed Low-Carbon Al-Killed BH Steel Sheets**, High-Strength Steels for Automotive Symposium Proceedings, v.36, Osaka, p. 16 -19, 1994.

JEONG, W. **Effect of Prestrain on Aging and Bake Hardening of Cold Rolled, Continuously Annealed Steel Sheets**, april 15, 1998.

KIM, S. **Effect on the chemical composition and processing variables on the bake hardenability of ULC high strength steel**, Research work in BAMPRI and POSCO, 2003.

KVACKAJ T.; *et al.* **Development of Bake Hardening Effect by Plastic Deformation and Annealing Conditions**, ThyssenKrupp Steel Europe 1.10.09.
Metalurgija 45 1, p.51-55, 2006.

LORA, F. **Caracterização das Propriedades Mecânicas Tecnológicas do Aço BH180 e BH220 e o Cálculo do coeficiente de Atrito no Processo de Estampagem Profunda**, Contribuição Técnica ao 64º Congresso Anual da ABM, Belo Horizonte, 13 a 17 de Julho de 2009..

MURARI, F. D.; LOBO, A. R.; GUIMARÃES, G. W. **Susceptibilidade ao envelhecimento de aços BH180 e BH210 produzidos via CGL**, Relatório final de estudo de P&D da Usiminas, PAMG6335, U-IGD, março de 2008.

NEKAHI A.; DEHGHANI K. **Modeling the thermomechanical effects on baking behavior of low carbon steels using response surface methodology**, Materials and Design, 31, p. 3845-3851, 2010.

OLIVEIRA, A.C.L. **Desenvolvimento de Aços Galvanizados Ultra Baixo C (UBC), Classe BH 180, Qualidade de Peça Exposta, Parcialmente Estabilizados ao Nb**, Contribuição Técnica ao 64º Congresso Anual da ABM, Belo Horizonte 13 a 17 de Julho de 2009.

OLIVEIRA, A.C.L.; DE CARVALHO, J.E.R.; PEREIRA, A.M.; OLIVEIRA, M.P.; Moraes, J.J. **Otimização das Condições de Processo e da composição química do material 180BH por meio de modelamento termodinâmico**, Artigo apresentado no 45º Seminário de Laminação da ABM, Porto de Galinhas, 2008.

OLIVEIRA, M. **Estudo de Envelhecimento em Aços Galvanizados pó Imersão a Quente**. Tese Universidade Federal do Rio de Janeiro, p.92, 2003.

OLIVEIRA, M. P. **Otimização das Propriedades Mecânicas, da Classe Ultra Baixo Carbono Estabilizado ao Nb e Ti, por Meio de Projetos de Experimentos (DOE)**, Contribuição Técnica ao 64º Congresso Anual da ABM, Belo Horizonte 13 a 17 de Julho de 2009.

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

SAKATA, K.; SATOH, S. **Metallurgical Principles and their Applications for Producing extra-low Carbon IF Steels with deep Drawability and Bake**

Hardenability. Iron e Steel Research Laboratories, Kawasaki Steel Corporation: Chiba 260, Japan; 2001.

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

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

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

TIMOKNINA, I.B.; **Undestanding Bake–Hardening in Modern High Strength Steels for the Automotive Industry Using Advanced Analytical Techniques,** 2008.

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

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

W. Li, CHEN G; LU J., **IRON & STEEL CO.,** 2005 SAE World Congress Detroit, Michigan April 11-14, 2005.

WUEBBELS, T.; MATLOCK D.K. AND SPEER J.G. **The Effects of Room Tempereture Aging on Subsequent Bake-Hardening of Automotive Sheet Steels.** SAE World Congress Detroit, Michigan Detroit, July 4-7, 2002.

ZHANG, L; *et al.* **Bake Hardening behavior of the TRIP and DP steels;** Journal of University of Science and Technology Beijing. Volume 15, April 2, 2008.

BIBLIOGRAFIA CONSULTADA

BRITO, R. M. **Aspectos Microestruturais e Propriedades Mecânicas de Aço Baixo Carbono Acalmados ao Alumínio Submetidos a Recozimento Contínuo.** (Tese doutorado) Universidade Federal do Rio de Janeiro, COPE, 1989, 199p.

BARBOSA, A. H. A., GONZALEZ, B.M. **Influência do Teor de Carbono e das Condições de Recozimento Contínuo na Obtenção de Aços com Características de Bake Hardenability.** SEMINÁRIO DE LAMINAÇÃO PROCESSOS E PRODUTOS LAMINADOS E REVESTIDOS DA ABM, 36, 1999, Belo Horizonte. p.307-314.

COTTRELL, A. H., BILBY, B. **Dislocation Theory of Yielding and Strain Aging of Iron**, Proc. Phys. Soc., 62 A, 49, 1949.

DIETER, G. E. **Mechanical Metallurgy.** 3ed. York: McGraw-Hill Book Company, 1986. 615p.

HUTCHINSON W. B. **Development and Control of Annealing Textures in Low-Carbon Steels.** International Metals Reviews. n°1, vol. 29, p. 25-42, 1984.

H.C., HWANG Y.S., **Effects of Phosphorus and Boron on the Mechanical Properties of High. Strength Sheet Steel**, China Steel Technical Report, no. 9, p.44-53,1995.

KANTOVISCHI, A.; *et al.* **Estudo de Envelhecimento de Aços Galvanizados por Imersão a Quente** – Produção de Aços BH180- Biblioteca On-line CSN. 6p

NAPOLITANO, R. E. **Measurement of ASTM Grain Size Number**, Materials Science & Engineering, Iowa State University

NIEMCZURA, Z.; *et al.* **Effect of Aging on the Subsequent Mechanical Behavior of a Bake-Hardening Ultra Low Carbon Steel.** Ispat Inland, Inc. 3001 E. Columbus Dr. East Chicago, IN 46312.

OKAMOTO, A., MIZUI, N. **Effect of Cooling Condition of Hot Coil on the Recrystallization Texture Development During Rapid Annealing**. Metallurgy Society, AIME, Technology of Continuously Annealed Cold-Rolled Sheet Steel. p.:139-149, 1985.

REED-HILL, R. E. **Princípios de Metalurgia Física**. 2 ed. Rio de Janeiro: Editora Guanabara Dois, 1982. 775p.

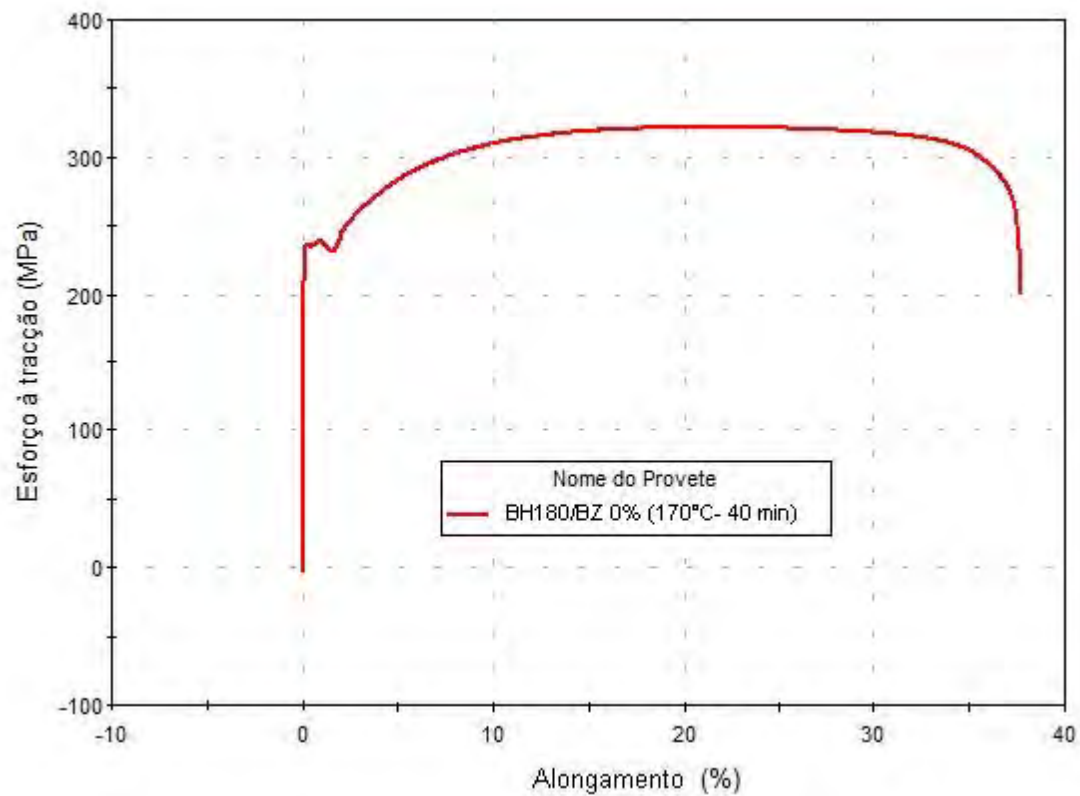
TANIKAWA, K.; *et al.* **Strain Aging Properties of Extra-low Carbon Bake Hardenable Cold Rolled Steel Sheets**. NKK Technical Review , N° 72,p.: 33-38, 1995.

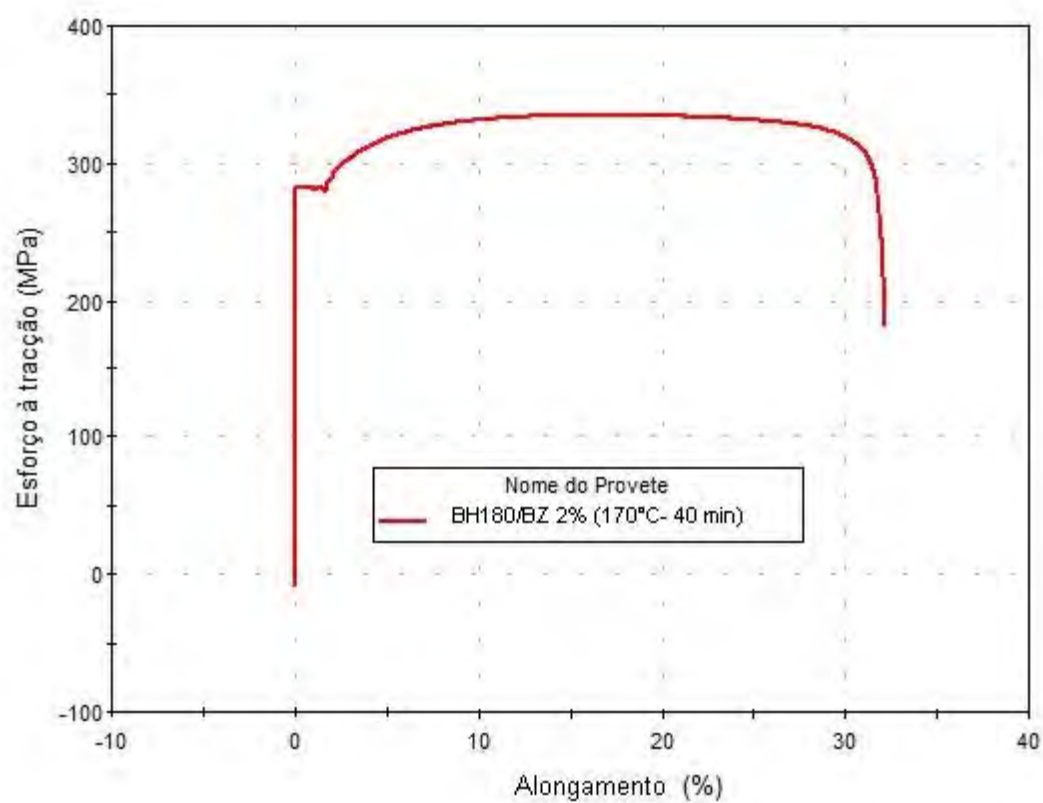
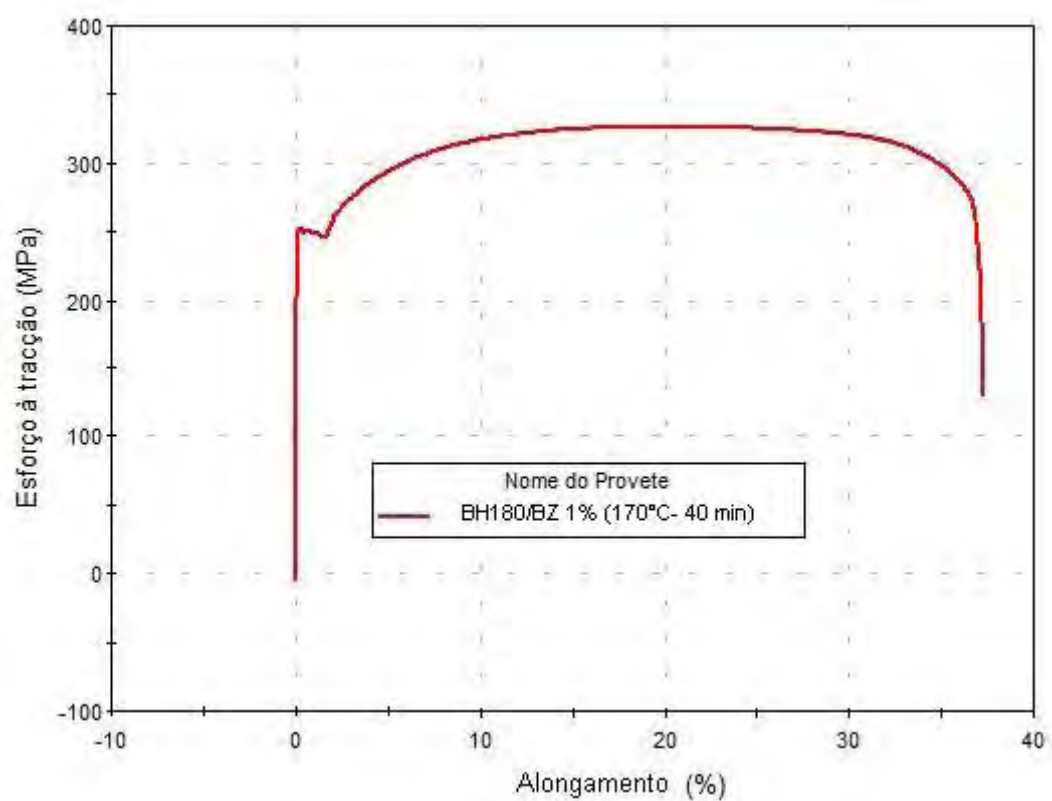
WANG, L. **Development and application of High-Strength Steel for Auto Outer Panel in Baosteel**, 2005. SAE World Congress Detroit. Michigan, april 11-14, 2005.

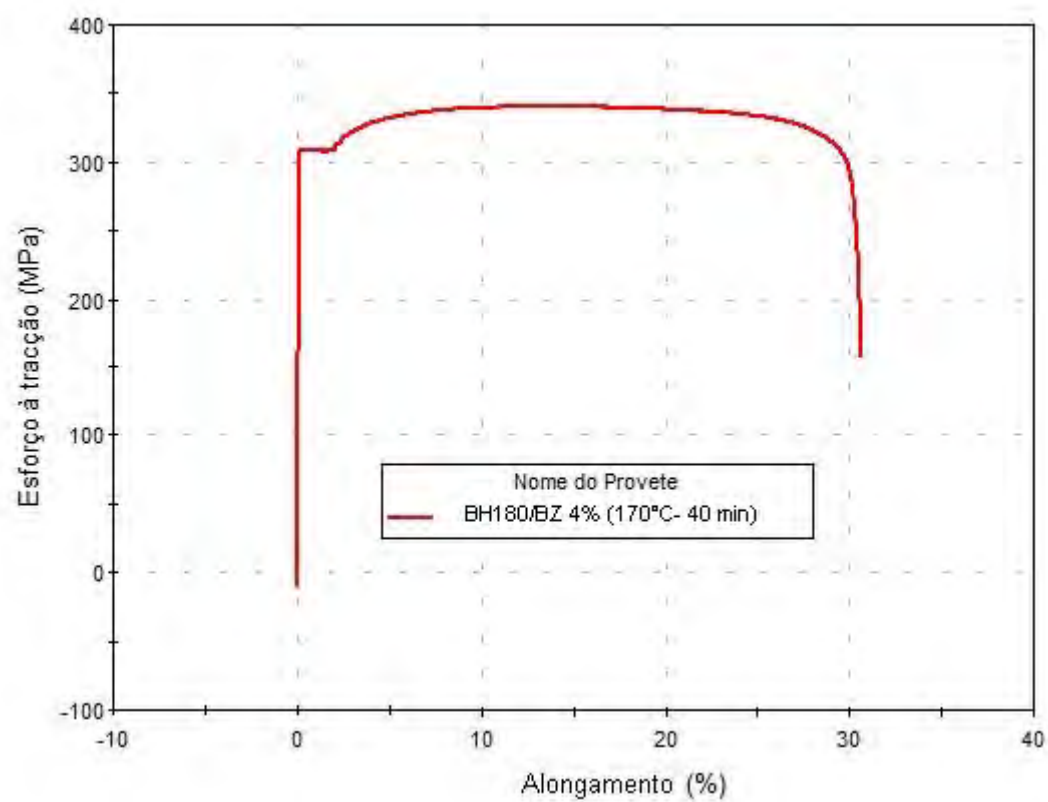
YASUHARA, E., SAKATA, K., KATO, T., HASHIMOTO, O. **Effect of Boron on the Resistance to Secondary Working Embrittlement in Extra-Low-C Cold – Rolled SteelSheet**. ISIJ International, V. 34, p. 99-107, 1994.

ANEXOS

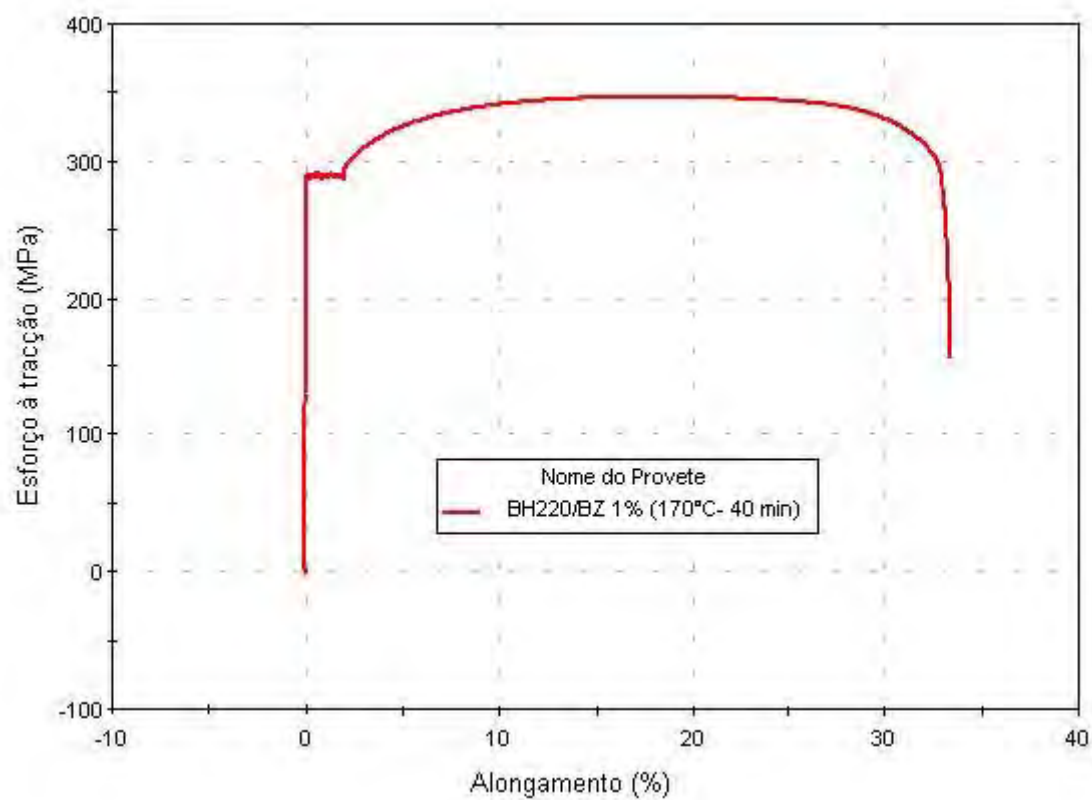
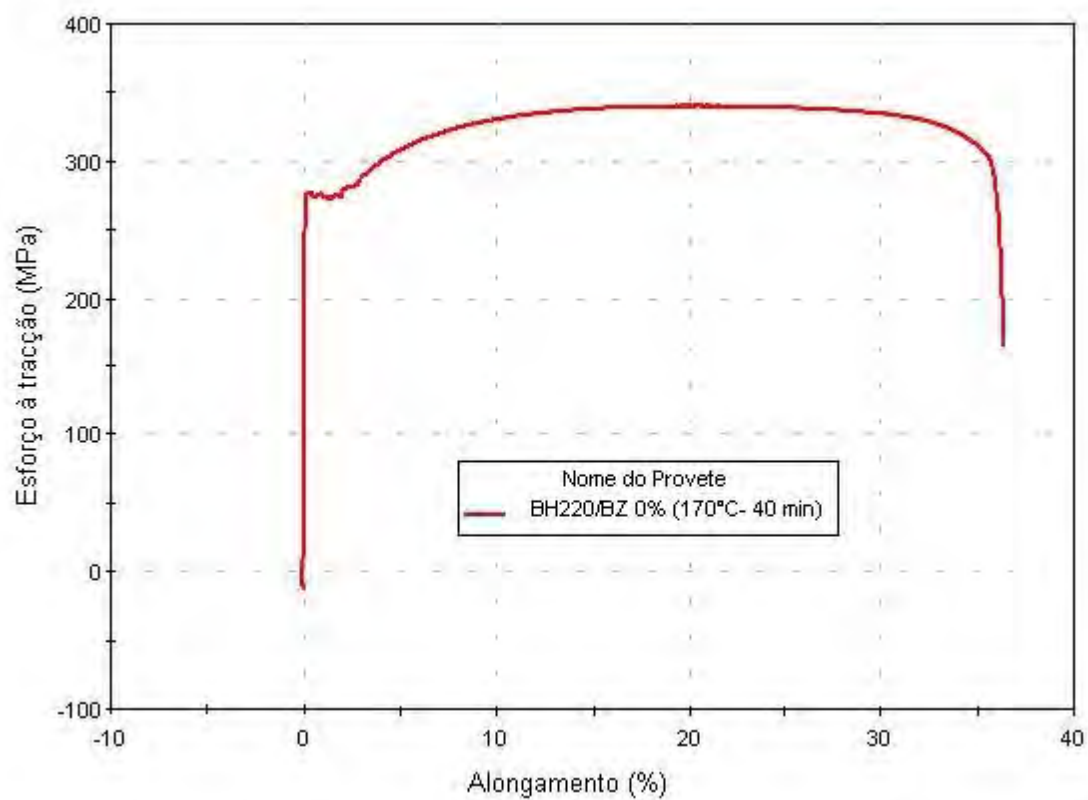
Curvas Tensão-deformação do aço BH180

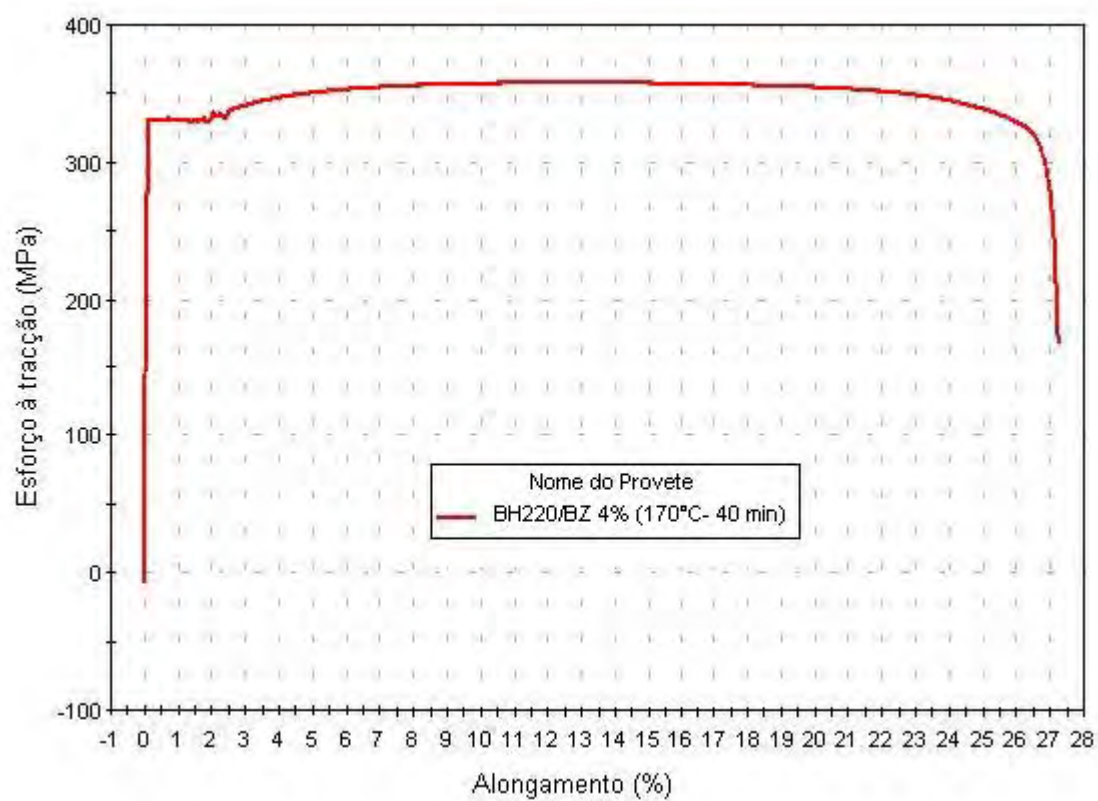
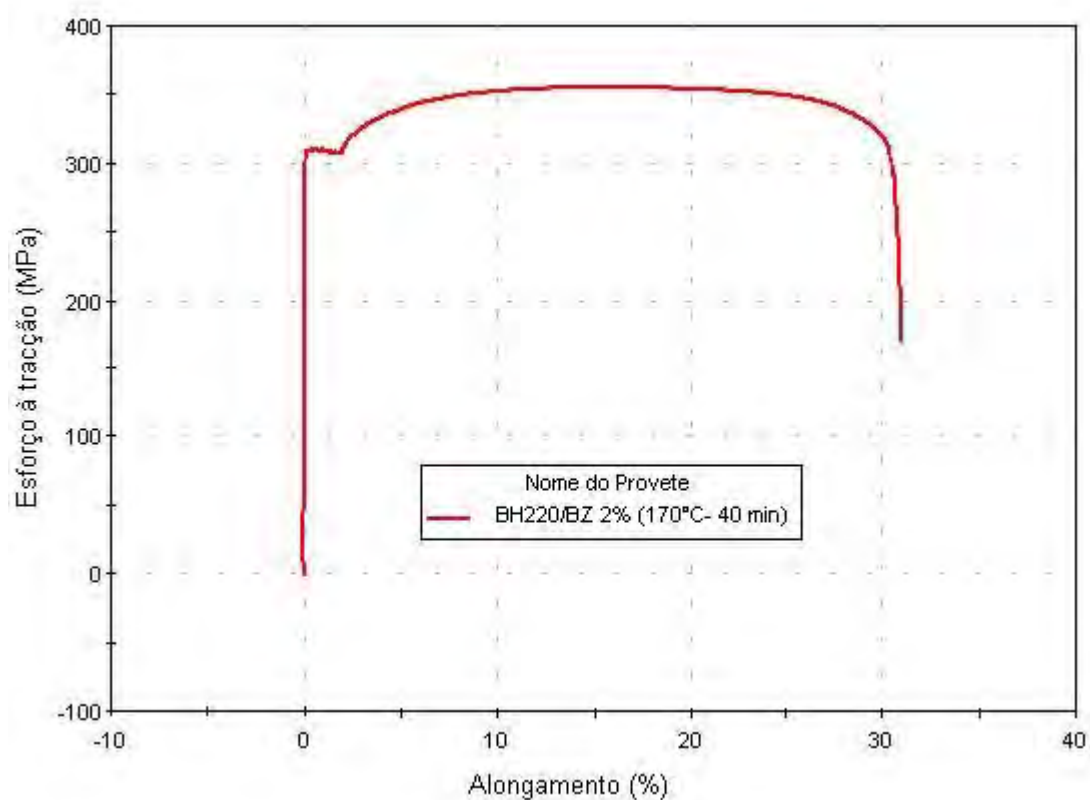


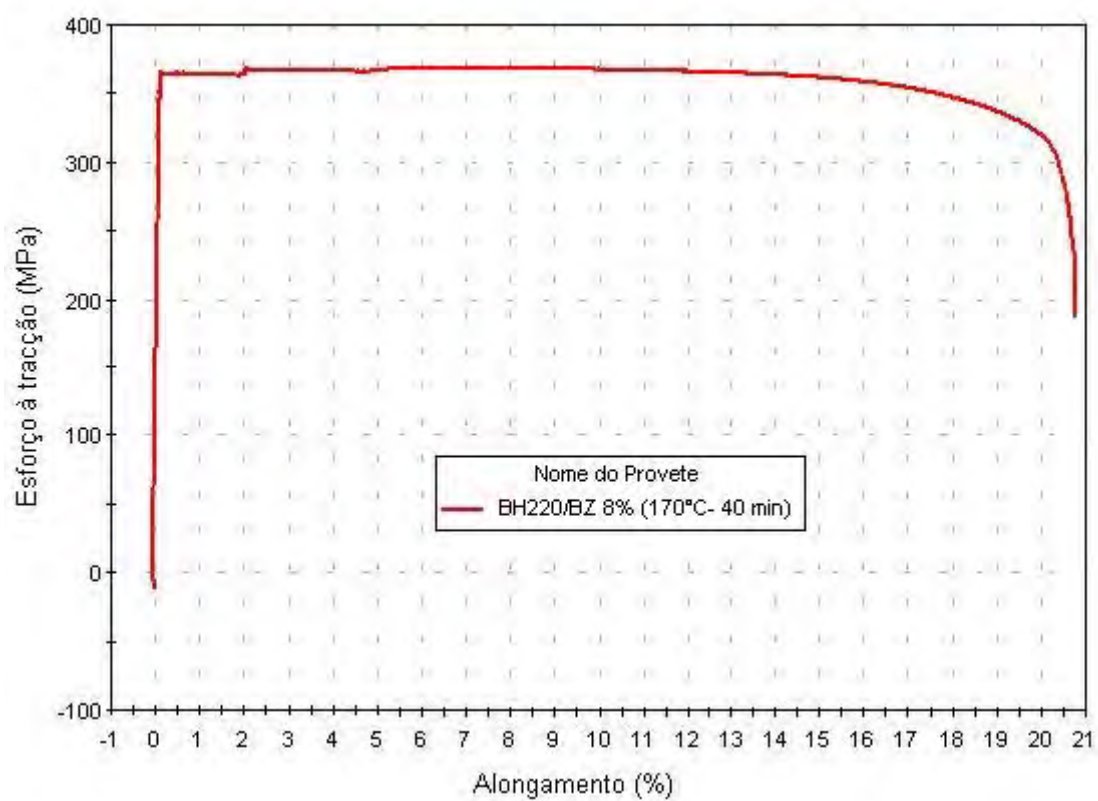




Curvas Tensão-deformação do aço BH220/BZ







ANEXO B

Resultados da simulação natural (envelhecimento)

AÇO	CP'S	LOCAL	T (°C)	TEMPO (min.)	TEMPO (h)	TEMPO (dia)	LE (MPa)	AL (%)
180 BH GI	CP 1	ESTUFA	40	10080	168	7	191	48
180 BH GI	CP 2	ESTUFA	40	10080	168	7	194	45
180 BH GI	CP 1	ESTUFA	40	20160	336	14	195	45
180 BH GI	CP 2	ESTUFA	40	20160	336	14	194	45
180 BH GI	CP 1	ESTUFA	40	30240	504	21	196	40
180 BH GI	CP 2	ESTUFA	40	30240	504	21	196	42
180 BH GI	CP 1	ESTUFA	40	40320	672	28	192	29
180 BH GI	CP 2	ESTUFA	40	40320	672	28	194	41
180 BH GI	CP 1	ESTUFA	40	50400	840	35	195	39
180 BH GI	CP 2	ESTUFA	40	50400	840	35	196	41
180 BH GI	CP 1	ESTUFA	40	60480	1008	42	198	37
180 BH GI	CP 2	ESTUFA	40	60480	1008	42	194	43
180 BH GI	CP 1	ESTUFA	40	70560	1176	49	197	41
180 BH GI	CP 2	ESTUFA	40	70560	1176	49	195	42
180 BH GI	CP 1	ESTUFA	40	80640	1344	56	192	40
180 BH GI	CP 2	ESTUFA	40	80640	1344	56	195	42
180 BH GI	CP 1	ESTUFA	40	90720	1512	63	194	40
180 BH GI	CP 2	ESTUFA	40	90720	1512	63	196	42
180 BH GI	CP 1	ESTUFA	40	100800	1680	70	191	40
180 BH GI	CP 2	ESTUFA	40	100800	1680	70	191	41
180 BH GI	CP 1	ESTUFA	40	110880	1848	77	199	41
180 BH GI	CP 2	ESTUFA	40	110880	1848	77	198	40
180 BH GI	CP 1	ESTUFA	40	120960	2016	84	197	33
180 BH GI	CP 2	ESTUFA	40	120960	2016	84	196	42
180 BH GI	CP 1	ESTUFA	40	141120	2352	98	196	41
180 BH GI	CP 2	ESTUFA	40	141120	2352	98	195	42
180 BH GI	CP 1	ESTUFA	40	161280	2688	112	192	43
180 BH GI	CP 2	ESTUFA	40	161280	2688	112	194	42
180 BH GI	CP 1	ESTUFA	40	181440	3024	126	193	43
180 BH GI	CP 2	ESTUFA	40	181440	3024	126	192	42
180 BH GI	CP 1	ESTUFA	40	201600	3360	140	197	41
180 BH GI	CP 2	ESTUFA	40	201600	3360	140	198	41
180 BH GI	CP 1	ESTUFA	40	221760	3696	154	197	38
180 BH GI	CP 2	ESTUFA	40	221760	3696	154	199	38
180 BH GI	CP 1	ESTUFA	40	241920	4032	168	195	39
180 BH GI	CP 2	ESTUFA	40	241920	4032	168	196	39
180 BH GI	CP 1	ESTUFA	40	262080	4368	182	194	42
180 BH GI	CP 2	ESTUFA	40	262080	4368	182	196	42
180 BH GI	CP 1	DEPOSITO	25	10080	168	7	191	48
180 BH GI	CP 2	DEPOSITO	25	10080	168	7	194	45
180 BH GI	CP 1	DEPOSITO	25	20160	336	14	193	44
180 BH GI	CP 2	DEPOSITO	25	20160	336	14	194	46

180 BH GI	CP 1	DEPOSITO	25	30240	504	21	196	40
180 BH GI	CP 2	DEPOSITO	25	30240	504	21	196	42
180 BH GI	CP 1	DEPOSITO	25	40320	672	28	202	33
180 BH GI	CP 2	DEPOSITO	25	40320	672	28	199	41
180 BH GI	CP 1	DEPOSITO	25	50400	840	35	196	44
180 BH GI	CP 2	DEPOSITO	25	50400	840	35	191	43
180 BH GI	CP 1	DEPOSITO	25	60480	1008	42	189	42
180 BH GI	CP 2	DEPOSITO	25	60480	1008	42	193	42
180 BH GI	CP 1	DEPOSITO	25	70560	1176	49	194	44
180 BH GI	CP 2	DEPOSITO	25	70560	1176	49	195	44
180 BH GI	CP 1	DEPOSITO	25	80640	1344	56	197	42
180 BH GI	CP 2	DEPOSITO	25	80640	1344	56	198	44
180 BH GI	CP 1	DEPOSITO	30	90720	1512	63	195	48
180 BH GI	CP 2	DEPOSITO	30	90720	1512	63	195	42
180 BH GI	CP 1	DEPOSITO	30	100800	1680	70	198	42
180 BH GI	CP 2	DEPOSITO	30	100800	1680	70	198	44
180 BH GI	CP 1	DEPOSITO	30	110880	1848	77	196	41
180 BH GI	CP 2	DEPOSITO	30	110880	1848	77	199	41
180 BH GI	CP 1	DEPOSITO	30	120960	2016	84	195	48
180 BH GI	CP 2	DEPOSITO	30	120960	2016	84	194	46
180 BH GI	CP 1	DEPOSITO	30	141120	2352	98	195	41
180 BH GI	CP 2	DEPOSITO	30	141120	2352	98	198	45
180 BH GI	CP 1	DEPOSITO	30	161280	2688	112	196	45
180 BH GI	CP 2	DEPOSITO	30	161280	2688	112	195	44
180 BH GI	CP 1	DEPOSITO	35	181440	3024	126	209	41
180 BH GI	CP 2	DEPOSITO	35	181440	3024	126	197	44
180 BH GI	CP 1	DEPOSITO	35	201600	3360	140	196	39
180 BH GI	CP 2	DEPOSITO	35	201600	3360	140	195	43
180 BH GI	CP 1	DEPOSITO	35	221760	3696	154	200	34
180 BH GI	CP 2	DEPOSITO	35	221760	3696	154	195	36
180 BH GI	CP 1	DEPOSITO	35	241920	4032	168	198	41
180 BH GI	CP 2	DEPOSITO	35	241920	4032	168	194	40
180 BH GI	CP 1	DEPOSITO	35	262080	4368	182	195	40
180 BH GI	CP 2	DEPOSITO	35	262080	4368	182	197	40

AÇO	CP'S	LOCAL	T (°C)	TEMPO (min.)	TEMPO (h)	TEMPO (dia)	LE (MPa)	AL (%)
220 BH GI	CP 1	ESTUFA	40	10080	168	7	229	34
220 BH GI	CP 2	ESTUFA	40	10080	168	7	228	39
220 BH GI	CP 1	ESTUFA	40	20160	336	14	229	37
220 BH GI	CP 2	ESTUFA	40	20160	336	14	232	36
220 BH GI	CP 1	ESTUFA	40	30240	504	21	229	36
220 BH GI	CP 2	ESTUFA	40	30240	504	21	232	37
220 BH GI	CP 1	ESTUFA	40	40320	672	28	228	39
220 BH GI	CP 2	ESTUFA	40	40320	672	28	227	36
220 BH GI	CP 1	ESTUFA	40	50400	840	35	232	35
220 BH GI	CP 2	ESTUFA	40	50400	840	35	231	36
220 BH GI	CP 1	ESTUFA	40	60480	1008	42	229	36
220 BH GI	CP 2	ESTUFA	40	60480	1008	42	225	36
220 BH GI	CP 1	ESTUFA	40	70560	1176	49	230	38
220 BH GI	CP 2	ESTUFA	40	70560	1176	49	231	36

220 BH GI	CP 1	ESTUFA	40	80640	1344	56	228	38
220 BH GI	CP 2	ESTUFA	40	80640	1344	56	230	36
220 BH GI	CP 1	ESTUFA	40	90720	1512	63	227	35
220 BH GI	CP 2	ESTUFA	40	90720	1512	63	229	34
220 BH GI	CP 1	ESTUFA	40	100800	1680	70	230	38
220 BH GI	CP 2	ESTUFA	40	100800	1680	70	228	39
220 BH GI	CP 1	ESTUFA	40	110880	1848	77	232	37
220 BH GI	CP 2	ESTUFA	40	110880	1848	77	229	37
220 BH GI	CP 1	ESTUFA	40	120960	2016	84	226	36
220 BH GI	CP 2	ESTUFA	40	120960	2016	84	233	29
220 BH GI	CP 1	ESTUFA	40	141120	2352	98	231	31
220 BH GI	CP 2	ESTUFA	40	141120	2352	98	227	35
220 BH GI	CP 1	ESTUFA	40	161280	2688	112	226	35
220 BH GI	CP 2	ESTUFA	40	161280	2688	112	229	36
220 BH GI	CP 1	ESTUFA	40	181440	3024	126	229	31
220 BH GI	CP 2	ESTUFA	40	181440	3024	126	229	34
220 BH GI	CP 1	ESTUFA	40	201600	3360	140	229	32
220 BH GI	CP 2	ESTUFA	40	201600	3360	140	231	30
220 BH GI	CP 1	ESTUFA	40	221760	3696	154	232	34
220 BH GI	CP 2	ESTUFA	40	221760	3696	154	231	36
220 BH GI	CP 1	ESTUFA	40	241920	4032	168	248	33
220 BH GI	CP 2	ESTUFA	40	241920	4032	168	248	32
220 BH GI	CP 1	ESTUFA	40	262080	4368	182	250	32
220 BH GI	CP 2	ESTUFA	40	262080	4368	182	250	32
220 BH GI	CP 1	DEPOSITO	25	10080	168	7	229	34
220 BH GI	CP 2	DEPOSITO	25	10080	168	7	228	39
220 BH GI	CP 1	DEPOSITO	25	20160	336	14	224	37
220 BH GI	CP 2	DEPOSITO	25	20160	336	14	230	37
220 BH GI	CP 1	DEPOSITO	25	30240	504	21	231	36
220 BH GI	CP 2	DEPOSITO	25	30240	504	21	226	36
220 BH GI	CP 1	DEPOSITO	25	40320	672	28	230	39
220 BH GI	CP 2	DEPOSITO	25	40320	672	28	229	41
220 BH GI	CP 1	DEPOSITO	25	50400	840	35	233	35
220 BH GI	CP 2	DEPOSITO	25	50400	840	35	232	37
220 BH GI	CP 1	DEPOSITO	25	60480	1008	42	228	40
220 BH GI	CP 2	DEPOSITO	25	60480	1008	42	230	37
220 BH GI	CP 1	DEPOSITO	25	70560	1176	49	232	36
220 BH GI	CP 2	DEPOSITO	25	70560	1176	49	229	36
220 BH GI	CP 1	DEPOSITO	25	80640	1344	56	227	35
220 BH GI	CP 2	DEPOSITO	25	80640	1344	56	230	36
220 BH GI	CP 1	DEPOSITO	30	90720	1512	63	232	37
220 BH GI	CP 2	DEPOSITO	30	90720	1512	63	228	40
220 BH GI	CP 1	DEPOSITO	30	100800	1680	70	229	35
220 BH GI	CP 2	DEPOSITO	30	100800	1680	70	231	37
220 BH GI	CP 1	DEPOSITO	30	110880	1848	77	232	37
220 BH GI	CP 2	DEPOSITO	30	110880	1848	77	228	37
220 BH GI	CP 1	DEPOSITO	30	120960	2016	84	233	35
220 BH GI	CP 2	DEPOSITO	30	120960	2016	84	228	33
220 BH GI	CP 1	DEPOSITO	30	141120	2352	98	229	35
220 BH GI	CP 2	DEPOSITO	30	141120	2352	98	229	37
220 BH GI	CP 1	DEPOSITO	30	161280	2688	112	228	36
220 BH GI	CP 2	DEPOSITO	30	161280	2688	112	230	35
220 BH GI	CP 1	DEPOSITO	35	181440	3024	126	232	37

220 BH GI	CP 2	DEPOSITO	35	181440	3024	126	228	37
220 BH GI	CP 1	DEPOSITO	35	201600	3360	140	230	31
220 BH GI	CP 2	DEPOSITO	35	201600	3360	140	229	31
220 BH GI	CP 1	DEPOSITO	35	221760	3696	154	231	36
220 BH GI	CP 2	DEPOSITO	35	221760	3696	154	230	34
220 BH GI	CP 1	DEPOSITO	35	241920	4032	168	229	36
220 BH GI	CP 2	DEPOSITO	35	241920	4032	168	232	37
220 BH GI	CP 1	DEPOSITO	35	262080	4368	182	230	34
220 BH GI	CP 2	DEPOSITO	35	262080	4368	182	231	37

Resultados da simulação artificial (envelhecimento)

AÇO	CP'S	LOCAL	T (°C)	TEMPO (min.)	LE (MPa)	AL (%)
180 BH GI	CP 1	ARTIFICIAL	100	30	196	44
180 BH GI	CP 2	ARTIFICIAL	100	30	195	43
180 BH GI	CP 1	ARTIFICIAL	100	60	192	41
180 BH GI	CP 2	ARTIFICIAL	100	60	192	42
180 BH GI	CP 1	ARTIFICIAL	100	120	196	43
180 BH GI	CP 2	ARTIFICIAL	100	120	194	40
180 BH GI	CP 1	ARTIFICIAL	100	180	197	41
180 BH GI	CP 2	ARTIFICIAL	100	180	192	40
180 BH GI	CP 1	ARTIFICIAL	100	240	193	40
180 BH GI	CP 2	ARTIFICIAL	100	240	194	40
180 BH GI	CP 1	ARTIFICIAL	100	360	196	41
180 BH GI	CP 2	ARTIFICIAL	100	360	196	42
AÇO	CP'S	LOCAL	T (°C)	TEMPO (min.)	LE (MPa)	AL (%)
220 BH GI	CP 1	ARTIFICIAL	100	30	224	36
220 BH GI	CP 2	ARTIFICIAL	100	30	224	39
220 BH GI	CP 1	ARTIFICIAL	100	60	224	39
220 BH GI	CP 2	ARTIFICIAL	100	60	223	39
220 BH GI	CP 1	ARTIFICIAL	100	120	230	37
220 BH GI	CP 2	ARTIFICIAL	100	120	228	38
220 BH GI	CP 1	ARTIFICIAL	100	180	224	36
220 BH GI	CP 2	ARTIFICIAL	100	180	226	36
220 BH GI	CP 1	ARTIFICIAL	100	240	229	36
220 BH GI	CP 2	ARTIFICIAL	100	240	230	35
220 BH GI	CP 1	ARTIFICIAL	100	360	229	39
220 BH GI	CP 2	ARTIFICIAL	100	360	228	39