

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE ALFENAS
CAMPUS DE POÇOS DE CALDAS**

SUHEIL KHALIL YACOUB JUNIOR

**AVALIAÇÃO DOS EFEITOS DA PRÉ-DEFORMAÇÃO E DO ENVELHECIMENTO
NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DE TRAÇÃO DE CHAPAS DE AÇO USI
BH180.**

**Poços de Caldas/MG
2022**

SUHEIL KHALIL YACOUB JUNIOR

**AVALIAÇÃO DOS EFEITOS DA PRÉ-DEFORMAÇÃO E DO ENVELHECIMENTO
NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DE TRAÇÃO DE CHAPAS DE AÇO USI
BH180.**

Dissertação apresentada com parte dos requisitos para obtenção do título de Mestre em Ciência e Engenharia de Materiais da Universidade Federal de Alfenas - Campus Poços de Caldas - MG. Área de concentração: Desenvolvimento, Caracterização e Aplicação de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Alfeu Saraiva Ramos

Poços de Caldas/MG

2022

Sistema de Bibliotecas da Universidade Federal de Alfenas
Biblioteca Campus Poços de Caldas

Yacoub Junior, Suheil Khalil.

Avaliação dos efeitos da pré-deformação e do envelhecimento nas propriedades mecânicas de tração de chapas de aço USI BH180. / Suheil Khalil Yacoub Junior. - Poços de Caldas, MG, 2022.

86 f. : il. -

Orientador(a): Alfeu Saraiva Ramos.

Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) -
Universidade Federal de Alfenas, Poços de Caldas, MG, 2022.

Bibliografia.

1. Caracterização. 2. Propriedades mecânicas. 3. Pré-deformação. 4. Envelhecimento acelerado. 5. Resultados. I. Ramos, Alfeu Saraiva, orient.
II. Título.

Ficha gerada automaticamente com dados fornecidos pelo autor.

SUHEIL KHALIL YACOB JUNIOR

AVALIAÇÃO DOS EFEITOS DA PRÉ-DEFORMAÇÃO E DO ENVELHECIMENTO NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DE TRAÇÃO DE CHAPAS DE AÇO USI BH180.

A Banca examinadora abaixo-assinada aprova a Dissertação apresentada como parte dos requisitos para a obtenção do título de Mestre em Ciência e Engenharia de Materiais pela Universidade Federal de Alfenas. Área de concentração: Ciência e Engenharia de Materiais.

Aprovada em: 27 de julho de 2022.

Prof. Dr. Alfeu Saraiva Ramos
Instituição: Universidade Federal de Alfenas

Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira
Instituição: Universidade Estadual Paulista Júlio de Mesquita Filho

Prof. Dr. Renato Chaves Souza
Instituição: Instituto Federal de São Paulo



Documento assinado eletronicamente por **Alfeu Saraiva Ramos, Professor do Magistério Superior**, em 27/07/2022, às 16:04, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



Documento assinado eletronicamente por **RENATO CHAVES SOUZA, Usuário Externo**, em 27/07/2022, às 16:45, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



Documento assinado eletronicamente por **Marcelo dos Santos Pereira, Usuário Externo**, em 28/07/2022, às 10:25, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



A autenticidade deste documento pode ser conferida no site https://sei.unifal-mg.edu.br/sei/controlador_externo.php?acao=documento_conferir&id_orgao_acesso_externo=0, informando o código verificador **0782876** e o código CRC **CBC549BC**.

Dedico esta dissertação a Deus por nortear minha vida, aos meu pais, senhor Suheil Khalil e senhora Rosely Maria, e aos meus avós, senhor Geraldo Rangel e senhora Ramona Rangel pelo exemplo, incentivo e carinho.

AGRADECIMENTOS

Gostaria de agradecer primeiramente a Deus, que me proporcionou força e discernimento para que eu pudesse cursar o mestrado e trabalhar na minha profissão ao mesmo tempo. Gostaria também de agradecer:

Ao meu orientador, professor Dr. Alfeu Saraiva Ramos, pela oportunidade de ser seu orientando e pela parceria e orientação que levaram ao resultado deste bom trabalho.

Aos meus gestores Tarcísio Tavorari e Michael Missura, pela oportunidade, pela confiança e pelo grande incentivo, que a mim foram dados, para que este sonho de mestrado pudesse se tornar uma realidade.

A minha namorada Bruna Ramos, pela parceria e incentivo para que a caminhada fosse mais leve e que os resultados fossem alcançados.

Ao Me. Denilson Zaidan pela grande ajuda nos experimentos práticos, na obtenção dos resultados e nas discussões técnicas.

Ao professor Dr. Nabil Chaia pela grande ajuda nos experimentos de caracterização, na obtenção dos resultados e nas discussões técnicas.

Gostaria de agradecer a USIMINAS, pela doação do material que foi estudado e caracterizado neste trabalho.

À empresa TSTECH do Brasil como um todo, pela oportunidade e incentivo.

À UNIFAL campus Poços De Caldas, como um todo, pela atenção dada a mim como aluno e pesquisador.

Ao DEMAR-EEL-USP, pela disponibilização dos equipamentos que tornaram as caracterizações microestruturais possíveis.

Ao IFSP campus São João da Boa Vista, pela disponibilização dos equipamentos que tornaram os testes mecânicos possíveis.

O presente trabalho foi realizado com apoio da Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior - Brasil (CAPES) - Código de Financiamento 001.

*“Cada descoberta nova da ciência é
uma porta nova pela qual encontro mais uma
vez Deus, o autor dela”.*

(EINSTEIN, Apud BODANIS, 2016, p. 40)

RESUMO

Aços Bake Hardening (BH) são amplamente estudados e aplicados na indústria automotiva, como uma excelente opção de equilíbrio entre conformabilidade, peso e resistência mecânica. Chapas de aço USI-BH 180 galvanizadas são utilizadas em operações de estampagem de tampas do porta-malas, capô e outras partes da estrutura metálica de veículos automotivos, as quais apresentam tensão de escoamento na faixa de 180 a 240 MPa, apresentam também resistência à tração na faixa de 300 a 360 MPa, um alongamento mínimo médio de 34%, e adquirem suas propriedades mecânicas finais após conformação mecânica e ciclo de pintura, onde o envelhecimento do aço é acelerado artificialmente. Assim, em adição aos trabalhos encontrados na literatura, a presente dissertação visou avaliar os efeitos da pré-deformação e do envelhecimento acelerado nas propriedades mecânicas de tração de chapas laminadas de aço USI-BH 180, variando-se a quantidade de redução de área (2% e 5%) e a temperatura nas faixas de 150°C, 170°C e 190°C, respectivamente. Corpos de prova foram confeccionados de acordo com a norma ASTM 8M. Para obtenção dos índices de anisotropia planar e normal, foram avaliadas as propriedades mecânicas de corpos de prova localizados no sentido de laminação, perpendicular à direção de laminação e 45° em relação ao sentido de laminação. Para relacionar com as propriedades mecânicas de tração, medidas de microdureza Vickers foram obtidas nas diferentes amostras. Informações microestruturais foram obtidas a partir de microscopia óptica, microscopia eletrônica de varredura e difratometria de raios X. Foi notado nos resultados de tração realizados após o envelhecimento acelerado, que o limite de escoamento apresentou aumento significativo para todas as amostras testadas, quando comparado aos resultados de tração realizados nos corpos de prova sem o envelhecimento acelerado. Foi constatado o acréscimo significativo para as medidas de dureza Vickers. Foram realizadas análises de caracterização microestrutural, através dos métodos de microscopia óptica e difração de raios x, onde obteve-se as informações necessárias para classificar o material como monofásico de matriz ferrita, bem como pôde-se analisar os mecanismos de fraturas existentes nas amostras rompidas, com o auxílio do método de microscopia eletrônica de varredura. Dessa forma, o desenvolvimento e resultados desse trabalho visa contribuir com o entendimento do efeito da pré-deformação e da etapa de envelhecimento acelerado do aço USI BH 180, bem como contribuir para o conhecimento da microestrutura do aço em questão. Por fim, o trabalho visa contribuir também com a indústria nacional no desenvolvimento de aços automotivos.

Palavras-chave: caracterização; propriedades mecânicas; pré-deformação; envelhecimento acelerado; resultados; contribuição.

ABSTRACT

Bake Hardening (BH) steels are widely studied and applied in the automotive industry, as an excellent choice for balancing formability, weight and mechanical strength. Galvanized USI-BH 180 steel sheets are used in stamping operations of trunk lids, hoods and other parts of the metallic structure of automotive vehicles, which have a yield strength in the range of 180 to 240 MPa, also have resistance to tensile strength in the range of 300 to 360 MPa, a minimum elongation of 34%, and acquire their final mechanical properties after mechanical forming and the painting cycle, where temperature accelerated aging occurs. Thus, in addition to the works found in the literature, the present dissertation aims to evaluate the effects of pre-strain and accelerated aging on the mechanical tensile properties of laminated USI-BH 180 steel sheets, varying the amount of area reduction (2% and 5%) at temperature between 150-200°C, respectively. Specimens will be made in accordance with ASTM 8M standard. To obtain the planar and normal anisotropy indices, the mechanical properties of specimens located in the rolling direction, perpendicular to the rolling direction and 45° in relation to the rolling direction will be evaluated. To relate to the mechanical tensile properties, the different samples will be obtained measurements of Vickers microhardness. Microstructural information will be obtained from optical microscopy, scanning electron microscopy, energy dispersive spectrometry and X-ray diffraction. It was noted in the tensile results performed after accelerated aging, that the yield strength showed a significant increase for all samples tested, when compared to the tensile results performed on the specimens without accelerated aging. A significant increase was observed for Vickers hardness measurements. Microstructural characterization analyzes were carried out, through optical microscopy and x-ray diffraction methods, where the necessary information was obtained to classify the material as single-phase of ferrite matrix, and it was possible to analyze the mechanisms of fractures existing in the ruptured samples, with the aid of the scanning electron microscopy method. Thus, the development and results of this work aim to contribute to the understanding of the effect pre-strain and accelerated aging step of US steel I BH 180, as well as contributing to the knowledge of the microstructure of the steel in question. Finally, the work also aims to contribute to the national industry in the development of automotive steel.

Keywords: characterization; mechanical properties; pre-deformation; aging; results; contribution.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Evolução de peso bruto veicular	21
Figura 2 - Classificação de aços usados na indústria automotiva com relação entre escoamento e ductibilidade	23
Figura 3 - Tipos de aços usados na automotiva com relação entre resistência e ductibilidade	24
Figura 4 - Exemplo de aplicação de aços - Carroceria Ford Focus	24
Figura 5 - Regulamentações a respeito de CO2 ao redor do mundo	26
Figura 6 - Divisão de peso de um sedan médio	27
Figura 7 - Divisão de aplicação de aços no Chevrolet Cruise	29
Figura 8 - Gráfico de Tempo versus Escoamento	31
Figura 9 - Exemplo de aplicação aços BH na indústria automotiva	32
Figura 10 - Esquemático de um teste padrão de definição do BH	33
Figura 11 - Ilustração do mecanismo do Bake Hardening	34
Figura 12 - Ilustração esquemática do aumento de limite de escoamento devido ao envelhecimento acelerado	35
Figura 13 - Esquema do modo de medição de Lankford	43
Figura 14 - Equação de cálculo do coeficiente de anisotropia	44
Figura 15 - Equações de cálculos da anisotropia planar e normal	44
Figura 16 - Fluxo simplificado das etapas	46
Figura 17 - Dimensões do corpo de Prova	47
Figura 18 - Corpos de Prova	47
Figura 19 - Máquina universal de ensaios - Instron 8801	48
Figura 20 - Corpo de Prova com deformação de 2%	48
Figura 21 - Forno mufla de alta temperatura, INTI FE-1700	49
Figura 22 - Microdurômetro Insize, ISH-TDV1000A	50
Figura 23 - Microscópio Olympus Bx41m LED	51
Figura 24 - MEV modelo TM3000, Hitachi	52
Figura 25 - Difratomia de raio x, modelo Empyrean, Panalytical	53
Figura 26 - Resultados dos testes de tração em corpos de prova sem tratamento	54
Figura 27 - Gráficos de resultados médios	55
Figura 28 - Resultados dos testes de tração em corpos de prova com pré-deformação de 2% e envelhecimento a 150°C por 20 minutos	55

Figura 29 - Resultados dos testes de tração em corpos de prova com pré-deformação de 2% e envelhecimento a 170°C por 20 minutos.....	56
Figura 30 - Resultados dos testes de tração em corpos de prova com pré-deformação de 2% e envelhecimento a 190°C por 20 minutos.....	56
Figura 31 - Gráficos de resultados médios, 2% e envelhecimento a 150°C por 20 minutos	57
Figura 32 - Gráficos de resultados médios, 2% e envelhecimento a 170°C por 20 minutos	58
Figura 33 - Gráficos de resultados médios, 2% e envelhecimento a 190°C por 20 minutos	58
Figura 34 - Resultados dos testes de tração em corpos de prova com pré-deformação de 5% e envelhecimento a 150°C por 20 minutos.....	59
Figura 35 - Resultados dos testes de tração em corpos de prova com pré-deformação de 5% e envelhecimento a 170°C por 20 minutos.....	59
Figura 36 - Resultados dos testes de tração em corpos de prova com pré-deformação de 5% e envelhecimento a 190°C por 20 minutos.....	59
Figura 37 - Gráfico de resultados médios, 5% e envelhecimento a 150°C por 20 minutos	61
Figura 38 - O gráfico de resultados médios, 5% e envelhecimento a 170°C por 20 minutos	61
Figura 39 - O gráfico de resultados médios, 5% e envelhecimento a 190°C por 20 minutos	62
Figura 40 - Imagem de Microscopia Óptica amostra sem pré-deformação e envelhecimento, sentido longitudinal	71
Figura 41 - Imagem de Microscopia Óptica amostra sem pré-deformação e envelhecimento, sentido transversal.....	72
Figura 42 - Imagem de Microscopia Óptica amostra sem pré-deformação e envelhecimento, sentido angular 45°	72
Figura 43 - Imagem de Microscopia Óptica amostra com pré-deformação de 2% e envelhecimento à 170°C por 20 minutos, sentido longitudinal	73
Figura 44 - Imagem de Microscopia Óptica amostra com pré-deformação de 2% e envelhecimento à 170°C por 20 minutos, sentido transversal.....	73
Figura 45 - Imagem de Microscopia Óptica amostra com pré-deformação de 2% e envelhecimento à 170°C por 20 minutos, sentido angular 45°	74

Figura 46 - Exemplo de cálculo do tamanho de grão, amostra natural longitudinal ..	75
Figura 47 - Imagem de Microscopia Eletrônica por Varredura com pré-deformação de 2% e envelhecimento à 170°C por 20 minutos, sentido longitudinal..	76
Figura 48 - Imagem de Microscopia Eletrônica por Varredura com pré-deformação de 2% e envelhecimento à 170°C por 20 minutos, sentido transversal	76
Figura 49 - Imagem de Microscopia Eletrônica por Varredura com pré-deformação de 2% e envelhecimento à 170°C por 20 minutos, sentido angular 45°	77
Figura 50 - Imagem de Microscopia Eletrônica por Varredura com pré-deformação de 5% e envelhecimento à 170°C por 20 minutos, sentido longitudinal.	77
Figura 51 - Imagem de Microscopia Eletrônica por Varredura com pré-deformação de 5% e envelhecimento à 170°C por 20 minutos, sentido transversal	78
Figura 52 - Imagem de Microscopia Eletrônica por Varredura com pré-deformação de 5% e envelhecimento à 170°C por 20 minutos, sentido angular 45°.	78

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Tipos de aços BH praticados no mercado brasileiro	17
Tabela 2 - Alguns tipos de aços BH, composição química	37
Tabela 3 - Alguns tipos de aços BH, propriedades mecânicas.....	37
Tabela 4 - Propriedades mecânicas Aço BH-180, via catálogo.....	45
Tabela 5 - Composição química Aço BH-180, via catálogo USIMINAS	46
Tabela 6 - Resultados médios dos testes de tração em corpos de prova sem tratamento.....	54
Tabela 7- Resultados médios dos testes de tração em corpos de prova com pré-deformação de 2% e envelhecimento a 150°C por 20 minutos.....	56
Tabela 8 - Resultados médios dos testes de tração em corpos de prova com pré-deformação de 2% e envelhecimento a 170°C por 20 minutos.....	57
Tabela 9 - Resultados médios dos testes de tração em corpos de prova com pré-deformação de 2% e envelhecimento a 190°C por 20 minutos.....	57
Tabela 10 - Resultados médios dos testes de tração em corpos de prova com pré-deformação de 5% e envelhecimento a 150°C por 20 minutos.....	60
Tabela 11 - Resultados médios dos testes de tração em corpos de prova com pré-deformação de 5% e envelhecimento a 170°C por 20 minutos.....	60
Tabela 12 - Resultados médios dos testes de tração em corpos de prova com pré-deformação de 5% e envelhecimento a 190°C por 20 minutos.....	60
Tabela 13 - Resultados médios dos testes relatados em porcentagem de ganho – Longitudinal	66
Tabela 14 - Resultados médios dos testes relatados em porcentagem de ganho – Transversal.....	67
Tabela 15 - Resultados médios dos testes relatados em porcentagem de ganho – diagonal	67
Tabela 16 - Resultados de anisotropia normal e planar	68
Tabela 17 - Resultados médios de microdureza Vickers.....	69

LISTA DE GRÁFICOS

Gráfico 1 - Evolução dos resultados médios para limite de escoamento (YP) e Resistência a Tração (TS), no sentido de corte longitudinal (Laminação)	62
Gráfico 2 - Evolução dos resultados médios para Alongamento (EL) no sentido de corte longitudinal (Laminação)	63
Gráfico 3 - Evolução dos resultados médios para limite de escoamento (YP) e Resistência a Tração (TS), no sentido de corte transversal	63
Gráfico 4 - Evolução dos resultados médios para Alongamento (EL) no sentido de corte transversal	64
Gráfico 5 - Evolução dos resultados médios para limite de escoamento (YP) e Resistência a Tração (TS), no sentido de corte angular	64
Gráfico 6 - Evolução dos resultados médios para Alongamento (EL) no sentido de corte angular	65
Gráfico 7 - Perfil de microdureza do material USI-BH 180	70
Gráfico 8 - Difratoograma da amostra de material in natura	79
Gráfico 9 - Difratoograma da amostra de material com 2% de pré deformação e envelhecimento de 170°C	80
Gráfico 10 - Difratoograma da amostra de material com 5% de pré deformação e envelhecimento de 170°C	80

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
IBGE	Instituto Brasileiro de Geografia e Estatística
UNIFAL	Universidade Federal de Alfenas
BH	Bake Hardening
IF	<i>Interstitial Free</i>
ARBL	Aço de Alta Resistência e Baixa Liga
MO	Microscopia Ótica
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
EDS	<i>Energy Dispersion Spectroscopy</i>
DRX	Difração de Raio X
ASTM	Sociedade Americana de Testes e Materiais
EPA	Agência de Proteção Ambiental
NHTSA	Administração Nacional de Segurança Rodoviária e de Trânsito
A-SP	Auto Steel Partnership
ULSAB	Ultra Light Steel Auto Body
HSS	Aços de Alta Resistência
AHSS	Aços Avançados de Alta Resistência
UHSS	Aços de Ultra Alta Resistência
HSLA	Alta Resistência, Baixa Liga
ULSAB-AVC	Ultra Light Steel Auto Body Advanced Vehicle Concept
DP	Aço bifásico
TRIP	Plasticidade Induzida por Transformação
CP	Fase Complexa
CMn	Carbono-Manganês
IS	Isotrópico
YS	<i>Yeld Point</i>
ppm	Partes por Milhão
MPa	Mega Pascal
LE	Limite De Escoamento
LR	Limite De Resistência
AL	Alongamento
Kgf	Quilograma Força

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	17
2	OBJETIVOS	19
2.1	OBJETIVOS GERAIS	19
2.2	OBJETIVOS ESPECÍFICOS	19
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	20
3.1	CONTEXTO HISTÓRICO	20
3.2.	O AÇO NA INDÚSTRIA AUTOMOTIVA	22
3.3	MEIO AMBIENTE, REDUÇÃO DE MASSA E PROPRIEDADE MECÂNICA... ..	25
3.4	O AÇO BH	29
3.4.1	Visão geral sobre o aço BH	29
3.4.2	O efeito Bake Hardening	32
3.4.3	Tratamento Térmico de Envelhecimento	35
3.5	FATORES QUE INFLUENCIAM O AÇO BH	37
3.5.1	Influência do Carbono e do Nitrogênio	38
3.5.2	Influência do Manganês	38
3.5.3	Influência do Fósforo	39
3.5.4	Influência do Silício	39
3.5.5	Influência do Nióbio	40
3.5.6	Influência do Titânio	40
3.5.7	Influência da pré-deformação de chapas de aço	40
3.5.8	Influência do tamanho de grão.	41
3.6	RESISTÊNCIA A INDENTAÇÃO	42
3.7	ANISOTROPIA	42
4	MATERIAIS E MÉTODOS	45
4.2	FLUXOGRAMA DE ETAPAS	46
4.3	PREPARAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA PARA OS ENSAIOS DE TRAÇÃO	47
4.4	ETAPA DE PRÉ-DEFORMAÇÃO	47
4.5	TRATAMENTO TÉRMICO POR ENVELHECIMENTO ACELERADO	49
4.6	ENSAIOS DE TRAÇÃO	49
4.7	ENSAIOS DE DUREZA VICKERS	50
4.8	CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL	50

4.8.1	Microscopia Ótica (MO)	51
4.8.2	Microscopia Eletrônica por Varredura (MEV)	51
4.8.3	Difração de Raios-X (DRX)	52
5	RESULTADOS E DISCUSSÕES	54
5.1	PROPRIEDADES MECÂNICAS ANTES DO ENVELHECIMENTO	54
5.2	PROPRIEDADES MECÂNICAS APÓS O ENVELHECIMENTO	55
5.2.1	Pré-deformação de 2% com posterior envelhecimento	55
5.2.2	Pré-deformação de 5% com posterior envelhecimento	58
5.2.3	Evolução gráfica dos resultados	62
5.3	ÍNDICE DE ANISOTROPIA	68
5.4	RESULTADO MICRODUREZA VICKERS	69
5.5	CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL	70
5.3.1	Microscopia Óptica (MO) - Resultados	71
5.3.2	Microscopia Eletrônica por Varredura (MEV) – Resultados	75
5.3.3	Difração de Raio X (DRX)	79
6	CONCLUSÃO	81
7	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	83
	REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA	84

1 INTRODUÇÃO

A segunda metade do século XX, principalmente após a crise do petróleo da década de 70, trouxe um rápido desenvolvimento da indústria automotiva onde conceitos de design, segurança veicular e economia passaram a ser de extrema importância. O período em questão trouxe também um forte desenvolvimento da indústria siderúrgica, especificamente para os aços de estampagem, que foram ano após ano sendo aperfeiçoados nos quesitos de composição química, estrutura cristalina, processamentos e tratamentos térmicos, o que possibilitou a criação dos mais variados tipos, para diversas aplicações de estampagem baixa, média e profunda de peças para veículos automotores. A quantidade de aços existentes e aplicados na indústria automotiva atualmente é de larga escala, e têm-se como exemplos os aços refosforados, microligados, Aço de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL), Bake Hardening (BH), livres de elementos intersticiais (IF) e os aços Avançados de Alta Resistência (AHSS), aplicados nas mais variadas peças de composição veicular, (FEKETE; HALL, 2017). A evolução das inovações tecnológicas dos aços pode ser notada na tabela 01.

Tabela 1 - Tipos de aços BH praticados no mercado brasileiro

Época	Inovação tecnológica
Década de 20	Material bobinado
Década de 30	Recozimento em caixa
Década de 50	Intensificação de uso de chapas finas laminada a frio
Década de 60	Utilização de aço carbono comum (aço doce e aço C-Mn)
Final da década de 70	Recozimento contínuo
Década de 80	Aços de alta resistência, aços microligados, aços refosforados, aços IF, aços BH

Fonte: (2012, p. 22).

Os aços BH são aços de baixo carbono semi estabilizados, com níveis de intersticiais geralmente controlados. São aços que apresentam adequadas propriedades mecânicas iniciais e uma boa estampabilidade, tem endurecimento

depois de deformados e apresentam melhoria na taxa de escoamento após serem submetidos a temperaturas de estufa de pintura, geralmente na faixa de 170°C com tempo superior a 20 minutos, o que é chamado de efeito Bake Hardening. Os aços BH são projetados para peças visíveis como porta, capô, porta traseira, teto, e estruturais como parte inferior da carroceria, ou seja, sua aplicação pode ser bastante ampla dependendo da necessidade da peça em questão, (DIAS *et al.*, 2011; PERELOMA; TIMOKHINA, 2017).

2 OBJETIVOS

2.1 OBJETIVOS GERAIS

O objetivo geral do presente trabalho é realizar a avaliação do efeito Bake Hardening no limite de escoamento de chapas do aço USI BH-180, envelhecidas artificialmente, simulando o processo de estufa de pintura automotiva.

2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

Para que se possa realizar uma análise efetiva, serão realizadas algumas etapas:

- a) Realizar a caracterização micro estrutural das chapas de aço laminadas a frio, como recebidas, com auxílio das técnicas MO, MEV e DRX.
- b) Realizar a confecção dos corpos de prova de secção retangular base norma ASTM 8M.
- c) Submeter os corpos de prova ao envelhecimento acelerado artificialmente, simulando ciclo térmico de pintura.
- d) Analisar e apresentar resultados de dureza, dos corpos de prova tratados termicamente, obtidos através do ensaio de micro dureza.
- e) Analisar e aprestar os resultados de propriedades mecânicas, obtidos através do ensaio mecânico de tração dos copos de prova tratados termicamente.
- f) Realizar a caracterização microestrutural dos corpos de prova tratados termicamente, com auxílio das técnicas MO, MEV e DRX.
- g) Apresentar os resultados dos testes bem como do estudo em questão ressaltando uma perspectiva de importância do uso do aço BH na indústria automotiva.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

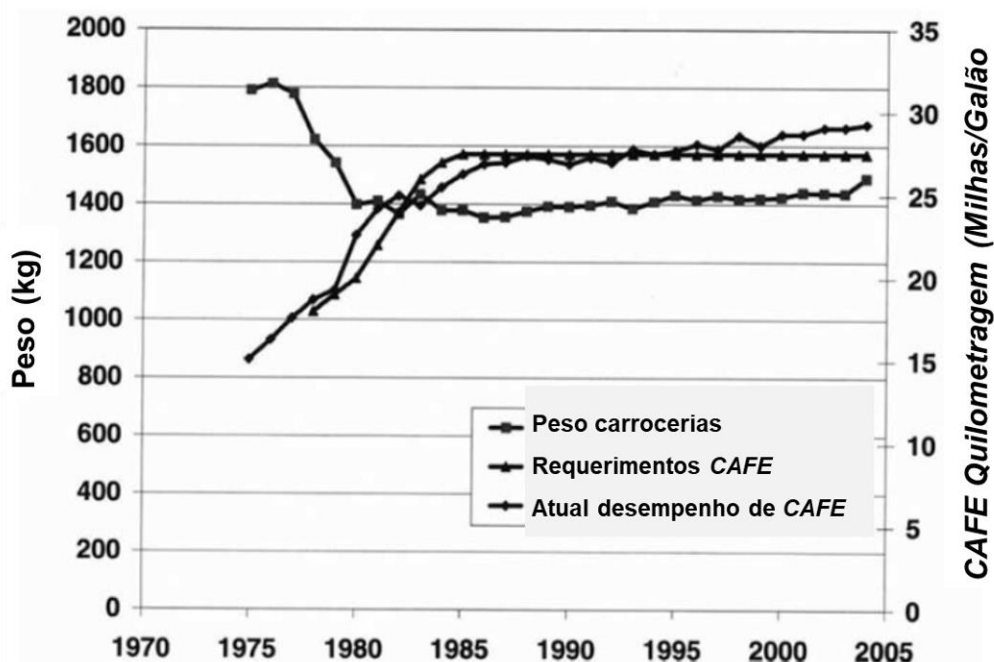
3.1 CONTEXTO HISTÓRICO

A segunda metade do século XX trouxe um rápido desenvolvimento da indústria do aço bem como da indústria automotiva, tendo início após a Segunda Guerra Mundial, onde as pressões populares por maior segurança veicular, bem como, por uma menor agressão ao meio ambiente levaram o governo americano a desenvolver programas específicos de estudo e regulamentação através de novas agências como a Agência de Proteção Ambiental (EPA) e Administração Nacional de Segurança Rodoviária e de Trânsito (NHTSA). Esses programas deram início a mudanças significativas, sendo uma das mais importantes, a melhoria nos requisitos estruturais dos veículos para absorção de energia em colisões frontais e laterais, o que gerou uma movimentação no mercado automotivo bem como no siderúrgico. (FEKETE; HALL, 2017).

Durante a crise do petróleo dos anos 70, houve um aumento significativo nos preços de combustível, com isso a indústria automotiva iniciou uma busca consistente para aumentar a eficiência de consumo dos veículos. Entre outros estudos realizados, as questões de melhoria na aerodinâmica e principalmente redução de massa dos veículos, se tornaram fundamentais (ARAUJO; NAVEIRO, ENEGEP, 1999).

Rapidamente, ficou claro para os engenheiros automotivos que essas novas demandas regulatórias e dos consumidores exigiram uma redução significativa da massa do veículo. A redução da massa resultou em maior economia de combustível, menores emissões do veículo e ajudou os engenheiros a atender os novos requisitos de segurança. Redução do tamanho do veículo e migração de estruturas da carroceria no quadro (BOF) para a integral da carroceria (BFI) foram duas das primeiras iniciativas usadas para realizar a redução de massa. A Fig. 01 demonstra as reduções de massa que foram alcançadas pelas montadoras, bem como a melhoria na economia de combustível que se seguiu (FEKETE; HALL, 2017).

Figura 1 - Evolução de peso bruto veicular



Fonte: Fekete; Hall (2017, p. 3).

O foco na redução de massa levou a uma demonstração de que a eficiência estrutural se torna possível quando a relação resistência-peso do material é estudada e melhorada. Um exemplo claro disso foi apresentado pela Chrysler Corporation no final dos anos 70, com a divulgação do “Chrysler XL”, um veículo desenvolvido com aplicação de aço de alta resistência e alumínio em sua estrutura metálica. Isso resultou em uma diminuição de peso de 286 Kg, não impactando no seu desempenho e qualidade, demonstrando o quão significativo e promissor era o uso dos aços de alta resistência (FEKETE; HALL, 2017).

Nos anos 80, a pressão pela busca contínua de eficiência dos veículos no que tange a economia de combustível dava força para o uso dos aços de alta resistência, porém estes aços apresentavam algumas dificuldades de fabricação e de acerto em propriedades mecânicas, abrindo espaço para estudos de aplicação de peças poliméricas no lugar de peças metálicas. Nesse período, houve um acordo entre as indústrias automotiva e siderúrgica, chamado de Auto Steel Partnership, onde o principal objetivo era desenvolver os aços de alta resistência, de forma a aumentar sua capacidade de ser produzido e usado (www.a-sp.org, 2020).

No final dos anos 90, um importante programa mundial foi lançado por 35 empresas siderúrgicas de 18 países para melhorar os aços usados na confecção de

peças de carroceria. O programa ULSAB (*Ultra Light Steel Auto Body*) concluiu um uso extensivo de aços de alta resistência, permitindo uma redução no peso de um sedan de quatro portas em 25% a um custo menor de 10%. (SHIMIT; IUNG, 2018).

Uma das maiores contribuições para o sucesso deste programa foi o desenvolvimento de um grupo de novos tipos de aços, denominados AHSS (Aços Avançados de Alta Resistência), com uma composição química particular e microestrutura multifásica obtida a partir de complexas operações de deformação plástica e transformações de fase, alcançando inéditos níveis de resistência mecânica e ductilidade. Esta família de aços consiste numa evolução dos aços chamados convencionais e dos aços HSLA (Alta resistência, baixa liga), onde princípios básicos de metalurgia física e metalurgia mecânica são aplicados: aumento na densidade de discordâncias, refino de tamanho de grão, átomos em solução sólida, precipitação de partículas finas de segunda fase, entre outros (KEELER; KIMCHI, 2017).

A evolução mais recente do conceito ULSAB é o ULSAB-AVC (*Ultra Light Steel Auto Body Advanced Vehicle Concept*). Este programa entregou uma melhora na eficiência e segurança dos passageiros, adicionando a isso a alta capacidade de produção do aço bem como um menor custo (GÁLAM; SAMEK, 2012).

3.2. O AÇO NA INDÚSTRIA AUTOMOTIVA

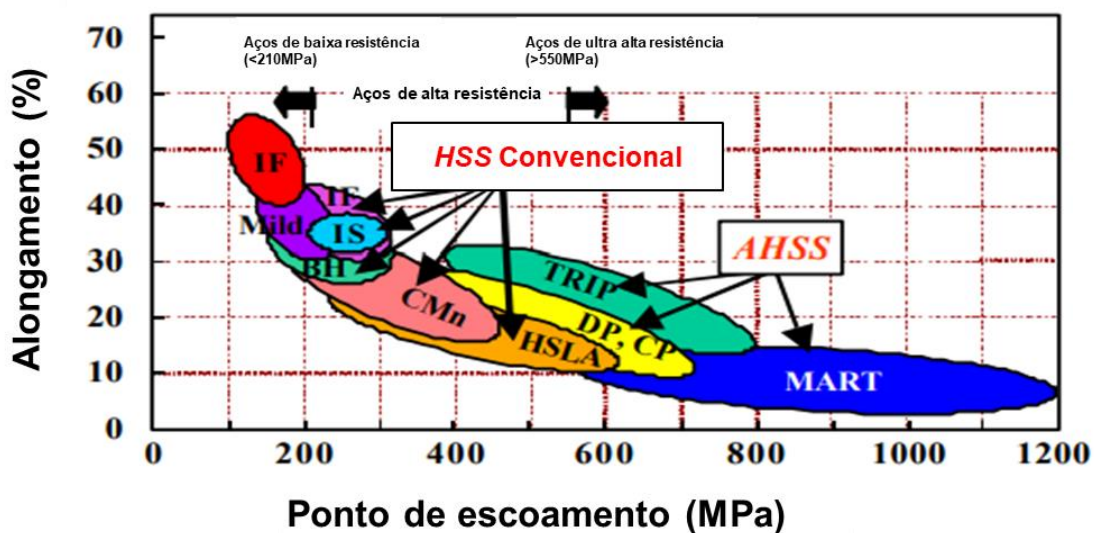
Há décadas o aço vem provando ser um efetivo e versátil material para aplicação na indústria automotiva. A evolução dos requisitos de segurança, durabilidade e economia guiaram os fabricantes de aço e engenheiro automotivos a trabalharem juntos e desenvolver novas classes com propriedades específicas para atingir os diversos requerimentos dos veículos (FEKETE; HALL, 2017).

Segundo Gálam e Samek (2012), no intuito de responder às demandas do setor automotivo, a indústria siderúrgica desenvolveu novos aços de alta resistência (HSS) e Aços Avançados de Alta Resistência (AHSS), com melhor equilíbrio entre propriedades mecânicas, peso e custo.

Aços de alta resistência (HSS) são definidos como aqueles aços com limite de escoamento entre 210 a 550 MPa; Aços de ultra alta resistência (UHSS) são definidos como aços com limite de escoamento superiores a 550 MPa. Os limites de escoamento dos aços avançados de alta resistência (AHSS) se sobrepõem à faixa

de forças entre o HSS e o UHSS, conforme demonstrado na Figura 02, (ULSAB-AVC, 2001).

Figura 2 - Classificação de aços usados na indústria automotiva com relação entre escoamento e ductibilidade

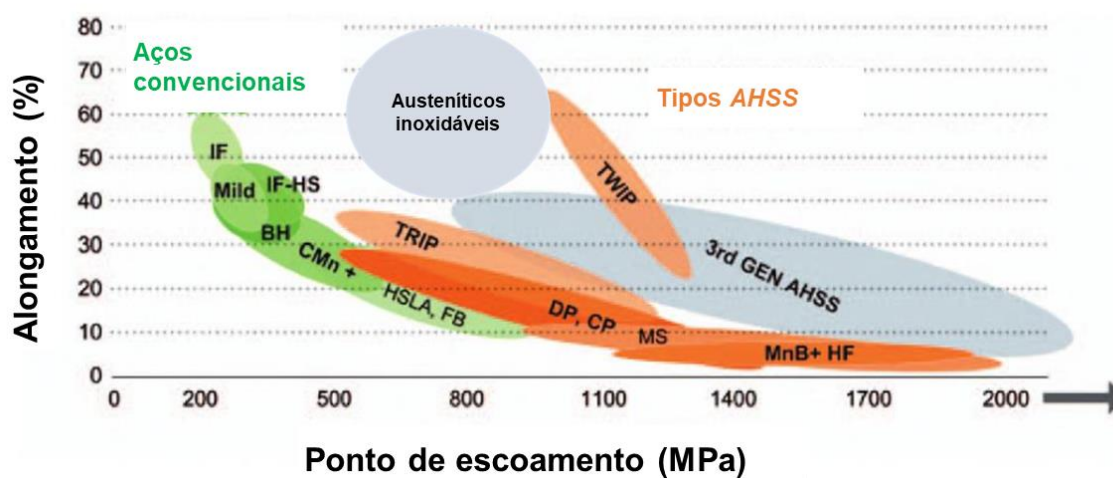


Fonte: ULSAB-AVC (2001, p. 2)

A família AHSS multifásica inclui o aço bifásico (DP), plasticidade induzida por transformação (TRIP) e fase complexa (CP). Os dados da Figura 02 mostram as forças e conformabilidade relativas (medidas pelo alongamento total) dos aços de resistência convencionais, como os aços leves e os aços livres de elementos intersticiais (IF); HSS convencional, como carbono-manganês (CMn), endurecido por temperatura (BH), isotrópico (IS), IF de alta resistência (IF), alta resistência, baixa liga (HSLA) e também mostra aços avançados de alta resistência (AHSS), como o aço bifásico (DP), plasticidade induzida por transformação (TRIP), fase complexa (CP) e aços de martensita (Mart), (ULSAB-AVC, 2001).

A variedade de grades de aços analisadas na Figura 03 demonstra a relação entre resistência e ductibilidade (FEKETE; HALL, 2017).

Figura 3 – Tipos de aços usados na automotiva com relação entre resistência e ductibilidade



Fonte: Fekete e Hall (2017, p. 20).

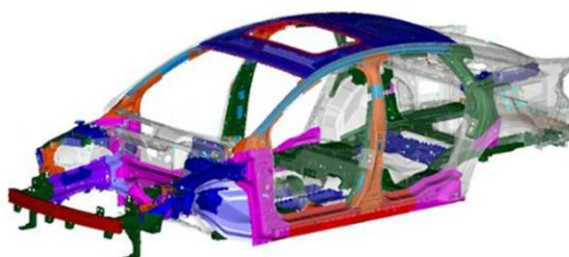
Ainda segundo Fekete e Hall (2017), através de um cuidadoso controle de propriedades químicas e de processos, o aço pode ser desenvolvido para aperfeiçoar desempenho nas mais variadas aplicações automotivas, conforme demonstrado na figura 04.

Figura 4 - Exemplo de aplicação de aços - Carroceria Ford Focus



Especificações dos materiais

- Mild Steel
- BH - HSLA (YS < 300)
- HSLA (YS > 300)
- DP 600
- DP 800
- DP 1000
- Boron - Martensitic



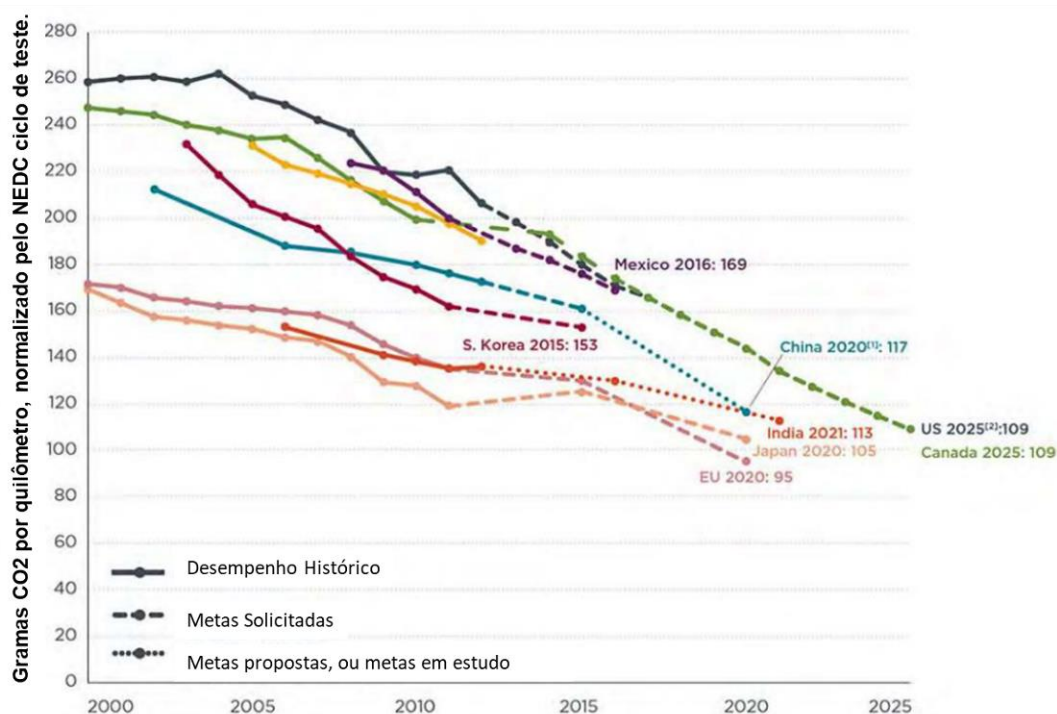
Fonte: (HEIMBUCH, 2009)

3.3 MEIO AMBIENTE, REDUÇÃO DE MASSA E PROPRIEDADES MECÂNICAS

À medida que as preocupações com o meio ambiente e as mudanças climáticas aumentam, a pressão está sendo aplicada em todos os setores para reduzir o efeito estufa produzida por nosso estilo de vida moderno. Portanto, a indústria automotiva está recebendo uma pressão crescente para reduzir seu impacto ambiental, mantendo a segurança e acessibilidade (AHSS APPLICATION GUIDELINES, 2017).

Novos padrões globais para segurança veicular, economia de combustível e emissões estão firmemente em vigor, com metas agressivas sendo negociadas para os próximos dez anos. Curiosamente, as regulamentações regionais que eram muito diferentes convergem entre 2020 e 2025, conforme mostrado em Figura 05. Os fabricantes de automóveis estão em busca de projetos e materiais avançados que os ajudem a atender a esses padrões rígidos, ao mesmo tempo em que possam ser fabricados. Os programas de veículos de hoje devem equilibrar desempenho, segurança, economia de combustível, acessibilidade e meio ambiente, ao mesmo tempo em que mantêm designs atraentes para os clientes. Projetos de aço inovadores devem alcançar aumentos significativos na resistência, enquanto se tornam mais finos para reduzir a massa do veículo (AHSS APPLICATION GUIDELINES, 2017).

Figura 5 - Regulamentações a respeito de CO2 ao redor do mundo



Fonte: Keeler (2017, p. 8).

Os projetistas de veículos enfrentam pressão para alcançar a necessidade de boa economia de combustível, padrões de segurança em colisões impostos pelos governos, para atender às rigorosas demandas dos consumidores. Dentre muitas possibilidades, a redução no peso do veículo provou ser uma excelente solução para o acima mencionado problema, junto com isso, o material também deve possuir as qualidades como boa conformabilidade, junção, soldabilidade e bom comportamento mecânico (SUTAR, 2016).

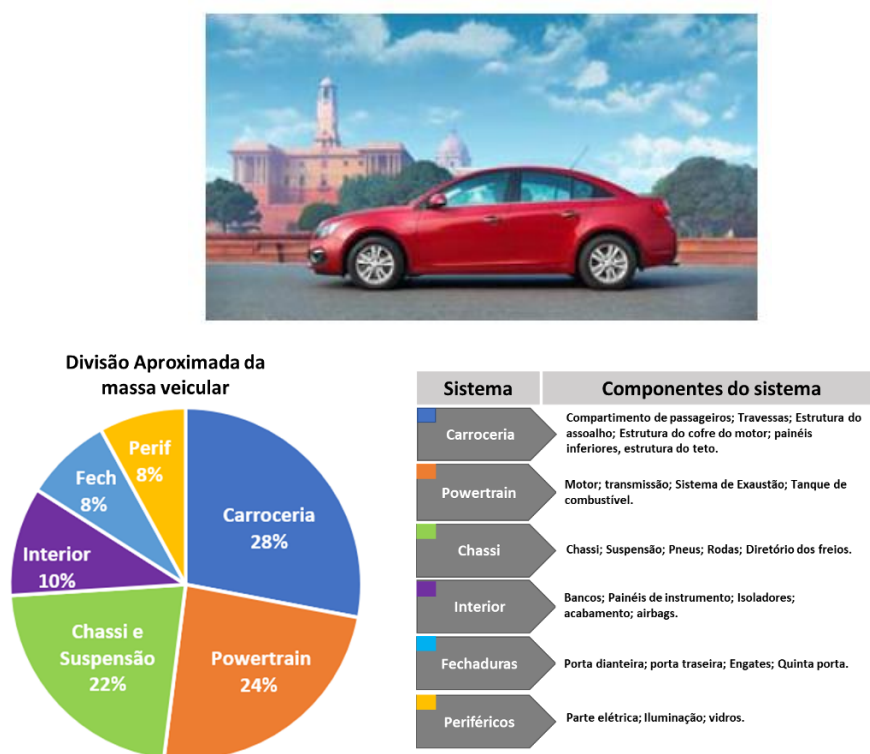
A porcentagem de aços de alta resistência usados em veículos leves em relação a outros materiais continua a crescer, e grande parte do crescimento foi alimentada por regulamentos de segurança e sistemas de classificação cada vez mais rigorosos. Os consumidores estão exigindo carros seguros, e os governos estão respondendo com novos testes e padrões. Os resultados dos testes de desempenho de segurança do veículo são, então, um forte incentivo que afeta as decisões de compra do consumidor (KEELER, 2017).

Os componentes do motor e da transmissão do veículo respondem por mais da metade da diminuição de necessidade de energia do mesmo. A aerodinâmica e a

resistência ao rolamento do pneu também são responsáveis por reduções significativas de energia; no entanto, a redução de massa é um contribuinte importante para a redução de energia, porque grandes diminuições na massa resultarão na redução do tamanho dos itens de powertrain do veículo (FEKETE; HALL, 2017).

Diversas áreas contribuem para a perda de necessidade de energia em automóveis, o exemplo de um típico sedã de tamanho médio é mostrado na Figura 06. Embora o tópico de itens móveis de carroceria do veículo seja o quinto na lista de perda de necessidade de energia em um sedã, ela chama muita atenção porque pode ter efeitos significativos em outras áreas, pois veículo mais leve requer um motor menor e freios para desempenho equivalente. Portanto, além de influenciar diretamente a economia de combustível, a massa do veículo tem um efeito de composição geral, onde ajudará a reduzir a massa também nessas áreas relacionadas. A redução de peso é claramente a maior área de impacto para melhorar a economia de combustível (HALL; FEKETE, 2017).

Figura 6 - Divisão de peso de um sedan médio



Fonte: Fekete e Hall (2017, p.13).

Os materiais em aplicações automotivas são selecionados para minimizar o peso, ao mesmo tempo em que atendem aos principais critérios, incluindo desempenho em colisões, rigidez e requisitos de formação. Diferentes tipos de AHSS ajudam as peças a atender às diversas demandas de desempenho em diferentes áreas do veículo, incluindo a zona de deformação e o compartimento do passageiro (TAMARELLI, 2011).

O AHSS foi desenvolvido em parte para lidar com a diminuição da conformabilidade com o aumento da resistência em aços convencionais. À medida que os aços se tornaram cada vez mais fortes, eles se tornaram cada vez mais difíceis de moldar em peças automotivas. AHSS, embora muito mais forte do que o aço convencional de baixa a alta resistência, também oferece alta capacidade de endurecimento por trabalho e endurecimento por tratamento térmico de recozimento que permitem maior conformabilidade e oportunidades para otimização de geometrias de peças (KEELER, 2017).

As funções exigidas nos automóveis nos últimos anos tornaram-se cada vez mais diversificadas. Além das funções essenciais de transporte e conforto, alta eficiência de combustível e controle de emissões do ponto de vista da proteção ambiental global e segurança e durabilidade como recursos amigáveis para as pessoas hoje em dia se tornaram indispensáveis (TAKASHI, 2004).

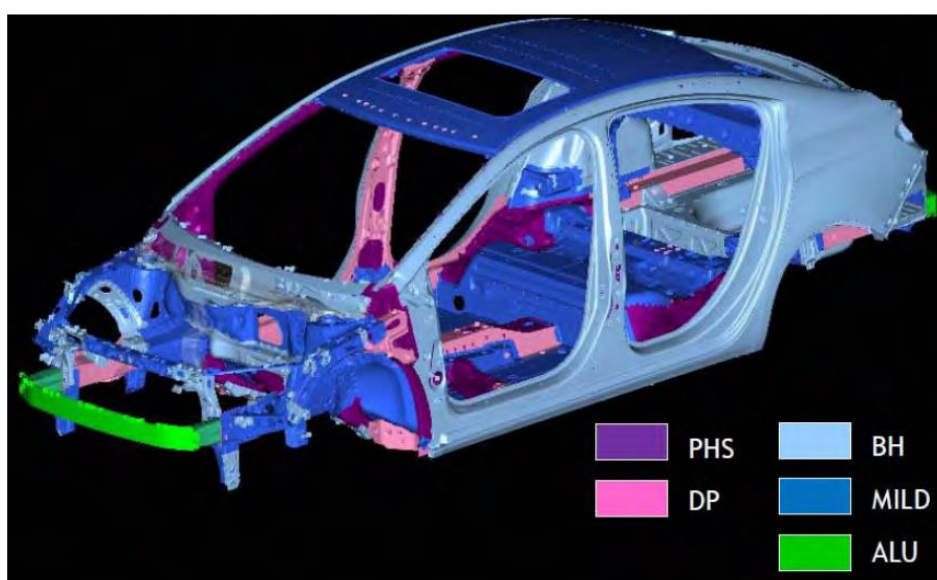
À medida que a segurança do carro, a economia de combustível e os padrões de desempenho aumentam, também aumenta a necessidade de materiais de aço novos e aprimorados. A indústria siderúrgica global atendeu a essa necessidade por meio do desenvolvimento de novos graus AHSS, cujas propriedades metalúrgicas exclusivas e recursos de processamento permitem que a indústria automotiva atenda aos requisitos, mantendo os custos baixos (TAMARELLI, 2011).

Os fabricantes continuam a adotar o AHSS para fornecer soluções de materiais acessíveis para seus requisitos funcionais e regulatórios. A seguir está um exemplo em que as montadoras atribuíram melhor desempenho e leveza devido ao uso desses aços notáveis (KEELER, 2017).

Em 2016, a nova geração do Chevrolet Cruze representou a mais nova entrada da General Motors no segmento de carros compactos de médio porte. Foi desenvolvido pela equipe global de P&D da GM, que deu ao Cruze um novo design clean e uma arquitetura totalmente nova. O objetivo da equipe era estabelecer novos padrões no segmento de economia de combustível, manuseio e tecnologia

inteligente. O novo formato de projeto foi levado para os modelos 2017, incluindo a nova versão *hatchback*, conforme figura 07. O objetivo da equipe de projeto era utilizar o máximo possível de aço de alta resistência. Setenta e dois por cento da carroceria do Cruze é composta por AHSS, aumentando a economia de combustível sem comprometer a segurança. Esses esforços, juntamente com a modificação do projeto de toda a estrutura, resultaram em uma redução de massa de 52 kg. Mesmo com essas medidas agressivas, a equipe não esgotou o potencial das capacidades de redução de massa do AHSS (KEELER, 2017).

Figura 7 - Divisão de aplicação de aços no Chevrolet Cruze



Fonte: Keeler (2017, p. 21).

3.4 O AÇO BH

3.4.1 Visão geral sobre o aço BH

No início da década 80 a indústria automobilística japonesa começou a utilizar, em painéis externos dos veículos, chapas de aço de baixo carbono que eram dúcteis na conformação mecânica, mas apresentavam acentuado aumento dos limites de escoamento e de resistência após tratamento de cura da pintura na linha

de produção (HALL; FEKETE, 2017).

O aço BH é essencialmente o resultado de um processo estático de envelhecimento causado pela difusão de carbono a 170°C, que afeta as propriedades mecânicas por três mecanismos: a migração de átomos de carbono entre os possíveis conjuntos de locais intersticiais (essa migração induzida por tensão), a segregação de carbonos por desacordo e a precipitação de carbonetos (SILVA; PEREIRA, 2014).

Os aços BH possuem uma microestrutura ferrítica básica e reforço em solução sólida. Uma característica exclusiva desses aços é a química e o processamento projetados para manter o carbono em solução durante a fabricação do aço e permitir que esse carbono saia da solução durante o processo de cura de pintura ou várias semanas à temperatura ambiente. Isso aumenta a resistência ao escoamento da peça moldada para aumentar a resistência ao amassado sem redução na conformabilidade. As aplicações comuns são painéis de carroceria externa de automóveis onde é necessária maior resistência a amassados (KEELER, 2017).

Estes aços apresentam uma conformabilidade muito boa antes do tratamento térmico e podem suportar estampagens moderadas e profundas, 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 o processo de pintura, exibem aumento considerável dessas propriedades, tornando a peça de espessura fina adequada ao uso e melhor resistência a indentação (OLIVEIRA *et al.*, 2008).

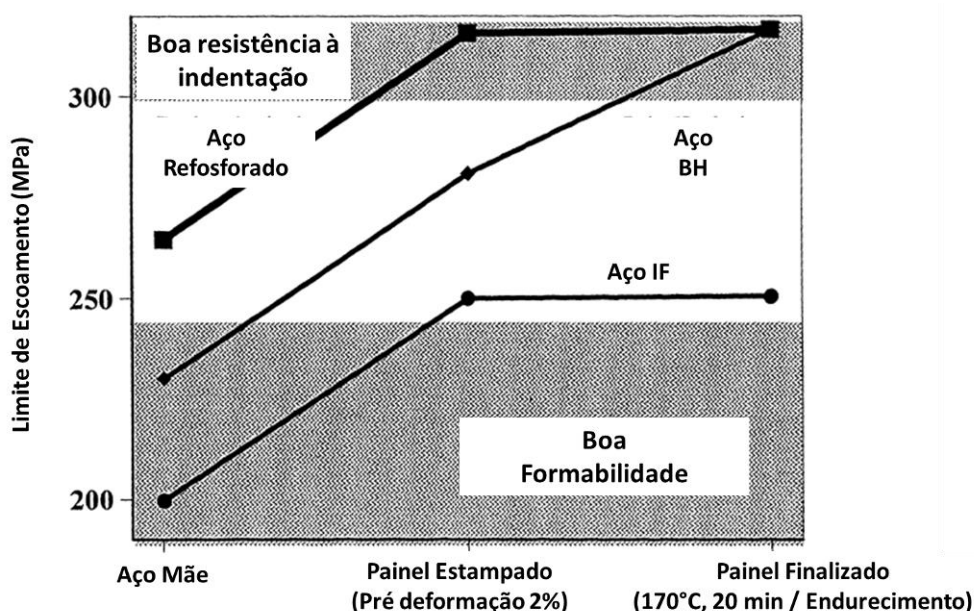
Embora possuam uma microestrutura ferrítica simples, o fortalecimento da solução sólida proporciona aos aços BH um aumento na resistência. Eles têm uma química mais complicada do que os aços leves ou IF e técnicas especiais são empregadas para manter o carbono em solução através do processamento até que seja liberado durante o cozimento. O procedimento de endurecimento por envelhecimento acelerado artificial aumenta o limite de escoamento (YS) dos aços BH, mantendo excelente conformabilidade. Os aços BH têm alta resistência e geralmente são selecionados para painéis de fechamento como portas, capôs e tampas traseiras (TAMARELLI, 2011).

Aços BH contêm tipicamente 20-30 ppm (em peso) de carbono total do soluto e uma certa quantidade desse soluto é intencionalmente mantida em insolução em

ferrita para resposta ao endurecimento por cozimento (BAKER, 2002).

O aumento de escoamento obtido nos aços BH é atribuído aos átomos intersticiais de soluto (carbono e nitrogênio) que migram e fixam nas discordâncias. Depois que o ancoramento ocorre, é necessário um aumento da tensão para deformações adicionais. Esse fenômeno é observado apenas após vários dias em temperatura ambiente, mas ocorrerá em minutos nas temperaturas de cura da pintura, conforme figura 08 (BAKER, 2002).

Figura 8 - Gráfico de Tempo versus Escoamento



Fonte: Baker (2002, p. 4).

Os painéis externos de automóveis, tais como porta, para-lama, capô e portamalas exigem alta resistência contra danos causados por impacto de pedras e pequenos objetos. Esta resistência à indentação e às formas complicadas destas peças também exigem materiais que ofereçam uma boa estampabilidade para peças de estampagem profunda. Essas exigências funcionais parecem representar um problema conflitante: enquanto se necessita produzir peças com alto limite de escoamento para resistir à indentação, para obter uma ótima qualidade superficial durante estampagem é necessário um limite de escoamento abaixo de 240 MPa (TAKAHASHI, 2003).

Os aços BH são projetados para peças visíveis como porta, capô, porta

traseira, asa dianteira, teto, e estruturais como parte inferior da carroceria, reforço, travessa, revestimento, como se pode observar na Figura 09 (ACCELOR MITAR, 2020).

Figura 9 - Exemplo de aplicação aços BH na indústria automotiva



Capô com CR180BH



Porta com CR240BH



Travessa frontal CR270BH

Fonte: Accelor Mitar (2020).

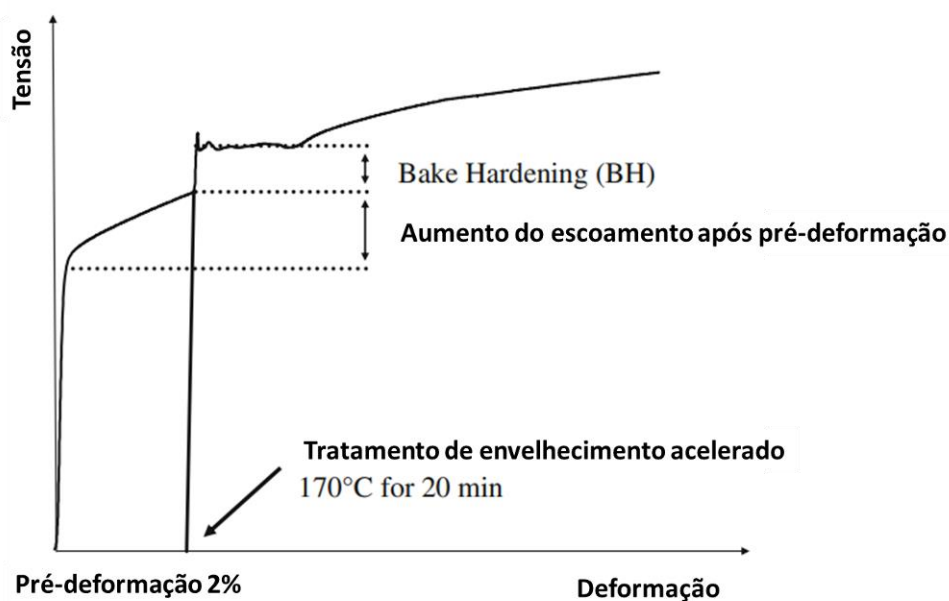
3.4.2 O efeito Bake Hardening

Os requisitos de aumento da resistência a indentação dos aços na indústria automotiva têm contribuído amplamente para o desenvolvimento de novos aços de ultrabaixo carbono (ULC) de endurecimento por tratamento térmico (BH). Esses aços inicialmente oferecem baixa resistência ao escoamento antes da moldagem, mas exibem uma maior resistência ao escoamento após a conformação (WH) e cura da pintura na fabricação automotiva (BH). Este fortalecimento é devido ao endurecimento por trabalho durante os processos de conformação e ao BH durante os processos de cura de pintura automotiva, Figura 10. O último fenômeno corresponde ao envelhecimento por deformação, que é a interação entre o carbono do soluto e as discordâncias (BALLARIN, 2002).

Os aços BH recentes apresentam inicialmente uma densidade de deslocamento relativamente baixa e um nível controlado de carbono em solução, de modo que o fenômeno de envelhecimento por deformação ocorre apenas durante o processo de cura da pintura. A difusão de carbono leva à formação de atmosferas de Cottrell e ao ancoramento de discordâncias. Se ocorrer deformação subsequente após estampagem e cozimento, o material exibe maior resistência ao escoamento, mas também o retorno de um ponto de escoamento acentuado durante os testes de

tração. Nesse caso, instabilidades na região plástica chamadas bandas Piobert-Lüders propagam-se ao longo da peça de teste. Isso corresponde à localização da deformação plástica, o que leva a um platô na resposta macroscópica tensão-deformação (BALLARIN, 2002).

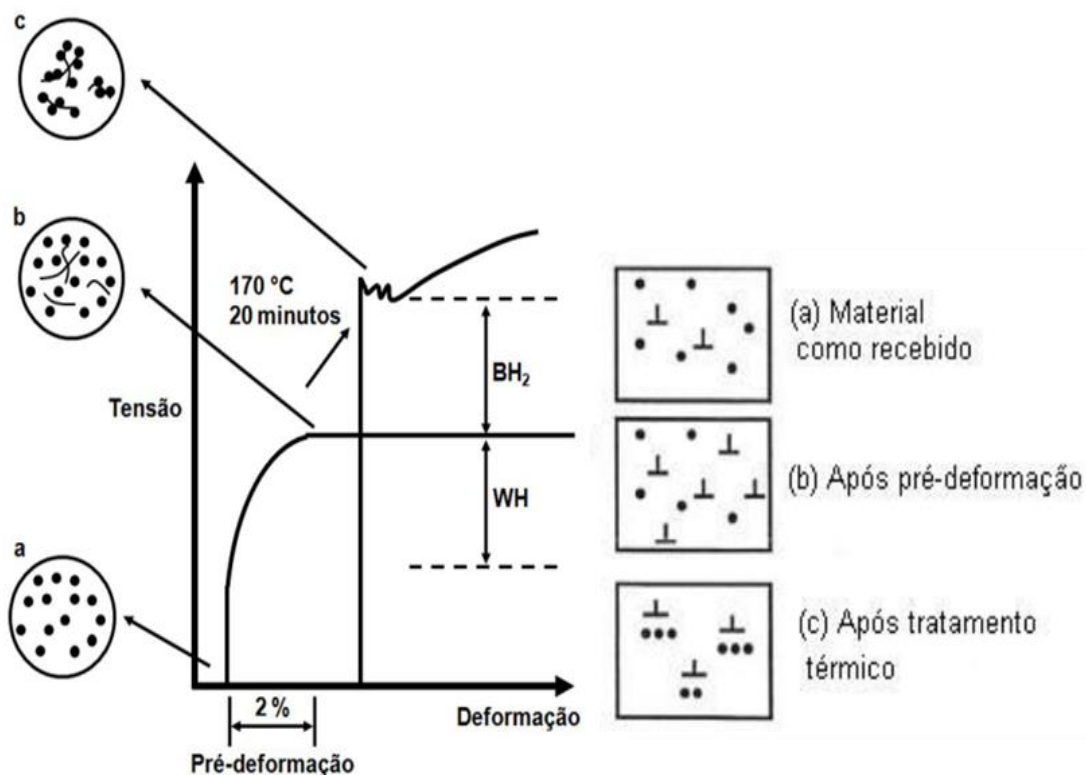
Figura 10 - Esquemático de um teste padrão de definição do BH



Fonte: Ballarin *et al.* (2002, p. 2).

O efeito BH pode ser definido como a diferença entre o limite de escoamento antes e após o tratamento térmico (ROBERTSON; HILDITCH; HODGSON, 2007). O mecanismo do efeito da cura por tratamento térmico (BH) em aços ultra baixo carbono e o envelhecimento após deformação é mostrado na Figura 11.

Figura 11 - Ilustração do mecanismo do Bake Hardening



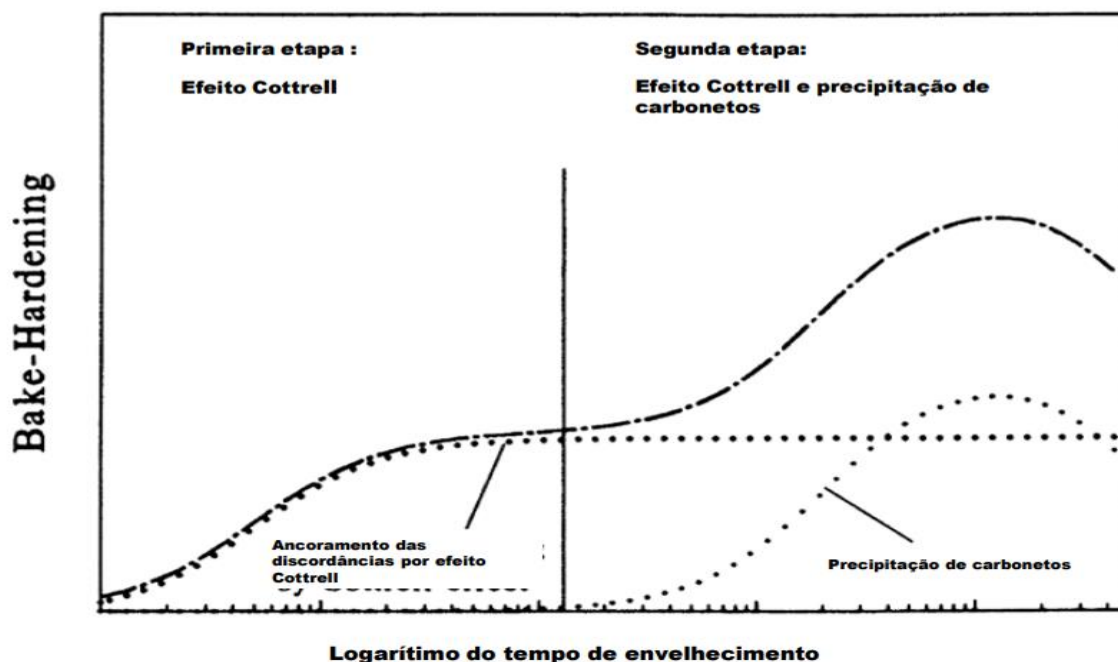
Fonte: Adaptado de Riteshi (2006, p. 3).

O efeito Bake Hardening pode então ser explicado em dois estágios: (1) a formação da atmosfera de Cottrell e (2) a formação de precipitados. Contudo, se a quantidade de carbono for muito baixa o segundo estágio não ocorre. Os dois estágios do efeito de cura da pintura podem ser brevemente resumidos como: durante a cura os átomos de carbono causam ancoramento das discordâncias formando assim a atmosfera de Cottrell. Quando o aço é carregado após a cura é necessário a aplicação de esforços muito superiores para que as discordâncias se movimentem para fora ou junto com a atmosfera. A seguinte liberação desses átomos de carbono dos interstícios é devido a ligação desses com outros elementos (como Nb ou Ti) formando precipitação de carbonetos. As etapas podem ser observadas na Figura 12 (ZHANG; FU; ZHANG; LIU; WEI; LI, 2008).

A primeira e a segunda etapa de envelhecimento após deformação observada para o aço Bake Hardening estudado se devem, respectivamente, o 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 12. Vale ressaltar que o aspecto mostrado 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 12 - Ilustração esquemática do aumento de limite de escoamento devido ao envelhecimento acelerado



Fonte: Elsen e Hougardy (1993, p. 5).

3.4.3 Tratamento Térmico de Envelhecimento

Como o efeito BH está diretamente relacionado à difusão de átomos de soluto intersticial, espera-se que a resposta ao envelhecimento acelerado dependa da temperatura aplicada e do tempo de envelhecimento, em uma faixa de temperatura, onde a recuperação da estrutura trabalhada a frio é mínima, a resistência aumenta a uma temperatura constante (DAS, 2012).

Em experiências com aço de baixo carbono (~ 0,03 wt%) de grau BH a diferentes temperaturas de envelhecimento, verificou-se que o início da segunda fase a 180°C ocorreu 20 minutos antes em comparação com os resultados a 150°C. A temperaturas de envelhecimento acelerado mais baixas (50-120°C), a primeira etapa de endurecimento teve uma dependência do tempo de envelhecimento. Contudo, a temperaturas mais elevadas (> 120°C), o primeiro passo é completado num período muito curto (ELSEN; HOUGAARDY, 1993).

O efeito Bake Hardening depende de três parâmetros, que são pré-deformação, temperatura de cura da pintura e tempo de cura da pintura. O efeito combinado destes parâmetros resulta no incremento do limite de escoamento, chamado de efeito BH. As normas e literaturas definem o efeito BH baseado no aumento do limite de escoamento após 2% de pré-deformação e aquecimento 170°C por 20 minutos (GHOSAL *et al.*, 2008).

3.4.4 Tipos de aço BH e composição química

Como mencionado anteriormente, o aço BH é utilizado principalmente na indústria automobilística em componentes como o capô, tampa de porta-malas, para-lamas, e demais peças que fazem parte da estrutura de carroceria do veículo, proporcionando boa resistência a indentação nas peças finais. Alguns tipos de aços BH praticados no mercado atual estão listados na Tabela 02 com composições químicas, bem como na tabela 03 com as propriedades mecânicas, demonstrando as classes existentes (USIMINAS, 2022).

Tabela 2 - Alguns tipos de aços BH, composição química

MATERIAL	C	Mn	Al	P	S	OUTROS
USI-BH 180	0,04 Max	0,70 Max	0,02 Min	≤0,06	0,03 Max	Si: 0,50 Max
USI-BH 220	0,06 Max	0,70 Max	0,02 Min	≤0,08	0,03 Max	Si: 0,50 Max
BHS 180				0,12	0,03 Max	Cu: 0,20 Max
BHS 210	0,12 Max	1,50 Max	-	Max		Ni: 0,20 Max
						Cr: 0,15 Max
						Mo: 0,06 Max
						V: 0,008 Max
						Nb: 0,008 Max

Fonte: Usiminas (2022, p. 23).

Tabela 3 - Alguns tipos de aços BH, propriedades mecânicas

MATERIAL	Direção	LE (MPa)	LR (MPa)	AI (%)	BH (MPa)
USI-BH 180	Transversal	180~240	300~360	34 Min	30 Min
USI-BH 220	Transversal	220~280	340~400	32 Min	25 Min
BHS 180	Longitudinal	180 Min	300 Min	30 Min	25 Min
BHS 210	Longitudinal	210 Min	320 Min	28 Min	25 Min

Fonte: Usiminas (2022, p. 23)

3.5 FATORES QUE INFLUENCIAM O AÇO BH

O comportamento de endurecimento por tratamento térmico do aço de carbono ultrabaixo, pode ser afetado por muitos parâmetros, como temperatura e tempo de tratamento, quantidade de nível de pré-tensão, quantidade suficiente de átomos de soluto, tamanho de grão, quantidade de discordância livre presente etc. Esses parâmetros podem ter um efeito na cinética da difusão de carbono e na densidade de deslocamento, entre outros fatores (SETH, 2014).

3.5.1 Influência do Carbono e do Nitrogênio

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

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

A explicação geral para essa maior dificuldade no movimento das discordâncias na presença de átomos em solução sólida está no fato de que o sistema formado pelo átomo localizado junto à discordância possui menor energia livre e, portanto, é mais estável, do que discordância e átomos em solução sólida separada. 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, 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 dissolução sólida na ferrita pela formação de nitrato de alumínio (AlN) ou nitreto de titânio (TiN), ao passo que para a estabilização ou remoção do carbono residual em solução sólida intersticial, são necessárias adições de titânio (Ti) e nióbio (Nb), (DIAS, 2011).

3.5.2 Influência do Manganês

A formação de regiões ricas de MnC 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).

Com o aumento da concentração de Mn em aços BH pode-se observar uma

diferença na intensidade da textura devido a uma mudança no plano de deslizamento, que passa de [111] para [115]. Isso pode ser explicado pelo fato de o Mn aumentar a solubilidade do C alterando assim a quantidade de carbono em solução sólida (WANG; ZHU; SHI; LI; LIU, 2011).

3.5.3 Influência do Fósforo

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

O fósforo aumenta o efeito BH devido ao fato que se segrega nos contornos de grãos, que são locais favoráveis para a precipitação do carbono. Menos quantidade de carbono segregando aos contornos dos grãos resulta num melhor soluto de carbono intragranular, e, portanto, maior fator de endurecimento. O fósforo também contribui para a redução dos tamanhos de grãos e tem a vantagem de não deteriorar a razão de deformação plástica e por isso, é utilizado principalmente como elemento de reforço do aço BH de alta resistência para estampagem profunda (SEAL, 2006).

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).

3.5.4 Influência 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 superior a 0,5% nos aços Bake Hardening para evitar a qualidade de superfície indesejável devido à formação SiO_2 , (KIM, 2003).

3.5.5 Influência do Nióbio

Aço BH de ultrabaixo carbono são frequentemente produzidos com a adição de nióbio, isso ocorre porque uma quantidade de carbono é necessária estar em solução sólida para ocorrer o efeito BH. As duas maneiras de ter carbono em solução sólida em um aço ultrabaixo carbono são deixar este elemento em solução durante a produção do aço pela adição de quantidades adequadas de elementos de liga para combinar com nitrogênio, enxofre e carbono, ou para combinar todos os interstícios inicialmente e depois redissolver alguns dos componentes durante o recozimento para colocar alguma quantidade de carbono em solução sólida. Ambos os métodos são melhores alcançados usando nióbio para combinar com carbono. Além disso, o nióbio nesses aços melhora a isotropia (BHATTACHARYA; FONSTEIN, 2010).

3.5.6 Influência do Titânio

Carbonitreto de titânio é uma partícula com temperatura inicial de dissolução excedendo a 950°C, que é mais alta do que a temperatura de recozimento de aços laminado a frio. Entretanto, o carbono ligado no carbosulfeto não pode contribuir para o efeito BH. Nesta conexão, no caso de uso de aços ligados com titânio e nióbio, o conteúdo de titânio deve ser limitado a um nível necessário somente para a total ligação do nitrogênio. Micros ligantes somente com titânio podem causar dificuldades relacionadas com a formação de carbonitreto, que causa uma inevitável perda de certa quantidade de carbono, com a diminuição da reprodutibilidade das propriedades finais do aço (efeito BH) através da diversidade da ação deste elemento (STOROZHEVA, 2001).

3.5.7 Influência da pré-deformação de chapas de aço

A maioria das peças de carrocerias automotivas passam por uma primeira etapa de endurecimento por deformação durante a operação de estampagem, antes do tratamento térmico de envelhecimento que acontece durante o ciclo de pintura da peça previamente conformada. Para simular esta etapa inicial de deformação, em

experimentos laboratoriais, o material é submetido a uma pré-deformação de tração à temperatura ambiente, sendo considerada de 2% para este propósito, (ELSEN; HOUGAARDY, 1993).

Durante a conformação, diferentes autopeças sofrem vários níveis de deformação. No entanto, o nível de deformação é normalmente baixo, normalmente 2 a 5% de pré-tensionamento, feito por teste de tração, e é usado para simular o efeito da pré-formação no BH. No entanto, na prática, o estado de deformação (tração, compressão, cisalhamento) dependerá da aplicação e da forma do componente. A quantidade de pré-tensionamento tem efeito direto na densidade do número de discordâncias, influenciando assim o BH para uma mesma composição de aço (TIMOKHIN, 2017).

Também deve ser notado que o efeito do endurecimento por trabalho de operações de conformação pode ser mais pronunciado do que o efeito do BH subsequente, para uma seção fabricada a partir de dois aços (AHSS) diferentes submetidos ao BH (DURRENBERGUER, 2011).

A aplicação do nível de pré-tensão afeta a mobilidade das discordâncias e a facilidade de promover a deformação plástica. Mediante o aumento da densidade de discordâncias em tais regiões, a partir de deformações adicionais gerados durante a pré-tensão, contribuem para a ocupação de átomos de soluto livres nas regiões de deformação plástica durante o tratamento térmico e, como resultado, a tensão de escoamento (YS) aumenta (SETH, 2014).

3.5.8 Influência do tamanho de grão

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

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

3.6 RESISTÊNCIA A INDENTAÇÃO

Nos projetos de painéis externos é importante considerar a rigidez da superfície bem como a resistência à indentação para estabelecer limites de desempenho. A indentação nos painéis externos pode ocorrer durante o manuseio e montagem nas plantas automotivas, mas é provavelmente mais percebido durante o uso normal do automóvel pelo comprador. Todos os painéis externos estão sujeitos a sofrerem indentação: capôs e porta malas durante o fechamento normal; portas, para-lamas dianteiros e traseiros que estão sujeitos às pequenas batidas das portas de outros veículos estacionados. Vários tipos de reforços foram adicionados para eliminar os problemas da indentação, mas são dispendiosos, além de aumentar o peso dos veículos e não podem ser adicionados em todas as áreas sujeitas a indentação, (MONTEIRO, 2012).

No início dos anos 90, a preocupação com estas questões tornou-se suficientemente grave que diversos fabricantes de automóveis passaram a considerar algum tipo de aço resistente a indentação para todos os painéis externos da carroceria (KOVCH, 1990).

A resistência à indentação é um atributo importante no projeto dos painéis externos automotivos e a capacidade de prever com precisão os requisitos de indentação dos painéis requer uma cuidadosa consideração das propriedades das chapas metálicas, incluindo alterações de propriedade a partir de processo de estampagem. O material geralmente sofre um significativo encruamento durante a conformação na prensa, e tem sua espessura levemente reduzida. Com o aumento da demanda por redução de peso, projetistas de veículos estão partindo cada vez mais para o uso de chapas mais finas de aço de alta resistência para aplicação nos painéis de cobertura, como: portas, capô, para-lama e porta-malas, com a expectativa de que sua maior resistência terá repercussão na espessura reduzida (ZENG, 2005).

3.7 ANISOTROPIA

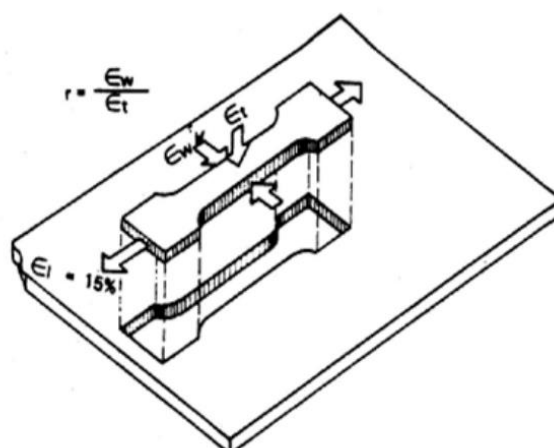
As propriedades mecânicas de um material trabalhado previamente podem variar conforme a direção em que se retira o corpo de prova para ensaio, conforme figura 13. A este fenômeno dá-se o nome de anisotropia e sua ocorrência surge

devido à orientação preferencial dos grãos no metal após uma deformação mecânica ou devido ao alinhamento de inclusões, vazios, segregações ou de uma segunda fase precipitada também por trabalho mecânico (MENEZES, 2015).

A estampabilidade é governada pela orientação cristalográfica da chapa de aço; quanto maior a intensidade dos planos cristalinos {111} normais à superfície da chapa de aço, melhor é a estampabilidade, que é governada pelo valor coeficiente de anisotropia r , sendo que, para os graus de estampagem profunda e extra profunda, são aproximadamente 1,8 e 2,0, respectivamente, (TAKAHASHI, 2003).

A estampabilidade é regida pela orientação dos cristais de uma chapa de aço e é avaliada pelo valor de Lankford, o coeficiente de anisotropia r obtido no teste de tração. Um alto coeficiente de anisotropia r ($r \geq 2,0$) é vantajoso para estampagem profunda, (MONTEIRO, 2012).

Figura 13 - Esquema do modo de medição de Lankford



Fonte: AMOROS (2019, p. 45).

O parâmetro r , aqui denominado fator de anisotropia, é definido como a razão entre a deformação verdadeira na largura e a deformação verdadeira na espessura, após o material ter sido deformado, conforme figura 14 (AMOROS, 2008).

Figura 14 - Equação de cálculo do coeficiente de anisotropia

$$r = \frac{\varepsilon_w}{\varepsilon_t} = \frac{\ln(w_f / w_0)}{\ln(t_f / t_0)}$$

Fonte: AMOROS (2008, p. 46).

Onde W_0 e t_0 e são a largura e espessura iniciais e Wf e tf são a largura e espessura finais, respectivamente.

Conforme visto na figura 13, O corpo de prova deve ser retirado em várias direções em relação à direção de laminação: 0°, 45° e 90°. Destes ensaios retiram-se os valores de R_0 , R_{45} e R_{90} e A variação de R dentro do plano da chapa é chamada de anisotropia planar, dada pela equação de ΔR , disposta na figura 15.

A principal maneira de determinação de R é na direção normal à superfície da chapa laminada. O valor de \bar{R} é denominado anisotropia normal ou média e é dado pela expressão disposta na figura 15.

Figura 15 - Equações de cálculos da anisotropia planar e normal

$$\Delta R = \frac{R_0 + R_{90} - 2R_{45}}{2}$$

$$\bar{R} = \frac{R_0 + R_{90} + 2R_{45}}{4}$$

Fonte: MENEZES (2015, p. 4).

Se o material independe das direções de medida dentro da chapa, este é chamado isotrópico e o coeficiente r tem valor 1. Para $r > 1$ ocorre uma resistência ao afinamento da chapa e, portanto, uma alta resistência da tensão biaxial. Para $r < 1$ a tendência é o afinamento da chapa. Nos materiais para estampagem profunda, por exemplo, um alto valor de anisotropia normal é desejado, bem como valores baixos para a anisotropia planar, porque proporcionam maior resistência ao afinamento da chapa, (MENEZES, 2015).

4 MATERIAIS E MÉTODOS

A natureza da pesquisa em questão será aplicada, visto que o material a ser estudado é de uso constante em indústria automotiva, e os resultados poderão ser aplicados em projetos atuais e futuros. A abordagem é tanto qualitativa, buscando uma base em estudos já realizados anteriormente em materiais similares e equivalentes, quanto quantitativa, analisando resultados de experimentos práticos a serem realizados em escala experimental em laboratórios, usando os corpos de prova retirados de chapas do aço USI-BH 180.

4.1 MATERIAIS

Neste trabalho, foram usadas chapas de aço USI-BH 180, laminadas a frio, doadas pela empresa USIMINAS SA, localizada em Ipatinga MG. As chapas têm dimensões de 1 m (na direção longitudinal) por 0,50 m (na direção transversal à laminação), com espessura de 1 mm. As chapas não possuem revestimento. As propriedades mecânicas do aço BH-180 se encontram na Tabela 4, enquanto a composição química se encontra na Tabela 5.

Tabela 4 - Propriedades mecânicas Aço BH-180, via catálogo

MATERIAL	Direção	LE (MPa)	LR (MPa)	AI (%)	BH (MPa)
USI-BH 180	Transversal	180~240	300~360	34 Min	30 Min

Fonte: Usiminas (2022, p. 26).

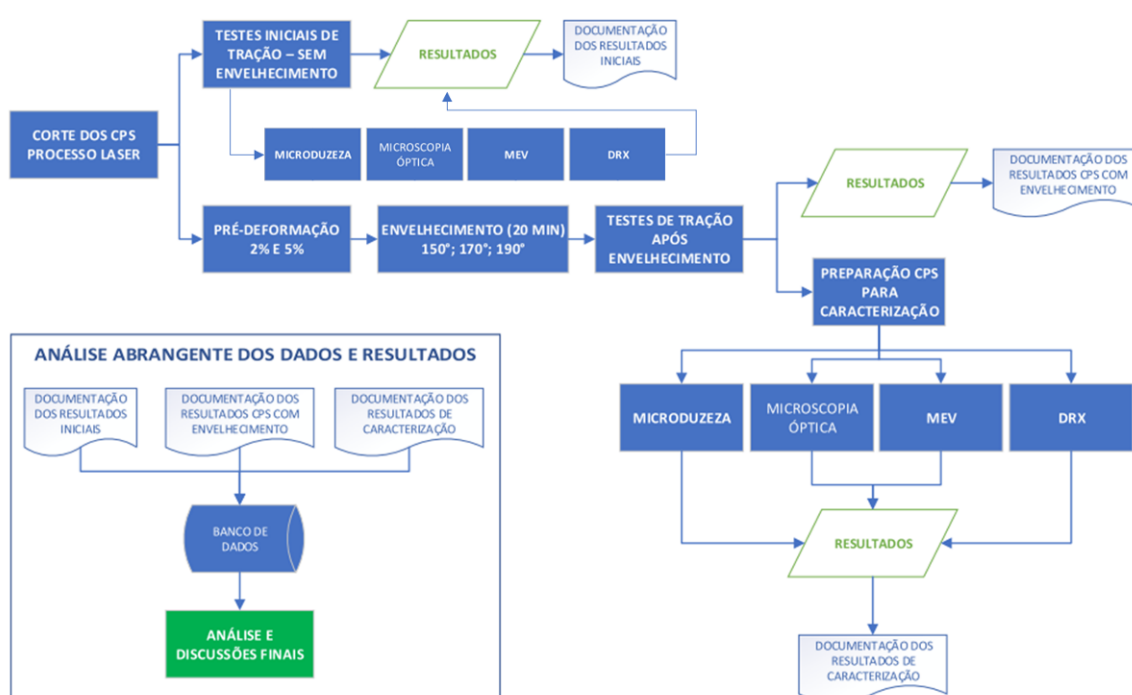
Tabela 5 - Composição química Aço BH-180, via catálogo USIMINAS

MATERIAL	C	Mn	Al	P	S	Si
USI-BH 180	0,04 Max	0,70 Max	0,02 Max	0,06 Max	0,03 Max	0,50 Max

Fonte: Usiminas (2022, p. 26).

4.2 FLUXOGRAMA DE ETAPAS

A figura 16 mostra as etapas que foram realizadas neste estudo para a avaliação dos efeitos da pré-deformação e do tratamento térmico por envelhecimento acelerado do aço BH-180.

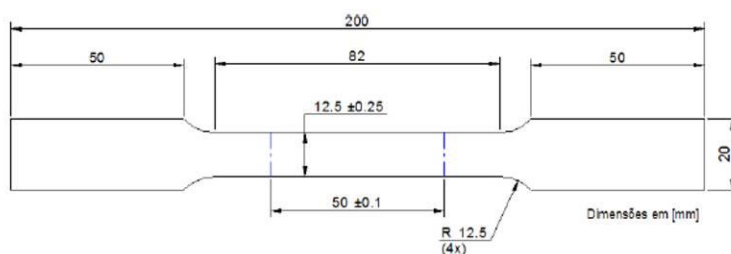
Figura 16 - Fluxo simplificado das etapas

Fonte: Próprio autor (2021).

4.3 PREPARAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA PARA OS ENSAIOS DE TRAÇÃO

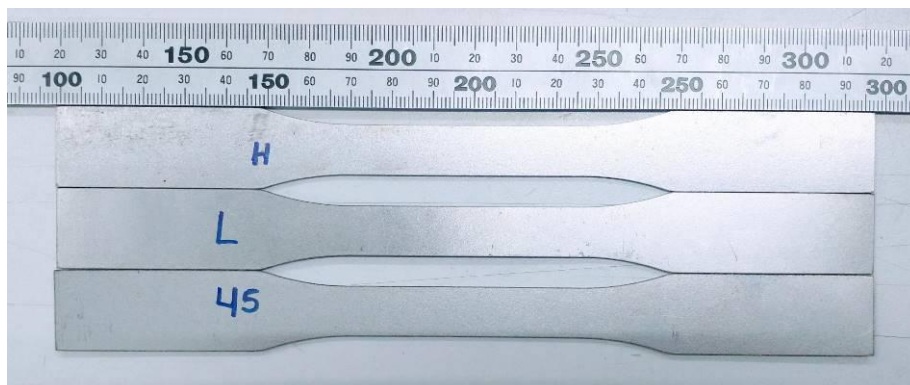
Os corpos de prova das chapas USI-BH 180 foram preparados por usinagem, por processo de corte a laser, com padrões descrito nas normas MB-4 da ABNT e ASTM E-8M, conforme na figura 17. Os corpos de prova foram retirados das chapas nos sentidos longitudinal, transversal e a 45° em relação à direção de laminação, para a determinação dos índices de anisotropias (planar e normal). A figura 18 mostra os corpos de prova típicos preparados neste estudo.

Figura 17 - Dimensões do corpo de Prova



Fonte: Próprio autor (2021).

Figura 18 - Corpos de Prova.



Fonte: Próprio autor (2021)

4.4 ETAPA DE PRÉ-DEFORMAÇÃO

Para uma melhor simulação do que ocorre com o aço BH na indústria automotiva, os corpos de prova de aço USI-BH 180 foram submetidos a uma pré-

deformação de 2% e 5%, pelo método de tração. Esta etapa foi realizada à temperatura ambiente, em uma máquina universal de ensaios Instron modelo 8801 – equipamento com sistema de teste dinâmico axial tipo servo hidráulico – alocada no campo do IFSP, campos de São João da Boa Vista – SP, ilustrada na figura 19. Por comparação aos corpos de prova mostrados na figura 18, o resultado da etapa de pré-deformação de 2% e 5%. Corpo de prova com pré-deformação pode ser observado nas figuras 20.

Figura 19 - Máquina universal de ensaios - Instron 8801



Fonte: Próprio autor (2021).

Figura 20 - Corpo de Prova com deformação de 2%



Fonte: Próprio autor (2021).

4.5 TRATAMENTO TÉRMICO POR ENVELHECIMENTO ACELERADO

Para simular o ciclo térmico de um processo de pintura automotiva, que dura cerca de 20 min com uma temperatura de 170°C, em média, os corpos de prova das chapas de aço USI-BH 180 foram tratadas termicamente a 150°C por 20 min, 170°C por 20 min e 190°C por 20 min, após a pré-deformação. Os tratamentos térmicos de envelhecimento foram realizados em um forno mufla de alta temperatura, marca INTI, modelo FE-1700, alocado no campo do IFSP, campos de São João da Boa Vista – SP, ilustrado na figura 21.

Figura 21 - Forno mufla de alta temperatura, INTI FE-1700



Fonte: Próprio autor (2021).

4.6 ENSAIOS DE TRAÇÃO

As propriedades mecânicas de tração do aço USI-BH 180 nas condições como-recebido, pré-deformado e envelhecido foram determinadas a partir de corpos de prova das chapas USI-BH 180, que foram usinadas conforme descrito nas normas MB-4 da ABNT e ASTM E-8M, em uma máquina universal de ensaios Instron modelo 8801 - equipamento com sistema de teste dinâmico axial tipo servohidráulico – alocada no campo do IFSP, campos de São João da Boa Vista – SP, ilustrada na

figura 19. Os ensaios foram realizados mediante uma velocidade de deformação de 3 mm/mim. Para o referido teste, não foi realizado o uso do extensômetro, onde o alongamento foi calculado pelo deslocamento do atuador da máquina de tração.

4.7 ENSAIOS DE MICRODUREZA VICKERS

Para correlacionar com os resultados de tração, medidas de microdureza Vickers foram também obtidas utilizando uma pré carga de 100 gF por 30 s, de acordo com a norma ASTM E92-82(2003)e2. Estas etapas serão conduzidas em equipamento da marca Insize, modelo ISH-TDV1000A, instalado IFSP-SJBV Fonte: Catálogo de metais laminados a Frio Usiminas (2022). Vista, conforme figura 22.

Figura 22 - Microdurômetro Insize, ISH-TDV1000A



Fonte: Próprio autor (2022).

4.8 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

A caracterização microestrutural das amostras das chapas como recebidas, pré-deformadas e envelhecidas foram conduzidas com o auxílio das técnicas de microscopia óptica (MO), microscopia eletrônica de varredura (MEV) e difratometria de raios X (DRX).

4.8.1 Microscopia Ótica (MO)

No caso da microscopia ótica, as amostras da chapa de aço, nas diferentes condições avaliadas (como-recebido, pré-deformadas, tratadas termicamente), foram preparadas por técnicas convencionais de metalografia; ou seja, cortadas, lixadas com lixas de SiC de 400, 600, 1200 e 2400 #, polidas com auxílio de solução de sílica coloidal e atacadas quimicamente com auxílio de uma solução ácida de Nital 3% (3% HNO₃ diluída em 100 ml de água). O equipamento utilizado para a análise é o MICROSCOPIO OLYMPUS BX41M LED, instalado no laboratório TMS SERVICE, localizado em Piracicaba SP, conforme figura 23. A análise foi realizada visando a obtenção de informações microestruturais como morfologia, distribuição e tamanho médio de grãos, além da identificação de precipitados.

Figura 23 - Microscópio Olympus Bx41m LED



Fonte: Próprio autor (2022).

4.8.2 Microscopia Eletrônica por Varredura (MEV)

Em análises de MEV, imagens das chapas de aço, nas diferentes condições, foram obtidas nos modos de elétrons retroespalhados, visando a obtenção de

informações microestruturais para identificar o tipo de mecanismo de fratura presentes nas chapas de aço USI-BH 180, rompidas por ensaio de tração. O equipamento utilizado para a análise foi o de modelo TM3000, da marca Hitachi, com tensão de aceleração de 15kV, instalado no DEMAR-EEL-USP, localizado em Lorena, SP, conforme figura 24.

Figura 24 - MEV modelo TM3000, Hitachi



Fonte: Próprio autor (2022).

4.8.3 Difração de Raios-X (DRX)

Experimentos de difratometria de raios X das chapas de aço nas diferentes condições avaliadas serão realizados à temperatura ambiente, utilizando radiação de $\text{Cu-K}\alpha$, corrente de 30mA e voltagem de 40 kW, e um filtro de níquel. O ângulo de difração será variado entre 20 e 80°. Para estes experimentos foi utilizado o equipamento modelo Emyrean da marca Panalytical instalado no DEMAR-EEL-USP, localizado em Lorena, SP, conforme figura 25.

Figura 25 - Difratomia de raio x, modelo Empyrean, Panalytical



Fonte: Próprio autor (2022).

5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1 PROPRIEDADES MECÂNICAS ANTES DO ENVELHECIMENTO

Os testes foram realizados em conformidade com as normas já supracitadas. Os resultados de limite de escoamento e tração ficaram dentro do especificado para o material, porém o alongamento ficou um pouco abaixo do especificado. Justifica-se a variação de informação pelo método utilizado. Os resultados se encontram na figura 26, bem como na tabela 06. O gráfico de resultados médios para cada posição de corte e teste que se encontram na figura 27.

Figura 26 - Resultados dos testes de tração em corpos de prova sem tratamento

RESULTADOS AÇO AMOSTRAS BH-180 - SEM PREPARO											
LONGITUDINAL				TRANSVERSAL				ÂNGULAR - 45º			
AMOSTRA	LE (MPa)	LR (MPa)	AL %	AMOSTRA	LE (MPa)	LR (MPa)	AL %	AMOSTRA	LE (MPa)	LR (MPa)	AL %
1	215,75	333,40	32,2	1	213,38	325,75	33,20	1	226,06	335,57	31,40
2	216,38	332,00	32,5	2	219,95	331,49	33,10	2	234,34	340,79	31,50
3	229,24	335,95	30,7	3	220,33	329,20	32,00	3	224,28	336,71	35,90
4	230,65	338,75	28,9	4	220,20	329,07	32,30	4	229,63	338,37	31,10
5	231,54	333,40	30,5	5	225,81	330,07	32,30	5	234,21	341,14	31,00
MÉDIA	224,71	334,70	30,96	MÉDIA	219,93	329,12	32,58	MÉDIA	229,70	338,52	32,18
DESVIO P	7,94	2,67	1,45	DESVIO P	4,41	2,12	0,54	DESVIO P	4,60	2,45	2,09

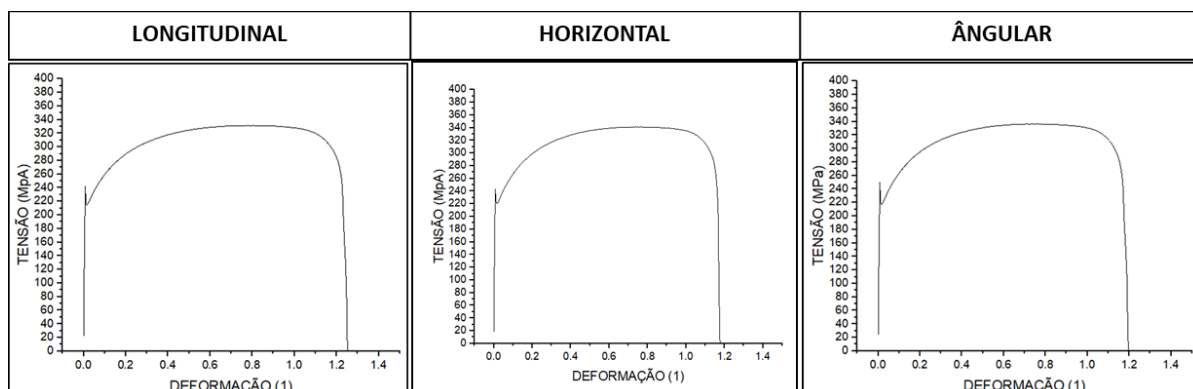
Fonte: Próprio autor (2021).

Tabela 6 - Resultados médios dos testes de tração em corpos de prova sem tratamento

MATERIAL	Direção	LE (MPa)	LR (MPa)	AI (%)	BH (MPa)
USI-BH 180	LONGITUDINAL	224,72	334,70	30,96	-
	HORIZONTAL	219,93	329,11	32,58	-
	ÂNGULAR	229,70	338,51	32,18	-

Fonte: Próprio autor (2021).

Figura 27 - Gráficos de resultados médios



Fonte: Próprio autor (2021).

5.2 PROPRIEDADES MECÂNICAS APÓS O ENVELHECIMENTO

5.2.1 Pré-deformação de 2% com posterior envelhecimento

Os resultados dos testes de tração após o envelhecimento dos corpos de prova com pré-deformação de 2%, à 150°C, 170°C e 190°C, estão apresentados nas figuras 28, 29 e 30, bem como nas tabelas 07, 08 e 09. Pode-se observar também os gráficos de resultados médios nas figuras 31, 32 e 33. A distribuição gráfica dos resultados compilados, estará disponibilizada no tópico 5.2.3.

Figura 28 - Resultados dos testes de tração em corpos de prova com pré-deformação de 2% e envelhecimento a 150°C por 20 minutos

RESULTADOS AÇO AMOSTRAS BH-180 -ENVELHECIMENTO 20 MIN A 150°C PRÉ-DEFORMAÇÃO 2%											
LONGITUDINAL				TRANSVERSAL				ÂNGULAR - 45°			
AMOSTRA	LE (MPa)	LR (MPa)	AL %	AMOSTRA	LE (MPa)	LR (MPa)	AL %	AMOSTRA	LE (MPa)	LR (MPa)	AL %
1	311,76	333,40	27,20	1	310,87	328,18	25,90	1	317,37	338,11	26,75
2	310,86	333,15	28,25	2	310,61	329,46	26,60	2	324,49	344,92	25,00
3	313,86	335,44	29,00	3	314,30	332,45	27,50	3	313,60	332,70	24,50
4	310,99	334,80	27,95	4	310,36	328,37	26,25	4	320,16	340,34	26,80
5	309,34	332,77	27,70	5	313,92	332,48	27,30	5	320,68	340,17	26,30
MÉDIA	311,36	333,91	28,02	MÉDIA	312,01	330,19	26,71	MÉDIA	319,26	339,25	25,87
DESvio P	1,65	1,15	0,67	DESvio P	1,93	2,13	0,68	DESvio P	4,06	4,43	1,06

Fonte: Próprio autor (2021).

Figura 29 - Resultados dos testes de tração em corpos de prova com pré-deformação de 2% e envelhecimento a 170°C por 20 minutos

RESULTADOS AÇO AMOSTRAS BH-180 - ENVELHECIMENTO 20 MIN A 170°C - PRÉ-DEFORMAÇÃO 2%											
LONGITUDINAL				TRANSVERSAL				ÂNGULAR - 45°			
AMOSTRA	LE (MPa)	LR (MPa)	AL %	AMOSTRA	LE (MPa)	LR (MPa)	AL %	AMOSTRA	LE (MPa)	LR (MPa)	AL %
1	313,92	331,75	27,00	1	314,81	331,24	26,00	1	321,94	337,99	24,80
2	313,54	331,11	31,00	2	310,48	328,44	31,00	2	319,91	333,28	24,00
3	316,85	331,49	28,10	3	316,21	332,13	27,00	3	327,16	340,02,650	24,50
4	310,10	328,18	27,50	4	316,47	332,51	27,00	4	320,42	335,19	25,60
5	314,94	333,27	27,00	5	313,03	329,58	28,00	5	321,69	336,33	25,70
MÉDIA	313,87	331,16	28,12	MÉDIA	314,20	330,78	27,80	MÉDIA	320,93	335,70	24,92
DESVIO P	2,47	1,86	1,67	DESVIO P	2,49	1,73	1,92	DESVIO P	2,89	1,98	0,73

Fonte: Próprio autor (2021).

Figura 30 - Resultados dos testes de tração em corpos de prova com pré-deformação de 2% e envelhecimento a 190°C por 20 minutos

RESULTADOS AÇO AMOSTRAS BH-180 - ENVELHECIMENTO 20 MIN A 190°C PRÉ-DEFORMAÇÃO 2%											
LONGITUDINAL				TRANSVERSAL				ÂNGULAR - 45°			
AMOSTRA	LE (MPa)	LR (MPa)	AL %	AMOSTRA	LE (MPa)	LR (MPa)	AL %	AMOSTRA	LE (MPa)	LR (MPa)	AL %
1	317,61	333,61	27,60	1	319,02	334,28	26,50	1	323,73	336,71	25,50
2	319,14	336,77	27,50	2	315,96	330,04	23,70	2	329,07	341,27	25,00
3	319,39	336,21	26,50	3	315,45	327,14	27,10	3	327,06	340,61	25,25
4	318,32	335,74	26,80	4	317,49	332,61	27,00	4	326,27	341,55	25,75
5	320,80	336,29	29,75	5	318,25	332,93	25,75	5	327,42	340,79	26,30
MÉDIA	318,38	335,19	27,55	MÉDIA	317,49	332,16	25,10	MÉDIA	326,40	338,99	25,25
DESVIO P	1,20	1,24	1,27	DESVIO P	1,51	2,83	1,40	DESVIO P	1,95	1,98	0,50

Fonte: Próprio autor (2021).

Tabela 7- Resultados médios dos testes de tração em corpos de prova com pré-deformação de 2% e envelhecimento a 150°C por 20 minutos

MATERIAL	Direção	LE (MPa)	LR (MPa)	AI (%)	BH (MPa)
USI-BH 180	LONGITUDINAL	311,36	331,16	28,02	86,65
	HORIZONTAL	312,01	330,18	26,71	92,07
	ÂNGULAR	319,25	339,24	25,87	89,55

Fonte: Próprio autor (2021).

Tabela 8 - Resultados médios dos testes de tração em corpos de prova com pré-deformação de 2% e envelhecimento a 170°C por 20 minutos

MATERIAL	Direção	LE (MPa)	LR (MPa)	AI (%)	BH (MPa)
USI-BH 180	LONGITUDINAL	313,87	333,91	28,10	89,15
	HORIZONTAL	314,20	330,78	27,80	94,26
	ÂNGULAR	326,39	338,99	24,92	91,22

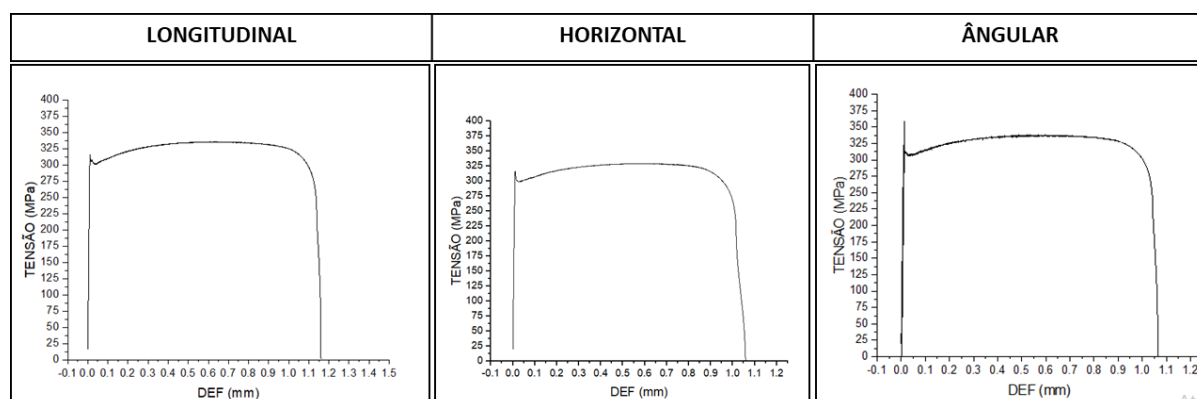
Fonte: Próprio autor (2021).

Tabela 9 - Resultados médios dos testes de tração em corpos de prova com pré-deformação de 2% e envelhecimento a 190°C por 20 minutos

MATERIAL	Direção	LE (MPa)	LR (MPa)	AI (%)	BH (MPa)
USI-BH 180	LONGITUDINAL	318,37	335,19	27,55	93,66
	HORIZONTAL	317,48	332,15	25,10	97,55
	ÂNGULAR	326,39	338,99	25,25	96,69

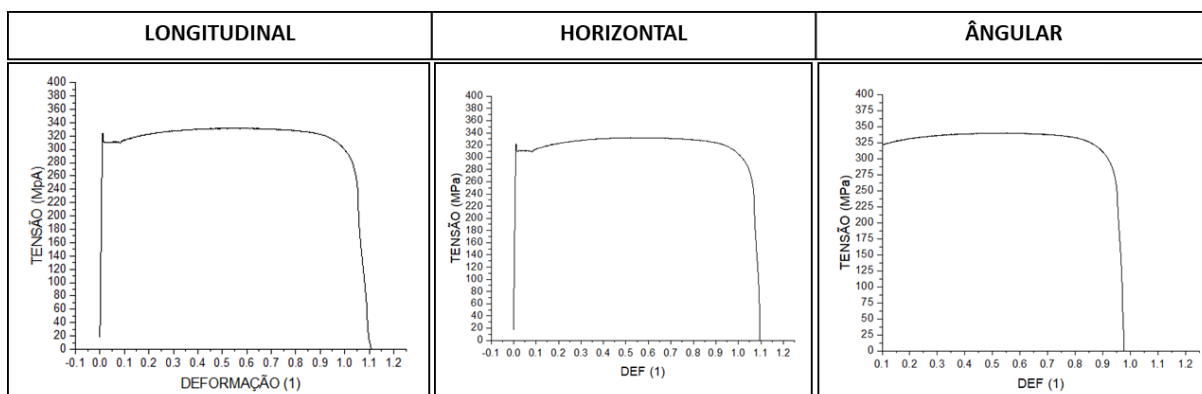
Fonte: Próprio autor (2021).

Figura 31 - Gráficos de resultados médios, 2% e envelhecimento a 150°C por 20 minutos



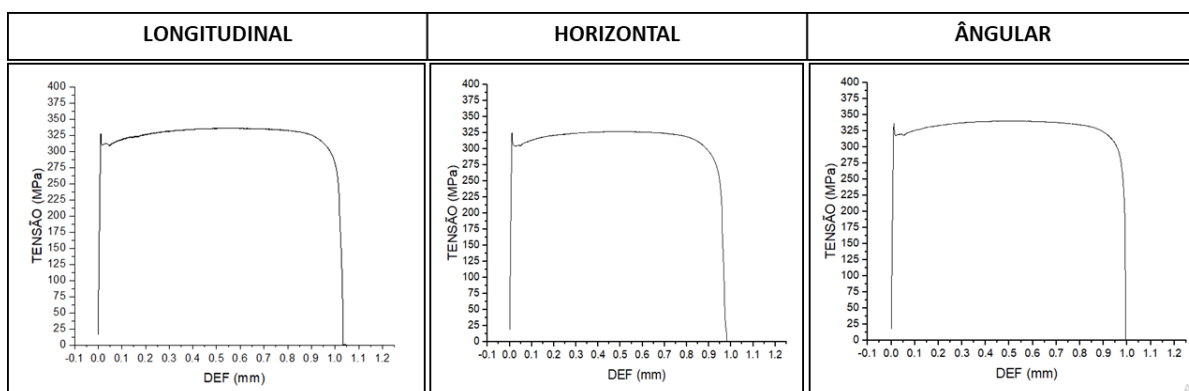
Fonte: Próprio autor (2021)

Figura 32 - Gráficos de resultados médios, 2% e envelhecimento a 170°C por 20 minutos



Fonte: Próprio autor (2021)

Figura 33 - Gráficos de resultados médios, 2% e envelhecimento a 190°C por 20 minutos



Fonte: Próprio autor (2021)

5.2.2 Pré-deformação de 5% com posterior envelhecimento

Os resultados dos testes de tração após o envelhecimento dos corpos de prova com pré-deformação de 5%, à 150°C, 170°C e 190°C, estão apresentados nas figuras 34, 35 e 36, bem como nas tabelas 10, 11 e 12. Podem-se observar também os gráficos de resultados médios nas figuras 37, 38 e 39. A distribuição gráfica dos resultados compilados, estará disponibilizada no tópico 5.2.3.

Figura 34 - Resultados dos testes de tração em corpos de prova com pré-deformação de 5% e envelhecimento a 150°C por 20 minutos

RESULTADOS AÇO AMOSTRAS BH-180 -ENVELHECIMENTO 20 MIN A 150°C PRÉ-DEFORMAÇÃO 5%											
LONGITUDINAL				TRANSVERSAL				ÂNGULAR - 45°			
AMOSTRA	LE (MPa)	LR (MPa)	AL %	AMOSTRA	LE (MPa)	LR (MPa)	AL %	AMOSTRA	LE (MPa)	LR (MPa)	AL %
1	346,65	348,40	18,20	1	346,90	348,99	19,00	1	354,54	355,78	17,30
2	346,90	333,15	19,50	2	343,46	345,31	16,25	2	354,67	355,19	16,25
3	345,76	347,40	18,30	3	342,57	343,23	17,00	3	353,52	352,70	16,75
4	347,54	347,85	20,00	4	347,16	348,14	18,50	4	350,98	351,06	16,00
5	343,46	344,23	17,80	5	348,17	348,96	18,3	5	352,25	352,91	17,25
MÉDIA	346,06	344,21	18,76	MÉDIA	345,65	346,93	17,69	MÉDIA	353,19	353,53	16,71
DESVIO P	1,59	6,39	0,94	DESVIO P	2,47	2,56	1,28	DESVIO P	1,57	1,93	0,58

Fonte: Próprio autor (2021).

Figura 35 - Resultados dos testes de tração em corpos de prova com pré-deformação de 5% e envelhecimento a 170°C por 20 minutos

RESULTADOS AÇO AMOSTRAS BH-180 - ENVELHECIMENTO 20 MIN A 170°C - PRÉ-DEFORMAÇÃO 5% -											
LONGITUDINAL				TRANSVERSAL				ÂNGULAR - 45°			
AMOSTRA	LE (MPa)	LR (MPa)	AL %	AMOSTRA	LE (MPa)	LR (MPa)	AL %	AMOSTRA	LE (MPa)	LR (MPa)	AL %
1	352,76	355,31	12,50	1	348,11	351,80	22,00	1	362,05	364,90	16,80
2	354,29	356,29	18,30	2	356,80	358,95	13,80	2	362,44	346,47	16,30
3	352,12	354,24	15,50	3	350,34	353,34	18,00	3	359,13	360,60	16,80
4	353,27	354,77	16,00	4	350,34	353,07	15,30	4	363,53	366,14	14,70
5	344,99	347,22	18,00	5	348,17	351,17	11,20	5	363,07	365,80	13,50
MÉDIA	351,49	353,57	16,06	MÉDIA	350,75	353,66	16,06	MÉDIA	362,25	360,78	15,62
DESVIO P	3,72	3,63	2,33	DESVIO P	3,55	3,09	4,13	DESVIO P	1,73	8,30	1,47

Fonte: Próprio autor (2021).

Figura 36 - Resultados dos testes de tração em corpos de prova com pré-deformação de 5% e envelhecimento a 190°C por 20 minutos

RESULTADOS AÇO AMOSTRAS BH-180 -ENVELHECIMENTO 20 MIN A 190°C PRÉ-DEFORMAÇÃO 5%											
LONGITUDINAL				TRANSVERSAL				ÂNGULAR - 45°			
AMOSTRA	LE (MPa)	LR (MPa)	AL %	AMOSTRA	LE (MPa)	LR (MPa)	AL %	AMOSTRA	LE (MPa)	LR (MPa)	AL %
1	349,45	353,31	13,10	1	355,43	357,57	16,00	1	365,87	369,19	9,70
2	366,38	368,86	14,50	2	352,89	356,92	14,30	2	362,56	362,97	10,20
3	351,87	352,98	13,00	3	350,59	354,02	20,00	3	363,71	366,06	12,80
4	352,63	354,88	18,00	4	359,13	362,66	12,50	4	359,51	362,41	12,50
5	354,92	358,06	17,30	5	349,83	352,07	18,30				
MÉDIA	355,05	357,62	15,18	MÉDIA	353,57	356,65	16,22	MÉDIA	362,91	365,16	11,30
DESVIO P	6,63	6,60	2,34	DESVIO P	3,80	4,03	3,01	DESVIO P	2,65	3,13	1,58

Fonte: Próprio autor (2021).

Tabela 10 - Resultados médios dos testes de tração em corpos de prova com pré-deformação de 5% e envelhecimento a 150°C por 20 minutos

MATERIAL	Direção	LE (MPa)	LR (MPa)	AI (%)	BH (MPa)
USI-BH 180	LONGITUDINAL	346,06	344,20	18,76	121,34
	HORIZONTAL	345,65	347,85	17,69	125,71
	ÂNGULAR	353,191	353,52	16,71	123,48

Fonte: Próprio autor (2021).

Tabela 11 - Resultados médios dos testes de tração em corpos de prova com pré-deformação de 5% e envelhecimento a 170°C por 20 minutos

MATERIAL	Direção	LE (MPa)	LR (MPa)	AI (%)	BH (MPa)
USI-BH 180	LONGITUDINAL	351,48	353,56	16,06	126,77
	HORIZONTAL	350,75	353,66	16,06	130,81
	ÂNGULAR	362,24	365,15	15,62	132,54

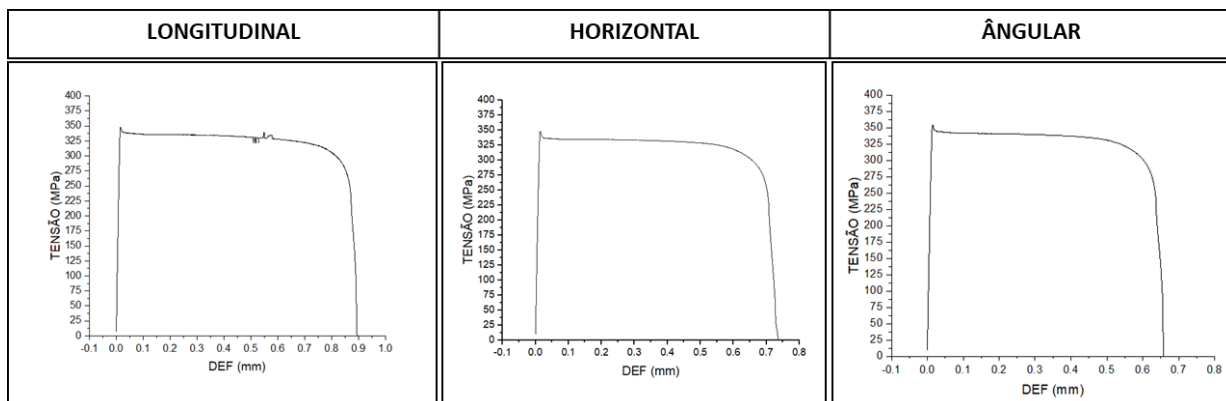
Fonte: Próprio autor (2021).

Tabela 12 - Resultados médios dos testes de tração em corpos de prova com pré-deformação de 5% e envelhecimento a 190°C por 20 minutos

MATERIAL	Direção	LE (MPa)	LR (MPa)	AI (%)	BH (MPa)
USI-BH 180	LONGITUDINAL	355,05	357,61	15,18	130,33
	HORIZONTAL	353,57	356,64	16,22	133,63
	ÂNGULAR	362,91	365,15	11,3	133,21

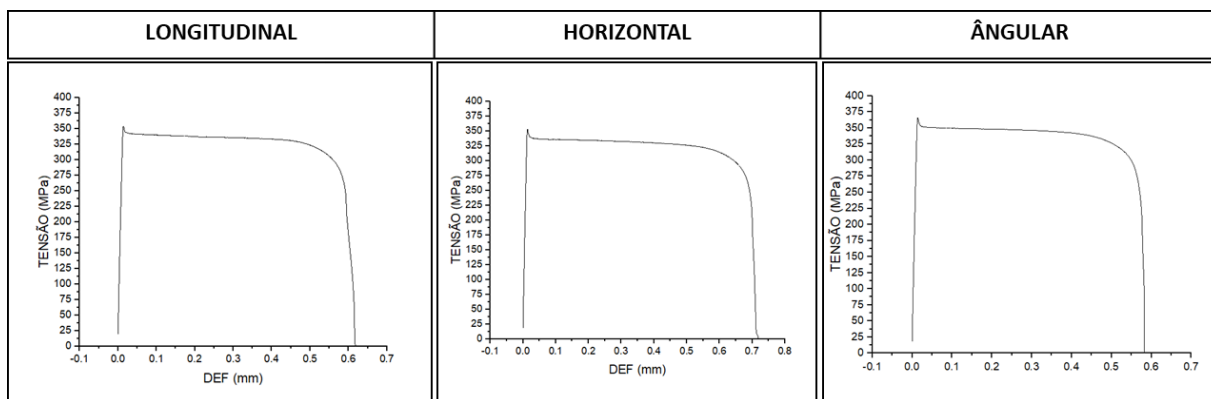
Fonte: Próprio autor (2021).

Figura 37 - Gráfico de resultados médios, 5% e envelhecimento a 150°C por 20 minutos



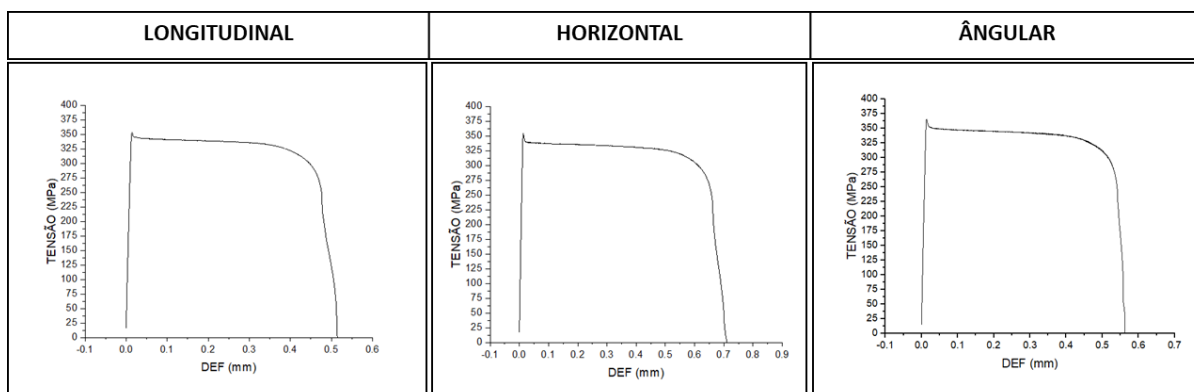
Fonte: Próprio autor (2021)

Figura 38 - O gráfico de resultados médios, 5% e envelhecimento a 170°C por 20 minutos



Fonte: Próprio autor (2021)

Figura 39 - O gráfico de resultados médios, 5% e envelhecimento a 190°C por 20 minutos

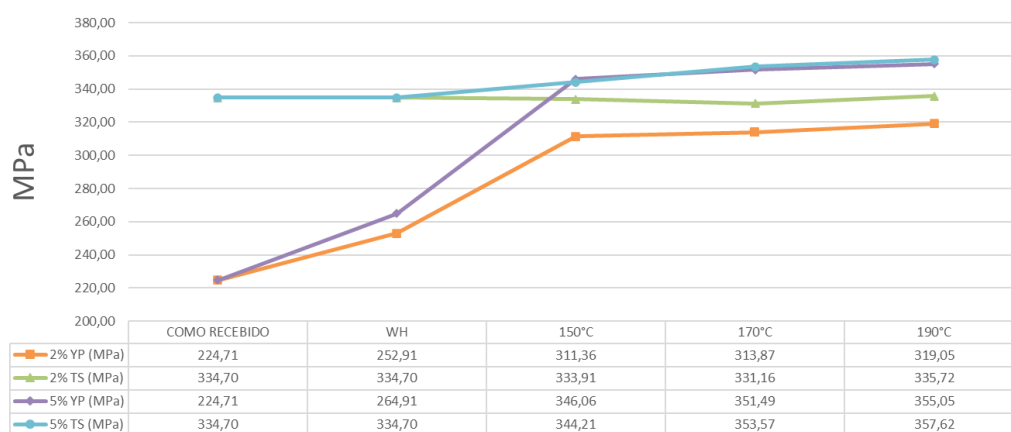


Fonte: Próprio autor (2021)

5.2.3 Evolução gráfica dos resultados

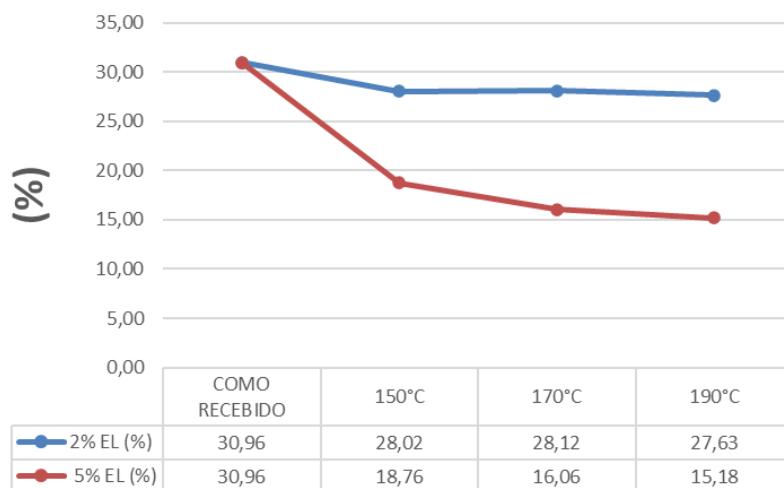
Neste tópico os resultados médios foram agrupados em gráficos para uma melhor visualização e entendimento. Para que se possa entender a tendência de comportamento do material, foram inseridos conjuntamente todas as condições testadas, envolvendo as duas pré deformações de 2% e 5%, bem como a condição in natura. Foram criados gráficos singelos para cada direção de corte dos corpos de prova perante o sentido de laminação da chapa principal.

Gráfico 1 - Evolução dos resultados médios para limite de escoamento (YP) e Resistência a Tração (TS), no sentido de corte longitudinal (Laminação)



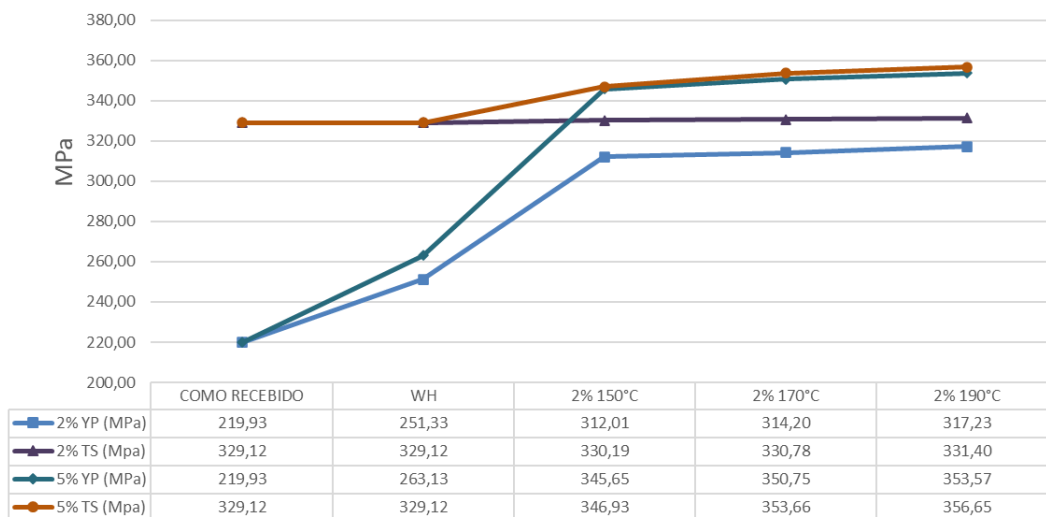
Fonte: Próprio autor (2022)

Gráfico 2 - Evolução dos resultados médios para Alongamento (EL) no sentido de corte longitudinal (Laminação)



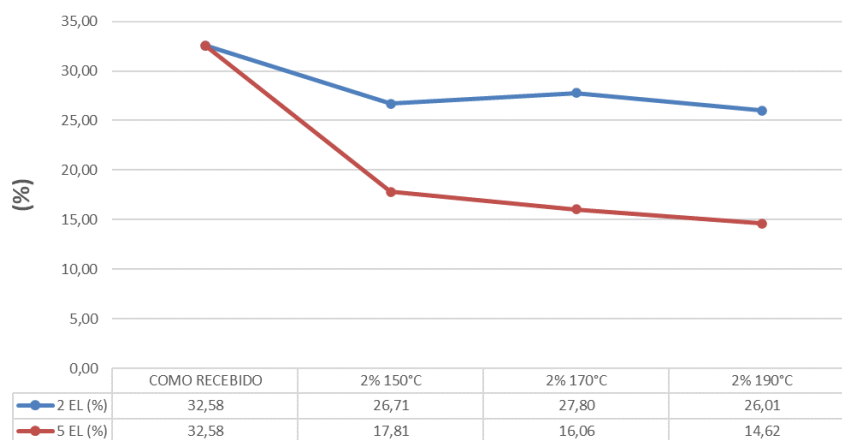
Fonte: Próprio autor (2022).

Gráfico 3 - Evolução dos resultados médios para limite de escoamento (YP) e Resistência a Tração (TS), no sentido de corte transversal



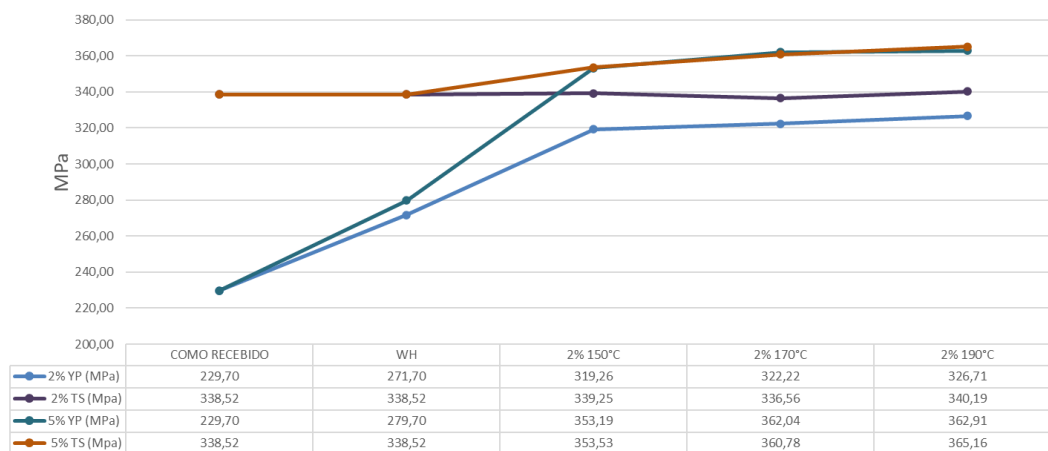
Fonte: Próprio autor (2022)

Gráfico 4 - Evolução dos resultados médios para Alongamento (EL) no sentido de corte transversal



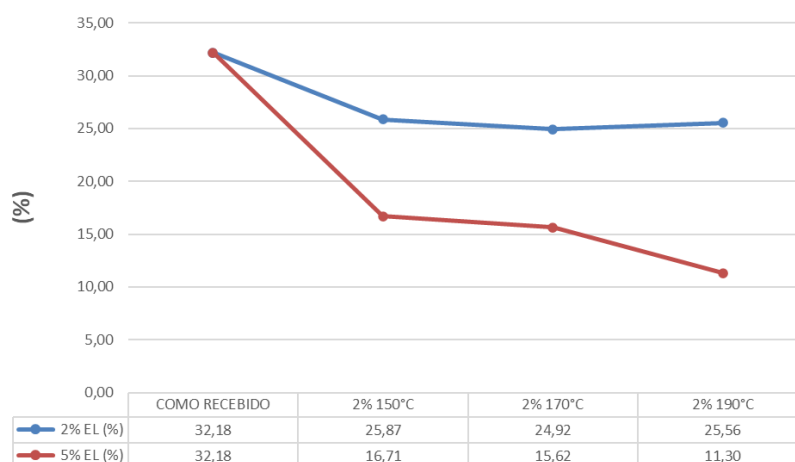
Fonte: Próprio autor (2022)

Gráfico 5 - Evolução dos resultados médios para limite de escoamento (YP) e Resistência a Tração (TS), no sentido de corte angular



Fonte: Próprio autor (2022)

Gráfico 6 - Evolução dos resultados médios para Alongamento (EL) no sentido de corte angular



Fonte: Próprio autor (2022)

Notou-se nos gráficos 01, 03 e 05 que o material apresentou a evolução esperada nos sentidos de corte longitudinal, transversal e angular, melhorando consideravelmente o limite de escoamento tanto com a pré-deformação de 2% quanto a de 5%. Pôde-se observar também que para os corpos de prova com pré-deformação de 2% há leve modificação da resistência a tração, fato esse de natural ocorrência devido às discordâncias e interstícios causados pela própria pré-deformação. Importante notar que para os corpos de prova com a pré-deformação de 5%, tanto a resistência a tração quanto o escoamento tiveram aumentos muito significativos, como pode ser evidenciado nas tabelas 13, 14 e 15, criadas para uma melhor apresentação dos resultados de ganhos em porcentagem. Porém, ainda seria necessária uma continuidade de pesquisa para entender a aplicabilidade real do material nestas condições, visto os resultados apresentados.

Os gráficos 02, 04 e 06, que demonstram o coeficiente de alongamento, apresentaram um decréscimo de valores, quando comparados à condição in natura, como pode ser evidenciado nas tabelas 13, 14 e 15.

Os resultados encontrados e demonstrados estão diretamente ligados ao efeito BH, proveniente do aço. O rito de pré-deformação seguido do envelhecimento acelerado artificialmente, causa o aumento do limite de escoamento, um efeito da tensão induzida por rearranjo e ancoramento dos átomos intersticiais no campo de tensões das discordâncias, ou seja, partículas de carbonetos são nucleadas pela

segregação de átomos de soluto para as regiões centrais da discordância, que provoca um aumento no limite de escoamento e, dependendo da quantidade de carbono, aumento da resistência à tração. Após esse ancoramento, há uma necessidade maior de esforço para que se movimente as discordâncias, ou seja, necessidade de maior tensão para que se possa sair do regime elástico para o regime plástico.

Tabela 13 - Resultados médios dos testes relatados em porcentagem de ganho – Longitudinal

Longitudinal	LE (MPa)	LR (MPa)	AI (%)
WH 2%	13%	0,00%	0%
2% 150°C	39%	-0,24%	-9%
2% 170°C	40%	-1,06%	-9%
2% 190°C	42%	0,31%	-11%
WH 5%	18%	0,00%	0%
5% 150°C	54%	2,84%	-39%
5% 170°C	56%	5,64%	-48%
5% 190°C	58%	6,85%	-51%

Fonte: Próprio autor (2021).

Tabela 14 - Resultados médios dos testes relatados em porcentagem de ganho –
Transversal

Transversal	LE (MPa)	LR (MPa)	AI (%)
WH 2%	14%	0,00%	0%
2% 150°C	42%	0,33%	-18%
2% 170°C	43%	0,51%	-15%
2% 190°C	44%	0,69%	-20%
WH 5%	20%	0,00%	0%
5% 150°C	57%	5,41%	-45%
5% 170°C	59%	7,46%	-51%
5% 190°C	61%	8,36%	-55%

Fonte: Próprio autor (2021).

Tabela 15 - Resultados médios dos testes relatados em porcentagem de ganho –
diagonal

Diagonal	LE (MPa)	LR (MPa)	AI (%)
WH 2%	18%	0,00%	0%
2% 150°C	39%	0,22%	-20%
2% 170°C	40%	-0,58%	-23%
2% 190°C	42%	0,49%	-21%
WH 5%	22%	0,00%	0%
5% 150°C	54%	4,43%	-48%
5% 170°C	58%	6,58%	-51%
5% 190°C	58%	7,87%	-65%

Fonte: Próprio autor (2021).

Pôde-se perceber que no geral, as amostras no sentido transversal, apresentaram melhor desempenho. A compreensão dos dados é que para o material testado, quanto mais aproxima-se o limite de escoamento ao limite de resistência a

tração, o material se torne menos dúctil, com um menor alongamento, tendo assim a tendência de um rompimento mais rápido. Independentemente da condição na qual os corpos de provas foram preparados, o aumento do escoamento sempre ocasionará na diminuição do alongamento, pois são propriedades inversas. Isso foi possível ser observado nos testes.

5.3 ÍNDICE DE ANISOTROPIA

Foram calculados os índices de anisotropia normal e planar em amostras sem pré-deformação e envelhecimento. Os referidos cálculos são realizados para se entender a estampabilidade do material, e visto que o material BH geralmente é estampado antes de sofrer o envelhecimento, entende-se que a anisotropia deve ser calculada para o material in natura, nas três posições de corte da chapa, que são 0° (sentido de laminação), 90° e 45°. Os resultados encontram-se na tabela 16.

Tabela 16 - Resultados de anisotropia normal e planar

ITEM	MATERIAL NATURAL		
	0	90°	45°
<i>W₀ (mm)</i>	12,5	12,5	12,5
<i>W_f (mm)</i>	8,6	7,5	8,0
<i>t₀ (mm)</i>	1	1	1
<i>T_f (mm)</i>	0,8	0,8	0,7
Anisotropia <i>r</i>	1,7	2,3	1,3
\bar{R}		1,62	
ΔR		0,73	

Fonte: Próprio autor (2022)

O material geralmente escoia melhor nas direções onde os índices de anisotropia são maiores. O maior coeficiente encontrado foi a 90°, significando que nesta direção, o material tende a ter maior resistência ao afinamento da chapa e uma maior eficiência aos esforços de deformação.

Como o índice de anisotropia para a direção de corte em 90° foi igual a 2,3, pode-se afirmar essa direção é mais vantajosa para processos de estampagens profundas. Pode-se perceber também que $r_0 \neq r_{45} \neq r_{90} \neq 1$, o que confirma a

anisotropia normal e planar.

O valor de ΔR maior que 0 indica que o defeito de estampagem chamado de “orelhamento”, que é uma consequência de anisotropia planar, tem alta possibilidade de acontecer nos sentidos de 0° ou 90°. O ideal é que esse fenômeno não aconteça, pois leva a necessidade de mais material para a conformação.

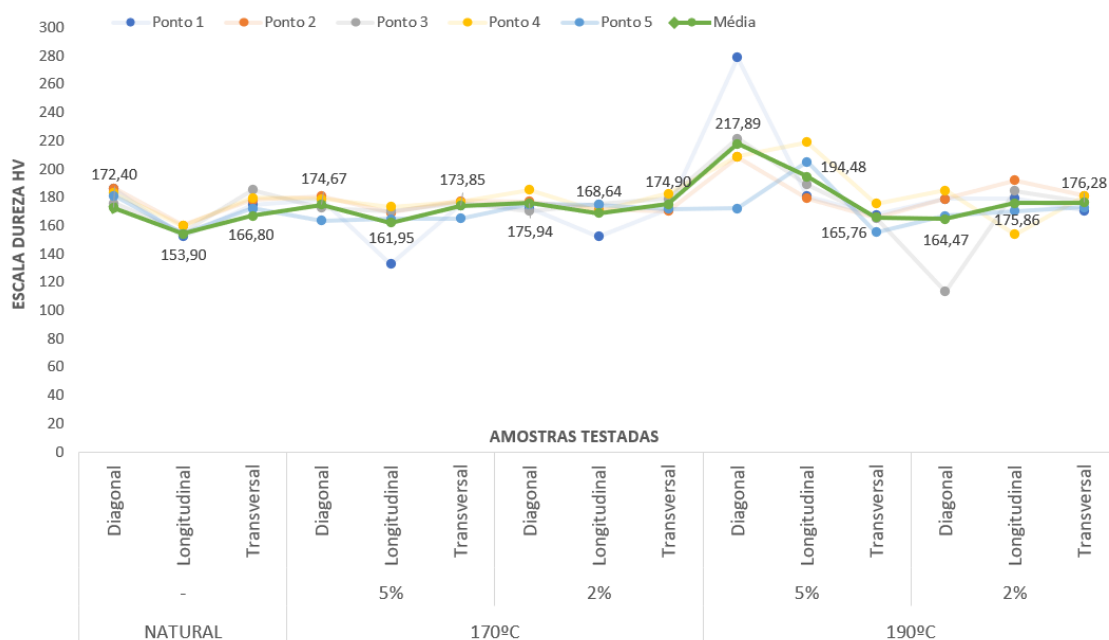
5.4 RESULTADO MICRODUREZA VICKERS

Foram realizadas medições nas amostras como recebidas, e nas amostras condicionadas a temperaturas de 170°C e 190°C, nas direções longitudinal (sentido da chapa), transversal e diagonal, a fim de se detectar as possíveis variações causadas pela pré-deformação e envelhecimento acelerado. Para este ensaio foram selecionados cinco pontos por corpo de prova, retirando-se assim as médias, conforme tabela 17. As informações contendo todos os pontos verificados, bem como as médias se encontram dispostas no gráfico 07.

Tabela 17 - Resultados médios de microdureza Vickers

TEMPERATURA	PRÉ DEFORMAÇÃO	Direção	DUREZA MÉDIA HV 0,1
		LONGITUDINAL	153,9
COMO RECEBIDO	COMO RECEBIDO	TRANSVERSAL	166,8
		ÂNGULAR	172,4
		LONGITUDINAL	168,64
	2%	TRANSVERSAL	174,90
170°C		ÂNGULAR	175,95
		LONGITUDINAL	161,95
	5%	TRANSVERSAL	173,85
		ÂNGULAR	174,67
		LONGITUDINAL	175,86
	2%	TRANSVERSAL	176,28
190°C		ÂNGULAR	164,47
		LONGITUDINAL	194,48
	5%	TRANSVERSAL	165,76
		ÂNGULAR	217,89

Fonte: Próprio autor (2022).

Gráfico 7 - Perfil de microdureza do material USI-BH 180

Fonte: Próprio autor (2022).

Observa-se que a pré-deformação, que simula o processo de estampagem, seja de 2% ou 5%, e tratado com envelhecimento acelerado, seja de 170°C ou 190°C, acarreta o aumento da dureza do material em questão. Esse cenário faz total sentido, visto que a tendência do material após supracitadas preparações, é apresentar uma maior resistência à deformação plástica, elevando assim o ponto de escoamento.

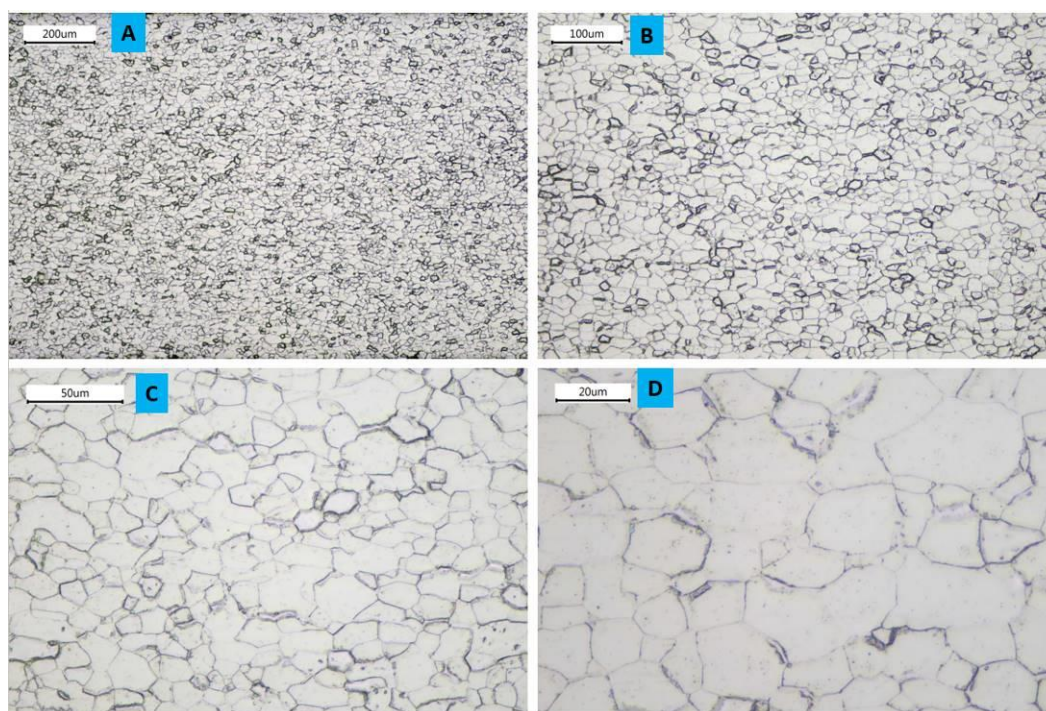
5.5 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

Para a caracterização microestrutural, as amostras onde o envelhecimento acelerado foi nas temperaturas de 150°C e 190°C foram descartadas, mantendo-se assim somente as amostras com o envelhecimento acelerado na temperatura de 170°C. Entendeu-se que para o presente trabalho, seria mais relevante o uso da dos corpos de prova envelhecidos à temperatura média de uma estufa de pintura, condizente também com a literatura encontrada a respeito do aço BH, onde os dados são mais realistas em comparação às aplicações práticas.

5.3.1 Microscopia Óptica (MO) - Resultados

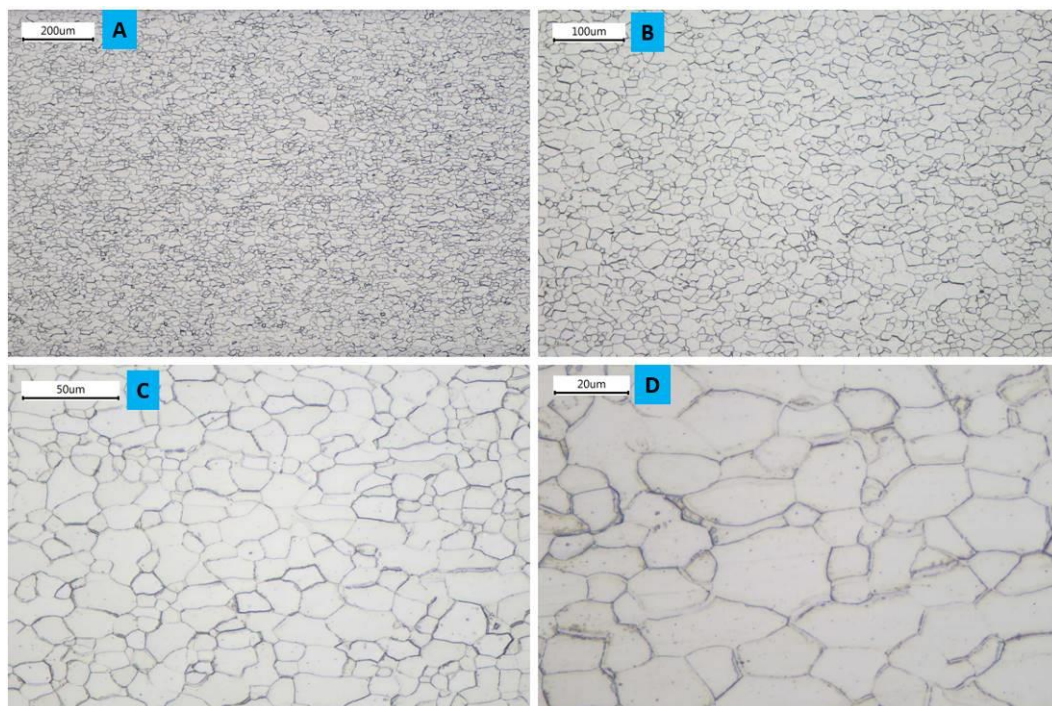
Foram realizadas as verificações em Microscopia Óptica nas condições de material in natura e com pré deformação de 2% envelhecidas artificialmente na temperatura de 170°, nos sentidos Longitudinal, transversal e 45°, em relação à laminação. Totalizou-se assim, seis corpos de provas verificados. Para uma análise mais abrangente, as imagens da microestrutura, nas variadas condições, estão disponibilizadas em quatro ampliações diferentes: A= 100 vezes; B= 200 vezes; C= 500 vezes; D= 1000 vezes, conforme figuras 40, 41, 42, 43, 44 e 45.

Figura 40 - Imagem de Microscopia Óptica amostra sem pré-deformação e envelhecimento, sentido longitudinal



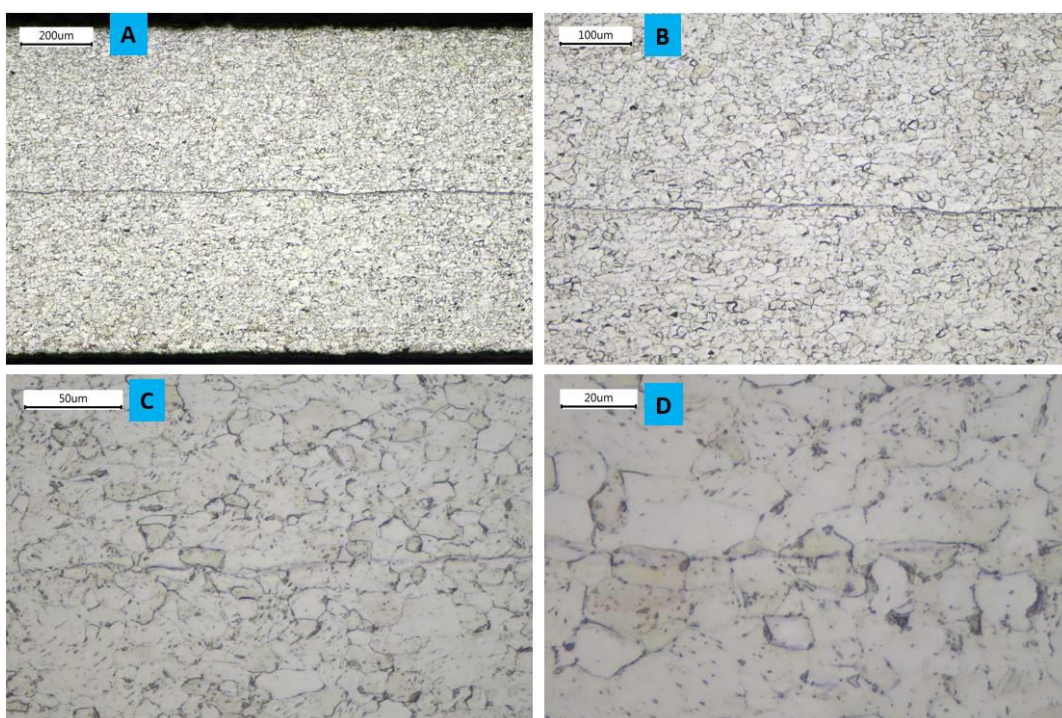
Fonte: Próprio autor (2022)

Figura 41 - Imagem de Microscopia Óptica amostra sem pré-deformação e envelhecimento, sentido transversal



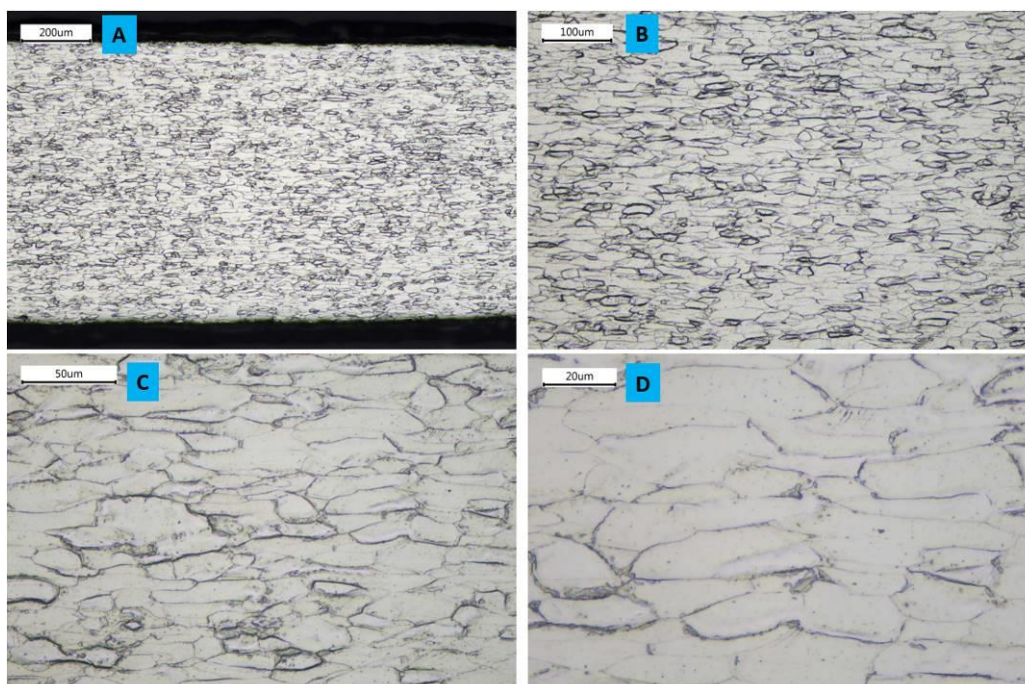
Fonte: Próprio autor (2022)

Figura 42 - Imagem de Microscopia Óptica amostra sem pré-deformação e envelhecimento, sentido angular 45°



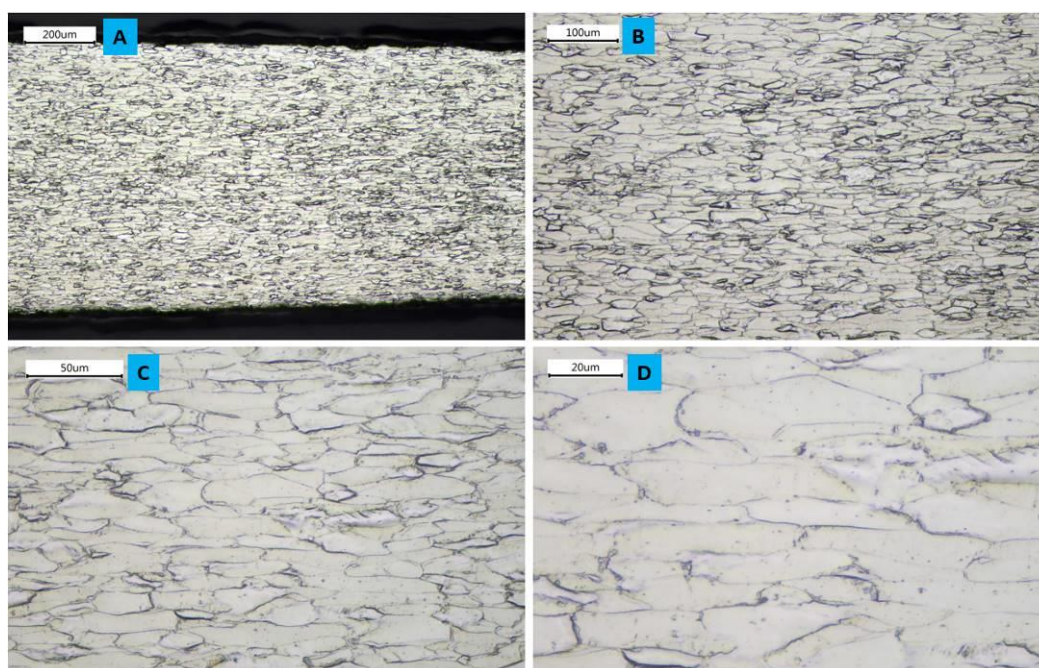
Fonte: Próprio autor (2022)

Figura 43 - Imagem de Microscopia Óptica amostra com pré-deformação de 2% e envelhecimento à 170°C por 20 minutos, sentido longitudinal



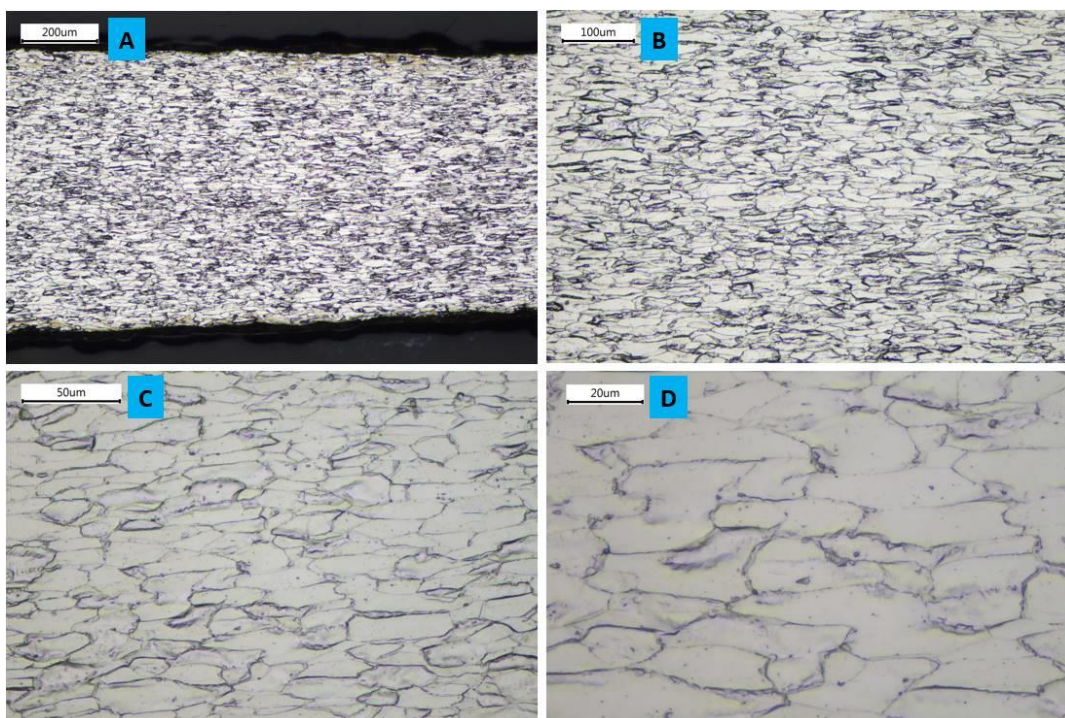
Fonte: Próprio autor (2022)

Figura 44 - Imagem de Microscopia Óptica amostra com pré-deformação de 2% e envelhecimento à 170°C por 20 minutos, sentido transversal



Fonte: Próprio autor (2022)

Figura 45 - Imagem de Microscopia Óptica amostra com pré-deformação de 2% e envelhecimento à 170°C por 20 minutos, sentido angular 45°



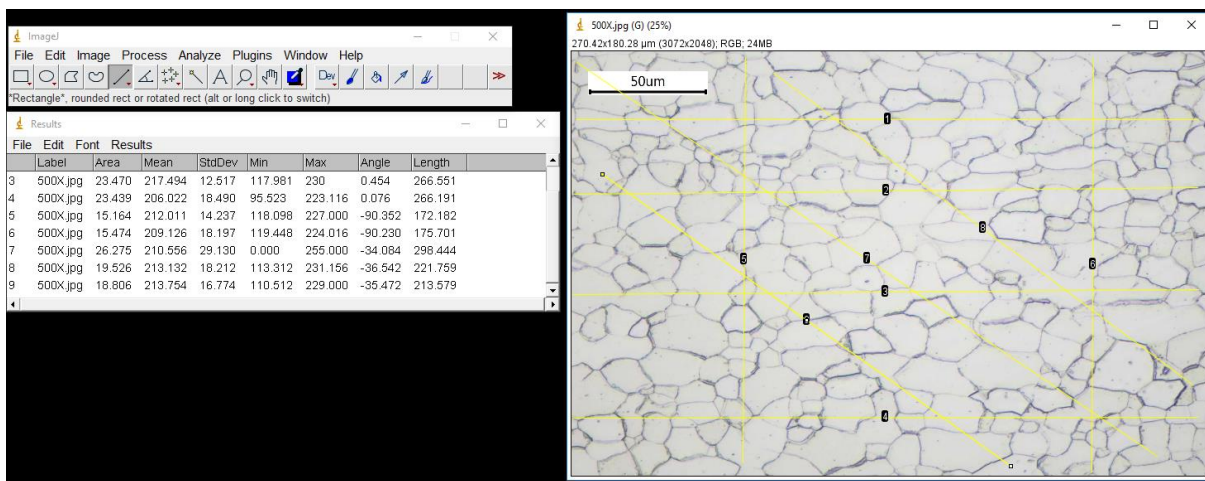
Fonte: Próprio autor (2022)

A microscopia óptica demonstrou que o material tem uma microestrutura composta por matriz ferrita, conforme esperado. As amostras das figuras 40, 41 e 42, que representam os corpos de prova in natura, demonstraram grãos equiaxiais, com tamanho médio 8,0.

As figuras 42, 43 e 44, que representam os corpos de prova pré-deformados e envelhecido artificialmente de forma acelerada, apresentaram grãos discretamente alongados, de tamanho médio 8,0, porém sem encruamento. Não foi possível localizar a presença de algum precipitado, dentro da avaliação.

O cálculo do tamanho médio de grãos foi confirmado usando o software Image J, de acordo com a ASTM E112, conforme figura 46.

Figura 46 - Exemplo de cálculo do tamanho de grão, amostra natural longitudinal

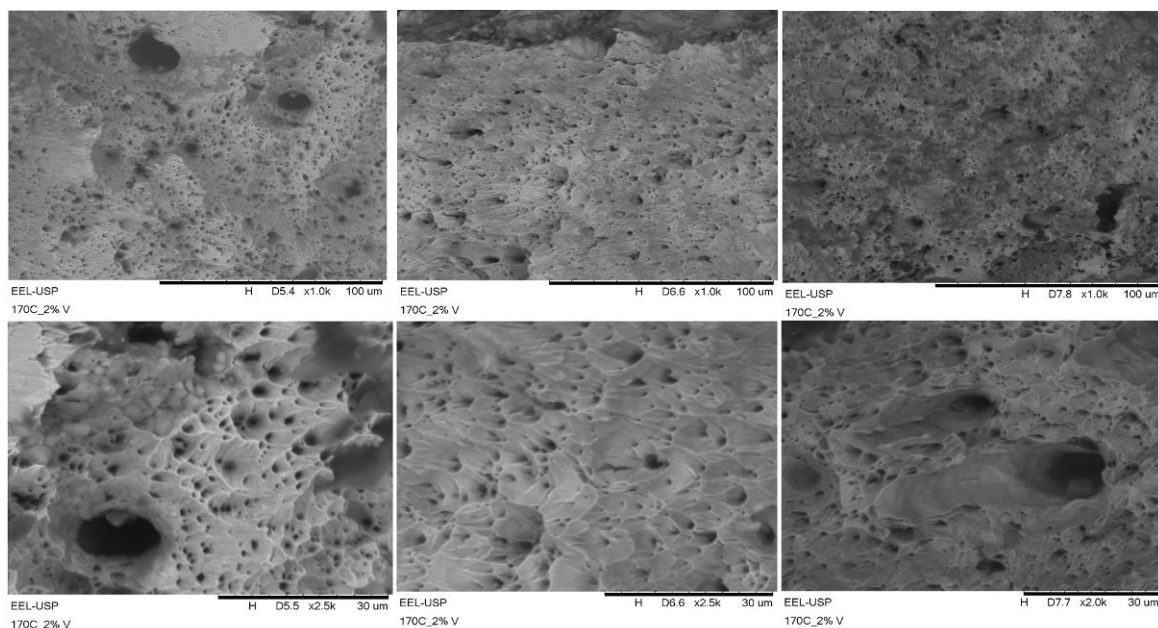


Fonte: Próprio autor (2022)

5.3.2 Microscopia Eletrônica por Varredura (MEV) – Resultados

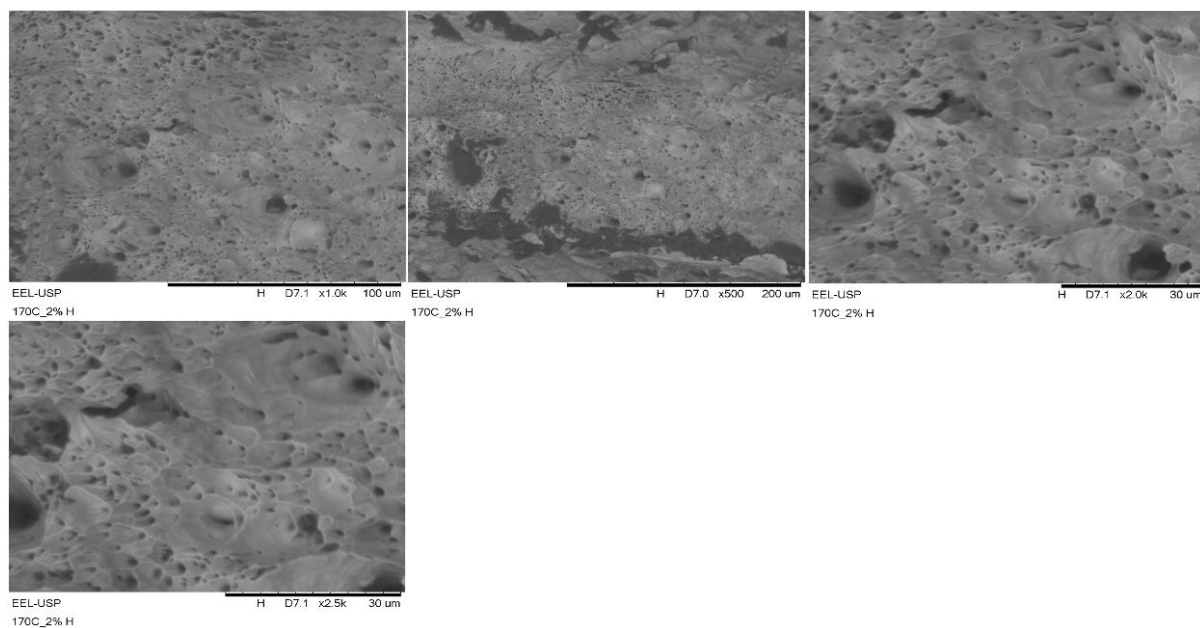
Foram realizadas as verificações em microscopia eletrônica de varredura nas com pré deformação de 2% e 5% envelhecidas artificialmente na temperatura de 170°, nos sentidos Longitudinal, transversal e 45°, em relação à laminação. Totalizou-se assim, seis corpos de provas verificados, como se pode observar nas figuras 47, 48, 49, 50, 51 e 52.

Figura 47 - Imagem de Microscopia Eletrônica por Varredura com pré-deformação de 2% e envelhecimento à 170°C por 20 minutos, sentido longitudinal



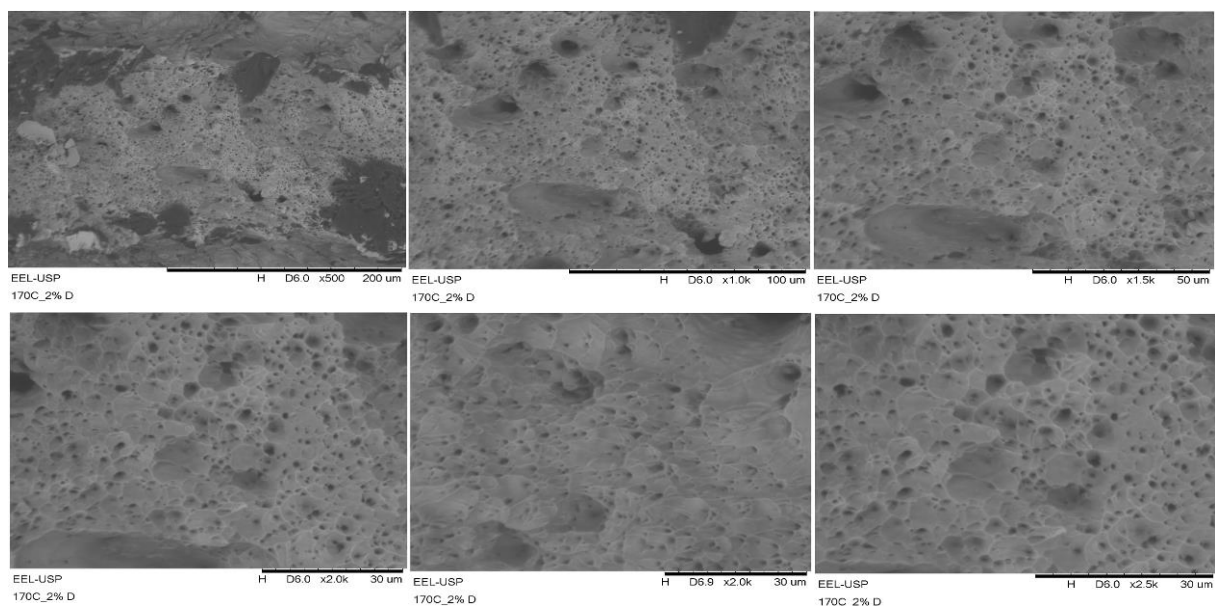
Fonte: Próprio autor (2022)

Figura 48 - Imagem de Microscopia Eletrônica por Varredura com pré-deformação de 2% e envelhecimento à 170°C por 20 minutos, sentido transversal



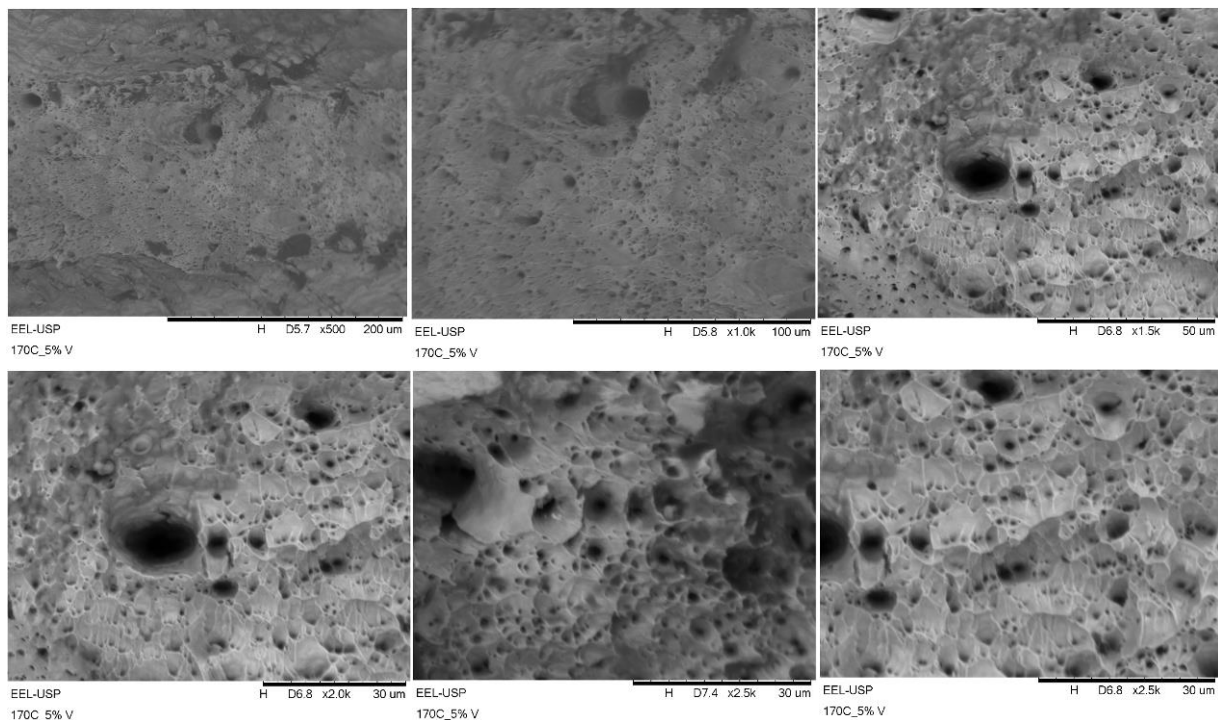
Fonte: Próprio autor (2022)

Figura 49 - Imagem de Microscopia Eletrônica por Varredura com pré-deformação de 2% e envelhecimento à 170°C por 20 minutos, sentido angular 45°



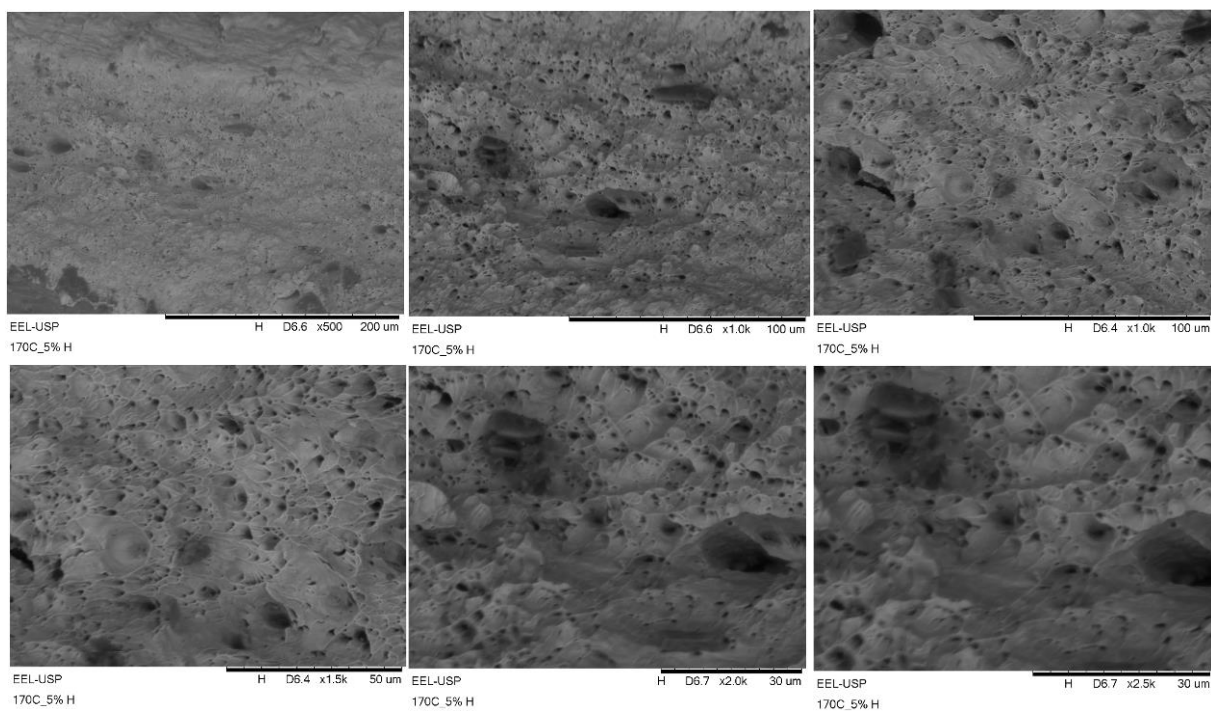
Fonte: Próprio autor (2022)

Figura 50 - Imagem de Microscopia Eletrônica por Varredura com pré-deformação de 5% e envelhecimento à 170°C por 20 minutos, sentido longitudinal



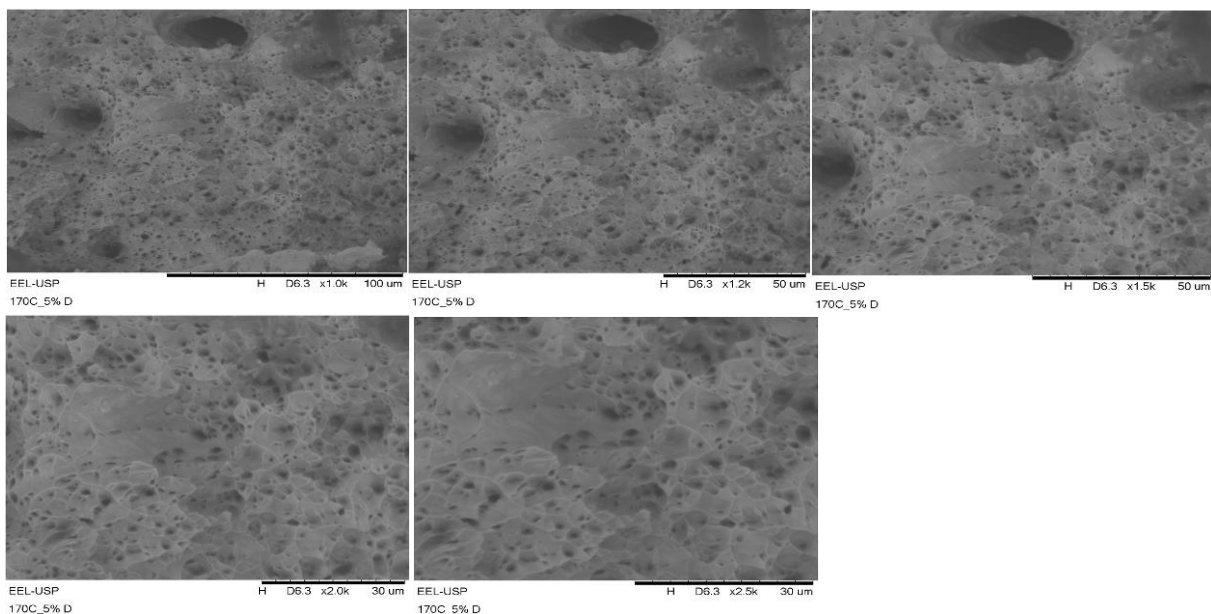
Fonte: Próprio autor (2022)

Figura 51 - Imagem de Microscopia Eletrônica por Varredura com pré-deformação de 5% e envelhecimento à 170°C por 20 minutos, sentido transversal



Fonte: Próprio autor (2022)

Figura 52 - Imagem de Microscopia Eletrônica por Varredura com pré-deformação de 5% e envelhecimento à 170°C por 20 minutos, sentido angular 45°



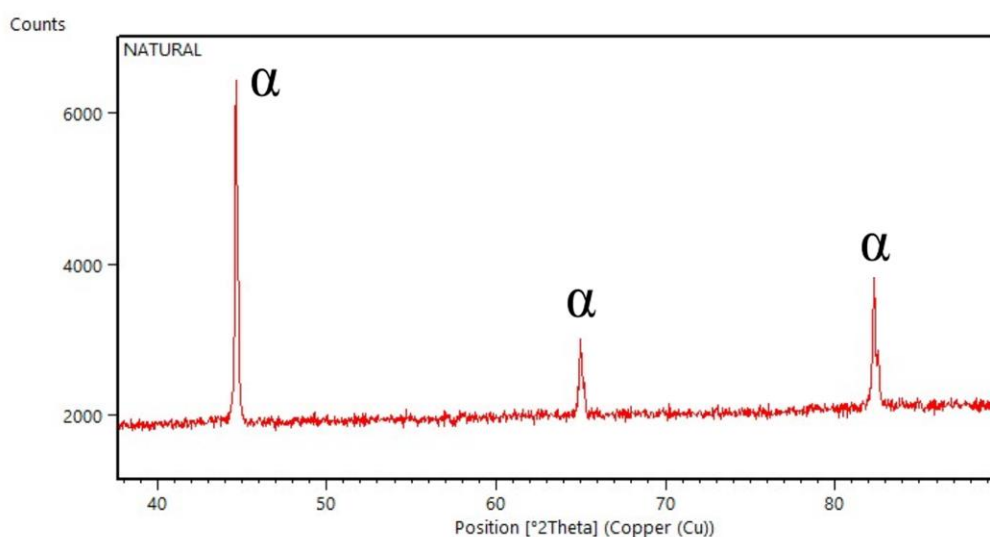
Fonte: Próprio autor (2022)

Foi identificado, nas diversas imagens acima, a presença majoritária de fraturas dúcteis, devido ao aspecto fibroso ou rugoso causado pela deformação plástica, contendo as microcavidades denominadas “*dimples*”. Pode-se perceber também algumas inclusões não metálicas. Este tipo de fratura ocorre quando a seção resistente do material se reduz por deformação plástica resultante de tensões aplicadas, até uma situação em que atinge dimensões mínimas e assim a ruptura final. Pode-se entender que não é uma fratura propriamente dita, mas sim a consequência de uma deformação plástica acentuada.

5.3.3 Difração de Raio X (DRX)

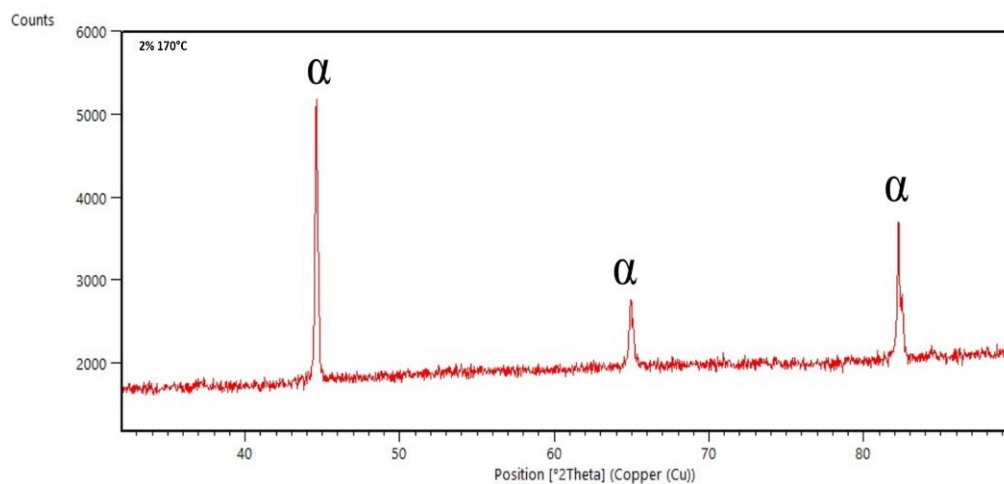
As amostras foram analisadas com o objetivo de comparação, a fim de identificar a presença de possíveis novas fases após o envelhecimento acelerado, bem como para confirmar o indicativo da ferrita observado na micrografia. As informações estão contidas nos gráficos 08, 09 e 10.

Gráfico 8 - Difratoograma da amostra de material in natura



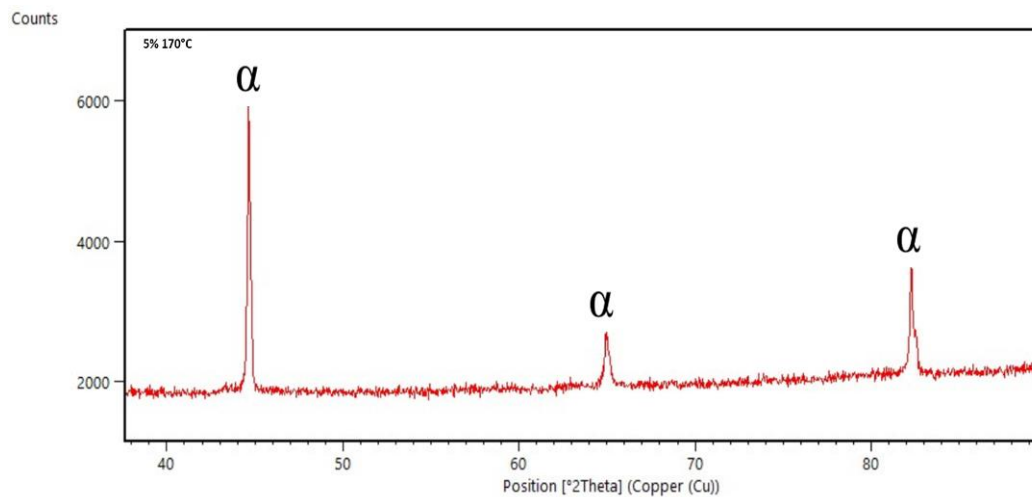
Fonte: Próprio autor (2022)

Gráfico 9 - Difratoograma da amostra de material com 2% de pré deformação e envelhecimento de 170°C



Fonte: Próprio autor (2022)

Gráfico 10 - Difratoograma da amostra de material com 5% de pré deformação e envelhecimento de 170°C



Fonte: Próprio autor (2022)

Os gráficos demonstraram que não houve alteração de fase após deformação plástica e envelhecimento acelerado. Pode-se observar que os picos fazem referência à ferrita, confirmando a premissa do material.

6 CONCLUSÃO

O aço BH é frequentemente relacionado à sustentabilidade e segurança veicular dentro da indústria automotiva, principalmente por conta das políticas de menor agressão ao meio ambiente. Nos dias atuais a solicitação é para que um veículo tenha menor peso para consumir menos combustível e conseqüentemente diminuir a emissão de CO₂, bem como apresentar uma estrutura que aumente a segurança dos ocupantes no caso de alguma colisão. É um desafio unir as duas solicitações ditas anteriormente, porém o aço BH apresenta essa oportunidade por ser um aço relativamente leve, e que geralmente é usado em regiões de impacto devido às suas boas características mecânicas após exposição a determinadas condições de estampagem e envelhecimento. O estudo deste aço apresenta uma alta relevância social e sustentável.

Conclui-se com os resultados dos testes realizados, que o comportamento do aço BH-180 foi positivado em relação ao que se esperava do mesmo, após a pré-deformação seguida do envelhecimento acelerado. Os testes de tração apresentaram resultados significativos de aumento no ponto de escoamento, com um alto índice BH em todas as condições nas quais os corpos de prova foram submetidos, o que demonstrou que o efeito BH ocorreu em todas as amostras testadas. Não foi possível observar de forma microscópica, os ancoramentos dos carbonos entre as discordâncias, porém o resultado acaba positivando essa teoria.

Na caracterização microestrutural, foi possível observar que a estrutura do aço está formada quase que totalmente por grãos de ferrita, conforme premissa, com tamanho médio de grão de 8,0. Os mecanismos de fratura são dimples, provenientes de fraturas dúcteis. Foi evidenciado os picos de referência de ferrita nas análises DRX, sem alteração de fase após os tratamentos.

O material se mostrou anisotrópico, o que deve ser levado em consideração para os estudos de tiras, ou seja, estudos de aproveitamento de chapas para estampagem (assunto a ser aprofundado em trabalhos futuros). O aço USI-BH 180 é usado principalmente nos painéis externos automotivos, geralmente com uma estampagem rasa. Porém, mesmo assim, deve-se entender os sentidos em que o material tem um melhor e pior escoamento, e isso ser levado em consideração.

O aço mostrou-se eficiente no que foi proposto, e afirmando-se como uma excelente opção para a indústria automotiva, quando se fizer necessário o

desenvolvimento de componentes que exijam baixo escoamento, que garante uma estampabilidade e conformação menos agressiva, garantindo também uma maior vida útil ao ferramental de estampo, bem como a alta elevação do escoamento após ser levado à temperatura de cura de pintura, o que garante peças importantes do veículo com melhor comportamento à indentação, à deformação em pequenos impactos (acidentes veiculares), garantindo nesse ponto uma maior qualidade bem como maior segurança veicular.

Os dados do trabalho têm alta importância científica pela oportunidade de caracterização e entendimento das estruturas do aço BH, onde foi exposto um estudo minucioso sobre o mesmo, levando em conta o comportamento de suas propriedades mecânicas quando expostas a determinadas condições, o que trará uma oportunidade de maior conhecimento sobre o aço estudado. A exploração de tais características e a exposição de resultados obtidos através de métodos consagrados e assertivos, pode acrescentar dados científicos valiosos para estudos posteriores que envolvam materiais metálicos.

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

A escolha do tema foi realizada devido ao envolvimento do pesquisador com a indústria automotiva e pelo interesse em explorar mais o universo dos materiais metálicos aplicados para a mesma indústria. A ideia é através da pesquisa e seus resultados, buscar um maior entendimento para solução de problemas, bem como propor melhoras futuras no desenvolvimento de produtos. Nesse caso, propõem-se os seguintes próximos passos:

- Realizar o estudo em corpos de provas retirados de painéis estampados de peças já existentes no mercado automotivo.
- Realizar o estudo em diferentes tipos de aço BH (BH-220, BH -380) e fazer a comparação de índice BH, a fim de buscar aplicações práticas.
- Aplicar o aço BH em peças já existentes, e entender o comportamento em testes de desempenho.
- Realizar caracterização de outros aços automotivos, e fazer os comparativos de estrutura e propriedades mecânicas, para entender outras as diferenças.
- Apresentar em trabalhos futuros, as relações de aço versus processos de estampagens, a fim de aprofundar essa relação entre produto e processo.

REFERÊNCIAS

AMOROS, Roberto Torres. **Avaliação de tensões residuais em chapas planas de aço carbono, destinadas a processos de corte a laser, pelo método da anisotropia planar**. 2008. 147 f. Dissertação (Mestrado em Desenvolvimento de Tecnologia) - Instituto de Engenharia do Paraná, Curitiba, 2008.

BAKER, L. J.; DANIEL, S. R.; PARKER, J. D.. Metallurgy and processing of ultralow carbon bake hardening steels. **Materials Science And Technology**, Londres, v. 18, n. 4, p. 355-368, abr. 2002. Informa UK Limited.

BALLARIN, V.; SOLER, M.; PERLADE, A.; LEMOINE, X.; FOREST, S. Mechanisms and Modeling of Bake-Hardening Steels: part i. uniaxial tension. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 40, n. 6, p. 1367-1374, 15 abr. 2009. Springer Science and Business Media LLC.

BODANIS, David. **Biografia de um gênio imperfeito**. Chicago: Schwarc, 2016. 282 p.

BITTENCOURT, Thiago Rangel. **Avaliação da conformabilidade e da resistência à indentação dos aços Interstitial Free High Strength Steel (IFHSS) e Bake Hardenable (BH) da classe de 260 MPa de limite de escoamento**. 2014. 105 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Minas) - Escola de Engenharia da UFMG, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2014.

ULSAB-AVC. **Advanced Vehicles Concept**. 6. ed. Michigan: ULSAB, 2001. 52 p.

DIAS, Giuliano Castelo Branco. **Estudo do efeito “Bake Hardening” nos aços BH 180 E BH 220 galvanizados pelo processo de imersão a quente**. 2011. 98 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia, Unesp, Guaratinguetá, 2011.

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

HEIMBUCH, Roger A.. **Advanced High-Strength Steel**. 2009. Disponível em: <https://www.a-sp.org/>. Acesso em: 10 out. 2021.

FEKETE, J. R.; HALL, J. N. Design of auto body: material perspective. In: RANA, Radhakanta. **Automotive Steels: design, metallurgy, processing and applications**. Chennai: Elsevier, 2017. Cap. 1. p. 1-16.

GALÁN, J.; SAMEK, L.; VERLEYSSEN, P.; VERBEKEN, K.; HOUBAERT, Y. Advanced high strength steels for automotive industry. **Revista de Metalurgia**, v. 48, n. 2, p. 118-131, 30 abr. 2012. Editorial CSIC.

GHOSAL, S.; GALGALI, B. R.; OGALE, M. M.; JOSHI, S. P. Bake Hardening Steel (BH220) Characterization. **Sae Technical Paper Series**, p. 10-20, 7 out. 2008. SAE International.

HALL, J. N.; FEKETE, J. R. Steels for auto body: a general overview. In: RANA, Radhakanta. **Automotive Steels: design, metallurgy, processing and applications**. Chennai: Elsevier, 2017. Cap. 2. p. 19-44.

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.

KOVCH, I., OWENS, T., BALA, M., THOMPSON, R. Use of Continuously Annealed Bake Hardenable Steels for Automobile Outer Panels. SAE TECHNICAL PAPER SERIES 900715 INTERNATIONAL CONGRESS AND EXPOSITION, **Proceedings** [...], Detroit, Michigan. February, 1990.

MENEZES, Mateus Sotelo *et al.* **Caracterização de propriedades mecânicas e anisotropia de uma chapa de aço DP600**. Rio de Janeiro: ABM Week, 2015. 9 p.

MITAR, Acelor. **Aços Bake Hardening**. 2020. Disponível em: <https://brasil.arcelormittal.com/produtos-solucoes/automotivo/bobinas/acos-bake-hardening>. Acesso em: 10 out. 2020.

MONTEIRO, Claudinei Benedito. **Caracterização mecânica e microestrutural de aços Bake Hardening Graus 180 e 210, aplicados na Indústria Automotiva**. 2012. 114 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia, Unesp, Guaratinguetá, 2012.

MOROS, Roberto Torres. **Avaliação de tensões residuais em chapas de aço carbono, destinadas a processos de corte a laser, pelo método da anisotropia planar**. 2008. 147 f. Dissertação (Mestrado em Desenvolvimento de Tecnologia) - Instituto De tecnologia para O Desenvolvimento, Curitiba, 2008.

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, 45º SEMINÁRIO DE LAMINAÇÃO DA ABM, **Anais** [...], Porto de Galinhas, 2008.

PELEROMA, E.; TIMOKHINA, I. Bake Hardening of steel automotive. In: RANA, Radhakanta. **Automotive Steels: design, metallurgy, processing and applications**. Chennai: Elsevier, 2017. Cap. 9. p. 259-283.

ROBERTSON, L; HILDITCH, T; HODGSON, P. The effect of prestrain and bake hardening on the low-cycle fatigue properties of TRIP steel. **International Journal of Fatigue**, v. 30, n. 4, p. 587-594, abr. 2008. Elsevier BV.

SEAL, Ritesh Kumar. **New ultra- low carbon high strength steels with improved bake hardenability for enhanced stretch formability and dent resistance**. 2006. 168 f. Dissertation (Master Degree) - Course de Mechanical Engineering, School of Engineering, University of Pittsburgh, Bombay, 2000.

SETH, Prem Prakash. **Study of Bake-hardening behavior of ultra-low carbon BH 220 steel at different strain rates**. 2014. 50 f. Dissertation (Master Degree in Mechanical Engineering) - Department of Metallurgical and Materials Engineering, National Institute of Technology, Rourkela, 2014.

SILVA, Érika Aparecida da; PEREIRA, Marcelo dos Santos. Comparison of the Microstructural Effects between the BH Steel Obtained from Heat Treatment and the IF Steel of High Strength Concerning the Springback Effect. **Materials Science Forum**, v. 805, p. 215-220, set. 2014. Trans Tech Publications, Ltd.

STOROZHEVA, L. M. Ultra-Low Carbon Steels for the Automotive Industry Due to Drying of Finished Parts. **Metal Science and Heat Treatment**, v. 43, n. 9/10, p. 336-344, 2001. Springer Science and Business Media LLC.

KEELER, Stuart. **AHSS application guideline**. 6. ed. Global: World Autosteel, 2017. 314 p.

TAKAHASHI, Manabu. **Development of High Strength Steels for Automobiles**. 88. ed. Tokyo: Nippon Steel Technical Report, 2003. 7 p.

TAMARELLI, C. M. **The Evolving Use of Advanced High-Strength Steels for Automotive Application**. Michigan: Steel Market Development Institute, 2011.

USIMINAS, **Catálogo de Laminados a Frio**. V. 2022, p. 1-25, mai. 2022.

WANG, Hua; ZHU, Naqiong; SHI, Wen; LI, Lin; LIU, Rendong. Effect of Mn and P on precipitation behavior and solute distribution in ultra-low carbon bake hardening steels. **Journal of Materials Science**, [s.l.] v. 46, n. 9, p. 2982-2990, 29 dez. 2010. Springer Science and Business Media LLC.

ZHANG, Jicheng; FU, Renyu; ZHANG, Mei; LIU, Rendong; WEI, Xicheng; LI, Lin. Bake hardening behavior of TRIP and DP steels. **Journal Of University Of Science And Technology Beijing, Mineral, Metallurgy, Material**, v. 15, n. 2, p. 132-137, abr. 2008. Elsevier BV.