

ÉRIKA APARECIDA DA SILVA

**ESTUDO DA CORRELAÇÃO ENTRE OS MODELOS DE ENCRUAMENTO E AS
CARACTERÍSTICAS CRISTALOGRÁFICAS EM AÇOS AVANÇADOS DE ALTA
RESISTÊNCIA SUBMETIDOS AO EFEITO *SPRINGBACK***

Guaratinguetá
2016

ÉRIKA APARECIDA DA SILVA

ESTUDO DA CORRELAÇÃO ENTRE OS MODELOS DE ENCRUAMENTO E AS
CARACTERÍSTICAS CRISTALOGRÁFICAS EM AÇOS AVANÇADOS DE ALTA
RESISTÊNCIA SUBMETIDOS AO EFEITO *SPRINGBACK*

Tese apresentada à Faculdade de
Engenharia do Campus de
Guaratinguetá, Universidade Estadual
Paulista para a obtenção do título de
Doutor em Engenharia Mecânica na área
de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira
Co-orientador: Prof. Dr. Marcelino Pereira do
Nascimento

Co-orientador doutorado sanduíche: Dr. Joel Alexis -
Ecole Nationale d'Ingénieurs de Tarbes - Institut
National Polytechnique de Toulouse –ENIT –
INP, França.

Guaratinguetá
2016

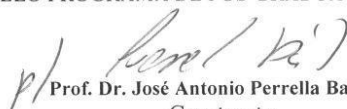
S586e	<p>Silva, Erika Aparecida da Estudo da correlação entre os modelos de encruamento e as características cristalográficas em aços avançados de alta resistência submetidos ao efeito springback / Erika Aparecida da Silva. – Guaratinguetá, 2016. 204 f. : il.</p> <p>Bibliografia : f. 191-202</p> <p>Tese (doutorado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2016.</p> <p>Orientador: Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira Coorientadores: Prof. Dr. Marcelino Pereira do Nascimento; Prof. Dr. Joel Alexis</p> <p>1. Aço de alta resistência 2. Método dos elementos finitos 3. Indústria automobilística 4. Conformação de metais I. Título</p> <p style="text-align: right;">CDU 669.14 (043)</p>
-------	--

ÉRIKA APARECIDA DA SILVA

ESTA TESE FOI JULGADA ADEQUADA PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE
"DOUTOR EM ENGENHARIA MECÂNICA"

PROGRAMA: ENGENHARIA MECÂNICA
ÁREA: MATERIAIS

APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO


Prof. Dr. José Antonio Perrella Balestieri
Coordenador

BANCA EXAMINADORA:


Prof. Dr. MARCELO DOS SANTOS PEREIRA
Orientador / UNESP/FEG


Prof. Dr. ANTONIO JORGE ABDALLA
UNESP/FEG


Prof. Dr. JOSÉ VITOR CÂNDIDO DE SOUZA
UNESP/FEG


Prof. Dr.ª MÁRCIA REGINA BALDISSERA RODRIGUES
UNIFEI


Prof. Dr. EDSON VASQUES MOREIRA
TENARIS CONFAB

Julho de 2016

DADOS CURRICULARES

ÉRIKA APARECIDA DA SILVA

NASCIMENTO	21.09.1980 – PIRACICABA / SP
FILIAÇÃO	Shirley Aparecida da Silva
1999/2003	Curso de Graduação Engenharia Agrônômica – Escola Superior de Agricultura “Luiz de Queiroz” – ESALQ/USP
2010/2012	Mestrado Engenharia Mecânica – Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá – FEG – UNESP.

Toda vez que não conseguimos colapsar uma função de onda para compreendê-la e controlá-la, acontece a falha do sistema físico ou biológico resultando num foco de luz. Dedico esse trabalho à essa luz que representa tudo o que está acima da compreensão do ser humano. É por sentir a existência de uma inteligência extremamente superior à nossa, que acredito que fazer ciência para compreender a verdade sobre o funcionamento do universo é uma maneira de caminhar no sentido da evolução.

AGRADECIMENTOS

Logo no início do meu curso de doutorado, eu sonhei que estava de frente para a imensidão do mar e ouvi uma voz feminina que parecia ter surgido ao mesmo tempo do horizonte e do fundo do oceano me dizendo: “Faça uma boa viagem!”. Esse doutorado foi uma grande viagem tanto no aprofundamento do conhecimento dos aços quanto com relação à realização do doutorado sanduíche. Tudo é criado nas dimensões mais elevadas dos planos astrais antes de se materializar aqui na nossa terceira dimensão. Não dominamos a “frequência tempo”, mas os planos mais ascensionados dominam. Então, eu agradeço à essa comunicação recebida do astral me indicando que o futuro estava de caminhos abertos para o prosseguimento do curso. Posso dizer que a comunicação astral se materializou na voz da Deusa Mãe, uma vez que a criação da vida neste planeta é de essência feminina, mas nem todos os mundos são regidos pelas mesmas forças, então, a quem eu realmente agradeço é ao Somatório de tudo, a essa força universal repleta de amor. Agradeço aos seres intergalácticos que trouxeram a humanidade para cá a fim de experienciar a aventura de viver nesse grande laboratório chamado Terra.

Continuando, agradeço muito ao meu orientador Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira, por ter confiado a mim este trabalho e me dado apoio em tudo o que precisei, desde a primeira vez em que fui procurá-lo para me orientar no mestrado, em 2009. Agradeço também ao programa PDSE do Ciência sem Fronteiras da CAPES durante o governo da presidenta Dilma Roussef, pela bolsa de estudos para a realização dessa pesquisa no exterior.

Um especial agradecimento ao Prof. Dr. Joel Alexis pelo acolhimento, grande empenho e desenvolvimento desse trabalho comigo na França. Agradeço imensamente ao Dr. Jean Pierre Faye por me iniciar no universo do entendimento dos elementos finitos. Também não posso me esquecer dos funcionários da ENIT - INPT, entre eles Cécile de Barros, Esmeralda, Marie Teixeira, Sandra Mandon, Danielle Barthares, Joel Lacassagne, Virginie Lagarde, Nathalie Aubazac e em especial, a técnica e amiga Jade Pecune que me auxiliou muito no laboratório LGP-ENIT.

Agradeço ao Prof. Luiz Fernando Martinez Arconada pela amizade e intermediação de contatos entre a FEG e a ENIT. Agradeço também ao Prof. Jean Yves Fourquet pelo grande apoio como chefe do LGP-ENIT. Especial agradecimento à secretária do LGP, Eliane Casta pela sua grande atenção e paciência. Um grande agradecimento à professora de francês da ENIT, Veronique Bettig e também à professora brasileira de francês, Beatriz Rangel.

Também agradeço à Prof. Dra. Ana Paula Rossifini Alves Claro (FEG) que me orientou durante o estágio de docência. Agradeço a todos os professores, funcionários da FEG-UNESP, entre eles Formiga, José de Macedo Cardoso e Benedito Antonio Passos, principalmente aos funcionários do setor de pós-graduação que me deram apoio durante a realização desse curso. Também dedico especial atenção para Maria Auxiliadora Neves (Madô) e Renata Pereira da Rocha Barbosa e Maria Cristina Silva de Oliva, pois não há pesquisa eficiente sem um bom suporte institucional. O auxílio que essas 3 funcionárias me deram foi muito grande, principalmente, a Renata. Também agradeço às funcionárias sempre simpáticas e prestativas da Biblioteca da FEG, entre elas Rosana Maciel, Jaquelina Inês César, Luciana Máximo e Pamella Benevides. Agradeço à Stella Staut (FEG), por ter me auxiliado no contato com ex-alunos a fim de encontrar possíveis doadores de amostras de aço. Agradeço imensamente aos engenheiros Anderson Furtado da Peugeot-Citröen (MPSA) e James Albert dos Santos Soares Mohallem da ArcelorMittal – Tubarão pela doação de amostras de aços avançados automobilísticos à FEG para a execução dessa pesquisa. Sem o auxílio dessas 3 pessoas, essa pesquisa não teria nem começado.

Também agradeço à secretária Cidinha Vasconcelos do DMT e especialmente aos técnicos do DMT – FEG: Prof. Humberto Rodrigues, Wilson Roberto Monteiro, Manoel Francisco dos Santos Filho, Mané, Odir, Neto e Célio que me auxiliam desde a realização do mestrado. Agradeço ao Prof. Dr. Marcelo Sampaio Martins pela colaboração e amizade. Agradeço a todos os amigos doutorandos do DMT, em especial à Natássia Lona Batista. Também agradeço ao Prof. Dr. Antonio Jorge Abdalla pelos auxílios na compreensão de conceitos técnicos. Com relação à publicação na Sodebrás, agradeço ao apoio do Prof. Dr. Teófilo Miguel de Souza (Departamento de Energia – FEG) e seu ex-aluno Dr. Rodrigo Pinto de Siqueira na execução do trabalho e também ao Prof. Dr. Paulo Atsushi Suzuki do DEMAR – EEL – USP - Lorena pela realização dos ensaios de difração de raios-X. Não posso me esquecer dos amigos do grupo de pesquisa ISPIC da FATEA - Lorena, entre eles, o Prof. Dr. José Wilson de Jesus Silva e o Prof. Dr. Rosinei Batista Ribeiro.

Agradeço ao auxílio e à torcida da minha mãe Shirley Aparecida da Silva para que eu realizasse esse doutorado e à memória de minha avó materna Maria da Silva pelo grande apoio nos meus estudos desde a infância.

“A natureza não sabe o que é o bem e o mal, ela só entende o equilíbrio e o desequilíbrio. Os druidas dizem que as almas dos homens e o universo são indestrutíveis, embora tanto o fogo quanto a água um dia acabarão prevalecendo sobre eles.”



Awen

Estrabão, filósofo grego

Este trabalho contou com apoio da CAPES, CAPES-PDSE e CNPq.
Programa PDSE da CAPES – Doutorado Sanduíche no Exterior: Processo número:
99999.002440/2014-08

RESUMO

Diante da necessidade da produção de novos materiais para a indústria automotiva com melhores performances aliada à preocupação com as questões ambientais, visando a redução do consumo de combustíveis fósseis, surgiram, a partir da década de 1990, os aços avançados de alta resistência (AHSS), os quais conciliam uma pequena espessura da chapa e alta resistência mecânica. Porém, a produção em massa de componentes estruturais é limitada devido aos desafios na conformabilidade e união de chapas devido ao retorno elástico, conhecido como efeito *springback*. O presente trabalho avaliou 10 tipos de aços amplamente utilizados pela indústria automotiva, os quais estão agrupados em aços bifásicos, aços baixo carbono, aços endurecíveis após pintura e aços com interstícios livres. Todos esses materiais foram submetidos à caracterização mecânica e microestrutural por meio de determinação de composição química, ensaios de tração, ensaios de dureza e nanodureza, ensaios de dobramento de três pontos ao ar, análises de difração de elétrons retroespalhados (EBSD) e simulação de dobramento mecânico pelo método de elementos finitos (MEF) em software ABAQUS. Com os resultados provenientes do MEF, foi possível identificar as diferenças nos perfis anisotrópicos de cada material e correlacionar cada perfil com as características cristalográficas analisadas por meio de EBSD. Assim, foi possível compreender a variação no grau de *springback* com base na estrutura do retículo cristalino, uma vez que as diferenças estruturais do retículo cristalino são as responsáveis pelas diferentes respostas mecânicas. Concluiu-se que o modelo de encruamento isotrópico utilizado no MEF foi eficiente na determinação do perfil anisotrópico dos materiais, porém para uma perfeita acurácia na previsão e eliminação do *springback*, faz-se necessária a utilização do modelo de encruamento cinemático aliado ao uso de contrapunção nos ensaios experimentais.

PALAVRAS-CHAVE: *Springback*. Método de elementos finitos. EBSD. Aços avançados de alta resistência. Indústria automobilística. Conformação.

ABSTRACT

In face of the need of the production of new materials for the automotive industry with better performance allied to the concern with environmental issues, aiming to reduce the consumption of fossil fuels, emerged from the decade of 1990, the advanced high-strength steels (AHSS), which reconcile a small sheet thickness and high mechanical resistance. However, the mass production of structural components is limited due to the challenges in conformability and union of sheets due to elastic return, known as springback effect. The present work has evaluated 10 types of steels are widely used in the automotive industry, which are grouped into biphasic steels, low carbon steels, bake hardening steels and interstitial free steels. All these materials were submitted to mechanical and microstructural characterization through determination of chemical composition, tensile tests, hardness Vickers tests and nanoindentation tests, sheet metal forming through three points bending in air, analyzes of electron backscatter diffraction (EBSD) and simulation of sheet metal forming by finite elements method (MEF) in ABAQUS software. With the results from the MEF, it was possible to identify the differences in anisotropic profiles of each material and correlate each profile with the crystallographic characteristics analyzed through EBSD. Thus, it was possible to understand the variation in degree of springback based on the structure of the crystal lattice, once the structural differences of crystal lattice are responsible for different mechanical responses. It was concluded that the model of isotropic hardening used in MEF was efficient in determining the anisotropic profile of materials, however for a perfect accuracy in prediction and elimination of springback, it is necessary to use a model of kinematic hardening allied to the use of counter-punch in experimental sheet metal forming.

KEYWORDS: Springback. Finite element method. EBSD. Advanced high strength steels. Automotive industry. Forming.

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AHSS	- Aços avançados de alta resistência - <i>advanced high strength steels</i>
AISI	- American Iron and Steel Institute
ARBL	- Aços de alta resistência e baixa liga
ARC	- Aços provenientes de doação pelo fabricante Arcelor Mittal
ASTM	- American Society for Testing and Materials
BH	- Aço endurecível após pintura - <i>bake hardening</i>
CSL	- Sítios de coincidência do reticulado cristalino - <i>coincident site lattice</i>
Docol_DL	Nomenclatura própria para o tipo de aço proveniente da empresa SSAB
DP	Aço bifásico – <i>dual phase</i>
EBSD	Electron backscatter diffraction – Difração de elétrons retroespalhados
HSLA	- Aços de alta resistência e baixa liga - <i>high strength low alloy</i>
HSS	- Aços convencionais de alta resistência - <i>high strength steels</i>
IF	- Aço com interstícios livres - <i>interstitial free</i>
IISI	- Internacional Iron and Steel Institute
Índice R	- Coeficiente de Lankford ou Índice de Anisotropia
Índice n	- Coeficiente de encruamento por deformação
LC	- Aço de baixo carbono - <i>low carbon</i>
LE	- Limite de resistência ao escoamento
MEF	- Modelagem por elementos finitos
PEEQ	- Deformação Plástica Equivalente
PEUG	- Aços provenientes de doação pela empresa Peugeot-Citröen MPSA
RT	- Limite de resistência à tração
S, Mises	- Tensão de Von Mises
SAE	- Society of Automotive Engineers
TTE	- Efeito através da espessura
TRIP	- Transformation induced plasticity
ULSAB	- Ultra light steel auto body
ULSAB-AVC	- Ultra light steel auto body – advanced vehicles concept
ULSAC	- Ultra light steel auto closures
ULSAS	- Ultra light steel auto suspension
Σ	- Somatório dos contornos dos sítios de coincidência – (CSL)

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	15
1.1 Motivação	17
1.2 Objetivos.....	19
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	20
2.1 Evolução dos aços na indústria automobilística.....	20
2.2 Aços avançados de alta-resistência – AHSS - <i>Advanced High Strength Steels</i>	25
2.3 <i>Springback</i>	38
2.3.1 Variações na forma do <i>springback</i>	46
2.3.1.1 Variação angular.....	46
2.3.1.2 Curvatura lateral	46
2.3.1.3 Torção	50
2.4 Tipos de Ensaios de Dobramento	51
2.5 Previsão de <i>Springback</i> pelo Método de Elementos Finitos	55
2.5.1 Tensão de Von Mises	63
2.6 Análise por técnica de Difração de Elétrons Retroespalhados (EBSD).....	64
2.6.1 Contornos CSL	70
2.6.2 Perfil de desorientação	71
2.6.3 Ângulos de Euler	72
2.6.4 Razão de aspecto	72
2.7 Equação de Hall-Petch.....	73
2.8 Anisotropia	74
3 MATERIAIS E MÉTODOS.....	75
3.1 Materiais avaliados e identificação das etapas realizadas	75
3.2 Determinação da composição química.....	76
3.3 Preparação das amostras para metalografia.....	77
3.3.1 Seccionamento.....	78
3.3.2 Embutimento	79
3.3.3 Identificação das amostras.....	81
3.3.4 Lixamento.....	81

3.3.5 Polimento simples e polimento eletrolítico	82
3.3.6 Ataque químico	84
3.4 Microscopia óptica pré-ensaio de dobramento ao ar	84
3.5 Difração de elétrons retroespalhados (EBSD) pré-ensaio de dobramento ao ar	86
3.6 Ensaio mecânicos	89
3.6.1 Determinação das propriedades mecânicas por ensaios de tração	89
3.6.2 Ensaio de Microdureza Vickers pré-ensaio de dobramento ao ar.....	91
3.6.3 Ensaio de Nanoindentação pré-ensaio de dobramento ao ar.....	91
3.6.4 Ensaio de dobramento.....	92
3.6.4.1 Ensaio mecânico de dobramento ao ar – <i>Air bending test</i>	92
3.6.4.2 Previsão e controle do efeito <i>springback</i> pela modelização de Gardiner.....	97
3.6.4.3 Método de Elementos Finitos (MEF)	99
3.7 Análises nas amostras que foram submetidas ao dobramento mecânico	102
3.7.1 Microscopia óptica pós-ensaio de dobramento	102
3.7.2 Difração de elétrons retroespalhados (EBSD) pós-ensaio de dobramento ao ar	103
3.7.3 Ensaio de Nanoindentação pós-ensaio de dobramento ao ar	103
4. RESULTADOS E DISCUSSÃO	104
4.1. Materiais avaliados	104
4.2. Composição química	104
4.3. Ensaio Mecânicos	105
4.3.1. Ensaio de tração	105
4.3.2 Ensaio de Microdureza Vickers	109
4.3.3. Ensaio de dobramento.....	109
4.3.3.1. Ensaio de dobramento ao ar – <i>Air bending tests</i>	109
4.3.3.2. Ensaio por simulação	111
4.3.3.2.1. Previsão de retorno elástico pela modelagem de Gardiner.....	111
4.3.3.2.2. Simulação por Método de Elementos finitos (MEF).....	112
4.3.3.2.2.1. Validação do Método de Elementos Finitos.....	114
4.3.4 Nanodureza.....	138
4.3.5 Microscopia óptica	139
4.3.5.1 Microscopia óptica antes do ensaio de dobramento de ao ar	139
4.3.5.2 Microscopia óptica após ensaios de dobramento ao ar.....	142

4.3.6. Análises de difração de elétrons retroespalhados (EBSD)	144
4.3.6.1 Estudo da textura por meio da evolução microestrutural	144
4.3.6.1.1 Mapas de orientação cristalográfica	144
4.3.6.1.2 Mapas de Ângulos de Euler	149
4.3.6.1.3 Perfil do grau de desorientação e ocorrência de fronteiras CSL - <i>Coincident Site Lattice</i>	151
4.3.6.1.4 Grau de desorientação em função do tamanho dos grãos.....	156
4.3.6.1.5 Estudo das frações recristalizada, deformada e subestruturada.....	164
4.3.6.1.5.1 Estudo das frações para os aços do 2° e 3° conjuntos	164
4.3.6.1.5.2 Estudo das frações para os aços do 1°, 2° e 3° conjuntos.....	171
5. CONCLUSÕES	187
SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	189
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	191
ANEXO A.....	203
ANEXO B.....	204

1 INTRODUÇÃO

Em um mundo cada vez mais preocupado com a questão ambiental, os automóveis precisaram ser reinventados para se adequarem às legislações cada vez mais rígidas no que diz respeito às emissões e ao consumo de combustível e, também, a um mercado consumidor muito mais consciente. Os carros, então, precisam não só ser cada vez mais rápidos, confortáveis e seguros a cada geração, mas também precisam evoluir no que diz respeito ao seu desempenho ambiental. Diante disso, se faz necessário reduzir cada vez mais o peso de seus produtos para minimizar o consumo de combustível a fim de diminuir o custo e as possíveis agressões ecológicas causadas direta ou indiretamente pelo uso de tais produtos. O peso é um dos fatores de maior influência no consumo de combustível. Por isso, um dos focos do desenvolvimento sustentável de produto aplicado na empresa diz respeito ao desenvolvimento de carrocerias mais leves. De acordo com dados da Revista Autohoje, edição 1378, publicados no Boletim Alualto da ABAL, tomando-se como referência o veículo modelo Golf Bluemotion VI, fabricante Volkswagen, tem-se que com relação ao consumo de combustível, o peso é responsável por 23% do consumo, enquanto as outras variáveis são: 42% para trem de força, 19% para aerodinâmica, 13% para resistência ao rolamento e 3% para abrasão/eletrônica (BOLETIM ALUAUTO, 2016).

Os aços utilizados, assim como os modelos dos automóveis, foram evoluindo conjuntamente ao longo do tempo, uma vez que nos primeiros automóveis eram utilizados aços ferrítico-perlíticos, os quais possuíam baixa estampabilidade nas chapas e possibilitavam somente a confecção de automóveis com modelo quadrado. Posteriormente, começaram a ser utilizados aços endurecíveis por solução sólida e/ou precipitação, sendo que nessa etapa deu-se o surgimento de um modelo extravagante denominado rabo-de-peixe possibilitado pela utilização desses últimos aços de maior estampabilidade. Porém a estampabilidade desses materiais ainda apresentava algumas limitações, além disso esse último modelo de automóvel tornou-se inviável diante da primeira crise do petróleo, em 1973, devido ao alto consumo de combustível. Assim, inicia-se a corrida tecnológica das siderúrgicas para a fabricação de aços mais leves e para a inserção de materiais mais leves na fabricação dos automóveis, como polímeros e compósitos, almejando-se, assim, reduzir o peso final do automóvel e, conseqüentemente, reduzir o consumo de combustível (GORNI, 2008).

Porém, um dos paradigmas atuais da ciência dos materiais é a tentativa do aumento de resistência mecânica do aço sem prejudicar a sua capacidade de deformação nos processos de conformação mecânica. Os aços utilizados na indústria automobilísticas, em geral, requerem boa resistência mecânica e boa capacidade de conformação (SCHEID et al , 2003)

Com o desenvolvimento dos aços avançados, foi possível diminuir a espessura da chapa de aço, ao mesmo tempo em que se aumentou a sua resistência mecânica, reduzindo assim o peso das peças sem perder as características originais do metal.

Nos anos 1970, os aços microligados, seguidos dos aços ligados com fósforo, marcaram o início destes novos desenvolvimentos (FLORES et al, 1998). Surgiram então os aços de alta resistência e baixa liga – ARBL - *High Strength Low Alloy – HSLA*, contendo micro-adições de Nb, Ti e V, cuja microestrutura ferrítica-perlítica mais refinada e capacidade de endurecimento por precipitação ofereciam maior resistência mecânica. Na década de 1980, surgem os aços bifásicos - *Dual Phase (DP)*, endurecíveis após pintura – *Bake Hardenig Steels (BH)* e os aços *Interstitial Free (IF)* – Livre de Intersticiais - Ultra Baixo Carbono. Nos anos 1990, surgiram os aços que apresentam a transformação induzida por deformação (TRIP). E posteriormente, surgiram os aços com ultra-alta resistência, como os aços CP - *Complex Phase* e os aços TMS - *Thyssen Martensitic Steels* (HOUBAERT et al, 1996).

A siderurgia mundial continuou desenvolvendo novos tipos de chapas de aço com características cada vez mais adequadas a aplicações específicas, diante do ambiente competitivo que surgiu e a partir da década de 1990, todos esses novos aços foram englobados numa só família, designada como Aços Avançados de Alta Resistência - *Advanced High Strength Steels – AHSS* (WUPPERMANN, 2007).

Percebeu-se que nesses novos aços que surgiam, o aumento do nível de resistência mecânica do produto levava a uma redução de sua estampabilidade. Tal problema foi resolvido com o uso de microestruturas adequadas a fim de reduzir a perda de ductilidade ao mesmo tempo em que se aumenta o limite de resistência mecânica (GORNİ, 2008).

Porém, os aços AHSS possuem desafios a serem superados, como problemas de conformabilidade, união das chapas e retorno elástico, sendo este último, conhecido como efeito *springback* e com relação aos AHSS, tal efeito tornou-se uma grande preocupação na indústria automobilística (PLACIDI et al., 2008).

O *springback* pode ser identificado como uma alteração na forma da peça submetida a descarregamento e após a retirada da ferramenta de conformação, devido a uma redistribuição

das tensões elásticas residuais. Esse fenômeno é característico dos novos aços com alta resistência em relação aos tradicionais aços de baixa resistência. Sendo assim, a indústria automobilística tem procurado utilizar materiais diferenciados e modificar processos de fabricação na tentativa de minimizar os problemas com o efeito *springback*. A indústria automobilística também procurou pela substituição de materiais tradicionalmente utilizados por alumínio e plástico e a substituição dos aços carbono comuns. Alta Resistência e Baixa Liga – ARBL - *High Strength Low Alloy – HSLA* e 6022-T4 liga de alumínio são frequentemente considerados como substitutos diretos no projeto de aços acalmados com silício de qualidade (DQSK), o principal esteio para os painéis de carroceria. Correções para o *springback* são essenciais durante o projeto dos moldes a fim de obter formas finais específicas. Curvas de correção baseadas em informações empíricas ou em simples teorias para pequeno *springback* em casos de flexão puros estão disponíveis há muitas décadas, com base nas premissas básicas da engenharia de flexão de vigas em L. Muitas soluções analíticas têm sido derivadas desde então e revisões sobre o assunto apareceram em novos trabalhos mais recentemente (Carden et al, 2002). Portanto, prever a ocorrência do *springback* durante o projeto da peça é fundamental a fim de buscar soluções para diminuir o problema.

1.1 Motivação

Os aços de alta resistência (HSS) e os avançados de alta resistência (AHSS) estão sendo usados amplamente na indústria automotiva devido a sua superior adequação em questões ambientais e superior resposta mecânica em casos de colisão. Tais materiais têm a habilidade de tornar os automóveis mais leves enquanto a resistência à colisão dos veículos pode ser mantida. Entretanto, um sério problema na aplicação dos HSS e AHSS é o *springback*, o qual ocorre devido à sua maior tensão de deformação plástica - *flow stress* em relação à razão do módulo de Young e então, afeta diretamente a acurácia dimensional dos produtos formados. A correta previsão do *springback* é fundamental para o *design* dos processos de conformação e para o *design* de ferramentas e para evitar custos extras de retrabalho das ferramentas. A previsão de *springback* é, no entanto, uma tarefa complexa e a sensibilidade da previsão de *springback* por meio de parâmetros numéricos da simulação de elementos finitos adiciona mais desafio para esta complexidade (HASSAN et al, 2016).

Os dez tipos de aços estudados neste presente trabalho são utilizados pelas principais indústrias automobilísticas atualmente, por serem aços de alta resistência, sendo eles 3 variedades de aços bifásicos, 1 variedade de aço baixo carbono, 2 variedades de aços endurecível após pintura e 4 variedades de aços com interstícios livres. Visto que tais materiais possuem as características mecânicas adequadas para sua utilização na indústria, mas ao mesmo tempo apresentam problemas dimensionais devido ao efeito *springback*, faz-se necessário uma reprodução e quantificação desse efeito em laboratório e posterior simulação com modelagem por meio de elementos finitos a fim de se analisar possíveis alterações microestruturais e relacioná-las com suas respectivas propriedades mecânicas.

Grande parte dos estudos que tratam do efeito *springback* visam simular sua ocorrência através de técnicas de elementos finitos por meio de softwares computacionais apropriados para tal fim. Devido à escassez de trabalhos na literatura correlacionando o efeito *springback* com a microestrutura, é fundamental fazer uma correlação entre as possíveis alterações microestruturais e suas propriedades mecânicas nos materiais submetidos a tal efeito, a fim de se criar uma identidade micrográfica para cada grau de deformação do material, caracterizando com exatidão o efeito *springback* sobre a microestrutura.

Após a correlação entre as possíveis alterações microestruturais e propriedades mecânicas, é possível deduzir quais são os fatores microestruturais que causam o efeito *springback* para que seja possível minimizá-lo ou eliminá-lo, permitindo-se, assim, que a utilização dos AHSS seja totalmente viável pela indústria automobilística.

1.2 Objetivos

- 1- Caracterização mecânica, química e microestrutural dos 10 aços obtidos por doação, com a realização de ensaios de tração, microscopia óptica e ensaios de microdureza. Tais aços apresentam variações em seus graus de resistência e podem ser agrupados em 4 classes a seguir: aços bifásicos (*dual-phase* e *docol_dl*), com interstícios livres (*interstitial free*), de baixo carbono (*low carbon*) e endurecíveis após pintura (*bake hardening*).
- 2- Realização de ensaios de conformação mecânica para determinar e avaliar o efeito *springback* nos materiais avaliados e comparação com os resultados da simulação dos mesmos ensaios por meio de modelagem com elementos finitos;
- 3- Após a validação do modelo simulado em elementos finitos (MEF), estudo das variáveis fornecidas pelo software a fim de estabelecer correlações com os resultados provenientes das análises de EBSD;
- 4- Com base nas correlações entre MEF e EBSD, conhecer o perfil anisotrópico com base nas características cristalográficas dos aços quando submetidos a dobramento mecânico por meio do estudo dos tipos de encruamento.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Evolução dos aços na indústria automobilística

A indústria automobilística é a grande força motora para o desenvolvimento de materiais, que está constantemente na busca de componentes mais leves e mais baratos com correspondente aumento de resistência mecânica (SCHAEFFER, 2009). Quando os automóveis são avaliados do ponto de vista da matéria-prima, verifica-se que são compostos, em média, 70% de aços, sendo, de longe, o material predominante na indústria automobilística. Assim, é fundamental a produção de aços avançados de alta resistência, garantindo o aumento da integridade estrutural, aumento da resistência ao choque, com um menor custo para o produto final (KISHIDA, 2000).

Um de seus principais objetivos para o desenvolvimento de carrocerias de automóveis é a combinação de força e estabilidade nas chapas metálicas. Assim, essa indústria vem, ao longo das décadas, alterando os projetos de fabricação dos veículos e suas formas. Isso leva a uma maior exigência com relação à estampabilidade das chapas destinadas à fabricação das carrocerias. Estampabilidade é necessária quando a chapa metálica é estampada em um painel e a alta resistência é desejável depois da fabricação. Além disso, também há uma procura no aumento da eficiência energética dos automóveis, uma vez que com a redução do peso dos veículos é possível reduzir o nível de emissão de poluentes e atender às questões ambientais. Essa maior estampabilidade aliada a uma redução da espessura das chapas podem ser obtidas com o uso de aços de alta resistência. Os aços endurecíveis por solução sólida e/ou aqueles endurecidos por precipitação representam a primeira linha desenvolvida pelas siderúrgicas a partir da década de 1950, sendo que isso influenciou em alterações nos modelos dos veículos; porém tais aços apresentavam uma estampabilidade limitada (RABELO, 2000). Posteriormente a isso, devido à crise do petróleo, na década de 1970, muitos países adotaram sérias medidas para diminuir e racionalizar o consumo de energia. Dessa forma, a indústria automobilística foi obrigada a encontrar soluções, trazendo evoluções na aerodinâmica e redução no peso dos veículos (NOGUEIRA, 2001). Hoje, os aços endurecíveis após pintura - *Bake Hardening* – BH são os que melhor apresentam um balanceamento desejado entre limite de resistência e estampabilidade para a indústria automobilística (RABELO, 2000).

Os aços ARBL (HSLA) proporcionavam melhores propriedades mecânicas e maior resistência à corrosão do que os aços carbono. Tais aços possuíam micro-adições de Nb, Ti e V em sua constituição. E embora tais aços possuísem microestrutura mais refinada e capacidade de endurecimento por precipitação, esse aumento nos níveis de resistência mecânica causou uma ligeira perda de sua estampabilidade. Como correção a essa limitação, foram desenvolvidos os aços bifásicos - *dual-phase*, cuja microestrutura formada por duas fases, ferrita e martensita, permitiu reduzir as perdas de estampabilidade em níveis mais elevados de resistência mecânica (ALL METALS & FORGE, 2009).

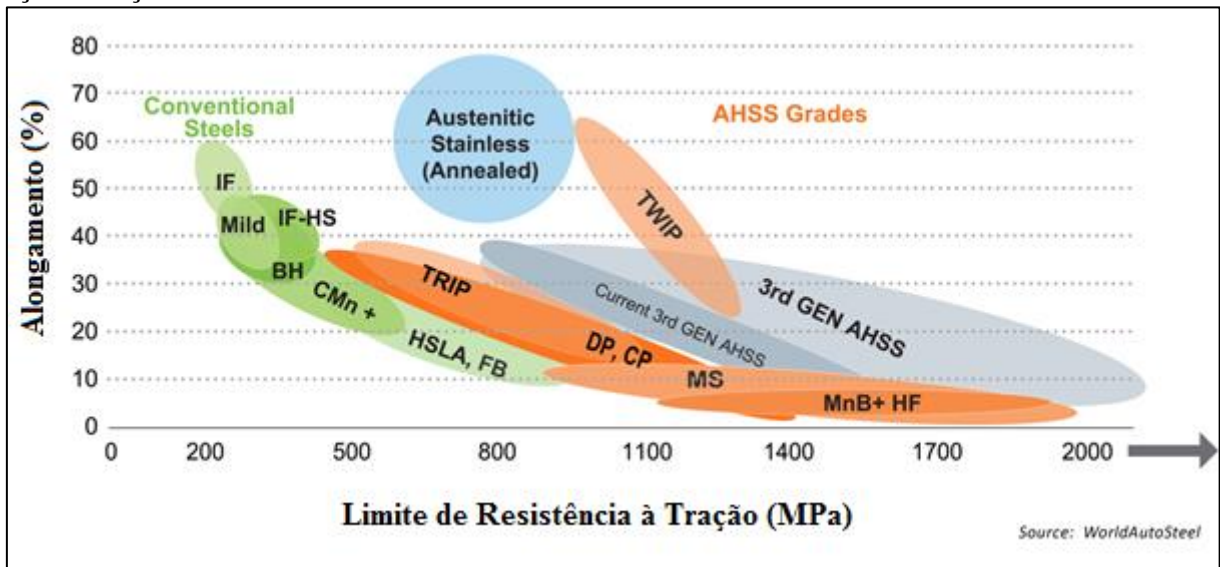
A crise do petróleo terminou por volta de 1985, porém, a tendência de diminuição no peso dos automóveis ficou ligeiramente ameaçada pelas crescentes exigências dos consumidores por maior conforto a bordo, como ar condicionado, direção hidráulica e vidros elétricos (GORNI, 2008).

As questões atuais da indústria automobilística estão intimamente relacionadas com as questões do meio ambiente e energia, e, dessa forma, com as exigências em relação aos materiais que são utilizados na fabricação dos automóveis. Tais exigências são: redução de peso, absorção de energia de impacto - *crashworthiness*, segurança e redução de gases que causam efeito estufa - *GHG emissions*, sendo que esta última considera o ciclo de vida, desde a extração, refino e processamento do material, seguido da manufatura até a reciclagem do veículo (BOOT, 2008). Tanto uma maior redução no peso como uma melhoria na segurança passiva tem sido simultaneamente requisitados para os componentes da nova geração de veículos. Então, os aços bifásicos - *dual phase*, que são avançados de alta resistência, têm sido progressivamente usados na manufatura de partes automotivas. Os aços avançados de alta resistência (HSS) são largamente utilizados hoje em dia como componentes estruturais automotivos para melhorar a absorção de energia de impacto mecânico - *crashworthiness* sem o acréscimo de peso ao corpo da carroceria (YAMANO e IWAYA, 2005). A Figura 1 ilustra a evolução quanto à resistência dos aços de alta resistência citados.

Durante cada processo de conformação da folha de metal, os aços de alta resistência exibem diferentes efeitos *springback*, sendo que isso é o resultado da recuperação na deformação do material após a remoção de carga. O mais sério problema na estampagem de folhas de HSS é seu *springback* extremamente grande. Portanto, uma nova técnica para eliminar o *springback* é urgentemente necessária na indústria de estampagem. O *springback* é uma variável sensível nos parâmetros dos materiais e processos. Considera-se que o

springback que ocorre numa parte conformada traz alterações significativas para o *design* dos moldes e ferramentas (CHONGTHAIRUNGRUANG et al 2013).

Figura 1. Aplicação e características dos aços HSS e AHSS. Conventional steels: aços convencionais. Stainless austenitic: aços inoxidáveis auteníticos. AHSS Grades: graus de aços avançados de alta resistência.



Fonte: World Auto Steel (2014)

O Consórcio ULSAB – *Ultra Light Steel Auto Body*, foi um consórcio de P&D criado em 1994, considerado uma das maiores iniciativas de pesquisa colaborativa dos últimos tempos, realizada por 35 siderúrgicas em 18 países, em resposta aos estudos que indicavam uma perda significativa da utilização do aço na indústria automotiva, face à ação de produtos como alumínio e plástico. Dentre as siderúrgicas participantes desse projeto, encontram-se as nacionais Usiminas (Usinas Siderúrgicas de Minas Gerais) e CSN (Companhia Siderúrgica Nacional). Tal consórcio foi idealizado pelo IISI – International Iron and Steel Institute, contando com a PES – Porsche Engineering Services Inc. com entidade de apoio, entre outras, tais como MIT, responsáveis pela análise de custos e investimentos, e ICON (Website), dentre outras. O objetivo principal deste consórcio era desenvolver uma estrutura de carro baseado em aços de ultra resistência com baixo custo.

Este projeto de pesquisa foi compreendido em duas fases (conceito/validação). Na primeira fase, foi desenvolvido o conceito da estrutura, através da utilização do CAE – *Computer Aided Engineering*, tendo sido definidas: a seleção dos tipos de aço e processos de produção, as metas para os novos produtos e o design preliminar do automóvel. Foram gastos

aproximadamente US\$ 2,0 milhões em 2 anos (1994 e 1995). Posteriormente, iniciou-se a validação do projeto, ocorrendo a utilização de engenharia automotiva a fim de integrar os objetivos das siderúrgicas e dos parceiros automotivos. Dentre os parceiros automotivos estão a Porshe Engineering Services, Inc. (Responsável pela engenharia e gerenciamento de manufatura de protótipos), Fab-All Manufacturing – USA, MSI Prototype & Engineering – USA, Auto-Die International – USA, Stickel (Germany) e Wilhelm Schaefer Hydroforming (Germany). Na segunda fase desse projeto, foram gastos US\$ 20.0 milhões entre 1996 e 1998 (ANDRADE, 2000 e IISI, 1995).

Tal projeto obteve uma redução de peso de 25% em relação à média dos dez mais importantes veículos da classe sedan quatro portas, utilizados como referência e obteve também um aumento da segurança, traduzido pelos coeficientes de rigidez e torção (80%) e dobramento (52%) e, além disso, obteve também aumento no conforto, devido à diminuição em 58% da frequência de vibração de 1º modo. Esses resultados foram obtidos devido ao uso maciço dos aços AHSS, uso intensivo de *tailored welded blanks* e adoção de processo *hydroforming* (ANDRADE, 1998).

A partir desses ótimos resultados e da grande repercussão no setor, o consórcio anunciou em 1997, simultaneamente, os projetos ULSAC - *Ultra Light Steel Auto Closers* e ULSAS - *Ultra Light Steel Auto Suspension*, ambos encerrados em 1999. O projeto ULSAC teve como objetivo o desenvolvimento conceitual de painéis de cobertura com a efetiva construção de um conjunto de portas com excelentes resultados de redução de peso, aumento da segurança e características de *Denting Resistent*, com custos compatíveis com a produção em escala. Paralelamente, o projeto ULSAS proporcionou o desenvolvimento de uma suspensão completa de última geração com reduções de peso e custo (ANDRADE, 2000).

Com a divulgação dos resultados finais do projeto ULSAB, as siderúrgicas envolvidas no projeto desenvolveram, a partir de 1999, um projeto mais amplo denominado ULSAB-AVC. Este projeto desenvolveu conceitualmente duas classes de veículos, agregando os conceitos desenvolvidos nos projetos anteriores e utilizando técnicas avançadas de engenharia automotiva e aços de última geração. Esse desenvolvimento inclui carroceria, painéis de cobertura, suspensão, suporte do motor e todos os componentes estruturais e de segurança; eficiência no consumo de combustível; desempenho ambiental otimizado quanto à emissão de poluentes e reciclagem com produção a custos competitivos. A continuidade do programa ULSAB, com os projetos ULSAC, ULSAS e ULSAB-AVC, contou com a participação de 33

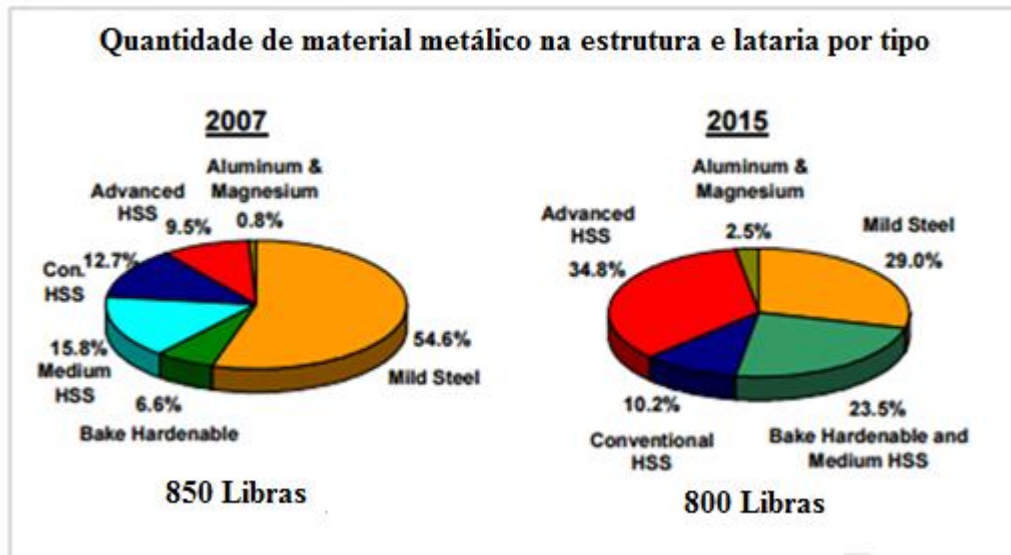
siderúrgicas de 18 países, dentre as quais temos a USIMINAS, a única representante brasileira. O projeto ULSAB- AVC encerrou-se em 2002 (KEEGAN, 2005).

De 2008 a 2011, foi realizado o projeto *Future Steel Vehicle* (FSV), o qual possuía como foco a utilização de aços avançados de alta resistência, combinados com motorizações elétricas, e conseguiu proporcionar melhor segurança para os ocupantes mantendo a redução de peso do veículo e redução nas emissões de poluentes, com a vantagem de não comprometer os custos dos automóveis (WSA, 2011).

Com encerramento do Programa ULSAB, as atividades do consórcio foram concentradas no comitê AutoCo do IISI – International Iron and Steel Institute, que vêm sendo conduzidas com a participação de 21 siderúrgicas de 14 países (KEEGAN, 2005).

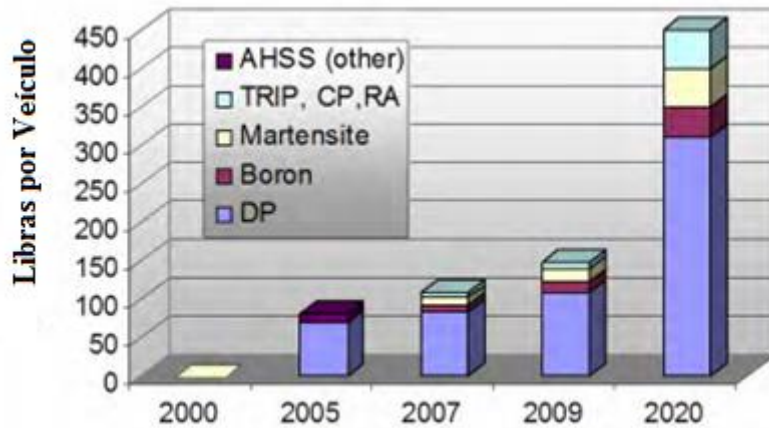
A Figura 2 apresenta uma evolução ao longo dos últimos anos com relação à utilização dos aços HSS e AHSS. Nota-se um crescimento no uso de aços endurecíveis após pintura e AHSS (*dual phase*) e diminuição da utilização de aços macios. Já a Figura 3 apresenta a expectativa até 2020 para o consumo dos aços AHSS, mostrando claramente um aumento no consumo dos aços bifásicos (DP).

Figura 2. Crescimento do uso de diferentes graus de HSS e AHSS de 2007 a 2015.



Fonte: World Auto Steel (2014)

Figura 3. Expectativa de crescimento da utilização dos AHSS até 2020.



Fonte: World Auto Steel (2014)

2.2 Aços avançados de alta-resistência – AHSS - *Advanced High Strength Steels*

Cerca de 60% dos graus de aços utilizados hoje na indústria automobilística foram desenvolvidos a partir de 2002 até os dias atuais. São os aços de alta resistência - *High Strength Steel* – HSS, aços avançados de alta resistência - *Advanced High Strength Steel* – AHSS e aços de ultra alta resistência - *Ultra-High-Strength Steels* – UHSS e é justamente neste segmento que existem oportunidades de desenvolvimento de ponta. Em 2010, houve regulamentação para colisão frontal, o que impulsionou a utilização do AHSS e também a nova regulamentação nacional relativa à segurança e à emissão de poluentes em veículos automotores tem influenciado decisivamente a demanda de aços de elevada resistência mecânica, principalmente aqueles conhecidos como AHSS (SAE BRASIL, 2014).

O Quadro 1 a seguir mostra as principais classificações dos aços utilizados pela indústria automobilística, que podem ser de 3 tipos: pela denominação metalúrgica, pela resistência mecânica e por outras propriedades mecânicas.

Quadro 1. Principais classificações dos aços automotivos como encontradas na literatura

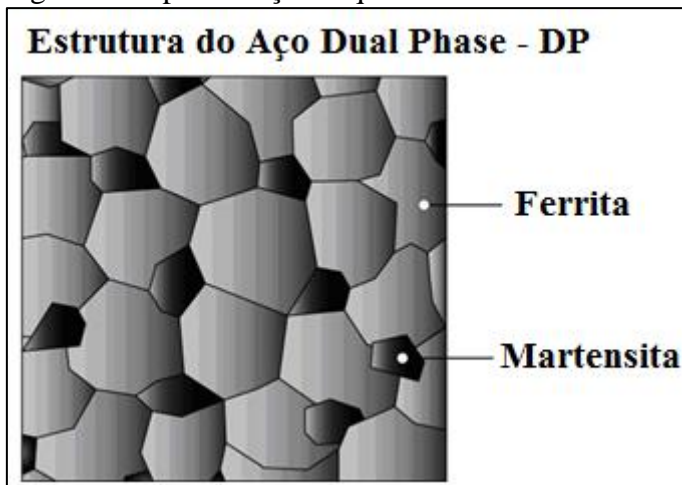
Classificações dos aços automotivos	
1. Denominação metalúrgica	- aços de baixa resistência: aços com interstícios livres e aços-carbono
	- aços convencionais de alta-resistência (HSS): aços carbono-manganês; aços endurecíveis; aços com interstícios livres de alta resistência; aços de alta resistência e baixa liga
	- aços avançados de alta resistência (AHSS): aços bifásicos; aços de plasticidade induzida por transformação; ferrítico-bainítico; aços de fases complexas e aços martensíticos
2. Resistência mecânica do aço	- aços convencionais de alta resistência (HSS): limite de escoamento entre 210 e 550 MPa e limite de resistência entre 270 e 700 MPa; - aços avançados de alta resistência (AHSS): limite de escoamento superior a 550 MPa e limite de resistência superior a 700 MPa.
3. Outras propriedades mecânicas	- alongamento total ($\epsilon\%$); - coeficiente de encruamento (n); - etc

Fonte: Adaptado de KEELER (2009)

A microestrutura é o fator que causa a principal diferença entre os aços convencionais HSS e os AHSS, uma vez que os aços HSS são ferrítico-perlíticos contendo uma única fase, já os AHSS contém uma ou demais fases além da ferrita, a qual pode ser: martensita, bainita, austenita e/ou austenita retida em quantidades suficientes para produzir propriedades mecânicas particulares (KEELER, 2009).

A Figura 4 a seguir, é uma representação de um aço AHSS, bifásico - *dual phase*, contendo duas fases em sua constituição. A matriz é ferrítica contendo ilhas de martensita localizadas em seus contornos de grãos.

Figura 4. Representação esquemática da microestrutura de um aço bifásico



Fonte: World Auto Steel, 2012

Uma vez que não há como se alterar a densidade do aço, a solução para reduzir o peso dos componentes feitos com esse material consiste na redução de sua espessura, o que obviamente irá requerer um material com maior resistência mecânica para que a peça mantenha suas propriedades originais. Mas ganhos de resistência mecânica normalmente implicam em menor estampabilidade. Uma primeira abordagem nesse sentido foi conseguida nos chamados aços bifásicos - *dual phase*: sua microestrutura predominantemente ferrítica faz com que ele seja muito macio no início do processo de estampagem. Contudo, os 15% de martensita em sua microestrutura fazem com que sua resistência mecânica se eleve significativamente ao longo dessa etapa de conformação. O aço TRIP (com plasticidade induzida por transformação) adota princípio semelhante, mas é ainda mais eficaz: a austenita retida presente na sua microestrutura se transforma em martensita durante a estampagem, aumentando ainda mais a resistência mecânica da peça (GORNI, 2011).

Ainda assim, a estampagem dos aços AHSS tende a ser mais difícil. Geralmente a conformação das peças é até possível, mas é freqüente a ocorrência do chamado “efeito mola” - *springback* – ou seja, a peça que sai da matriz sofre retorno elástico, como que procurando voltar à forma original que possuía antes da conformação. A distorção observada geralmente é pequena, mas em grau suficiente para não atender às rígidas tolerâncias dimensionais impostas pela indústria automobilística (GORNI, 2011).

Porém, os aços AHSS oferecem melhoras significativas em termos de redução de peso e absorção de energia de impacto, com mínimo impacto no custo de manufatura dos veículos,

sendo assim controlar o efeito springback se torna de suma importância para se poder utilizar largamente esses aços na produção em massa de componentes automotivos (BOTT, 2008).

De acordo com Abdalla et al. (2006), a microestrutura bifásica, pertencente a um dos tipos de AHSS, confere uma maior resistência mecânica com ductilidade mais elevada do que nos aços de alta resistência e baixa liga.

Ainda com relação a ganhos adicionais de resistência visando a fabricação de componentes estruturais automotivos, podem ser citados os aços a seguir: aços ferrítico-bainíticos, aços com plasticidade induzida por maclação, aços conformados a quente, aços tratados termicamente pós-conformação, aços endurecíveis após pintura - *bake hardening*, aços refosforados e de alta resistência e baixa liga (ARBL), os avançados de alta resistência (AHSS) como o bifásico, ferrítico-bainítico e “TRIP”. Ao longo do tempo, aços microligados de alta resistência mecânica foram desenvolvidos para atender às necessidades do mercado. Os primeiros aços fabricados foram os aços IF - *interstitial free* ou livre de interstícios, e posteriormente, os aços BH - *bake hardening* (BOTT, 2008).

Os aços multifásicos foram desenvolvidos com a finalidade de aliar no mesmo material uma alta resistência e alta conformabilidade. Tais materiais possuem as fases ferrita, bainita, austenita retida e martensita em sua constituição. A microestrutura é de base ferrítica e contém dispersões de segunda fase como martensita e bainita, além de conter teores de austenita retida, que quando aliados a teores de elementos de liga como carbono, manganês e silício, contribuem para elevar a resistência e ductilidade do aço. Ao se buscar a estabilização da austenita retida, a fim de que esta se transforme em níveis mais elevados de tensão e deformação, isso confere uma maior eficiência do efeito TRIP - *Transformation Induced Plasticity* ou Transformação Plástica Induzida (ELISEU et al., 2008).

TRIP significa o efeito da plasticidade induzida por deformação, gerado pela transformação da austenita retida. Estes aços multifásicos, que também são conhecidos como TRIP devido a esse efeito, podem ser obtidos por meio de uma austenitização parcial ou total, seguida de um tratamento isotérmico na faixa de temperatura de transformação bainítica. Parte da austenita é transformada em bainita, durante o tratamento isotérmico, enquanto há a formação de martensita durante a têmpera em água a partir da austenita residual. Esses aços apresentam uma alta taxa de encruamento devido à dispersão da bainita, martensita e austenita retida na matriz ferrítica. E diferentemente dos aços bifásicos, os aços TRIP apresentam uma elevada taxa de encruamento, mesmo com altos níveis de deformação. Além disso, a austenita

retida se transforma em martensita, de maneira progressiva, com o aumento da deformação. (JACQUES et al., 2001).

Em vários trabalhos, verificou-se que as diferentes propriedades obtidas em aços multifásicos estão relacionadas com a porcentagem de silício. Um teor mínimo de silício é, então, necessário para prevenir a precipitação de cementita a partir da austenita retida durante a formação da ferrita bainítica, e também para que seja possível a estabilização da austenita por enriquecimento de carbono. O estabilizador de austenita, também é necessário, sendo que isso é conseguido por meio da adição de manganês como elemento de liga (ELISEU et al., 2008).

Quando são utilizados teores maiores de carbono, tem-se uma austenita retida mais estável, que permanece presente até o final do processo de fabricação e se transforma em martensita somente durante uma possível deformação que venha a ocorrer posteriormente, como, numa condição de choque, absorvendo assim maior energia durante o impacto (JACQUES et al., 2001).

O tamanho de grãos é um importante fator que modifica as propriedades mecânicas finais do aço, uma vez que o menor tamanho dos grãos austeníticos se comparados aos aços bifásicos, acabam oferecendo uma maior resistência ao material. Esse menor tamanho dos grãos pode ser conseguido por meio de processos que causam refino de grão, como processamento termomecânico e adição de elementos de liga, sendo que no caso dos aços multifásicos, o molibdênio é o elemento que contribui nesse processo (GORNI, 2011).

Assim, com o objetivo principal de se reduzir o consumo de combustível, mantendo o desempenho do veículo, as siderúrgicas conseguiram ótimos avanços com o desenvolvimento dos AHSS, que oferecem alta resistência mecânica com perdas mínimas de conformabilidade; porém tais avanços ainda não são suficientes, uma vez que a estampabilidade desses materiais ainda é imprópria durante algumas situações práticas, devido principalmente ao “efeito mola” ou retorno elástico - *springback* que ocorre após as operações de estampagem e que é bastante acentuado nas chapas de aço AHSS. A chapa é facilmente conformada, porém sofre distorção imediatamente após sua remoção da matriz devido a tensões residuais. A precisão dimensional da peça é, então, afetada em maior ou menor grau por essa mudança na forma da chapa (GORNI, 2010).

O uso de chapas de aço de ultra-alta resistência para a fabricação de painéis automotivos aumentou rapidamente na indústria, a vantagem destes materiais é poder proporcionar

maiores níveis de resistência em chapas cada vez mais finas. Já foram até desenvolvidas folhas de aços de ultra-alta resistência com resistência à tração superior a 1 GPa (MORI et al., 2007). Até 2007, a maioria das placas usadas nos veículos eram de resistência à tração de 590 MPa ou menos, sendo que havia uma limitação no uso de aços de ultra alta resistência ainda são limitadas devido ao grande *springback* e à baixa conformabilidade (MORI et al., 2007). Atualmente, a indústria automobilística já desenvolveu processos paliativos para a diminuição do efeito *springback* durante a estampagem das peças, porém ainda não há um método único, rápido e eficaz para a redução desse efeito.

Outro tipo de aço microligado também foi criado, sendo conhecido como: CP - *Complex Phases* ou Fases Complexas. São aços com alta capacidade de absorção de energia, alta capacidade de deformação, alto limite de resistência quando comparado ao TRIP, boa conformabilidade e alongamento total por volta de 10%. Possuem em média entre 35% e 50% de bainita, 25% e 40% de ferrita e 20% e 30% de martensita (OLIVEIRA, 2015). É produzido pela laminação a quente ou a frio, com alto refinamento dos grãos, recristalização retardada pelo resfriamento e utilizando-se elementos de liga. Por conta de suas características, sua principal utilização é na área de segurança automobilística.

Nos Quadros 2, 3, 4 e 5 a seguir, estão listadas as principais características microestruturais e mecânicas dos 4 tipos de aços avaliados neste trabalho. Também estão listados os processos de produção, vantagens de utilização e principais aplicações. Para os aços bifásicos, tais informações foram encontradas nos trabalhos de Rashid (1977), Keeler (2009), Gorni (2011), Tigrinho (2011) e Lajarin (2011). Para os aços endurecíveis após pinturas, tais informações foram encontradas nos trabalhos de Silva (2007), Gorni (2008), Berbenni (2004), Pereira (1977), Jeong (1998), Takechi (1998), Mizui et al. (1990), Jeong et al. (1993), Lee et al. (1994), Wilson (1959), Zhao (2001) e Storozheva (2001). Para os aços com interstícios livres, tais informações foram encontradas nos trabalhos de Elias et al. (1973), Fukuda et al. (1972), Hook et al. (1975), Tither et al. (1994), Tokunaga et al. (1987), Takeshi (1994), Tsunoyama et al. (1990), Bleck (1991), Barnett (1999), Keeler (2009), Caul et al. (1977) e Shaeffer (2009). Para os aços baixo carbono, tais informações foram encontradas nos trabalhos de Monedezi (2010), Callister (2008), Lancaster (1980) e Shi (2005).

Quadro 2. Características dos aços estudados (surgimento e microestrutura).

Principais características dos 4 tipos de aços utilizados nesse trabalho				
	<i>Dual Phase (DP)</i>	<i>Bake hardening (BH)</i>	<i>Interstitial free (IF)</i>	<i>Low carbon (LC)</i>
Surgimento	final da década de 1970	final do século XX pela indústria siderúrgica japonesa	- década de 1970; - a partir de 1979, começaram a ser produzidos em grande quantidade, em substituição aos aços baixo carbono acalmados ao alumínio.	- meados de 1975
Micro-estrutura	- 80 a 85% de ferrita poligonal macia (matriz) e 15 a 20% de ilhas de martensita (fase dura) - fusão das três morfologias básicas para microestruturas com duas fases: duplex, dispersão e em rede	-base ferrítica e uma solução sólida de fortalecimento; - a composição química e o processamento são projetados para manter o carbono na solução durante a fabricação e então permitir que o carbono saia da solução durante a pintura em forno ou durante algumas semanas na temperatura ambiente	- base ferrítica, com teores de carbono e nitrogênio menores que 0,003%, resultando na redução da quantidade da adição de nióbio e/ou titânio para estabilização	- de 0,05 a 0,25% de carbono; - estrutura é basicamente ferrítica com pequeno teor de perlita

Fonte: Adaptado de Gorni (2011), Silva (2007), Shaeffer (2009) e Monedezi (2010)

Quadro 3. Características do aços estudados (mecânicas e tipos de melhoramento)

Principais características dos 4 tipos de aços utilizados nesse trabalho				
	<i>Dual Phase (DP)</i>	<i>Bake hardening (BH)</i>	<i>Interstitial free (IF)</i>	<i>Low carbon (LC)</i>
Características Mecânicas	<ul style="list-style-type: none"> - alto coeficiente de encruamento; - escoamento contínuo (ausência de patamar de escoamento); - limite de resistência médio 380 MPa; - limite de resistência à tração médio: 655 MPa; - alongamento total superior a 27% 	<ul style="list-style-type: none"> - desempenho constante na estampabilidade; - ganho de resistência após tratamento térmico; - boa ductilidade; - boa percentual de alongamento 	<ul style="list-style-type: none"> - níveis de carbono ultra-baixos projetados para diminuir o limite de escoamento e aumentar os coeficientes de encruamento 	<ul style="list-style-type: none"> - elevada ductilidade; - baixa dureza; - limite de escoamento de 275 MPa; - resistência à tração entre 415 e 550 MPa); - alongamento de 25%
Melhoramento	<ul style="list-style-type: none"> - adição de Mn, Cr, Mo, V, Ni individual ou combinados aumentam a endurecibilidade 	<ul style="list-style-type: none"> - após o forjamento, a quantidade de discordâncias livres na ferrita aumenta significativamente e há um aumento no limite de resistência ao escoamento como resultado. - o aumento adicional no limite de resistência ao escoamento é devido à fixação das discordâncias livres por átomos de carbono, no processo de secagem de seus revestimentos à 150-200°C 	<ul style="list-style-type: none"> - o produto final após a laminação a morno, a frio e recozimento, apresenta propriedades melhores do que o laminado a quente, frio e recozido; - combinação de elementos para fortalecimento por solução sólida; - precipitação de carbonitretos e/ou nitretos e refinamento de grãos; - adição de fósforo para aumentar a resistência 	<ul style="list-style-type: none"> - adição de manganês (1,6%) para aumentar a resistência sem prejuízo da tenacidade: aços carbono-manganês; - de acordo com ASTM: são aços para fins estruturais do tipo A36, A529 e A573; - adição de alumínio (0,01 a 0,02%) para obtenção de uma granulação mais fina e melhor tenacidade.

Fonte: Adaptado de Gorni (2011), Silva (2007), Shaeffer (2009) e Monedezi (2010)

Quadro 4. Características dos aços estudados (vantagens mecânicas e de utilização)

Principais características dos 4 tipos de aços utilizados nesse trabalho				
	<i>Dual Phase (DP)</i>	<i>Bake hardening (BH)</i>	<i>Interstitial free (IF)</i>	<i>Low carbon (LC)</i>
Vantagens	<ul style="list-style-type: none"> - bom equilíbrio entre resistência e ductilidade; - maior conformabilidade que aços HSS; mais macio no início do processo de estampagem 	<ul style="list-style-type: none"> - acréscimo da tensão limite de escoamento de aproximadamente 40 MPa, durante o processo de tratamento de pintura ou recobrimento em uma temperatura de aproximadamente 170°C; - fenômeno de envelhecimento controlado, conhecido como envelhecimento por deformação estática, ligado à presença de carbono e/ou nitrogênio em solução sólida, impedindo a movimentação das discordâncias através da segregação de átomos intersticiais, com ganho na resistência ao escoamento; - boa conformabilidade antes do cozimento como uma alta resistência após o cozimento 	<ul style="list-style-type: none"> - excelente conformabilidade; - baixo custo de produção; - melhor qualidade que os aços acalmados ao alumínio; - a laminação a morno permite expandir a variedade de produtos obtidos, diminuir os custos de produção devido ao aumento da tensão de escoamento, aumentar a qualidade comercial, estampagem profunda, estampagem extra-profunda e taxa de produção; - concorrente nas aplicações que utilizam-se alumínio e plástico 	<ul style="list-style-type: none"> - mais barato que os aços anteriores; - competem com produtos que podem ser fabricados com aço inoxidável e metais de liga de alumínio

Fonte: Adaptado de Gorni (2011), Silva (2007), Shaeffer (2009) e Monedezi (2010)

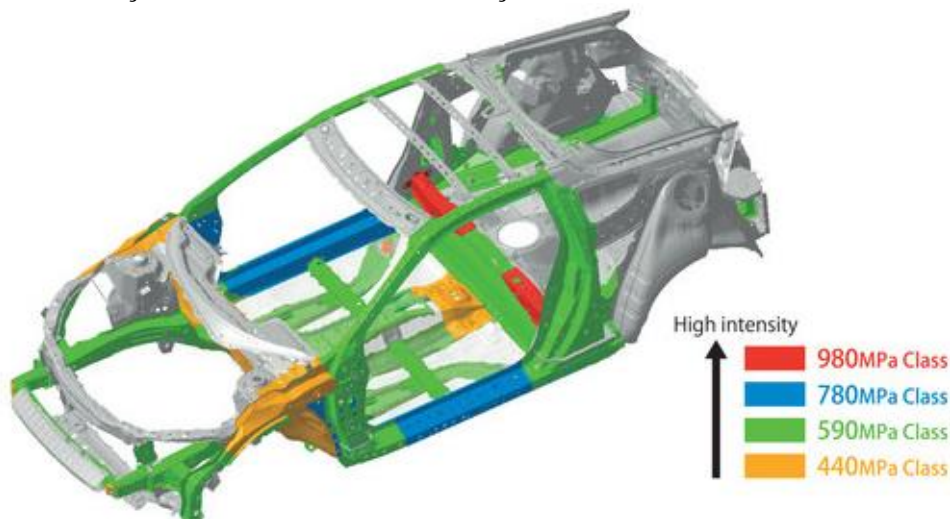
Quadro 5. Características dos aços estudados (produção e principais empregos industriais)

Principais características dos 4 tipos de aços utilizados nesse trabalho				
	<i>Dual Phase (DP)</i>	<i>Bake hardening (BH)</i>	<i>Interstitial free (IF)</i>	<i>Low carbon (LC)</i>
Produção	- resfriamento controlado a partir da fase austenita (em produtos laminados a quente) ou a partir das duas fases, ferrita mais a fase austenita (pela contínua laminação a frio do aço recozido e produtos revestidos por imersão a quente)	- processo de envelhecimento da tensão causado pela difusão do carbono por três mecanismos: - migração de átomos de carbono entre os possíveis conjuntos de sítios intersticiais, migração esta induzida por tensão; - segregação de carbono pelas discordâncias; - precipitação de carbonetos.	- produzidos por meio de avançados equipamentos de desgaseificação a vácuo, que permitem a fabricação de aços com teores cada vez menores de carbono e nitrogênio; - laminação a frio no ou ferrítica (70°C menor que na normal);	- aço que não responde aos tratamentos térmicos que visam formar a martensita. O endurecimento, então, deve ser feito por trabalho a frio; - quanto à desoxidação, os podem ser efervescentes, semi-acalmados ou acalmados;
Emprego	- componentes estruturais e de segurança dos automóveis: barras transversais da porta, longarinas, colunas A e B, soleira da porta, arco do teto, pára-choque, entre outros	-pára-lamas; painéis das portas dos veículos; capôs; portas traseiras, dianteiras e tetos, além de peças estruturais, tais como: assoalhos automotivos; reforços; suportes transversais e peças anexas para a indústria automobilística	- peças estruturais complexas, como: janelas, portas e capôs de automóveis; peças que necessitem de estampagem profunda	- laminados planos, folhas ou tiras de aço; painéis de automóveis; eletrodomésticos; indústria naval como perfis estruturais; arames; latas de folha de flandres; tubos para a construção civil; chapas automobilísticas

Fonte: Adaptado de Gorni (2011), Silva (2007), Shaeffer (2009) e Monedezi (2010)

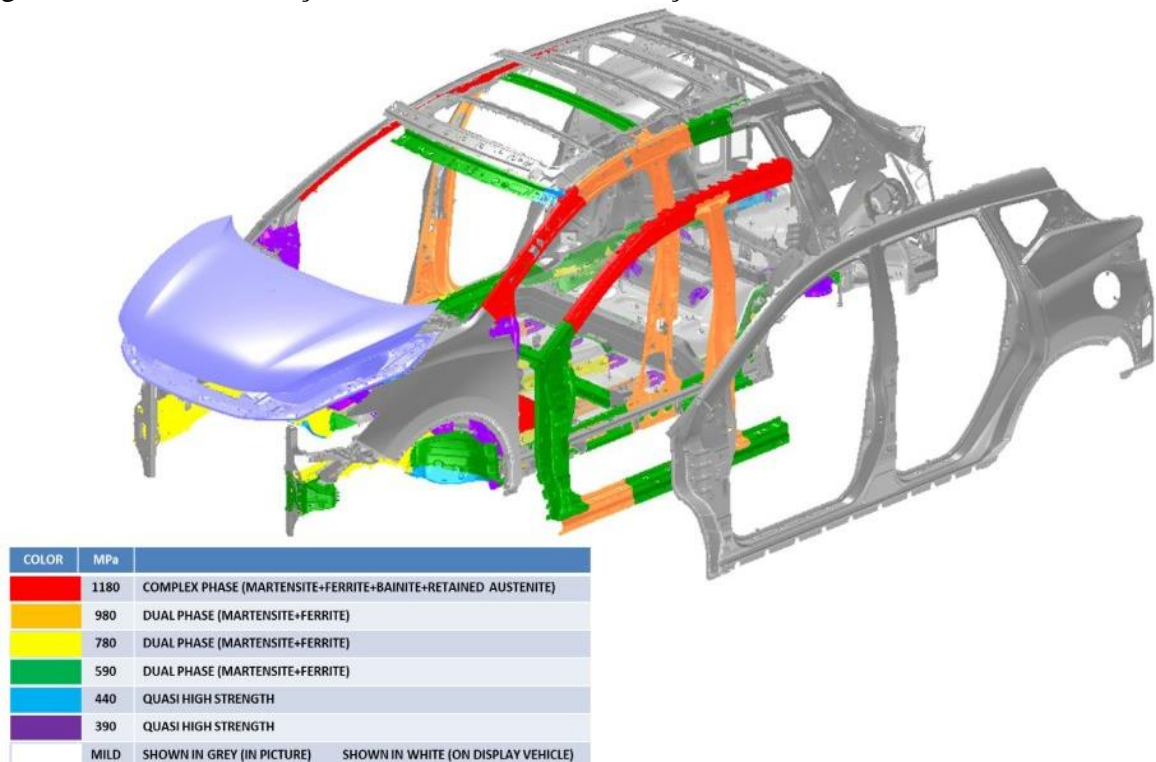
As Figuras 5, 6 e 7 representam as carrocerias de três modelos de automóveis destacando por cores os graus de aço utilizados em cada um de seus componentes estruturais. Observa-se que no caso do modelo Honda CR-Z, a maior quantidade de aço utilizada é do grau 590 MPa. Já o modelo Nissan Murano utiliza quantidades balanceada entre os graus 590, 980 e 1180 MPa. Os graus 590 e 980 MPa pertencem à classe dos aços bifásicos - *dual phase* e o grau 1180 MPa pertence à classe dos aços *Complex Phase*. O modelo Nissan Murano utiliza uma variedade maior de graus de aço em sua constituição. Com relação ao modelo Porsche Cayenne, nota-se que a maior quantidade de material utilizada em sua estrutura pertence à classe dos AHSS.

Figura 5. Esquema da estrutura da carroceria de um automóvel Honda CR-Z com relação aos graus dos aços utilizados em sua fabricação



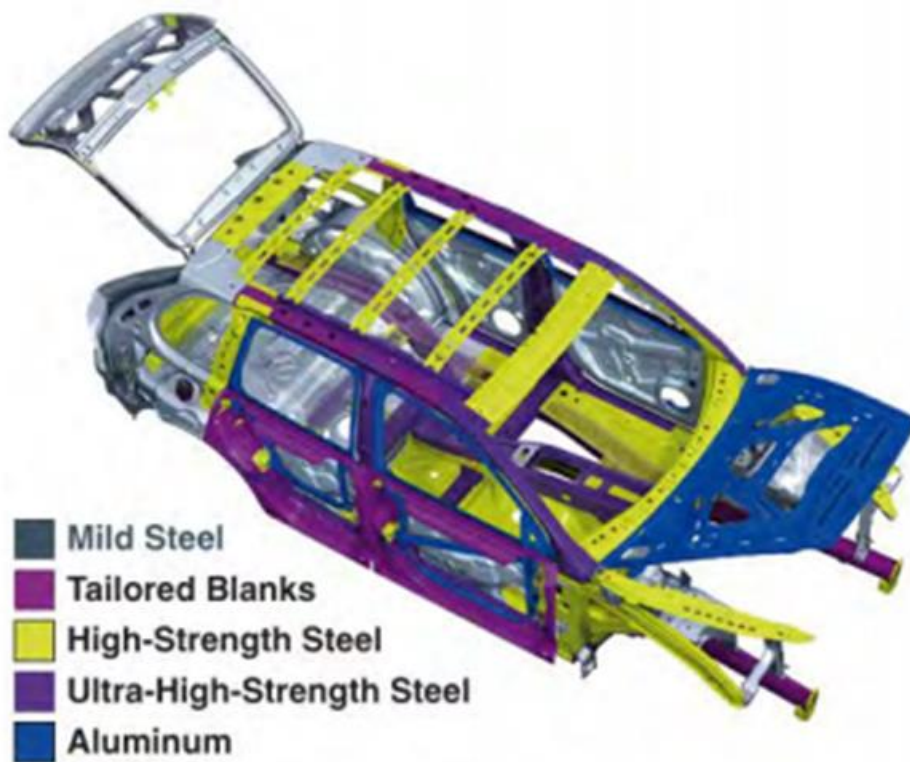
Fonte: World Auto Steel, 2012

Figura 6. Esquema estrutural da carroceria de um automóvel Nissan Murano, com relação aos graus e às classes dos aços utilizados em sua fabricação



Fonte: Repairer Driven News, 2015

Figura 7. Representação esquemática da carroceria de um automóvel Porsche Cayenne com relação aos diferentes tipos de materiais utilizados em sua fabricação



Fonte: World Auto Steel, 2012

2.3 *Springback*

O *springback* é resultante da deformação elástica que ocorre quando a ferramenta de conformação é removida. Também conhecido como efeito mola ou recuperação elástica, essa alteração de forma parcial ocorre em chapas de aço em consequência da remoção de restrições após a conformação (RAMEZANI et al., 2010). O cerne das pesquisas anteriores vem a ser o fato que a forma final da parte depende da quantidade de energia elástica armazenada na parte durante o processo da conformação da folha de metal - *sheet metal forming*. Durante a estampagem profunda - *deep drawing*, o material sofre deformações em caminhos complexos por meio da sucessiva flexão e deflexão sob o raio do molde. Os diferentes caminhos de carregamento resultam em diferentes tensões de deformação e padrões de evolução na tensão de resistência à tração (HASSAN et al, 2016).

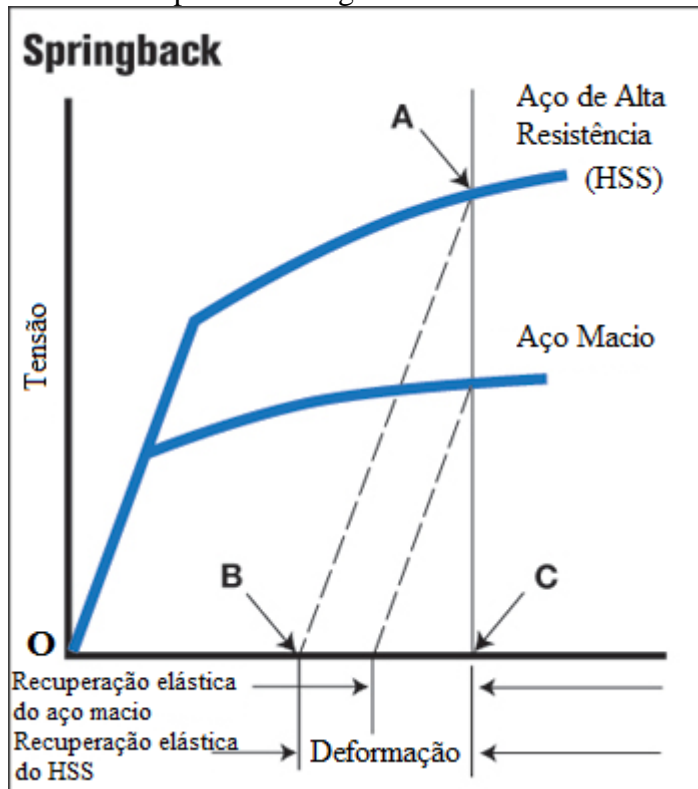
Esses problemas de conformação vêm sendo uma grande preocupação dentro da indústria há vários anos, uma vez que não é possível haver um controle após a retirada das restrições sobre as folhas de metal. Sabe-se que tais problemas de conformação ocorrem em função da deformação plástica e normalmente podem ser solucionados pela manutenção dos níveis de deformação abaixo das deformações críticas.

Com relação às montadoras de veículos, a maior preocupação é devido à redução da precisão e da uniformidade nas dimensões dos produtos, sendo que isso ocorre em função das tensões elásticas geradas durante o processo de conformação da chapa e conseqüentemente, com o alívio dessas tensões durante a descarga, acontece a alteração indesejável na forma da peça. Essa alteração pode ser traduzida como um desvio dimensional que a peça sofre em relação à forma do punção e do molde utilizados no processo de conformação. Verificou-se que a magnitude do efeito *springback* aumenta conforme se eleva a resistência do aço. As peças feitas a partir de AHSS podem possuir tensões elásticas mais altas. Uma vez que muito pouca experiência prévia foi gerada com relação aos procedimentos de compensação de *springback* para AHSS, procedimentos próprios de compensação, de ensaios e de erros têm sido desenvolvidos pelas montadoras para auxiliar na minimização do efeito *springback*.

Além dos AHSS serem utilizados em processos que causam tensões elásticas mais altas, ainda há o fator da redução do peso nos veículos, com a utilização de folhas mais finas de metal. Folhas mais finas são menos capazes de manter a forma da peça, contribuindo para o efeito *springback*. (KEELER, 2009).

Na Figura 8, a descarga (pela remoção de todas as forças e momentos externos) a partir de um certo ponto da deformação plástica, A seguiria a linha AB, onde OB é a deformação plástica permanente e BC é a recuperação elástica da deformação. A alteração significativa na forma da peça ocorre devido ao efeito mecânico multiplicador em outras localidades da folha de metal da recuperação elástica em um determinado local, que apesar de pequena, traz esse efeito multiplicador quando é realizada a deformação por dobramento.

Figura 8. Comparação com relação ao efeito *springback* entre um aço macio e um aço de alta resistência a partir de um gráfico de tensão x deformação



Fonte: Keeler, 2009

As ferramentas e a geometria envolvidas no processo de conformação são o que determinam a magnitude do *springback*. As tensões residuais são formadas quando a geometria da peça impede a completa descarga das tensões elásticas, gerando-se assim tensões elásticas remanescentes na peça, que irá adquirir qualquer forma possível para minimizar o restante das tensões residuais. Se todas as tensões elásticas não puderem ser aliviadas, então é criado um padrão de tensão residual distribuído uniformemente ao longo da folha, e através da espessura é eliminada a fonte de efeitos mecânicos multiplicadores, levando a uma diminuição do *springback*.

A compreensão e o desenvolvimento da mecânica do dobramento são necessários para prever o *springback* e para se determinar o limite do raio de dobramento em uma específica espessura da chapa e propriedades do material, uma vez que o dobramento tem sido amplamente utilizado nas indústrias para a produção de peças estampadas, como canais, chaves e outras partes estruturais. A previsão do *springback* é fundamental para se obter uma alta precisão na dimensão das peças de dobramento.

No processo de dobra, os limites de elasticidade dos materiais são ultrapassados, mas a limitação no escoamento destes materiais não pode ser ultrapassada. Sendo assim, o material conserva uma parte da maleabilidade original de seu perfil: quando a carga é liberada, a parte da peça em contato com forças de compressão tenta aumentar, enquanto as áreas da peça em contato com forças de tração tenta encolher. Portanto, a peça dobrada por flexão tenta ligeiramente abrir, causando o retorno elástico. Essa natureza do material definida como *springback* foi descrita por vários autores. De acordo com Zhang et al. (2007), esse efeito é causado pela redistribuição das tensões na chapa do material após a remoção da ferramenta.

Segundo Tekaslan et al. (2006), foi possível conhecer os principais fatores relacionados às características, propriedades e parâmetros do material a ser conformado e parâmetros dos processos de conformação que causam influências no resultado final do ângulo de *springback*. Tais fatores estão apresentados no Quadro 6.

Quadro 6. Principais fatores do processo de conformação que influenciam o efeito *springback*

Fatores que influenciam o efeito <i>springback</i>			
Material	Processo de conformação	Punção de dobramento	Molde de dobramento
<ul style="list-style-type: none"> - espessura; - dimensões; - módulo de elasticidade; - tensão limite de escoamento; - comportamentos mecânicos, como por exemplo, encruamento por deformação a frio; - percentual de alongamento 	<ul style="list-style-type: none"> - modelo de conformação aplicada; - tempo de permanência do punção de carga sobre o material; - força aplicada; - temperatura do processo; - ângulo de flexão; - pressão sobre a área a ser conformada 	<ul style="list-style-type: none"> - dimensões; - relação raio do punção pela espessura da chapa: se essa relação for grande, o <i>springback</i> aumenta proporcionalmente; - raio: quando o raio de flexão aumenta, o <i>springback</i> também aumenta 	<ul style="list-style-type: none"> - dimensões; - abertura do molde: quando esta é aumentada, resulta-se em maior <i>springback</i>

Fonte: Adaptado de Tekaslan et al. (2006)

Na literatura, são encontrados alguns métodos já amplamente utilizados a fim de se evitar o *springback*. Tais métodos se referem ao ângulo de dobramento, à área de dobra, à condição do material antes do dobramento e à duração do processo de dobramento. Por exemplo, aumento do ângulo de flexão dependendo do *springback*; a área de dobra é achatada de maneira a não recuar; o material é esticado e posteriormente flexionado; aumento do tempo de duração durante a aplicação de carga sobre o material.

Com relação à diminuição do efeito *springback* nos trabalhos encontrados na literatura, pode ser citado o trabalho de Yanajimoto et al. (2007), no qual foi realizada a conformação do tipo V-bending test para dobrar as chapas a 90°, tendo sido utilizadas chapas de aço de alta resistência endurecível por precipitação. Durante o processo de dobramento, as chapas foram submetidas a diferentes temperaturas. Verificou-se que a temperatura influenciou o grau de *springback*. O comportamento do efeito *springback* das chapas submetidas a temperaturas abaixo de 477°C foi semelhante ao comportamento das mesmas chapas quando em temperatura ambiente. Houve diminuição de dois graus no *springback* para as chapas submetidas a temperaturas superiores a 477°C.

Esses resultados de diminuição do *springback* com a aplicação de calor, pode ser explicada por meio do estudo anterior do mesmo autor, Yanajimoto et al. (2005), o qual afirma que em temperaturas superiores a 477°C, ocorre uma recuperação e recristalização parcial da ferrita formada no metal. Portanto, o processo de dobramento

ocorre mais facilmente em temperaturas superiores a 477°C devido a essa redução de dureza durante a deformação sob calor.

Enquanto a literatura que trata das análises de *springback* de chapas metálicas é extensa, experimentos controlados de *springback* sob conformações em reais condições (ou seja, envolvendo flexão e deflexão simultâneas com tensão imposta e deslizamento sobre a ferramenta) são os mais comuns. Muitos experimentos foram realizados sob condições de flexão pura (ou seja, com mínima tensão) em quatro tipos: máquina ferramenta cilíndrica, flexão em U - *U-bending*, flexão em V - *V-bending* e *Kanging*. Tais experimentos mostram um aumento no *springback* quando $R = t$ (raio da ferramenta = espessura da folha de metal), mas tais resultados têm pouca aplicação para situações onde uma tensão significativa na chapa está presente, porque a tensão da chapa domina outras variáveis do processo na determinação do *springback* (Carden et al, 2002).

Cleveland e Gosh, 2002, explicaram que o *springback* ocorre devido a uma deformação elástica que se desenvolve durante o carregamento e descarregamento e portanto leva a um comportamento de histerese (perda de energia) em metais. A magnitude do *springback* é aproximadamente proporcional à relação da magnitude da tensão residual que ocorre após a conformação e o módulo de elasticidade do material. Esse fenômeno é especialmente problemático no caso dos aços de alta resistência por causa das altas tensões residuais resultantes. Sabe-se também que a inclinação da variação do módulo de elasticidade foi diferente durante o carregamento e o descarregamento devido às deformações micro-plásticas. Essas deformações micro-plásticas não conseguiram ultrapassar a configuração dos obstáculos devido à geração de novas discordâncias em rede durante o carregamento cíclico.

O método mais efetivo para suprimir o *springback* é reduzir o momento de flexão que é a sua força motora. Algumas técnicas já foram propostas para esta finalidade. No entanto, tais técnicas possuem limitações na eliminação do *springback*, especialmente com relação aos aços de ultra alta resistência. Yamano e Iwaya (2005) propuseram uma tecnologia sequencial de flexão e deflexão por meio do uso de um punção especialmente projetado chamado de punção de sobrepercurso induzido - *over-run inducing punch*. Entretanto, a redução do *springback* alcançada por esse método é fortemente influenciada pela forma da ferramenta, e uma vez que esta é fixa, o nível de *springback* para uma dada folha de metal não pode ser controlado.

Ogawa e Yoshida (2011) investigaram o efeito do *springback* utilizando um molde do tipo fundo de canto - *die-corner bottoming* no ensaio de flexão em U - *U-bending* e descobriram que esse processo reduz efetivamente o *springback* em certa medida; entretanto, uma certa quantia de *springback* sempre se manteve sob uma grande força de *bottoming*. Uma aproximação alternativa é a compensação de *springback* através do desenho adequado do molde. Por exemplo, Sachs (1986) empregou um punção de cabeça arredonda - *rounded-head punch* e um contrapunção - *counter punch*, sendo que esse conjunto é chamado de *bottoming ao arco* (*arc bottoming*) para neutralizar o efeito do *springback*. Liu (1984) propôs uma nova tecnologia de conformação caracterizada por 2 estágios de golpeamento do punção que induz a flexão e a deflexão, a qual é chamada de técnica de dupla flexão - *double-bend technique* utilizando-se a conformação em canal em U - *U-channel forming*. Um dos problemas dessas aproximações é que o nível de compensação de *springback* está diretamente relacionado a forma da ferramenta (por exemplo, raio do arco da cabeça do punção em *bottoming ao arco*) e não inclui um parâmetro de processo controlável; portanto, diferentes formas de ferramentas têm sido projetadas para cada tipo de folha de metal.

Uma variedade de experimentos de conformação - *draw-bending* tem sido usada para revelar o comportamento do *springback* em folhas de metais. A maioria desses testes usa geometria em duas dimensões para simplificar as análises e simulações, sendo também representativo para muitas partes utilizadas na indústria. Curvas com bordas - *flanged* são típicas em tais análises, as quais têm servido para várias outras análises como referência. A deformação plástica - *flow* da folha de metal sobre o raio do molde induz a curva de parede lateral - *sidewall curl* após o descarregamento devido à deformação não-uniforme ao longo da espessura da folha de metal e correspondente distribuição da tensão não uniforme. A maioria dos estudos na literatura enfatizam a proeminente influência da tensão da folha de metal no *springback*. Entretanto, a força contrária no ensaio de conformação - *channel-drawing test* é somente aplicada indiretamente, como um resultado da força do dispositivo que prende a chapa durante a estampagem profunda - *blank-holding* e do atrito entre a borda curvada - *flange* e ambos o molde e o dispositivo que prende a chapa (CHALAL et al, 2012). De acordo com isso, ensaios específicos para determinação de *springback* tem sido projetados, assim, tal força contrária é diretamente controlada. Um desses testes, conhecido como dobramento sob tensão - *bending-under-tension* – *BUT test*, foi inicialmente projetado para medir as forças de atrito e os coeficientes. No ensaio de BUT, uma pequena amostra da folha de aço é

conformada sob o raio de uma ferramenta cuja superfície frontal e lados traseiros formam um ângulo pré-definido, normalmente 90° . A superfície frontal da amostra de aço é então conformada à velocidade constante enquanto uma força contrária constante é aplicada na superfície oposta da amostra, normalmente por meio de acionadores hidráulicos. Kuwabara et al (1996) foram os primeiros a usar esse teste para investigar o *springback*, seus modelos analíticos captaram as principais tendências, embora eles não foram capazes para prever precisamente as geometrias do *springback* em todas as situações. Posteriormente, Wagoner et al (2002) exploraram exaustivamente esse ensaio nas investigações de *springback*. A seleção de diretrizes para uma acurácia na simulação por elementos finitos do ensaio de BUT e o esclarecimento da influência de uma curvatura secundária, característica desse ensaio particular, são especialmente úteis. Alguns parâmetros sem dimensões foram propostos para resumir os principais efeitos. Especificamente, o parâmetro “Searle” (w^2/Rt) caracteriza a forma e influência da curvatura secundária, e a relação entre o raio do molde versus a espessura (R/t) exibe influência significativa no comportamento de *springback*. Valores baixos de raio do molde versus a espessura mostraram comprometer elementos da peça de estapagem profunda nas simulações de *springback*, e uma queda drástica nos valores de *springback* foi registrado. Algumas folhas de metais foram submetidas a esse teste, incluindo os AHSS (HILDITCH et al, 2007). A influência da força contrária no *springback* se mostrou ser quase linear na maioria das análises, exceto para algumas folhas de ligas de alumínio, onde a tendência não linear foi devido à inferência de alterações na curvatura secundária (CARDEN et al, 2002).

O processo de conformação de dobramento de chapas de metal é difícil, principalmente porque o comportamento de retorno elástico não pode ser facilmente controlado. No trabalho de Ma et al, 2015, de modo a investigar o comportamento elástico na flexão das folhas de metal, testes de dobramento foram conduzidos em chapas Ti-2.5Al-1,5 Mn. Observou-se que o comportamento de recuperação elástica tem uma estreita correlação com a relação entre a espessura e o diâmetro de grão (T/D) e textura cristalográfica. Um certo valor crítico da razão T/D é observado, que divide a tendência de variação do comportamento do retorno elástico em duas partes diferentes: a distribuição de tensões é perturbada em amostras com razão T/D pequena, o que leva à grande dispersão do ângulo de *springback* após a descarga. O processo de dimensionamento de pressão entre a chapa e os dispositivos que a prendem ao molde - *blank holders* - pode mudar o estado de distribuição de tensões da região de deformação e é

um processo útil para reduzir a quantidade de ângulo de retorno elástico e a dispersão na dobra de chapas de metal, oferecendo um controle mais preciso sobre as dimensões do molde, intensidade da carga, tempo e velocidade do punção.

Com a miniaturização contínua em várias áreas, incluindo medicina, comunicação, controle automático e indústria aeroespacial, há uma demanda enorme para o desenvolvimento do processo de conformação precisa na produção de componentes de flexão pequenos e finos, como a mola de contato, chapas de papelão ondulado, etc. No entanto, na mesma maneira que os microprocessos de conformação de grandes quantidades de metal, folhas de metal com espessuras na gama de micron são submetidos aos chamados efeitos de tamanho, o que impede os processos de dobramento convencionais de se transformarem em microflexão na produção de peças (ENGEL e ECKSTEIN, 2002). Exemplos são o aumento da anisotropia do material, a dispersão da tensão de dobramento, e assim por diante. Estes problemas foram identificados por afetarem o comportamento do *springback* em folha de metal processos de dobramento. O retorno elástico inclui dois aspectos, a quantidade e a dispersão do ângulo de *springback*. A fim de investigar o comportamento do *springback* em folha de metal em processos de dobramento, uma grande quantidade de estudos tem sido realizada. O estudo de Gau et al. (2007) verificou que a quantidade de retorno elástico pode ser expressa como uma função da razão T/D, que é um fator chave que influencia o valor do ângulo de recuperação elástica quando a espessura é inferior a 350 micrômetros. Para realizar ensaios de flexão pura em folhas de metal, um dispositivo especial foi desenvolvido por Kocanda e Prejs (2003). Eles descobriram que a microestrutura do corpo de prova desempenha um papel importante no mecanismo de deformação plástica.

Também existem outras possibilidades de se contornar o problema do efeito *springback*. Uma delas é usar aço endurecível por cozimento - *bake hardenable*, uma vez que ele é muito macio no momento da estampagem e seu aumento de resistência mecânica durante a conformação não é tão significativo, o que favorece a manufatura de peças com formato complexo. Ele somente irá ganhar resistência mecânica durante o processo de secagem da pintura em estufa, através de fenômenos físico-químicos de precipitação e envelhecimento. Outra possibilidade é adotar o conceito do blanque sob medida - *tailored blank*, constituído por chapas com diferentes espessuras e/ou propriedades mecânicas e que geralmente são unidas por soldagem a laser. Consegue-se assim otimizar a estampagem. Ainda existe o *tailored rolled blank*, o qual é feito com um único tipo de aço, cujo perfil de espessura

variável é definido através de um processo especial de laminação a frio. E ainda, a outra possibilidade de contornar o *springback*, está no uso da estampagem a morno ou a quente, aproveitando o efeito da temperatura no sentido de reduzir a resistência mecânica e aumentar a ductilidade do aço. É possível nesse caso, variar os tratamentos térmicos aplicados nas várias regiões da peça, dotando-se a matriz de estampagem com vários sistemas independentes para controle de temperatura. Assim, é possível se criar os perfis de propriedades mecânicas mais adequados para a funcionalidade do componente. Além disso, processos de conformação mais simples, como dobramento, também podem ser facilitados através do aquecimento localizado por laser (GORNI, 2011).

2.3.1 Variações na forma do *springback*

O *springback* pode se apresentar de três formas individualmente ou agrupadas entre si na mesma chapa. As formas mais usuais que geralmente são encontradas em componentes estruturais são: variação angular - *angular change*, curvatura lateral - *sidewall curl* e torção - *twist*.

2.3.1.1 Variação angular

Pode ser definida pelo ângulo formado quando o plano da aresta dobrada da peça se desvia do plano da ferramenta. O ângulo de *springback* é medido fora do raio do punção. Se não houver curvatura lateral, o ângulo será constante por toda a extensão conformada.

A fim de se eliminar ou minimizar a variação angular é preciso eliminar ou minimizar o momento de flexão, que é criado em função da diferença de tensões na direção da espessura da chapa, quando uma chapa de metal se dobra ao longo de um raio do molde.

2.3.1.2 Curvatura lateral

Pode ser entendida como a curvatura criada ao final da extensão conformada. Essa curvatura ocorre mais facilmente quando uma folha de metal é desenhada sobre um dado raio do molde ou do punção ou através de uma ferramenta de conformação - *draw bend*. A principal causa é a distribuição desigual da tensão ou a passagem de um gradiente de tensão

através da espessura da chapa. Essa tensão é gerada durante o processo de flexão e de deflexão sob pressão.

A diferença entre a recuperação elástica entre a superfície interna e externa da folha de metal é a principal fonte de variação na curvatura lateral ao longo da espessura da chapa. Quanto maior a resistência do metal deformado, maior a magnitude e a diferença na recuperação elástica entre as superfícies da folha, e há um aumento na curvatura lateral. A resistência do metal deformado depende do limite de escoamento do material como recebido, como também da sua capacidade de encruamento. A fim de se minimizar o *springback* de curvatura lateral deve se reduzir gradiente de tensão através da espessura da chapa.

A diferença no encruamento por deformação a frio entre os convencionais HSS e os AHSS explica como a relação entre as alterações angulares e a curvatura lateral pode alterar o comportamento da peça.

A curvatura lateral é uma variação na forma de *springback* que apresenta maior deformação devido à flexão e deflexão do aço sobre o raio do molde e sobre a ferramenta de conformação. No estudo de Keeler (2009), foram analisadas duas curvas de tensão-deformação, sendo uma com relação a aços convencionais de alta resistência endurecidos por precipitação e outra com relação a aços avançados como dual phase e TRIP. Verificou-se que o AHSS apresentou um nível mais elevado de tensão com o aumento das tensões elásticas e apresentou uma maior curvatura lateral para um mesmo nível de tensão mesmo em raios de moldes diferentes, sendo um raio menor (4 mm) e outro maior (10 mm). Portanto, a curvatura lateral foi maior para o AHSS.

Ainda como resultado do estudo anterior de Keeler (2009), conclui-se que a curva de tensão-deformação para AHSS é sempre maior do que a curva para HSS. Dessa forma, AHSS terá maior *springback* tanto para alteração angular como para curvatura lateral quando comparado com HSS, visto que em AHSS, a alta taxa de encruamento do AHSS causa maiores aumentos na resistência do aço deformado para a mesma quantidade de deformação.

Porém, algumas diferenças no dimensionamento das ferramentas, molde e pressão de deflexão, localização dos pinos de pressão, e outras variáveis na peça podem causar variação nos ângulos de *springback*, mesmo para um controle completamente simétrico das peças.

Springback de parede lateral - *sidewall springback* é complicado pela tensão reversa que ocorre na transição da flexão para a deflexão como o fluxo do material sobre o raio do molde. O encruamento que mecanicamente está relacionado a multiplicação e aniquilação de

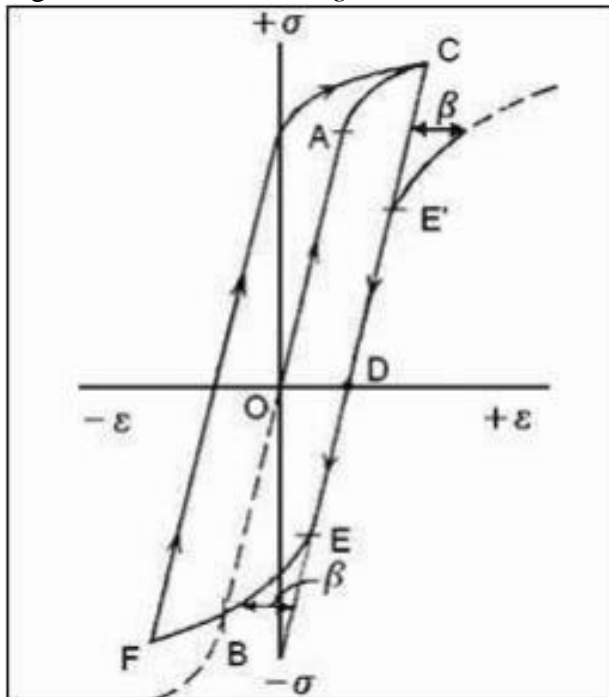
discordâncias, pode ser considerado como sendo igual em todas as direções, levando à suposição de encruamento isotrópico. Por outro lado, campos de tensão anteriores que se acumulam podem ter um efeito direcional na deformação reversa subsequente levando à observação de um efeito Bauschinger. Superfícies de escoamento subsequentes frequentemente apresentam tradução bem como distorção. Uma grande variedade de monocristais, policristais e ligas multifásicas exibem efeitos Bauschinger (Geng and Wagoner, 2002).

O Efeito de *Bauschinger* (assim denominado em homenagem a Johann Bauschinger) é a mudança de direção do limite de elasticidade de um metal policristalino ou liga metálica, após uma deformação plástica. Ao deformar um metal em uma direção até que seja ultrapassado o limite de elasticidade, e deformando-o após na direção contrária, seu limite de proporcionalidade nesta última direção é menor. O motivo para que isto ocorra são adições e bloqueamentos de discordâncias - *dislocation* (falhas) no material.

A Figura 9 ilustra um exemplo básico da curva tensão-deformação em circuito de histerese quando se considera o efeito Bauschinger em um material metálico dúctil.

Na Figura 9, (A) representa a tensão de escoamento do material sob efeito de tração. Caso o mesmo material fosse testado em compressão, a tensão de escoamento seria aproximadamente a mesma indicada no ponto B da curva pontilhada. Nesta Figura, é considerado um material sob tração, passando a tensão de escoamento até C ao longo do caminho O-A-C. Se o material for então descarregado, ele seguirá o caminho C-D, sendo desprezado um pequeno efeito de histerese elástica. Porém, caso uma tensão compressiva seja aplicada, o escoamento plástico se iniciará numa tensão correspondente ao ponto E, a qual é inferior com relação à tensão limite de escoamento compressiva do material (B). Enquanto a tensão de escoamento na tração foi aumentada, devido ao encruamento de A até C, a tensão de escoamento na compressão foi diminuída. Este efeito é o efeito *Bauschinger* (DIETER, 1981).

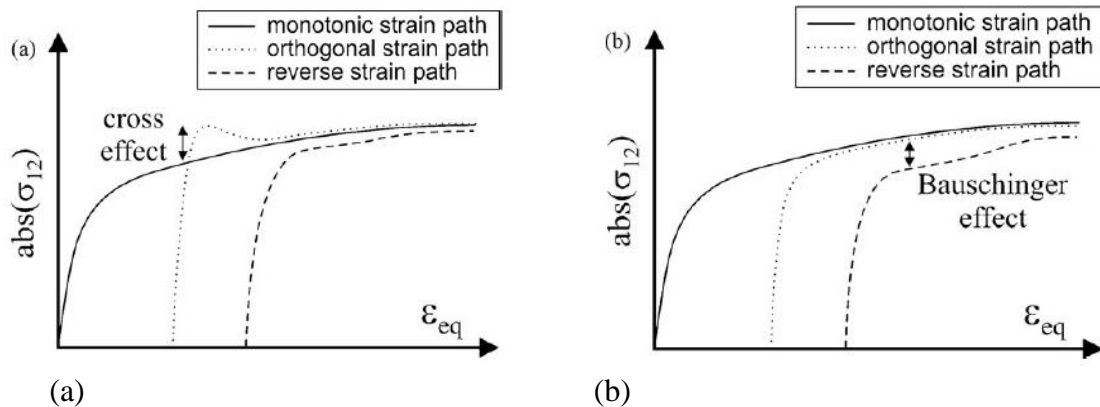
Figura 9. Efeito *Bauschinger* e circuito de histerese



Fonte: Dieter (1981)

No trabalho de Tarigopula et al. (2008), é possível visualizar o típico comportamento mecânico de aços bifásicos (DP) e aços com interstícios livres (IF) com relação ao efeito *Bauschinger*. A comparação entre esses dois aços é apresentada na Figura 10. Observa-se que somente para o aço bifásico, o caminho da deformação reversa segue níveis mais baixos com relação ao aço IF devido ao efeito *Bauschinger*. Ao mesmo tempo em que o aço bifásico apresenta um efeito *Bauschinger* mais pronunciado, o efeito cruzado - *cross effect* somente é visto no aço IF. Neste último caso, há a necessidade de um aumento inicial na tensão para realizar o ensaio, seguida por um regime de amaciamento intermediário, finalmente resultando num maior encruamento, sendo esse processo chamado de *cross effect*. Conclui-se que quanto maior a resistência do aço, o que acontece nos AHSS, maior é o efeito *Bauschinger* que ele apresentará.

Figura 10. Representação do típico comportamento mecânico quando o caminho da deformação é alterado. Em (a) aço com interstícios livres (IF) e em (b): aço bifásico (DP).



Fonte: Tarigopula et al. (2008)

2.3.1.3 Torção

Pode ser definido como duas seções transversais que se rotacionam de formas diferentes ao longo de seu eixo. O deslocamento de torção ocorre devido a um desequilíbrio no retorno elástico e devido às tensões residuais que geram na peça uma força de acoplamento, que tende a rotacionar uma extremidade da peça em relação à outra. Portanto, pode se dizer que momentos de torção na seção transversal da peça causam essa variação na forma do *springback*.

A relação entre a rigidez do material na direção da torção e suas tensões desequilibradas determinam a magnitude da torção. Quanto menor o valor da rigidez do material nessa direção, em peças longas e finas, maior o valor de torção. Além disso, sabe-se também que peças mais longas, o valor de *springback* por torção são mais elevados.

Para se diminuir esse tipo de *springback*, deve se reduzir o desequilíbrio das tensões residuais, as quais criam a força de acoplamento que induzem o movimento de torção. Observa-se também que peças assimétricas e peças com flanges laterais largas ou altas apresentam maior ocorrência de forças em desequilíbrio. Contudo, deve-se observar que mesmo em peças geometricamente simétricas, as forças de desequilíbrio podem ocorrer se os gradientes de tensão nas peças não forem simétricos. Com relação a esse último caso, os fatores que podem provocar esse desequilíbrio são: posicionamento inadequado da chapa, lubrificação irregular, polimento irregular do molde, pressão irregular do fixador da chapa, prensas desalinhadas, ferramentas de conformação quebradas ou desgastadas.

2.4 Tipos de Ensaios de Dobramento

Os processos de dobramento são amplamente utilizados nas estamparias de metais para a produção das mais variadas peças e tem um impacto significativo no design final da peça, uma vez que em muitos casos, a performance de um produto depende de sua forma e dimensões. O dobramento pode ser definido como um processo de fabricação pelo qual o metal tem sua forma alterada por meio de deformação plástica do material (DIEGEL, 2002). Nesse processo, o material é tensionado num nível acima de seu limite de escoamento, porém ao mesmo tempo, num nível abaixo de seu limite de resistência à tração.

O dobramento é feito utilizando-se prensas de conformação. Tais prensas normalmente têm uma capacidade de acomodar 20 a 200 toneladas de estoque de 1 a 4,5 m. Além disso, há uma grande variedade de moldes, travas de conformação e punção, o que gera uma ampla variação nas formas dos produtos que podem ser obtidos por esse processo.

O Quadro 7 apresenta os principais modelos de dobramento normalmente utilizados pela indústria na fabricação de peças e componentes e também pelos pesquisadores para reprodução e estudo do efeito *springback*.

Quadro 7. Principais modelos de ensaios de dobramento utilizados

(continua)

Principais Modelos de Ensaios de Dobramento				
	Punção	Molde	Controle	Efeito <i>springback</i>
1. <i>Air bending test</i>	- normalmente semi-esférica com raio variável; - possibilita diferentes ângulos de dobramento pelo controle do curso do punção	vazado (aberto no meio)	- baixas tensões são suficientes na deformação; - necessita de grande precisão no controle do curso do punção para obter o ângulo desejado	grande <i>springback</i> (aproximadamente de 5 a 10 graus)
2. <i>Bottoming</i>	- semi-esférica de raio fixo	maciço com uma pequena cavidade no centro em V	- necessita de tensões 50 a 60% maiores que em <i>Air bending test</i>	reduz o <i>springback</i> devido à distância de subida do punção ser inferior à espessura da amostra
3. <i>Coining</i>	- esférica de raio fixo	maciço com uma pequena cavidade no centro em U		reduz o <i>springback</i> com a aplicação de uma tensão de compressão na região de dobramento
4. <i>V-bending test</i>	- em forma de V e ligeiramente arredondada na ponta	maciço com ângulo de 90° em formato de V no centro	é um dos processos mais utilizados	utiliza-se o excesso de flexão (aumento do ângulo de dobramento) para reduzir o <i>springback</i>
5. <i>U die bending test</i>	- trapezoidal	vazado contendo um contra-punção no centro	- é utilizado 30% da tensão de dobramento no pressionamento da chapa pelo contra-punção	reduz o <i>springback</i> por meio do contra-punção que força a chapa a ficar em contato com a superfície do punção
6. <i>Wiping die bending</i>	- semi-esférica	maciço e de maior altura contendo um bloco de apoio sobre ele	- a extremidade da chapa é dobrada em 90°; - a outra extremidade fica presa entre o bloco de apoio e o molde	grande <i>springback</i>

Quadro 7. Principais modelos de ensaios de dobramento utilizados

(continuação)

Principais Modelos de Ensaios de Dobramento				
	Punção	Molde	Controle	Efeito springback
7. Double die bending	- semi-esférica contendo 2 diferentes raios na superfície de trabalho e uma cavidade os separa	maciço e de maior altura contendo um bloco de apoio sobre ele	- a chapa é submetida a dois raios de dobramento um após o outro	reduz o <i>springback</i> pelo aumento do encruamento devido ao trabalho duplo do punção
8. Rotary bending	- não utiliza punção e sim uma báscula;	2 moldes maciços, sendo um inferior e outro superior	- não necessita de bloco de apoio - <i>blank-holder</i> ; - exige menos tensão; - permite ângulos de dobramento superiores a 90°	reduz o <i>springback</i> pela compensao no excesso de curvatura (excesso de flexão)
9. Unconstrained cylindrical bending	- cilíndrica; - velocidade do puno constante entre 1 mm/s e 50 mm/s	maciço contendo uma cavidade cilíndrica no centro	- largamente utilizado quando se deseja analisar claramente a sensibilidade do <i>springback</i> ;	grande <i>springback</i>
10. L-bending test	- trapezoidal	maciço contendo fixador de chapa sobre ele	- deformao em forma de L; - utilizado em larga escala	grande <i>springback</i>
11. Draw-bending ou Rotary draw bending	são utilizados dois grampos de aplicao de força ao invés de um puno	-  utilizado um cilindro de rolamento ao invés de molde; - após o dobramento manual a 90°, a chapa  estirada em 127 mm  40 mm/s	- utilizada para a conformao de perfis, ou seja, peças acabadas; - excelente para raios de curvatura extremamente estreitos	reduz <i>springback</i> pela utilizao da flexão e deflexão sob tensão sobreposta

Quadro 7. Principais modelos de ensaios de dobramento utilizados

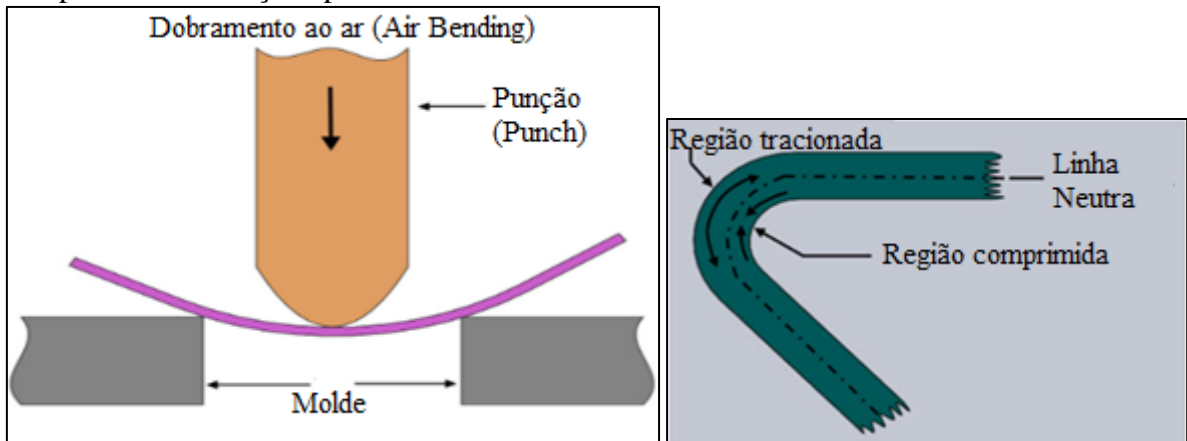
(continuação)

Principais Modelos de Ensaios de Dobramento				
	Punção	Molde	Controle	Efeito <i>springback</i>
12. <i>Cup drawing</i>	- trapezoidal na superfície externa; - utilização de fixadores de chapa	vazado e localizado em posição superior em relação à chapa e ao punção	- necessita de aplicação de óleo lubrificante de densidade 1,25 g/m ² ;	- reduz <i>springback</i> devido ao trabalho dos blank holders; - o punção trabalha no sentido ascendente
13. <i>Arc bottoming</i>	- cabeça do punção é circular; - utiliza contrapunção	vazado contendo um contrapunção no centro		reduz <i>springback</i> pelo trabalho do contrapunção e controle do raio da cabeça do punção
14. <i>U-channel forming</i>	- trapezoidal	vazado contendo um contrapunção no centro	- 2 estágios de golpeamento do punção que induz a flexão e a deflexão: técnica de dupla flexão	reduz <i>springback</i> pela flexão e deflexão cíclicas (double-bend technique)

Fonte: Adaptado de Diegel (2002), Imai et al. (2008), Tekaslan et al. (2006), Numisheet (2002), Meinders et al. (2006), Lee et al. (2009), Xia et al. (2005), Sachs (1986), Liu (1984) e Ogawa e Yoshida (2011).

Dentre os modelos de dobramento apresentados nas tabelas anteriores, neste presente trabalho, foi utilizado o dobramento ao ar ou dobramento de três pontos ao ar - *Air Bending test*, cuja representação esquemática é apresentada na Figura 11 (a). Nesta mesma figura em (b), estão representadas as superfícies da folha de metal após o dobramento, sendo que a superfície externa refere-se à porção tracionada da amostra, a superfície inferior refere-se à porção comprimida da amostra e na região do meio da espessura, encontra-se a linha neutra.

Figura 11. Em (a): Modelo de dobramento ao ar. Em (b): linha neutra, superfície de compressão e de tração após o dobramento.

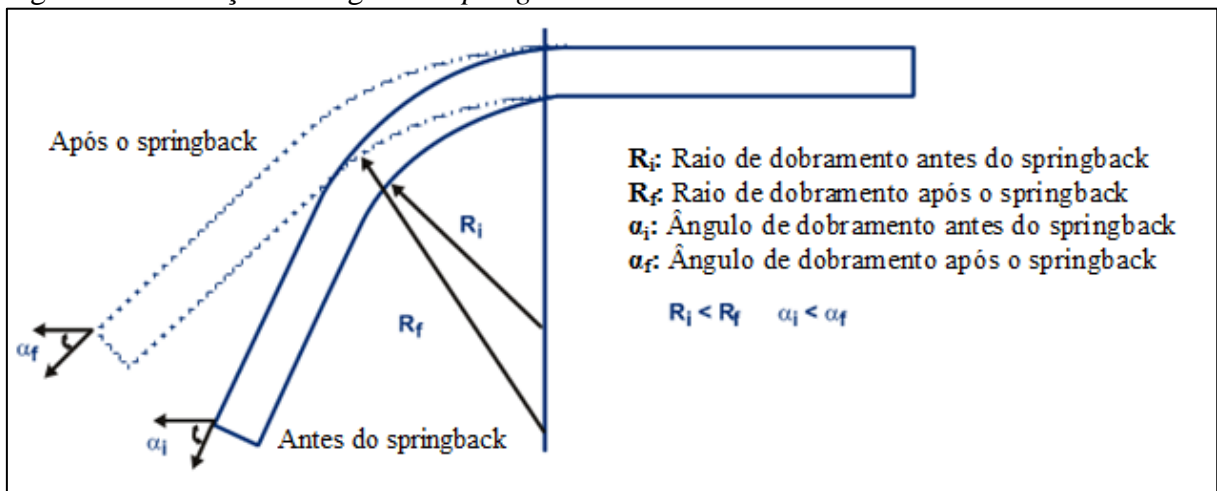


(a)
Fonte: Metal Forming (2016)

(b)

De acordo com Altan (2003), a magnitude do *springback* é definida pela diferença de ângulos antes e depois do *springback*, como esquematizado na Figura 12.

Figura 12. Definição do ângulo de *springback*



Fonte: Altan (2003)

2.5 Previsão de *Springback* pelo Método de Elementos Finitos

Atualmente, a simulação computacional pelo Método de Elementos Finitos (MEF) é uma das ferramentas mais utilizadas em projetos para a avaliação de processos de conformação. Na literatura, há um grande número de trabalhos que utilizaram *softwares* de MEF para simulação de *springback*. Vários trabalhos também utilizaram simulação através de

modelos analíticos. A utilização de MEF para prever o comportamento de retorno elástico em aços convencionais é eficiente, mas quando utilizada para o mesmo propósito em AHSS, variáveis adicionais provenientes das características mecânicas do material devem ser inseridas no software para que responda com a mesma eficiência.

As chapas de aço de alta resistência têm desempenhado um papel fundamental na redução de peso, além de aumentarem a resistência ao choque de carrocerias de automóveis nos últimos anos. Como a quantidade de *springback* tende a aumentar com a resistência do material, o *springback* está entre as questões mais importantes de processos de conformação de chapas. As análises pelo método dos elementos finitos na fase de concepção de peças automotivas representam uma abordagem eficaz para reduzir o número de ajustes das ferramentas no processo de conformação, especialmente quando se utiliza chapas de aço de alta resistência (SUMIKAWA et al, 2016).

A principal dificuldade na utilização de MEF é com relação aos AHSS devido à ocorrência de vários fenômenos não lineares durante a deformação plástica. Esses fenômenos são resultantes de alterações microestruturais e não são bem descritos por aproximações e equações constitutivas convencionais. O principal fator que causa essa não linearidade no comportamento desses aços é o fenômeno da variação do módulo de elasticidade durante o descarregamento (PLACIDI et al., 2008).

A fim de ilustrar a influência dessa não linearidade no comportamento dos AHSS submetidos a conformação, pode se citar o trabalho de Gan et al. (2006) e o trabalho de Zhang et al. (2007). O primeiro utiliza o *software* de simulação com elementos finitos Interlaken 90 deg bend tester e o segundo utiliza um modelo analítico baseado no critério de escoamento de Hill para realizar a previsão de ângulo de *springback*.

No estudo em que se utilizou a ferramenta MEF, observou-se uma disparidade entre os resultados teóricos com os resultados observados em laboratório. Posteriormente, com a inserção de uma variável no software, chamada de efeito “TTE”, ou seja, efeito através da espessura, foi possível, então, aproximar os resultados da simulação com os observados em laboratório. A mesma dificuldade na obtenção de resultados teóricos próximos da realidade foi observada para o trabalho em que se utilizou um modelo analítico.

Para uma boa acurácia na previsão de *springback* na conformação da folha de metal, é muito importante entender completamente os modelos de encruamento, os quais descrevem o comportamento adequado de cada material. O trabalho de Hill apresenta um modelo de

material simples para materiais anisotrópicos. No entanto, esse modelo carece de descrição do comportamento do material sob carregamento cíclico conhecido como encruamento cinemático. O comportamento do encruamento cinemático é um dos principais aspectos da modelagem dos materiais para simulação numérica da conformação da folha de metal e influencia significativamente a previsão do springback. Ele é bem reconhecido como modelo de encruamento isotrópico que superestima a tensão de deformação plástica sob deformação num caminho reverso pela ausência do comportamento de Bauschinger. Ao contrário, a tensão de deformação plástica é subestimada pela lei de encruamento cinemático puro (HILL, 1948). A descrição do comportamento de encruamento cinemático feito pelo modelo de Chaboche-Roussilier e Yoshida-Uemori está disponível em *softwares* comerciais como modelos de materiais implementados. Yoshida e Uemori apresentaram um modelo que considera a diminuição do módulo de elasticidade, amolecimento transitório, encruamento cinemático e efeito *Bauschinger* baseado no teste cíclico de tensão-compressão para grandes deformações em AHSS (CHABOCHE e ROUSSELIER, 1983; YOSHIDA e UEMORI, 2002).

No trabalho de KOMGRIT et al (2016), a fim de eliminar o *springback* dos aços de alta resistência ao realizar a flexão em U - *U-bending*, foi utilizada uma nova técnica de conformação que inclui um dobramento adicional com um contrapunção. O aço utilizado nesse trabalho possui 980 MPa de limite de resistência à tração. Para investigar o mecanismo de redução do springback, foi realizada uma simulação por elementos finitos a partir do ensaio de flexão em U seguido de *springback* e tal simulação foi conduzida usando-se o *software* “dynamics-explicit FE código PAM STAMP V.2011”. No caso dos aços de alta resistência (HSS), um modelo de simulação que descreva corretamente a deformação plástica dependente do módulo de Young e do efeito *Bauschinger* é muito importante, pois para uma acurácia na simulação numérica do *springback*, é essencial usar um modelo adequado ao material. Neste estudo, foram empregados dois modelos de simulação: o modelo Yoshida-Uemori, um modelo avançado de encruamento cinemático - *advanced kinematic hardening model* e o modelo convencional de encruamento isotrópico - *conventional isotropic hardening*. Este último foi empregado para comparar a acurácia das simulações com os resultados experimentais.

Portanto, esse trabalho de KOMGRIT et al (2016) concluiu que o modelo de encruamento cinemático de Yoshida-Uemori apresenta a grande vantagem de poder

reproduzir respostas reais de tensão-deformação numa deformação plástica cíclica, tal como o efeito Bauschinger, a variação da deformação cíclica depende do encruamento e da estagnação deste, contendo um número limitado de parâmetros do material, de 7 a 8 no total e além disso, a deformação plástica depende do módulo de Young. Neste trabalho, o *springback* pode ser inteiramente eliminado e as imperfeições geométricas removidas por meio da determinação de uma adequada combinação da força de fixação da folha de metal e da força do contrapunção.

No trabalho de Yang et al (2016), não utilizaram a regra tradicional do encruamento na simulação de *springback* por elementos finitos. Dessa forma, uma equação do encruamento como uma função da deformação deveria ser usada como condição. Então, o módulo de Young foi tratado como uma função de deformação nessas condições. O Centro de conformação de precisão (CPF) da Universidade do Estado de Ohio desenvolveu por meio do *software* (linguagem) FORTRAN, um modelo chamado “Bend” baseado num modelo analítico proposto por Raghupathi et al (1983) e melhorado por Wang et al (1993), para predição de *springback* em dobramento ao ar - *air bending*. Esse modelo “Bend” foi desenvolvido para ser capaz de fornecer uma acurácia na previsão de *springback* por meio de dobramento de aços baixo carbono. Esse modelo levou em consideração o coeficiente de resistência do material, o coeficiente de encruamento, as tensões limites de resistência e de tração, as deformações do material e o módulo de Young foi assumido para ser constante durante todo o processo de carregamento e descarregamento. Entretanto, todas essas variáveis não satisfazem uma boa simulação para aços avançados de alta resistência (AHSS), pois o coeficiente de resistência e o coeficiente de encruamento não são suficientes para descrever o comportamento do material no estado plástico. Então, um novo modelo analítico foi desenvolvido, o qual descreve a propriedade do material na condição da deformação plástica, ou seja, sua tensão de deformação plástica - *flow stress* e considera a variação do módulo de Young. O modelo “Bend” foi atualizado baseado nesse novo método.

Nesse novo modelo utilizado no trabalho de Yang et al (2016), ao invés da integralização sobre um domínio inteiro com um conjunto de parâmetros constantes, o momento máximo, o módulo de rigidez e o *springback* foram calculados pela integralização sobre cada pequena região com diferente K (coeficiente de resistência), n (coeficiente de encruamento) e módulo de Young, em função da deformação. O resultado final foi obtido pela adição de todas as integrais de cada região.

Yang et al (2016) também realizaram ensaios experimentais por meio de dobramento ao ar em V - *V-bending tests*, sendo que nesses ensaios, a folha de metal não tocou o fundo do molde, então esses resultados puderam ser utilizados para comparar com ensaios por dobramento ao ar - *air-bending*. Nenhuma lubrificação foi utilizada durante esses ensaios. O coeficiente de fricção (0.12) entre a ferramenta e a folha de metal foi calibrado de acordo com a simulação de elementos finitos. A abertura do molde foi calculada pelas relações geométricas entre os ensaios de *V-bending* e *air-bending*. As amostras cortadas de DP780 - *dual phase steel* foram dobradas utilizando-se diferentes punções usinadas cada uma contendo diferentes valores de ângulos em sua ponta, a seguir: 30°, 45°, 60°, 70°, 80° e 90°. As amostras sob carregamento e após o *springback* foram registradas por meio de fotos digitais. O *springback* foi calculado por meio das medições dos ângulos de dobramento antes e depois do *springback*, obtendo tais medições a partir das fotografias digitais analisadas em um pequeno *software* Matlab.

Com relação à previsão dos resultados por meio de simulação com elementos finitos, ainda no trabalho de Yang et al (2016), a fim de melhor comparar com o modelo analítico, o efeito *Bauschinger* e a anisotropia foram negligenciados na simulação por elementos finitos para manter a consistência. O modelo de encruamento isotrópico (Von-Mises) foi usado na simulação por elementos finitos, tendo sido utilizado o software comercial chamado DEFORM TM 2D para as análises. Embora a atual previsão superestime os valores de *springback*, os resultados podem ser melhorados pela inclusão de mais complexidade ao material, como por exemplo, a inclusão do efeito *Bauschinger* e a anisotropia.

No trabalho de CHONGTHAIRUNGRUANG et al (2013), o efeito *springback* em aços bifásicos JSC590R e JSC780Y foi investigado por meio da realização e comparação entre análises com elementos finitos e dobramento em U - *U-shape forming test*. Para a simulação com elementos finitos, foram aplicados dois modelos, sendo um modelo planar de material anisotrópico proposto por Hill (1948) e Barlat (2000) e outro modelo de encruamento cinemático de Yoshida-Uemori. Obviamente, o aço com maior tensão limite de escoamento e maior limite de resistência à tração, definitivamente foi o que mostrou um aumento na magnitude do *springback* e do empenamento. Ambos os modelos de simulação foram capazes de prever o efeito *springback* para os aços analisados, embora o modelo de Yoshida-Uemori forneceu maior acurácia nos resultados.

A fim de prever a quantidade *springback* em dobramento de folhas metálicas, Liu et al. (2011) desenvolveram um modelo de elementos finitos, que mostrou que a quantidade de energia elástica é atribuída principalmente à anisotropia elástica de grãos de superfície e a quantidade de *springback* aumenta com a diminuição do número de grãos ao longo da direção da espessura. Além disso, existem grandes gradientes de tensão resultantes da espessura da folha que se correlacionam com o valor do ângulo de retorno elástico. Nos últimos anos, muitos estudos têm-se centrado sobre a plasticidade do gradiente de deformação. Fleck et al. (1994), Fleck e Hutchinson (1997) propuseram uma teoria da plasticidade do gradiente de deformação, que assumiu que o endurecimento é resultado de deslocamentos armazenados aleatoriamente e deslocamentos geometricamente necessários. A densidade de deslocamentos geometricamente necessárias podem ser expressas como os gradientes de deformação plástica. Com base em uma estrutura multi-escala que liga a noção microescala de deslocamentos estatisticamente armazenados e geometricamente necessários para a noção de mesoescala de deformação plástica e tensão gradiente, Gao et al. (1999) e Huang et al (2000) propôs uma teoria baseada em mecanismo de plasticidade do gradiente de deformação. Depois disso, Gao e Huang (2001, 2003) propuseram uma teoria na qual a densidade de deslocamentos geometricamente necessários é expressa como uma integral “não local” do campo de deformação.

Com base nos resultados teóricos anteriores, Li et al. (2010) consideraram tanto a deformação plástica como o gradiente de deformação plástica em suas simulações, e apresentaram um modelo para analisar a magnitude do ângulo de *springback* em chapas metálicas. Os resultados previstos mostraram-se de acordo com os dados experimentais, e resultados similares foram também obtidos por Diehl et al. (2010).

A revisão acima indicou que a maior parte do trabalho de investigação centrou-se na quantidade de ângulo *springback*, mas poucos estudos sobre a dispersão do ângulo *springback*. Um estudo realizado por Diehl et al. (2008) mostraram que a dispersão de material de grão grosseiro é maior comparada com a de grão fino. Infelizmente, nenhuma explicação quantitativa para este fenômeno foi fornecida em sua publicação. É bem conhecido que, em alguns casos, tal como folhas corrugadas, a dispersão de ângulo de retorno elástico não pode ser ignorado. Além disso, o objetivo do comportamento *springback* na dobra de chapas de metal é para controlá-lo. No entanto, como controlar o comportamento *springback* em flexão de folhas de metal não foi investigada sistemicamente. Por isso, esta pesquisa tem

como objetivo obter uma compreensão profunda do comportamento *springback* em flexão de folhas de metal e, em seguida, propor um método para controlá-lo.

Aços de elevada resistência exibem um efeito *Bauschinger* significativo, isto é, um fenômeno de amolecimento após a reversão de tensão, em comparação com os aços macios (Han et al., 2005). A fim de considerar o efeito *Bauschinger*, Yoshida e Uemori (2002) propuseram um modelo isotrópico-cinemático de material de endurecimento de duas superfícies (modelo Yoshida-Uemori). Eggertsen e Mattiasson (2009) determinaram os parâmetros de encruamento cinemático pela modelagem inversa de um ensaio de flexão de três pontos e sugeriram que o modelo Yoshida-Uemori melhorou a acurácia da previsão de *springback* utilizando-se a conformação em U - *U-bend forming*.

A resposta de tensão-deformação de alguns materiais, tais como aços de elevada resistência, durante a descarga, não é linear, após o material ter sido carregado na região de deformação plástica. Após a recarga, a resposta elástica mostra uma resposta não-linear que é diferente do que na descarga. Portanto, o descarregamento-recarregamento destes materiais forma um ciclo de histerese na região elástica. No trabalho de Ghaei (2015), o modelo de “quase elasto-plástico” (Sun e Wagoner, (2011)) foi modificado e combinado com modelos tanto de encruamento isotrópico cinemático não-linear como o modelo de plasticidade em duas superfícies para descrever simultaneamente a resposta da descarga não-linear e a resposta do carregamento cíclico do metal na região plástica. O modelo foi implementado como sub-rotinas definidas pelo usuário de material, isto é, UMAT e VUMAT, para ABAQUS/Standard e ABAQUS/códigos de elementos finitos explícito, respectivamente. Os testes uniaxiais de carga e descarga foram realizados em três tipos comuns de chapa de aço automobilístico: DP600, DP980 e TRIP 780. O modelo foi verificado por comparação da resposta de material previsto com a resposta experimental correspondente. Finalmente, o modelo foi utilizado para prever o retorno elástico de uma secção de canal em forma de U formada num processo de sorteio canal plano-deformação. Os resultados mostraram que o modelo era capaz de melhorar consideravelmente as previsões de recuperação elástica em comparação com a suposição habitual de descarga linear elástica.

O descarregamento-recarregamento dos metais após deformação plástica mostra um comportamento de tensão-deformação não linear. Além disso, a curva de recarregamento não segue a curva de descarga e isto constitui uma histerese (GHAEI, 2015). Esta observação é mais pronunciada para os materiais de elevada resistência tais como os aços bifásicos e TRIP.

O decréscimo no módulo de elasticidade no descarregamento, obviamente, desempenha um papel significativo na previsão do efeito *springback*. Por isso, muitos pesquisadores têm tomado este fenômeno em conta em seus modelos.

Duas abordagens diferentes têm sido sugeridas para analisar essa diminuição do módulo de elasticidade. A primeira abordagem negligencia a não-linearidade da curva de recarga-descarga e assume uma constante reduzida do módulo de elasticidade. A não-linearidade da curva de descarga pode ter um efeito significativo sobre a precisão da previsão do *springback*. Portanto, a segunda abordagem reproduz o comportamento não-linear do material durante o descarregamento-recarregamento e, portanto, leva a uma maior precisão. A fim de modelar essas observações, Sun e Wagoner (2011), propuseram um modelo “quase elasto-plástico (QPE), no qual, em adição às deformações elásticas e plásticas, um novo tipo de deformação chamada QPE foi introduzida. Em outras palavras, a deformação foi adicionalmente decomposta em deformação elástica, deformação plástica e deformação QPE. A deformação QPE dissipa energia similarmente à deformação plástica, enquanto sua recuperação é similar à deformação elástica. Esse modelo foi mais tarde combinado com o modelo homogêneo de encruamento anisotrópico proposto por Lee et al (2013) para capturar simultaneamente o comportamento de descarregamento complexo bem como seu comportamento complexo de tensão de deformação plástica.

Ainda com relação ao trabalho de Ghaei et al (2015), o modelo QPE que descreve resposta não linear em aços avançados de alta resistência durante o descarregamento foi modificado e combinado com os modelos de encruamento isotrópico-cinemático não-linear e o modelo de plasticidade em duas superfícies de Yoshida-Uemori. Os resultados mostraram que o modelo final foi capaz de reproduzir corretamente o comportamento de tensão-deformação não linear para três diferentes graus de aços durante sucessivos ciclos de descarregamentos e recarregamentos ao aumentar os níveis de deformação plástica. O *springback* a partir da estampagem profunda em U para o aço TRIP780 também foi possível se prever por este modelo. Os resultados mostraram que a resposta ao descarregamento não-linear do material tem um efeito considerável na previsão do perfil de *springback* e o modelo foi capaz de melhorar a acurácia na previsão do *springback* quando comparado aos modelos mais simples que consideram um comportamento de descarregamento elástico linear. Tais conclusões estão de acordo com as conclusões do trabalho de Sun e Wagoner (2011) para a simulação de *springback* de folhas de aço bifásico DP980 conformadas por processo de

dobramento. Finalmente, o processo de conformação por dobramento foi simulado a fim de comparar o ângulo de *springback* esperado pelo atual modelo com o obtido pelo modelo QPE. Os resultados mostraram que dependendo da força de contra-tensão, o modelo atual pode melhorar a previsão de *springback* ou produzir resultados que são comparáveis com o modelo QPE.

2.5.1 Tensão de Von Mises

A Tensão de Von Mises ou Extensão de Von Mises ou ainda Tensão Equivalente é fornecida entre os resultados de MEF.

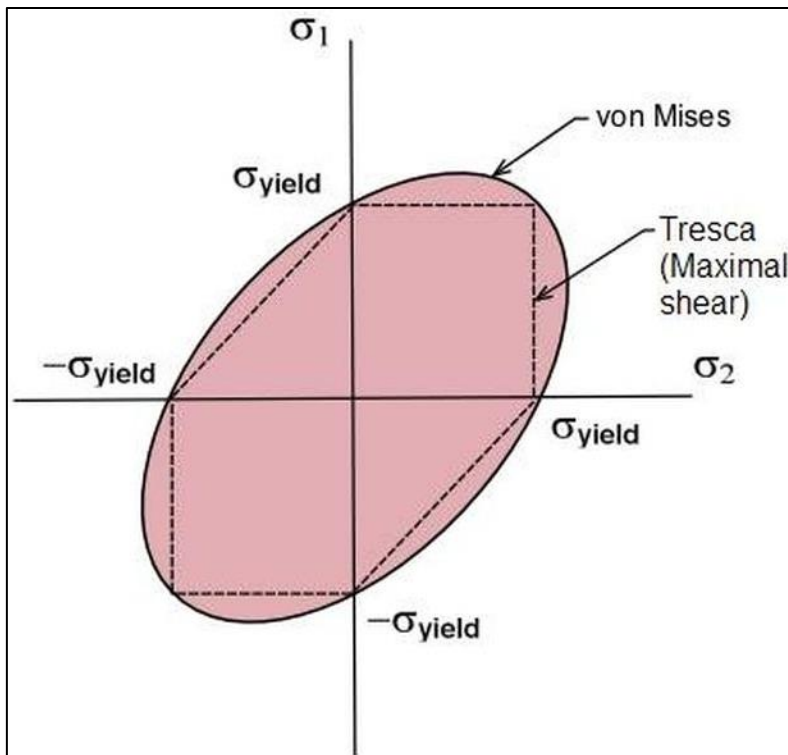
A teoria de energia de distorção máxima ou critério de Von Mises é usado para prever a tensão de falha de um material dúctil.

Critério de Von Mises é o critério mais simples de escoamento. No presente trabalho, o modelo de elementos finitos utilizado foi do tipo encruamento isotrópico, o qual apresenta uma generalização do uso da tensão de Von Mises. Dessa forma, o estudo desse fator fornecido como resultado pelo software se torna de fundamental importância para se conhecer o comportamento do escoamento do material estudado. Tal critério interpreta o escoamento como puramente uma deformação por cisalhamento, processo que ocorre quando a tensão de cisalhamento máxima efetiva atinge um valor crítico, característico e constante para um dado material (condições definidas de microestrutura, velocidade e temperatura de trabalho) independentemente do estado de tensão aplicado. Fórmulas simples relacionam a tensão limite de escoamento e de resistência, a tensão de escoamento cisalhante e a tensão de escoamento por compressão para uma propriedade do material.

A tensão de Von Mises é um índice adquirido das combinações das tensões principais em qualquer ponto dado para determinar em que pontos de tensão, ocorrendo em X, Y e Z, haverá a ocorrência de falhas. Este método de cálculo é usado para medir a distribuição da tensão dentro de um material dúctil.

O critério de Von Mises, representado na Figura 13 e na Equação 1, é recomendado para materiais dúcteis. A teoria do critério defende que a deformação plástica ocorre quando a energia de distorção supera o limite elástico do material. Além disso, por não distinguir entre tensões de tração ou compressão, seu resultado é sempre positivo.

Figura 13. Teoria da energia de distorção máxima ou critério de Von Mises e a intersecção com a tensão limite de escoamento (σ_{yield}). Tresca (Maximal shear) significa a máxima tensão cisalhante do critério de Tresca



Fonte: Kazimi (1982)

Equação 1. Equação para determinação da tensão de Von Mises, onde σ representam as tensões principais no material

$$\sigma_1^2 - \sigma_1\sigma_2 + \sigma_2^2 = \sigma_e^2$$

Fonte: Kazimi (1982)

2.6 Análise por técnica de Difração de Elétrons Retroespalhados (EBSD)

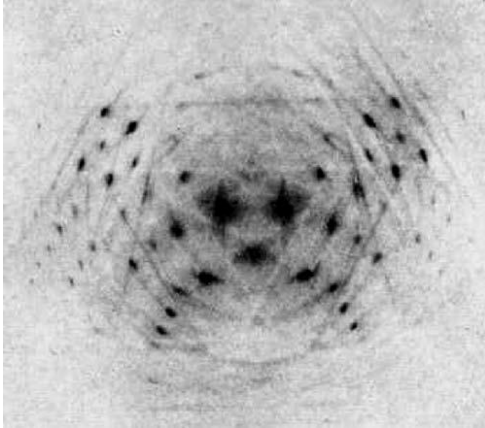
A difração por elétrons retroespalhados - *electron backscatter diffraction* é uma técnica avançada para a análise profunda em cristais, utilizada principalmente para identificar diferenças entre os parâmetros do retículo cristalino, para identificar com precisão as frações de recristalização (transformação em novos cristais) e deformação e também para se realizar a quantificação das fases presentes. Esta técnica é realizada com o auxílio de microscópio eletrônico de varredura acoplado a softwares próprios para tais análises e é realizada posicionando-se a amostra a ser analisada no interior do microscópio de maneira a deixar sua superfície plana inclinada à 70° com o feixe de elétrons incidente. Então, os elétrons retroespalhados gerarão um padrão de difração, que aparecerão na tela do computador em

forma de bandas (bandas de Kikuchi), indicando assim que os elementos químicos e a estrutura atômica estão sendo identificadas. Nessa última etapa, o software faz o cruzamento dessas bandas de Kikuchi com uma biblioteca já presente no sistema que contém informações sobre todas as estruturas geométricas conhecidas dos cristais e seus respectivos grupos espaciais. Sua evolução consiste em distinguir fases minerais com a mesma composição, porém com geometrias ou simetrias diferentes.

As imagens resultantes da análise são conseguidas pela técnica de contraste de orientação, fazendo com que as porções da amostra direcionadas para o detector aparecem mais claras do que aquelas que se estão escondidas. Dessa forma a variação das cores e de sua intensidade irão variar de acordo com os planos e orientações cristalográficas. Os dois softwares comerciais para essas análises são: Oxford-HKL e EDAX-TSL.

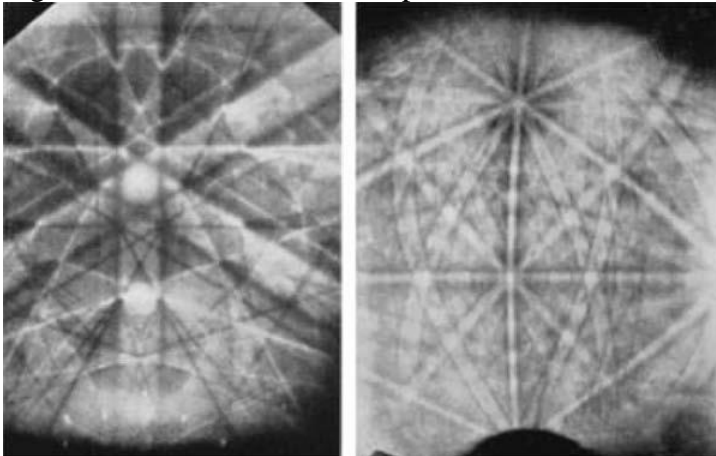
Com relação à história do surgimento desta técnica, a descoberta da difração fundamental na qual a técnica de EBSD está fundamentada pode ser rastreada desde 1928, quando Shoji e Seishi Kikuchi direcionaram um feixe de elétrons de 50 keV a partir de uma descarga de gás em uma face clivada de calcita em uma incidência de inclinação de 6° . Padrões de difração foram gravados em chapas fotográficas posicionadas 6,4 cm atrás e na frente do cristal, respectivamente, e em plano normal ao feixe primário de elétrons. Os padrões foram descritos como “linhas preta e branca em pares devido à reflexão seletiva e ao espalhamento múltiplo”. Shinohara (1933) e Meibohm, separadamente observaram o mesmo fenômeno pouco depois que Kikuchi. Boersch (1937) produziu vários padrões excelentes em filme que estão apresentados nas Figuras 14 e 15. Boersch estudou tanto a transmissão quanto a retrodifusão em padrões de Kikuchi utilizando-se os parâmetros 20 kV, aproximadamente 5° de incidência e até 162° de ângulo de aceitação, em amostras seccionadas e polidas com NaCl, KCl, PbS, CaCO₃, CaF₂, respectivamente para amostras de quartzo, mica, diamante, Cu e Fe.

Figura 14. Padrões de Kikuchi para mica



Fonte: Boersch (1937)

Figura 15. Padrões de Kikuchi para o ferro



Fonte: Boersch (1937)

O espalhamento ou difração que acontece quando o feixe de elétrons se choca com a superfície da amostra analisada pode ser explicado pela Lei de Bragg. Na Equação 2, λ é o comprimento de onda da radiação incidente, d é a distância entre os planos atômicos e Θ é o ângulo de incidência em relação ao plano considerado.

Equação 2. Fórmula que descreve a Lei de Bragg.

$$n\lambda = 2 \cdot d_{hkl} \cdot \text{sen}\Theta$$

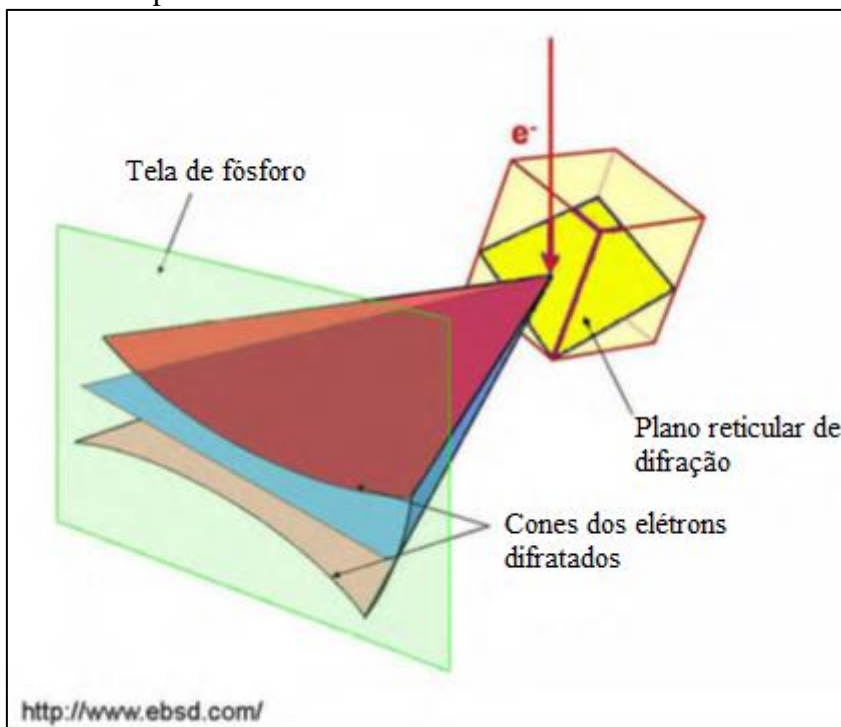
Fonte: Callister (2008)

As bandas de Kikuchi são geradas por um determinado plano $\{hkl\}$ aos pares. Uma dessas bandas é mais clara - *superavit* e a outra mais escura - *deficit*, gerando diferenças na

intensidade difratada. Por meio do espaçamento entre essas bandas é possível caracterizar o plano $\{hkl\}$ e facilitar a interpretação do padrão de difração.

Os átomos próximos à superfície podem interagir com os elétrons do feixe incidente, promovendo choques (quase) elásticos que causam o espalhamento (difração) pela Lei de Bragg. Os elétrons são espalhados numa trajetória que forma um par de cones, cuja intersecção com a tela fluorescente do sensor CCD forma o par de linhas de Kikuchi, como é possível observar na Figura 16. Estas linhas estão intimamente relacionadas à cristalografia da amostra, tornando possível sua análise.

Figura 16. Representação esquemática do par de cones formado pelos elétrons espalhados que formarão o par de linhas de Kikuchi.

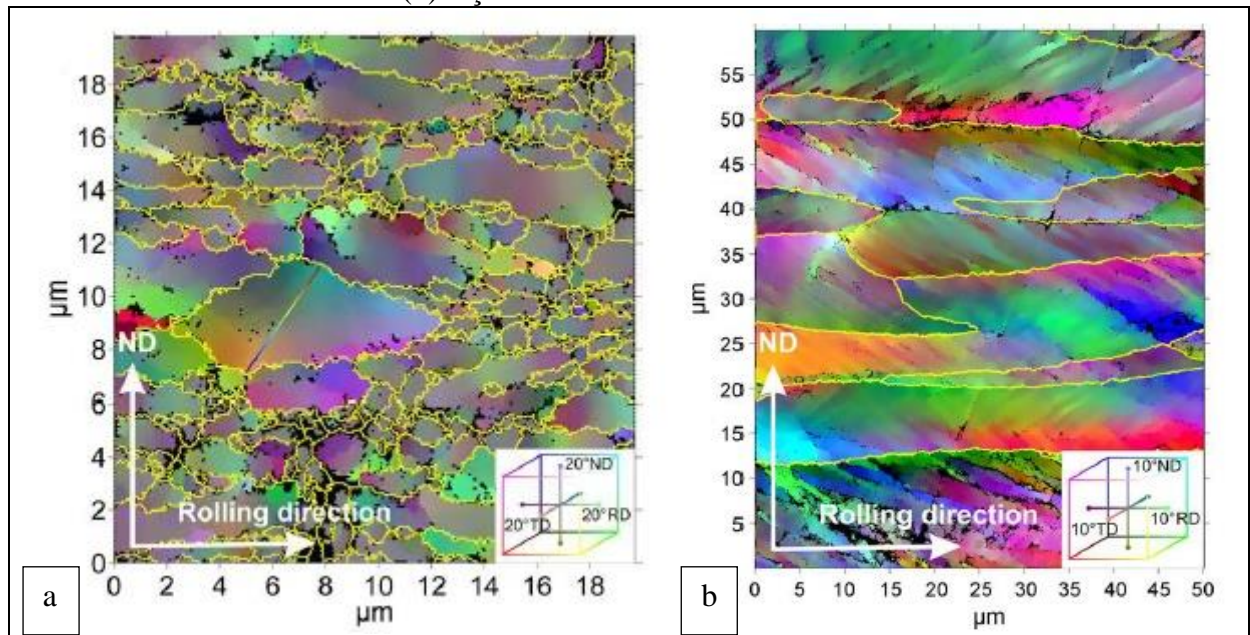


Fonte: Oxford HKL (2007)

Um trabalho que pode ser citado como exemplo em que a utilização da técnica de EBSD foi fundamental para a compreensão do comportamento do retículo cristalino durante processos de deformação do material é o estudo de Dillien et al. (2010). Nesse trabalho, o objetivo foi o estudo do desenvolvimento de subestruturas em aço bifásico (DP) quando submetido a deformação a frio. Após a laminação a frio, a fase martensítica reduziu seu tamanho de 2,1 a 1,6 μm , mas manteve a mesma razão de aspecto. Essa redução de tamanho deveria levar a um aumento na razão de aspecto caso a deformação fosse homogênea numa

escala microscópica. Porém, não foi o que aconteceu e isso leva a se concluir que a martensita não se deforma plasticamente, mas se fragmenta em partes menores, e a explicação mais provável para isso é a remoção de extremidades de grãos martensíticos formados irregularmente devido às concentrações de tensão. Consequentemente, a ferrita necessita se deformar consideravelmente mais ao redor da rígida martensita para acomodar a deformação aplicada macroscopicamente. Como está mostrado na Figura 17 (a), a curvatura do retículo cristalino não está concentrada em linhas nítidas, mas se espalha para fora sobre o grão inteiro. Isto sugere que as discordâncias - *dislocations* que estão associadas com essa curvatura conduzem a um tipo de encruamento que não é tão fortemente isotrópico, uma vez que a dissipação da tensão pelo retículo cristalino dependerá do aumento do emaranhado de discordâncias formado pela fragmentação da martensita e curvatura dos grãos ferríticos. Isso contrasta com as observações feitas para o aço IF (Figura 17 (b)) ao mostrar a ausência de qualquer estrutura alinhada ou estrutura de bandas no aço DP. No aço IF, esse bandejamento - *banding* pode ser o responsável pelo aparecimento do efeito cruzado - *cross effect*. Isso significa que quando se altera o caminho da deformação aplicada para deformação ortogonal, a resposta inicial é um maior valor de tensão do que num carregamento monotônico. Na mudança do caminho da deformação, outros sistemas de deslizamento - *slip systems* se tornam ativos e a primeira necessidade é romper os obstáculos das discordâncias previamente formadas. Esses sistemas formam fortes obstáculos para as discordâncias e então, uma tensão mais alta é requerida para conduzir à deformação plástica. Ao contrário desse bandejamento, no aço DP, é visualizada uma grande curvatura nos grãos, que pode chegar a 7° por μm . Acredita-se que todos os sistemas de deslizamento nesse material serão afetados pelas discordâncias que estão presentes e assim, dar origem a um encruamento dependente do emaranhado ou da densidade de discordâncias, conhecido como *forest hardening*, uma vez que em DP não ocorre o efeito cruzado.

Figura 17. Mapas de contraste de desorientação maximizado (MMC). Em (a): aço DP laminado a frio em 50%. Em (b): aço IF laminado a frio em 50%



Fonte: Dillien et al. (2010)

Além disso, esse estudo concluiu que o aço DP na condição como recebido (laminado a quente) tinha uma baixa curvatura inicial do retículo cristalino e portanto, uma baixa densidade de excesso de discordâncias por todo o material. Na deformação a frio, uma subestrutura se desenvolve na medida em que o retículo cristalino dos grãos ferríticos se tornam cada vez mais curvados. Sob pequenas deformações, essa curvatura está concentrada ao redor dos grãos martensíticos, deixando principalmente a parte interna dos grãos ferríticos inalterada. Já uma maior deformação consome toda a matriz ferrítica, tornando o retículo cristalino completamente curvado e torcido. No caso dessa deformação, já não é possível se atribuir uma orientação do retículo certa para um grão e é difícil até de se distinguir grãos individuais. Sob elevadas deformações, a grande curvatura do retículo leva a uma significativa contribuição no encruamento - *forest hardening*. As discordâncias não formaram “paredes” no caso do aço DP, em contraste ao bandeamento observado no aço IF. Isso pode explicar a existência de um efeito cruzado em aço IF, ao mesmo tempo em que tal efeito é ausente em aço DP.

2.6.1 Contornos CSL

Os contornos de coincidência que formam a Rede dos Sítios de Coincidência - *Coincidence Site Lattice* são interfaces em que uma determinada relação de orientação de grande ângulo entre cristais adjacentes produz um baixo valor de energia interfacial. O contorno então, em média, é incoerente, mas a não-correspondência acaba sendo menor em proporção à densidade de sítios em que existe uma correspondência reticular no outro cristal, os quais são os sítios de coincidência. Ao contrário da maioria dos contornos de baixa energia, sob determinadas condições, os contornos de coincidência possuem uma maior mobilidade do que os contornos aleatórios e do que os contornos totalmente coerentes, além disso, os contornos de baixo ângulo são resistentes à corrosão, à micro-segregação e à fratura intergranular. Portanto, os sítios de coincidência formam um reticulado no interior de dois cristais unidos por uma interface específica de baixo valor de energia (RANDLE, 1992).

Pavel (2003), define os contornos CSL como sendo um tipo especial de contorno de grão, uma vez que seu modelo geométrico é baseado na formação de uma rede de sítios que pertencem às duas redes adjacentes quando interpenetradas, possuindo uma desorientação relativa entre si bem determinada.

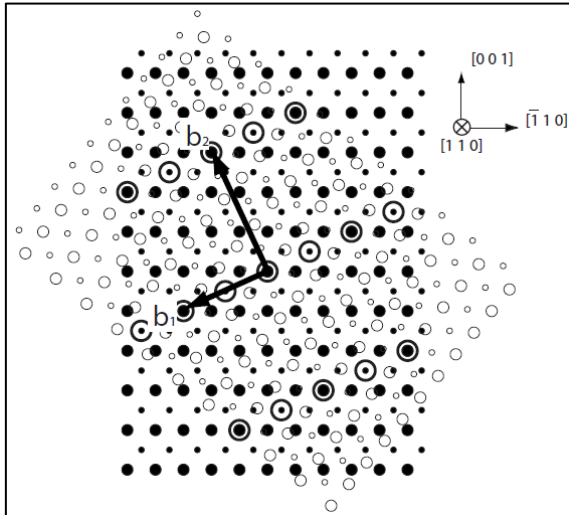
A Figura 18 apresenta uma ocorrência de CSL por meio de uma representação bidimensional. Nessa representação, os sítios de coincidência estão entre duas redes cúbicas desalinhadas entre si pela rotação de $50,5^\circ$ em torno do plano $\langle 110 \rangle$. Os sítios de coincidências entre as duas redes cristalinas estão representados pelos círculos negros.

O símbolo Σ é utilizado para descrever os sítios de coincidência, sempre seguidos por número ímpar. Quanto menor esse valor, mais ordenado é o contorno. Tal valor pode ser interpretado como a razão entre o volume da célula unitária original do reticulado e o volume da célula unitária do super-reticulado formado graças à ocorrência do CSL, uma vez que os sítios de coincidência originam um novo reticulado.

Nos cristas do tipo CCC, os sítios de coincidência estão relacionados aos contornos de alto ângulo e os sítios Σ_3 , Σ_9 e Σ_{27} são caracterizados como contornos do tipo geminado. Sabendo-se que os sítios de coincidência apresentam um nível menor de energia se comparados às fronteiras desordenadas, têm sido realizados estudos para o desenvolvimento de aços com elevada quantidade de fronteira CSL para reduzir o efeito da corrosão

intragranular em aços inoxidáveis (ARAFIN e SZPUNAR, 2009). A Tabela 1 mostra os contornos CSL mais frequentes em sistemas cúbicos (CASTRO, 2012).

Figura 18. Fronteira CSL do tipo $\Sigma 11$ gerada a partir da rotação do plano $\langle 110 \rangle$ e observado na direção $[110]$



Fonte: Castro (2012)

Tabela 1. Contornos CSL frequentes em sistemas cúbicos.

CSL	Plano	Ângulo (°)
$\Sigma 3$	111	60
$\Sigma 5$	100	36,9
$\Sigma 7$	111	38,2
$\Sigma 9$	110	38,9
$\Sigma 11$	110	50,5

Fonte: Castro (2012)

2.6.2 Perfil de desorientação

É a diferença de orientação entre dois grãos em termos da rotação do sistema de coordenadas de seus cristais em coincidência. Essa rotação pode ser descrita na forma de ângulos de Euler, vetores de Rodriguez ou na forma mais comum como “pares de eixo/ângulo de rotação”. Dependendo da simetria do cristal, existem pares de eixo/ângulo de rotação equivalente cristalograficamente diferentes para descrever esta rotação, por exemplo 24 simetria para cúbica, 12 para hexagonal, 6 para trigonal. Por convenção, o par eixo/ângulo de rotação com o menor ângulo de rotação é utilizado para descrever a desorientação. O perfil de desorientação pode ser plotado a partir do ângulo de desorientação em função da distância ao longo da linha.

A desorientação g_{ik}^m é calculada entre a orientação g_i de um ponto da rede e seu vizinho mais próximo g_j (2 por ponto, um à direita e um abaixo) usando a Equação 3 (CHANNEL 5, 2007).

Equação 3. Equação para cálculo do grau de desorientação entre cristais

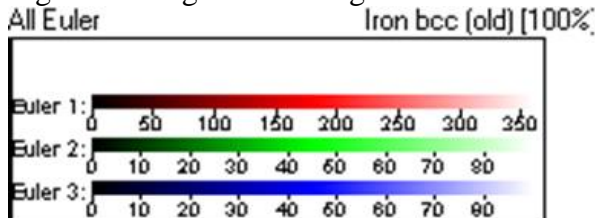
$$g_{ik}^m = g_i^{-1} \cdot g_j$$

Fonte: Channel 5 (2007)

2.6.3 Ângulos de Euler

O mapa de ângulo de Euler é capaz de mostrar em termos qualitativos a orientação preferencial dos cristais analisados, onde tonalidades similares indicam pouca variação de orientação cristalográfica. A sequência de cores normalmente vermelha, verde e azul representam os ângulos de Euler ϕ_1 , Φ e ϕ_2 , respectivamente, assim como mostrados na Figura 19. (BARBOSA, 2009).

Figura 19. Legenda dos ângulos de Euler fornecida nas análises de EBSD.



Fonte: Produção do próprio autor

2.6.4 Razão de aspecto

A razão de aspecto é fornecida entre os resultados de EBSD. Com relação à microestrutura dos cristais, uma intensa deformação plástica de uma amostra policristalina pode provocar a distorção dos grãos individuais por meio de escorregamento. A estrutura cristalina procura manter a integridade mecânica e a coerência ao longo dos contornos de grãos durante um processo de deformação, porém, como resultado da deformação realizada, cada grão é constrangido, num certo grau, adquirindo uma nova forma em que ele pode assumir entre seus grãos vizinhos. Antes da deformação, os grãos têm aproximadamente a mesma dimensão em todas as direções, aproximando-se da circularidade, ou seja, a razão

entre a menor dimensão do grão e a maior dimensão tende a 1. Já após a deformação, os grãos se tornam alongados ao longo da direção na qual a amostra foi estendida (CALLISTER, 2008), alterando a razão descrita anteriormente e distanciam-se da tendência à circularidade.

Essa razão entre a menor e maior dimensão do grão que permite a comparação de um grão com relação à aproximação ou distanciamento da circularidade, é chamada de razão de aspecto. A percentual de alongamento do material provoca influência na variação na razão de aspecto, uma vez que tal taxa refere-se à ductilidade do material.

A razão de aspecto também está relacionada com o nível de energia que o material tem a capacidade de absorver, pois tal fator interfere na movimentação dos contornos de grãos. Como exemplo, podem ser citados os aços de alta resistência, os quais possuem grãos menores que os aços macios, devido ao refinamento de grãos e sendo assim, sua área de contorno de grãos também é maior. Isso resulta numa maior área de contato durante o carregamento e assim, maior absorção de energia. Por outro lado, os aços de alta resistência possuem átomos intersticiais presentes em sua solução sólida, os quais ao dificultar o movimento das discordâncias, resultam num menor alongamento dos grãos e portanto, menor ductilidade.

Sabe-se que o alongamento é o resultado cumulativo do estiramento de todos os elementos do material através do volume do corpo-de-prova analisado e tal alongamento por unidade de comprimento ou deformação (ϵ), está intimamente relacionado com a razão de aspecto (HIBBELER, 2009).

2.7 Equação de Hall-Petch

O fenômeno de Hall-Petch é importante por relacionar o tamanho de grão com o limite de escoamento. Na Equação 4, σ_y é a tensão limite de escoamento, σ_0 é a constante dos materiais para a tensão inicial de deslocamento das discordâncias (ou a resistência ao movimento das discordâncias na malha cristalográfica), k_y é o coeficiente de encruamento (uma constante específica para cada material) e d é a média do diâmetro dos grãos.

Sabe-se que devido a esse fenômeno, os aços de maior resistência mecânica apresentam maior taxa de efeito *springback* (HANSEN, 2004).

Equação 4. Equação de Hall-Petch

$$\sigma_y = \sigma_0 + \frac{k_y}{\sqrt{d}}$$

Fonte: Hansen (2004)

2.8 Anisotropia

A anisotropia significa diferentes propriedades mecânicas numa mesma chapa, em relação à direção de laminação, sendo que a anisotropia é proveniente da laminação a frio da chapa e sua variação dentro do plano da chapa é conhecida como anisotropia planar.

A anisotropia acontece quando grãos cristalinos individuais são alongados na direção da maior deformação de tração durante um processo de conformação do metal. Há então um processo escorregamento cristalino durante a deformação, resultando no alongamento dos grãos (SCHAEFFER, 2004).

O índice de anisotropia “r” é definido como uma razão entre as deformações principais na direção da largura e espessura. Deve-se considerar a direção em que o material foi laminado, uma vez que a laminação modifica a orientação da estrutura cristalina dos grãos que compõem o material e utiliza-se então, o valor médio r_m para estimar o índice de anisotropia de um material. Tal índice mede a resistência à deformação na espessura da chapa, ou seja, é a anisotropia plástica através da espessura. Quando o índice r_m é igual a 1, indica que existe igualdade entre a resistência à deformação na largura e na espessura; quando tal índice é maior que 1, significa que a chapa oferece maior resistência à deformação plástica na espessura (COSTA, 2003).

Pode-se ainda calcular a anisotropia planar (Δr), a qual determina a localização do “orelhamento” em uma peça cilíndrica em formato de copo. Tal anisotropia mede a variação de r_m entre as direções longitudinal e transversal de laminação.

Segundo ACESITA, 2004, um aço de boa estampabilidade é o que apresenta um elevado índice r_m e um Δr próximo de zero. E quanto mais alto o valor de r_m , maior a resistência do material à diminuição da espessura.

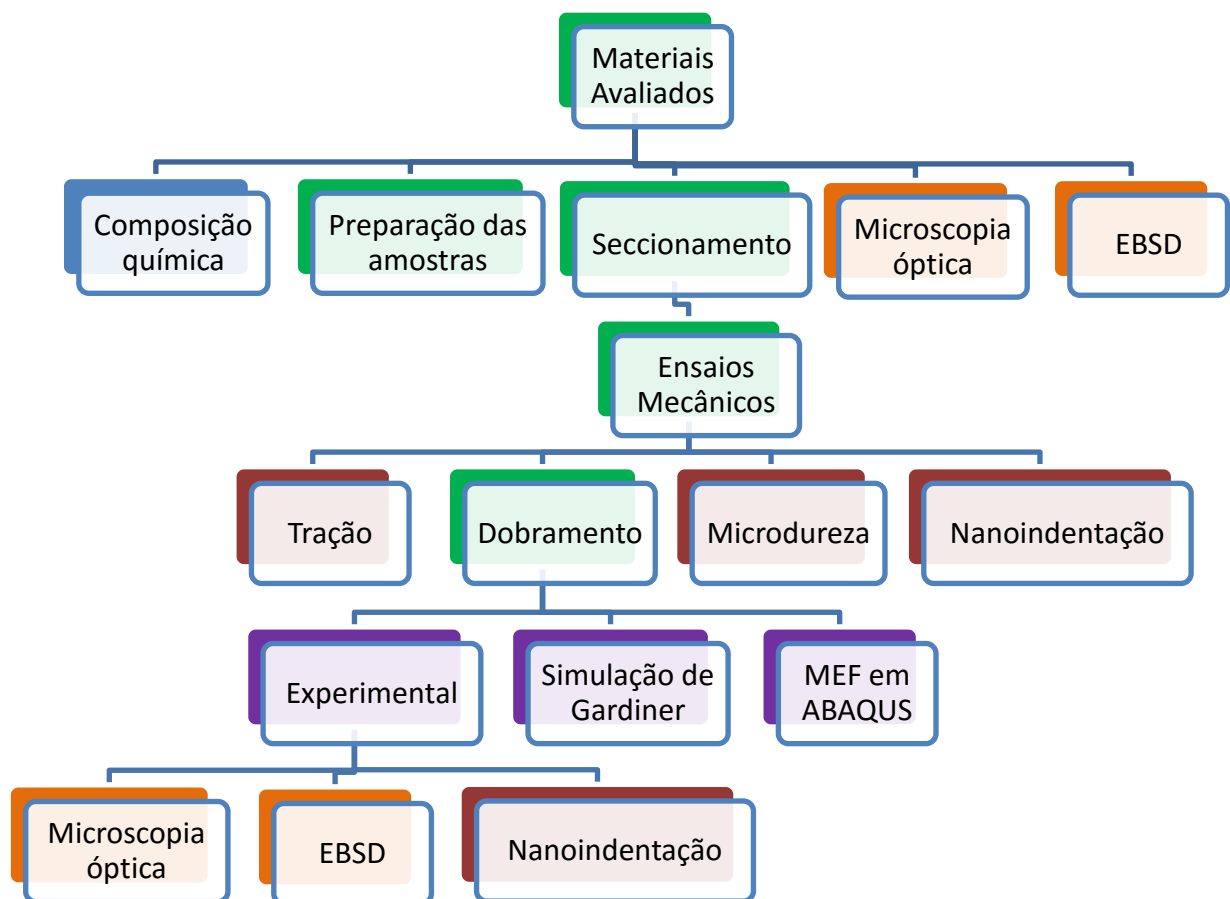
3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Materiais avaliados e identificação das etapas realizadas

Essa pesquisa foi realizada a partir de um contrato de doutorado sanduíche (CAPES-PDSE) firmado entre a Ecole Nationale d'Ingénieurs de Tarbes da Université de Toulouse – Laboratoire Génie de Production - LGP-ENIT (França) e a Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá - FEG-UNESP (Brasil), pelo qual a doutoranda em questão realizou o estágio em período sanduíche de maio de 2014 a maio de 2015, na França.

No Fluxograma 1 a seguir, é possível observar as etapas empregadas no desenvolvimento dessa pesquisa.

Fluxograma 1. Ordem das etapas empregadas no presente trabalho



Fonte: Produção do próprio autor

Com exceção das últimas etapas metalográficas para microscopia óptica e de parte dos ensaios de tração, todos os demais procedimentos experimentais a seguir executados nesse trabalho foram realizados no LGP-ENIT, sob a orientação do Professor Dr. Joël Alexis. Durante esse período sanduíche, também houve a contribuição do “Maitre de Conferences” – Dr. Jean Pierre Faye no ensino e auxílio com o software de elementos finitos.

No presente trabalho, foram avaliados 4 tipos de aços comerciais empregados principalmente na indústria automobilística. Tais materiais são basicamente classificados como aço bifásico - *Dual-Phase*, aço endurecível após pintura - *Bake Hardening*, aço com interstícios livres - *Interstitial Free* e aço de baixo carbono - *Low Carbon*.

Todos os aços avaliados neste trabalho foram fornecidos ao Departamento de Materiais e Tecnologia (DMT) da Universidade Estadual Paulista “Júlio de Mesquita Filho” – UNESP, por meio de doações de 3 empresas privadas: 6 materiais doados pela ARCELORMITTAL Tubarão – Serra – ES, 3 materiais doados pela PEUGEOT/MA AUTOMOTIVE Porto Real – RJ e 1 material doado pela METALJATO/SSAB São Paulo – SP.

3.2 Determinação da composição química

A determinação da composição química destes materiais foi executada no Laboratoire Génie de Production – LGP/ENIT utilizando-se o equipamento espectrômetro de emissão óptica FOUNDRY-MASTER Xpert, OXFORD Instruments (Figura 20).

Os materiais foram seccionados nas mesmas dimensões suficientes para o ensaio de dobramento mecânico, ou seja, 80 mm x 30 mm e cada um deles foi colocado sobre o emissor de luz UV presente no equipamento e a medição foi automaticamente realizada, sendo que a porcentagem em massa dos elementos químicos presentes foi fornecida pelo *software* acoplado ao espectrômetro.

Figura 20. Espectrômetro de emissão óptica FOUNDRY-MASTER Xpert, OXFORD Instruments, utilizado para determinar a composição química dos materiais estudados em LGP/ENIT



Fonte: Produção do próprio autor

3.3 Preparação das amostras para metalografia

A caracterização da microestrutura dos aços foi executada em 2 laboratórios diferentes. No DMT – FEG/UNESP, seguiu-se com as etapas finais de caracterização por meio de microscopia óptica (pós ensaios mecânicos) e no LGP – ENIT, seguiu-se com a caracterização por meio de microscopia eletrônica de varredura. Tais caracterizações foram realizadas de acordo com as técnicas convencionais de metalografia, as quais envolvem os processos de seccionamento de amostras, embutimento em resinas adequadas, lixamento utilizando-se lixas d'água, polimento, ataque químico e análise em microscópio, respectivamente. As diferenças entre os procedimentos de preparação metalográfica às amostras destinadas à microscopia óptica ou à eletrônica ocorreram nas etapas de embutimento, polimento e ataque químico ou eletrolítico, que serão posteriormente detalhados. Tais processos de preparação metalográfica são normatizados pela ASTM E 3-01 (2007).

No processo de ataque químico, foi utilizado o reagente Nital, que consiste em uma solução de ácido nítrico e álcool etílico e é um reagente tipicamente utilizado em aço carbono e aços liga, sendo que ele revela os contornos dos grãos de ferrita e constituintes. (VANDER VOORT, 1999).

O posterior processamento das imagens obtidas em microscópio óptico foi feito através de um *software* denominado ImageJ, de domínio público, o qual é um processador de imagem

baseado em Java que exibe, edita, analisa, processa, salva e imprime imagens de 8-bit, 16-bit e 32-bit.

A técnica de metalografia pode ser realizada de acordo com as seguintes etapas: escolha das regiões dos materiais a serem analisadas; obtenção de uma superfície plana e polida a partir da região selecionada; ataque dessa superfície por um reagente químico específico e obtenção de imagens da microestrutura através de microscópio.

3.3.1 Seccionamento

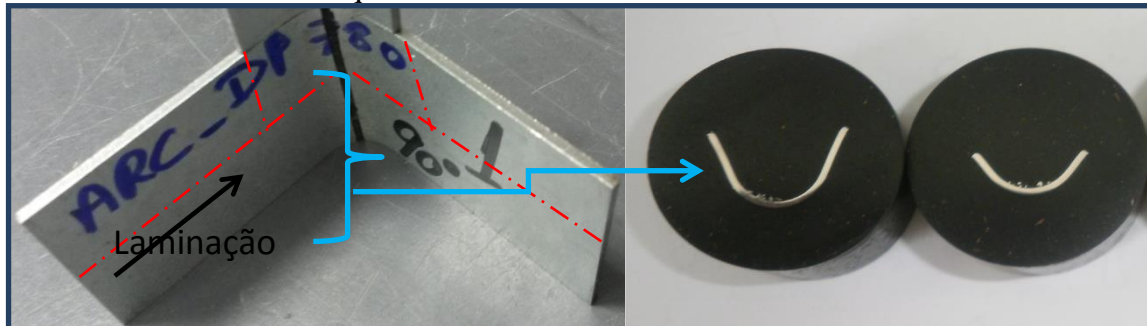
As amostras foram obtidas fazendo-se cortes a partir das folhas de aço para os 10 tipos diferentes de materiais estudados. Os corpos de prova foram confeccionados nas dimensões de 15 mm de comprimento por 5 mm de largura, com espessura variando de 0,62 a 2 mm dependendo do material analisado.

Para o material como recebido, os cortes foram feitos em duas superfícies diferentes para cada tipo de aço. Assim, foram obtidas amostras da região da superfície externa do material e amostras da região ao longo da espessura. Para todas essas amostras, os cortes foram feitos seguindo-se a direção de laminação das chapas.

Já para o material após passar por conformação mecânica, os corpos de prova foram divididos ao meio de forma que o corte se deu ao longo da espessura na direção longitudinal, ou seja, na mesma direção de laminação, precisamente na região de dobra e internamente à superfície para avaliar as modificações ocorridas após a conformação nesta região (Figura 21).

As amostras foram cortadas através de uma máquina de corte por serra de fita vertical, modelo RMF 400-S, fabricada pela ROMARFRA, no Laboratório de Usinagem – DMT – FEG. No LGP – ENIT, as amostras foram cortadas em Mecatome OS 250, PRESI e em ISOMET 4000, fabricada pela BUEHLER (Figura 22).

Figura 21. Corte do corpo-de-prova na região interna e de maior curvatura para posterior embutimento em resina baquelite ou acrílica.



Fonte: Produção do próprio autor

Figura 22. Máquinas de corte utilizadas em LGP – ENIT. Mecatome OS 250, PRESI e ISOMET 4000, BUEHLER, respectivamente



Fonte: Produção do próprio autor

3.3.2 Embutimento

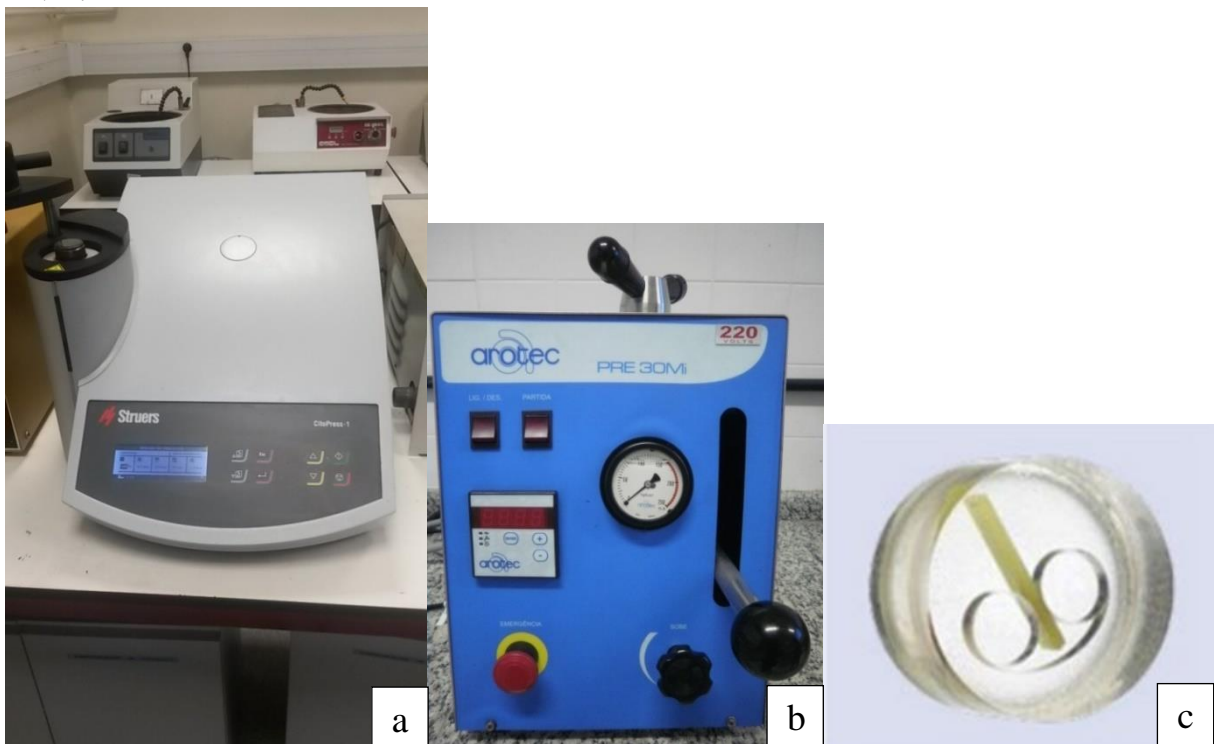
Após o seccionamento, as pequenas amostras cortadas foram submetidas a um embutimento a quente. No LGP – ENIT, foi utilizada embutidora à quente modelo CitoPress-1, fabricada pela STRUERS (Figura 23a). Foi utilizada uma embutidora do fabricante Arotec, marca PRE 30Mi, no Laboratório de Metalografia do DMT – FEG (Figura 23b). O

embutimento foi feito utilizando-se uma resina fenólica (baquelite) fornecida pela AROTEC Indústria e Comércio em DMT e pela STRUERS em LGP – ENIT.

Para algumas amostras foi necessário o uso de vaselina sólida ou grampos de fixação de aço inoxidável fornecidos pela STRUERS, a fim de obter o correto posicionamento das amostras no interior da resina durante o embutimento.

As amostras destinadas à observação em microscópio eletrônico receberam embutimento a frio, com resina acrílica, ViaFix, STRUERS em LGP – ENIT. Seu preparo é feito misturando-se um catalisador a um pó no interior da capela ou câmara de fluxo e o tempo de cura é de aproximadamente 20 minutos (Figura 23c). Após facilitar o processo de lixamento, polimento e ataque eletrolítico, essa resina se quebra facilmente quando tensionada e possibilita que a amostra seja liberada novamente para ser inserida no microscópio eletrônico.

Figura 23. Em (a): Embutidora à quente modelo CitoPress-1, STRUERS em LGP – ENIT. Em (b): Embutidora à quente Arotec, PRE 30Mi em DMT – FEG. Em (c): Amostra submetida ao embutimento à frio, ViaFix, STRUERS, resina acrílica transparente, em LGP – ENIT.



Fonte: Produção do próprio autor

3.3.3 Identificação das amostras

Utilizando-se um gravador vibrador com ponta de aço temperado, as amostras foram identificadas de acordo com o tipo do aço e quanto à seção das quais foram obtidas.

3.3.4 Lixamento

O lixamento é necessário para remover riscos e deformações formadas durante o seccionamento das amostras a fim de facilitar a etapa posterior de polimento.

A técnica é feita utilizando-se lixas d'água de granulometria cada vez menor, sucessivamente. Foram usadas as seguintes lixas: 220, 320, 400, 600, 1000, 1200 e 1500 mesh. No DMT, as lixas 320 e 400 mesh utilizadas são do fabricante Alcar e as lixas 220, 600, 1000, 1200 e 1500 mesh utilizadas são do fabricante Norton. No LGP, todas as lixas utilizadas são do fabricante STRUERS.

Observou-se o cuidado de alterar em 90° a direção da amostra entre cada mudança para uma lixa subsequente. Esse lixamento na direção perpendicular com relação à última lixa elimina os riscos feitos pelo lixamento anterior.

A cada interrupção do lixamento, as amostras foram lavadas com água corrente e álcool etílico, em seguida, foram secas por secador usando ar frio e examinadas através de um estereomicroscópio STEMI 2000 – ZEISS, ampliando-se 50X.

O lixamento foi realizado em uma lixadeira manual para metalografia STRUERS, no DMT/FEG/UNESP. Já no LGP, o lixamento foi realizado em politriz automática modelo Phoenix 4000, fabricante BHUEHLER (Figura 24).

Figura 24. Politriz automática modelo Phoenix 4000, fabricante BHUEHLER em LGP – ENIT



Fonte: Produção do próprio autor

3.3.5 Polimento simples e polimento eletrolítico

Esta etapa da metalografia é necessária para se obter uma amostra com superfície plana, livre de riscos e com alta refletividade, a fim de facilitar o exame da microestrutura ao microscópio após o ataque químico.

No DMT – FEG, o polimento simples foi feito no equipamento POLITRIZ do fabricante PANTEC, marca POLIPAN-2 (Figura 25), com solução de *OP-U Suspension* (0,25 μm) fornecido pela STRUERS e água destilada, utilizando-se uma rotação de 600 rpm. Para reduzir o atrito entre a superfície da amostra e do pano de polimento, utilizou-se jatos de água destilada intercalando-se com jatos da solução de OP-U. O polimento foi realizado até eliminar todos os riscos do lixamento e a amostra ficar totalmente espelhada.

As amostras foram então lavadas em água corrente e em álcool etílico, secas em jato de ar frio para serem examinadas ao estereomicroscópio STEMI 2000 – ZEISS para verificação da superfície plana e sem riscos.

O polimento eletrolítico foi necessário na preparação de amostras destinadas à observação em microscópio eletrônico de varredura por produzir uma superfície de amostra mais uniforme, mais livre de contaminação por reagentes vindos de ataques químicos e portanto, mais próxima da real microestrutura dos grãos. Nesta etapa, foi utilizado o LectroPol – 5, Struers, um aparelho automático e controlado por microprocessador para o ataque e polimento eletrolíticos das amostras em LGP – ENIT (Figura 26). Neste polimento, foram utilizados os eletrólitos A2 e A3 da Struers, com tensões variando de 16V a 50V e tempo variando de 3s a 40s, dependendo da amostra.

Figura 25. Politriz da Pantec, POLIPAN-2, em DMT – FEG



Fonte: Produção do próprio autor

Figura 26. LectroPol – 5, STRUERS em LGP – ENIT para o ataque e polimento eletrolítico das amostras destinadas à observação em microscópio eletrônico de varredura e à EBSD



Fonte: Produção do próprio autor

3.3.6 Ataque químico

Os ataques químicos das regiões polidas foram feitos com uma solução 2% de Nital (2 mL de ácido nítrico + 98 mL de álcool etílico) pelo método de esfregamento usando algodão embebido na solução de Nital. Observou-se o cuidado de utilizar o reagente Nital em sua temperatura ambiente para facilitar a reação nas amostras.

Os tempos de ataque foram os seguintes: 12 segundos para amostras de BH, 15 segundos para amostras de DP, 13 segundos para amostras de LC. Após contados os tempos, as amostras foram lavadas em água corrente e secadas.

Para as amostras de IF, a solução de Nital 2% não foi suficiente para a realização do ataque químico. Portanto, a concentração do reagente foi aumentada para 5%, com a qual se obteve um bom ataque químico num tempo de 15 segundos.

3.4 Microscopia óptica pré-ensaio de dobramento de três pontos ao ar

Primeiramente, foi analisada a microestrutura do material como recebido. Nesta etapa, foram analisadas as amostras nas dimensões de 15 mm de comprimento x 5 mm de largura superfície externa, seguindo a direção de laminação das folhas de aço.

As micrografias foram obtidas usando-se o microscópio óptico da marca NIKON, modelo EPIPHOT 200 acoplado a um computador e a uma câmara digital AXIO CAM 1CC3 ZEISS, utilizando-se o software de análise e captura de imagens AXIO VISIO – ZEISS (Figura 27) e também pelo microscópio óptico Olympus MDL, PMG – 3 acoplado a uma câmara digital Polaroid (Figura 28). Esta etapa foi realizada no Laboratório de Imagens de Materiais (LAIMAT) do DMT – FEG e em LGP - ENIT. Os aumentos utilizados foram de 100, 200, 500 e 1000 vezes e as imagens foram fotografadas em campo claro.

O processamento das imagens foi feito utilizando se o *software* ImageJ 1.45. Todas as imagens foram padronizadas em mesmas condições de luminosidade e escala de tons de cinza com a utilização das ferramentas *enhance contrast*, *normalize* e *equalize histogram*. Além disso, foi utilizada também uma ferramenta chamada *threshold* através do qual foi selecionada a fase microestrutural a ser quantificada. Com relação às imperfeições presentes nas imagens, utilizou-se a ferramenta *analyse particles* por meio da qual foi selecionado o tamanho em pixels a partir do qual a quantificação deveria começar, além de ter sido selecionada a opção *exclude on edges* a fim de eliminar os grãos presentes nas bordas da imagem durante a análise.

Figura 27. Microscópio óptico Nikon, Epiphot 200 em DMT – FEG



Fonte: Produção do próprio autor

Figura 28. Microscópio óptico Olympus MDL, PMG – 3, câmera Polaroid em LGP – Enit



Fonte: Produção do próprio autor

3.5 Difração de elétrons retroespalhados (EBSD) pré-ensaio de dobramento ao ar

Todas as etapas da microscopia eletrônica de varredura foram executadas no LGP – ENIT. Nesta etapa, foram analisadas as amostras nas dimensões de 15 mm de comprimento x 5 mm de largura nas duas superfícies: superior e ao longo da espessura, seguindo a direção de laminação das folhas de aço.

Foi utilizado um microscópio eletrônico de varredura com emissão de campo, modelo JSM-7000F, fabricante JEOL, *software* Channel 5, Oxford Instruments HKL, equipado para análises de EBSD (Figura 29).

Difração de elétrons retroespalhados - *electron backscatter diffraction*, EBSD, é uma técnica que consiste em colocar uma amostra, com superfície perfeitamente plana, inclinada a 70 graus com o incidente do feixe de elétron. Elétrons retroespalhados geram um padrão de difração, que aparece sob a forma de bandas (bandas Kikuchi), que pode ser visto em um monitor de vídeo juntamente com a imagem do

local de incidência do feixe. As amostras foram submetidas em polimento eletrolítico antes de serem analisadas em MEV.

A técnica EBSD foi utilizada neste estudo para determinar o tamanho dos grãos e para determinar o tipo de estrutura de grãos (recristalizado, deformado e subestruturado).

Este equipamento é acoplado a um computador que possui vários programas para processamento das imagens geradas pelo microscópio, entre eles, o *software* TANGO, que é um programa para exibição e análise de medições EBSD a partir de uma grade regular de pontos em uma amostra. Tal *software* foi utilizado na obtenção dos resultados de EBSD para todas as amostras analisadas.

Um dos fatores resultantes da técnica de EBSD é o *Band Contrast*, que é um fator de qualidade de imagem derivado da transformação de Hough, que descreve a intensidade média das bandas de Kikuchi no que se refere à intensidade geral dentro da área de interesse (AOI). Os valores são dimensionados para o intervalo de byte de 0 a 255 (ou seja, do baixo para o alto contraste).

Figura 29. Microscópio eletrônico de varredura com emissão de campo, modelo JSM-7000F, fabricante JEOL, *software* Channel 5, Oxford Instruments HKL, equipado para análises de EBSD em LGP – ENIT



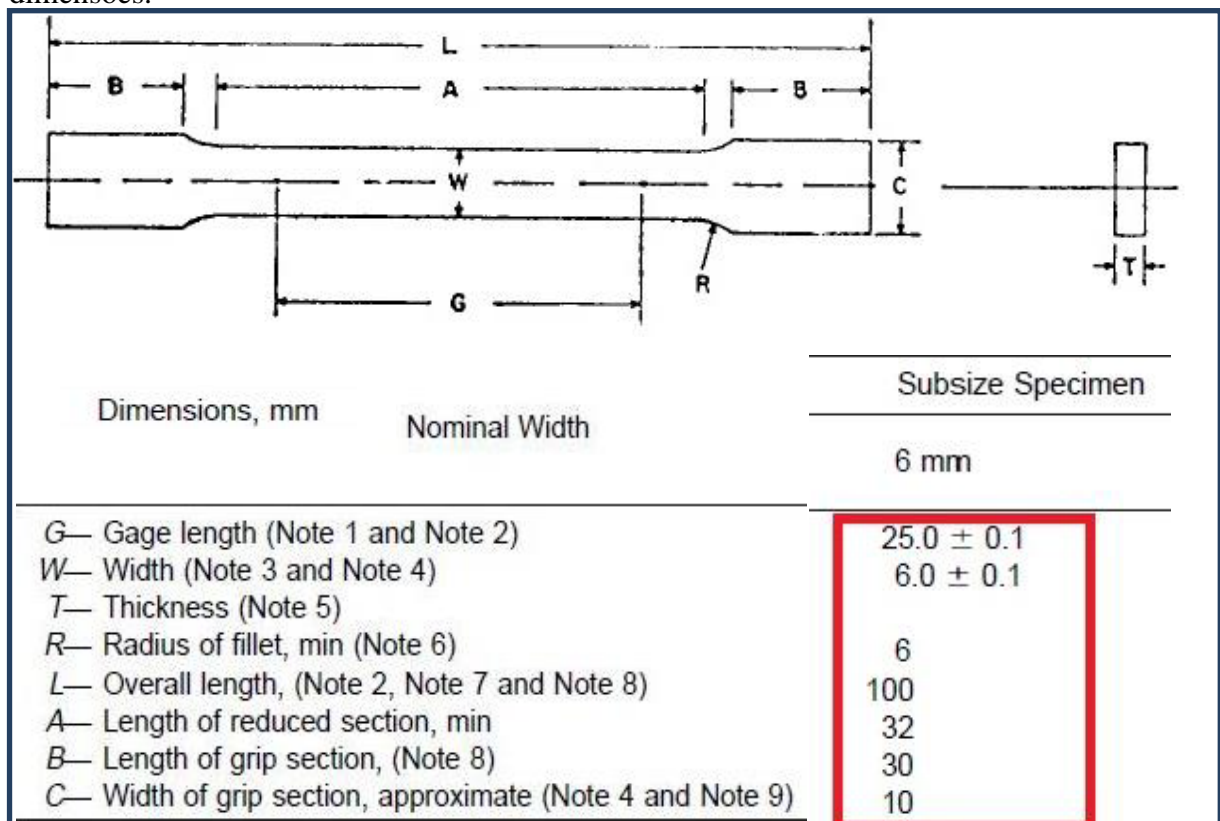
Fonte: Produção do próprio autor

3.6 Ensaios mecânicos

3.6.1 Determinação das propriedades mecânicas por ensaios de tração

Os valores para as propriedades mecânicas foram obtidos através de ensaios de tração, extraindo-se corpos-de-prova na direção de laminação do material. Os ensaios foram realizados em máquina universal de ensaios, Instron, no departamento de engenharia de materiais – DMT – FEG/UNESP e verificado na máquina universal de ensaios Instron acoplada à uma câmera para captura do deslocamento sofrido pela amostra de aço permitindo-se assim a obtenção direta dos valores de alongamento pelo *software* da Instron no LGP – ENIT (Figura 30). Para estes ensaios, foi utilizada a norma ASTM E8M-11, tendo sido escolhido os valores referentes à *subsize specimen*, representada na Figura 30, com as dimensões correspondentemente.

Figura 30. Corpo-de-prova de acordo com a norma ASTM E8M-11, com as respectivas dimensões.



Fonte: Adaptado de ASTM E8M-11.

As propriedades mecânicas calculadas foram as seguintes: porcentagem de alongamento ($\epsilon\%$), módulo de elasticidade ou Young (E) e módulo de resiliência (U_r). A obtenção dos resultados referentes às propriedades mecânicas obedeceu às seguintes Equações de 5 a 7:

Equação 5. Cálculo para determinação da porcentagem de alongamento do material, onde l_f é o comprimento final e l_0 é o comprimento inicial antes do ensaio de tração.

$$\epsilon\% = [(l_f - l_0) / l_0] * 100$$

Fonte: Callister (2008)

Equação 6. Cálculo para determinação do módulo de Young, onde σ_e : tensão limite de escoamento.

$$E = \Delta\sigma_e / \Delta\epsilon$$

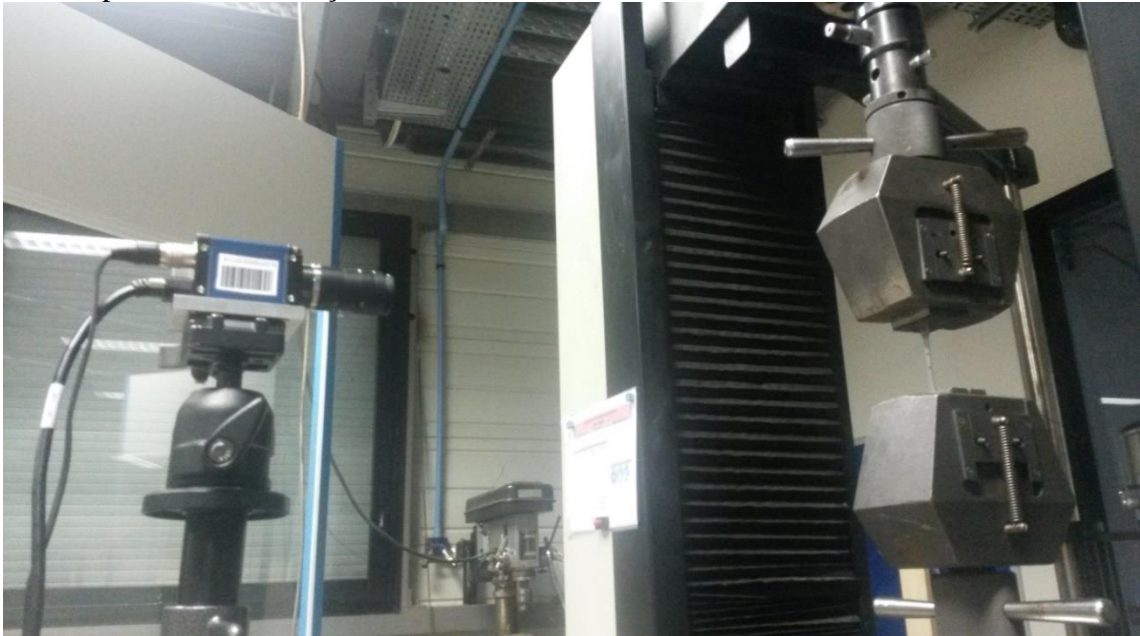
Fonte: Callister (2008)

Equação 7. Cálculo para determinação do módulo de resiliência.

$$U_r = \sigma_e^2 / 2E$$

Fonte: Callister (2008)

Figura 31. Máquina universal de ensaios, Instron e câmera para captura do deslocamento sofrido pela amostra de aço em LGP – ENIT



Fonte: Produção do próprio autor

3.6.2 Ensaios de Microdureza Vickers pré-ensaio de dobramento de três pontos ao ar

As amostras utilizadas nesse ensaio foram as representativas dos materiais como recebidos, antes do ensaio de dobramento mecânico. Foram analisadas ao todo 10 amostras na região da superfície externa dos aços ao longo da direção de laminação. A preparação para este ensaio seguiu de acordo com os mesmos procedimentos metalográficos, sendo necessário apenas uma superfície polida e plana para a análise no durômetro.

Os ensaios de microdureza Vickers foram realizados no equipamento Zwick, ROELL em LGP – ENIT. Foi admitida uma carga HV 0,5 kgf e espaçamento de 1 mm, obtendo-se 5 repetições para cada amostra.

3.6.3 Ensaios de Nanoindentação pré-ensaio de dobramento ao ar

As amostras provenientes dos materiais como recebidos foram analisadas por meio de nanoindentação. Foram analisadas, nesta etapa, 10 amostras antes do dobramento mecânico na região ao longo da espessura e 20 amostras após o dobramento mecânico, sendo 10 ao longo da espessura na região de maior curvatura nas amostras submetidas à 30° e 10 amostras na mesma região submetidas à 90°, sendo que para todas essas amostras obedeceu-se a mesma direção no sentido de laminação. A preparação para este ensaio foi feita por meio das etapas metalográficas, obtendo uma superfície polida e plana para a análise no nanoindentador.

Os ensaios de nanodureza foram realizados com o nanoindentador XP, fabricante MTS em LGP – ENIT. A determinação da nanodureza assim como o módulo de Young foram obtidos durante os ensaios estatísticos de nanoindentação e ensaios dinâmicos - *Continuous Stiffness Measurement* (medição contínua de dureza). Este segundo método consiste em sobrepor uma modulação de força ao carregamento e ao descarregamento linear efetuado classicamente. A frequência dessas oscilações é de 45 Hz e sua amplitude é de 2 nm. Este método limita o tempo de aquisição, enquanto multiplica o número de pontos, já que ele pode determinar o módulo de Young e a dureza para cada oscilação. Por conseguinte, ele permite determinar a evolução da dureza ou do módulo de Young em função da profundidade indentada. A profundidade máxima de indentação foi fixada em 2 µm. Antes de cada medição, o bom funcionamento do nanoindentador e mais particularmente a geometria da

ponta foram verificadas realizando uma série de impressões sobre um padrão de sílica fundida, cujo módulo de Young deve ser da ordem de 72 GPa e dureza igual a 10 GPa. Para determinar o módulo de Young da amostra, é necessário conhecer o coeficiente de Poisson de cada uma. Foi utilizado um valor médio de $\nu = 0.25$.

3.6.4 Ensaios de dobramento

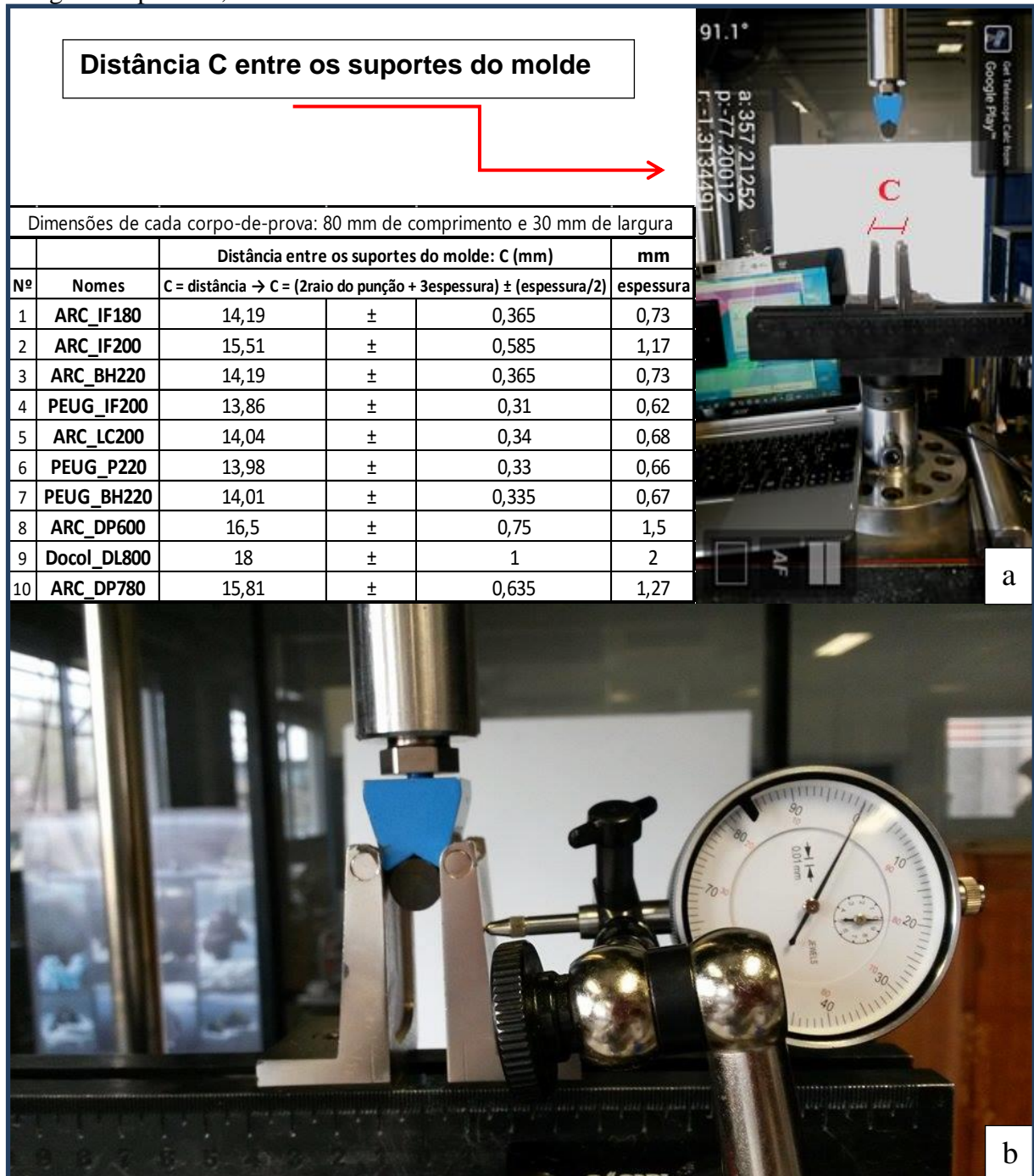
3.6.4.1 Ensaio mecânico de dobramento ao ar – *Air bending test*

Os corpos de prova dos materiais como recebido foram confeccionados de acordo com dimensões encontradas na literatura, sendo 80 mm de comprimento x 30 mm de largura. Foram confeccionados dois corpos de prova para cada tratamento de ângulos iniciais de dobramento, sendo que tais ângulos foram 30° e 90°. Tais dimensões dos corpos de prova foram adotados de acordo com os parâmetros definidos para o ensaio de flexão cilíndrica livre - *unconstrained cylindrical bending* apresentados na Conferência de Numisheet 2002 (MEINDERS, 2006).

Os corpos de prova foram submetidos a um ensaio de conformação mecânica denominado dobramento ao ar. Tal ensaio foi feito em adaptação ao método de flexão cilíndrica livre, no qual o corpo de prova é submetido a um punção com corpo cilíndrico e em adaptação ao método de dobramento de três pontos – *three-point bending* empregado no trabalho de Li et al (2012). O ensaio foi então denominado de dobramento ao ar por possuir o molde do tipo vazado. O punção ou cutelo utilizado foi de 6 mm de raio e a distância entre os suportes do molde foi suportes variou de 13,86 até 18 mm de acordo com as espessuras dos materiais, seguindo a fórmula presente na norma ASTM E290-09, a qual determina que a distância entre os suportes deve ser duas vezes o raio do punção e esse resultado somado a 3 vezes a espessura da amostra, tendo como desvio a metade da espessura. Tais valores e o ensaio realizado na Máquina Universal de Ensaios da marca Instron em LGP – ENIT estão representados na Figura 32a.

A Figura 32b mostra o dispositivo montado para o ensaio de dobramento de três pontos ao ar acoplado a um relógio comparador a fim de mensurar a constante de rigidez do molde e permitir a confiabilidade dos ensaios experimentais e posteriormente teóricos (por simulação com elementos finitos).

Figura 32. As distâncias entre os suportes do molde utilizadas para cada corpo-de-prova. Em (a): Dispositivo montado para o ensaio de dobramento ao ar na Máquina Universal de Ensaios, INSTRON. Em (b): O mesmo dispositivo de dobramento de (a) acoplado a um relógio comparador, em LGP-ENIT.



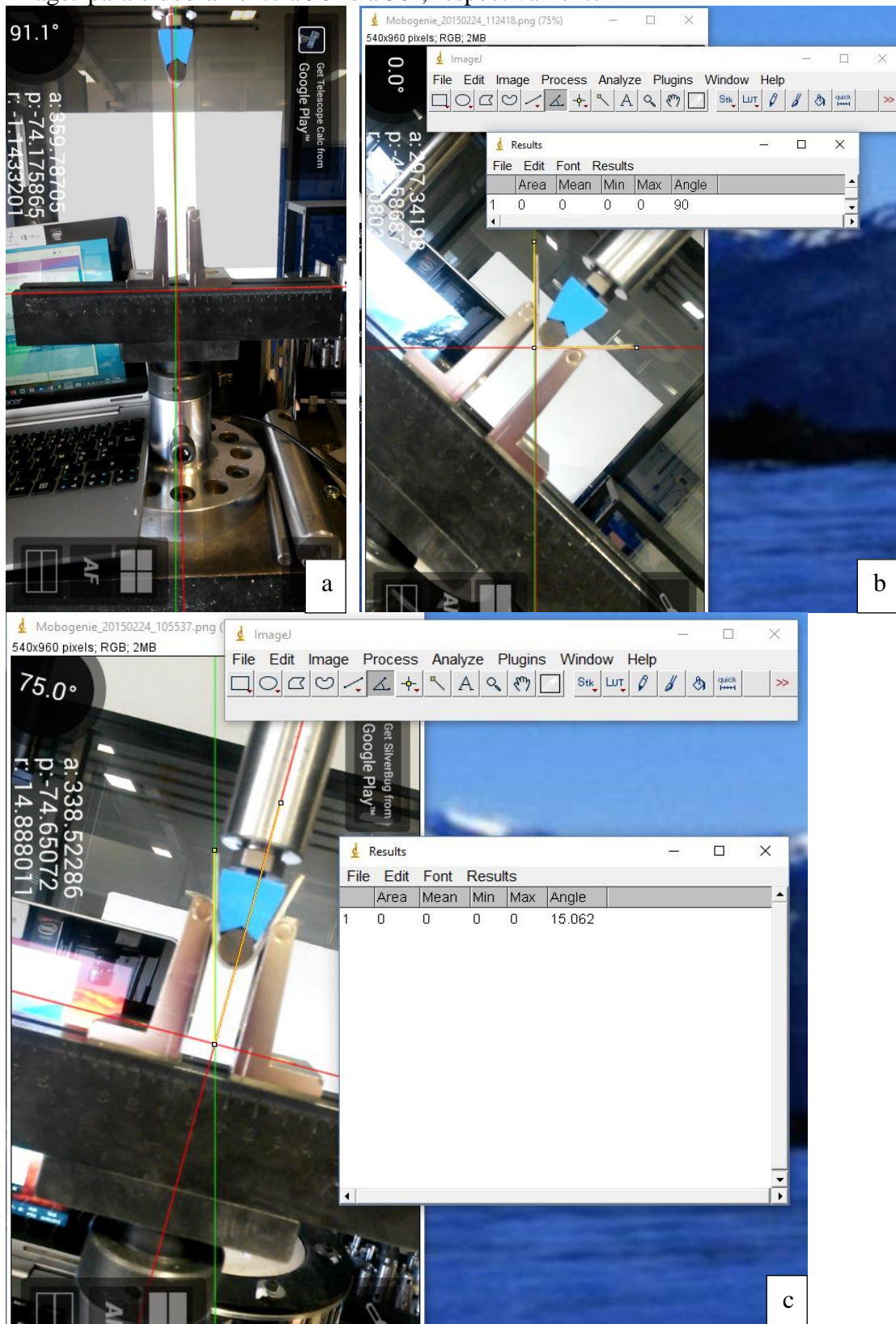
Fonte: Produção do próprio autor

Os corpos de prova foram submetidos à conformação até que o ângulo interno de dobramento atingisse um valor pré-determinado. Os valores selecionados para o ângulo interno de dobramento foram: 30° e 90° respectivamente para cada dobramento, utilizando-se

duas repetições para cada ângulo num mesmo material. Tais valores foram escolhidos por oferecerem desde uma suave deformação iniciada aos 90° até uma deformação mais severa aos 30° . Cada um desses ângulos selecionados foi atingido a partir do controle do deslocamento do punção no eixo y com uma velocidade de descida de 0,5 mm/s. Velocidades superiores a essa provocaram escorregamento da amostra entre os suportes do molde.

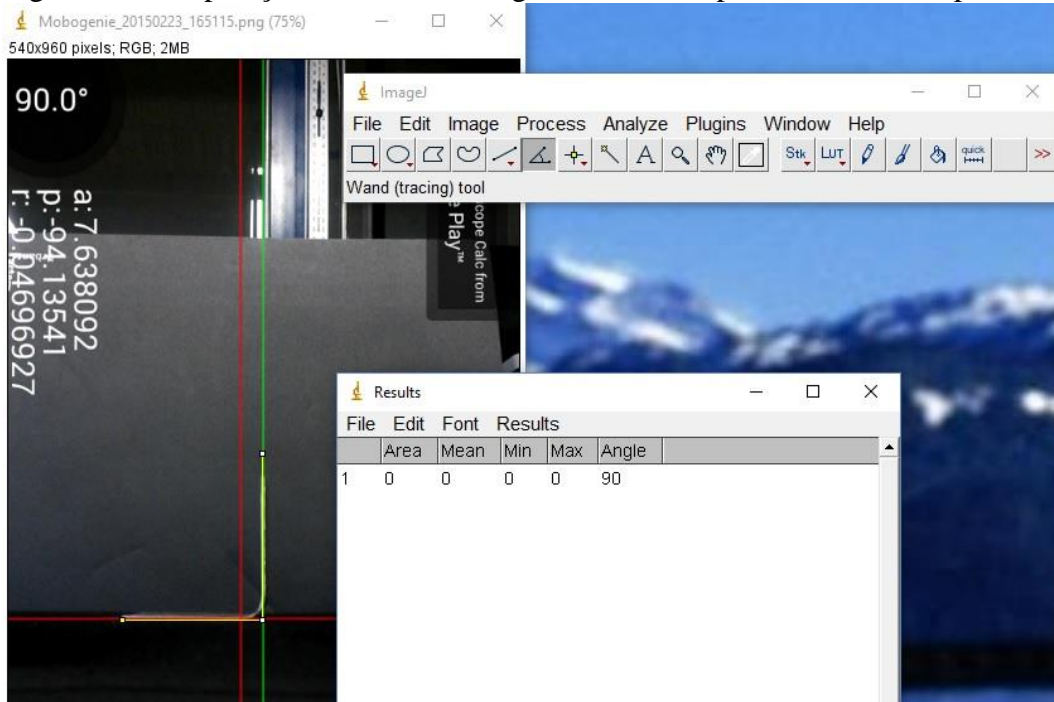
Esse controle foi feito por meio do aplicativo de *smartphone*, denominado LaserLevel versão 2.0.1, desenvolvido por Black Dot Mobile e disponível na loja de aplicativos Google Play. Tal aplicativo opera em sistema Android e permite que a câmera do celular se transforme em um instrumento de nível a laser. Dessa forma, a câmera do celular foi posicionada num tripé tendo-se o mesmo referencial de posição para todos os ensaios e assim, foi perfeitamente possível medir com exatidão o ângulo desejado durante os ensaios de dobramento. À medida em que se procura sobrepor a linha verde à borda da amostra de aço, para medir o ângulo de dobramento, faz-se necessário girar a câmera dentro dos quadrantes fixados para o mesmo eixo xyz, sendo que as linhas vermelhas são fixas correspondentes ao eixo xy e a linha verde é a qual varia para medir o valor do ângulo formado. Primeiramente, é realizado o nivelamento da câmera contendo o laser com relação ao dispositivo de dobramento, como pode ser observado na Figura 33 (a). A Figura 33 (b) refere-se a uma amostra de aço sendo dobrada até 90° . Na Figura 33 (c), é possível observar que o valor medido pelo aplicativo LaserLevel foi de 75° medindo desde a linha vermelha à esquerda (referencial) até a linha verde (que toca a região da espessura da amostra). Considerando-se um eixo cartesiano para as linhas vermelhas e medindo-se um ângulo a partir dos valores negativos do eixo x até os valores positivos do eixo y, obtém-se um valor de 90° . Subtraindo-se desse valor, o ângulo encontrado para a amostra de aço (75°), obtém-se 15° , que é exatamente o mesmo valor encontrado pelo *software* ImageJ ao calcular o ângulo entre a linha verde (que toca a região da espessura da amostra) até a linha vermelha de valores positivos do eixo y, sendo que a linha do ImageJ sobreposta é a de cor amarela (Figuras 33 (b), 33 (c) e 34). O uso do ImageJ ainda tem a vantagem de aumentar a precisão dessa medição, visto que ele forneceu um valor de $15,062^\circ$ para este ensaio. Multiplicando-se esse valor por 2, alcança-se o valor inicial de ângulo de dobramento desejado (aproximadamente 30°).

Figura 33. (a) Nivelamento da câmera do Android em relação ao dispositivo de dobramento da Instron. (b) e (c) Comparação entre o valor angular fornecido pelo LaserLevel e pelo ImageJ para o dobramento a 90° e a 30°, respectivamente



Fonte: Produção do próprio autor

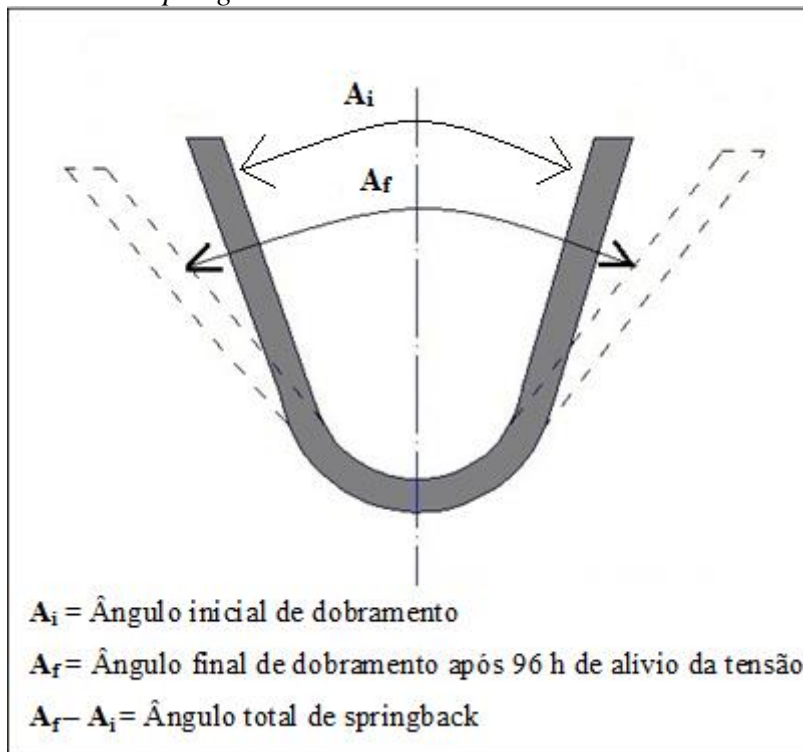
Figura 34. Comparação entre o valor angular fornecido pelo LaserLevel e pelo ImageJ



Fonte: Produção do próprio autor

O punção foi retirado do material vinte segundos após alcançar o dobramento no ângulo desejado e, em seguida, feita a medição do novo ângulo de dobramento para verificar se houve retorno elástico ou *springback*. Para a medição do novo ângulo de dobramento foi utilizado o aplicativo Laser Level seguidamente do *software* ImageJ 1.45. O *software* ImageJ foi utilizado somente para aumentar a precisão dos valores obtidos pelo aplicativo LaserLevel. Essas medições continuaram a ser feitas para os períodos de 12 h, 24 h, 48 h, 72 h e 96 h pós-conformação. Terminadas as 96 h após a conformação mecânica, o ângulo de dobramento final resultante foi subtraído do ângulo inicial de dobramento, seja este 30° ou 90°, e tal subtração resultou no ângulo total de *springback* ($A_f - A_i$), como mostra a Figura 35.

Figura 35. Esquema representativo de uma amostra de chapa de aço sofrendo recuperação elástica ou *springback*



Fonte: Adaptado de Zhang et al. (2007)

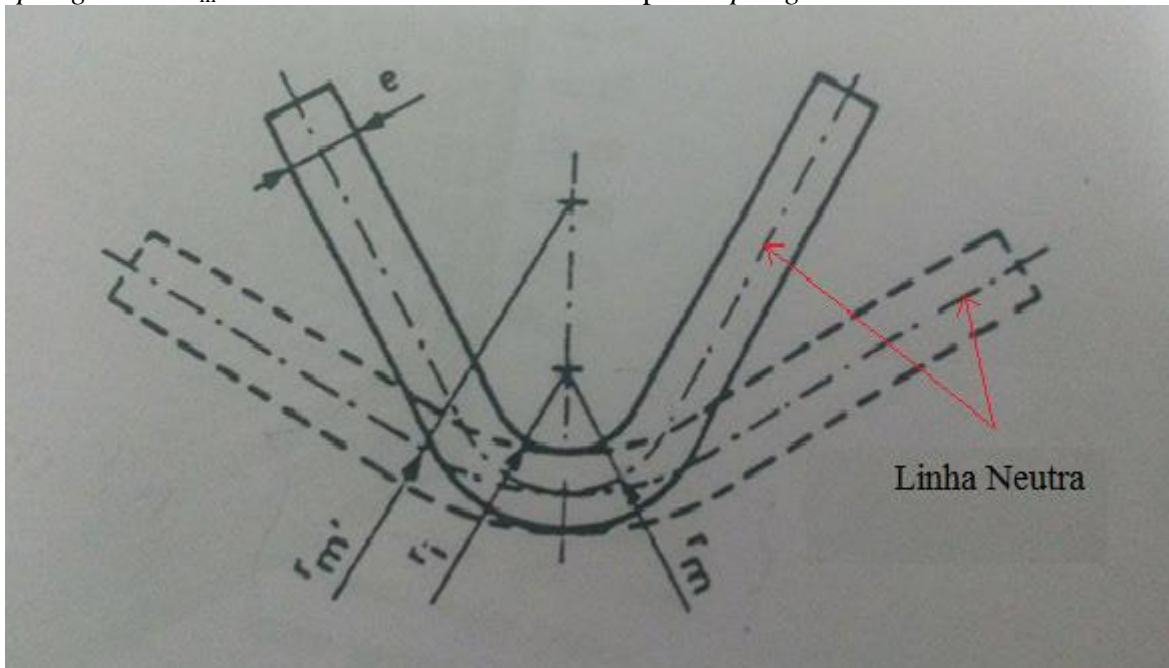
3.6.4.2 Previsão e controle do efeito *springback* pela modelização de Gardiner

Para a modelização do retorno elástico, a fórmula de Gardiner está entre as mais conhecidas no caso do dobramento ao ar para aços com alto limite de elasticidade. Tal formulação é definida pela expressão do retorno elástico ($= r_m/r'_m$), de acordo com a Equação 8. O retorno elástico, então, é caracterizado pela expressão descrita na Equação 9. Segundo Sollac e Cetim (1994), já é conhecido um desvio máximo relativo sobre o retorno elástico de 15% entre os valores calculados por essa formulação e os valores obtidos experimentalmente para os ângulos de retorno elástico.

De acordo com a Figura 36, o valor referente a r_m é obtido pela soma da metade do valor da espessura da folha de metal a ser dobrada com o valor do raio do punção de dobramento. Ambos os valores r_m e r'_m são obtidos tomando-se como referencial a linha neutra da folha de metal, uma vez que o valor de r_m é obtido quando a linha neutra do material submetido até o ângulo inicial de dobramento coincide com a linha neutra do material após o efeito springback e o valor de r'_m é obtido quando a linha neutra do material após o efeito springback coincide com a espessura total do material (e). Na Figura r_i corresponde ao raio do

punção de dobramento. Portanto, pode-se dizer que a modelagem de Gardiner prevê o ângulo de springback tomando-se como referencial a linha neutra da folha de metal tanto com relação ao raio do punção como em relação ao novo raio de dobramento após o retorno elástico.

Figura 36. Esquema representativo dos parâmetros utilizados para a previsão do retorno elástico a partir da modelagem de Gardiner, onde r_m é o raio interior da linha neutra antes do *springback* e r'_m é o raio interior da linha neutra após o *springback*



Fonte: Sollac e Cetim (1994)

Equação 8. Fórmula de Gardiner para prever o retorno elástico, onde Re : tensão limite de escoamento, e : espessura do aço, E : módulo de Young

$$\frac{r_m}{r'_m} = 4 \cdot \left(\frac{r_m}{e} \cdot \frac{Re}{E} \right)^3 - 3 \cdot \left(\frac{r_m}{e} \cdot \frac{Re}{E} \right) + 1$$

Fonte: Sollac e Cetim (1994)

Equação 9. Expressão que caracteriza o retorno elástico, relacionando os valores teóricos com os valores experimentais, onde Θ é o valor do ângulo obtido no retorno elástico e Θ_0 é o valor do ângulo inicial de dobramento antes do retorno elástico

$$K = \frac{\Theta}{\Theta_0} = \frac{r_m}{r'_m}$$

Fonte: Sollac e Cetim (1994)

3.6.4.3 Método de Elementos Finitos (MEF)

A simulação do ensaio de dobramento de três pontos ao ar e posterior efeito *springback* foi realizada utilizando um software de elementos finitos denominado ABAQUS/CAE 6.13-2, desenvolvido por Dassault Systèmes Simulia Corp., Providence, RI, USA, 2013.

Todos os ensaios de dobramento mecânico realizados em LGP – ENIT para as amostras nas dimensões: 80 mm de comprimento x 30 mm de largura submetidas aos ângulos internos de dobramento 30° e 90°, foram simulados por meio do Abaqus, totalizando 20 ensaios, utilizando-se imagens 2D.

Os parâmetros inseridos na simulação foram rigorosamente os mesmos dos utilizados nos ensaios de dobramento mecânico em laboratório LGP – Enit. Foram utilizadas as medidas de todas as dimensões do punção aplicador de tensão, dos suportes do molde e das amostras de aço. Também foi calculada uma constante (k) em laboratório no momento em que a máquina universal de ensaios da Instron realizou o dobramento em uma das amostras de aço, colocando-se ao mesmo tempo um instrumento denominado Relógio Comparador fixado na sua parte traseira por um grampo de nome sargento a fim de impedir o deslocamento do instrumento e tendo sua parte frontal livre com sua haste e ponta de contato ligeiramente encostada em uma das laterais do suporte do molde a fim de medir o deslocamento dos suportes do molde e então, esperou-se o punção descer até o limite máximo possível aumentando-se assim a tensão aplicada ao seu limite máximo. Repetiu-se o procedimento para os suportes de ambos os lados. As diferenças percebidas neste instrumento pela ponta de contato foram amplificadas mecanicamente e movimentaram o ponteiro rotativo diante da escala. Com isso, foi possível calcular a rigidez dos materiais constituintes do dispositivo de dobramento e inserir essa constante k dentre os parâmetros da simulação. Dessa forma, tanto o modelo 2D quanto o modelo 3D criados se tornaram os mais próximos possíveis das reais condições laboratoriais.

Em todas as simulações, foram inseridos os dados de tensão e deformação verdadeiras calculados e transformados a partir dos resultados de tração. Os dados foram inseridos respeitando as unidades do sistema internacional.

Parâmetros utilizados na simulação:

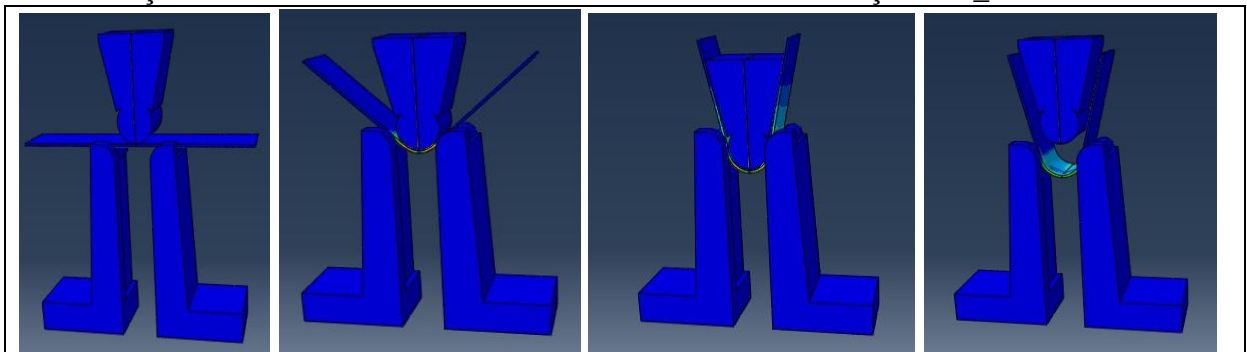
- o modelo utilizado em todas as simulações realizadas neste trabalho foi o modelo de encruamento isotrópico - *isotropic hardening* levando em consideração o módulo de Young

dos materiais, seu coeficiente de Poisson, densidade de massa, tensão e deformação verdadeiras, sendo que esses dois últimos foram obtidos por transformação dos dados provenientes dos ensaios de tração;

- foi assumido um aço sólido e homogêneo para a composição do molde e do punção, com uma relação de 0,03 entre o plano de tensão e a deformação na espessura. Foi utilizado um tamanho de mesh de 0,0002, com um controle de curvatura (h/L) no valor de 0,1, que é o mesmo valor da fração do tamanho total utilizada e com a análise de 8 elementos por ciclo.

A Figura 37 apresenta uma sequência de imagens 3D obtidas na simulação de um ensaio de dobramento a 30° , feita apenas para uma das amostras considerando os mesmos parâmetros dos utilizados em laboratório, a fim de obter uma simulação 3D que possa ser utilizada como exemplo de visualização. Nesta figura, observa-se os principais estágios do ensaio de dobramento, iniciando-se com a amostra proveniente do material como recebido, depois, começando a ser dobrada até chegar nos 30° internos com a descida do punção e a subsequente subida do punção e leve abertura da amostra, configurando o efeito *springback*.

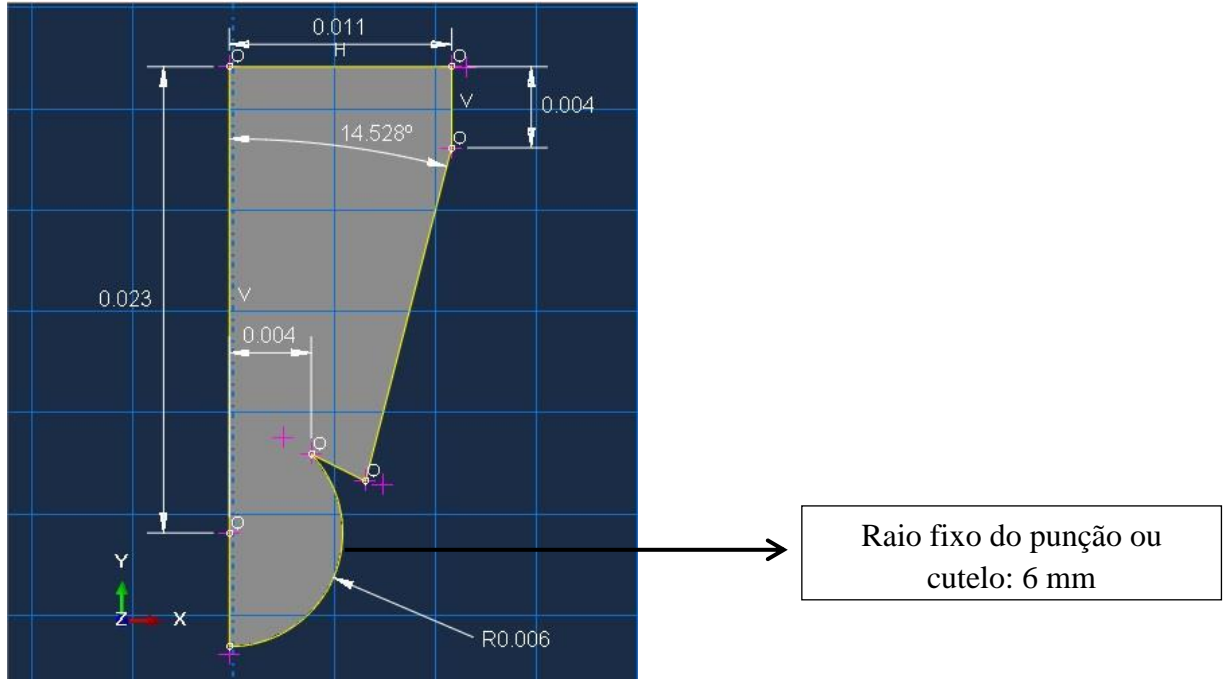
Figura 37. Esquema representativo a partir de um projeto 3D criado em Abaqus do tipo de conformação mecânica utilizada: Dobramento ao ar realizado no aço ARC_BH220 à 30° .



Fonte: Produção do próprio autor

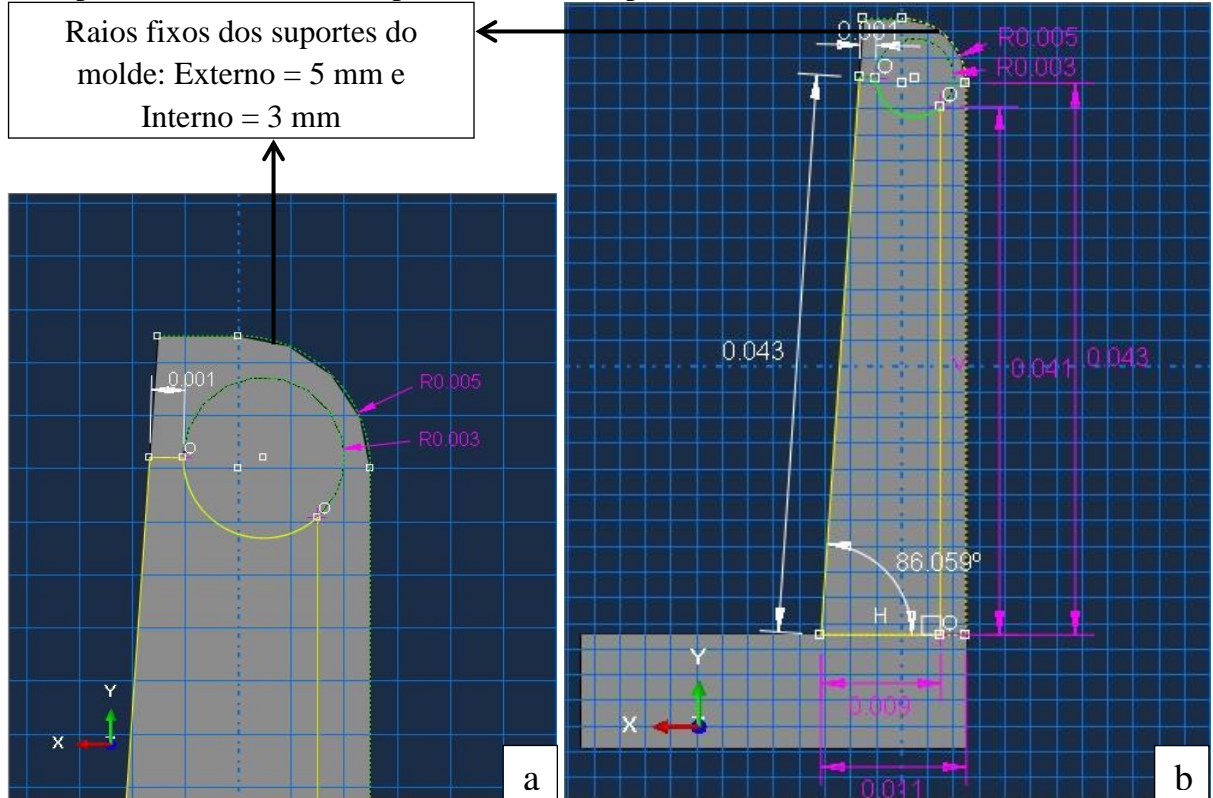
As Figuras 38 e 39 foram obtidas a partir do modelo criado em Abaqus e apresentam as dimensões utilizadas na modelagem em 2D e 3D referentes ao punção e ao suporte de dobramento. Tais dimensões são idênticas às do punção e suporte utilizados na realização nos ensaios mecânicos realizados previamente na Máquina Universal de Ensaio Instron. Na Figura 39 (a) está representado o raio interno que é o próprio raio de apoio, no qual foram posicionadas cada uma das amostras de aço durante os ensaios.

Figura 38. Dimensões do punção utilizado em ensaios experimentais e em MEF. Valores em mm.



Fonte: Produção do próprio autor

Figura 39. Dimensões do suporte utilizado em ensaios experimentais e em MEF. Em (a): raios do suporte do molde. Em (b): perfil lateral do suporte. Valores em mm.



Fonte: Produção do próprio autor

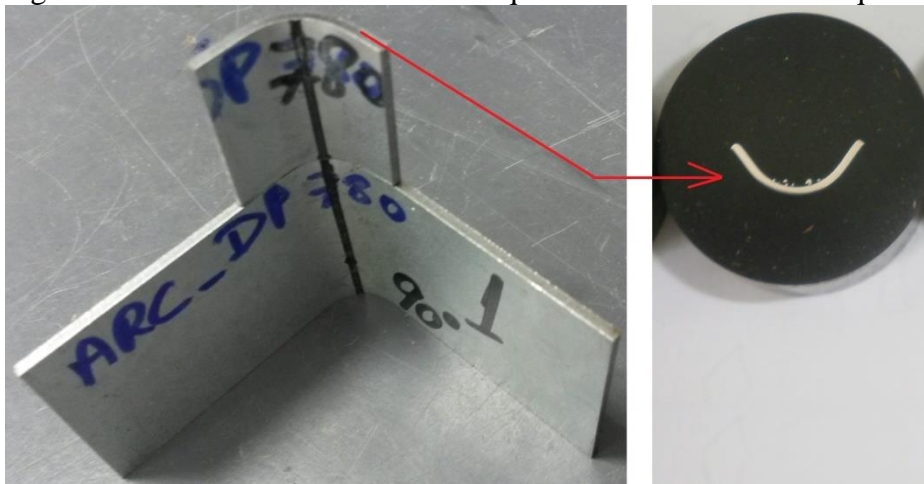
3.7 Análises nas amostras que foram submetidas ao dobramento mecânico

3.7.1 Microscopia óptica pós-ensaio de dobramento

Foram confeccionados corpos de prova dos materiais anteriores submetidos ao ensaio de conformação mecânica, após 96 h de avaliação dos novos ângulos de dobramento.

A região das amostras de aço escolhida para a obtenção dos corpos de prova foi aquela em que se formou uma curvatura devido ao dobramento. Os corpos de prova foram cortados na direção longitudinal, ou seja, na mesma direção de laminação das folhas de aço, dividindo-se a chapa de aço ao meio, expondo a região denominada de eixo z da calha parabólica e embutindo o material de forma a expor a parte interna à superfície, ou seja, expondo a direção longitudinal da superfície inferior do eixo z da calha parabólica, presumindo-se que os grãos de tal região são os mais afetados pela conformação mecânica (Figura 40).

Figura 40. Amostras 1 e 2, retiradas das folhas de aço, já submetidas ao dobramento de três pontos ao ar e posterior efeito *springback* durante 96 horas, as quais foram submetidas a um ângulo inicial de dobramento de 90° e o posterior corte da amostra n° 2, a fim de expor a região interna da curvatura e seu subsequente embutimento em baquelite



Fonte: Produção do próprio autor

A metalografia seguiu-se da mesma maneira que na etapa pré-conformação, com a utilização de embutimento a quente, lixamento, polimento, ataque químico com Nital 2% e obtenção das imagens ao microscópio óptico NIKON, EIPHOT 200 no LAIMAT. Os aumentos utilizados foram de 100, 200, 500 e 1000 vezes e as imagens foram fotografadas em campo claro.

O processamento das imagens também foi realizado utilizando-se o *software* ImageJ 1.45 com a utilização das mesmas etapas para padronização das imagens já descritas no item 3.4.

3.7.2 Difração de elétrons retroespalhados (EBSD) pós-ensaio de dobramento ao ar

Da mesma forma que as amostras utilizadas na microscopia óptica, nesta etapa, a região das amostras de aço escolhida para a obtenção dos corpos de prova foi aquela em que se formou uma curvatura devido ao dobramento, após as 96 h de finalização do ensaio de dobramento. Nesta fase, seguiram-se as mesmas etapas da preparação metalográfica que foram utilizadas nas amostras pré-ensaio de dobramento, utilizando-se embutimento à frio com resina acrílica seguido de ataque e polimento eletrolítico e posterior quebra da resina e retirada da amostra. As amostras foram então imersas em solução de álcool em cuba inserida em equipamento ultrassom por 10 minutos, a fim de provocar a liberação de partículas contaminantes na solução de álcool por meio da vibração gerada e garantir amostras com superfícies mais limpas. A seguir as amostras foram secas por meio de ventilação forçada e inseridas no microscópio eletrônico de varredura com emissão de campo, modelo JSM-7000F, fabricante JEOL, *software* Channel 5, Oxford Instruments HKL.

3.7.3 Ensaios de Nanoindentação pós-ensaio de dobramento ao ar

As amostras provenientes dos materiais que sofreram dobramento mecânico também foram analisadas por meio de nanoindentação. Foram analisadas, nesta etapa, 20 amostras ao todo, sendo que 10 amostras referem-se à região ao longo da espessura na superfície de maior curvatura após o dobramento a 30° e 10 amostras na mesma região após o dobramento a 90°, sendo que para todas essas amostras obedeceu-se a mesma direção no sentido de laminação. A preparação para estes ensaios e as etapas de execução foram realizadas conforme já descrito no item 3.6.3.

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1. Materiais avaliados

Cada um dos aços avaliados recebeu a sigla da empresa doadora do material e o código de identificação dado pelo respectivo fabricante. Sendo que os aços nomeados por ARC, foram doados pela ArcelorMittal e os nomeados por PEUG, foram doados pela Peugeot. O aço nomeado por Docol refere se à sua nomenclatura já utilizada pelo fabricante. Esses aços fazem parte de 4 tipos principais dentre os aços avançados de alta resistência utilizados na indústria automobilística, que são: aços bifásicos, aços baixo carbono, aços endurecíveis após pintura e aços com interstícios livres.

4.2. Composição química

As composições químicas dos 10 aços estudados determinadas por meio do espectrômetro de emissão óptica estão representadas pelas porcentagens dos elementos de liga (% em peso) na Tabela 2 a seguir.

Tabela 2. Composições químicas dos aços obtidas no espectrômetro de emissão óptica (% em peso para cada elemento químico).

	ARC_IF180	ARC_IF200	ARC_BH220	PEUG_IF200	ARC_LC200	PEUG_P220	PEUG_BH220	ARC_DP600	Docol_DL800	ARC_DP780
Fe	99,62	99,64	99,19	99,66	99,59	99,11	99,14	97,12	97,1	96,84
C	0,00309	0,0026	0,00445	0,0029	0,0242	0,00197	0,00214	0,1015	0,144	0,121
Si	0,0103	0,00833	0,0105	0,00839	0,0215	0,011	0,0481	0,2105	0,4082	0,196
Mn	0,112	0,1293	0,5947	0,1438	0,2201	0,5831	0,623	2,085	2,189	2,272
P	0,013	0,0109	0,0593	0,0106	0,0095	0,0629	0,0424	0,015	0,0156	0,0185
S	0,00584	0,00431	0,00578	0,0046	0,00528	0,00365	0,00359	<0,001	<0,001	<0,001
Cr	0,0165	0,0144	0,0156	0,0176	0,0166	0,019	0,0185	0,3453	0,0324	0,287
Mo	0,00271	0,00267	<0,001	0,00152	<0,001	0,00191	<0,001	<0,001	<0,001	0,0909
Ni	<0,001	<0,001	<0,001	<0,001	<0,001	<0,001	<0,001	0,00602	0,00431	0,0083
Al	0,051	0,0378	0,0341	0,0314	0,0339	0,0425	0,0335	0,0316	0,0282	0,0284
Co	0,00175	0,00256	0,00288	0,00313	0,00239	0,00266	0,0032	0,00394	0,00234	0,00319
Cu	0,0129	0,0105	0,0117	0,00976	0,0155	0,0108	0,0108	0,0174	0,0155	0,0148
Nb	0,0048	0,00481	0,00226	0,00508	0,00313	0,00331	0,0018	<0,0005	<0,0005	<0,0005
Ti	0,0473	0,0457	0,0144	0,0458	0,0015	0,0431	0,0109	0,00188	0,00187	0,0189
V	0,0028	0,0025	0,00145	0,00321	0,0019	0,00141	0,00094	0,0023	<0,0005	0,00224
W	<0,01	<0,01	0,0119	<0,01	0,0143	<0,01	0,0158	0,0134	<0,01	<0,01
Pb	0,00213	0,00168	0,00386	0,00247	0,00269	0,00259	0,00439	0,00867	0,005	0,00613
Sn	<0,001	<0,001	<0,001	<0,001	0,00114	0,001	0,00109	0,00119	<0,001	<0,001
B	<0,0004	<0,0004	<0,0004	<0,0004	<0,0004	<0,0004	<0,0004	<0,0004	<0,0004	<0,0004
Ca	<0,0001	<0,0001	<0,0001	<0,0001	<0,0001	<0,0001	<0,0001	0,00271	0,00224	0,00203
Zr	0,00187	0,00159	0,00369	0,00355	0,00353	0,00331	0,00354	0,00289	0,00394	0,0029
Zn	>0,02	>0,02	0,0009	0,00963	0,0006	0,0116	0,00077	0,00358	0,00113	0,00499
Bi	0,0135	0,0131	0,013	0,0125	0,0128	0,0135	0,0142	0,0135	0,0124	0,014
As	<0,001	<0,001	0,00105	<0,001	0,00143	<0,001	0,00118	0,00125	0,00265	0,00112
Se	0,0095	0,00893	0,0115	0,0108	0,0107	0,0105	0,0124	0,0111	0,00904	0,0106
Sb	0,00503	0,00424	<0,003	<0,003	<0,003	0,00332	0,00435	<0,003	0,00381	<0,003
Ta	0,0115	<0,005	<0,005	<0,005	<0,005	0,0482	<0,005	<0,005	0,014	0,0492
N	27 ppm	14 ppm	22 ppm	0,0019	36 ppm	0,0025	0,002	35 ppm		22 ppm

Fonte: Produção do próprio autor

4.3. Ensaaios Mecânicos

4.3.1. Ensaaios de tração

A Tabela 3 e as Figuras 41, 42, 43 e 44 mostram as principais propriedades mecânicas obtidas a partir dos ensaios de tração.

Na Tabela 3, RT refere-se ao limite de resistência à tração, LE refere-se à tensão limite de escoamento, $\epsilon\%$ refere-se à porcentagem de alongamento, E refere-se ao módulo de elasticidade ou Young e Ur refere-se ao módulo de resiliência.

Tabela 3. Propriedades mecânicas dos 10 aços estudados

Aços	RT (MPa)	LE (MPa)	$\epsilon\%$	E (GPa)	Ur (KPa)
ARC_IF180	266,37 \pm 12	166,34 \pm 8,2	50,43 \pm 1,9	206,53 \pm 10	67,05 \pm 5,01
ARC_IF200	270,72 \pm 6,4	167,18 \pm 8,02	55,16 \pm 0,06	209,11 \pm 34	67,28 \pm 4,6
ARC_BH220	313,38 \pm 1,2	193,68 \pm 2,03	46,16 \pm 2,2	218,26 \pm 23	86,80 \pm 11
PEUG_IF200	333,85 \pm 1,1	210,15 \pm 3,8	48,88 \pm 0,6	185,55 \pm 17	119,83 \pm 5,6
ARC_LC200	310,11 \pm 0,9	214,12 \pm 2,9	46,29 \pm 2,6	198,84 \pm 0	118,59 \pm 0
PEUG_P220	403,05 \pm 1,8	262,17 \pm 2,5	42,37 \pm 1,6	198,69 \pm 25	175,16 \pm 25
PEUG_BH220	386,89 \pm 5,8	274,05 \pm 1,2	39,73 \pm 2,2	197,58 \pm 10	190,31 \pm 8,7
ARC_DP600	669,66 \pm 0,08	421,02 \pm 8,4	31,95 \pm 1,9	200,47 \pm 13	442,79 \pm 13
Docol_DL800	932,48 \pm 4,4	560,49 \pm 78	14,67 \pm 2,3	189,25 \pm 2,2	841,61 \pm 24
ARC_DP780	864,43 \pm 31	604,90 \pm 1,9	23,73 \pm 3,3	204,45 \pm 1,02	894,83 \pm 1,02

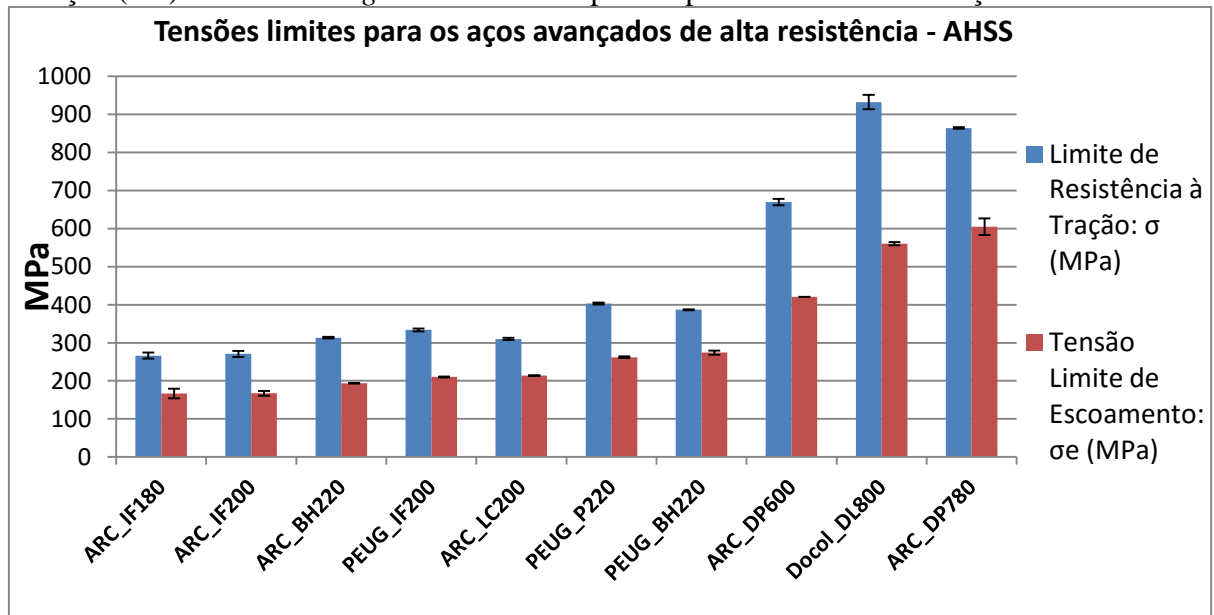
Fonte: Produção do próprio autor

Nota-se na Tabela 3 que os 3 últimos aços, bifásicos (ARC_DP600, ARC_DP780 e Docol_DL800), os quais apresentam maiores valores de resistência, são os que possuem as maiores porcentagens em peso de carbono se comparados aos demais aços estudados (Tabela 2). De acordo com esses resultados, espera-se que os valores de springback ocorram na ordem crescente seguindo a mesma ordem dos valores de tensão limite de escoamento.

Comparando-se as Figuras 41, 42 e 43 nota-se que os valores do módulo de resiliência seguem a mesma ordem de aumento com relação aos valores de tensão limite de escoamento e de resistência. Portanto, quanto maior a resistência desses aços, maior o módulo de resiliência e menor a percentual de alongamento.

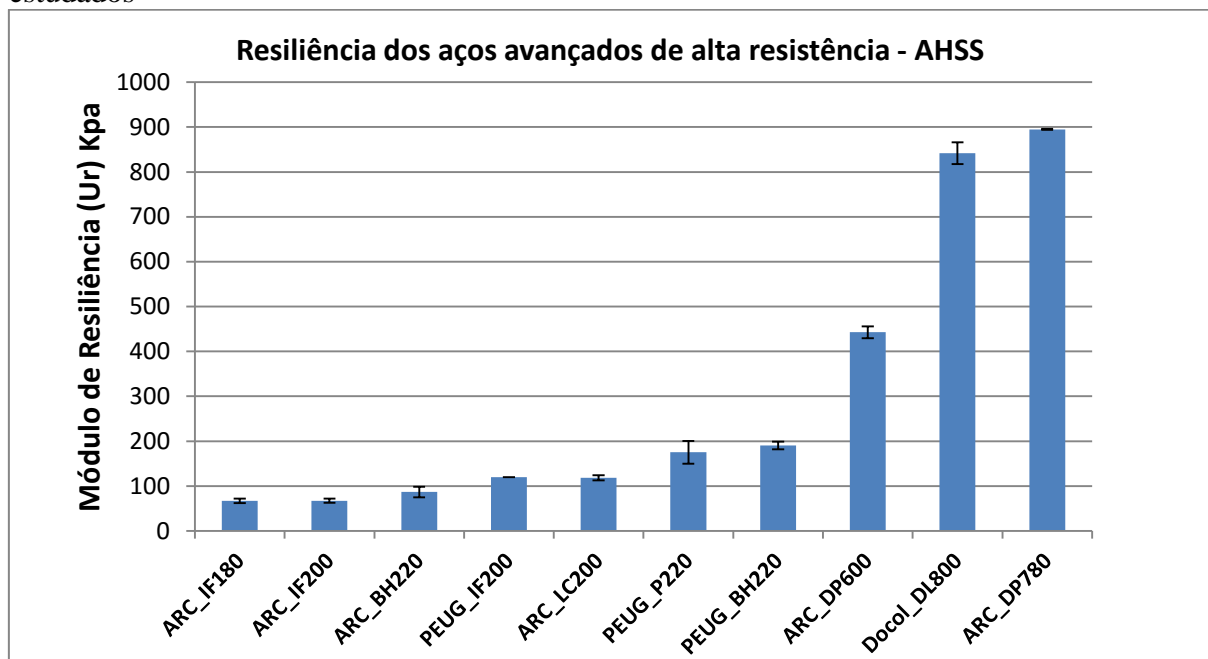
A Figura 44 apresenta os valores de módulo de Young, os quais correspondem aos esperados de acordo com os já conhecidos pela literatura, ao redor de 200 GPa.

Figura 41. Valores de tensão limite de escoamento (LE) - *Yield strength* e limite de resistência à tração (RT)- *Tensile strength* com o desvio padrão para cada um dos 10 aços estudados



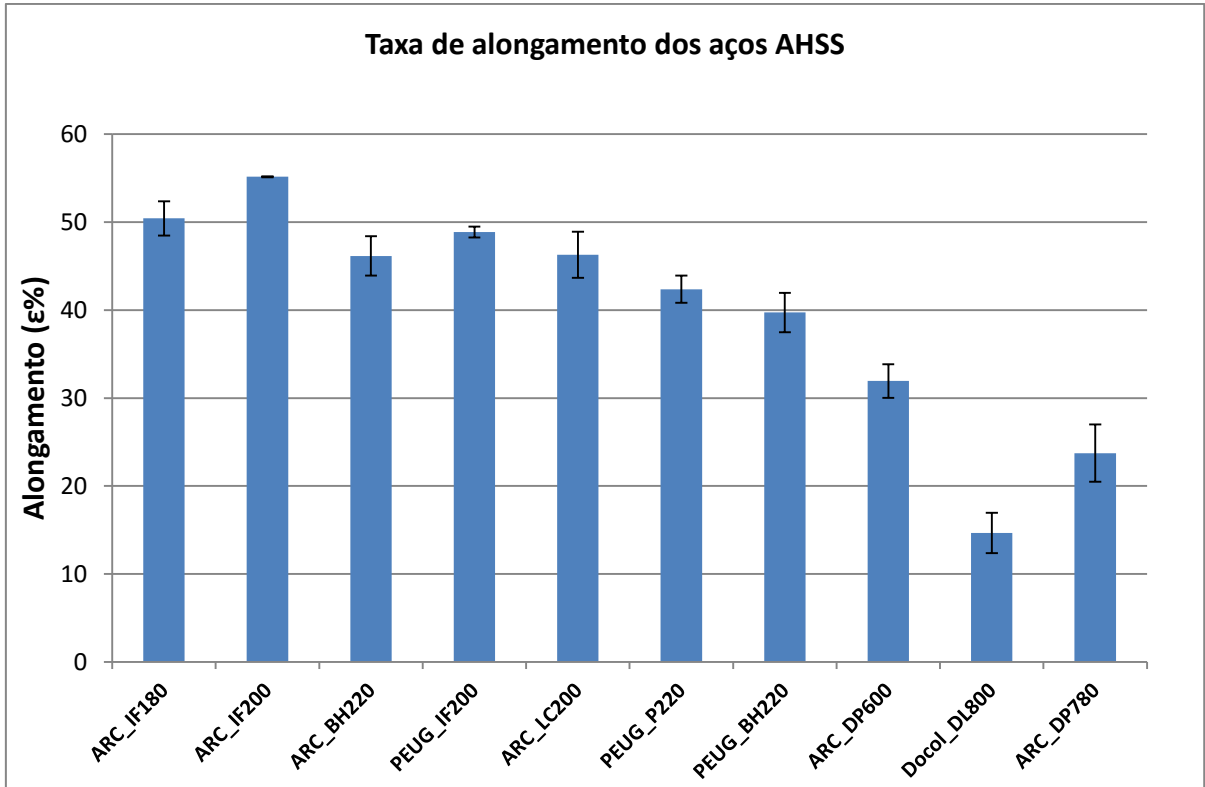
Fonte: Produção do próprio autor

Figura 42. Valores de módulo de resiliência (U_r) com o desvio padrão para os 10 aços estudados



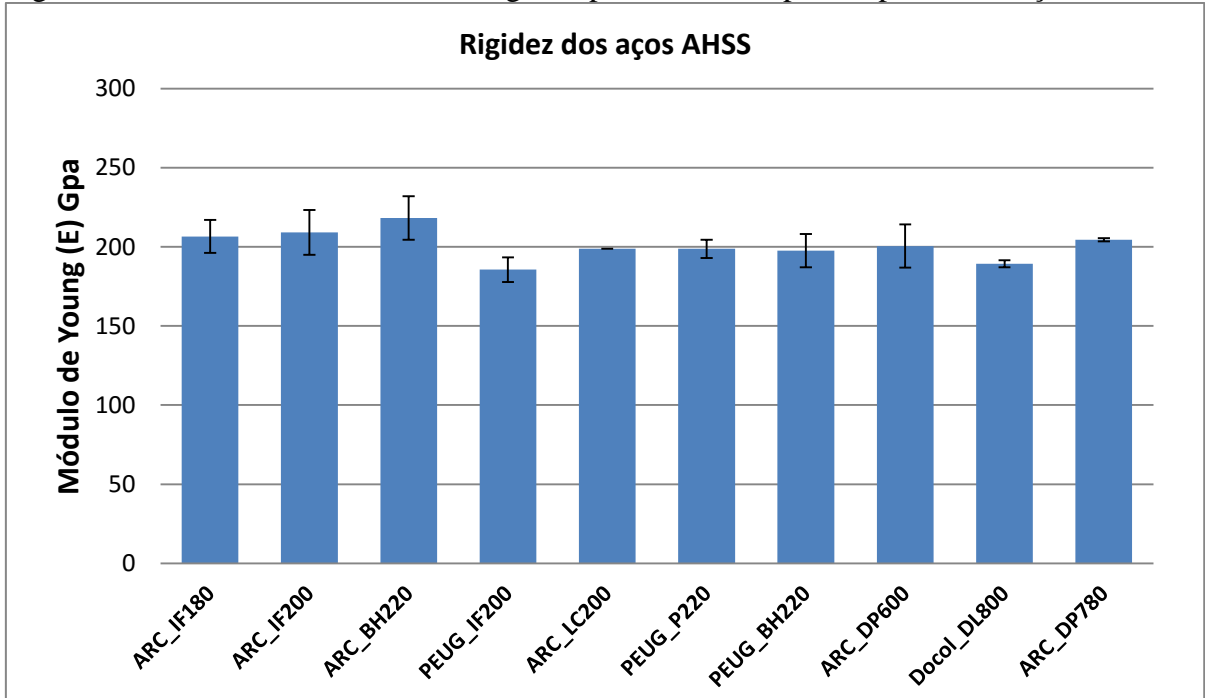
Fonte: Produção do próprio autor

Figura 43. Valores de percentual de alongamento com o desvio padrão para os 10 aços estudados



Fonte: Produção do próprio autor

Figura 44. Valores de módulo de Young e respectivo desvio padrão para os 10 aços estudados

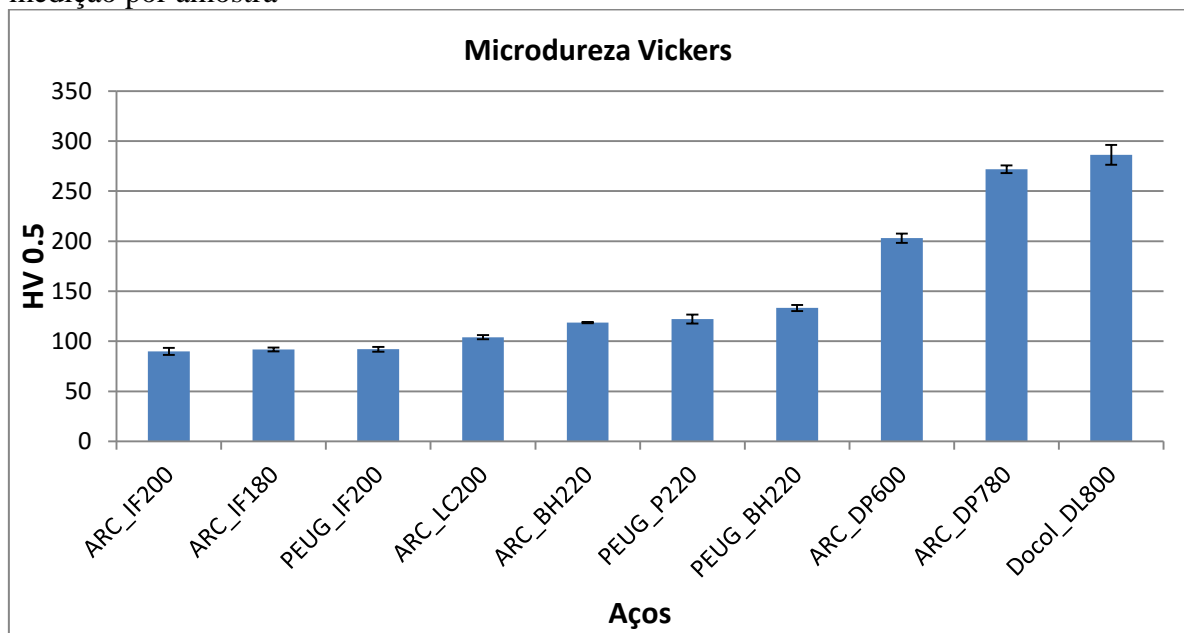


Fonte: Produção do próprio autor

4.3.2 Ensaio de Microdureza Vickers

Os ensaios de microdureza Vickers foram realizados somente antes do ensaio de dobramento mecânico e seus valores, apresentados na Figura 45, foram medidos ao longo da região da superfície externa das amostras de aço. Nota-se que os valores de dureza se tornam maiores na medida em que se aumenta o teor de carbono nos aços.

Figura 45. Microdureza Vickers, HV 0.5 kgf de carga e espaçamento de 1 mm. 5 pontos de medição por amostra



Fonte: Produção do próprio autor

4.3.3. Ensaio de dobramento

4.3.3.1. Ensaio de dobramento ao ar – *Air bending tests*

As Tabelas 4 e 5 apresentam os valores finais dos ângulos internos de dobramento após a finalização do ensaio mecânico, mensurados desde 0 segundos até 96 horas após o alívio das tensões, partindo-se do ângulo inicial escolhido de dobramento. A ordem dos aços nas tabelas seguem valores crescentes de ângulos.

Nota-se, que como já esperado de acordo com a literatura e de acordo com trabalhos anteriores já realizados pelo mesmo grupo de pesquisa, que os valores desses ângulos

umentam de acordo com o grau de resistência e resiliência dos materiais. E valores intermediários sofrem influência da percentual de alongamento dos aços.

Tabela 4. Ângulos de dobramento interno desde 0 segundos até 96 horas após o alívio de tensões, em função do ângulo inicial escolhido de 30° e seus respectivos valores de desvio padrão

30°						
Aços	0 s	20 s	24 h	48 h	72 h	96 h
ARC_IF180	29,48 ± 0,77	34,01 ± 0,2	34,27 ± 0,12	34,32 ± 0,09	34,33 ± 0,12	34,3 ± 0,14
ARC_IF200	30 ± 0,36	34,36 ± 0,78	34,48 ± 0,72	34,81 ± 0,75	35,19 ± 0,82	35,18 ± 0,72
ARC_LC200	29,67 ± 0,37	34,82 ± 0,81	35,6 ± 0,53	35,6 ± 0,44	35,71 ± 0,46	35,78 ± 0,44
ARC_BH220	29,49 ± 1	35,19 ± 0,16	35,55 ± 0,07	35,61 ± 0,17	35,67 ± 0,19	35,67 ± 0,09
PEUG_IF200	30 ± 0,18	36,79 ± 0,09	37,25 ± 0,19	37,3 ± 0,19	37,97 ± 0,16	37,9 ± 0,15
PEUG_P220	29,83 ± 0,19	36,9 ± 1	37,7 ± 0,97	37,72 ± 1	37,88 ± 1	37,92 ± 1,1
PEUG_BH220	29,72 ± 0,43	37,74 ± 0,91	38,4 ± 1	39,08 ± 1	39,22 ± 0,93	39,2 ± 0,97
ARC_DP600	30,2 ± 1,86	41,58 ± 0,62	42,29 ± 0,69	42,3 ± 0,68	42,31 ± 0,75	42,32 ± 0,68
Docol_DL800	30,18 ± 0,24	43,74 ± 0,5	43,76 ± 0,4	44 ± 0,24	43,94 ± 0,22	43,87 ± 0,16
ARC_DP780	29,88 ± 0,73	47,14 ± 0,34	49,07 ± 0,88	50,34 ± 1,9	50,47 ± 1,84	50,65 ± 1,8

Fonte: Produção do próprio autor

Tabela 5. Ângulos de dobramento interno desde 0 segundos até 96 horas após o alívio de tensões, em função do ângulo inicial escolhido de 90° e seus respectivos valores de desvio padrão.

90°						
Aços	0 s	20 s	24 h	48 h	72 h	96 h
ARC_IF180	88,85 ± 0,71	91,07 ± 0,69	91,05 ± 0,76	91,23 ± 0,72	91,37 ± 0,77	91,34 ± 0,71
ARC_IF200	89,33 ± 1,5	92,07 ± 0,31	92,2 ± 0,1	92,15 ± 0,06	92,13 ± 0,06	92,15 ± 0,13
ARC_BH220	89 ± 0,44	93,24 ± 0,79	93,8 ± 0,85	93,8 ± 0,81	94,74 ± 0,85	94,7 ± 0,72
ARC_LC200	88,33 ± 0,73	94,66 ± 0,41	94,82 ± 0,5	95,29 ± 0,29	95,27 ± 0,33	95,29 ± 0,36
PEUG_IF200	89,3 ± 1,1	94,9 ± 0,79	95,08 ± 0,57	95,12 ± 0,54	95,26 ± 0,59	95,27 ± 0,58
PEUG_P220	88,66 ± 0,77	95,45 ± 1,9	95,51 ± 1,8	95,49 ± 1,9	95,57 ± 1,8	95,63 ± 1,6
PEUG_BH220	90,16 ± 0,91	96,52 ± 0,08	96,63 ± 1,1	96,63 ± 1,16	96,63 ± 1,2	96,65 ± 1
ARC_DP600	89,01 ± 1,4	98,56 ± 0,96	98,8 ± 0,12	98,81 ± 0,27	98,91 ± 0,27	98,93 ± 0,26
Docol_DL800	88,91 ± 0,63	103,01 ± 0,72	103,97 ± 0,49	104,04 ± 0,46	104,09 ± 0,43	104,08 ± 0,42
ARC_DP780	88,62 ± 0,99	104,9 ± 0,29	105,02 ± 0,4	105,27 ± 0,45	105,29 ± 0,44	105,32 ± 0,44

Fonte: Produção do próprio autor

4.3.3.2. Ensaios por simulação

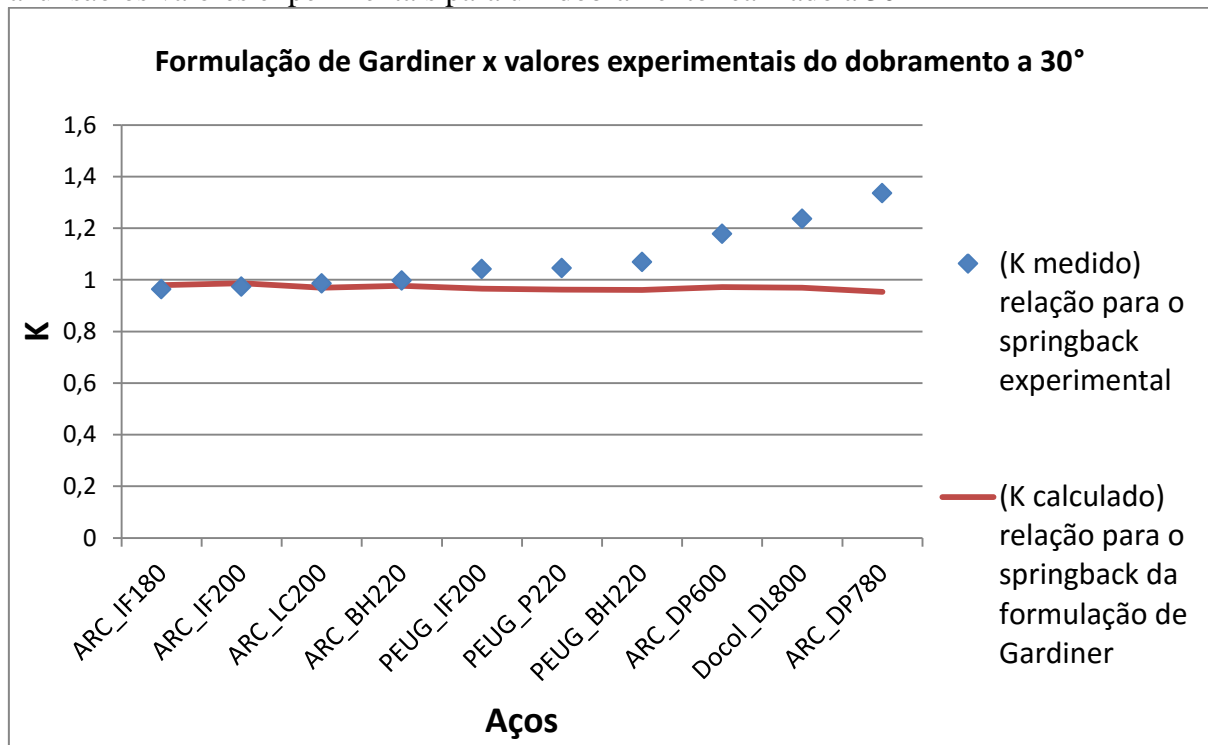
4.3.3.2.1. Previsão de retorno elástico pela modelagem de Gardiner

De acordo com a previsão do efeito *springback* pela modelagem de Gardiner, descrita em Sollac e Cetim (1994), obtiveram-se os resultados presentes na Figura 46 e dos 10 aços estudados, 7 apresentaram os valores medidos para *springback* (pontos azuis) seguindo a mesma tendência dos valores teóricos calculados (linha vermelha). Tais valores foram obtidos a partir das Equações 8 e 9, já apresentadas anteriormente, sendo que de acordo com a tais equações, a linha vermelha corresponde aos valores resultantes da razão $\frac{r_m}{r'_m}$, a qual refere-se ao *springback* teoricamente calculado pela modelagem de Gardiner. E os pontos azuis correspondem aos valores resultantes da razão $\frac{\theta}{\theta_0}$, a qual refere-se ao *springback* obtido experimentalmente a partir do dobramento mecânico a 30°, onde r_m é o raio interior da linha neutra antes do *springback*, r'_m é o raio interior da linha neutra após o *springback*; θ e θ_0 são os ângulos experimentais para o dobramento final e inicial respectivamente. As duas razões correspondem a valores de K teórico (*calcule*) e K experimental (*measure*). O valor de K é obtido pela relação: $K = \frac{\theta}{\theta_0} = \frac{r_m}{r'_m}$.

Tal modelagem foi realizada somente em comparação com os resultados experimentais obtidos a partir do dobramento mecânico a 30°, uma vez que para esse valor de ângulo inicial de dobramento, o valor de r_i é conhecido (Figura 38). Tal valor coincide com o raio do punção (6 mm) para o dobramento a 30°, sendo que a folha de metal chega a quase tocar em toda a extensão longitudinal do punção quando o ângulo de 30° é atingido.

Os três aços que se distanciaram dos valores calculados foram: ARC_DP600, Docol_DL800 e DP_780. E são exatamente esses 3 aços que apresentaram maiores valores de resistência e de resiliência de acordo com as Figuras 41 e 42.

Figura 46. Previsão do retorno elástico a partir da Modelagem de Gardiner, onde a linha vermelha corresponde à fórmula de Gardiner representando os valores teóricos e os pontos em azul são os valores experimentais para um dobramento realizado a 30°



Fonte: Produção do próprio autor

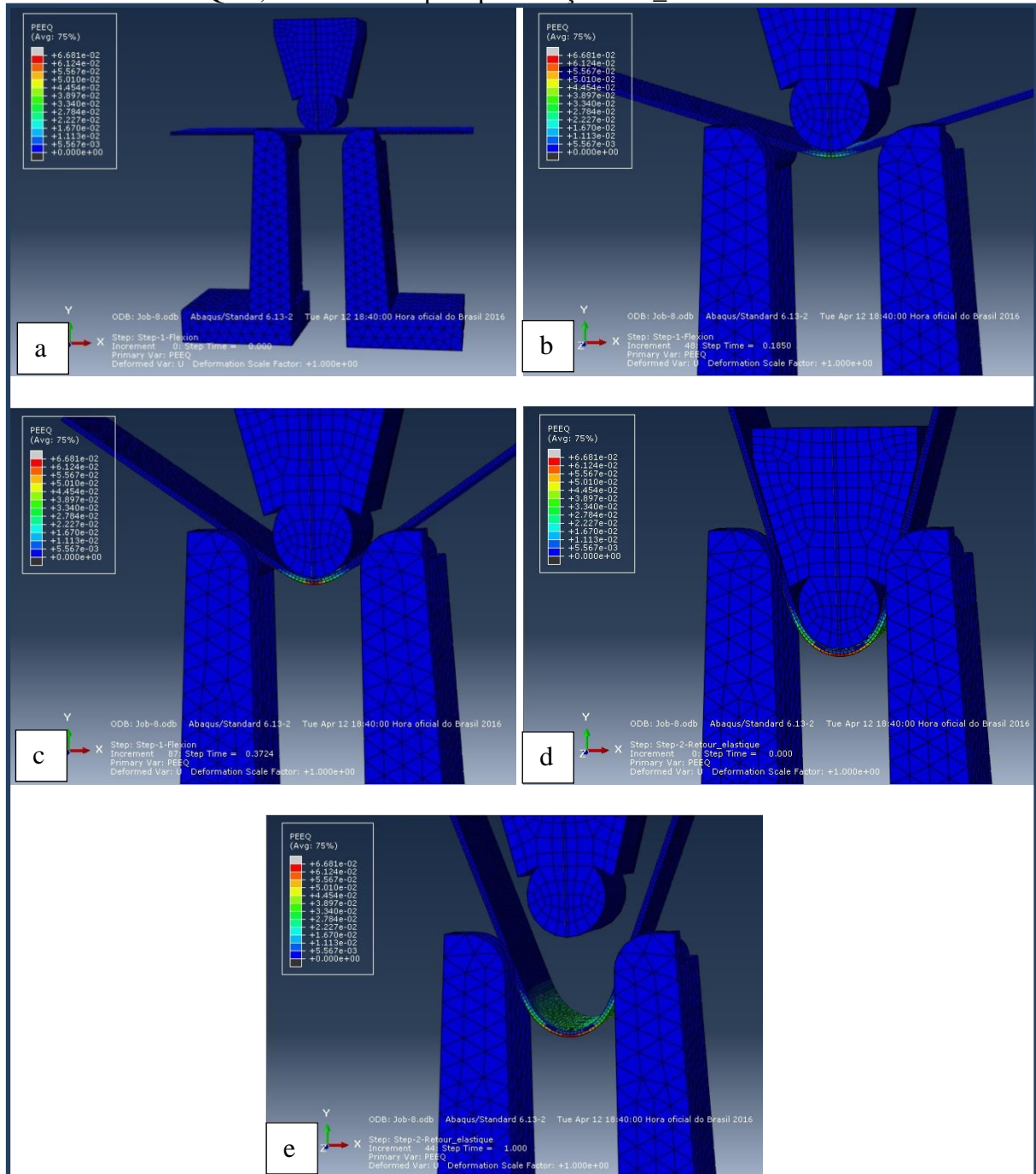
4.3.3.2.2. Simulação por Método de Elementos finitos (MEF)

Os resultados em 3D a seguir são referentes ao aço ARC_BH220, somente para ilustração sobre o resultado na deformação plástica equivalente (PEEQ) após a conformação e subsequente efeito springback. Para todas as análises com base em elementos finitos, foi utilizado o modelo em 2D, uma vez que o modelo 3D não possui uma malha de elementos finitos suficiente sobre a espessura do material, diminuindo a precisão no cálculo das deformações e constantes. Já o modelo 2D possui uma malha bem maior de elementos finitos sobre a espessura, aumentando a precisão dos resultados. Portanto, nesse tipo de modelagem utilizado, ao se trabalhar com 1 dimensão a menos, ganha-se em malha de elementos finitos ao longo da espessura. E a análise ao longo da espessura é fundamental para o estudo do efeito *springback*.

A Figura 47 de (a) até (e) mostra todos os estágios da simulação do ensaio de dobramento de 3 pontos ao ar, desde a colocação da amostra de aço entre o punção e o suporte, acontecendo a descida do punção até alcançar o ângulo interno de dobramento de 30° e

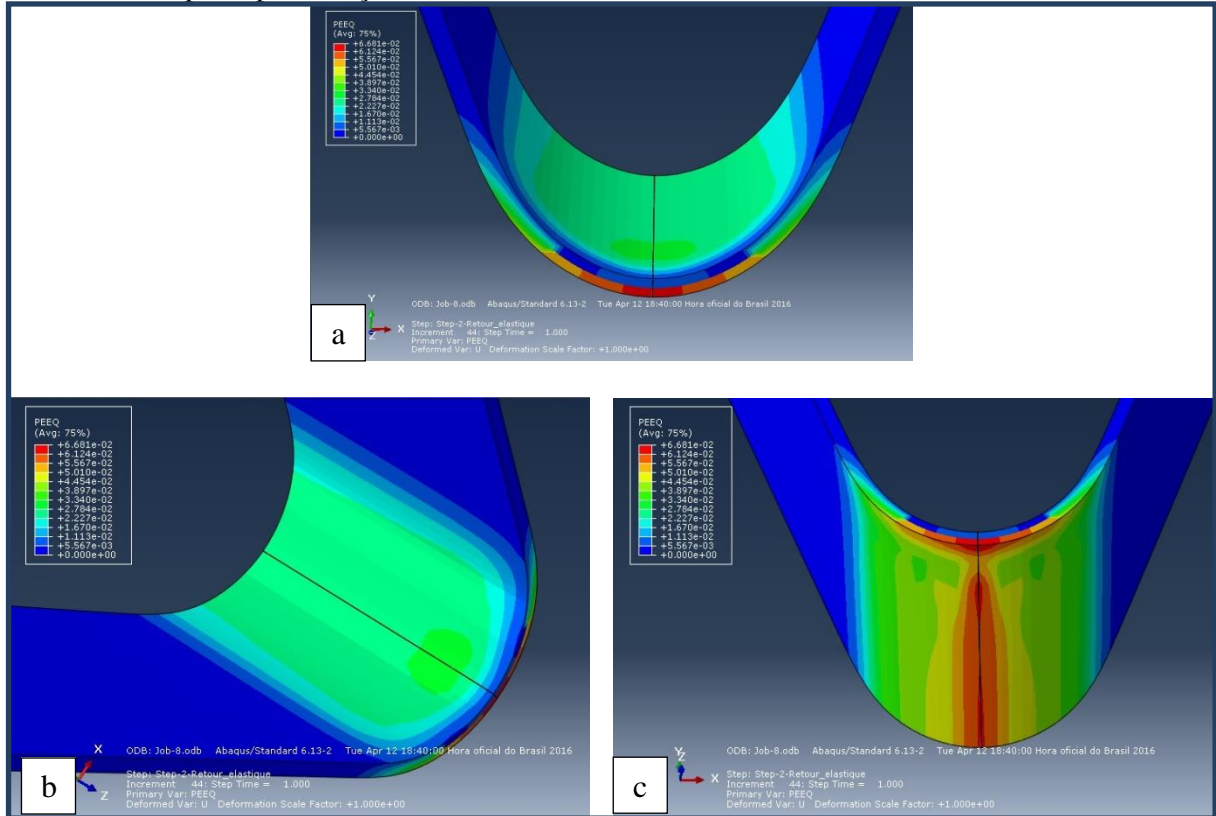
subsequente subida do punção e efeito *springback*. A Figura 48 de (a) até (c) mostram a folha de aço após passar pelo efeito *springback*, sendo que (a) apresenta o perfil da amostra, (b) apresenta a superfície interna da amostra com relação ao perfil de dobramento e (c) apresenta a superfície externa da amostra de aço com relação ao perfil de dobramento.

Figura 47. Estágios do dobramento de três pontos ao ar em folha de metal. Simulação realizada no ABAQUS, modelo isotrópico para o aço ARC_BH220 dobrado à 30°.



Fonte: Produção do próprio autor

Figura 48. Superfícies em 3D da amostra após dobramento de três pontos ao ar e efeito *springback* obtidas com simulação por elementos finitos. Simulação realizada no ABAQUS, modelo isotrópico, para o aço ARC_BH220 dobrado à 30°.



Fonte: Produção do próprio autor

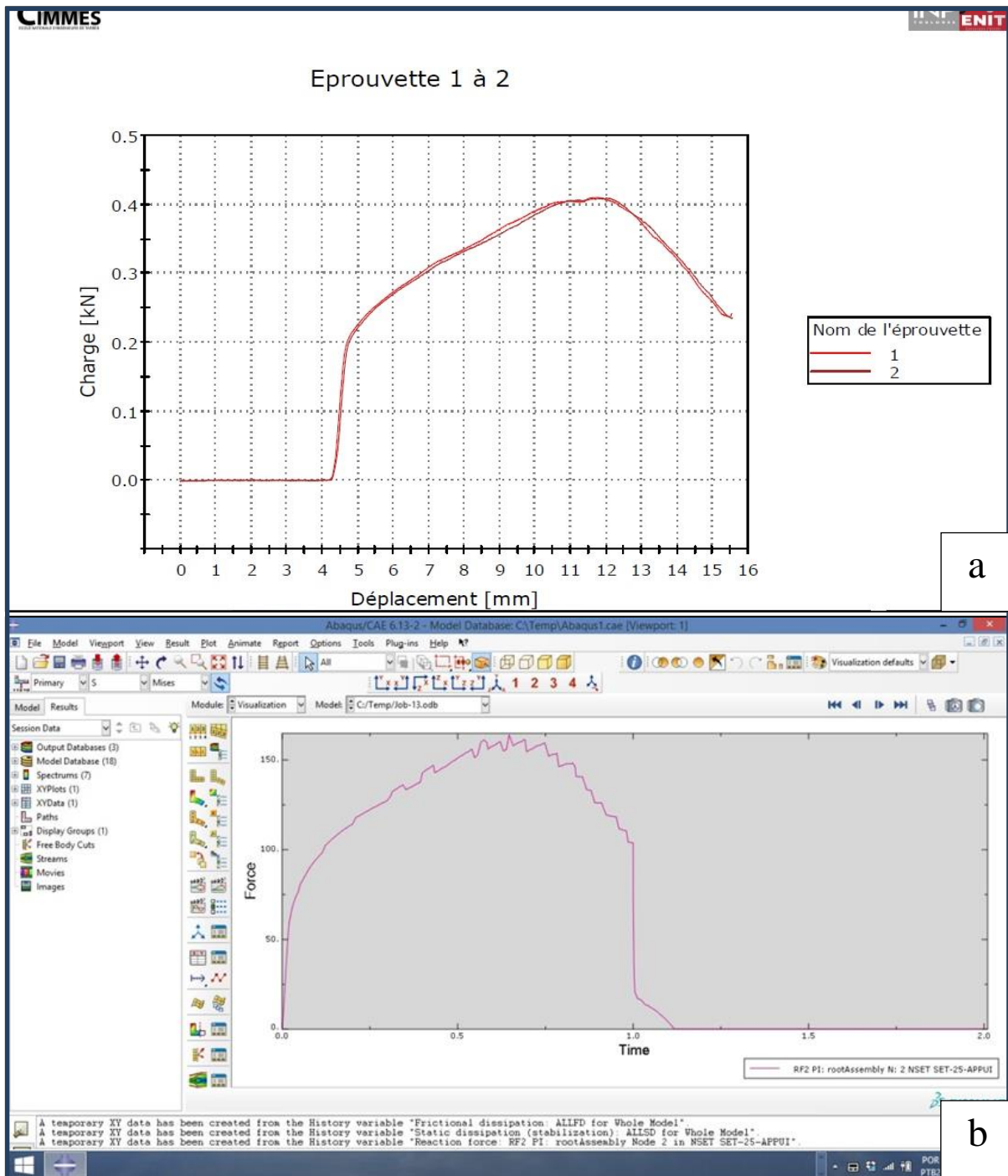
Foram simulados os ensaios de dobramento escolhendo-se 30° e 90° como ângulos iniciais de dobramento para os 10 aços estudados.

4.3.3.2.2.1. Validação do Método de Elementos Finitos

A modelagem criada com elementos finitos foi validada por meio da comparação entre as curvas de Força (kN) x deslocamento (mm) entre os resultados de dobramento experimentais e teóricos, de acordo com os exemplos das Figuras 49a, 49b, 51a e 51b. No caso dos resultados teóricos, na Figura 49b e 51b, observa-se um gráfico de Força x tempo, uma vez que o deslocamento em mm sofrido pelo punção foi transformado em tempo na modelagem por elementos finitos. As medições dos ângulos de *springback* foram realizadas por meio do software ImageJ e comparadas com os resultados experimentais, como se segue nos exemplos das Figuras 50a, 50b, 52a e 52b. Na Figura 50a e 52a, observa-se a utilização da ferramenta

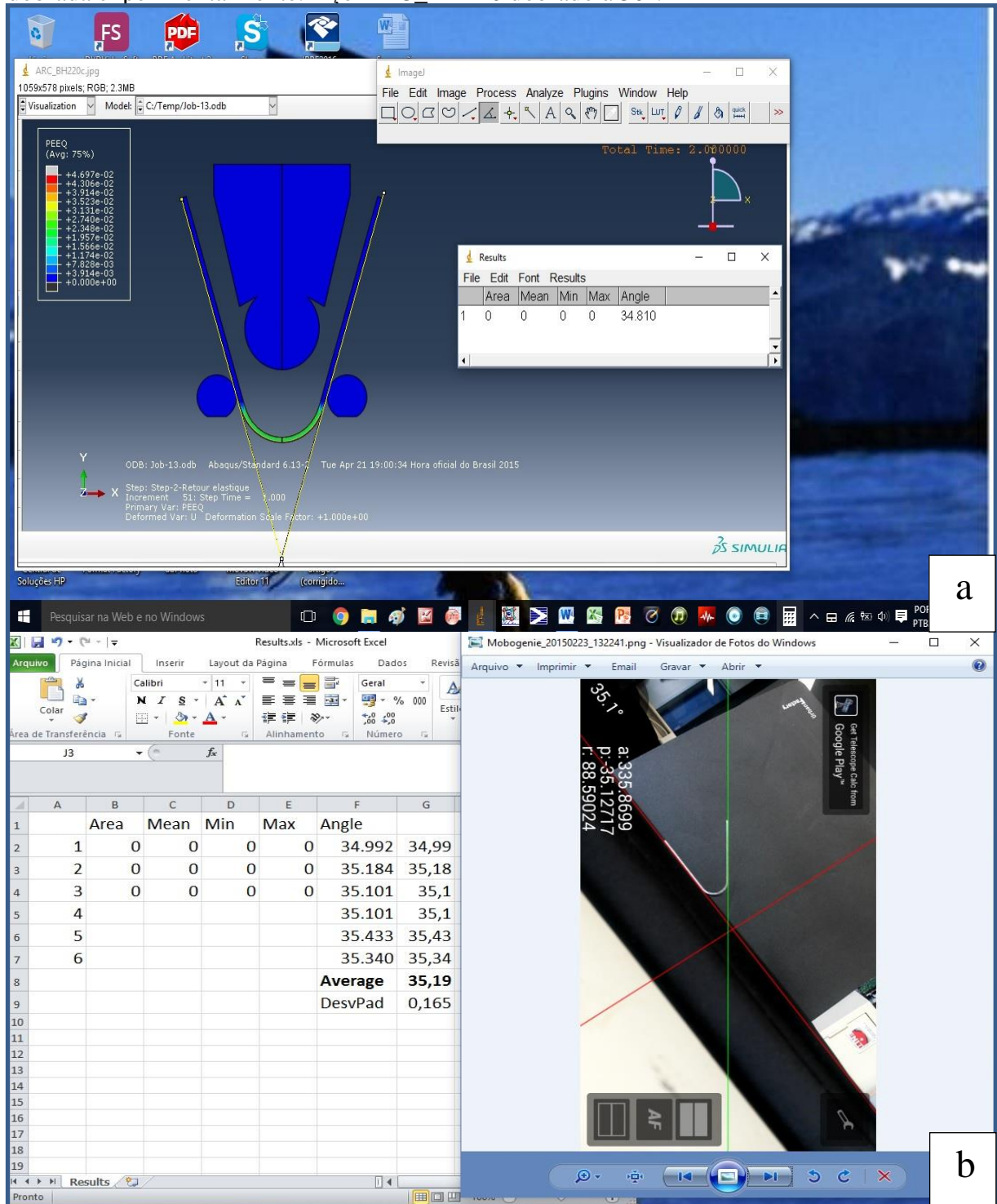
“ângulo” no Image J. Na Figura 50b e 52b, estão todos os valores de ângulo medidos com o Image J e ao lado, há uma foto obtida com o aplicativo LaserLevel para mostrar uma comparação entre a precisão do aplicativo e do ImageJ.

Figura 49. Em (a): curva de Força (kN) x deslocamento (mm) proveniente do ensaio experimental. Em (b): Curva de Força x tempo proveniente da simulação. ARC_BH220 dobrado a 30°.



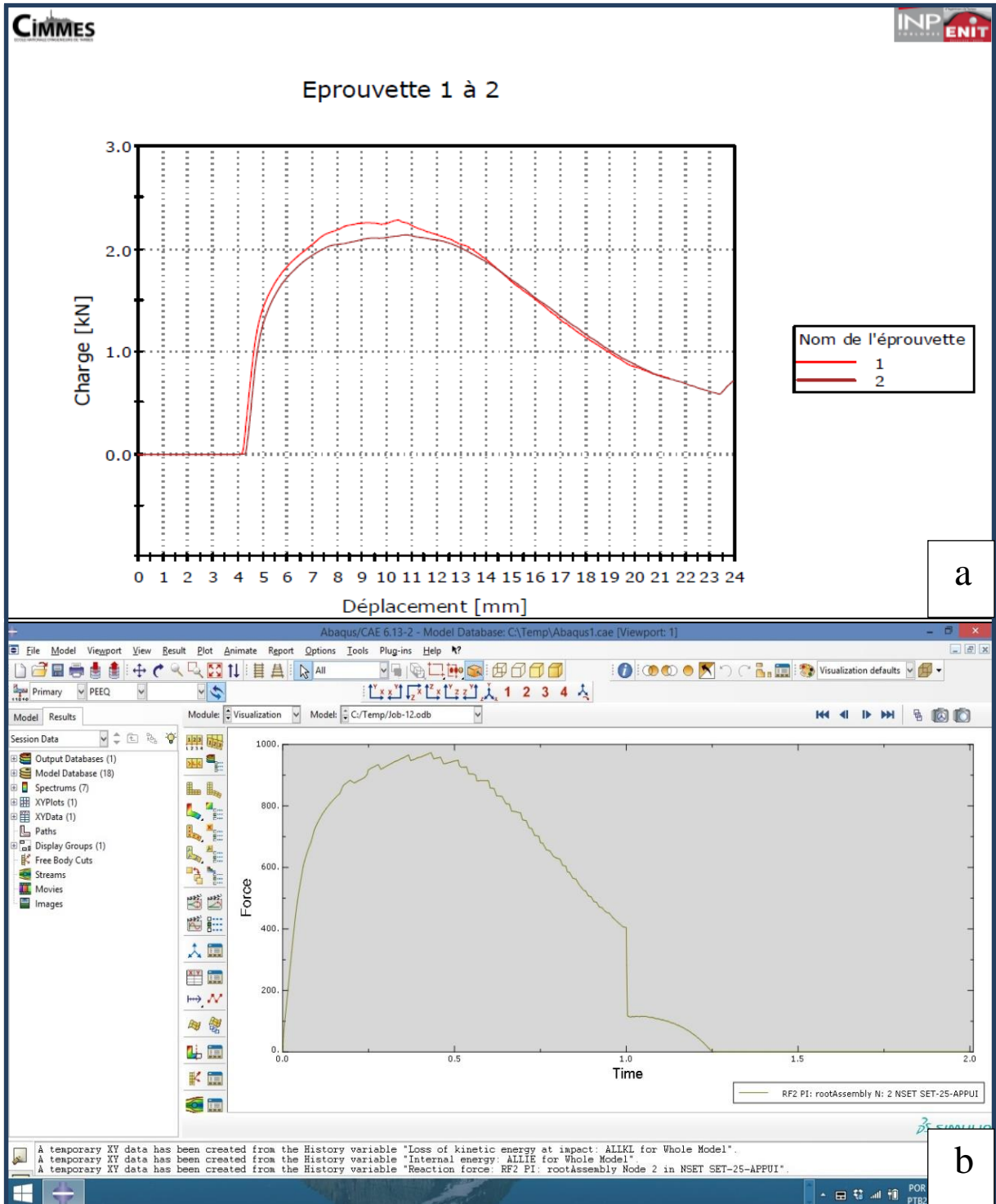
Fonte: Produção do próprio autor

Figura 50. Em (a): exemplo de medição do ângulo de *springback* obtido por MEF em ABAQUS validada com ImageJ. Em (b): comparação entre a precisão obtida pelo aplicativo LaserLevel e as respectivas medições pelo ImageJ na plataforma do Excel para a amostra dobrada experimentalmente. Aço ARC_BH220 dobrado à 30°.



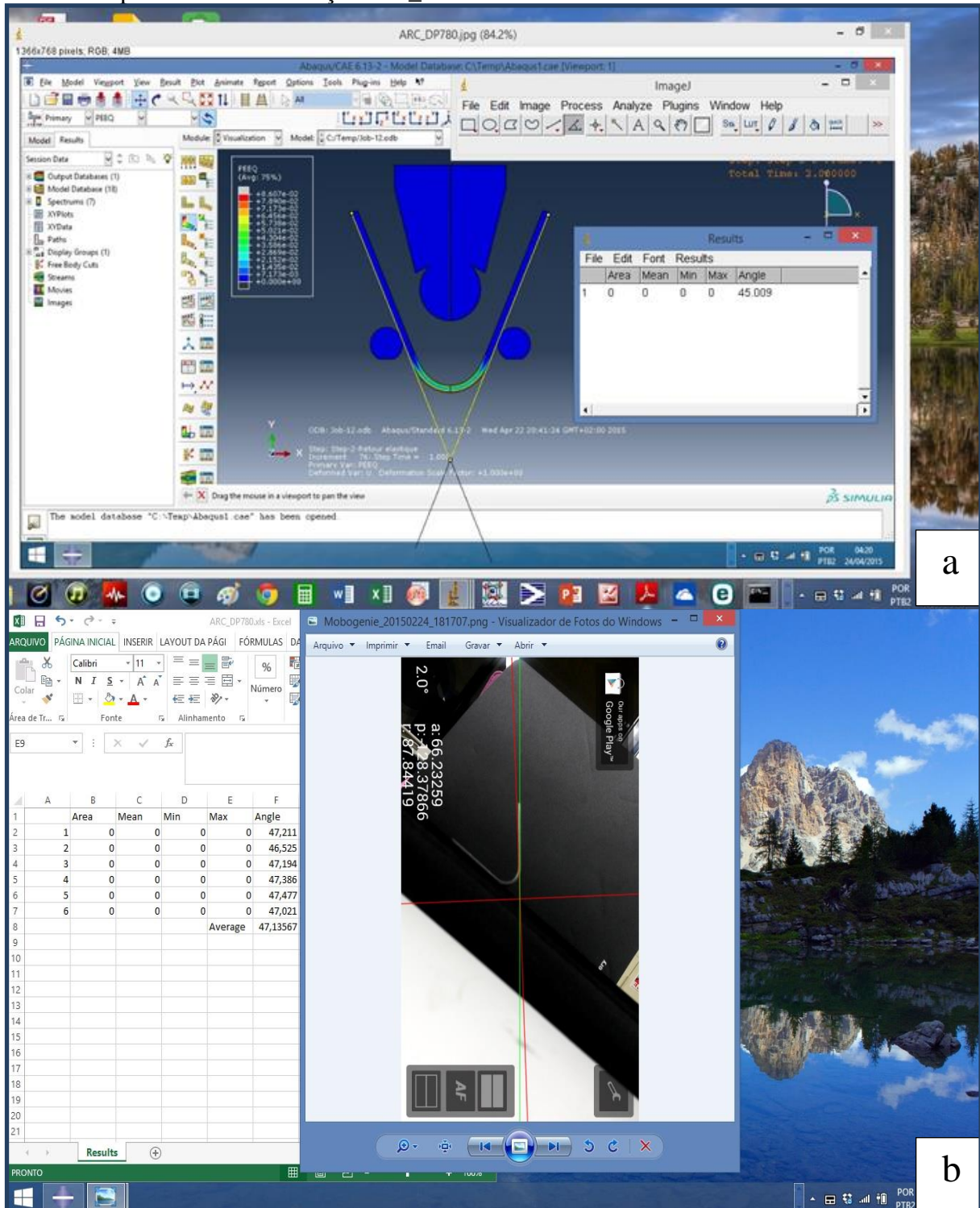
Fonte: Produção do próprio autor

Figura 51. Em (a): curva de Força (kN) x deslocamento (mm) proveniente do ensaio experimental. Em (b): Curva de Força x tempo proveniente da simulação. ARC_DP780 dobrado a 30°.



Fonte: Produção do próprio autor

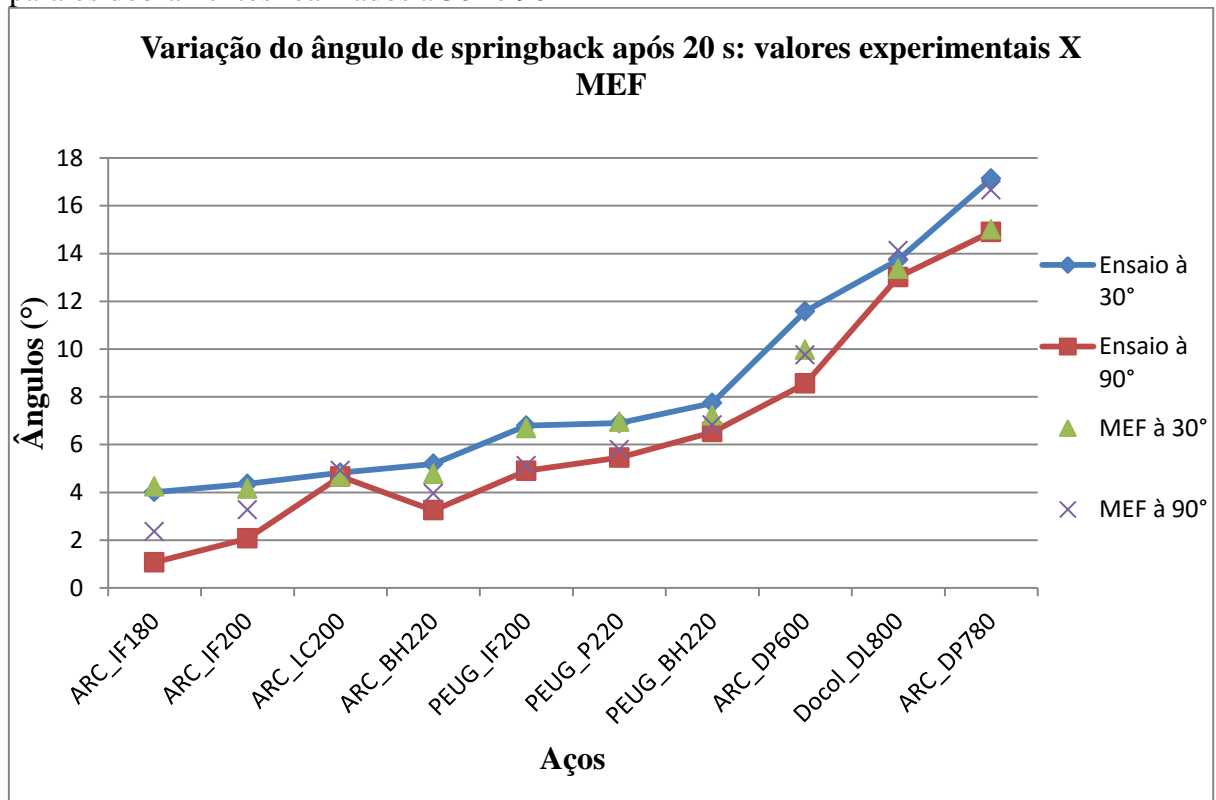
Figura 52. Em (a): exemplo de medição do ângulo de *springback* obtido por MEF em ABAQUS validada com ImageJ. Em (b): comparação entre a precisão obtida pelo aplicativo LaserLevel e as respectivas medições pelo ImageJ na plataforma do Excel para a amostra dobrada experimentalmente. Aço ARC_DP780 dobrado à 30°.



Fonte: Produção do próprio autor

A Figura 53 a seguir mostra uma comparação entre os valores experimentais de ângulos de *springback* obtidos por meio do ensaio de dobramento de três pontos ao ar e os valores obtidos por meio de MEF. Nota-se que diferentemente da simulação feita pela modelização matemática de Gardiner (Figura 46), nesse último caso, não houve uma variação significativa entre os valores experimentais e teóricos, indicando que a simulação por elementos finitos foi mais próxima da realidade. Como já esperado, os valores de *springback* foram mais altos para os tratamentos realizados a 30°, uma vez que para um dobramento realizado em um ângulo mais fechado (30°) demanda uma maior quantidade de tensão, resultando em maior quantidade de tensão residual elástica e consequentemente, maior efeito *springback*. Também, de acordo com o esperado, os valores de *springback* aumentam na mesma ordem crescente para os valores de resistência dos aços, provando que aços mais resistentes acumulam maior quantidade de energia residual elástica durante o dobramento.

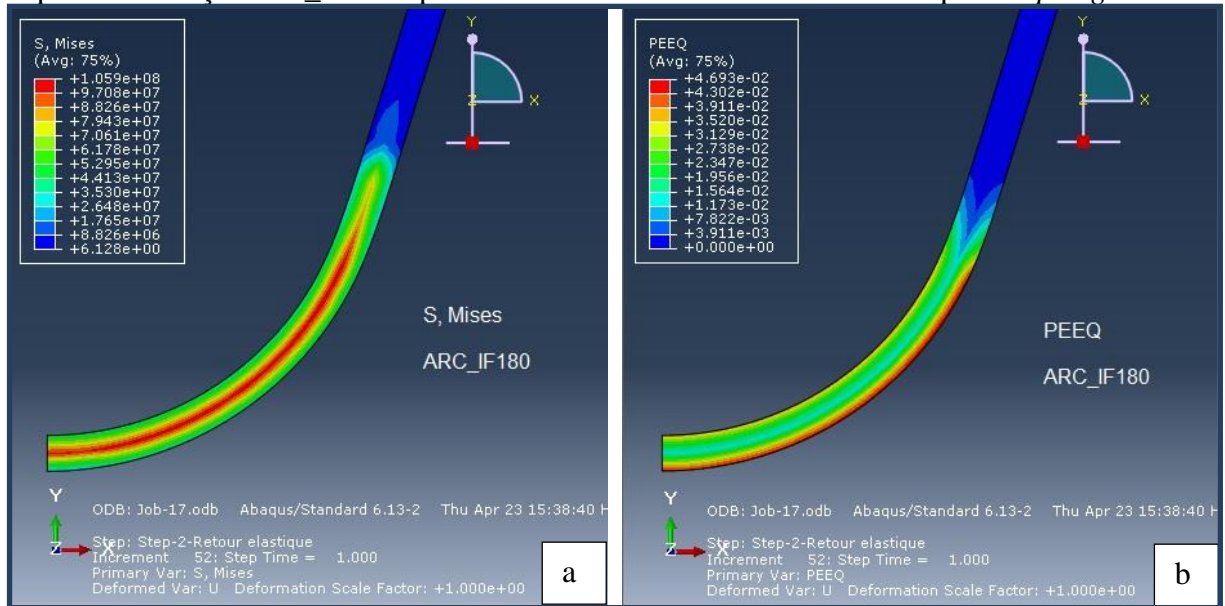
Figura 53. Comparação entre os valores de ângulos de *springback* experimentais e teóricos para os dobramentos realizados a 30° e 90°



Fonte: Produção do próprio autor

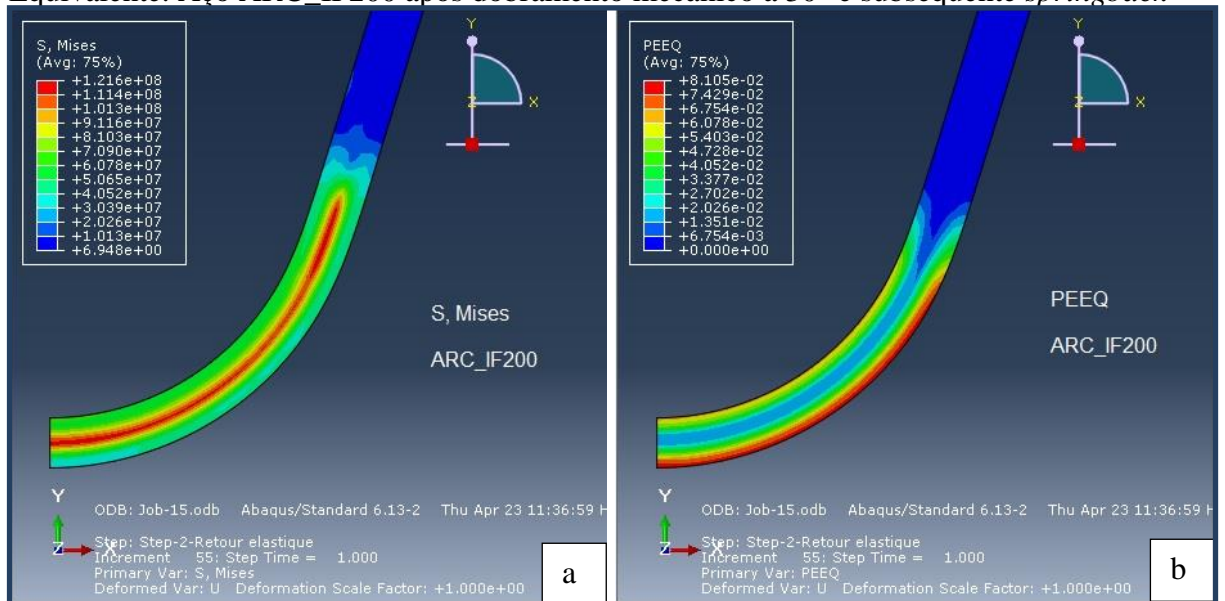
A seguir, da Figura 54 à 63, estão apresentados os resultados fornecidos pelo ABAQUS para tensão de Von Mises em Pa (S, Mises) e deformação plástica equivalente (PEEQ), com relação à 75% em torno da média, após o efeito *springback*, para as amostras submetidas ao dobramento com ângulo interno inicial de 30°.

Figura 54. (a) Valores de Tensão de Von Mises; (b) Valores de Deformação Plástica Equivalente. Aço ARC_IF180 após dobramento mecânico a 30° e subsequente *springback*



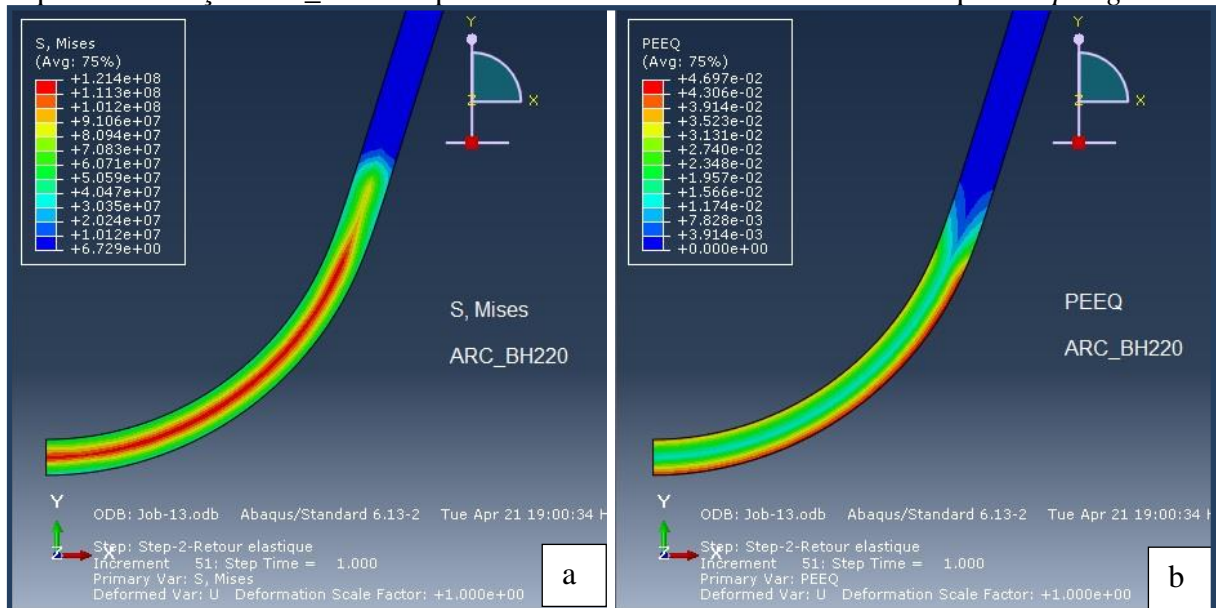
Fonte: Produção do próprio autor

Figura 55. (a) Valores de Tensão de Von Mises; (b) Valores de Deformação Plástica Equivalente. Aço ARC IF200 após dobramento mecânico a 30° e subsequente *springback*



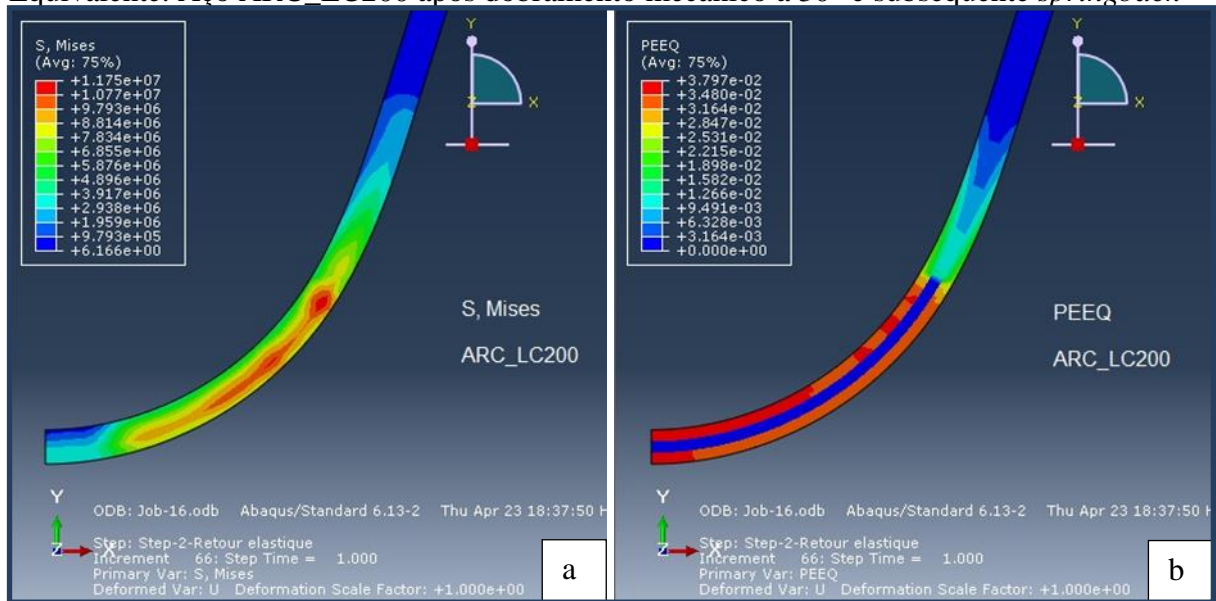
Fonte: Produção do próprio autor

Figura 56. (a) Valores de Tensão de Von Mises; (b) Valores de Deformação Plástica Equivalente. Aço ARC_BH220 após dobramento mecânico a 30° e subsequente *springback*



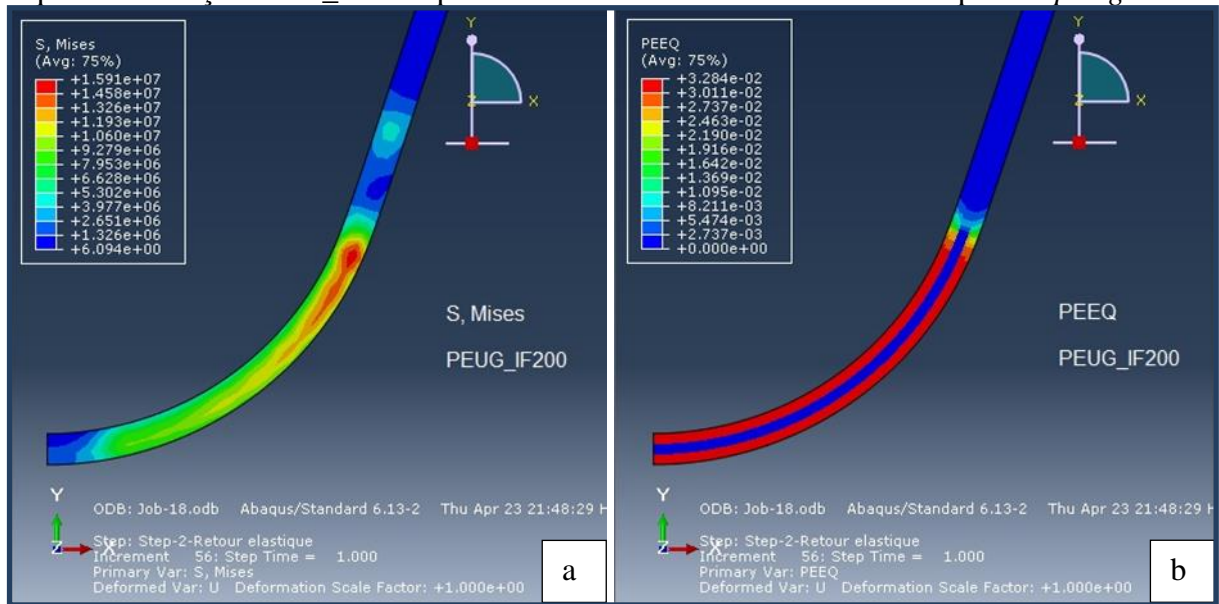
Fonte: Produção do próprio autor

Figura 57. (a) Valores de Tensão de Von Mises; (b) Valores de Deformação Plástica Equivalente. Aço ARC_LC200 após dobramento mecânico a 30° e subsequente *springback*



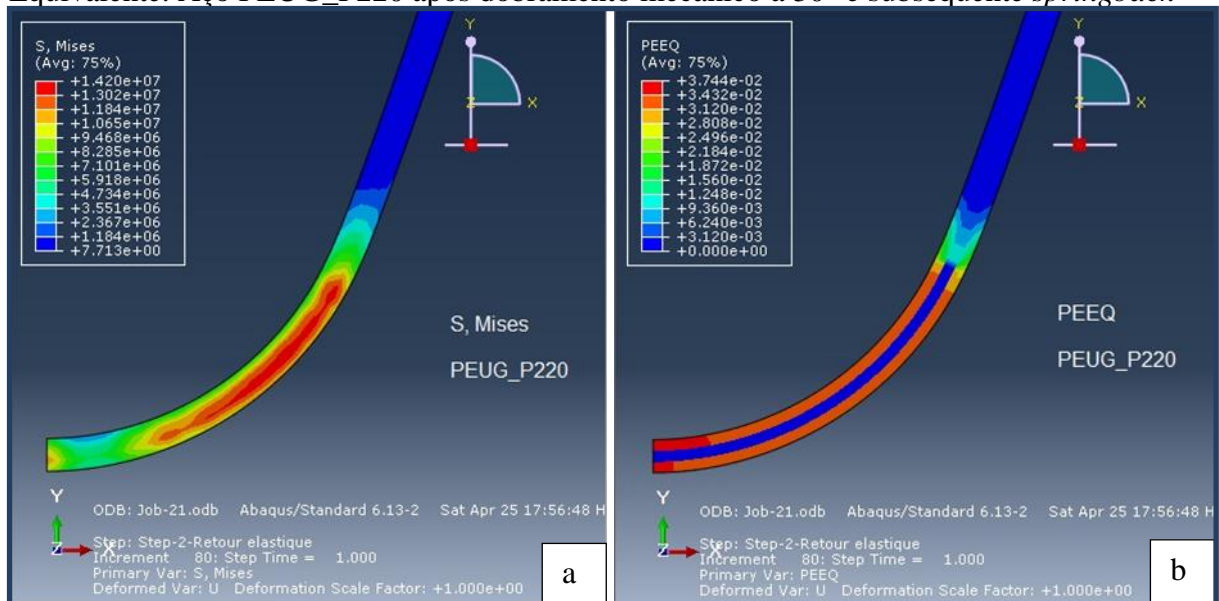
Fonte: Produção do próprio autor

Figura 58. (a) Valores de Tensão de Von Mises; (b) Valores de Deformação Plástica Equivalente. Aço PEUG_IF200 após dobramento mecânico a 30° e subsequente *springback*



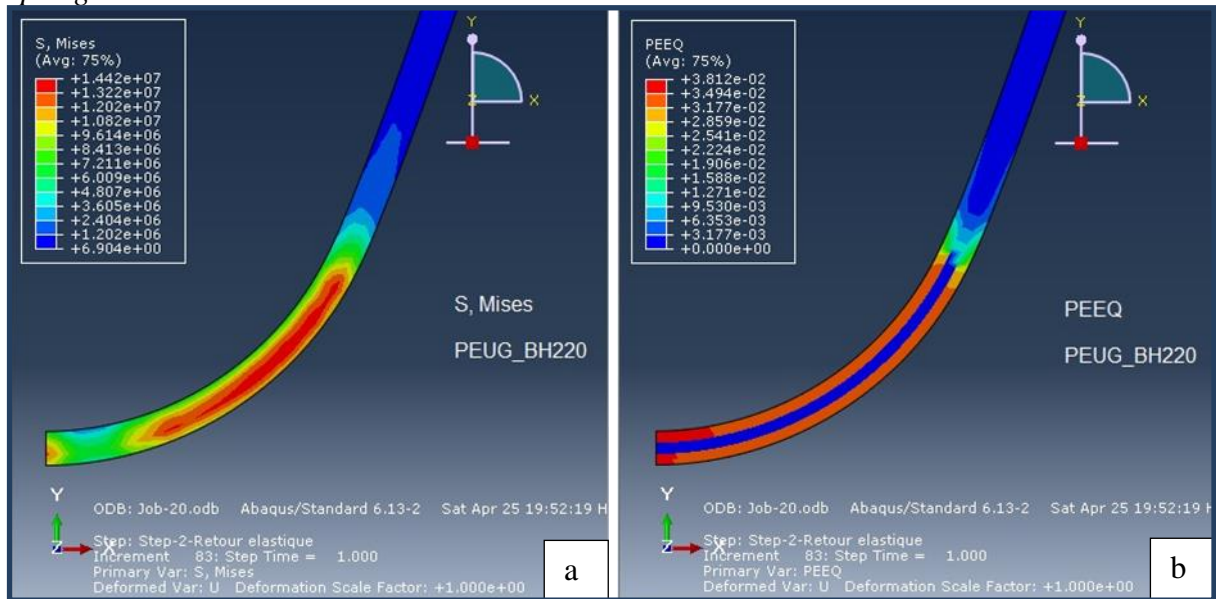
Fonte: Produção do próprio autor

Figura 59. (a) Valores de Tensão de Von Mises; (b) Valores de Deformação Plástica Equivalente. Aço PEUG_P220 após dobramento mecânico a 30° e subsequente *springback*



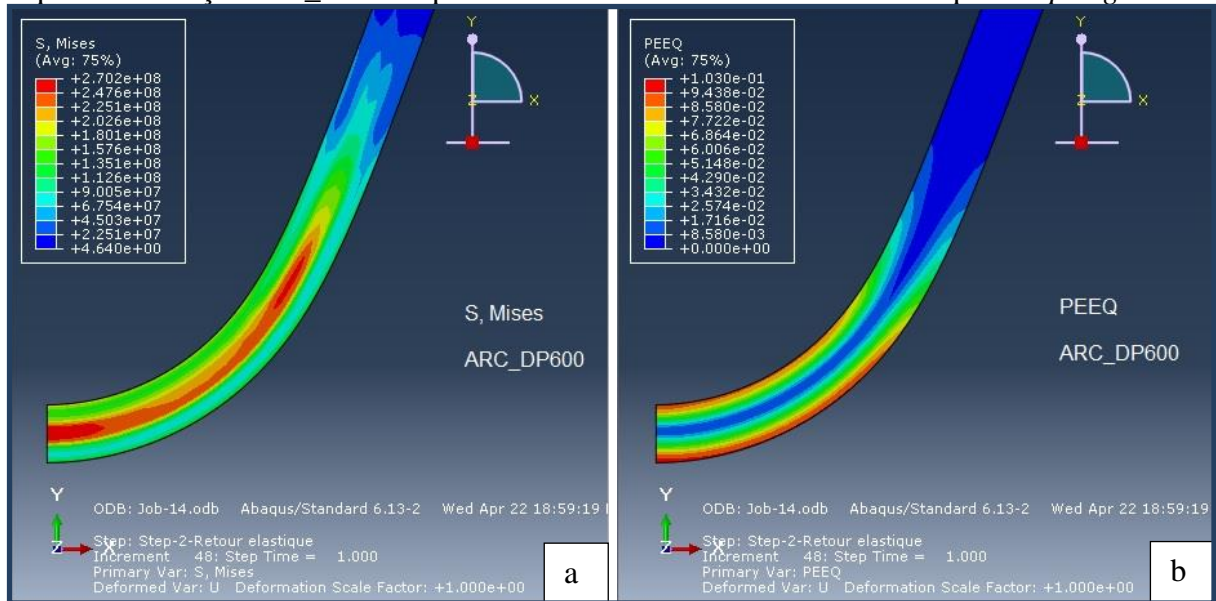
Fonte: Produção do próprio autor

Figura 60. (a) Valores de PEUG_BH220 após dobramento mecânico a 30° e subsequente *springback*



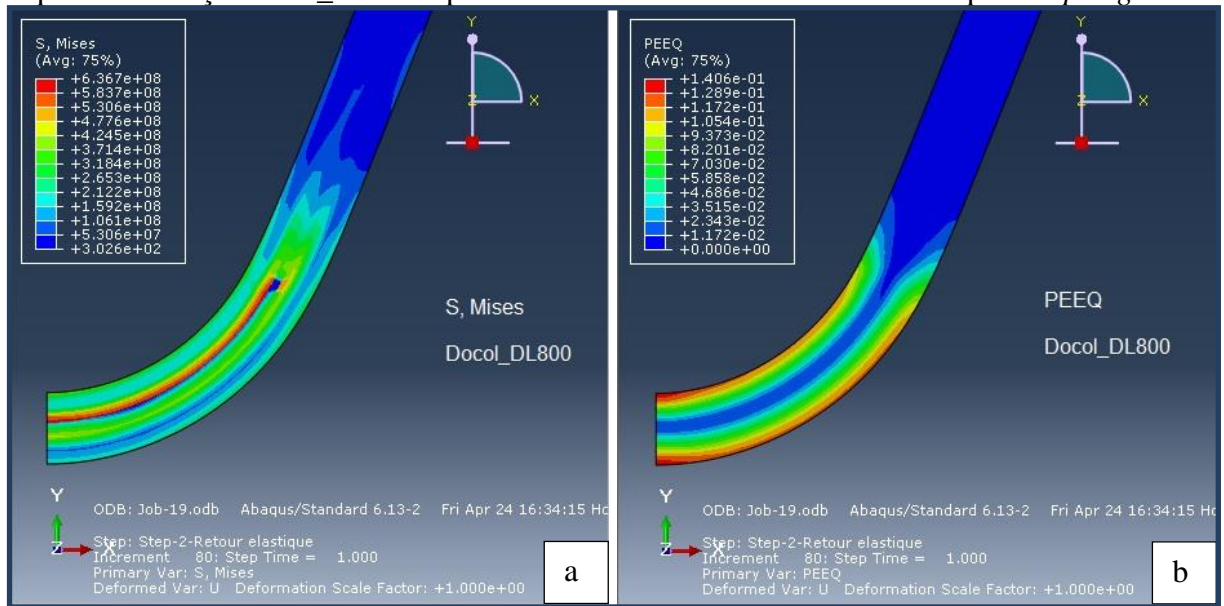
Fonte: Produção do próprio autor

Figura 61. (a) Valores de Tensão de Von Mises; (b) Valores de Deformação Plástica Equivalente. Aço ARC_DP600 após dobramento mecânico a 30° e subsequente *springback*



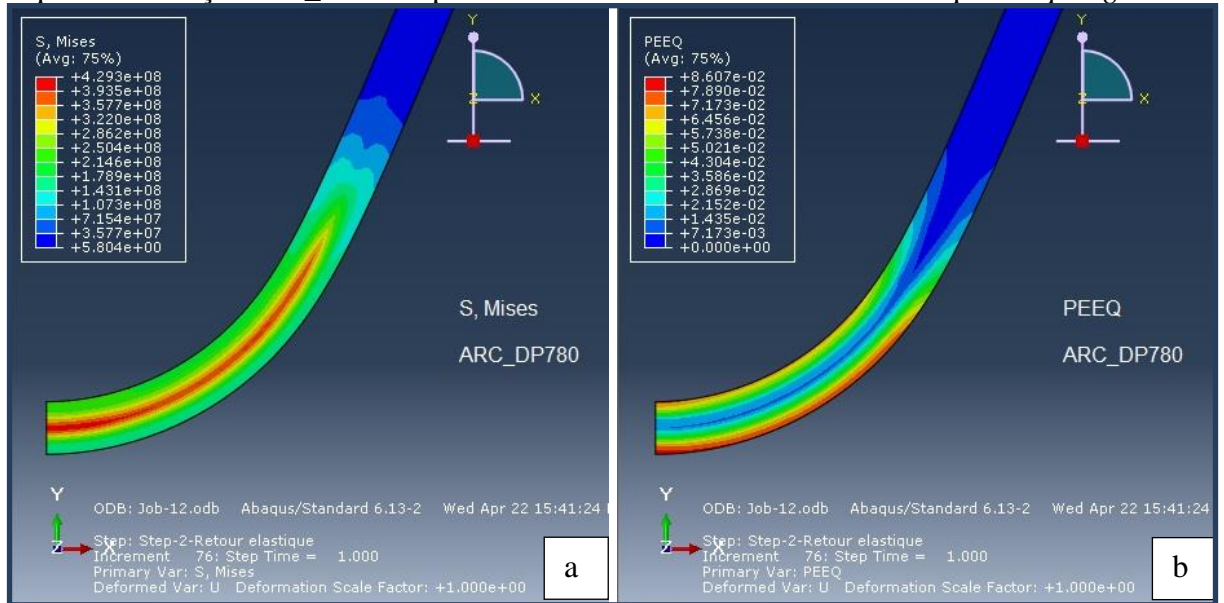
Fonte: Produção do próprio autor

Figura 62. (a) Valores de Tensão de Von Mises; (b) Valores de Deformação Plástica Equivalente. Aço Docol_DL800 após dobramento mecânico a 30° e subsequente *springback*



Fonte: Produção do próprio autor

Figura 63. (a) Valores de Tensão de Von Mises; (b) Valores de Deformação Plástica Equivalente. Aço ARC_DP780 após dobramento mecânico a 30° e subsequente *springback*



Fonte: Produção do próprio autor

- Analisando-se a linha neutra, tem-se 3 conjuntos de respostas dos materiais seguindo uma ordem crescente com relação à tensão de Von Mises:

1º conjunto: São os aços que, na região da linha neutra, apresentaram uma linha contínua laranja-avermelhada nesta mesma região com valores intermediários de tensão de Von Mises quando comparados com os demais conjuntos, variando de $1,059e^{+8}$ a $1,216e^{+8}$ Pa. Ainda na região da linha neutra, tais materiais resultaram em valores mais altos de deformação plástica relativamente, variando de $1,173e^{-2}$ até $1,351e^{-2}$. São os 3 aços a seguir: ARC_IF180, ARC_IF200 e ARC_BH220.

Para esses aços, observa-se que após o alívio das cargas do ensaio de dobramento, as maiores tensões observadas são as tensões de tração (superfície externa – coloração vermelha), seguida das tensões de compressão (superfície interna – amarela) e a região na linha neutra (núcleo – coloração verde) apresentando uma deformação média.

No 1º conjunto, os grãos se mantiveram mais deformados que nos demais conjuntos mesmo após o alívio de tensões, significando que são menos resilientes dentre os aços estudados e tal afirmação é comprovada pelos resultados dos ensaios de tração, conseqüentemente, tais materiais apresentam menores taxas de *springback*.

2º conjunto: são os aços que, na região da linha neutra, apresentaram descontinuidade na camada laranja-avermelhada e valores mais baixos nesta mesma região para tensão de Von Mises quando comparados com os demais conjuntos, variando de $1,175e^{+7}$ a $1,591e^{+7}$ Pa. Ainda na região da linha neutra, após o alívio das cargas, tais materiais resultaram em valores de deformação plástica de 0 Pa, mostrando tal região inalterada pela deformação, com exceção da porção mais alta do braço, que apresentou uma deformação média na região do núcleo. São os 4 aços a seguir: ARC_LC200, PEUG_IF200, PEUG_P220, PEUG_BH220.

O 2º conjunto representa os materiais de resiliência intermediária e de taxas intermediárias de *springback*.

3º conjunto: São os aços que, na região da linha neutra, apresentaram uma linha contínua laranja-avermelhada nesta mesma região com valores mais altos de tensão de Von Mises quando comparados com os demais conjuntos, variando de $2,702e^{+8}$ a $5,837e^{+8}$ Pa. Ainda na região da linha neutra, tais materiais resultaram em valores intermediários de

deformação plástica relativamente, variando de $7,173e^{-3}$ a $1,172e^{-2}$. São os 3 aços a seguir: ARC_DP600, Docol_DL800 e ARC_DP780.

Esses aços se deformaram intensamente na superfície e no núcleo (linha neutra) apresentaram uma mínima deformação, quase nula, por toda a extensão do braço. Isso pode ajudar a explicar o alto efeito *springback*, uma vez que o material se mostrou praticamente inalterado na região da linha neutra, devido a um maior retorno elástico dos grãos durante o alívio de cargas. Além disso, também deve ser considerado que esses materiais possuem um limite de escoamento mais elevado, sendo necessário uma quantidade maior de tensão para provocar a deformação plástica durante o início do ensaio de dobramento, resultando assim, em maior energia residual elástica e conseqüentemente, maior efeito *springback*.

O 3º conjunto é formado pelos aços mais resilientes dentre os estudados e conseqüentemente, apresentaram maiores valores de *springback effect*, indicando que absorveram maior quantidade de energia na deformação elástica e a liberaram após o dobramento, sem se deformarem plasticamente como os demais, para esta região da linha neutra.

- Mantendo-se a ordem dos conjuntos obtida pela análise dos valores crescentes da tensão de Von Mises na região da linha neutra, verifica-se agora os valores de deformação plástica equivalente na região da superfície externa das amostras de aço, região a qual foi submetida às forças de tração:

1º conjunto: São os aços que apresentaram valores intermediários de tensão de Von Mises e também valores intermediários de deformação plástica na região da superfície externa, variando de $4,302e^{-2}$ a $7,429e^{-2}$.

2º conjunto: São os aços que apresentaram os menores valores de tensão de Von Mises e também os menores valores de deformação plástica na região da superfície externa, variando de $3,284e^{-2}$ a $3,812e^{-2}$.

3º conjunto: São os aços que apresentaram os maiores valores de tensão de Von Mises e também os maiores valores de deformação plástica na região da superfície externa, variando de $7,890e^{-2}$ a $1,289e^{-1}$.

Nota-se que para todos os aços, os valores de deformação plástica nas regiões da superfície inferior e superior foram mais elevados que a deformação na região da linha neutra, indicando que as regiões inferior e superior, submetidas respectivamente às forças de compressão e tração, são as regiões mais afetadas quando submetidas ao ensaio de dobramento mecânico.

No 2º e 3º conjuntos, os valores de deformação plástica tanto para a região da superfície externa como da interna, foram praticamente iguais, em cada um dos aços analisados. Já no 1º conjunto, os valores da deformação plástica para a região da superfície externa foram mais elevados que para a superfície interna. Portanto, para esse conjunto formado pelos aços de menor resiliência, observa-se que a superfície externa submetida às forças de tração é a mais afetada pelo dobramento.

Todos os 10 aços apresentaram menores valores para deformação plástica na região da linha neutra se comparada com as regiões das superfícies inferior e superior. E nesta mesma região da linha neutra, os valores para tensão de Von Mises foram maiores se comparados com as superfícies inferior e superior. Portanto, a região de menor deformação plástica apresentou maior tensão de Von Mises.

Com relação à deformação plástica, faz-se necessário considerar que essa análise foi feita após o retorno elástico e conclui-se que após o alívio das tensões externas, a região não deformada plasticamente realizou esforços para retornar à situação inicial, devido às tensões residuais elásticas, ou seja, tensões internas acumuladas que foram liberadas, causando o efeito *springback*.

Com relação à Tensão de Von Mises, é necessário saber que essa tensão representa a combinação das tensões principais no material pré-existentes ao escoamento, o qual se inicia quando tal combinação atinge o valor da tensão limite de escoamento. Além disso, sabe-se que essa tensão de Von Mises não faz distinção entre as tensões de compressão e tração. Uma vez que tal análise está sendo feita após o retorno elástico, as tensões de Von Mises visualizadas nas figuras representam a combinação das tensões principais resultantes no material após sua deformação e alívio de cargas. Verifica-se que as regiões menos afetadas

pela deformação plástica, após o dobramento, passaram a possuir maiores valores de tensão de Von Mises, indicando que quanto maior o valor da tensão de Von Mises na linha neutra do material, maior o escoamento que o material sofreu e então, maior foi a liberação da energia residual elástica no interior da espessura da amostra e maior a deformação na sua superfície. Dessa forma, pode-se dizer que nessa região da linha neutra, os maiores valores de tensão de Von Mises representam a maior quantidade de tensão residual elástica nesta mesma região, a qual é a responsável pelo efeito *springback*.

Já ao analisar as superfícies interna e externa, verifica-se que os valores de deformação plástica são mais altos se comparados com a região da linha neutra e conseqüentemente, os valores resultantes das tensões principais após o dobramento é menor, apresentando menores valores de tensão de Von Mises. O reticulado cristalino dessas regiões por se deformar plasticamente, apresentou uma quantidade menor de tensão residual elástica, resultando assim em menores valores de combinação de tensões principais, ou seja, Von Mises.

Somando-se as observações para as duas análises anteriores, relacionadas às regiões da linha neutra e da superfície interna, conclui-se que a taxa de deformação plástica está intimamente relacionada com a tensão de Von Mises, uma vez que a menor ou maior deformação plástica no material resulta em menor ou maior tensão residual elástica, a qual entrará no cálculo da tensão de Von Mises.

Conclui-se também, com base em gráficos anteriores mostrando as taxas de *springback*, que a tensão de Von Mises está relacionada com a resiliência dos materiais, uma vez que os aços de maior resiliência e de maior efeito *springback*, foram os que também apresentaram as maiores tensões de Von Mises. São os aços do 3º conjunto. Já os aços de menor resiliência e de menor efeito *springback*, apresentaram valores intermediários de tensões de Von Mises (aços do 2º conjunto). Por sua vez, os materiais com *springback* e resiliência intermediários apresentaram as menores tensões de Von Mises (aços do 1º conjunto). Essa falta de proporcionalidade direta entre *springback*, resiliência e tensão de Von Mises para os aços do 1º e 2º conjuntos pode ser explicada pela influência de um outro fator, o comportamento microestrutural da região da linha neutra. Como essa região se manteve não deformada em praticamente toda sua extensão (região azul) para os aços do 2º conjunto, eles tiveram mais condições de deformarem elasticamente que os aços do 1º conjunto, resultando em maior *springback*. Portanto, no caso dos aços do 2º conjunto, os quais apresentam menores tensões de Von Mises, o que significa menor tensão residual elástica e conseqüentemente espera-se

um menor *springback*, a taxa de retorno elástico acabou sendo superior ao dos aços do 1º conjunto, tendo sido influenciada pelo comportamento da linha neutra, a qual devido à sua capacidade de retornar à situação inicial, voltando a ter grãos não deformados, foi a responsável pela maior quantidade de deformação elástica no material.

Ao se comparar os aços do 2º e 3º conjuntos, que são os conjuntos de maior efeito *springback*, respectivamente, nota-se que embora o comportamento da linha neutra para os dois conjuntos sejam semelhantes ao apresentarem tal região inalterada pela deformação plástica, há uma diferença com relação a homogeneidade de propagação dessa linha, uma vez que nos aços do 2º conjunto, a parte mais alta do braço se mostrou tendo uma deformação média (região verde), indicando que a liberação de tensões durante o *springback* para esses materiais não se deu de forma totalmente homogênea, prejudicando o retorno elástico. Já para os aços do 3º conjunto, há uma homogeneidade na dissipação das tensões internas residuais elásticas por toda a extensão da amostra, uma vez que nas figuras nota-se a região da linha neutra com colocação azul por todo o braço da amostra, sem interrupções.

Conclui-se que o efeito *springback* está diretamente relacionado com o comportamento da deformação na região da linha neutra do material, uma vez que essa região por se deformar menos que as regiões das superfícies interna e externa, se torna a responsável pela deformação elástica que o material apresenta após o dobramento mecânico e portanto, a responsável pela liberação das energias internas residuais que são a força motriz do efeito *springback*.

De acordo com o Quadro 8, observa-se que os aços do 1º conjunto são materiais que possuem um comportamento isotrópico pois houve uma dispersão da tensão plástica por toda a amostra desde a região da linha neutra até a superfície. Já o 3º conjunto não apresentou uma dispersão da tensão plástica por todo o material, visto que a linha neutra permaneceu praticamente não deformada, indicando um comportamento altamente anisotrópico. No caso dos aços do 2º conjunto, as taxa de deformação são as menores e o esperado seria um alto valor de *springback*, porém o comportamento quase anisotrópico resultou em duas distintas regiões ao longo da extensão da amostra e tal liberação de forma irregular das tensões residuais elásticas foi o fator limitante para diminuir o valor do *springback*. Nesse último caso, o valor de *springback* dependeu do comportamento de distribuição da deformação.

Portanto, os três fatores principais que podem ser analisados para prever o efeito *springback* são: 1 – nível da tensão de Von Mises, 2 - quantidade de deformação plástica equivalente e 3 – comportamento da distribuição da deformação plástica equivalente.

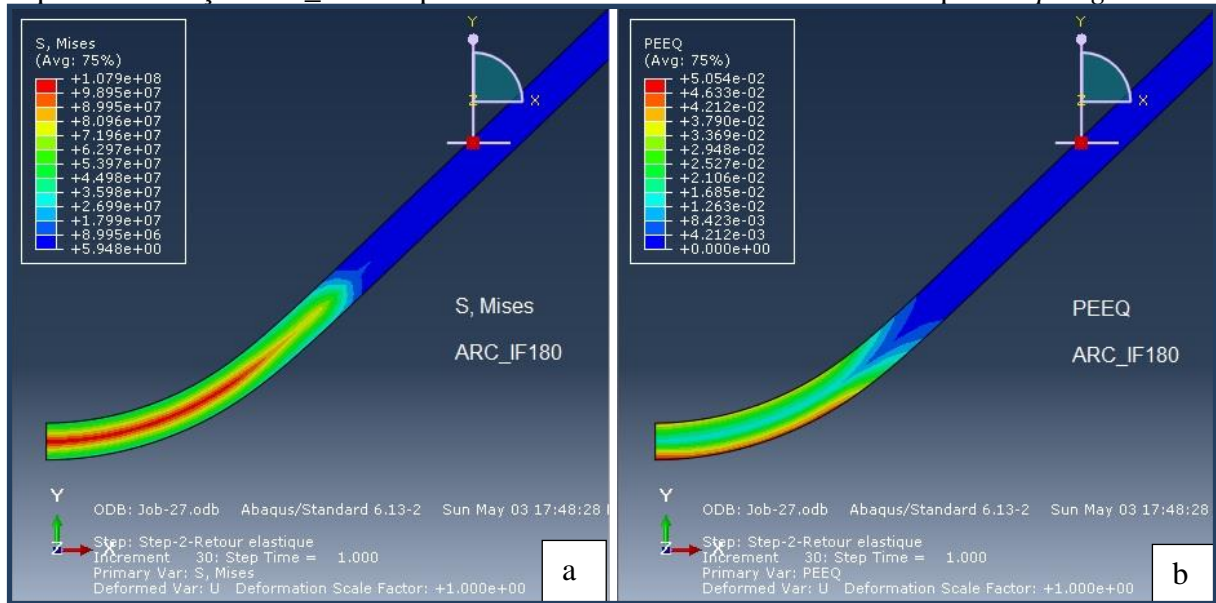
Quadro 8. Previsão comparativa do efeito *springback* para os três conjuntos de aços analisando a tensão de Von Mises (S, Mises) e a deformação plástica equivalente (PEEQ) na região da linha neutra

Previsão do efeito <i>springback</i> analisando a região da linha neutra			
Aços	1° Conjunto	2° Conjunto	3° Conjunto
Média de S, Mises (Pa)	1,137e ⁺⁸	1,383e ⁺⁷	4,269e ⁺⁸
Interpretação	valor intermediário de Mises indicando uma proximidade intermediária da tensão limite de escoamento no sentido da deformação reversa	menor valor de Mises indicando baixa proximidade da tensão limite de escoamento no sentido da deformação reversa	maior valor de Mises indicando maior proximidade da tensão limite de escoamento no sentido da deformação reversa
O que se espera (1)	<i>springback</i> intermediário	a energia de descarregamento percorreu um pequeno trecho da zona elástica: baixo <i>springback</i>	a energia de descarregamento percorreu toda a zona elástica no sentido reverso: alto <i>springback</i>
Valores de PEEQ (média)	1,262e ⁻²	região com 0 e região com 7,483e ⁻³	9,446e ⁻³
Interpretação	maior valor de PEEQ indicando dissipação da energia residual elástica devido às maiores taxas de alongamento desses materiais	embora o valor de PEEQ seja o menor, a distribuição não é homogênea, prejudicando a liberação de tensões	menor valor de PEEQ indicando liberação da energia residual elástica
Distribuição da PEEQ	há deformação em toda a extensão	2 regiões diferentes	Quase não há deformação na região da linha neutra
O que se espera (2)	maior capacidade de alongamento, resulta num menor acúmulo de energia residual elástica e diminui a quantidade de <i>springback</i>	capacidade de alongamento intermediária o que mantém latente parte energia residual elástica elevando ligeiramente a taxa de <i>springback</i>	menor capacidade de alongamento mantendo latente uma grande quantidade de energia residual elástica elevando significativamente a taxa de <i>springback</i>
Resultado na quantidade esperada de <i>springback</i> (1+2)	menores taxas	intermediário	maiores taxas

Fonte: Produção do próprio autor

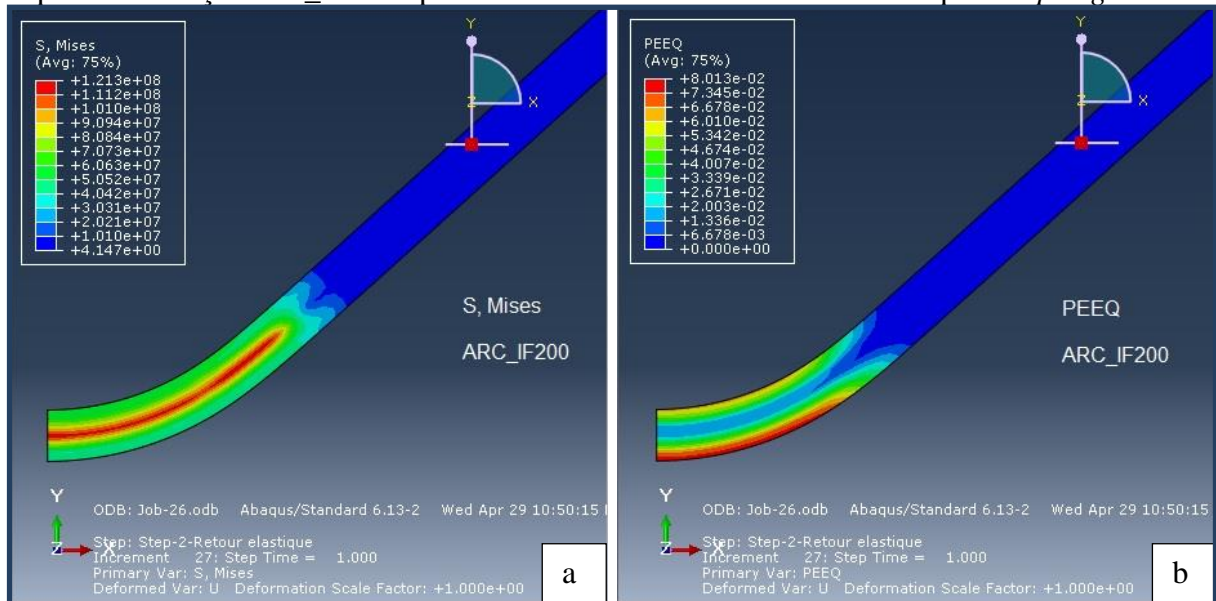
A seguir, da Figura 64 à 73, estão apresentados os resultados fornecidos pelo ABAQUS para tensão de Von Mises em Pa (S, Mises) e deformação plástica equivalente em m (PEEQ), com relação à 75% em torno da média, após o efeito *springback*, para as amostras submetidas ao dobramento com ângulo interno inicial de 90°.

Figura 64. (a) Valores de Tensão de Von Mises; (b) Valores de Deformação Plástica Equivalente. Aço ARC_IF180 após dobramento mecânico a 90° e subsequente *springback*



Fonte: Produção do próprio autor

Figura 65. (a) Valores de Tensão de Von Mises; (b) Valores de Deformação Plástica Equivalente. Aço ARC_IF200 após dobramento mecânico a 90° e subsequente *springback*



Fonte: Produção do próprio autor

Figura 66. (a) Valores de Tensão de Von Mises; (b) Valores de Deformação Plástica Equivalente. Aço ARC_BH220 após dobramento mecânico a 90° e subsequente *springback*

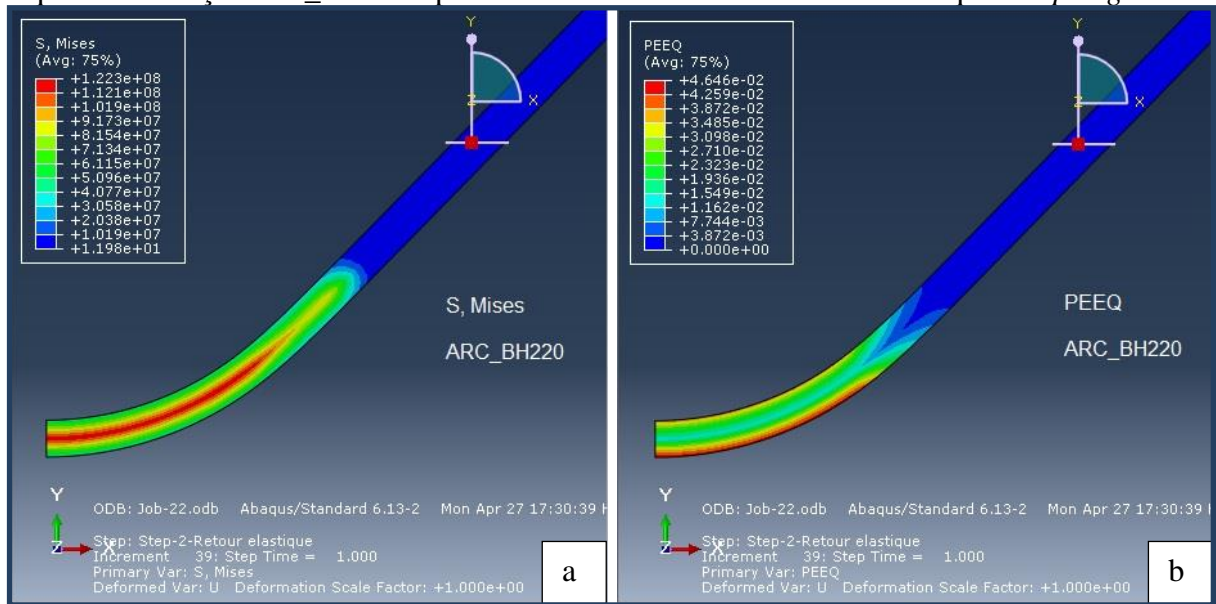


Figura 67. (a) Valores de Tensão de Von Mises; (b) Valores de Deformação Plástica Equivalente. Aço ARC_LC200 após dobramento mecânico a 90° e subsequente *springback*

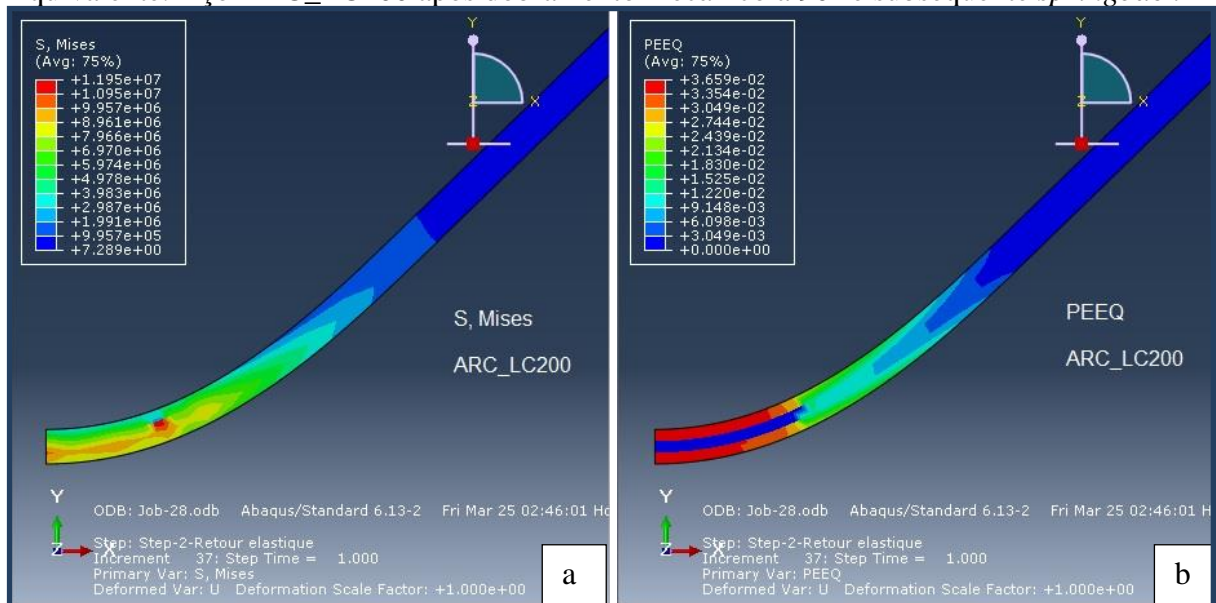
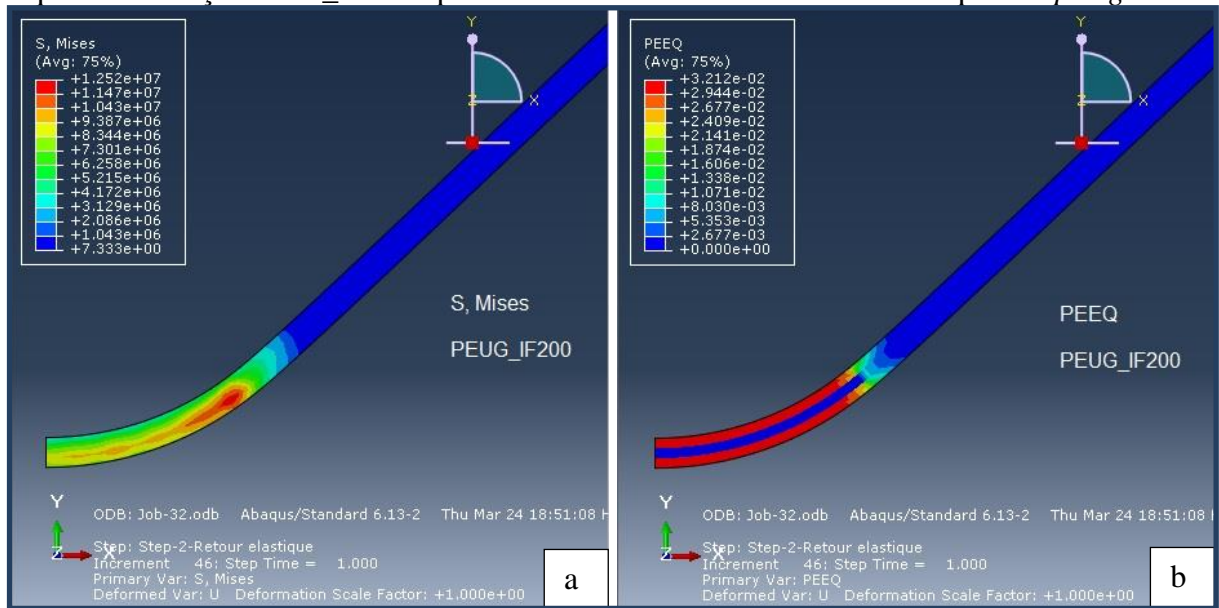
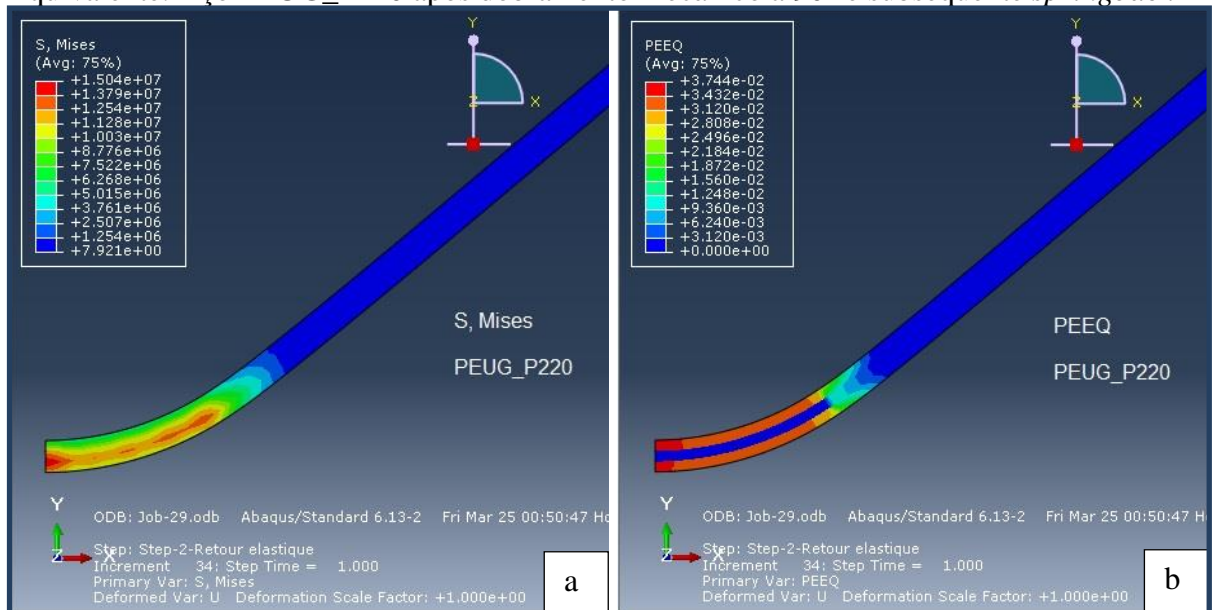


Figura 68. (a) Valores de Tensão de Von Mises; (b) Valores de Deformação Plástica Equivalente. Aço PEUG_IF200 após dobramento mecânico a 90° e subsequente *springback*



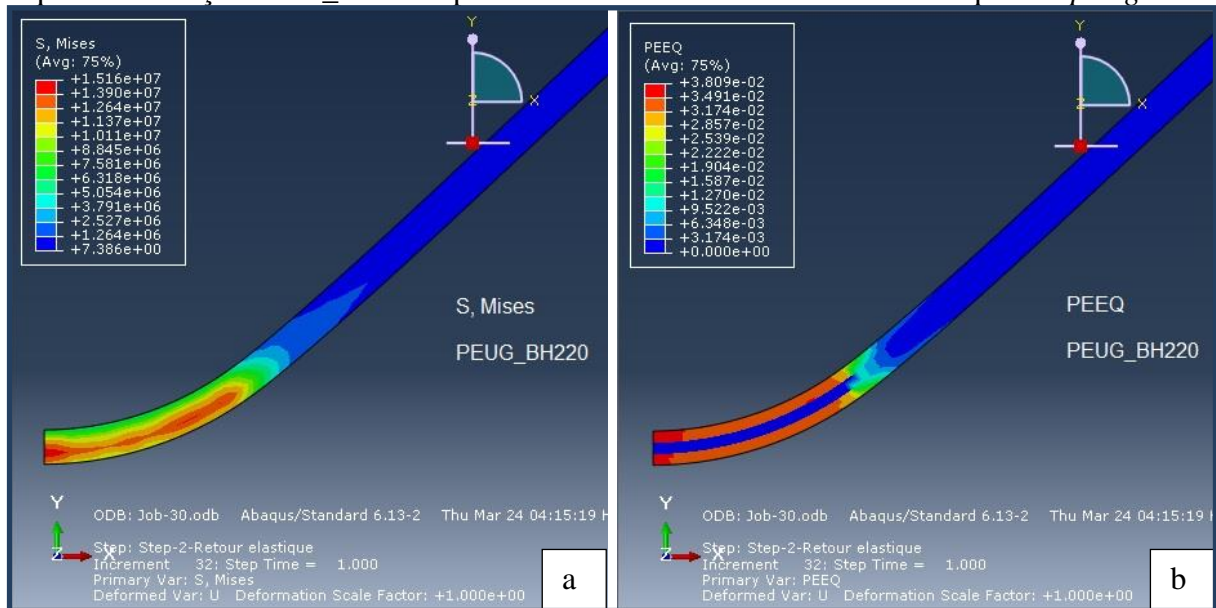
Fonte: Produção do próprio autor

Figura 69. (a) Valores de Tensão de Von Mises; (b) Valores de Deformação Plástica Equivalente. Aço PEUG_P220 após dobramento mecânico a 90° e subsequente *springback*



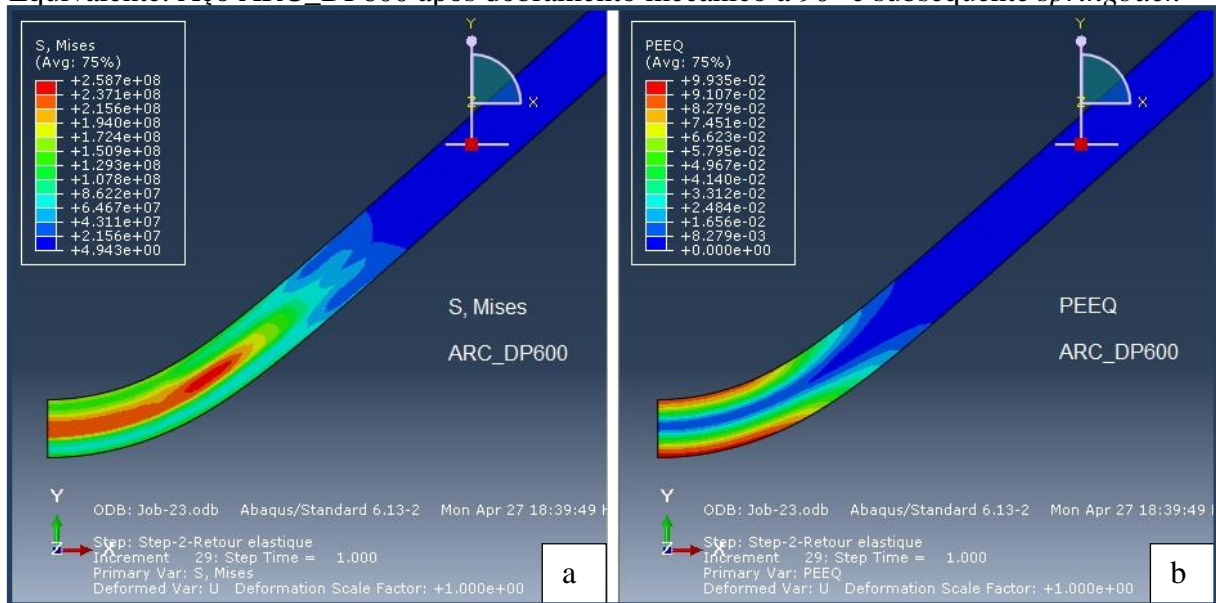
Fonte: Produção do próprio autor

Figura 70. (a) Valores de Tensão de Von Mises; (b) Valores de Deformação Plástica Equivalente. Aço PEUG_BH220 após dobramento mecânico a 90° e subsequente *springback*



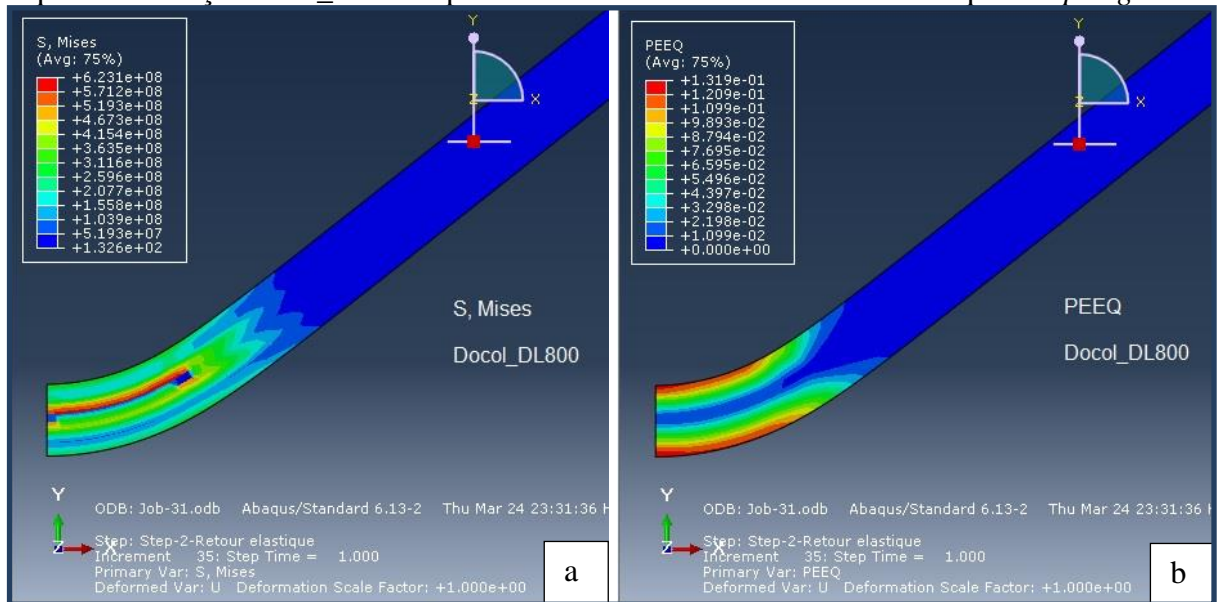
Fonte: Produção do próprio autor

Figura 71. (a) Valores de Tensão de Von Mises; (b) Valores de Deformação Plástica Equivalente. Aço ARC_DP600 após dobramento mecânico a 90° e subsequente *springback*



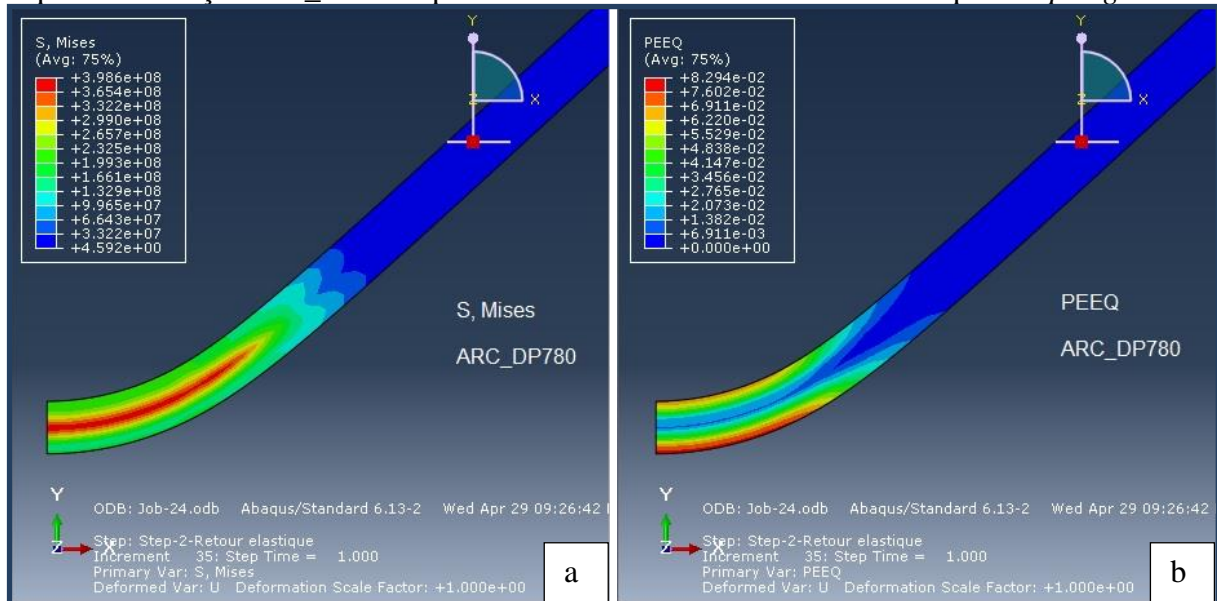
Fonte: Produção do próprio autor

Figura 72. (a) Valores de Tensão de Von Mises; (b) Valores de Deformação Plástica Equivalente. Aço Docol_DL800 após dobramento mecânico a 90° e subsequente *springback*



Fonte: Produção do próprio autor

Figura 73. (a) Valores de Tensão de Von Mises; (b) Valores de Deformação Plástica Equivalente. Aço ARC_DP780 após dobramento mecânico a 90° e subsequente *springback*



Fonte: Produção do próprio autor

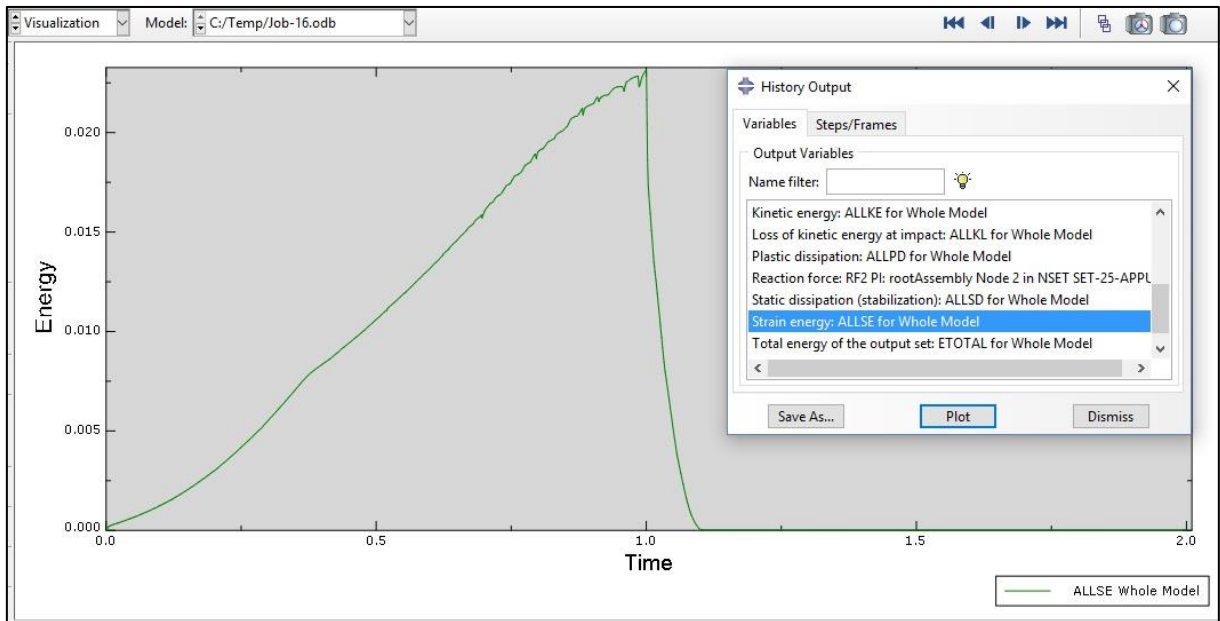
Para os dobramentos realizados com ângulo interno inicial de 90°, os resultados do ABAQUS foram muito semelhantes aos dobramentos realizados com ângulo interno inicial de 30°. Os valores de tensão de Von Mises e de deformação plástica equivalente são muito próximos aos obtidos para os resultados anteriores a 30°, como é possível observar nas Figuras de 54 à 63.

Dessa forma, as mesmas conclusões, referentes à formação dos conjuntos para os resultados anteriores a 30°, aplica-se para o dobramento a 90°. Novamente, é possível observar a formação de 3 distintos conjuntos de aços de acordo com suas respostas à tensão de Von Mises, deformação plástica, efeito *springback* e resiliência.

A única diferença nota-se ao observar a extensão do braço atingida pelas tensões e deformações, uma vez que para os dobramentos realizados a 90°, essa extensão é menor visto que para esses tratamentos, foi necessária a aplicação de uma quantidade menor de tensão para se realizar o dobramento até alcançar o ângulo de 90° e assim, a área afetada pelas alterações microestruturais é menor do que para o dobramento a 30°. E como o esperado de acordo com a literatura e de acordo com o dobramento mecânico realizado experimentalmente, os tratamentos a 90° apresentaram menores valores de *springback* se comparados com os tratamentos a 30°.

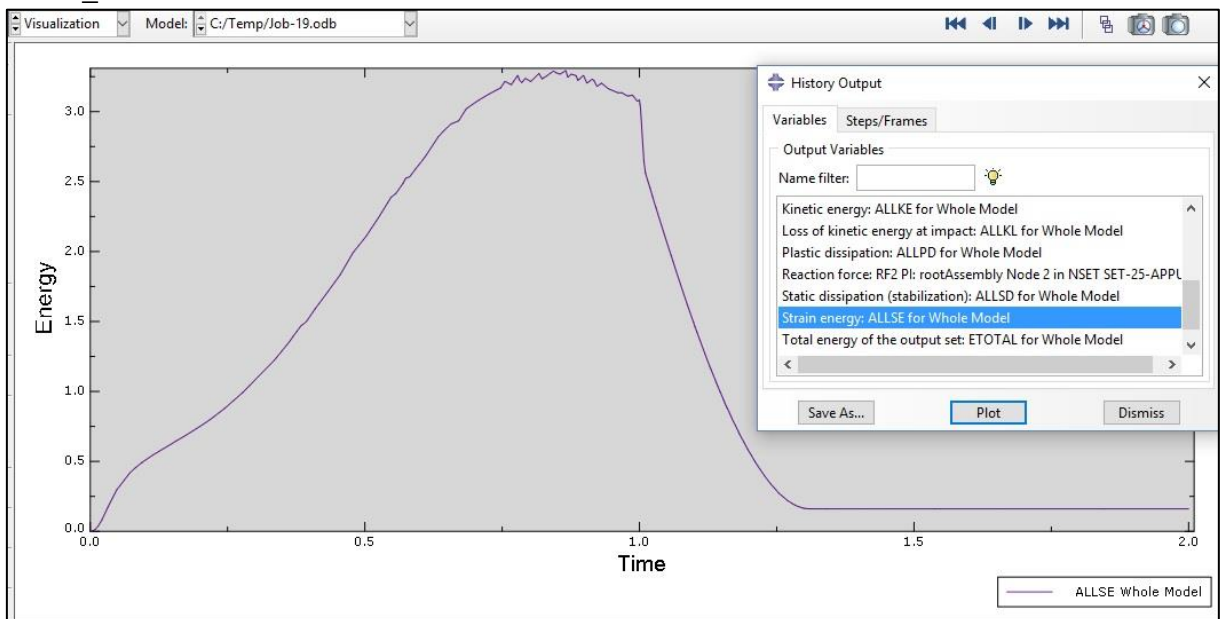
Para os dobramentos realizados a 30°, analisando-se o aço ARC_LC200 que obteve as menores taxas de deformação plástica tanto para a região da linha neutra como para as regiões das superfícies interna e externa (Figura 57) e o aço Docol_DL800 (Figura 62) que obteve a maiores taxas de deformação plástica para as regiões da superfícies interna e externa e maior taxa de deformação para a região da linha neutra se comparado com o aço ARC_LC200 e comparando-se os mesmos materiais com seus respectivos valores de energia de deformação por meio do gráfico de “strain energy” fornecido pelo ABAQUS, confirma-se o observado nos gráficos de PEEQ, uma vez que para o aço ARC_LC200, o valor da energia de deformação foi 0,020, sendo inferior ao Docol_DL800, o qual apresentou o valor 3,0 (Figuras 74 e 75).

Figura 74. Gráfico gerado pelo ABAQUS mostrando a energia de deformação para o aço ARC_LC200 dobrado a 30°



Fonte: Produção do próprio autor

Figura 75. Gráfico gerado pelo ABAQUS mostrando a energia de deformação para o aço Docol_DL800 dobrado a 30°



Fonte: Produção do próprio autor

4.3.4 Nanodureza

Primeiramente, os ensaios de nanodureza foram feitos para todos os materiais antes do ensaio de dobramento, analisando a região ao longo da espessura dos aços no sentido da laminação, totalizando 10 análises. Após os ensaios de dobramento, todas as amostras foram analisadas no nanoindentador, totalizando 20 análises, sendo 10 para cada ângulo de dobramento inicial escolhido.

De acordo com a Tabela 6, verifica-se que dos 10 aços analisados, 9 deles apresentaram um aumento nos valores de nanodureza após os ensaios mecânicos, indicando que o ensaio de dobramento de três pontos ao ar provocou o surgimento de mais discordâncias nas superfícies tracionada e comprimida das amostras, resultando no encruamento dos materiais na região analisada e devido a isso, apresentando uma maior dureza. Somente o aço PEUG_BH220 mostrou uma pequena diminuição no valor de nanodureza após passar pelo dobramento mecânico.

Comparando-se a nanodureza entre os materiais conformados à 30° e à 90°, nota-se que dos 10 aços estudados, 7 deles apresentaram um aumento na nanodureza quando o ângulo de dobramento foi mais severo, ou seja, 30°, o que mais uma vez indica que a conformação mecânica provoca discordâncias no material, o que faz aumentar a sua dureza. Somente os aços PEUG_P220, ARC_DP600 e ARC_DP780 foram os que apresentaram uma ligeira diminuição na nanodureza analisando-se os dobramentos de 90° à 30°, sendo que no caso dos dois últimos aços que são bifásicos, isso pode ser explicado pela sua alta capacidade de resiliência, propriedade esta capaz de fazer as discordâncias se redistribuírem novamente após o alívio de tensões, resultando em amostras um pouco menos encruadas, uma vez que o dobramento à 30° obrigou esses materiais a absorverem uma quantidade maior de energia que à 90°, tais materiais possuem uma maior quantidade de energia residual elástica para liberarem após o dobramento, causando uma ligeira diminuição na nanodureza.

Tabela 6. Valores de nanodureza em GPa, para a região ao longo da espessura, antes e após os ensaios mecânicos para os 10 aços estudados

Aços	Nanodureza (GPa)		
	Antes do dobramento ao ar	Após o dobramento ao ar	
		90°	30°
ARC_IF180	1,74 ± 0,11	1,74 ± 0,09	2,89 ± 0,32
ARC_IF200	1,79 ± 0,28	1,79 ± 0,1	1,80 ± 0,08
ARC_LC200	1,78 ± 0,1	1,81 ± 0,11	1,92 ± 0,05
ARC_BH220	2,04 ± 0,08	2,07 ± 0,12	2,22 ± 0,13
PEUG_IF200	1,73 ± 0,06	1,68 ± 0,11	3,32 ± 0,21
PEUG_P220	1,99 ± 0,09	2,17 ± 0,11	2,09 ± 0,15
PEUG_BH220	2,47 ± 0,11	2,22 ± 0,14	2,28 ± 0,17
ARC_DP600	3,29 ± 0,11	3,48 ± 0,47	3,28 ± 0,25
Docol_DL800	4,16 ± 0,26	4,31 ± 0,31	4,38 ± 0,31
ARC_DP780	3,84 ± 0,23	4,03 ± 0,28	3,93 ± 0,61

Fonte: Produção do próprio autor

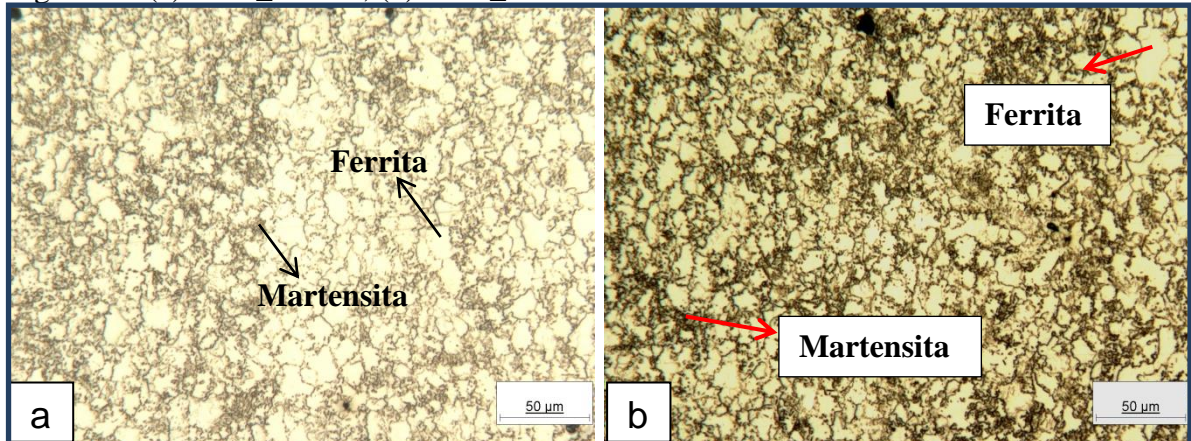
4.3.5 Microscopia óptica

4.3.5.1 Microscopia óptica antes do ensaio de dobramento ao ar

As Figuras de 76 a 80 apresentam as micrografias dos 10 aços estudados na condição como recebido.

A Figura 76 é referente à microestrutura dos aços bifásicos (ARC_DP600 e ARC_DP780), onde é possível observar a presença de duas fases, sendo uma clara e outra escura. A fase clara é a matriz ferrítica e a fase escura são as ilhas de martensita. Portanto, a maior resistência deste aço é devido à presença da fase martensítica, que é uma fase dura, localizada nos contornos de grãos da matriz ferrítica, dificultando a movimentação das discordâncias livres e aumentando a resistência do aço.

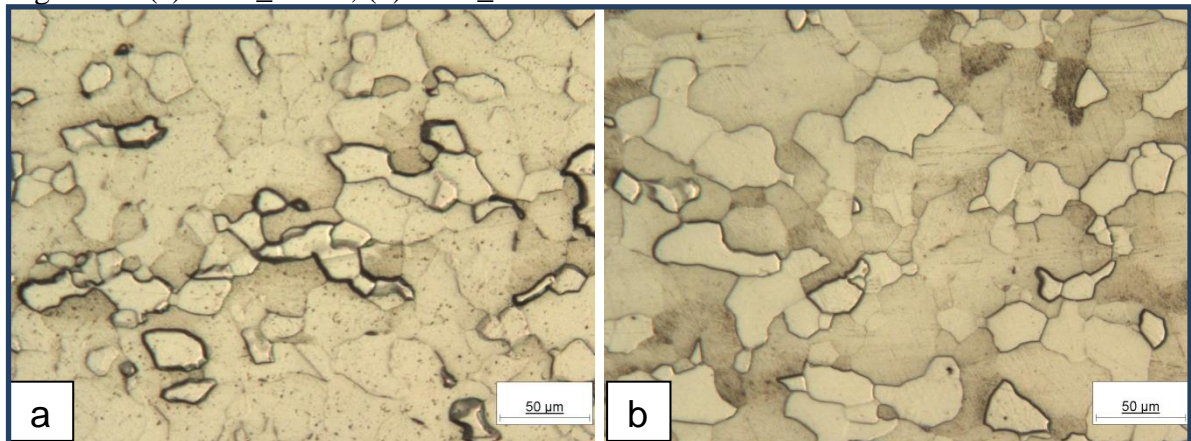
Figura 76. (a) ARC_DP600; (b) ARC_DP780. Aumento 200X. Nital 2%



Fonte: Produção do próprio autor

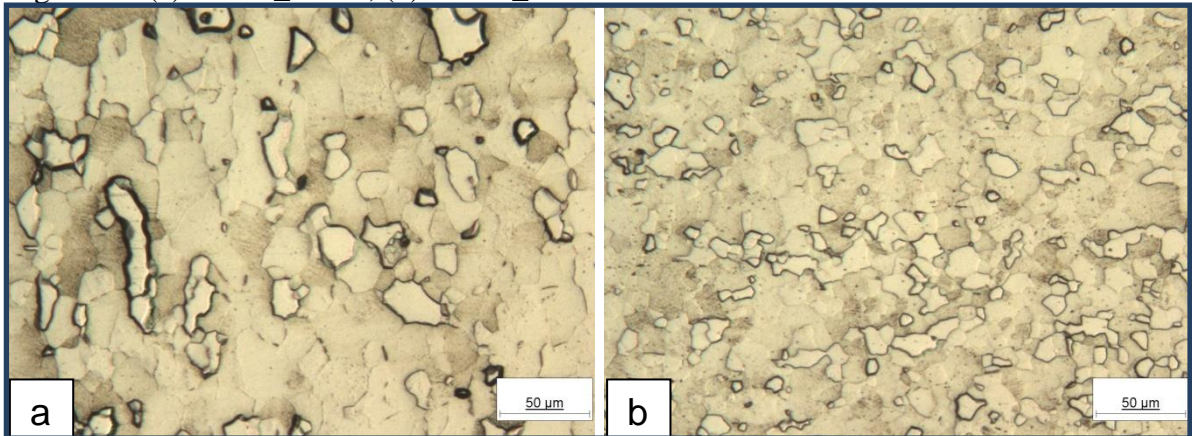
As Figuras 77 e 78 apresentam as micrografias dos aços com interstícios livres (ARC_IF180, ARC_IF200 e PEUG_IF200) e do aço PEUG_P220. Este último, conforme observado na Tabela 2, possui um teor de carbono muito semelhante ao dos aços com interstícios livres, em torno de 0,002%, porém apresenta grãos mais refinados se comparado com os aços com interstícios livres. Tais aços apresentam a ferrita como sendo sua única fase.

Figura 77. (a) ARC_IF180; (b) ARC_IF200. Aumento 200X. Nital 2%



Fonte: Produção do próprio autor

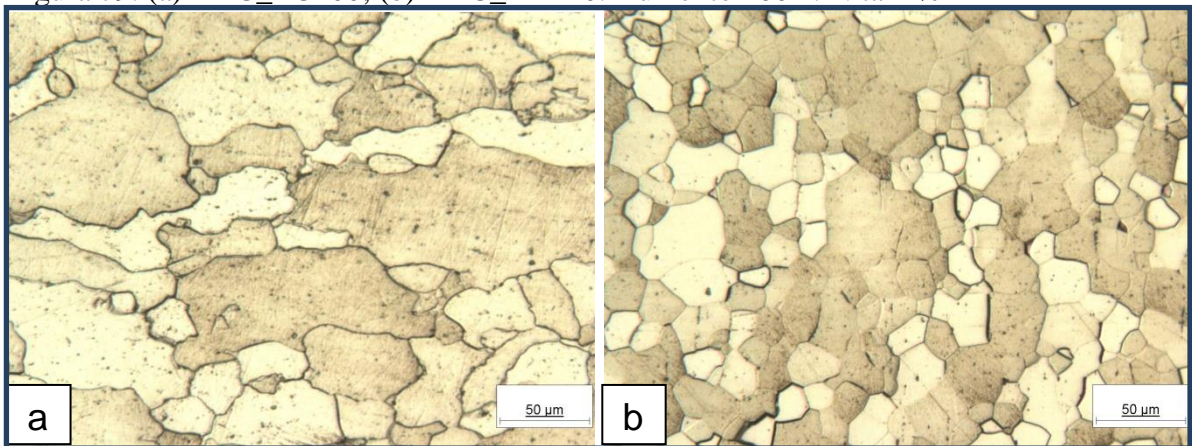
Figura 78. (a) PEUG_IF200; (b) PEUG_P220. Aumento 200X. Nital 2%



Fonte: Produção do próprio autor

A Figura 79 apresenta um aço baixo carbono (ARC_LC200), possuindo em torno de 0,024% de carbono em sua constituição de acordo com a Tabela 2 e na sequência, o aço endurecível após pintura (ARC_BH220), possuindo em torno de 0,0044% de carbono. Ambos os aços possuem a ferrita como única fase. O aço baixo carbono apresenta maior tamanho de grão.

Figura 79. (a) ARC_LC200; (b) ARC_BH220. Aumento 200X. Nital 2%

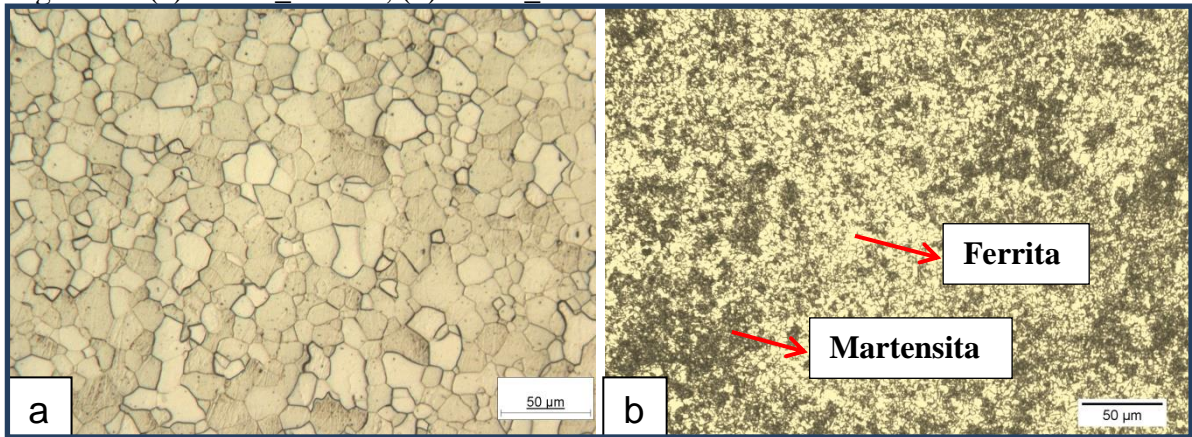


Fonte: Produção do próprio autor

A Figura 80 apresenta a micrografia do aço endurecível após pintura (PEUG_BH220), o qual possui um teor de carbono em torno de 0,002% sendo tal valor muito semelhante aos aços com interstícios livres e possui a ferrita como única fase. Já o aço seguinte, Docol_DL800 apresenta um teor de carbono em torno de 0,15% sendo semelhante ao teor dos aços bifásicos anteriores e apresenta microestrutura bifásica, constituída por ferrita e

martensita. Nota-se que esse último aço possui uma microestrutura mais refinada que os outros aços bifásicos (ARC_DP780 e ARC_DP600).

Figura 80. (a) PEUG BH220; (b) Docol_DL800. Aumento 200X. Nital 2%



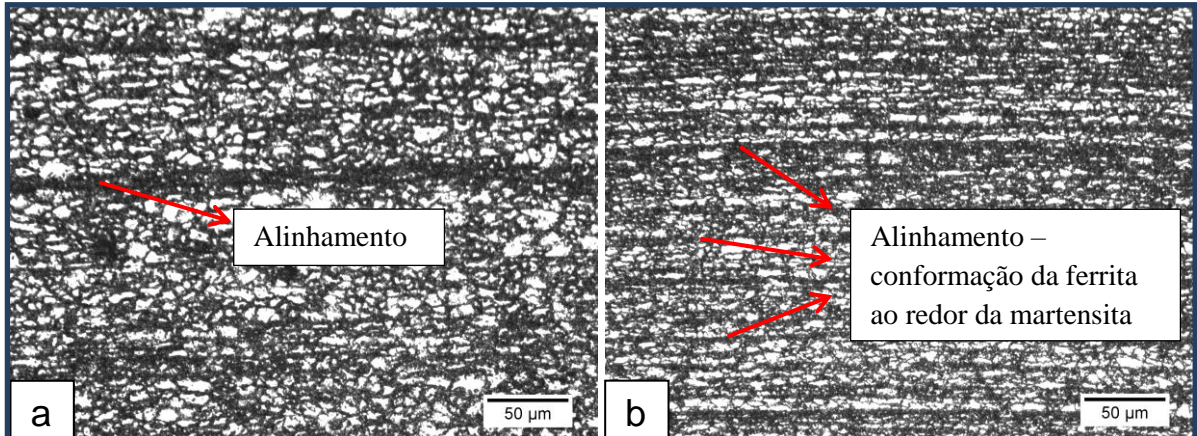
Fonte: Produção do próprio autor

4.3.5.2 Microscopia óptica após ensaios de dobramento ao ar

Foram escolhidas as micrografias para os materiais conformados à 30°, que por ser o ângulo interno mais severo de dobramento utilizado neste trabalho, torna mais evidente a observação das alterações microestruturais após os ensaios mecânicos e subsequente efeito *springback*. (Figura 81 a 84).

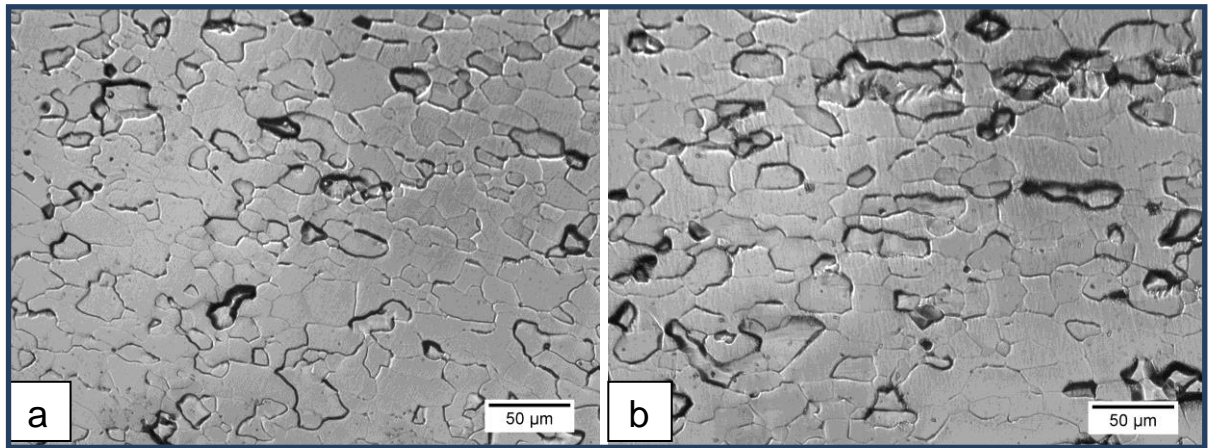
Observa-se que os aços bifásicos foram os que mais se apresentaram com um aspecto diferenciado em seus grãos. No caso desses aços, os grãos no material como recebido apresentavam uma tendência à circularidade, já após a conformação, os grãos apresentam-se alongados tendendo à uma direção específica, no sentido da laminação, uma vez que os materiais foram conformados no sentido da laminação, formando um aspecto visual como se fossem “linhas” ao longo da amostra. O aço Docol_DL800 se comportou de maneira semelhante aos outros aços bifásicos anteriores, uma vez que houve um realinhamento da fase escura. Já nos demais aços analisados, os quais possuem uma única fase ferrita em sua constituição, também observa-se essa tendência dos grãos em se alinharem na direção de laminação, em maior ou menor grau.

Figura 81. Micrografias ópticas após o dobramento em 30°. (a) ARC_DP600; (b) ARC_DP780. Aumento 200X. Nital 2%



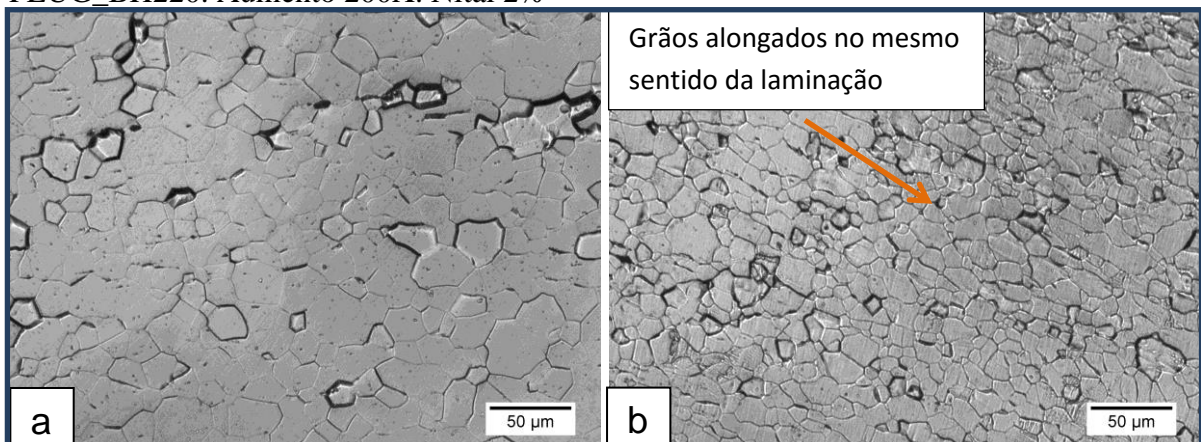
Fonte: Produção do próprio autor

Figura 82. Micrografias ópticas após o dobramento em 30°. (a) ARC_IF180; (b) ARC_IF200. Aumento 200X. Nital 2%



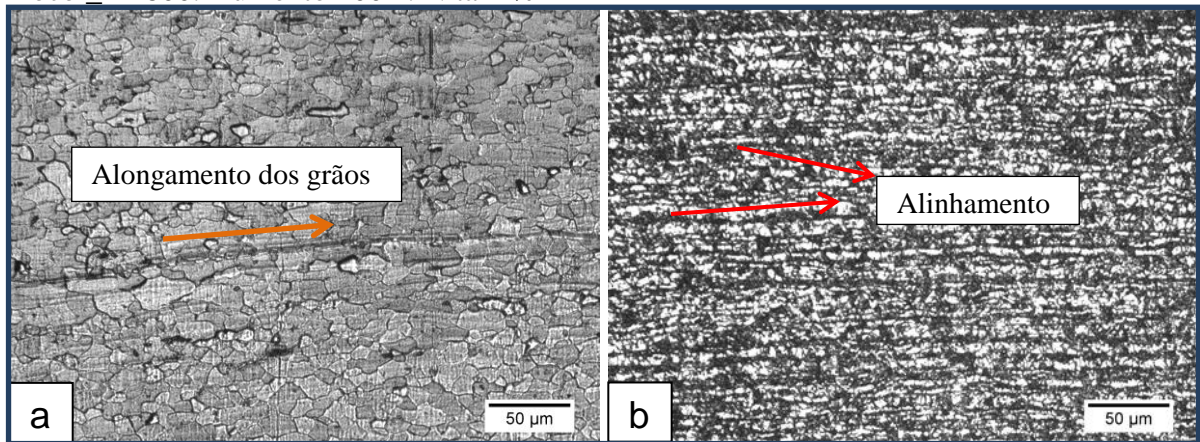
Fonte: Produção do próprio autor

Figura 83. Micrografias ópticas após o dobramento em 30°. (a) ARC_BH220; (b) PEUG_BH220. Aumento 200X. Nital 2%



Fonte: Produção do próprio autor

Figura 84. Micrografias ópticas após o dobramento em 30°. (a) PEUG_P220; (b) Docol_DL800. Aumento 200X. Nital 2%



Fonte: Produção do próprio autor

4.3.6. Análises de difração de elétrons retroespalhados (EBSD)

4.3.6.1 Estudo da textura por meio da evolução microestrutural

4.3.6.1.1 Mapas de orientação cristalográfica

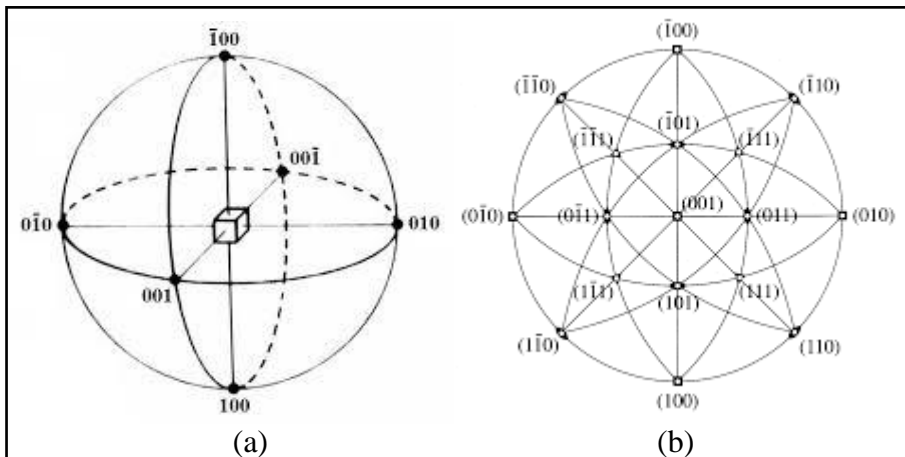
Para as análises de EBSD após os ensaios de dobramento mecânico, escolheu-se estudar a microestrutura das amostras referentes ao 2° e ao 3° conjunto de aços submetidos ao dobramento mecânico de 30°, pois além de essa escolha auxiliar na busca de uma comparação mais efetiva devido ao contraste entre esses conjuntos em termos de tensão de Von Mises e deformação plástica equivalente, também era esperado que para esse grau mais severo do ângulo de dobramento, os efeitos microestruturais após a conformação mecânica fossem mais evidentes.

Para determinação das orientações cristalográficas ao longo dos Índices de Miller (hkl), a Figura 85 seguinte foi utilizada para a construção do triângulo estereográfico padrão dos cristais cúbicos (Figura 86), sabendo-se que o plano escolhido pelo software Tango para a representação das direções nas análises de EBSD foi o <001>.

Para os aços a seguir, estão plotados os mapas de orientação cristalográfica com a respectivo triângulo estereográfico padrão utilizado pelo software Tango nas análises de EBSD (Figura 87).

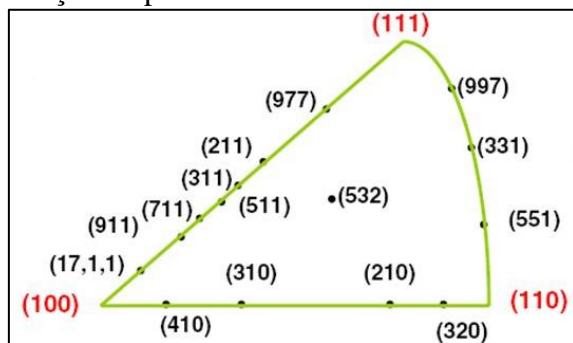
Para todas as Figuras de (88 a 92), (a) refere-se à superfície externa da amostra antes do dobramento; (b) refere-se à região ao longo da espessura antes do dobramento e (c) refere-se à região ao longo da espessura após o dobramento. A ordem dos seguintes aços obedeceu aos valores crescentes de efeito *springback*: ARC_LC200, PEUG_P220, PEUG_BH220, Docol_DL800, ARC_DP780, sendo que os 3 primeiros pertencem ao 2º conjunto e os 2 últimos pertencem ao 3º conjunto de aços.

Figura 85. Projeção estereográfica padrão 100 de um cristal cúbico. O plano 100 é considerado normal ao plano do papel. Em (a): representação de uma célula unitária cúbica no interior da projeção. Em (b): a projeção contém as direções cristalográficas básicas



Fonte: Hill (1982)

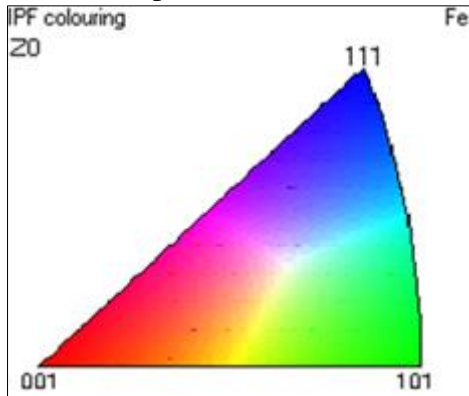
Figura 86. Triângulo estereográfico básico (110)-(111)-(100) para cristais cúbicos com relação ao pólo <100>



Fonte: Hill (1982)

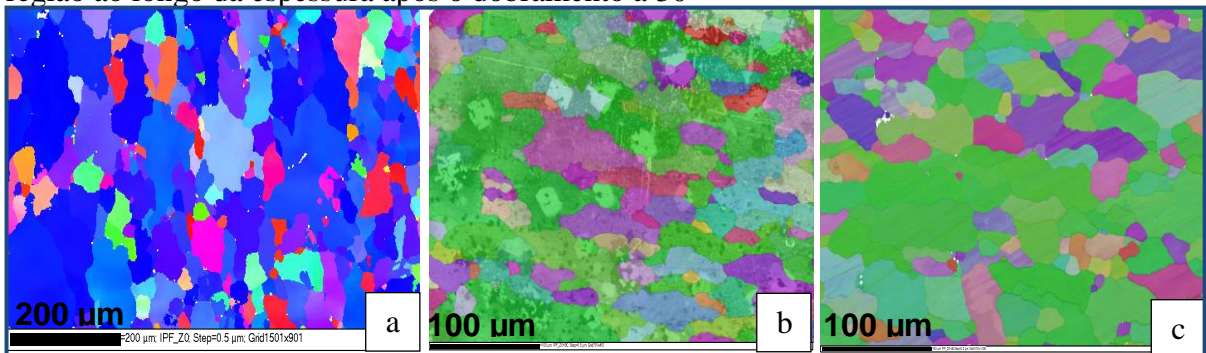
Para as Figuras (88 a 92) a seguir, considerar o seguinte triângulo estereográfico:

Figura 87. Triângulo estereográfico básico obtido pelo software Tango nas análises de EBSD. Os Índices de Miller foram transformados em cores RGB. As cores representam a direção normal à superfície da amostra



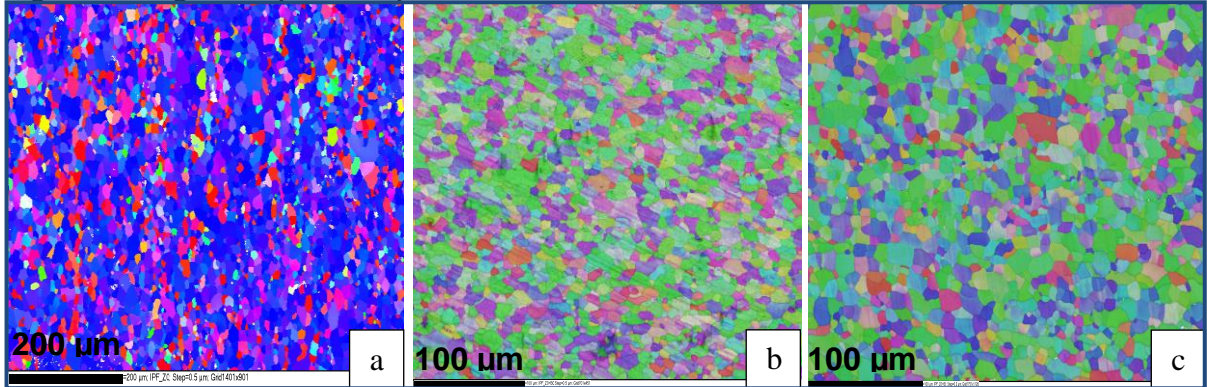
Fonte: Produção própria do autor

Figura 88. Mapa de orientação cristalográfica para o aço ARC_LC200. (a) e (b) Superfície externa e região ao longo da espessura respectivamente antes do ensaio de dobramento. (c) região ao longo da espessura após o dobramento a 30°



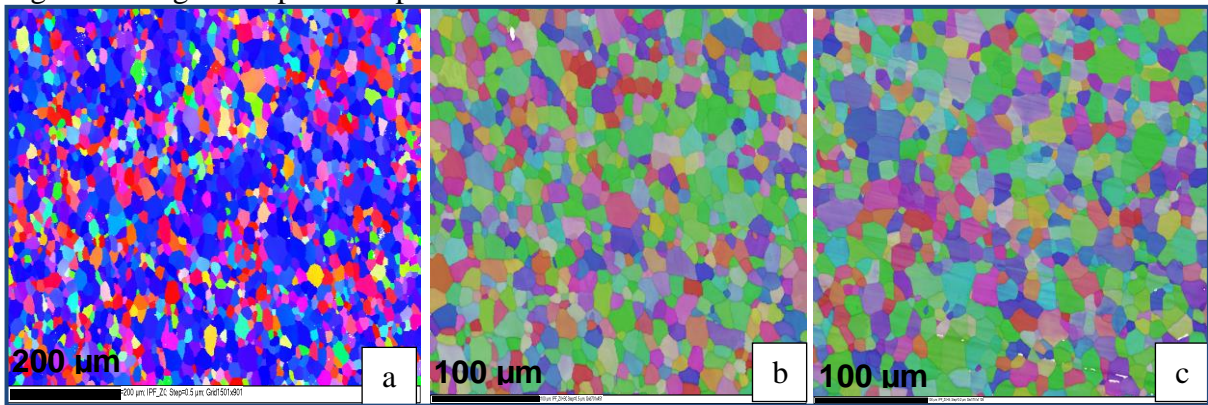
Fonte: Produção própria do autor

Figura 89. Mapa de orientação cristalográfica para o aço PEUG_P220. (a) e (b) Superfície externa e região ao longo da espessura respectivamente antes do ensaio de dobramento. (c) região ao longo da espessura após o dobramento a 30°



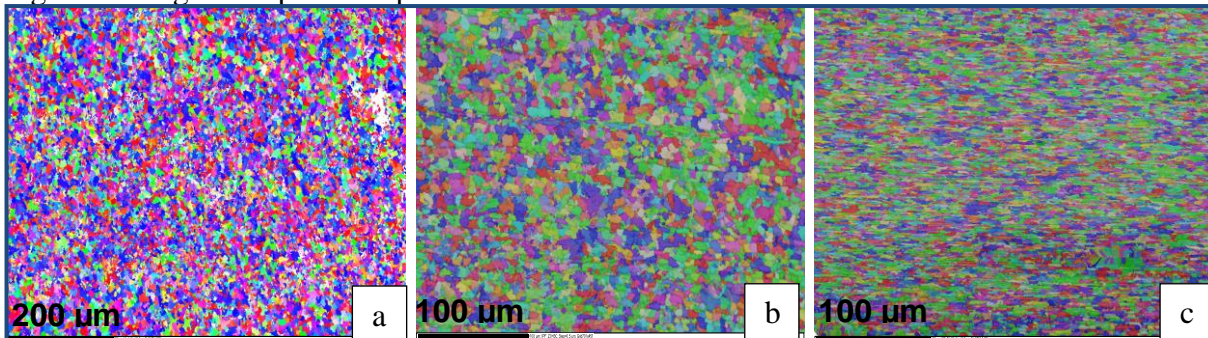
Fonte: Produção própria do autor

Figura 90. Mapa de orientação cristalográfica para o aço PEUG_BH220. (a) e (b) Superfície externa e região ao longo da espessura respectivamente antes do ensaio de dobramento. (c) região ao longo da espessura após o dobramento a 30°



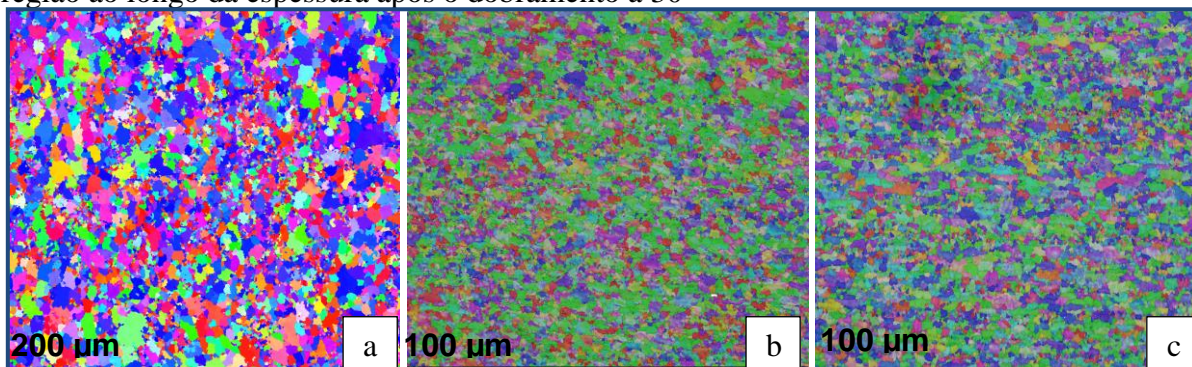
Fonte: Produção própria do autor

Figura 91. Mapa de orientação cristalográfica para o aço Docol_DL800. (a) e (b) Superfície externa e região ao longo da espessura respectivamente antes do ensaio de dobramento. (c) região ao longo da espessura após o dobramento a 30°



Fonte: Produção própria do autor

Figura 92. Mapa de orientação cristalográfica para o aço ARC_DP780. (a) e (b) superfície externa e região ao longo da espessura respectivamente antes do ensaio de dobramento. (c) região ao longo da espessura após o dobramento a 30°



Fonte: Produção própria do autor

Análise das microestruturas antes dos ensaios de dobramento ao ar:

Com base nas letras (a) e (b) das Figuras 88 à 92, nota-se que para os aços do 2º conjunto, suas microestruturas referentes à superfície externa das amostras, tem predominância dos grãos voltados para a direção [111], (cor predominante: azul), e as microestruturas referentes à superfície ao longo da espessura tem predominância dos grãos migrando pelo vetor que vai da direção [001] à [101], (cores predominantes: vermelho e verde).

No caso dos aços do 3º conjunto, as microestruturas referentes à superfície externa apresentam grãos predominantemente migrando pelo vetor que vai da direção [001] à [111], (cores predominantes: vermelho e azul), e as microestruturas referentes à região ao longo da espessura mostram grãos migrando pelo vetor que vai da direção [001] à [101], (cores predominantes: vermelho e verde).

Análise das microestruturas após os ensaios de dobramento ao ar:

Com base na letra (c) das Figuras 88 à 92, foram feitas as seguintes análises da microestrutura na região ao longo da espessura. Observa-se que tanto para os aços do 2º conjunto como para os do 3º conjunto, a orientação preferencial é seguindo o vetor da direção [101] à [111], (cores predominantes: azul e verde). Ou seja, os grãos parecem estar se deslocando da região de coloração verde [101] para a azul [111]. Tal resultado é compatível

com o descrito pela literatura, na qual está descrito que a direção [111] costuma ser a preferencial de deslizamento dos grãos que passaram por deformação nos metais CCC.

Nos metais CCC laminados, sabe-se que o modo mais comum de deformação é o deslizamento ao longo do plano $\langle 110 \rangle$ e direção [111], ou seja: $\langle 110 \rangle [111]$. Portanto, nos metais CCC as direções de deslizamento [111] são as predominantes, mas pode haver alguma dificuldade em se ordenar já que as tensões de cisalhamento críticas são muito próximas para os planos $\langle 110 \rangle$ $\langle 112 \rangle$ e $\langle 123 \rangle$ (WENK, 1985).

Ao analisar a forma dos grãos, observa-se que o único aço com alterações significativas na forma foi o Docol_DL800 do 3º conjunto, no qual os grãos se mostraram bem mais alongados na direção de laminação após os ensaios mecânicos. Já os demais aços analisados não mostraram grandes alterações na forma dos grãos.

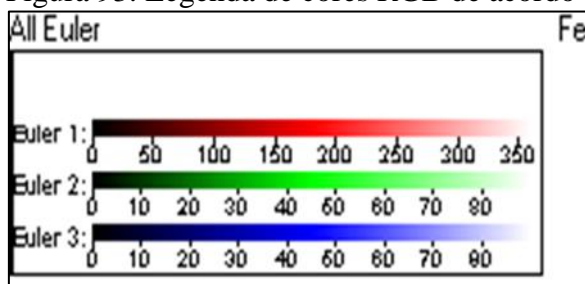
Verifica-se também que o tamanho dos grãos referente aos aços do 3º conjunto são bem menores que os do 2º conjunto, mostrando uma microestrutura mais refinada, o que já era esperado devido à maior resistência mecânica do 3º conjunto.

4.3.6.1.2 Mapas de Ângulos de Euler

A seguir, estão plotados os mapas de orientação preferencial cristalográfica de acordo com os Ângulos de Euler. Para as Figuras de 92 a 96, considerar a legenda a seguir, a qual transforma os 3 ângulos de Euler em cores RGB (Figura 93).

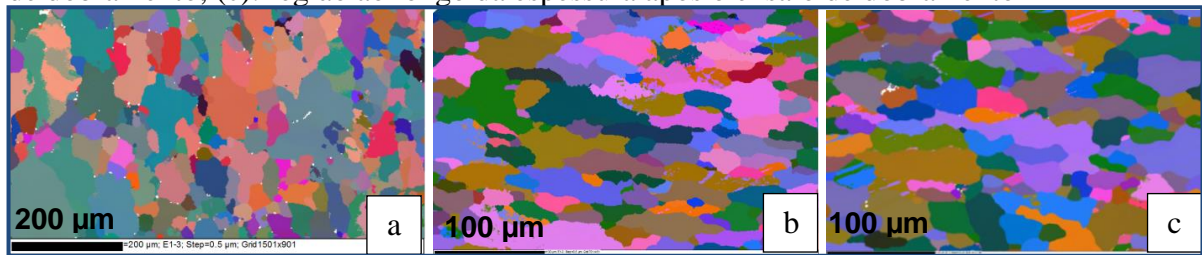
Cores muito diferentes entre si indicam grande variação de orientação cristalográfica. Observa-se que após o ensaio de dobramento, os aços que apresentam maior variação de orientação cristalográfica são os do 2º conjunto. Já os aços do 3º conjunto não apresentaram grande variação de orientação.

Figura 93. Legenda de cores RGB de acordo com a intensidade dos ângulos de Euler



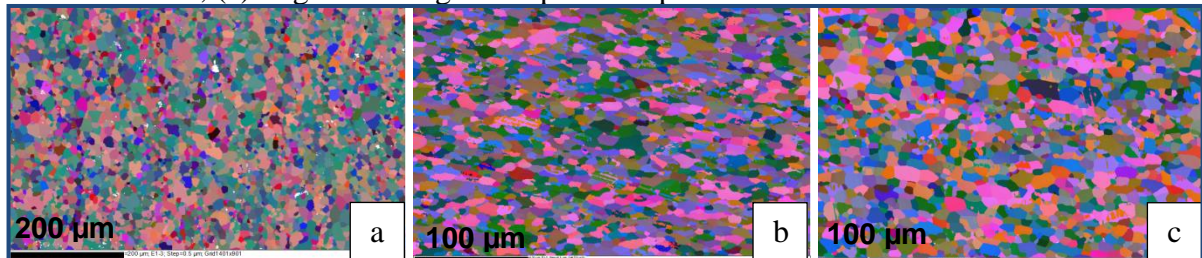
Fonte: Produção própria do autor

Figura 94. Aço ARC_LC200. Mapa de direção cristalográfica preferencial de acordo com os ângulos de Euler. (a) e (b): superfície externa e região ao longo da espessura antes do ensaio de dobramento; (c): região ao longo da espessura após o ensaio de dobramento



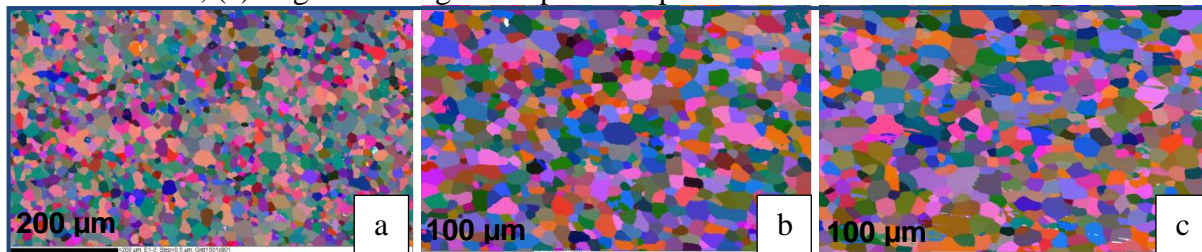
Fonte: Produção própria do autor

Figura 95. Aço PEUG_P220. Mapa de direção cristalográfica preferencial de acordo com os ângulos de Euler. (a) e (b): superfície externa e região ao longo da espessura antes do ensaio de dobramento; (c): região ao longo da espessura após o ensaio de dobramento



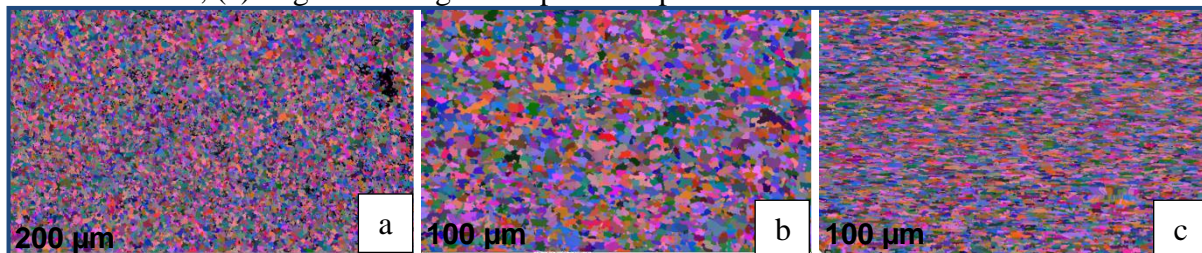
Fonte: Produção própria do autor

Figura 96. Aço PEUG_BH220. Mapa de direção cristalográfica preferencial de acordo com os ângulos de Euler. (a) e (b): superfície externa e região ao longo da espessura antes do ensaio de dobramento; (c): região ao longo da espessura após o ensaio de dobramento



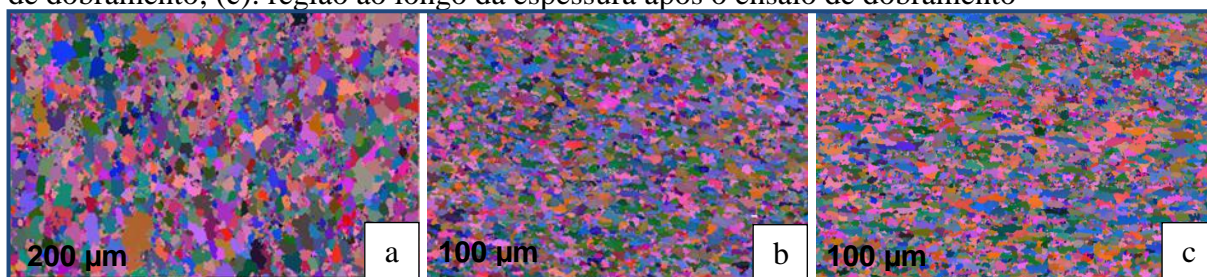
Fonte: Produção própria do autor

Figura 97. Aço Docol_DL800. Mapa de direção cristalográfica preferencial de acordo com os ângulos de Euler. (a) e (b): superfície externa e região ao longo da espessura antes do ensaio de dobramento; (c): região ao longo da espessura após o ensaio de dobramento



Fonte: Produção própria do autor

Figura 98. Aço ARC_DP780. Mapa de direção cristalográfica preferencial de acordo com os ângulos de Euler. (a) e (b): superfície externa e região ao longo da espessura antes do ensaio de dobramento; (c): região ao longo da espessura após o ensaio de dobramento



Fonte: Produção própria do autor

4.3.6.1.3 Perfil do grau de desorientação e ocorrência de fronteiras CSL

(Coincident Site Lattice)

A partir dos resultados de EBSD, foi possível calcular e montar uma tabela contendo os valores do grau de desorientação entre dois grãos com relação à rotação do sistema de coordenadas de seus cristais em coincidência. Tais valores médios com seus respectivos desvios padrão estão apresentados na Tabela 7.

Tabela 7. Grau médio de desorientação antes e após os ensaios mecânicos para os aços correspondentes ao 2° e 3° conjuntos

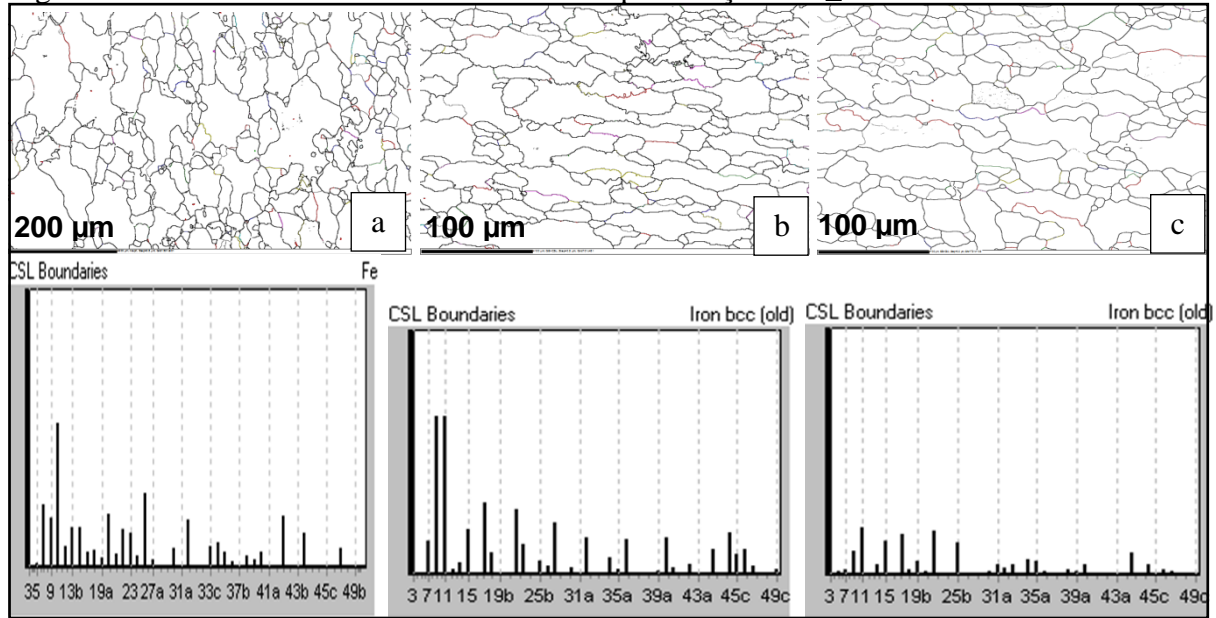
		Grau de desorientação (°) antes e após o dobramento ao ar				
Aços		ARC_LC200	PEUG_P220	PEUG_BH220	Docol_DL800	ARC_DP780
Antes do dobramento	Superfície externa	0,57 ± 0,34	0,42 ± 0,19	0,44 ± 0,21	1,58 ± 1,36	0,71 ± 0,41
	Espessura	0,58 ± 0,26	1,19 ± 0,59	0,62 ± 0,26	0,73 ± 0,35	1,02 ± 0,68
Após o dobramento	Espessura	1,03 ± 0,57	1,22 ± 0,67	1,12 ± 0,61	0,87 ± 0,53	0,95 ± 0,65

Fonte: Produção própria do autor

A seguir, as Figuras 99 à 103 contém os contornos de grãos das microestruturas dos aços do 2° e do 3° conjunto, sendo que (a) representa as microestruturas dos materiais ao longo da superfície externa antes do dobramento mecânico, (b) representa a região ao longo da espessura antes do dobramento e (c) representa a região ao longo da espessura após o dobramento. Os contornos de grãos do reticulado cristalino são representados pela coloração preta, enquanto os contornos dos sítios de coincidência que abrangem o novo reticulado são representados por uma coloração diferente identificada quando visualizada na tela do computador. Os gráficos denominados por “CSL Boundaries” representam a ocorrência dos

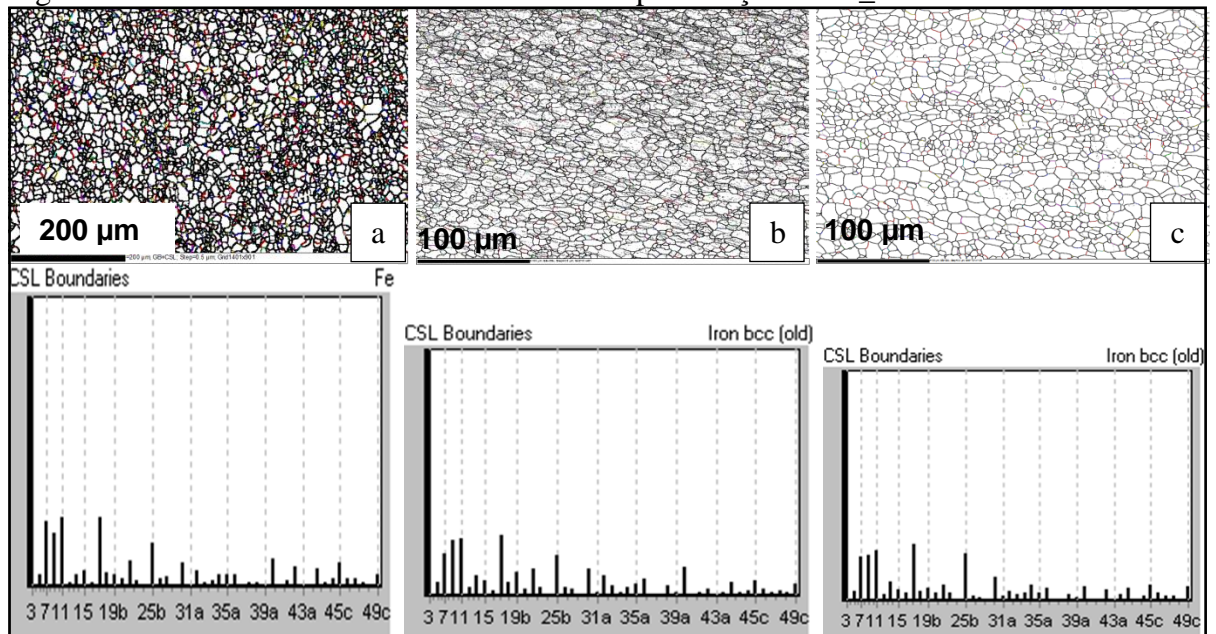
tipos de cada sítio de coincidência, o qual é descrito pelo símbolo Σ seguido por um número ímpar.

Figura 99. Ocorrência de sítios de coincidência para o aço ARC_LC200



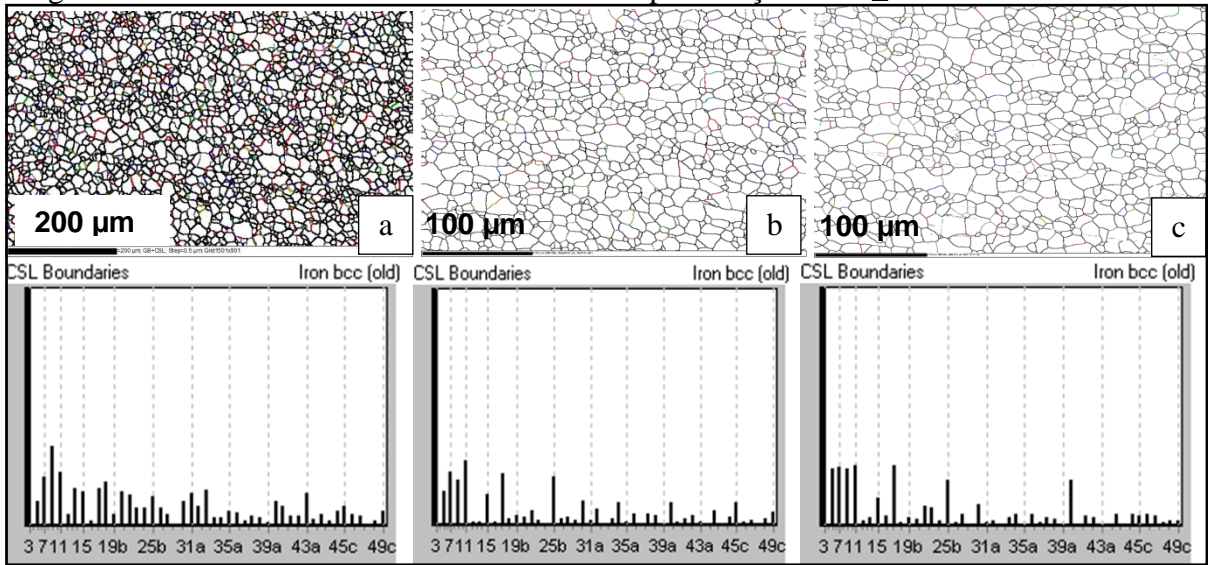
Fonte: Produção própria do autor

Figura 100. Ocorrência de sítios de coincidência para o aço PEUG_P220



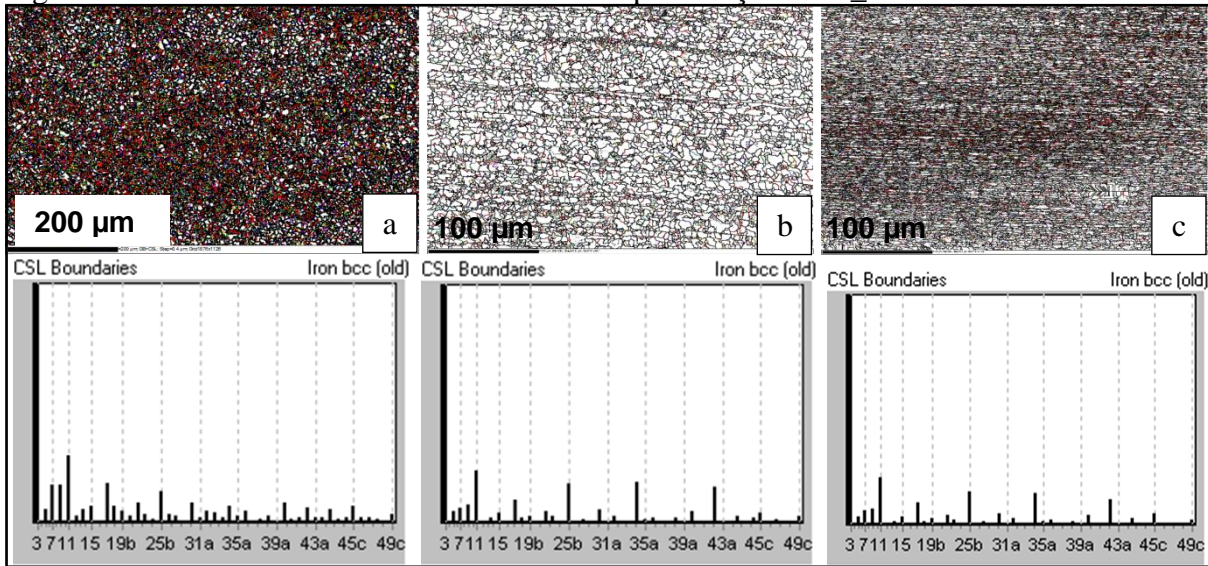
Fonte: Produção própria do autor

Figura 101. Ocorrência de sítios de coincidência para o aço PEUG_BH220



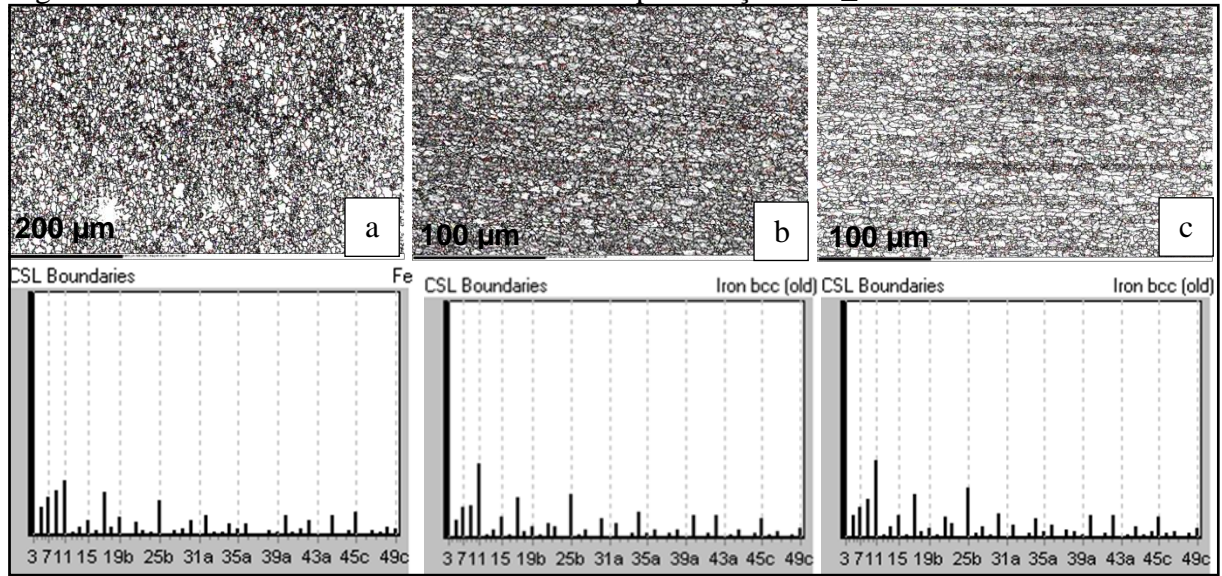
Fonte: Produção própria do autor

Figura 102. Ocorrência de sítios de coincidência para o aço Docol_DL800



Fonte: Produção própria do autor

Figura 103. Ocorrência de sítios de coincidência para o aço ARC_DP780



Fonte: Produção própria do autor

Análise da superfície externa dos materiais antes do ensaio de dobramento:

Os cinco aços a seguir foram analisados levando-se em consideração a Tabela 7 e as Figuras 99 à 103.

Analisando a superfície externa dos materiais antes dos ensaios de dobramento, nota-se que com exceção do aço Docol_DL800, todos os demais aços apresentaram uma maior intensidade de ocorrência para sítios de baixo valor, ou seja, os sítios $\Sigma 7$, $\Sigma 11$, $\Sigma 15$, $\Sigma 19b$, $\Sigma 25b$ apresentaram suas intensidades de ocorrência mais altas que os demais sítios do tipo $\Sigma 31a$, $\Sigma 35a$, $\Sigma 39a$, $\Sigma 43a$, $\Sigma 45c$ e $\Sigma 49c$. Uma vez que a literatura diz que quanto menor o valor do sítio de coincidência, mais ordenado é o contorno, conclui-se que todos esses aços analisados possuem contornos mais ordenados que o aço Docol_DL800 na região da superfície externa, como pode ser confirmado pela Tabela 7, uma vez que o maior grau de desorientação ($1,58^\circ$) foi obtido para o aço Docol_DL800, enquanto os demais apresentaram graus menores.

Com exceção da microestrutura do aço ARC_LC200, na região da superfície externa, todas as demais microestruturas apresentaram 12 sítios de coincidência no total e dos mesmos tipos, ou seja com os mesmos ângulos de rotação entre eles, como por exemplo, sabe-se que para os sítios $\Sigma 3$ e $\Sigma 11$, os planos de ocorrência são $\langle 111 \rangle$ e $\langle 110 \rangle$ respectivamente e os

ângulos de rotação de desalinhamento entre as duas redes cúbicas cristalinas que deram origem ao novo reticulado entre elas são 60° e $50,5^\circ$ respectivamente.

Comparando-se os aços bifásicos (Figuras 102 e 103) com os de única fase ferrita, nota-se que a presença de martensita nos aços bifásicos não foi capaz de alterar o tipo do sítio de coincidência, uma vez que tanto para os aços bifásicos como para os aços de única fase, os sítios apresentados são os mesmos, variando apenas a intensidade de ocorrência de cada um deles.

Análise da região ao longo da espessura antes e após ensaio de dobramento:

Os cinco aços a seguir foram analisados levando-se em consideração a Tabela 7 e as Figuras 99 à 103.

No caso do aço ARC_LC200, observa-se que houve uma redução na intensidade de todos os sítios de coincidência após o dobramento mecânico. Isso significa que o dobramento, neste material, provocou uma desordem nos contornos de grãos, uma vez que houve uma diminuição generalizada dos sítios de coincidência. O destaque é para o sítio $\Sigma 11$ que após o dobramento reduziu drasticamente sua intensidade. O valor do grau de desorientação passou de $0,58^\circ$ para $1,03^\circ$ após o dobramento mecânico.

Após o dobramento, somente o sítio $\Sigma 39a$ no aço PEUG_P220 reduziu sua intensidade, sendo provavelmente, o responsável pelo pequeno aumento da desordem nos contornos de grãos para esse material, aumentando de $1,19^\circ$ para $1,22^\circ$.

No caso do aço PEUG_BH220, embora houve um aumento do sítio $\Sigma 39$ após o ensaio de dobramento, o que levaria a um aumento da ordem nos contornos de grãos, os sítios $\Sigma 31a$, $\Sigma 35a$ e $\Sigma 45c$ diminuíram suas intensidades, levando a um aumento na desordem dos contornos de grãos desse material, a qual aumentou de $0,62^\circ$ para $1,12^\circ$.

O aço Docol_DL800 apresentou um aumento significativo na intensidade dos sítios $\Sigma 25b$, $\Sigma 35a$ e $\Sigma 43a$ na região ao longo da espessura antes do dobramento, o que significa que esse material, na região ao longo da espessura, possui contornos de grãos menos desordenados do que na região da superfície externa. Nesse caso, de acordo com a Tabela 7, observa-se que o grau de desorientação na superfície externa era de $1,58^\circ$ e na região ao longo da espessura, diminuiu para $0,73^\circ$. Já após os ensaios de dobramento mecânico, houve uma ligeira

diminuição na intensidade desses mesmos sítios já citados, causando assim um pequeno aumento na desordem desses contornos de grãos, passando de $0,73^\circ$ para $0,87^\circ$.

No aço ARC_DP780, a diminuição na intensidade dos sítios $\Sigma 3$ e $\Sigma 7$ na região ao longo da espessura, foi a responsável pelo aumento na desordem dos contornos de grãos, o que pode ser observado ao se comparar o grau de desorientação dessa região: $1,02^\circ$ com o grau da superfície externa: $0,71^\circ$. Já ao se comparar a região ao longo da espessura antes e após o dobramento mecânico, nota-se que os sítios $\Sigma 7$ e $\Sigma 25b$ sofreram um ligeiro aumento, causando assim uma pequena diminuição na desordem desses contornos de grãos, diminuindo de $1,02^\circ$ para $0,95^\circ$.

4.3.6.1.4 Grau de desorientação em função do tamanho dos grãos

A Figura 104 mostra os valores médios para o diâmetro dos grãos de todos os materiais analisados. Nota-se que os três primeiros aços (ARC_DP780, Docol_DL800 e ARC_DP600), os quais representam o 3º conjunto de aços, são os que apresentam os menores tamanhos de grãos.

As análises posteriores seguem com comparações entre o 2º e o 3º conjunto de aços.

Nas Figuras de 105 a 109 estão plotados os gráficos de dispersão apresentando a desorientação entre os grãos (misorientation) com relação ao tamanho dos grãos.

Quanto menor o tamanho dos grãos, mais concentrados ficam os pontos e maior é o grau de desorientação.

De acordo com a Tabela 7 e observando os gráficos das Figuras 105 a 107, é possível observar que para os 3 primeiros aços (que fazem parte do 2º conjunto), houve um aumento no grau de desorientação após os ensaios mecânicos. Nota-se também que para esses aços, a região da superfície externa apresentou uma desorientação inferior à região ao longo da espessura.

Analisando o aço ARC_LC200 antes do ensaio de dobramento, tem-se que para a região da superfície externa, o valor do diâmetro dos grãos chega a atingir $140 \mu\text{m}$, com um grau máximo de desorientação de 2° . Esse mesmo grau máximo de desorientação também é observado para a região ao longo da espessura, porém com um diâmetro máximo de grão de $60 \mu\text{m}$, desconsiderando os valores discrepantes. Já após o ensaio de dobramento, o valor do

diâmetro máximo dos grãos aumenta para 70 μm ao longo da espessura e então, é observado um aumento no grau de desorientação que atinge até 4°.

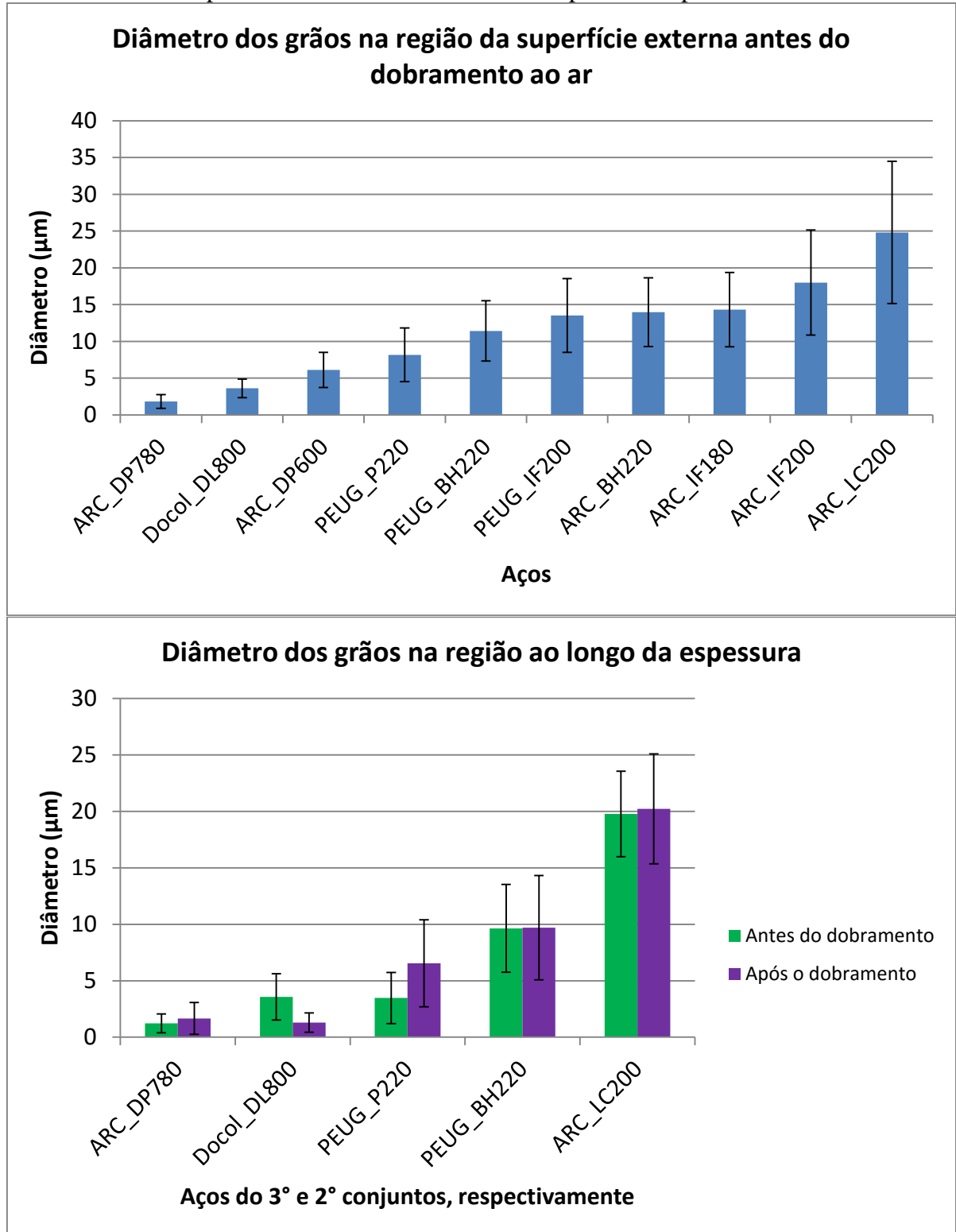
No caso do aço PEUG_P220, comparando a região ao longo da espessura antes e após o dobramento, não foi observada uma grande variação na dispersão nem com relação ao diâmetro dos grãos e nem com relação ao grau de desorientação.

No aço PEUG_BH220, foi observada uma menor dispersão dos pontos com relação ao diâmetro dos grãos após o dobramento, diminuindo assim o valor máximo de diâmetro apresentado anteriormente. E ao mesmo tempo, aumentou a dispersão dos pontos com relação ao grau de desorientação, aumentando o valor máximo do grau de desorientação de 2° para 7° ao se comparar a região ao longo da espessura antes e após o ensaio de dobramento.

De todos os materiais analisados, o aço Docol_DL800 foi o que apresentou as maiores diferenças entre as 3 situações (região da superfície externa antes do dobramento e região ao longo da espessura antes e após o dobramento). Para este material, embora a desorientação tenha aumentado após o dobramento, passando de um valor máximo de grau de desorientação de 4° para 7°, o grau de desorientação referente à superfície externa, atingindo um valor máximo de 14°, ainda continuou sendo superior aos valores referentes a região ao longo da espessura. Também é observado uma redução no diâmetro dos grãos, passando de 15 μm aproximadamente para 5 μm após o ensaio de dobramento.

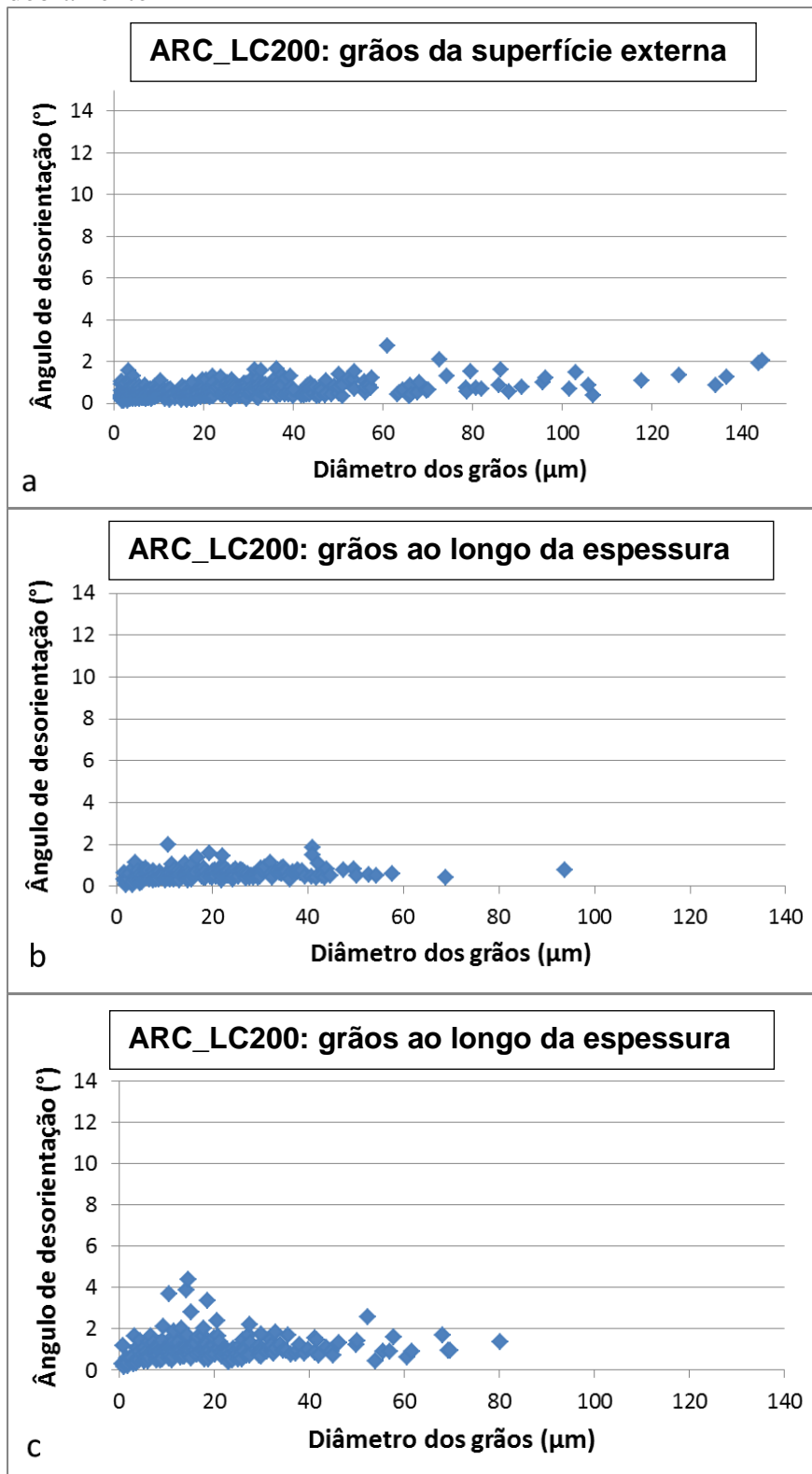
O aço ARC_DP780 foi o único que mostrou uma pequena diminuição no grau de desorientação após os ensaios mecânicos com relação à região ao longo da espessura, passando de um valor máximo de grau de desorientação de 10° para 8°, desconsiderando-se os pontos discrepantes. Com relação ao diâmetro dos grãos, na região da superfície externa antes do ensaio de dobramento, o valor máximo atinge 20 μm e cai pela metade, aproximadamente 10 μm para a região ao longo da espessura antes do ensaio e volta a aumentar para 15 μm após o ensaio, para esta mesma região.

Figura 104. Diâmetro médio dos grãos com seus respectivos valores de desvio padrão para os analisados antes e após o dobramento ao ar em suas respectivas superfícies.



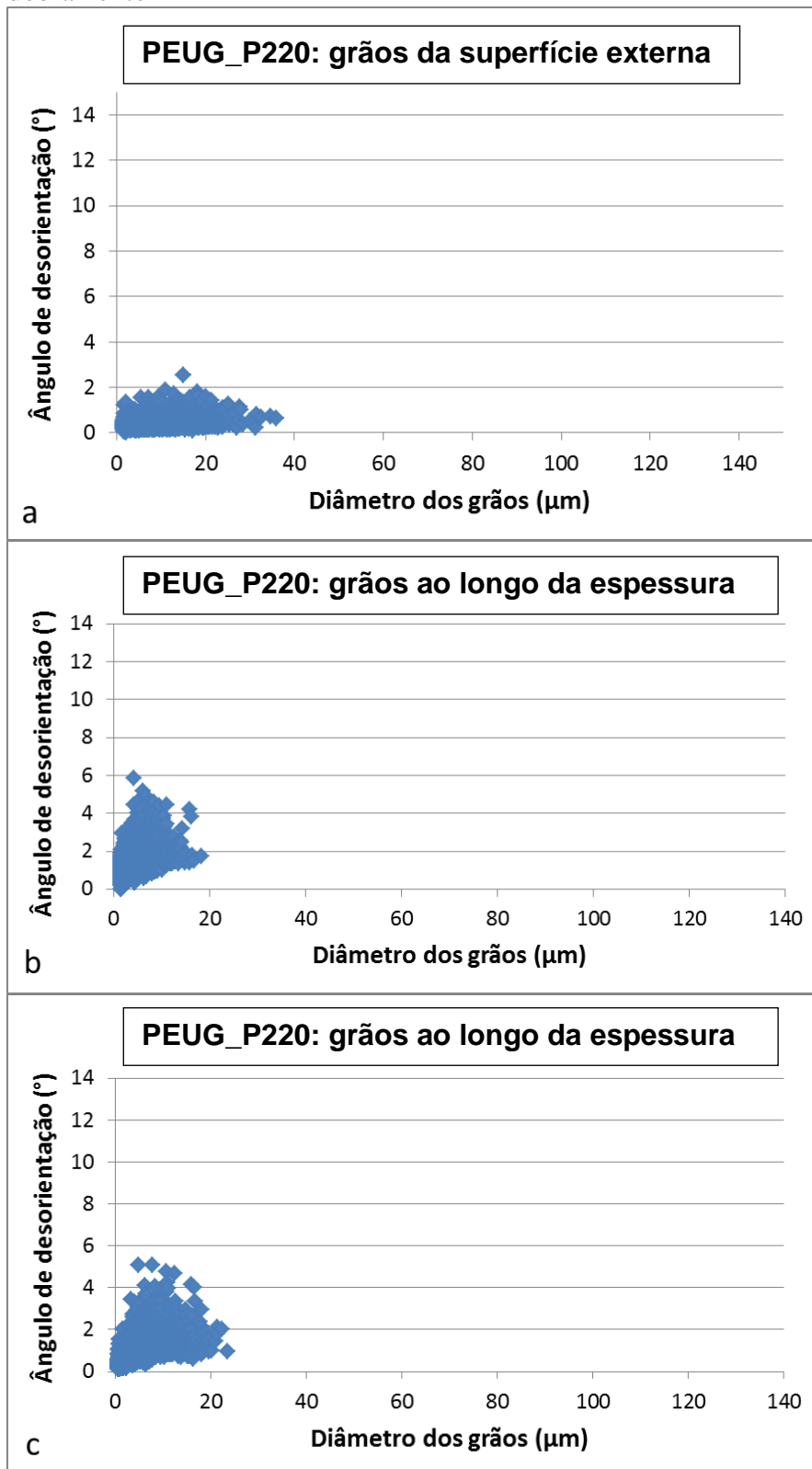
Fonte: Produção própria do autor

Figura 105. Desorientação dos grãos em função do diâmetro dos grãos para o aço ARC_LC200. Em (a) e (b): antes do ensaio de dobramento e em (c): após o ensaio de dobramento



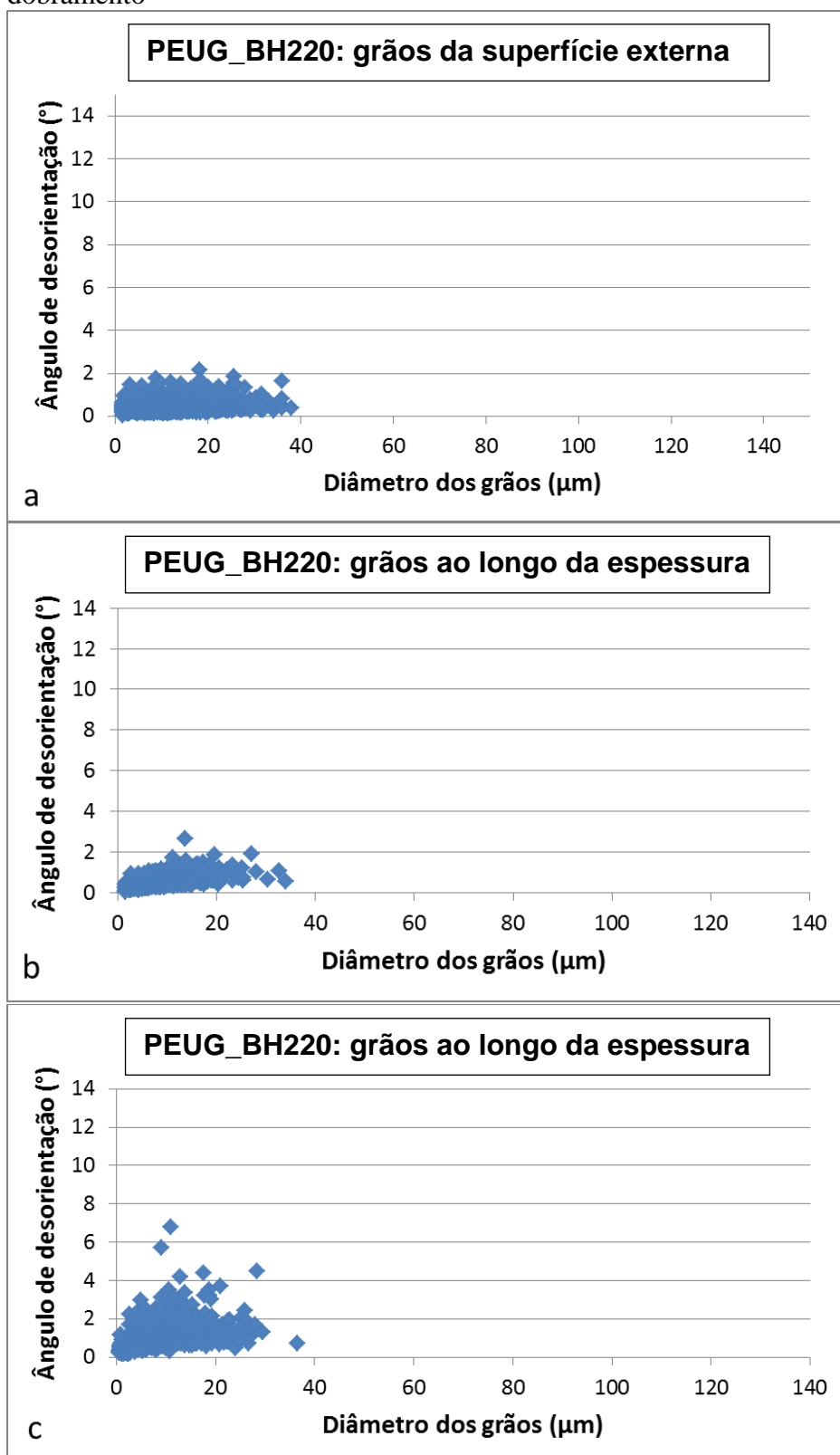
Fonte: Produção própria do autor

Figura 106. Desorientação dos grãos em função do diâmetro dos grãos para o aço PEUG_P220. Em (a) e (b): antes do ensaio de dobramento e em (c): após o ensaio de dobramento



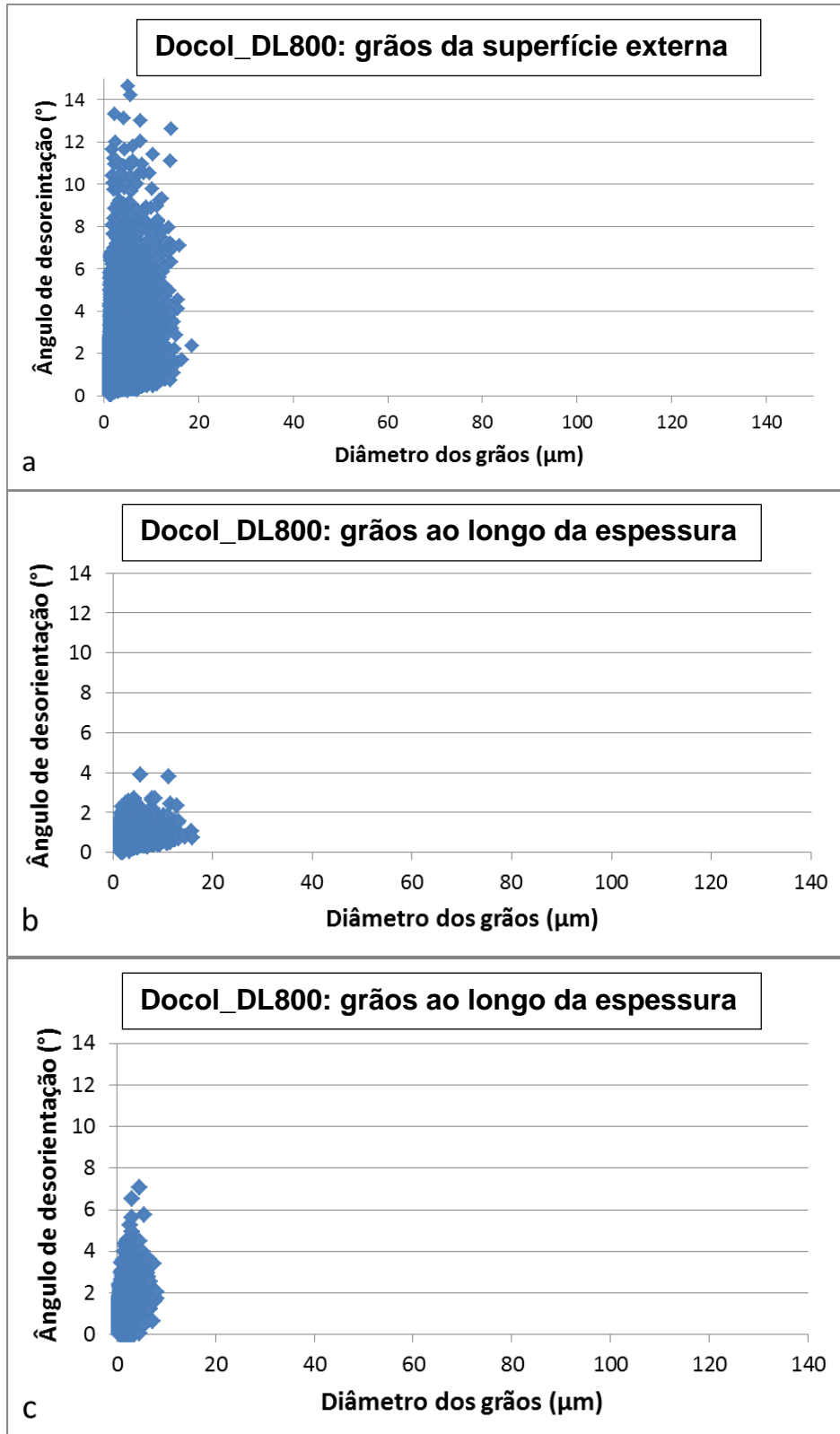
Fonte: Produção própria do autor

Figura 107. Desorientação dos grãos em função do diâmetro dos grãos para o aço PEUG_BH220. Em (a) e (b): antes do ensaio de dobramento e em (c): após o ensaio de dobramento



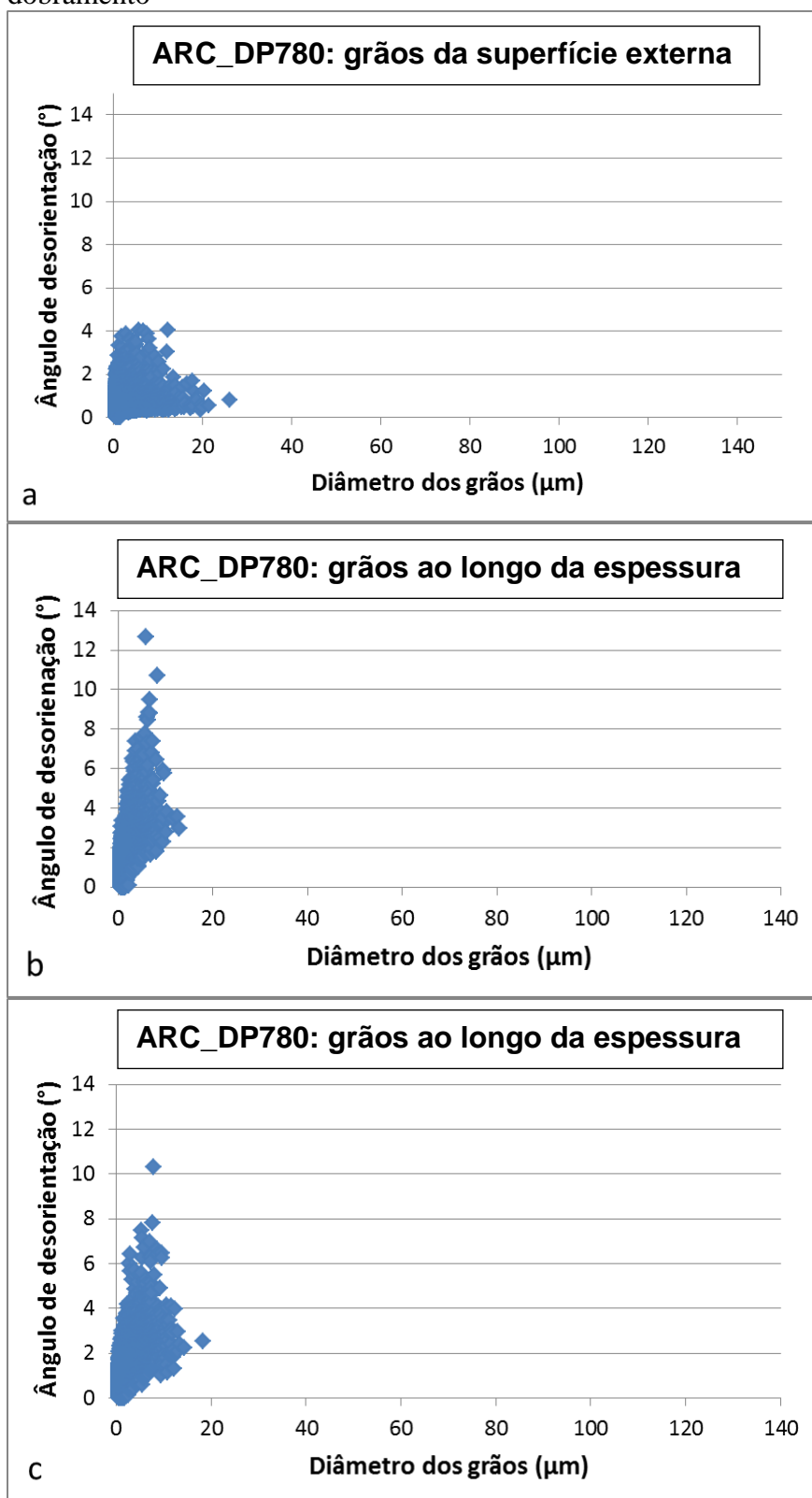
Fonte: Produção própria do autor

Figura 108. Desorientação dos grãos em função do diâmetro dos grãos para o aço Docol_DL800. Em (a) e (b): antes do ensaio de dobramento e em (c): após o ensaio de dobramento



Fonte: Produção própria do autor

Figura 109. Desorientação dos grãos em função do diâmetro dos grãos para o aço ARC_DP780. Em (a) e (b): antes do ensaio de dobramento e em (c): após o ensaio de dobramento



Fonte: Produção própria do autor

4.3.6.1.5 Estudo das frações recristalizada, deformada e subestruturada

4.3.6.1.5.1 Estudo das frações para os aços do 2° e 3° conjuntos

Os resultados para o estudos dessas frações estão plotados nas Figuras de 110 à 114. Iniciando-se as análises com a região da superfície externa, antes do dobramento, verifica-se que todos os aços do 2° conjunto apresentaram a fração de grãos recristalizados superior à fração subestruturada e 0% de grãos deformados. Já nos aços do 3° conjunto, para esta mesma região, a fração subestruturada foi superior à recristalizada, apresentando também uma pequena porcentagem de deformação.

Quando analisada a região ao longo da espessura, ainda antes do dobramento, nota-se que não há nenhum padrão entre os resultados dessas frações entre os 5 aços analisados, visto que cada um apresenta-se de uma forma diferente. Compara-se então essa região antes e após o dobramento mecânico para cada aço, de acordo com as figuras a seguir e resulta-se que:

- para o aço ARC_LC200 a fração predominante é a subestruturada tanto antes quanto após o ensaio de dobramento;
- para o PEUG_P220, a fração deformada parece ter dado origem à subestruturada após o dobramento;
- para o PEUG_BH220, a fração recristalizada parece ter se transformado na subestruturada;
- para o Docol_DL800, a fração recristalizada diminuiu bastante após o dobramento, tendo o aumento da fração deformada;
- para o ARC_DP780, a fração deformada parece ter dado origem à subestruturada.

Desses 5 aços analisados, verifica-se que somente o aço Docol_DL800 seguiu um padrão diferente dos demais após o ensaio de dobramento, tendo a predominância da fração deformada, em torno de 56,1%. Já nos demais aços, a fração de grãos deformados foi de 0% no 1° conjunto e de 23,5% no aço ARC_DP780. Conclui-se que para todos esses aços, com exceção do Docol_DL800, a fração subestruturada é a predominante após o dobramento.

Correlação entre os gráficos de dispersão (grau de desorientação x diâmetro dos grãos) e os gráficos das frações

Ao se comparar os gráficos presentes nas Figuras 105 a 109 com os gráficos das Figuras 110 a 114, nota-se que há uma correlação entre eles.

Fração Recristalizada

Observa-se que quando os pontos apresentam uma alta dispersão ao longo do diâmetro do grãos e ao mesmo tempo uma baixa dispersão ao longo do grau de desorientação, há predomínio da fração recristalizada. Exemplos:

- Figura 105 (a) x Figura 110 (a);
- Figura 106 (a) x Figura 111 (a);
- Figura 107 (a) e (b) x Figura 112 (a) e (b).

Fração Subestruturada

Já o predomínio da fração subestruturada acontece quando há uma ligeira diminuição na dispersão dos pontos ao longo do diâmetro dos grãos e um pequeno aumento na dispersão ao longo do grau de desorientação. Exemplos:

- Figura 105 (b) e (c) x Figura 110 (b) e (c);
- Figura 106 (c) x Figura 111 (c);
- Figura 107 (c) x Figura 112 (c);

Nos dois exemplos a seguir, já começa a ser observada uma pequena influência da fração deformada na dispersão dos pontos, os quais estão mais concentrados ao longo do grau de desorientação.

- Figura 108 (a) x Figura 113 (a);
- Figura 109 (c) x Figura 114 (c).

Para os dois últimos exemplos, apesar da fração subestruturada ser predominante, há uma alta taxa da fração recristalizada, o que influencia na dispersão dos pontos fazendo com que haja uma diminuição na dispersão dos pontos em relação ao grau de desorientação.

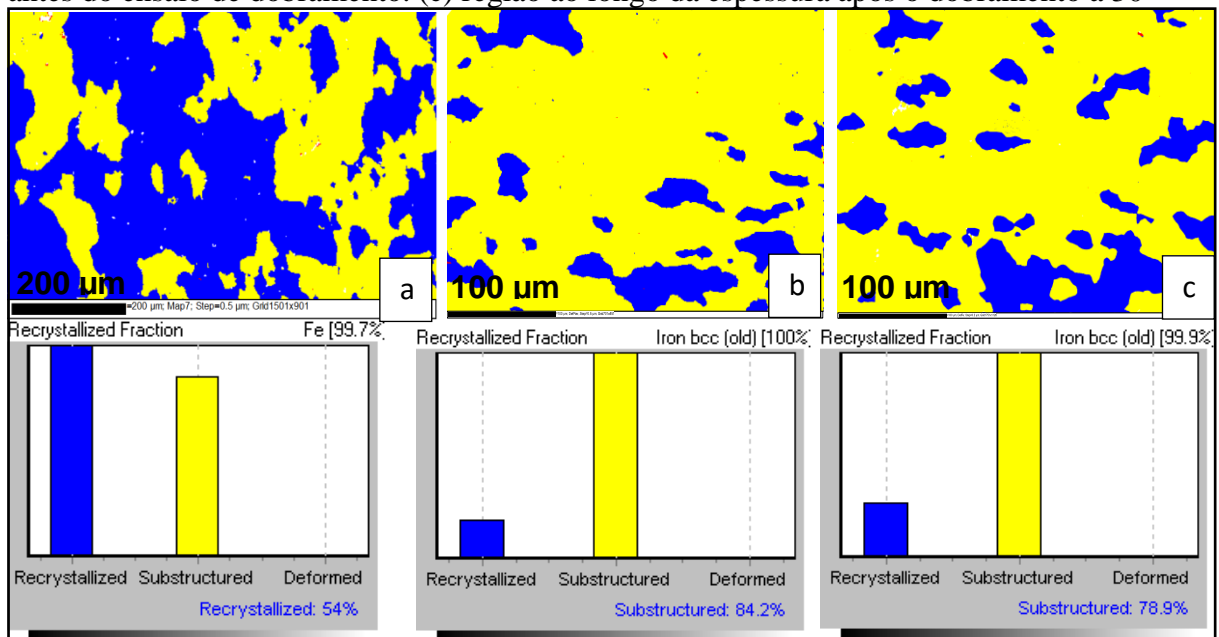
- Figura 108 (b) x Figura 113 (b);
- Figura 109 (a) x Figura 114 (a).

Fração Deformada

Há predomínio da fração deformada quando os pontos estão altamente concentrados ao longo do grau de desorientação com uma baixa dispersão ao longo do diâmetro dos grãos. É praticamente o oposto da dispersão observada para a fração recristalizada. Exemplos:

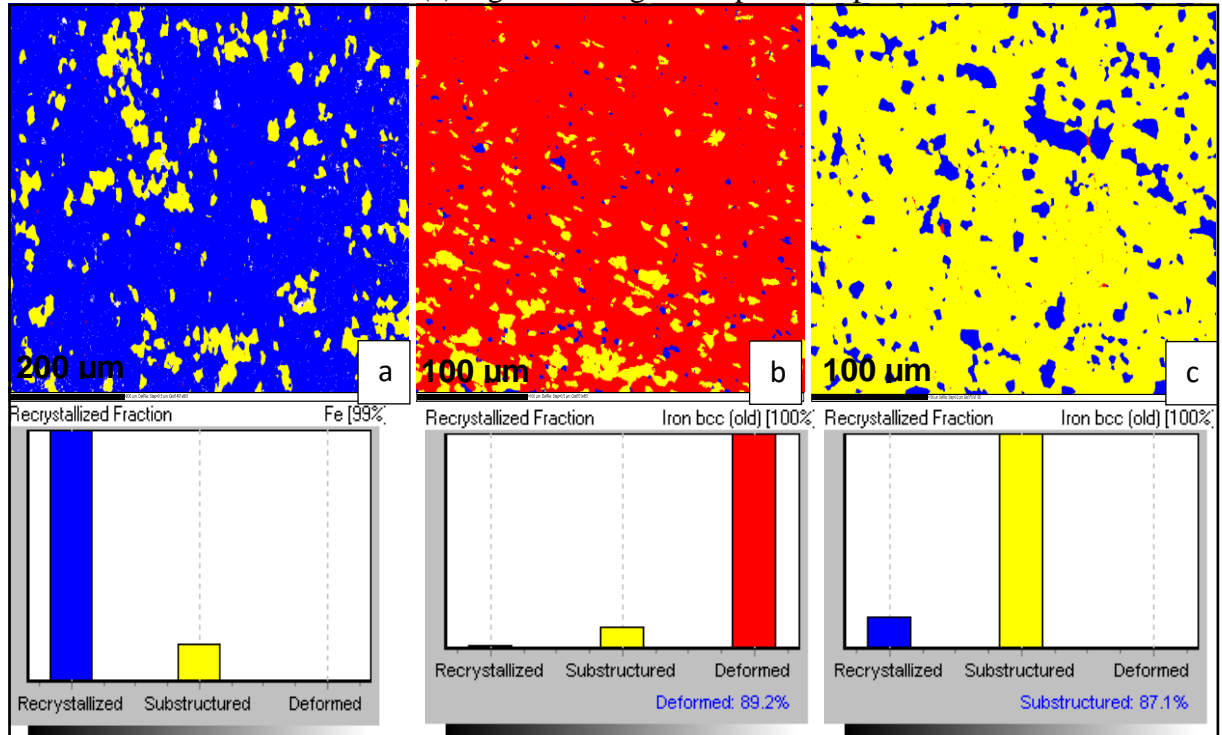
- Figura 106 (b) x Figura 111 (b);
- Figura 108 (c) x Figura 113 (c);
- Figura 109 (b) x Figura 114 (b).

Figura 110. ARC_LC200. (a) e (b) Superfície externa e região da espessura respectivamente antes do ensaio de dobramento. (c) região ao longo da espessura após o dobramento a 30°



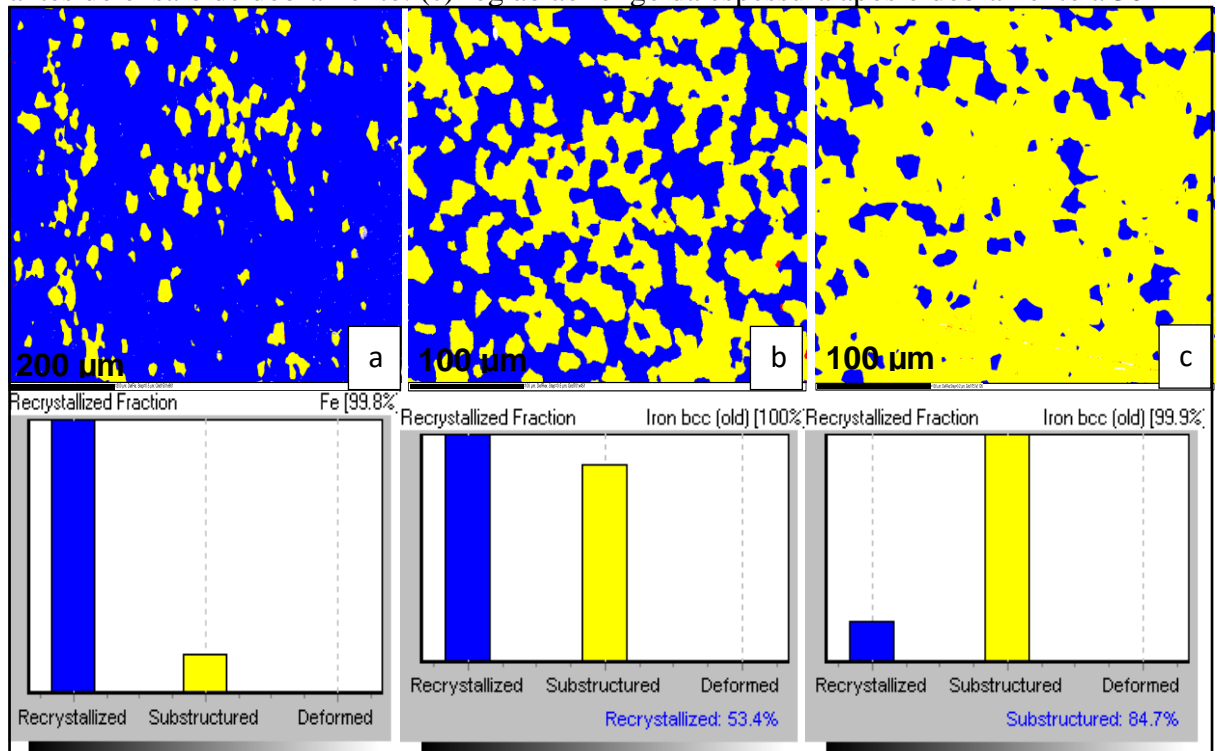
Fonte: Produção própria do autor

Figura 111. PEUG_P220. (a) e (b) Superfície externa e região da espessura respectivamente antes do ensaio de dobramento. (c) região ao longo da espessura após o dobramento a 30°



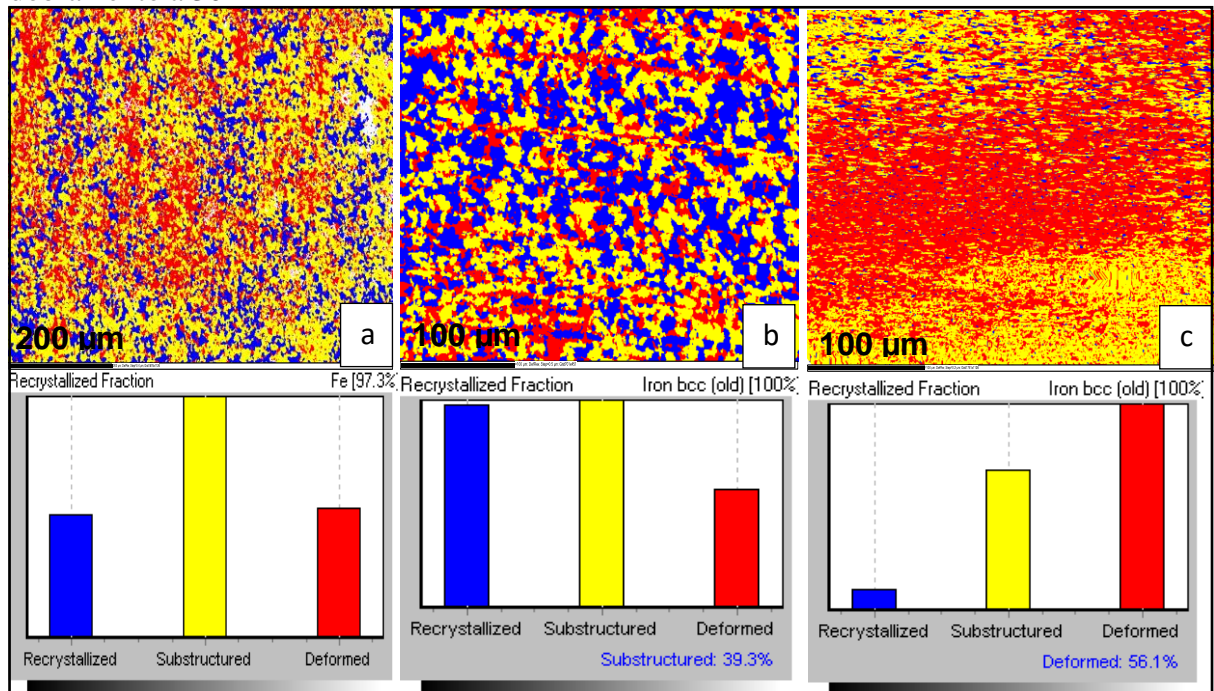
Fonte: Produção própria do autor

Figura 112. PEUG_BH220. (a) e (b) Superfície externa e região da espessura respectivamente antes do ensaio de dobramento. (c) região ao longo da espessura após o dobramento a 30°



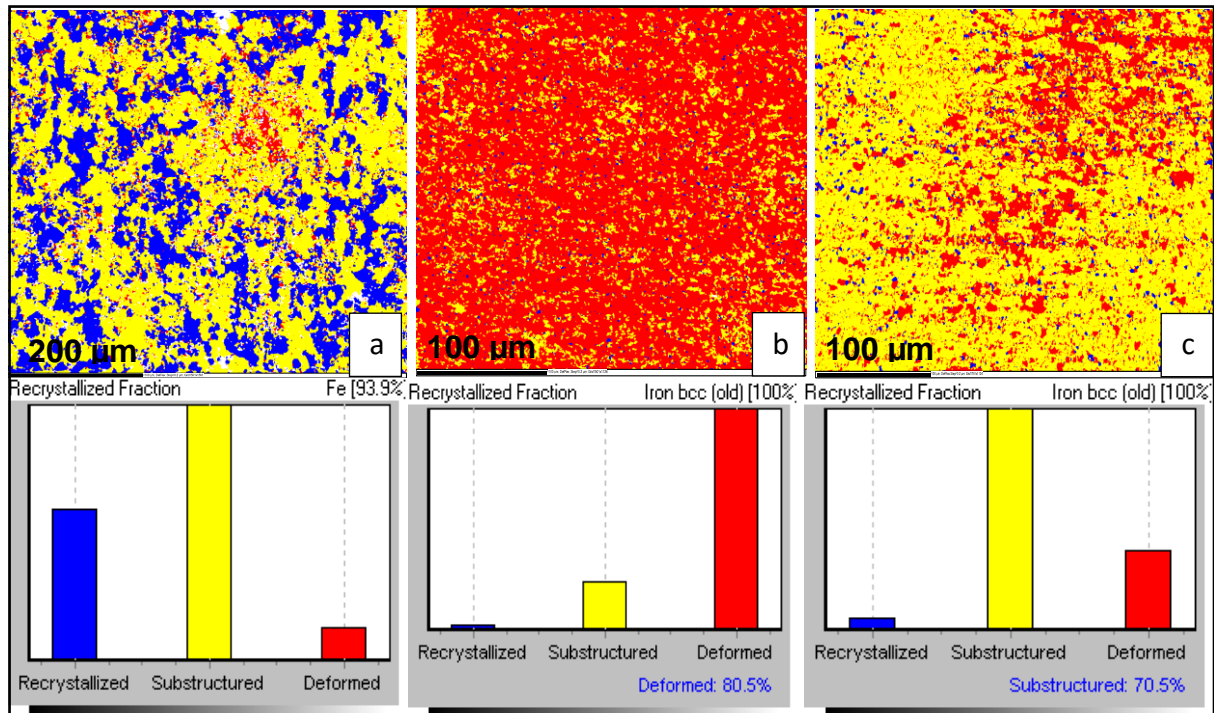
Fonte: Produção própria do autor

Figura 113. Docol_DL800. (a) e (b) Superfície externa e região ao longo da espessura respectivamente antes do ensaio de dobramento. (c) região ao longo da espessura após o dobramento a 30°



Fonte: Produção própria do autor

Figura 114. ARC_DP780. (a) e (b) Superfície externa e região ao longo da espessura respectivamente antes do ensaio de dobramento. (c) região ao longo da espessura após o dobramento a 30°



Fonte: Produção própria do autor

Nota-se que os grãos anteriormente recristalizados ou deformados, apresentam um grande número de discordâncias formadas principalmente como resultado do processo de laminação, e há uma tendência dessas discordâncias presentes na área dos contornos de grãos se reorganizarem e darem origem a um novo subconjunto de grãos chamado de fração subestruturada. A força motriz que torna essa transformação possível é a energia residual elástica armazenada durante o processo de conformação mecânica, a qual fica presa no interior dos grãos e através do gradiente de energia entre os defeitos intersticiais no interior dos grãos e as discordâncias dos contornos de grãos, essa energia é liberada durante o descarregamento mecânico, possibilitando que os grãos próximos à superfície da amostra se reorganizem em novos contornos, formando assim a fração subestruturada.

É interessante observar que ao ser fornecida uma energia a esses materiais, esta é utilizada para diminuir o grau de deformação e alto nível de tensão provocado pela laminação, como uma tendência à retornarem para um estado de maior equilíbrio, ou seja, de menor tensão residual presente entre os grãos.

Esta tendência somente não foi verificada no aço Docol_DL800, como já era esperado desde as análises da evolução microestrutural, uma vez que ele foi o único aço que apresentou a forma dos grãos extremamente alongadas após o ensaio de dobramento.

Conclui-se assim que ao estudar apenas os gráficos da dispersão entre o grau de desorientação e diâmetro dos grãos, é possível determinar quais são as frações esperadas para estas microestruturas.

Ao analisar os pontos mais dispersos ao longo do diâmetro dos grãos, espera-se um predomínio da fração recristalizada e se os pontos estiverem mais dispersos ao longo do grau de desorientação, espera-se a fração deformada. Já a fração subestruturada apresenta uma dispersão intermediária entre os dois casos anteriores, mostrando um equilíbrio entre a dispersão ao longo do diâmetro e a dispersão ao longo da desorientação.

Com relação ao grau de desorientação, pode-se afirmar que a fração recristalizada apresenta um baixo grau, a fração deformada apresenta um alto grau e a fração subestrutura, por sua vez, apresenta um grau intermediário de desorientação entre seus grãos.

Essa informação é importante uma vez que o grau de desorientação tem íntima relação com a ordenação do contorno de coincidência do grão. De acordo com os resultados referentes aos sítios de coincidência discutidos levando-se em consideração a Tabela 7 e as Figuras 99 a 103, sabe-se que graus menores de desorientação apresentam uma intensidade

maior de ocorrência para sítios de coincidência de baixo valor e conseqüentemente, maior ordenação nos contornos de coincidência dos grãos.

O Quadro 9 apresenta uma correlação entre as frações microestruturais e suas respectivas intensidades de ocorrência dos sítios de coincidência, grau de desorientação entre os grãos, ordenação nos contornos CSL e nível de energia na interface formada pelo novo reticulado criado a partir de dois grãos.

Sabendo-se que a força motriz para a ocorrência do efeito *springback* é a energia residual elástica que fica armazenada nos contornos de grãos, pode-se afirmar que há uma íntima relação entre essa energia residual elástica e o nível de energia presente na interface dos contornos CSL, uma vez que ao observar os aços do 2º e 3º conjuntos, nota-se que os materiais com predomínio da fração recristalizada (ARC_LC200 e PEUG_P220) apresentaram os menores graus de *springback* contrastando com os materiais Docol_DL800 e ARC_DP780 que apresentaram os maiores graus de *springback*. No caso desses dois últimos aços, o predomínio foi da fração deformada. Já o aço PEUG_BH220 apresentou um grau de *springback* intermediário e por sua vez, esse material apresenta um predomínio da fração subestruturada.

Quadro 9. Correlação entre as frações microestruturais e intensidade esperada na quantidade de *springback*

Fração	Intensidade dos Sítios de coincidência (CSL)	Grau de desorientação entre os grãos	Ordenação no contorno de coincidência dos grãos	Nível de energia na interface CSL	Quantidade de <i>springback</i> esperado
Recristalizada	Sítios de baixo valor mais intensos	baixo	alta	baixo	baixo
Subestruturada	Sítios de baixo valor menos intensos ao lado de sítios de alto valor	médio	média	médio	médio
Deformada	Sítios de alto valor mais intensos	alto	baixa	alto	alto

Fonte: Produção do próprio autor

4.3.6.1.5.2 Estudo das frações para os aços do 1°, 2° e 3° conjuntos

As Figuras 115 e 116 apresentam as porcentagens das frações recristalizadas, subestruturadas e deformadas para todos os 10 aços antes do dobramento mecânico na região da superfície externa e na região ao longo da espessura, respectivamente.

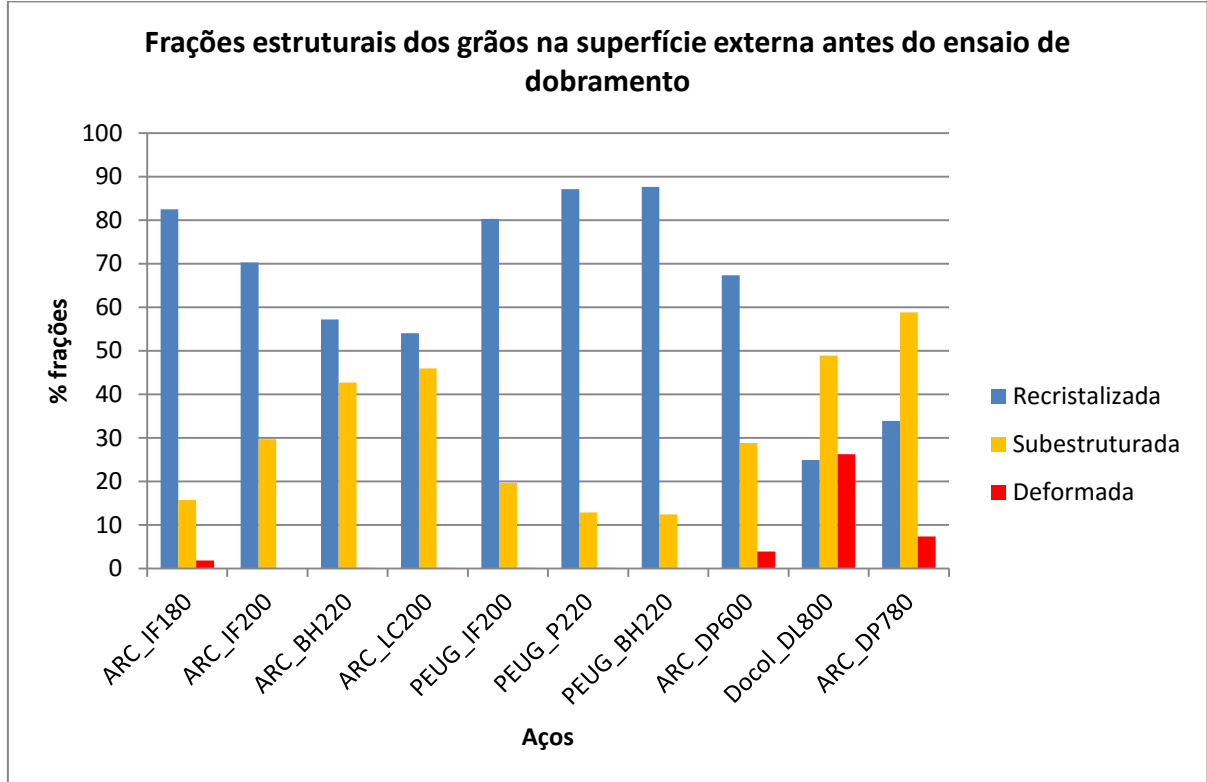
Após o dobramento mecânico, apenas as amostras de aços do 2° e 3° conjuntos foram submetidas a técnica de EBSD, sendo assim, a Figura 117 apresenta as frações das estruturas dos grãos na região ao longo da espessura após os ensaios mecânicos.

Com base nas Figuras 115 e 116, nota-se que há um predomínio da fração recristalizada na região da superfície externa e um predomínio da fração deformada na região ao longo da espessura nos materiais antes do ensaio de dobramento.

Como base na Figura 116, é importante observar que a região que mais sofre com o processo de laminação durante a fabricação do aço, é a região ao longo da espessura, uma vez que somente nessa região há um predomínio da fração deformada.

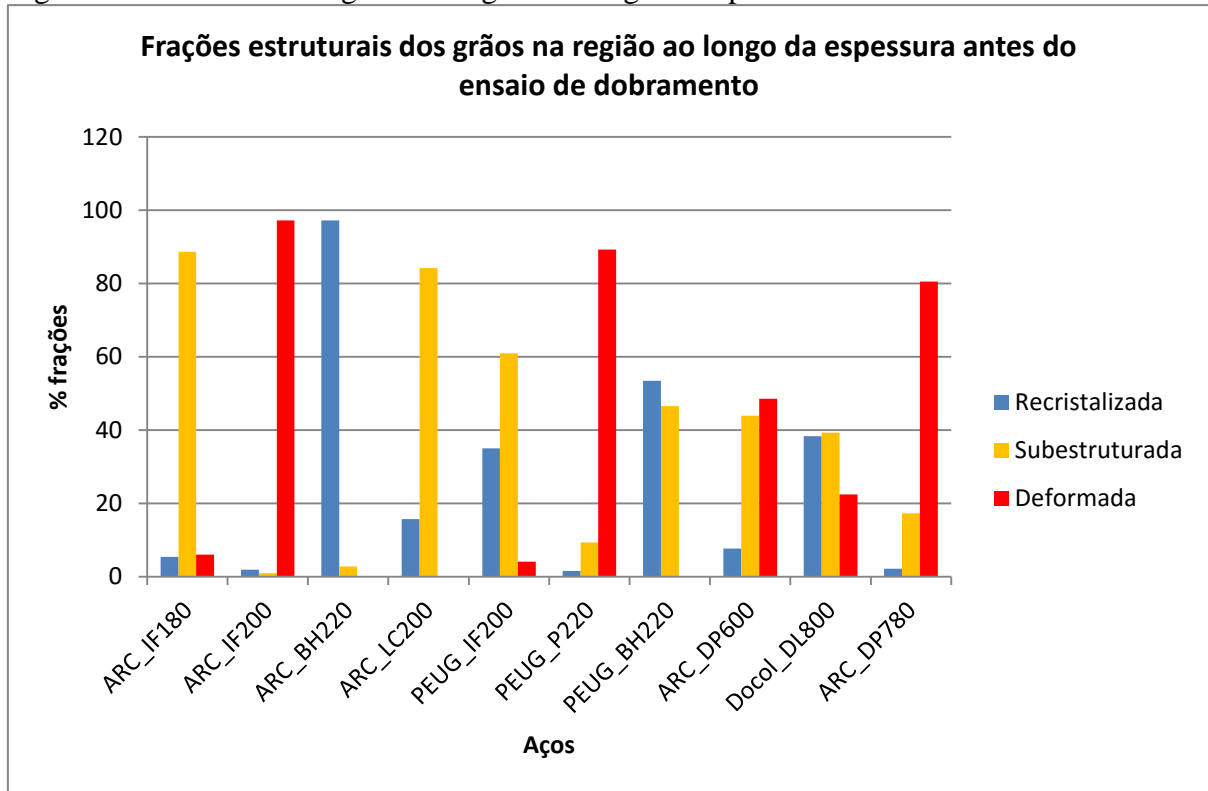
Já após o ensaio de dobramento, a fração subestruturada é predominante para os 5 materiais analisados, como-se nota na Figura 117.

Figura 115. Estrutura dos grãos na região da superfície externa antes do dobramento ao ar



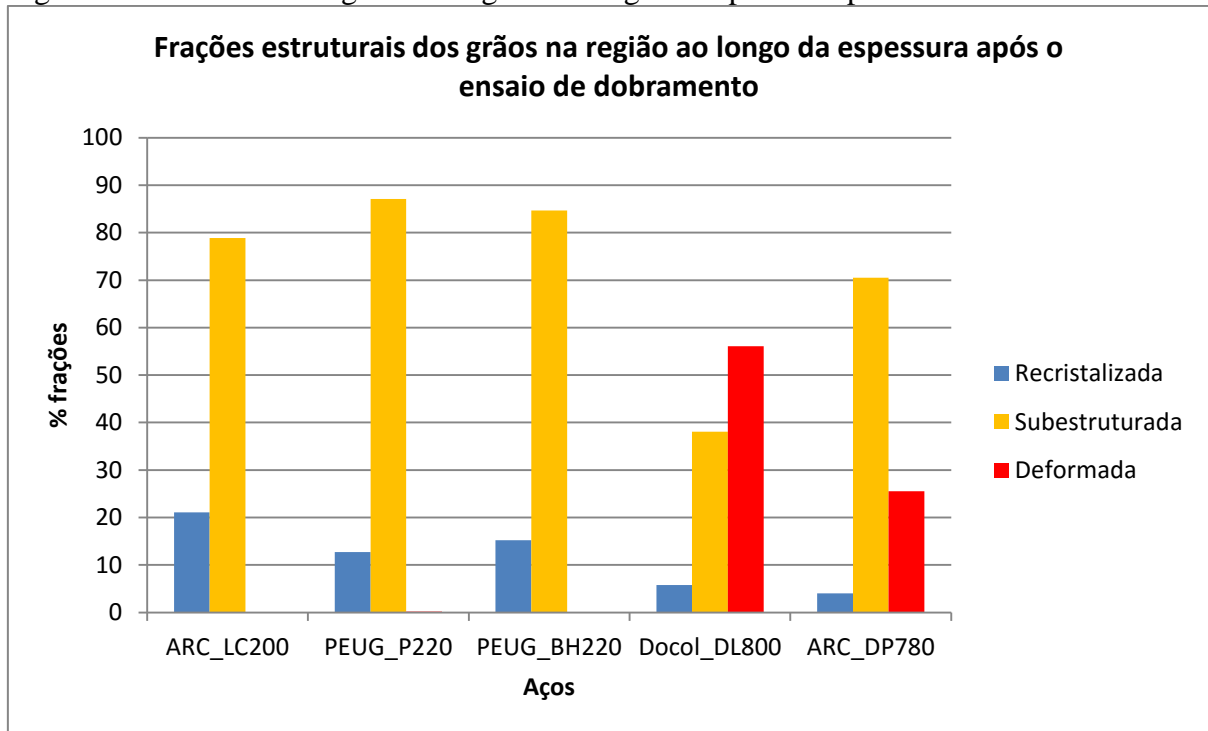
Fonte: Produção do próprio autor

Figura 116. Estrutura dos grãos na região ao longo da espessura antes do dobramento ao ar



Fonte: Produção do próprio autor

Figura 117. Estrutura dos grãos na região ao longo da espessura após o dobramento ao ar



Fonte: Produção do próprio autor

As Figuras 118, 119 e 120 apresentam a análise das frações para cada um dos conjuntos de aços agrupados de acordo com o grau de *springback*.

A Figura 118 mostra as frações das estruturas dos grãos para os aços do 1º conjunto, sendo que nesse caso, a análise foi realizada somente antes do ensaio de dobramento mecânico. Observa-se uma grande diferença na porcentagem de cada um das três frações para cada um dos 2 casos (região da superfície externa e região ao longo da espessura). Analisando-se cada material:

- ARC_IF180 (a): a fração recristalizada se sobressai às demais, em torno de 80%, enquanto as duas outras não atingem 20%;
- ARC_IF180 (b): a fração subestrutura se sobressai às demais;
- ARC_IF200 (a): o valor da fração deformada é praticamente nulo;
- ARC_IF200 (b): a fração deformada se sobressai às demais;
- ARC_BH220 (a): o valor da fração deformada é muito baixo;
- ARC_BH220 (b): a fração recristalizada se sobressai às demais.

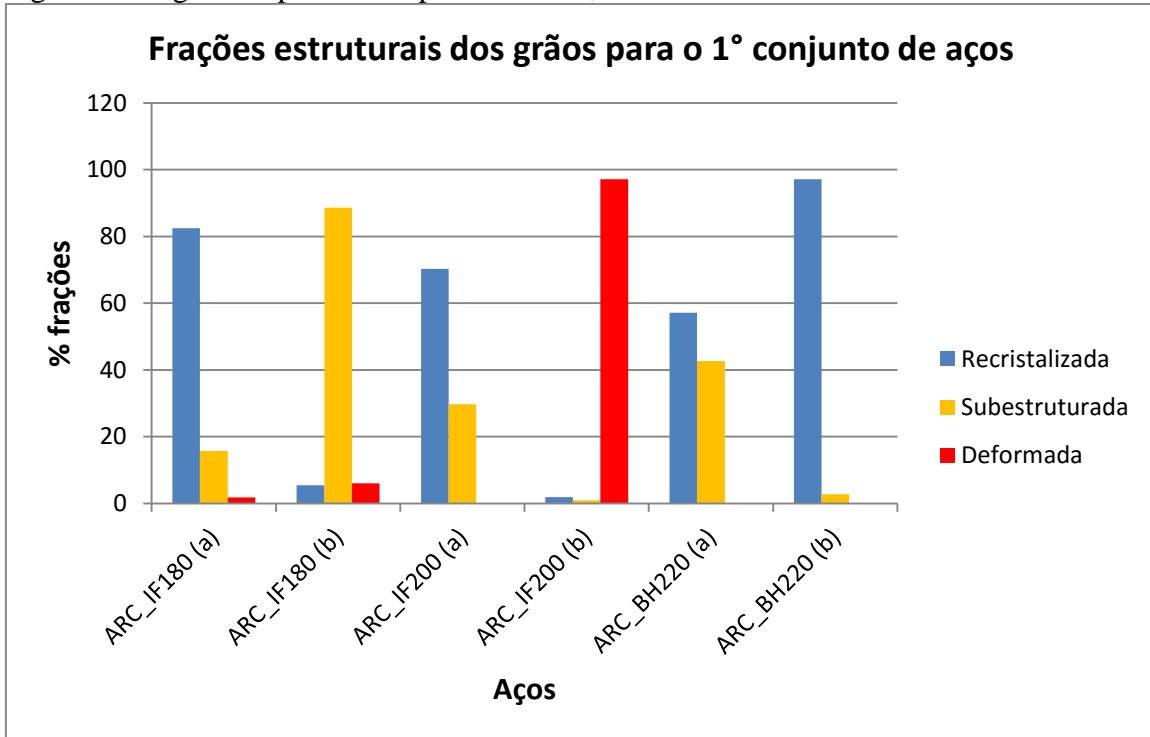
Dessa forma, conclui-se que não há um equilíbrio entre as porcentagens das frações para cada superfície analisada nos aços do 1º conjunto, indicando que essa grande diferença entre as porcentagens é a responsável por respostas mecânicas diferentes para cada região analisada. Uma vez que cada fração estrutural possui determinado grau de desorientação, para uma mesma região analisada, o predomínio de uma fração específica significa o predomínio de um grau de desorientação específico, dessa forma, diferentes frações geram diferentes graus de desorientação e portanto, diferentes orientações cristalográficas. Assim, pode-se dizer que um mesmo material quando submetido a um esforço mecânico, a resposta mecânica desse material na região da superfície externa é diferente da resposta mecânica na região ao longo da espessura, uma vez que em cada uma dessas regiões há um desequilíbrio das porcentagens das frações, fazendo com que os grãos estejam dispostos em orientações cristalográficas bem distintas entre si. Portanto, essa diferença ao longo das duas superfícies provoca o bandeamento durante o encruamento fazendo com que seja necessária uma elevação de tensão no sentido da deformação reversa para se atingir um novo limite de escoamento. Esse novo limite de escoamento possui módulo muito próximo do limite de escoamento no sentido do carregamento, uma vez que no caso deste último, o valor é mais baixo do que nos aços dos demais conjuntos por sofrerem a influência do maior diâmetro dos

grãos que geram uma menor área de contorno de grãos, acumulando menor quantidade de energia durante o carregamento.

Com relação ao valores de tensão limite de escoamento tanto no sentido do carregamento como no sentido da deformação reversa, os aços do 2º conjunto (Figura 119) possuem valores intermediários se comparados ao 1º e 3º conjuntos. E com relação ao tipo de resposta mecânica nas duas superfícies analisadas, os aços do 2º conjunto se comportam de forma semelhante aos do 1º conjunto.

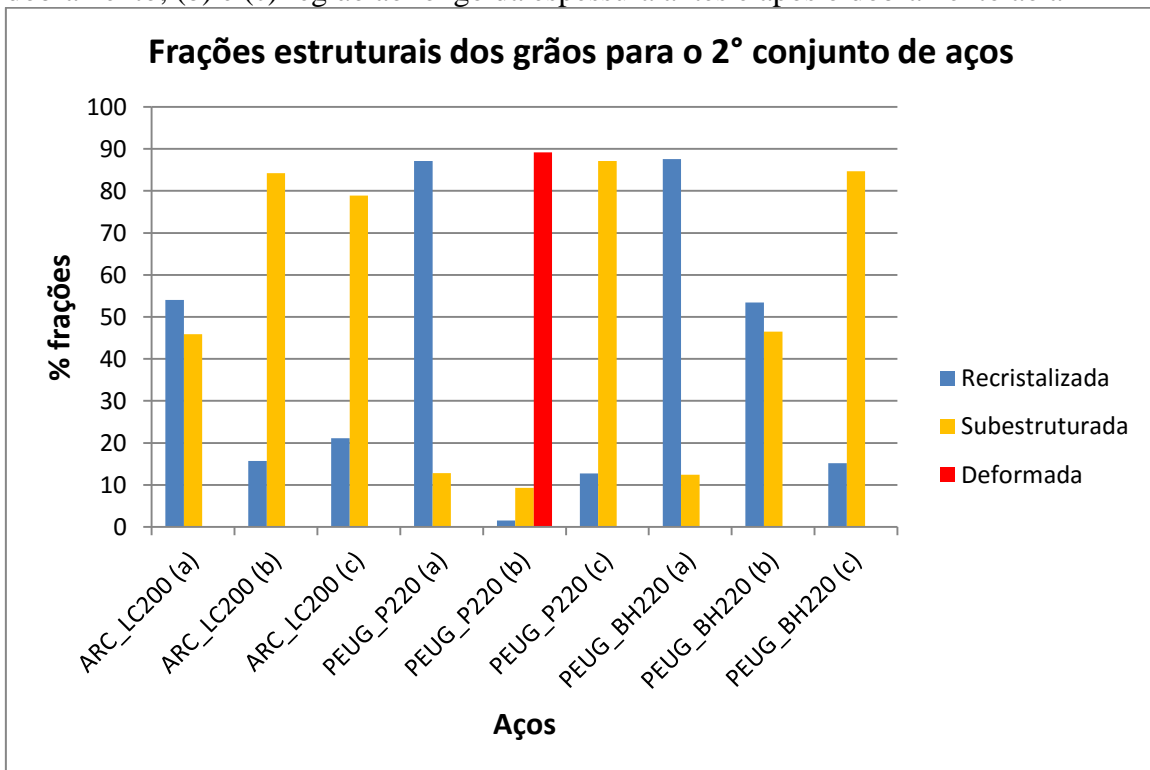
Diferentemente dos conjuntos anteriores, os aços pertencentes ao 3º conjunto (Figura 120), não apresentam um grande desequilíbrio entre as porcentagens das frações para cada região analisada. Observa-se a presença, mesmo que pequena, de todas as frações nas duas regiões analisadas. Nenhuma de suas frações é praticamente nula. Portanto, ao aplicar uma tensão nesses materiais, a resposta mecânica esperada quando a tensão passa pela superfície externa não é muito diferente da resposta mecânica esperada quando a mesma tensão alcança a região ao longo da espessura, uma vez que as porcentagens das frações de suas regiões não são muito diferentes entre si. Dessa forma, a tensão limite de escoamento no sentido da deformação reversa recebe a influência da grande proximidade entre as discordâncias que facilitam a passagem da energia residual elástica, diminuindo assim a tensão necessária para se atingir a tensão limite de escoamento após o descarregamento. Já no sentido do carregamento, há a influência da grande área de contornos de grãos gerada pelo pequeno diâmetro dos grãos intensamente refinados e também há a influência da fase dura martensítica. Essa grande área de contornos de grãos aliada à martensita, tem maior capacidade de absorver energia durante o carregamento, elevando assim a tensão limite de escoamento. Assim, se conclui que a tensão de escoamento no sentido da deformação reversa é menor que a tensão limite de escoamento no sentido do carregamento.

Figura 118. Estrutura dos grãos para os aços do 1º conjunto. (a) e (b) superfície externa e região ao longo da espessura respectivamente, antes do dobramento ao ar



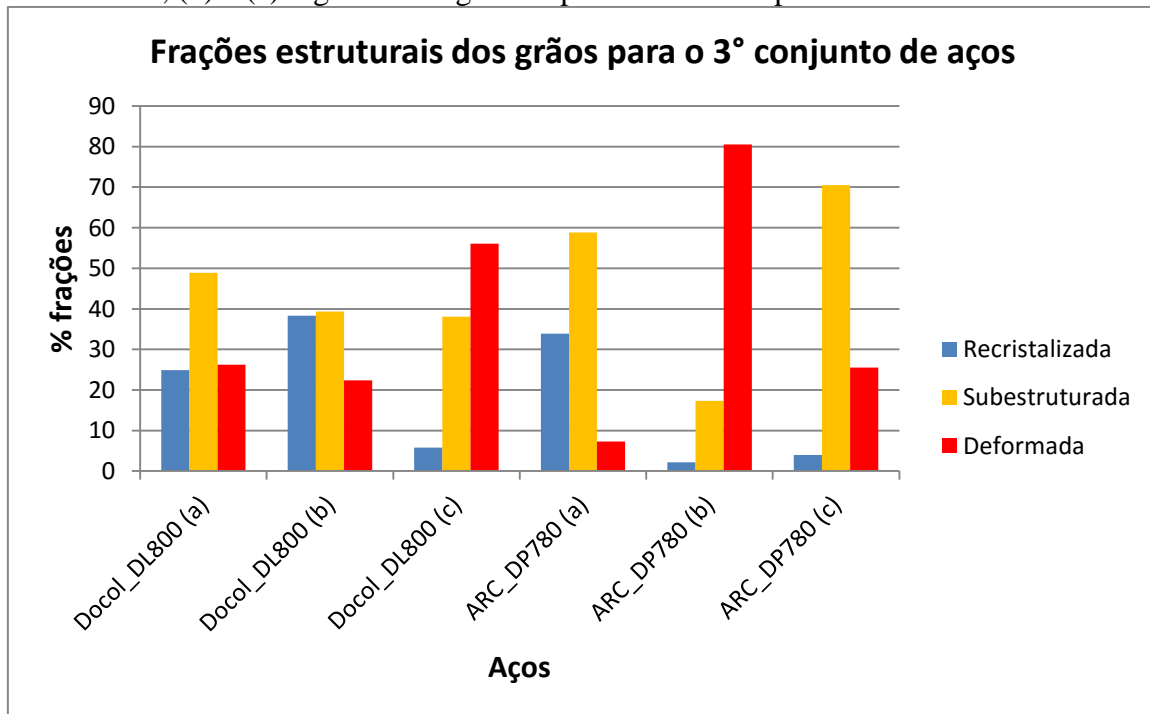
Fonte: Produção do próprio autor

Figura 119. Estrutura dos grãos para os aços do 2º conjunto. (a) superfície externa antes do dobramento; (b) e (c) região ao longo da espessura antes e após o dobramento ao ar



Fonte: Produção do próprio autor

Figura 120. Estrutura dos grãos para os aços do 3° conjunto. (a) superfície externa antes do dobramento; (b) e (c) região ao longo da espessura antes e após o dobramento ao ar



Fonte: Produção do próprio autor

Correlação das análises das frações estruturais com os mapas de orientação:

Comparando-se os resultados das análises das frações estruturais dos grãos com os mapas de orientação cristalográfica e com os mapas de ângulo de Euler, presentes nos itens 4.3.6.1.1 e 4.3.6.1.2, respectivamente, se observa que os mapas de orientação e dos ângulos de Euler confirmam os resultados observados para as frações estruturais.

Correlação fração estrutural – orientação cristalográfica para os aços do 1° conjunto:

Comparando-se a região da superfície externa com a região ao longo da espessura antes dos ensaios de dobramento (regiões a e b), verifica-se que para os aços do 1° conjunto, há uma grande diferença nas porcentagens das frações entre as regiões a e b, sendo que essa mesma diferença pode ser observada nos mapas de orientação e de Euler ao comparar as regiões a e b. Uma vez que as grandes diferenças de colorações nos mapas de orientação e de Euler indicam orientações cristalográficas diferentes, pode-se deduzir que a diferença nas frações estruturais para os aços do 1° conjunto foi a principal responsável pelas diferentes

orientações cristalográficas, produzindo materiais de encruamento isotrópico e com distribuição da deformação plástica do tipo isotrópica.

Segundo o trabalho de Tarigopula et al. (2008), o efeito cruzado somente é visto no aço IF, sendo que para esse tipo de aço, há a necessidade de um aumento inicial na tensão para realizar o ensaio, seguida por um regime de amaciamento intermediário, finalmente resultando num maior encruamento, sendo esse processo chamado de *cross effect*.

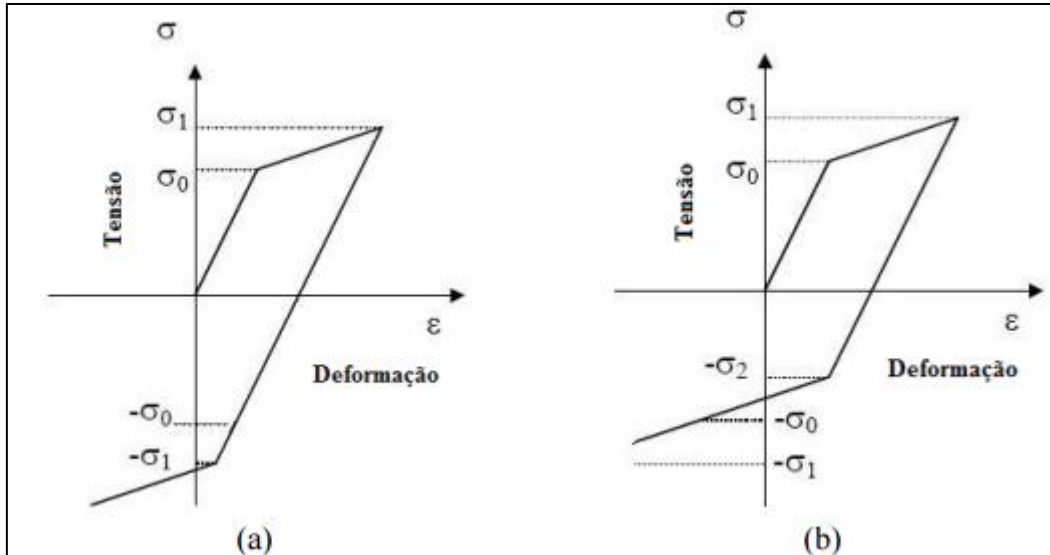
Outra confirmação para esses resultados pode ser observada segundo o trabalho de Dillien et al. (2010), o qual concluiu que para o aço IF, a presença de uma estrutura alinhada ou bandejamento do retículo cristalino - *banding* pode ser a responsável pelo *cross effect*, uma vez que quando o caminho da deformação é, um maior valor de tensão é obtido como resposta. Isso ocorre devido ao fato de outros sistemas de deslizamento - *slip systems* se tornarem ativos, sendo necessário o rompimento dos obstáculos das discordâncias previamente formadas. Os *slip systems* constituem fortes obstáculos para as discordâncias, sendo necessária uma tensão mais alta para conduzir à deformação plástica.

Para esses materiais do 1º conjunto, como a resposta mecânica do retículo cristalino à aplicação da tensão durante o carregamento é semelhante à reposta da etapa do recarregamento, o encruamento é considerado isotrópico. Na etapa do carregamento, a presença de um pequeno número de discordâncias devido ao maior tamanho dos grãos e pequena área de contorno de grãos faz com que o material alcance mais rapidamente a tensão limite de escoamento, se comparado aos materiais do 3º conjunto e, então se inicia o encruamento. Após o dobramento mecânico, na etapa do recarregamento, as discordâncias presentes já estão mais próximas umas às outras devido à movimentação da etapa anterior e a energia residual elástica armazenada nessas discordâncias ao ser liberada é facilmente barrada pelos contornos de grãos devido ao pequeno número de discordâncias presente e uma vez que é o movimento das discordâncias que faz a tensão se dissipar pelo retículo cristalino, faz-se necessário elevar a quantidade de tensão para que as discordâncias consigam vencer as barreiras dos contornos de grãos, sendo assim, grande parte da energia residual elástica armazenada nas discordâncias será gasta no trabalho de vencer os contornos de grãos a fim de que as discordâncias possam se movimentar e liberar o restante da energia, portanto, a energia residual elástica resultante será menor e conseqüentemente o efeito *springback* terá menor grau que o *springback* dos aços do 2º e 3º conjuntos.

De acordo com a Figura 121, ambos os materiais apresentam um aumento da tensão com o aumento da deformação, caracterizando assim o encruamento. A diferença ocorre posteriormente, quando no caso (a), após ter sido ultrapassada fase do escoamento, o sentido do carregamento é invertido e o material deformado passa a escoar sobre deformação reversa, apresentando um aumento da resistência mecânica com a deformação plástica, uma vez que a tensão de módulo de σ_1 é maior que σ_0 , sendo que esse tipo de encruamento é classificado como isotrópico.

Já no caso (b), o módulo σ_2 da tensão limite de escoamento durante o carregamento reverso é inferior a σ_0 e σ_1 . Nesse caso, houve uma diminuição da resistência ao escoamento durante o recarregamento ocasionada por esse tipo de encruamento. A plasticidade tanto para o carregamento inicial como para o reverso é controlada por diferentes mecanismos, tendo como resultado o encruamento do tipo cinemático, observado a seguir para os aços do 3º conjunto (WU, 2002).

Figura 121. Curvas de tensão-deformação para exemplificar os tipos de encruamento em materiais submetidos à deformação reversa. Em (a): encruamento isotrópico e em (b): encruamento cinemático



Fonte: Foltran (1999)

Correlação fração estrutural – orientação cristalográfica para os aços do 2º conjunto:

Os aços do 2º conjunto apresenta características microestruturais intermediárias se comparados aos aços do 1º e 3º conjuntos. Por exemplo, na análise dos contornos dos sítios

de coincidência, tais materiais apresentam sítios de baixo valor ou de baixo ângulo menos intensos ao lado de sítios de alto valor ou de alto ângulo. A diminuição da ocorrência de sítios de baixo ângulo significa uma redução na coincidência de orientação cristalográfica entre os cristais, o que por sua vez, resulta num aumento do nível de energia na interface CSL. Dessa forma, a fração recristalizada predominante nos aços do 1º conjunto dá lugar à predominância da fração subestruturada nos aços do 2º conjunto e uma vez que a fração subestruturada possui uma intensidade maior de sítios de alto ângulo, é capaz de armazenar uma quantidade maior de energia no retículo cristalino da interface de coincidência entre os cristais e portanto, libera maior energia residual elástica durante o alívio de restrições após um ensaio de dobramento mecânico.

Outra diferença é em comparação aos aços do 3º conjunto, nos quais há um equilíbrio maior nas frações entre as regiões a e b do material e assim, a resposta mecânica tanto da região a quanto da região b são semelhantes durante a passagem da energia residual elástica, o que contribui para a liberação da energia residual elástica durante a remoção das restrições do ensaio de dobramento, ocasionando assim um alto efeito *springback*. No caso dos aços do 2º conjunto, ao mesmo tempo em que diferem dos aços do 1º conjunto por terem a capacidade de armazenar um nível de energia maior na interface CSL devido à predominância da fração subestruturada, também diferem do 3º conjunto por apresentarem menor equilíbrio entre as porcentagens das frações estruturais das regiões a e b, o que resulta no aumento de barreiras para a passagem da energia residual elástica pelo retículo cristalino, uma vez que as regiões a e b possuem predominâncias de diferentes frações estruturais, resultando em orientações cristalográficas muito diferentes entre as regiões a e b. Isso ainda é reforçado pelo tamanho de grãos que é maior do que nos aços do 3º conjunto, o que significa uma quantidade menor de discordâncias, fazendo com o que o material comece a encruar numa tensão inferior aos aços do 3º conjunto, porém o mesmo material necessita de um aumento de tensão para continuar o encruamento no sentido da deformação reversa (durante o alívio de restrições), uma vez que a menor quantidade de discordâncias significa menos espaço livre para a passagem da energia residual elástica que encontra barreiras nos contornos de grãos voltados para orientações cristalográficas diferentes. Para que a energia residual vença tais barreiras, ela se dissipa e a energia residual resultante é menor apresentando então, um menor efeito *springback* com relação aos aços do 2º conjunto e um maior *springback* se comparado ao 3º conjunto, uma vez que a fração subestruturada libera mais energia que a fração recristalizada. Assim, o tipo

de encruamento dos aços do 2º conjunto por ter um comportamento intermediário, pode ser chamado de isotrópico-cinemático ou misto.

Correlação fração estrutural – orientação cristalográfica para os aços do 3º conjunto:

No caso das regiões a e b para os aços do 3º conjunto, se observa que há pouca diferença entre as porcentagens das frações presentes entre as duas regiões, sendo que essa pequena diferença também é observada nos mapas de orientação e de Euler. Como ambas as regiões a e b apresentam porcentagens consideráveis dos três tipos de estrutura de grãos, e uma vez que cada estrutura apresenta uma orientação cristalográfica preferencial, a presença ao mesmo tempo das três estruturas significa a existência de uma grande variação nas orientações cristalográficas para cada uma das regiões. Isso faz com que não exista uma orientação cristalográfica preferencial para a região a e nem para a região b. Tudo o que existe é um grande emaranhado de discordâncias gerado por essa grande variação nas orientações cristalográficas e reforçado pelo pequeno tamanho de grãos, os quais por serem menores aumentam a ocorrência das discordâncias. Assim, a probabilidade matemática de existirem grãos voltados para as mesmas orientações é maior. Segundo esses mapas, ao comparar as regiões a e b, verifica-se que a diferença de coloração entre as duas regiões é menos intensa, indicando uma maior quantidade de grãos orientados em direções cristalográficas semelhantes, produzindo assim respostas mecânicas semelhantes entre as regiões a e b, e portanto, havendo menos obstáculos, a tensão residual elástica encontra mais facilidade ao impulsionar o movimento das discordâncias, resultando num alto efeito *springback*, caracterizado por uma diminuição na tensão limite de escoamento durante o recarregamento, o que constitui o efeito *Bauschinger* e esse encruamento é conhecido como encruamento cinemático.

Como a resposta mecânica do retículo cristalino à aplicação da tensão durante o carregamento é diferente da resposta da etapa do recarregamento, na qual ocorre a inversão do sentido da deformação, o encruamento não pode ser isotrópico. Durante o ensaio de dobramento mecânico, tem-se a etapa do carregamento. Nessa etapa, a presença de um grande número de discordâncias aumentada pelo pequeno tamanho dos grãos e uma grande área de contorno de grãos faz com que o material tenha a capacidade de reter grande quantidade de energia ainda dentro da zona elástica e então, é necessária uma grande quantidade de tensão

para que o material saia da zona elástica e alcance a tensão limite de escoamento. Já após a finalização do dobramento mecânico com a remoção das restrições mecânicas e a liberação da peça, tem-se a etapa de recarregamento, na qual a tensão residual elástica armazenada nas discordâncias é então liberada impulsionando o movimento das discordâncias para que aconteça o efeito *springback*. Nessa última etapa, as discordâncias já se encontram emaranhadas, ou seja, próximas umas às outras e então, uma pequena quantidade de energia será necessária para que elas saiam da zona elástica e atinjam a zona plástica no sentido reverso da deformação. Como tais discordâncias já estão próximas umas às outras devido ao trabalho da etapa anterior, a distância a ser percorrida por elas para que ocorra o encruamento no sentido reverso é menor, assim, a tensão limite de escoamento dessa etapa é menor, o que explica a ciclo de histerese, conhecido como efeito Bauschinger.

De acordo com esses resultados, é possível citar novamente o trabalho de Tarigopula et al. (2008), no qual foi observado que somente para o aço bifásico, o caminho da deformação reversa segue níveis mais baixos com relação ao aço IF devido ao efeito *Bauschinger*.

Essa conclusão pode ser reforçada pelo trabalho de Dillien et al. (2010), no qual foi estudado o processo de deformação por laminação a frio em aços DP e IF. No caso do aço DP, foi visualizada uma grande curvatura nos grãos ferríticos que se acomodaram ao redor dos grãos martensíticos após a deformação. Assim, foi observado que todos os sistemas de deslizamento nesse material foram afetados pelas discordâncias presentes dando origem a um encruamento dependente do emaranhado ou da densidade de discordâncias, conhecido como *forest hardening*. O modelo de encruamento que leva em consideração essa dependência do encruamento em função das discordâncias é chamado de encruamento cinemático e de acordo com o trabalho de Sun e Wagoner (2011), o melhor modelo matemático que descreve esse comportamento em aços avançados com mais de uma fase, é uma combinação do modelo cinemático com o modelo quase elasto-plástico (QPE), no qual a deformação é decomposta em elástica, plástica e QPE, uma vez que tal decomposição descreve melhor a não linearidade da deformação nesses materiais. Portanto, essa combinação resulta num modelo de descarregamento-recarregamento não-linear devido à histerese observada no efeito Bauschinger que faz o módulo de elasticidade diminuir no recarregamento desses materiais. Esse modelo de Sun e Wagoner (2011) foi combinado com o modelo isotrópico-cinemático não-linear de Lee et al (2013) e esta combinação forneceu a melhor acurácia até o momento na previsão do *springback*, como pode ser vista no trabalho de Ghaei et al (2015). Nesse

trabalho, o *springback* pode ser totalmente eliminado com o uso dos parâmetros corretos no trabalho do contra-punção.

O Quadro 10 reúne os principais fatores estudados que influenciam diretamente no nível resultante de *springback* esperado.

De acordo com o primeiro item apresentado no Quadro 10, que diz respeito ao diâmetro médio dos grãos, observa-se a comprovação da equação de Hall-Petch, uma vez que é observado que a diminuição no tamanho de grãos observada para os aços do 3º conjunto provoca o aparecimento de contornos CSL (sítios de coincidência) de alto ângulo, ou seja, baixa coincidência entre os cristais, indicando alto acúmulo de energia entre as discordâncias, o que possibilita um alto valor de tensão limite de escoamento durante o carregamento. De acordo com a equação de Hall-Petch, quanto menor o diâmetro dos grãos, maior é a sua tensão limite de escoamento. Além do pequeno diâmetro dos grãos causado pelo refinamento desses grãos, há a influência da fase martensítica dura que acarreta em maior tensão limite de escoamento durante a fase do carregamento. Já durante o descarregamento no sentido da deformação reversa, o emaranhado de discordâncias facilita a migração da energia residual elástica acumulada nas discordâncias pela grande proximidade entre elas, fazendo com que tal energia percorra toda a área da zona elástica no sentido reverso, apresentando assim elevado efeito *springback*. E isso pode ser comprovado pelo valor de tensão de Von Mises, analisado após o *springback* na região da linha neutra, que é elevado mostrando que está bem próximo da tensão limite de escoamento, ou seja, durante o descarregamento, a migração da energia residual entre os grãos atingiu uma tensão de Von Mises elevada próxima à tensão limite de escoamento, portanto, próxima da zona plástica, indicando que a energia residual ao migrar por entre os contornos de grãos passou por toda a zona elástica alcançando a zona plástica durante o descarregamento, conferindo assim um alto retorno elástico. Portanto, no caso dos aços do 3º conjunto, o valor em módulo da tensão limite de escoamento no sentido do carregamento é superior do que o valor em módulo no sentido do descarregamento, indicando assim um encruamento do tipo cinemático.

Já para os materiais do 1º e 2º conjuntos, o diâmetro dos grãos é de maior valor, resultando em contornos CSL de baixo ângulo e então, baixa capacidade de retenção de energia residual entre as discordâncias e assim, durante o carregamento, tais materiais necessitam de menor tensão para atingir a zona plástica se comparados aos materiais mais resistentes (3º conjunto), apresentando uma menor tensão limite de escoamento, o que

também está de acordo com equação de Hall-Petch. Já após finalizado o ensaio de dobramento mecânico, durante a fase do alívio de tensões, a tensão de Von Mises analisada após o *springback* na região da linha neutra é de menor valor, indicando uma menor proximidade da tensão limite de escoamento no sentido do descarregamento, concluindo assim que a energia residual elástica ao migrar por entre os contornos de grãos não foi capaz de percorrer toda a zona elástica e não alcançou a zona plástica, uma vez que para isso seria necessário elevar o valor da tensão no sentido reverso para vencer o bandeamento dos grãos criado entre as superfícies externas e a região ao longo da espessura provocado pelos diferentes sistemas de deslizamentos – *slip systems* que se ativam e resultam no efeito cruzado - *cross effect* para esses materiais. Uma vez que tal energia residual não percorreu toda a zona elástica no sentido reverso, isso resultou num menor efeito *springback*. Portanto, como os materiais do 1º conjunto apresentam um valor em módulo da tensão limite de escoamento no sentido do carregamento muito semelhante ao valor em módulo no sentido do descarregamento, pode-se dizer que esses materiais apresentam um encruamento do tipo isotrópico. Já no caso dos materiais do 2º conjunto, os valores de tensão de Von Mises foram intermediários se comparados aos demais aços, assim como o percentual de alongamento e a quantidade de *springback* também se apresentaram intermediárias, resultando assim, num encruamento do tipo isotrópico-cinemático ou misto.

Na Figura 122, estão esquematizados os dois tipos básicos de encruamento que apresentam os metais.

É muito importante observar que ao se dizer “**sentido do carregamento**”, isso pode tanto significar um ensaio de tração, como um ensaio de flexão ou dobramento mecânico na fase de conformação do material, ou seja, na fase do trabalho do punção.

Já ao se dizer “**sentido do descarregamento**”, isso se refere tanto à uma compressão logo após a execução do ensaio de tração, como também pode se referir às 2 seguintes condições:

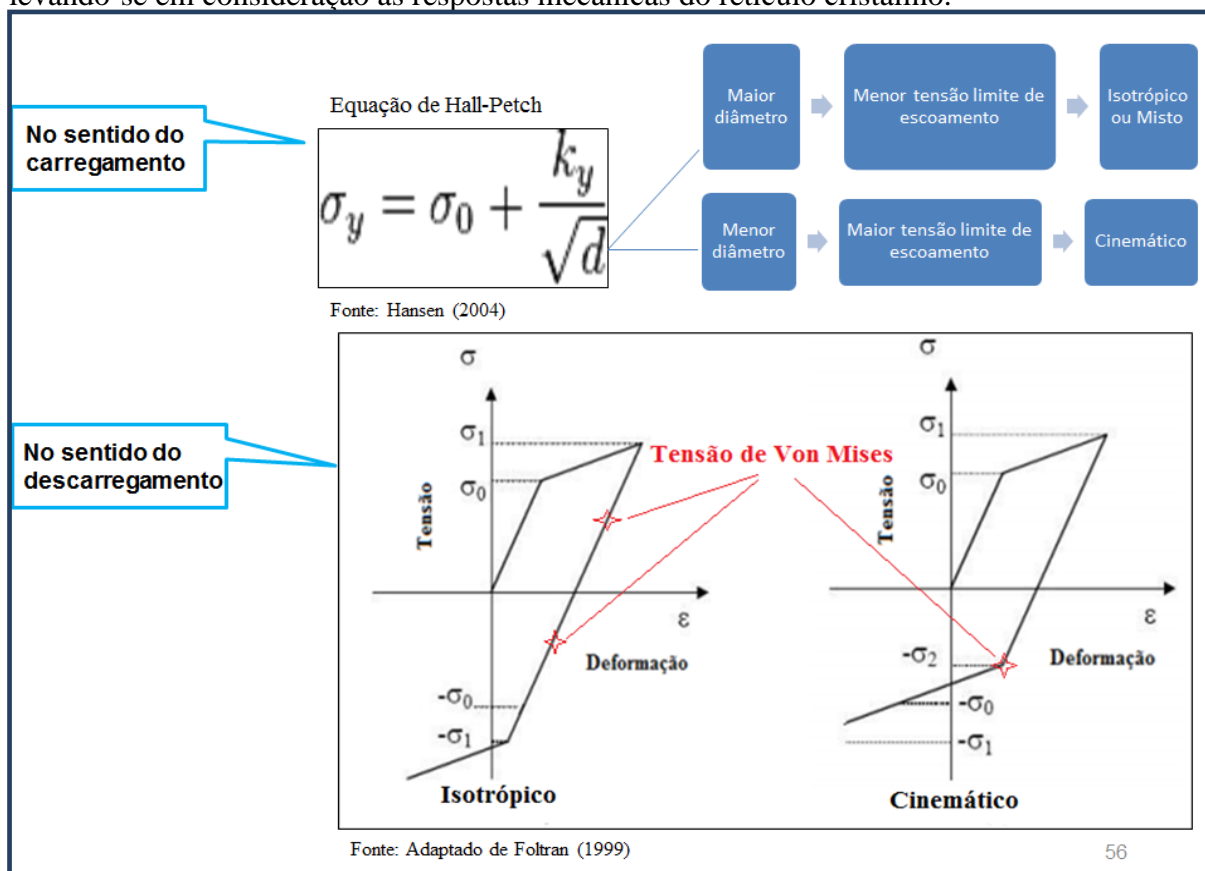
- **tendo como ponto de vista o ensaio mecânico:** a subida do punção ou retirada do punção, quando se finaliza a aplicação de tensão no material, havendo assim um descarregamento das tensões que provocavam a conformação;

- **tendo como ponto de vista microestrutural,** ou seja, uma visualização do retículo cristalino do aço: acontece um recarregamento movido pela energia residual elástica armazenada no retículo durante a fase do carregamento e que ao ser liberada durante a retirada

do punção e remoção das restrições do molde, provoca um novo carregamento do material a partir dessa energia residual. Como esse novo carregamento é no sentido da deformação reversa, ele é denominado de recarregamento.

Portanto, no caso específico do estudo do *springback*, sabe-se que o descarregamento e o recarregamento ocorrem ao mesmo tempo, uma vez que a energia residual elástica acumulada durante o carregamento ao ser liberada no descarregamento irá provocar o recarregamento. E é esse recarregamento que culminará no efeito *springback*.

Figura 122. Esquemas dos tipos básicos de encruamento em aços: isotrópico e cinemático, levando-se em consideração as respostas mecânicas do retículo cristalino.



Fonte: Produção do próprio autor.

Quadro 10. Síntese dos principais resultados que influenciam no grau de *springback*

Aços	1° Conjunto	2° Conjunto	3° Conjunto
Diâmetro dos grãos	15,42 μm	14,48 μm	3,85 μm
Intensidade dos CSL	Sítios de baixo valor mais intensos: alta coincidência	mescla entre sítios de baixo e alto valor: média coincidência	sítios de alto valor mais intensos: baixa coincidência
Fração estrutural predominante	recristalizada	subestruturada	Deformada
(%) alongamento média	50,58	44,31	23,45
Relação das frações entre a superfície e a espessura	menor equilíbrio (maior resistência ao escoamento no sentido da deformação reversa)	menor equilíbrio	maior equilíbrio (menor resistência ao escoamento no sentido da deformação reversa)
Mecanismos	Diferentes <i>Slip systems</i> , bandeamento e <i>Cross effect</i>	Diferentes <i>Slip systems</i> , bandeamento e <i>Cross effect</i>	<i>Forest hardening</i> acarretando o <i>Bauschinger effect</i>
Consequências	Necessita de maior tensão para vencer os contornos de grãos devido à orientação cristalográfica predominante ser distinta para cada sentido de deformação	Apresenta os mesmos obstáculos para vencer os contornos de grãos aliado ao sítios CSL de alto valor que conferem maior energia residual elástica	Necessita de menor tensão devido à proximidade das discordâncias, resultando em maior liberação de energia residual elástica
Intensidade do valor de PEEQ na região da linha neutra	maior valor	médio	menor valor
Anisotropia do encruamento e da distribuição da PEEQ	isotrópico	misto	cinemático
Quantidade esperada de <i>springback</i>	baixa	média	alta

Fonte: Produção do próprio autor

5. CONCLUSÕES

De acordo com o presente trabalho, verificou-se é fundamental conhecer os modelos de encruamento para a compreensão dos mecanismos de deformação e da recuperação elástica em aços.

O modelo de encruamento escolhido para as análises em ABAQUS, no presente trabalho, foi o isotrópico – *isotropic hardening* e modelagem 2D, a qual possui uma malha superior de elementos finitos que a modelagem 3D. Tal modelo foi eficiente em identificar as diferentes respostas mecânicas com relação à deformação plástica para os materiais analisados, sendo possível separar os materiais de 3 diferentes conjuntos de acordo com o comportamento anisotrópico de cada um, uma vez que ao analisar a deformação plástica equivalente (PEEQ) na região da linha neutra, somente o 1º conjunto apresentou um encruamento isotrópico. O 2º conjunto apresentou um encruamento isotrópico-cinemático, por mesclar as duas condições e o 3º conjunto apresentou um encruamento cinemático.

Porém tal modelo selecionado no ABAQUS não foi totalmente satisfatório para prever o grau de *springback*, uma vez que ao compará-lo com os resultados experimentais provenientes do ensaio de dobramento de três pontos ao ar, verificou-se que os valores da simulação para os materiais submetidos ao dobramento em 30° foram ligeiramente inferiores aos valores experimentais. Já para os tratamentos submetidos a 90°, os valores da simulação foram ligeiramente superiores aos experimentais. Para os aços de alta resistência, a utilização desse modelo teve maior acurácia na previsão de *springback* do que para os aços bifásicos.

Uma vez que o modelo de encruamento isotrópico foi eficiente em produzir diferentes respostas mecânicas para cada material analisado, cada uma dessas respostas mecânicas foi comparada com os resultados de EBSD. Assim, ao estabelecer correlações entre as tensões de Von Mises, PEEQ e as características cristalográficas como diâmetro dos grãos, contornos dos sítios de coincidência, porcentagem das frações estruturais e orientações cristalográficas dos grãos, foi perfeitamente possível visualizar uma correspondência entre os resultados obtidos pelo método de elementos finitos com os resultados obtidos pelas análises de EBSD.

Assim, pode se dizer que o 1º conjunto de aços analisados, formado pelos materiais menos resistentes e mais dúcteis, do qual fazem parte: ARC_IF180, ARC_IF200, ARC_BH220; apresentaram maior quantidade de sítios de coincidência de baixo ângulo, fração estrutural predominante do tipo recristalizada, alta discrepância entre as porcentagens

das frações presentes na superfície externa em comparação com a região da espessura, sendo que todas essas características resultaram numa PEEQ de maior valor na região da linha neutra, indicando encruamento do tipo isotrópico devido ao bandeamento do retículo cristalino que leva ao *cross effect* com conseqüente baixo grau de *springback*.

Opostamente a esses resultados, o 3º conjunto composto pelos materiais mais resistentes, do qual fazem parte: ARC_DP600, Docol_DL800 e ARC_DP780; apresentaram maior quantidade de sítios de coincidência de alto ângulo, fração estrutural predominante do tipo deformada, menor discrepância entre as porcentagens das frações presentes na superfície externa em comparação com a região da espessura, o que resultou num alto nível de energia na interface CSL com uma menor resistência ao escoamento devido à maior semelhança nas orientações cristalográficas gerada pelo emaranhado de discordâncias com pequena discrepância entre as porcentagens das frações estruturais. Assim, um alto nível de energia armazenada na interface CSL aliado a uma menor resistência ao escoamento resultou na elevada recuperação elástica na região da linha neutra, a qual apresentou o menor valor de PEEQ e alto valor de *springback*, indicando assim um encruamento do tipo cinemático – *kinematic hardening* devido ao *forest hardening* que leva ao efeito *Bauschinger*.

Já os materiais do 2º conjunto compostos pelos aços: ARC_LC200, PEUG_IF200, PEUG_P220 e PEUG_BH220, apresentaram valores intermediários de respostas mecânicas na simulação em ABAQUS, predomínio da fração estrutural subestruturada e uma mescla de sítios de coincidência de baixo e alto ângulo, resultando num grau médio de *springback* relativamente aos conjuntos anteriores, indicando assim um tipo de encruamento misto ou isotrópico-cinemático.

Conclui-se que para aços de alta resistência - HSS, o modelo isotrópico funciona bem, porém com a elevação dos graus de resistência cada vez mais buscados na produção dos AHSS aplicados à indústria automobilística, a utilização de modelos de encruamento cinemático e seus derivados, como o quase elasto-plástico juntamente com a utilização de contrapunção em ensaios experimentais são os melhores métodos para a minimização do efeito *springback*, uma vez que o efeito *Bauschinger* se torna cada vez mais evidente conforme se eleva a resistência dos aços, causando assim uma redução no módulo de elasticidade no sentido reverso da deformação e esta não-linearidade dos parâmetros que afetam a recuperação elástica desses materiais somente é possível ser totalmente controlada com a utilização de modelos que levem em consideração o encruamento cinemático.

SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

De acordo com a literatura, para uma perfeita acurácia na previsão de *springback*, o melhor modelo que descreve a não-linearidade da deformação plástica é o modelo quase elasto-plástico (QPE) de Sun e Wagoner (2011) em combinação com o modelo isotrópico-cinemático não-linear de Lee et al (2013). Por meio da combinação desses dois modelos, é possível ajustar corretamente os parâmetros utilizados nos ensaios experimentais, ou seja, é possível remover as imperfeições geométricas com a determinação de uma adequada combinação da força de fixação da folha de metal e da força do contrapunção, uma vez que para esses trabalhos estudados, a utilização do contrapunção nos ensaios experimentais foi fundamental para neutralizar o efeito *springback*.

Portanto, como principal sugestão, pode ser citado refazer todas as simulações para os mesmos materiais utilizando-se o modelo de encruamento cinemático ou ainda se possível, acrescentando o modelo quase elasto-plástico (QPE) ao modelo cinemático, criando assim um avançado modelo de encruamento cinemático não linear, o qual pressupõe ser capaz de prever com exatidão a quantidade de *springback* mesmo nos materiais mais resistentes e então, poder minimizar ao máximo o *springback* inserindo a utilização de um contrapunção.

Deverão ser escolhidos um dos seguintes tipos de dobramento: *U-die bending test*, *Arc-bottoming* ou *U-channel forming*, pois tais ensaios permitem a utilização do contrapunção, o qual trabalha no sentido de reduzir o efeito *springback*. Tal contrapunção deverá ter suas dimensões ajustadas e definidas nas simulações até que o *springback* seja eliminado, bem como deverá ser feito o ajuste com que os *blank holders* irão prender a amostra de aço para que haja um perfeito trabalho do punção e contrapunção.

Devido a todos os ajustes necessários nas dimensões do material, amostra, molde, punção, contrapunção, *blank holders* e nos parâmetros tensão, velocidade, tempo, características e propriedades mecânicas do material e amostras, então pode se dizer que a partir do modelo de encruamento pré-existente utilizado neste novo trabalho, estará sendo desenvolvido um novo modelo adaptado para as atuais condições de uso e para os tipos de aços em questão.

Após ajustados todos esses parâmetros, deverá ser dado o prosseguimento dos ensaios experimentais exatamente conforme os parâmetros e tipo de dobramento definidos nas simulações. Com os resultados dos ensaios experimentais, deverá ser verificada a quantidade

de *springback* resultante e se essa tender a zero, então o modelo de simulação desenvolvido poderá ser validado e então, utilizado comercialmente para a eliminação do *springback* em escala industrial.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABDALLA, A. J., HASHIMOTO, T. M., PEREIRA, M. S., MONTEIRO, W. A., ANAZAWA, R. M. Modelo do desenvolvimento de subestruturas de discordâncias em um aço multifásico submetido à fadiga. **Revista Brasileira de Aplicações de Vácuo**, São José dos Campos, v.25(2), p.65-70, 2006.

ACESITA S.A. Cadernos da Assistência Técnica. Caderno 02. Julho, 2004.

ALL METALS & FORGE. HSLA Steel. Disponível em: <<http://www.steelforge.com/ferrous/hslasteel.htm>>, 2009.

ALTAN, T. R&D Update: Predicting springback in air bending, straight flanging. **Stamping Journal**. September, 2003.

ANDRADE, S. L.; PEREIRA, J. F.; NAVES, R. L. Aços empregados no projeto ULSAB. **Contribuição técnica ao 53º Congresso Anual da ABM**; Belo Horizonte/MG, Setembro de 1998.

ANDRADE, S. L.; PEREIRA, J. F.; TAISS, E. J. ULSAB-AVC. O aço no automóvel do futuro: A estratégia da Usiminas. **Contribuição técnica ao 55º Congresso Anual da ABM**; Rio de Janeiro/RJ, julho de 2000.

ARAFIN, M. A.; SZPUNAR, J. A. A new understanding of intergranular stress corrosion cracking resistance of pipeline steel through grain boundary character and crystallographic texture studies. **Corrosion Science** 51: 119–128, 2009.

AUTO /STEEL PARTNERSHIP. Ultralight steel auto body demonstrates value of steel in the automobile's future. **Bulletin 12 – High Strength Steel**, 1995. Disponível em <<http://www.a-sp.org/database/custom/bulletins>>.

BARBOSA, PAOLA FERREIRA. Caracterização microestrutural e textural de agregados de magnetite do quadrilátero ferrífero. **Dissertação de Mestrado**. Universidade Federal de Ouro Preto. 2009.

BARLAT F., BREM, J. C., YOON, J. W., CHUNG, K., DICK, R. E., LEGE, D. J. Plane stress yield function for aluminum alloy sheets-part 1: theory. **Int J Plast**, 19:1297–319. 2003.

BARLAT F., MOON, Y. H., LEE, M. G., editors. Yoshida F. Material models for accurate simulation of sheet metal forming and springback. **Proceedings of the 10th International Conference on Numerical Methods in Industrial Forming Processes**, Pohang, Korea; p. 71–78. 2010.

BARNETT, M.R., Distinctive aspects of the physical metallurgy of warm rolling, **ISIJ International**, Vol. 39, nº 9, p. 856-873. 1999.

BERBENNI, S., FAVIER, V., LEMOINE, X., BERVEILLER, M. A micromechanical approach to model the *bake hardening* effect for *low carbon* steels, **Scripta Materialia** **51**, França, p. 303-308, maio de 2004.

BOERSCH **Physikalische Zeitschrift**, 38. 1937.

BOLETIM ALUAUTO – Atualizada com trem de força elétrico e híbrido, ferramenta da European Aluminium evidencia menor pegada de carbono com alumínio **Publicação eletrônica da ABAL – Associação Brasileira do Alumínio**. 29 de março de 2016. Disponível em < <http://aluauto.com.br/perfil-ambiental/>>.

BOOT, I. S., Tendências e inovações em aços. Estudo prospectivo do setor siderúrgico. Nota técnica. Centro de gestão e estudos estratégicos. **Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais – ABM**. 44p. Brasília. 2008.

CALLISTER, W. D. Jr., **Ciência e engenharia de materiais: uma introdução**. Rio de Janeiro, 2008, 705p.

CANGUE, F. J. R. Propagação de trinca de fadiga em aços bifásicos para rodas automobilísticas. **Dissertação de mestrado – UFOP, Rede Temática em Engenharia de Materiais**, Ouro Preto, 177p. 2002.

CARDEN, W. D., GENG, L. M., MATLOCK, D. K., WAGONER, R. H. Measurement of springback. **International Journal of Mechanical Sciences** **44**, p. 79-101, 2002.

CASTRO, R. S. Aspectos microestruturais e cristalográficos da ferrita acicular obtida por meio de sequências termomecânicas em aço API 5L X-80. **Tese de doutorado**. Universidade Federal de Pernambuco. Agosto de 2012.

CAUL, M., RANDLE, V. Microtexture analysis of *interstitial-free* steel. **Materials Characterization**, Volume 38, Issue 3, p. 155-163, March, 1997.

CHABOCHE J. L., ROUSSELIER G. On the plastic and viscoplastic constitutive equations, Parts I and II. **Journal of Pressure Vessel Technology**, 105–53. 1983.

CHALAL, H., RACZ, S. G., BALAN, T. Springback of thick sheet AHSS subject to bending under tension. **International Journal of Mechanical Sciences** **59**, p. 104-114, 2012.

CHANNEL 5. Manual do usuário. **Oxford Instruments HKL Technology**. June, 2007.

CHEN, F. K., KO, S. F., Deformation analysis of *springback* in L-bending of sheet metal. **Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering**, Taipei, v.18(1-2), p. 339-342, 2006.

CHONGTHAIRUNGRUANG, B., UTHAISANGSUK, V., SURANUNTCHAI, S., JIRATHEARANAT, S. **Materials and Design** **50**, p. 253-266. 2013.

CLEVELAND, R. M., GHOSH, A. K. **Int J Plast.** 18:769–85. 2002.

COSTA, A. R. Análise da Estampagem de Chapas Metálicas utilizando Elementos Finitos. 189f. **Dissertação de Mestrado. Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista.** 2003.

COVINO, M. Da carroça ao estado da arte. **Metalurgia&Materiais**, v. 56, 500, p. 388-398, julho de 2000.

DIEGEL, O., Bend Works – The fine-art of sheet metal bending. **Complete Design Services**, julho de 2002.

DIEHL, A., ENGEL, U., GEIGER, M. Mechanical properties and bending behaviour of metal foils. **P.I Mech. Eng. B J. Eng.** 222, 83–91. 2008.

DIEHL, A., ENGEL, U., MERKLEIN, M., GEIGER, M. Size effects in bending processes applied to metal foils. **Prod. Eng. Res. Dev.** 4, 47–56. 2010.

DIETER, G. E. **Metalurgia Mecânica. Guanabara Koogan, S.A.**, RJ, 2° ed., p.209-210. 1981.

DILLIEN, S., SEEFELDT, M., ALLAIN, S., BOUAZIZ, O., HOUTTE, P. V. EBSD study of the substructure development with cold deformation of dual phase steel. **Materials Science and Engineering A** 527, pag. 947- 953. 2010.

ELIAS, J. A., HOOK, R. E., Vacuum-degassed *low carbon* steel and its production method, **patenteada pela Armco Steel Corporation**, U. S. Patent n° 3, 765, 874, 1973.

ELISEU, C. C. A., HASHIMOTO, T. M., ABDALLA, A. J., PEREIRA, M. S. Caracterização mecânica e microestrutural de um aço baixo carbono microligado com estrutura multifásica. **Revista Matéria**, Guaratinguetá, v.13(2), p.398-404, 2008.

EGGERTSEN, P. A., MATTIASSON, K. On the modelling of the bending–unbending behaviour for accurate springback predictions. **Int. J. Mech. Sci.** 51, 547–563. 2009.

ENGEL, U. and ECKSTEIN, R. Microforming – From basic research to its realization. *Journal of Materials Processing Technology*. 125-126: 35-44. 2002.

FLECK, N. A., HUTCHINSON, J. W. Strain Gradient Plasticity. **Advances in Applied Mechanics**. p. 295–361. 1997.

FLECK, N. A., MULLER, G. M., ASHBY, M. F., HUTCHINSON, J. W. Strain gradient plasticity: Theory and experiment. **Acta Mater.** 42, 475–487.1994.

FLORES, E.; AL OMAR, A.; CABRERA, J. M.; PRADO, J. M. Los Aceros Micro Aleados de Medio Carbono – Barcelona - **Revista Deformación Metálica** N° 238/1998.

FOLTRAN, C. E. Análise de problemas planos em regime elasto-plástico pelo método de elementos de contorno. **Dissertação. Faculdade de Engenharia Civil da Universidade Estadual de Campinas.** 251p. 1999.

FUKUDA, N., SHIMIZU, M., Effect of titanium addition on the improvement of r-value in cold-rolled sheet steels, **Journal of Japan Society for Tecnology of Plasticity**, 13 (142), p. 841-850, 1972.

GAN, W. BABU S.S., KAPUSTKA, N., WAGONER, R. H. Microstructural Effects on the *Springback* of Advanced *High Strength Steel*. **Metallurgical and Materials Transactions A**, Columbus, v.37A, p.3221-3231, 2006.

GAO, H., HUAG, Y. Taylor-based nonlocal theory of plasticity. **Int. J. Solids Struct.** 38, 2615–2637. 2001.

GAO, H., HUANG, Y. Geometrically necessary dislocation and size-dependent plasticity. **Scripta Mater.** 48, 113–118. 2003.

GAO, H., HUANG, Y., NIX, W. D., HUTCHINSON, J. W. Mechanism-based strain gradient plasticity - I. Theory. **J. Mech. Phys. Solids** 47, 1239–1263. 1999.

GAU, J. T., PRINCIPE, C., YU, M. Springback behavior of brass in micro sheetforming. **J. Mater. Process. Technol.** 191, 7–10. 2007.

GENG, L., WAGONER, R. H. Role of plastic anisotropy and its evolution on springback. **International Journal of Mechanical Sciences** 44, p. 123-148. 2002.

GHAEI, A., GREEN, D. E., ARYANPOUR, A. Springback simulation of advanced high strength steels considering nonlinear elastic unloading-reloading behavior. **Materials and Design** 88, p. 461-470. 2015.

GOMES, C., ONIPEDE, O., LOVELL, M. Investigation of *springback* in *high strength* anisotropic steels. **Journal of Materials Processing Technology, Pittsburgh**, v.159, p.91-98, 2005.

GORNI, A. A. Caracterização Topológica da Microestrutura Bifásica, **Revista Escola de Minas**, 49:1, p. 40-44, Janeiro-Março de 1995.

GORNI, A. A. Engenharia microestrutural das chapas de aços avançados de alta resistência. **11ª Conferência Nacional de Conformação de Chapas**. Centro Brasileiro de Inovação em Conformação Mecânica, Porto Alegre. 08-10 de outubro de 2008.

GORNI, A. A. Aços avançados de alta resistência: microestrutura e propriedades mecânicas. **Corte & Conformação de Metais**. p.26-57, dezembro de 2008.

GORNI, A. A. Novas tendências para o processo de estampagem a quente. **Corte & Conformação de Metais**. p. 62-77, junho de 2010.

GORNI, A. A. A metalurgia por trás dos aços avançados de alta resistência. **Industrial Heating**. Julho a Setembro de 2011.

GRITTI, J. A., CANGUE, F. J. R., GODEFROID, L. B. Fatigue crack growth in two *dual-phase* steels used in automotive wheels discs. **Fatigue 2002; International Fatigue Conference 2002**, IISI - Internacional Iron and Steel Institute, Stockholm, Sweden, v.1, p.1-20. 02-07 de junho de 2002.

GUIMARÃES, J.R.C., PAPALÉO, R. Aços bifásicos: características mecânico-metalúrgicas e aplicações potenciais. **Metalurgia - ABM**, vol.37, n.288, p.617-622, novembro de 1981.

HAN, K., VAN TYNE, C.J., LEVY, B. S. Effect of strain and strain rate on the Bauschinger effect response of three different steels. **Metall. Mater. Trans.** **36A1**, 2380–2384. 2005.

HASHIMOTO, T. M., SILVA, A. P., PEREIRA, M. S., ABDALLA, A. J. Caracterização microestrutural de aços multifásicos por técnica de tríplice ataque. **17º CBECIMat – Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais**, Foz do Iguaçu, 15 a 19 de novembro de 2006.

HASSAN, H. U., TRAPHÖNER, A. G., TEKKAYA, A. Accurate springback prediction in deep drawing using pre-strain based multiple cyclic stress–strain curves in finite element simulation. **International Journal of Mechanical Sciences** **110**, p. 229-241, 2016.

HIBBELER, R.C. **Resistência dos materiais**. 7ª edição. São Paulo: Pearson Prentice Hall, 2009.

HILDITCH, T. B., SPEER, J. G., MATLOCK, D. K. **J Mater Process Technol.** 182:84–94. 2007.

HILL, R. A theory of yielding and plastic flow of anisotropic metals. **Proc. R. Soc. Lond. Ser. A** 193, 281–297. 1948.

HILL, R. E. R. **Princípios de Metalurgia Física**. 770 p. 1982.

HOOK, R. E., HECKLER, A.J., ELIAS, J.A., Texture in deep-drawing columbium (Nb) - treated *interstitial free* steels, **Metallurgical Transaction A**, 6A, p. 1683-1692, 1975.

HOUBAERT, Y.; VAN SNICK, A.; Aceros de Calidad de Embutición con Efecto “Bake Hardening” - Informe Técnico – **IV Congreso de la Deformación Metálica, Deformetal’96** – Barcelona – 1996. Pág. 54 - 59.

HUANG, Y., GAO, H., NIX, W. D., HUTCHINSON, J. W. Mechanism-based strain gradient plasticity - II. Analysis. **J. Mech. Phys. Solids** 48, 99–128. 2000.

IMAI, K., KOYAMA, J., JIN, Y. High-accuracy V-bending system by real time identifying material property. **Journal of Materials Processing Technology**, Isehara-City, v.201, p.193-197, 2008.

INTERNATIONAL IRON AND STEEL INSTITUTE. IISI in Rio: Targeting the auto, shipbuilding, construction markets. **New Steel**, vol. 11, n. 11, p. 12, 1995.

JACQUES, P., CORNET, X., HARLET, Ph., LADRIERE, J., DELANNAY, F. Enhancement of the mechanical properties of a *low carbon*, low silicon steel by formation of a multiphase microstructure containing retained austenite. **Metallurgical and Materials Transactions A**, Louvain-la-Neuve, v.29(9), p.2383-2393, 1998.

JACQUES P. J, LADRIÈRE J., DELANNAY, F. On the influence of interactions between phases on the mechanical stability of retained austenite in transformation – induced plasticity multiphase steel. **Metallurgical and Materials Transactions A**, Louvain-la-Neuve, v. 32A, p. 2759 – 2768, 2001.

JEONG, W. C., MATLOCK, D.K., KRAUSS, G. Observation of deformation and transformation behavior of retained austenite in a 0,14C- 1,2Si-1,5Mn steel with ferrite-bainite-austenite structure, **Materials Science and Engineering**, v. A165, pp. 1- 8, 1993.

JEONG, W. C. Effect of prestrain on aging and *bake hardening* of cold-rolled, continuously annealed steel sheets, **Metallurgical and Materials Transactions A**, Korea, V. 29A, p.463-467, fevereiro de 1998.

JIANG, Z. Q., YANG, H., ZHAN, M., XU X. D., LI G. J. Coupling effects of material properties and the bending angle on the *springback* angle of a titanium alloy tube during numerically controlled bending. **Materials and Design**. v. 31 (2010) 2001-2010.

KAZIMI, S. M. A. **Solid Mechanics**. Tata McGraw-Hill. 1982.

K. SHINOHARA, **Sci. Pap. Inst. Phys. Chem. Res.**, 20-39. 1932/1933.

KEEGAN, W.J. **Marketing Global**. São Paulo. Prentice Hall, 2005.

KEELER, S., *Advanced high strength steel (AHSS) application guidelines*. **AHSS - World Auto Steel**, versão 4.0, 163p., 15 de março de 2009. Disponível em: <www.worldautosteel.org>.

KISHIDA, K. *High strength steel sheets for light weight vehicle*. **Nippon Steel Technical Report**, n.81, p. 12-16, janeiro de 2000.

KIM, H., KIM, C., BARLAT, F., PAVLINA, E., LEE, M. G. Nonlinear elastic behaviors of low and high strength steels in unloading and reloading. **Mater. Sci. Eng. A** 562, p. 161–171. 2013.

KOCANDA, A., PREJS, T. Experimental analysis of the effect of grain size on the mechanical behaviour of thin copper sheet in pure moment bending. **P.I Mech. Eng. L J. Mat.** 217, 249–254. 2003.

KOMGRIT, L., HAMASAKI, H., HINO, R., YOSHIDA, F. Elimination of springback of high-strength steel sheet by using additional bending with counter punch. **Journal of Materials Processing Technology** 229, p. 199-206. 2016.

KUWABARA, T., TAKAHASHI, S., ITO, K. Springback analysis of sheet metal subjected to bending–unbending under tension Part II (experimental verification). **Advanced Technology of Plasticity**, Proc. 5th ICTP, vol. II, Columbus, Ohio, p. 747–750, 1996.

LAJARIN, S. F., MARCONDES, P. V. P. Comportamento elástico do aço avançado de alta resistência bifásico. **6º Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação**. Caxias do Sul - RS, Brasil. 11 a 15 de abril de 2011.

LEE, M. G., KIM, S. J., WAGONER, R. H., CHUNG, K., KIM, H. Y. Constitutive modeling for anisotropic/asymmetric hardening behavior of magnesium alloy sheets: Application to sheet *springback*. **International Journal of Plasticity**. Changwon. v.25, p.70-104, 2009.

LI, H., DONG, X., SHEN, Y., DIEHL, A., HAGENAH, H., ENGEL, U., MERKLEIN, M. Size effect on springback behavior due to plastic strain gradient hardening in microbending process of pure aluminum foils. **Mater. Sci. Eng. A** 527, 4497–4504. 2010.

LI, H., CHEN, J., YANG, J. Experimental and numerical investigation of laminated steel sheet in V-bending process considering nonlinear visco-elasticity of polymer layer. **Journal of Materials Processing Technology** 212, p. 36-45. 2012.

LIM, H., LEE, M. G., SUNG, J. H., KIM J. H., WAGONER, R. H. Time-dependent *springback* of *advanced high strength steels*. **Internacional Journal of Plasticity**. 2011.

LIU, J. G., FU, M. W., LU, J., CHAN, W. L. Influence of size effect on the spring-back of sheet metal foils in micro-bending. **Comp. Mater. Sci.** 50, 2604–2614. 2011.

LIU, Y.C. Springback reduction in u-channel—double-bend technique. **J. Appl. Metal**, 148–156. 1984.

MA, Z., TONG, G. Q., CHEN, F., WANG, Q., WANG, S. Grain size effect on springback behavior in bending of Ti-2.5Al-1.5Mn foils. **Journal of Materials Processing Technology** 224, p. 11-17. 2015.

MEINDERS, T., KONTER, A. W. A., MEIJERS, S. E., ATZEMA, E. H., KAPPERT, H. A sensitivity analysis on the *springback* behavior of the unconstrained bending problem, **International Journal of Forming Processes**, Rotterdamseweg, v.9(3), p.365-402, 2006.

METAL FORMING VIRTUAL SIMULATION LAB. Dayalbagh Educational Institute, Agra. Sakshat Virtual Labs. Disponível em: <<http://msvs-dei.vlabs.ac.in/SheetMetal.php>>. Acessado em abril de 2016.

MODENEZI, P. J. **Soldabilidade dos aços transformáveis**. Universidade Federal de Minas Gerais. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. Belo Horizonte, 73 p., julho de 2010.

MORI, K., AKITA, K., ABE, Y. *Springback* behavior in bending of *ultra high strength steel* sheets using CNC servo press. **International Journal of Machine Tools & Manufacture**, Toyohashi, v.47, p.321-325, 2007.

NOGUEIRA, A.L, SILVA, M.J. Da carroça ao ultraleve reduction. **Metalurgia & Materials**, vol. 57, n.511, agosto de 2001.

NUMISHEET 2002. **Proceedings of the 5th International Conference on Numerical Simulations of 3-D sheet Metal Forming Processes**, D-Y. Yang et al. (eds.), Jeju Island, Korea, 2002. Disponível em: < www.numsheet2002.org >.

MA N., UMEZU Y., WATANABE Y., OGAWA T. Springback prediction by Yoshida-Uemori model and compensation of tool surface using JSTAMP. In: Hora P, editor. **Proceedings of the 7th international conference and workshop on numerical simulation of 3D sheet metal forming process**. Interlaken, Switzerland; p. 473–8. 2008.

OGAWA, T., YOSHIDA, F. Springback analysis on U-bending with bottoming. **Proceedings of the 8th International Conference and Workshop on Numerical Simulation of 3D Sheet Metal Forming Processes (NUMISHEET)**, 1129–1136, 2011.

OLIVEIRA, R. C. A expansão de furos de aços dual phase da classe 1000 MPa processados em diferentes condições. **Dissertação de mestrado**. Universidade Federal de Minas Gerais. Fevereiro de 2015.

OXFORD INSTRUMENTS HKL. Manual EBSD, 2007. Disponível em: <www.ebsd.com>. Acessado em: maio de 2016.

OWEN, W.S. Can a simple treatment help to save Detroit. **Metals Technology**, 7: 1-13, janeiro de 1980.

PAVEL, L., HOFMANN, S., PAIDAR, V. C. Solute segregation and classification of [100] tilt grain boundaries in α -iron: consequences for grain boundary engineering. *Acta Materialia*, V.51, p. 3951-3963, 2003.

PEREIRA, J. F. B.; NAVES, R. L. Aços Bake Hardening – Aspectos do Desenvolvimento na Usiminas. **Contribuição Técnica ao 2º Congresso Internacional de Tecnologia Metalúrgica e de Materiais – ABM**. São Paulo – SP. Outubro de 1997.

PEREIRA, M. S., ABDALLA, A. J., MEI, P. R., HASHIMOTO, T. M. Desenvolvimento de aços bifásicos, multifásicos e IF em consonância com o projeto USALB-AVC. **17º CBECIMat – Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais**, Foz do Iguaçu, 15 a 19 de novembro de 2006.

PLACIDI F., VADORI R., CIMOLIN F., CAMPANA F. An efficient approach to *springback* compensation for *ultra high strength steel* structural components for the automotive field. **New Developments**. 2008.

RABELO, G. B. C. Avaliação comparativa de aços livres de intersticiais (IF) e aços endurecidos por envelhecimento na cura da pintura (BH) da classe 200MPa no limite de escoamento. **Dissertação de Mestrado - CPGEM-EEUFMG**, Belo Horizonte, UFMG, 1999.

RABELO, G. B. C.; CETLIN, P. R.; MEYER, L. C. O. Avaliação Comparativa de Aços Livres de Intersticiais e Aços Endurecíveis por Envelhecimento na Cura da Pintura da Classe de 220MPa de Limite de Escoamento. **XXXVII Seminário de Laminação, Processos e Produtos Laminados e Revestidos; ABM**; Curitiba - PR, 2000.

RAGHUPATHI, P. S., KARIMA, M., ALGERMAN, N. ALTAN, T. A simplified approach to calculate springback in brake bending. **Proc. of the NAMRC XI**. Wisconsin: SME, Madison; p.165–70. May, 1983.

RAMEZANI, M., RIPIN, Z. M., AHMAD, R. Modelling of kinetic friction in V-bending of *ultra high strength steel* sheets. **Int J Adv Manuf Technol**, Nibong Tebal, v.46, p.101-110, 2010.

RANDLE, V. Microtexture determination and its applications. **The Institute of Materials**, London, 1992.

RASHID, M. S. GM 980X – Potential Applications and Review. **International Automotive Engineering Congress and Exposition. S.A.E.** Technical Publication n° 770211. Detroit, 12 p., Fevereiro-Março de 1977.

REPAIRER DRIVEN NEWS. Disponível em: <<http://www.repairerdrivennews.com/2015/06/15/2015-nissan-murano-bigger-but-145-pounds-lighter-thanks-to-high-strength-steels/>> , acessado em 20 de novembro de 2015.

SACHS, G. Principles and Methods of Sheet-metal Fabricating. **Reinhold Publishing Corp**, New York, USA. 1986.

SAE BRASIL, Notícias da SAE Brasil. Disponível em: <<http://portal.saebrasil.org.br/noticia/noticia-sae-brasil/Post/2090/Integra%C3%A7%C3%A3o-da-cadeia-produtiva-%C3%A9-premissa-para-a-competitividade>> , 22 de julho de 2014.

SCHAEFFER, L. Conformação de Chapas Metálicas. **Porto Alegre-RS: Imprensa Livre Editora**, 200p. 2004.

SCHAEFFER, L. Fundamentos do Projeto de Ferramentas para o Processo de Estampagem. **Revista Ferramental – Revista Brasileira da Indústria de Ferramentas**. Ano I – N°6, maio-junho. p. 39-44. 2006.

SCHAEFFER, L. Novos Desenvolvimentos em Conformação Mecânica com Ênfase em Chapas Metálicas na Indústria Automobilística. **Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Escola de Engenharia**. Disponível em: <<http://www.ufrgs.br/ldtm/pesquisa>>, 2009.

SCHEID, A.; KANTOVISCKI, A. R.; Aços de Alta Resistência para a Indústria

Automobilística – Perspectivas Futuras e Aplicabilidade – Informe Técnico – 58°
Congresso Anual da ABM – Rio de Janeiro – Julho de 2003.

SHI, H. C. *Advanced high strength steel springback and sidewall curl control guideline*. **SAE International**. 11-14 de Abril, 2005.

SILVA, E. M. P. A experiência de colaboração do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da UFMG com empresas – Lições para a Lei de Inovação. **Revista Brasileira de Inovação**, Rio de Janeiro – RJ, 6 (2), p. 433-459, julho/dezembro, 2007.

SOLLAC, G. M., CETIM, C. B. Tôles en acier HLE, choix et mise en oeuvre, **Publications CETIM-OTUA**, pp. 191-203. Pliage des aciers HLE: prévision et maîtrise du retour élastique, 1994.

STOROZHEVA, L. M. *Ultra low carbon steels for the automotive industry with the effect of hardening due to drying of finished parts*, **Metal Science and Heat Treatment**, Vol.43, n°9, p.9-18, setembro de 2001.

SUMIKAWA, S., ISHIWATARI, A., HIRAMOTO, J., URABE, T. Improvement of springback prediction accuracy using material model considering elastoplastic anisotropy and Bauschinger effect. **Journal of Materials Processing Technology** 230 p.1-7. 2016.

SUN, L., WAGONER, R. H. Complex unloading behavior: nature of the deformation and its consistent constitutive representation. **Int. J. Plast.** 27, p. 1126–1144. 2011.

TARIGOPULA, V. HOPPERSTAD, O. S., LANGSETH, M., CLAUSEN, A. H. Elastic-plastic behavior of dual-phase, high-strength steel under strain-path changes. **European Journal of Mechanics A/Solids** 27, pag. 764-782. 2008.

TEKASLAN, O., SEKER, U., OZDEMIR, A. Determining *springback* amount of steel sheet metal has 0.5 mm thickness in bending dies. **Materials & Design**, Ankara, v.27, p.251-258, 2006.

TIGRINHO, L. M. V. **Análise da fratura de chapas do aço avançado de alta resistência DP600 quando submetido a diferentes estados de tensões**. Tese de Doutorado. Universidade Federal do Paraná. Curitiba. 128p. 2011.

THITHER, G., GARCIA, C.I., HUA, M., De ARNO, A.J. Precipitation behavior and solute effects in *interstitial free* steels, **International forum for physical metallurgy of IF steels**, p. 293-322, 1994.

TOKUNAGA, Y., YAMADA, M., ITOH, K.. Effect of combined addition of Nb and Ti on the mechanical Properties of *extra low carbon* steel sheets, **Tetsu-Tohagané**, n° 73, p. 109-116, 1987.

TSUNOYAMA, K., SATOH, S., YAMAZAKI, Y., ABE, H. Recent advanced in *interstitial free* steels for formable cold-rolled sheet applications. **Metallurgy of vacuum-degassed steel products**, Ed. R. Pradhan, p. 127-140, 1990.

UEMORI, T., YOSHIDA F. A model of large-strain cyclic plasticity describing the bauschinger effect and work hardening stagnation. **Int J Plast**, 18:661–86. 2002.

VANDER VOORT, G. F. **Metallography, Principles and Practice**. New York: McGraw-Hill, 1999. 752p.

XIA, Z. C., MILLER, C. E., LOU, M., SHI, M. F., KONIECZNY, A., CHEN, M., HEROLD, T. G. A benchmark test for *springback*: Experimental procedures and results of a slit-ring test. **SAE Technical Paper Series – SAE World Congress**, Detroit, 11-14 April, 2005.

YAMANO, T., IWAYA, J. Study of counter measure of side wall curl using overrun-inducing punch. **J of the Japan Society for Technology of Plasticity**. Volume 46, Issue 534, Pages 630-635. 2005.

YANAGIMOTO, J., OYAMADA, K. Mechanism of *springback*-free bending of *high strength steel* sheets under warm forming conditions. **Annals of the CIRP**. Vol. 56/1. p. 265-268. 2007.

YANAGIMOTO, J., OYAMADA, K. *Springback* of *high strength steel* after hot and warm sheet formings. **Annals of the CIRP**. Vol. 54/1. p. 213-216. 2005.

YANG, X., CHOI, C., SEVER, N. K., ALTAN, T. Prediction of springback in air-bending of Advanced High Strength Steel (DP780) considering Young's modulus variation and with a piecewise hardening function. **International Journal of Mechanical Sciences** 105, p. 266-272. 2016.

YOSHIDA F., UEMORI T., FUJIWARA K. Elastic–plastic behaviour of steel sheets under in-plane cyclic tension–compression at large strain. **Int J Plast**, 18:633–59. 2002.

ZHAO, J. Z., DE, A. K., COOMAN, B. C. Formation of the cottrell atmosphere during strain aging of *bake hardenable* steels. **Metallurgical and Materials Transactions A**, V.32A, p. 417-423, fevereiro de 2001.

ZHANG, D. J., CUI, Z. S., CHEN, Z. Y., RUAN, X. Y. An analytical model for predicting sheet *springback* after V-bending. **Journal of Zhejiang University SCIENCE A**, Shanghai, v.8(2), p.237-244, 2007.

WAGONER, R. H., CARDEN, W.D., CARDEN, W.P., MATLOCK, D.K. Springback after drawing and bending of metal sheets. Proceedings, IPMM '97 - **Intelligent Processing and Manufacturing of Materials**, University of Wollongong, p. 1–10. 1997.

WAGONER, R. H., LI, M. **Int J Plast**. 23:345–60. 2007.

WANG, C. T., KINZEL, G., ALTAN T. Mathematical modeling of plane-strain bending of sheet and plate. **J Mater Process Technol**, 39:279-304, 1993.

WENK, H. R. Preferred orientation in deformed metals and rocks: An introduction to modern texture analysis. **Academic Press**, Orlando, 1985.

WORLD AUTO STEEL. **Advanced High Strength Steels: Applications Guidelines. Version 4.0**. Disponível em: <<http://www.worldautosteel.org>>. Acessado em: fevereiro de 2012.

WORLD AUTO STEEL. **Advanced High Strength Steels: Applications Guidelines. Version 5.0**. Disponível em: <<http://www.worldautosteel.org>>. Acessado em: outubro de 2014.

WORLD STEEL ASSOCIATION. Definitions. Steel Basics: TRIP. Disponível em: <<http://www.worldautosteel.org>>. Acesso em: 21 outubro de 2015.

WU, H. C. Anisotropic plasticity for sheet metals using the concept of combined isotropic-kinematic hardening. **International Journal of plasticity**. v.18, p. 1661-1682, 2002.

WUPPERMANN, C.P. The Steel Industry in Europe – Globalisation: Challenges and Opportunities. In: **62º Congresso Anual da ABM**. Anais. Vitória, 71 p., Julho 2007.

ANEXO A

Quadro 11. Composição química (% em peso de cada elemento químico) para cada aço estudado no trabalho fornecidas respectivamente pelos fabricantes dos materiais.

	Composições químicas (%) fornecidas pelos fabricantes									
	ARC_IF180	ARC_IF200	ARC_BH220	ARC_LC200	PEUG_IF200	PEUG_P220	PEUG_BH220	ARC_DP600	Docol_DL800	ARC_DP780
C	0,003	0,0014	0,0015	0,03	0,0027	0,00183	0,003	0,1	0,14	0,14
Si	0,008	0,006	0,009	0,007	0,004	0,008	0,043	0,2	0,2	0,22
Mn	0,113	0,129	0,6	0,23	0,14	0,54667	0,61	1,9	1,5	2,2
P	0,015	0,012	0,075	0,013	0,012	0,06967	0,048	0,02	0,01	0,02
S	0,0082	0,0042	0,0086	0,01	0,005	0,00733	0,006	0,005	0,002	0,005
Cr			0,013		0,015	0,016	0,017	0,344		0,267
Al	0,038	0,038	0,036	0,04	0,035	0,03267	0,036	0,03	0,04	0,031
Cu					0,006	0,00767	0,008			
Ti	0,036	0,041	0,013		0,04	0,03567	0,01			0,02
Nb					0	0,00067	0,002		0,015	
B					0,0002	0,00107	0,0006			
N	2,7E-05	1,4E-05	2,2E-05	3,6E-05	0,0019	0,00253	0,002	3,5E-05		0,000022
Ca								0,0035		0,0035
Mo										0,115

Fonte: MA Automotive (2013), SSAB (2013) e Arcelor Mittal (2013).

ANEXO B

Quadro 12. Propriedades mecânicas para cada aço estudado de acordo com os dados recebidos pelos fabricantes.

Empresas doadoras	Aços	(N/mm ²)		Alongamento (%)	HRB	Índice r	Índice n	Revestimento (μ)		Rugosidade Ra (μm)
		LE	RT					Face 1	Face 2	
PEUGEOT	BH	242	349	40	67	1,88	0,22	7,8	7,7	1,23
	IF	192	300	44	38,9	2,31	0,21	7,5	7,5	1,01
	P220	245	376	35,67	60,9	2,22	0,21	7,6	7,5	1,15
SSAB/METALIATO	DL 800	390	800	13						
ARCELORMITTAL	DP 600	390	630	28						
	DP 780	560	870	16						
	BH 220	225	340	37						
	IF 180	165	285	48						
	IF 200	195	290	51						
	LC 200	190	320	45						

Fonte: MA Automotive (2013), SSAB (2013) e Arcelor Mittal (2013).