

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas

Dissertação de Mestrado

“Influência da Microestrutura na Aplicação de
Aços Multiconstituídos da Classe 980 MPa”

Autor: Paulo José Duarte Rodrigues
Orientador: Prof. Dagoberto Brandão Santos

Dezembro de 2018

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas

Paulo José Duarte Rodrigues

INFLUÊNCIA DE MICROESTRUTURA NA APLICAÇÃO DE
AÇOS MULTICONSTITUÍDOS DA CLASSE 980 MPa

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em
Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais

Área de concentração: Metalurgia Física
Orientador: Prof. Dagoberto Brandão Santos

Belo Horizonte
Escola de Engenharia da UFMG
Dezembro de 2018

R696i

Rodrigues, Paulo José Duarte.

Influência de microestrutura na aplicação de aços multiconstituídos da classe 980 MPa [manuscrito]/ Paulo José Duarte Rodrigues. – 2018. xv, 108 f., enc.: il.

Orientador: Dagoberto Brandão Santos.

Dissertação (mestrado) - Universidade Federal de Minas Gerais, Escola de Engenharia.

Bibliografia: f.81-92.

1. Engenharia metalúrgica - Teses. 2. Aço – Metalurgia - Teses. 3. Aços Multiconstituídos - Teses. I. Santos, Dagoberto Brandão. II. Universidade Federal de Minas Gerais. Escola de Engenharia. III. Título.

CDU:669(043)

Antes de tudo a Deus.
À minha querida mãe e ao meu saudoso pai.
À minha esposa pelo apoio e companheirismo.
Ao meu irmão, aos meus familiares e amigos.

AGRADECIMENTOS

A todos que contribuíram para a realização desse projeto, em particular:

Ao professor Dagoberto Brandão Santos pela disponibilidade e orientação do trabalho;

À Usiminas pela importante oportunidade recebida;

Aos colegas do Centro de Pesquisa da Usiminas que colaboraram na execução dos ensaios, simulações e caracterizações, em especial aos pesquisadores Fernando de Souza Costa e José Osvaldo Amaral Tepedino pelas sugestões;

Aos colegas do Controle Integrado pelo apoio.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS.....	vii
LISTA DE TABELAS.....	xi
LISTA DE NOTAÇÕES.....	xii
RESUMO	xiv
ABSTRACT	xv
1 INTRODUÇÃO	1
2 OBJETIVOS	4
2.1 Objetivo Geral.....	4
2.2 Objetivos Específicos.....	4
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	5
3.1 Aços Avançados de Alta Resistência (AHSS).....	5
3.2 Aço <i>Dual Phase</i>	8
3.3 Processamento dos Aços <i>Dual Phase</i>	12
3.3.1 Composição Química.....	14
3.3.2 Ciclo Térmico	16
3.4 Aplicação dos Aços <i>Dual Phase</i>	20
3.4.1 Tipos de Conformação.....	22
3.4.2 Curva Limite de Conformação (CLC).....	26
3.4.3 Ensaio de Expansão de Furo	29
3.4.4 Mecanismos de Falha.....	31
3.4.5 Fatores que Influenciam a Capacidade de Expansão de Furo	32
3.5 Desenvolvimento de Novos Projetos de Grau 980 MPa de Resistência.....	45
4 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL:.....	48
4.1 Avaliação da Nova Composição Química em Escala Piloto	48
4.2 Comparativo entre Aço Experimental x Convencional	52

4.3	Caracterização microestrutural e mecânica.....	53
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO	56
5.1	Avaliação de Nova Composição Química em Escala Piloto	56
5.1.1	Ciclos A e B – Aço “Balanceado”	56
5.1.2	Ciclos C e D - Aço “Expansão de Furo”	58
5.1.3	Visão Geral - Ciclos em Escala Piloto.....	59
5.2	Comparação entre Aços - Escala Industrial	61
5.2.1	Ensaio de Tração	61
5.2.2	Avaliação Microestrutural	63
5.2.3	Microestrutura dos Novos Aços	66
5.2.4	Microestrutura do Aço “Convencional”	67
5.2.5	Influência Microestrutural nos Resultados de Tração	68
5.2.6	Expoente de Encruamento	69
5.2.7	Anisotropia.....	71
5.2.8	Expansão de Furo.....	73
5.2.9	Influência da Diferença de Dureza das Fases	74
5.2.10	Correlação entre Tração e Expansão de furo	76
6	CONCLUSÕES.....	78
7	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	80
8	REFERÊNCIAS	81

LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1 - Aspectos metalúrgicos e mecânicos dos AHSS (adaptado de Taiss, 2010)..	5
Figura 3.2 - Uso dos AHSS na estrutura de um automóvel.....	6
Figura 3.3 - Zonas de gerenciamento durante impacto de um veículo (adaptado de <i>World Auto Steel</i> , 2017).....	7
Figura 3.4 - Evolução dos projetos da <i>World Auto Steel</i> (adaptado de <i>World Auto Steel</i> , 2017).	8
Figura 3.5 - Microestrutura bifásica: ferrita (F) e martensita (M) (Mazaheri, 2015).	9
Figura 3.6 - Aspecto da microestrutura de um <i>Dual Phase</i> , observado via MET (microscopia eletrônica de transmissão), mostrando elevada densidade de deslocamentos na ferrita. Aumento de 12.000x. Legenda: M = martensita e α = ferrita (Speich, 1990).	9
Figura 3.7 - Valores de relação elástica (LE/LR) de diferentes aços laminados a frio (adaptado de Pradhan, 1984).	10
Figura 3.8 - Relação entre limite de resistência e alongamento para diferentes aços (adaptado de Speich, 1981).....	11
Figura 3.9 - Evolução da microestrutura de um <i>Dual Phase</i> (adaptado de Tasan, 2015).	13
Figura 3.10 - Efeito dos elementos de liga sobre as transformações durante recozimento intercrítico em AHSS (adaptado de Bleck, 2002).....	16
Figura 3.11 - Esquema do ciclo utilizado no recozimento contínuo.	17
Figura 3.12 - Influência da temperatura de encharque no LR e LE de aços bifásicos: (a) DP500, (b) DP600 (adaptado de Pichler, 1999).	18
Figura 3.13 - Influência da temperatura de austenitização no LR e LE de aço DP500 (adaptado de Pichler, 1999).	18
Figura 3.14 - (a) Frações volumétricas de fases, estimadas por dilatométrica, em função da taxa de resfriamento de um aço bifásico 0,10%C; 0,1%Si; 1,5%Mn; 0,8% (Cr+Mo) e (b) LE e LR em função da taxa de resfriamento (adaptado de Pichler, 2000).....	19
Figura 3.15 - Variação de LE e LR com a quantidade de segundo constituinte (Murari, 2004).	21
Figura 3.16 - Comparativo entre modos de conformação.	23

Figura 3.17 - Dobramento em matriz na forma de “V” (adaptado de Marciniak, 2002).	23
Figura 3.18 - Representação esquemática do processo de estiramento (adaptado de Marciniak, 2002).....	24
Figura 3.19 - Processo de embutimento profundo (adaptado de Marciniak, 2002).....	25
Figura 3.20 - Tipos de conformação relacionados com flangeamento.	26
Figura 3.21 - Representação esquemática de um diagrama CLC.	27
Figura 3.22 - Corpos de Prova utilizados para construção do CLC.	27
Figura 3.23 - Trincas em peças automotivas a partir da conformação de AHSS (Casellas, 2016).	28
Figura 3.24 - Ensaios de ECF (a) e KWI (b).	30
Figura 3.25 - Esquema do ensaio de expansão cônica de furo (adaptado de Paul, 2014).	30
Figura 3.26 - Seção transversal da junta mecânica (adaptado de Mega, 2004).....	34
Figura 3.27 - Dependência da temperatura de revenimento no resultado de expansão de furo e limite de resistência dos aços (adaptado de Hasegawa, 2004).	36
Figura 3.28 - Relação entre diferenças de dureza entre ferrita e martensita e a razão de expansão de furo (adaptado de Hasegawa, 2004).....	36
Figura 3.29 - Microestruturas de três aços DP980 com diferentes microestruturas: ferrita e martensita (a) e (b); 100% martensita (c) (Hasegawa, 2004).	37
Figura 3.30 - Trincas na microestrutura de diferentes aços puncionados a 30% de sua espessura (Hasegawa, 2004).	37
Figura 3.31 - Influência do teor de carbono na martensita e a razão de expansão de furo (adaptado de Terrazas, 2017).....	40
Figura 3.32 - Influência da fração de martensita no resultado da razão de expansão de furo (adaptado de Terrazas, 2017).	40
Figura 3.33 - Relação da microestrutura dos aços e expansão de furo (adaptado de Fujita, 2007).....	41
Figura 3.34 - Correlação entre HER e LR em diversos aços (adaptado de Chen, 2014).	42
Figura 3.35 - Correlação entre λ e LR (adaptado de Sadagopan, 2003).....	43

Figura 3.36 - Correlação entre λ e alongamento não uniforme (adaptado de Sadagopan, 2003 e replotado por Paul, 2014).....	43
Figura 3.37 - Deformação e estado triaxial de tensões nas regiões da borda do furo durante o ensaio de expansão de furo em aço IF (adaptado de Yoon, 2017).	44
Figura 3.38 - Aplicações com necessidade de expansão de furo.....	47
Figura 4.1 - Fluxo de produção industrial utilizado no estudo.	49
Figura 4.2 - Esquema da amostragem realizada.	49
Figura 4.3 - Representação esquemática dos ciclos térmicos simulados - T_1 : encharque; T_2 : início de resfriamento rápido; T_3 : superenvelhecimento (<i>overaging</i>).	50
Figura 4.4 - Regiões do forno de recozimento contínuo.....	53
Figura 4.5 - Representação esquemática do corpo de prova de tração <i>sub-size</i> (adaptado de ASTM A370, 2014).	53
Figura 4.6 - Representação esquemática do corte das amostras de tração e metalografia.	54
Figura 4.7 - Representação esquemática do corpo de prova para o ensaio de expansão de furo.....	55
Figura 5.1 - Resultados de LE, LR, AL_{Total} (direção transversal) e λ em função da temperatura de <i>overaging</i> (ciclos A e B com $T_1=760^\circ\text{C}$ e $T_2=650^\circ\text{C}$).....	56
Figura 5.2 - Resultados de LE, LR, AL_{Total} (direção transversal) e λ em função da temperatura de encharque (ciclos C e D com $T_2=650^\circ\text{C}$ e $T_3=350^\circ\text{C}$).....	58
Figura 5.3 - Resultados de LE, LR, AL_{total} (direção longitudinal) dos aços estudados em escala industrial.....	62
Figura 5.4 - Aspecto típico da microestrutura observada via MO, em seção longitudinal ao sentido de laminação das amostras. Reativo nital 4%.	64
Figura 5.5 - Aspecto típico da microestrutura observada via MO, em seção longitudinal ao sentido de laminação das amostras. Reativo Le Pera (2%, metabissulfato de sódio). 64	
Figura 5.6 - Aspecto típico da microestrutura dos aços estudados, observação via MEV, em seção longitudinal ao sentido de laminação. Ataque: nital 2%. Legenda: F: ferrita, B: bainita, M: martensita e MA: martensita-austenita.	65
Figura 5.7 - Difratoograma obtido para amostra do aço “Convencional”. Legenda: raias vermelhas: picos de difração da fase ferrítica; raias azuis, da austenita.	67

Figura 5.8 - Valores de n para as amostras em escala industrial.	69
Figura 5.9 - Variação de n instantâneo (transversal) com aumento da deformação.	70
Figura 5.10 - Resultados de R_m para as amostras em escala industrial.	72
Figura 5.11 - Resultados de ΔR das amostras em escala industrial.	73
Figura 5.12 - Resultados do ensaio de HER para amostras em escala industrial.	73

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1 - Microestruturas e propriedades mecânicas para cada tipo de aço bifásico da classe de 980 MPa de resistência (Fujita, 2007).	46
Tabela 4.1 – Especificação de composição química dos aços em estudo (% em peso). 48	
Tabela 4.2 - Composição química experimental (% em peso).	48
Tabela 4.3 - Parâmetros de tratamento do recozimento contínuo usados nos ciclos térmicos simulados na <i>Gleeble</i>	51
Tabela 4.4 - Composição química industriais (% em peso).	52
Tabela 4.5 - Especificação dos corpos de prova de tração <i>sub-size</i> (ASTM A370, 2014).	54
Tabela 5.1 - Resultados da quantificação de fases via microscopia óptica.	66
Tabela 5.2 - Valores individuais de anisotropia	71
Tabela 5.3 - Resultados da quantificação de carbono na martensita.	75

LISTA DE NOTAÇÕES

ABNT = Associação Brasileira de Normas Técnicas

A_1 = temperatura de transformação eutetóide ($\gamma \rightarrow \alpha + \text{Fe}_3\text{C}$), no aquecimento

A_3 = temperatura de transformação austenítica ($\gamma \rightarrow \alpha + \gamma$), no aquecimento

AHSS = *Advanced High Strength Steel* (Aços Avançados de Alta Resistência)

AL = alongamento

AL_{Total} = alongamento total

AL_{Unif} = alongamento uniforme

AR = austenita retida

B = bainita

BH = *Bake Hardenable*, endurecível pela cura da pintura em estufa

C_f = carbono da ferrita

C_m = carbono da martensita

CLC = curva limite de conformação

CONAMA = Conselho Nacional de Meio Ambiente

CONTRAN = Conselho Nacional de Trânsito

CP = *Complex Phase*

DP = *Dual Phase*, bifásico

ECF = expansão cônica de furo

F = ferrita

FSV = *Future Steel Vehicle*

HER = *Hole Expansion Ratio*, Razão da Expansão de Furo

HET = *Hole Expansion Test*, Teste de Expansão de Furo

HSLA = *High Strength Low Alloy*, Alta Resistência Baixa Liga

HV = Vickers hardness, dureza Vickers

HV10mN = nanodureza

ISO = *International Standard Organization*

JFS = *Japanese Iron and Steel Federation Standard*

KWI = ensaio desenvolvido pelo *Kaiser Wilhelm Institute*

K = Kelvin, temperatura

K/s = Kelvin/segundo, taxa

LE = limite de escoamento

LE/LR = razão elástica
LR = limite de resistência
M = martensita
MA = martensita-austenita
MEV = microscopia eletrônica de varredura
MET = microscopia eletrônica de transmissão
MO = microscopia óptica
MPa = mega Pascal (10^3 Pascal)
m/min = metros por minuto, velocidade
n = expoente de encruamento
NCAP = *New Car Assessment Program*
PHS = *Press Hardening Steel*, aços estampados a quente
ppm = parte por milhão, concentração
PROCONVE = Programa Controle Poluição Veicular (carros, caminhões)
PROMOT = Programa Controle Poluição Veicular (motos)
R = coeficiente de anisotropia
 R_m = coeficiente de anisotropia médio ou normal
s = segundos
T = temperatura
t = tempo
TRIP = *Transformation Induced Plasticity*
TWIP = *Twinning-Induced Plasticity*
ULSAB = *Ultra Light Steel Body*
UHSS = *Ultra High Strength Steel*, aços de ultra-alta resistência
V = fração volumétrica dos constituintes
 ΔR = anisotropia planar
 α = ferrita
 ε_1 = deformação maior
 ε_2 = deformação menor
 λ = razão ou capacidade de expansão de furo
 $^{\circ}\text{C}$ = graus Celsius, temperatura
 $^{\circ}\text{C/s}$ = graus Celsius por segundo, taxa

RESUMO

No atual cenário de modernização automotiva, fatores como eficiência energética, redução da emissão de poluentes e ganhos em segurança são essenciais. Tais aspectos impulsionam a indústria siderúrgica a desenvolver novos materiais com destaque para os Aços Avançados de Alta Resistência. Ao longo do tempo esses têm sido aprimorados e à medida que se tornam cada vez mais aptos para o uso em diferentes peças, se consolidam na construção estrutural dos veículos. A etapa de seleção é primordial para o sucesso de sua aplicação, tendo em vista o incremento do índice de falhas por diferentes mecanismos, quando são comparados aos aços convencionais. A microestrutura é um dos principais fatores a considerar, pois para uma mesma classe de resistência, podem existir resultados divergentes na estampagem das peças, em função da geometria e dos esforços de conformação implícitos. O presente trabalho aborda o desenvolvimento de diferentes concepções de aços multifásicos da classe 980 MPa, voltadas para aplicação em peças com estiramento de flange, objetivando melhores resultados de expansão de furo, em comparação ao *Dual Phase* tradicionalmente comercializado, de microestrutura constituída tipicamente por ferrita e martensita. Para alcançar esse avanço, buscou-se produzir aços com microestrutura mais homogênea, refinada e com menor diferença de dureza entre os constituintes: um de microestrutura balanceada (ferrita, martensita e bainita), combinando alongamento e expansão de furo; outro de microestrutura majoritariamente bainítica, a fim de maximizar a capacidade de expansão de furo. Foi utilizada uma nova composição química com alterações em relação ao aço convencional de mesmo grau (liga C-Mn-Si), com redução de carbono e adição de outros elementos para aumentar a sua temperabilidade. A partir de amostras de bobinas laminadas a frio encruadas da nova liga, foram simulados ciclos de recozimento via *Gleeble*, variando-se as temperaturas de encharque e *overaging*. A partir dos resultados em escala piloto foram realizados testes industriais visando a produção em escala comercial e nova amostragem nos produtos gerados no recozimento contínuo. Para um comparativo entre os novos aços e o convencional, foram feitos testes de expansão de furo e tração à temperatura ambiente, além de caracterização microestrutural. Os novos projetos apresentaram diferenças microestruturais e nas propriedades em tração correlacionadas aos melhores resultados de expansão de furo.

Palavras Chave: Aço Multifásico; Razão de Expansão de Furo; Estiramento de Flange.

ABSTRACT

In the current scene of automotive modernization, factors such as energy efficiency, reduction of pollutant emissions and gains in safety are essential. These aspects drive the steel industry to develop new materials with emphasis on Advanced High Strength Steels. Over time these have been enhanced and as they become increasingly suitable for use in different parts, they are consolidated in the structural construction of vehicles. The selection stage is significant for the success of its application, in view of the increase in the failure rate by different mechanisms when compared to conventional steels. The microstructure is one of the main factors to consider, because for the same strength class, there may be divergent results in the drawing of the parts, depending on the geometry and the implicit forming requirements. The present work deals with the development of different designs of Multiphase steel of 980 MPa class, aimed at application in pieces with stretching flangeability, aiming a better hole expansion results, compared to traditionally traded Dual Phase steel, of microstructure typically constituted by ferrite and martensite. In order to reach this advance, tried to produce steels with more homogeneous, refined microstructure and with less difference of hardness between the constituents: one of balanced microstructure (ferrite, martensite and bainite), combining elongation and hole expansion ratio; another of majority bainitic microstructure, in order to maximize the hole expansion ratio. It was used a new chemical composition with changes in relation to conventional steel of the same grade (C-Mn-Si alloy), with reduction of carbon and addition of other elements to increase its hardenability. From annealed cold rolled coil samples of the new alloy, annealing cycles were simulated through Gleeble, varying soaking and overaging temperatures. From the pilot scale results, industrial tests were carried out aiming at commercial scale production and sampling was performed on products generated in continuous annealing. For a comparison between the new steels and the conventional steel, tests were made for hole expansion ratio and tensile tests at room temperature, besides microstructural characterization. The new design presented microstructural and tensile properties differences which are correlated to the best results of hole expansion ratio.

Keywords: Multiphase steel, Hole Expansion Ratio, Stretch Flangeability

1 INTRODUÇÃO

O aço é o material estrutural de maior relevância por sua versatilidade e ampla capacidade de produção. Através dos diversos avanços tecnológicos nas linhas produtivas tem sua variedade e uso constantemente estendidos em diversos campos da economia, de forma a suprir novas demandas da sociedade.

Um dos setores de maior consumo dessa liga metálica é a indústria automobilística. O desenvolvimento de novos materiais, buscando veículos mais leves e econômicos, tem proporcionado inúmeros estudos, desde a crise do petróleo na década de 70. As ameaças ocasionadas pela incorporação de outros insumos na construção de veículos, como alumínio, polímeros e fibra de carbono estimula o setor siderúrgico a inovar. Redução da emissão de poluentes, melhoria da segurança e da eficiência energética veicular são incorporados aos projetos atuais e impulsionam o uso de novas concepções de aços.

Existem órgãos regulamentadores da segurança veicular como o pioneiro EURO NCAP (*The European New Car Assessment Programme* ou Programa Europeu de Avaliação de Novos Automóveis) e o mais recente LATIN NCAP (versão para América Latina e Caribe). Eles têm em comum a prática de testes de impacto (mais conhecidos como *crash tests*) como pré-requisito obrigatório para o lançamento de novos modelos automotivos.

No Brasil, as resoluções do CONTRAN (Conselho Nacional de Trânsito) 220 e 221 de 2007 começaram a exigir testes de impacto traseiros e não apenas dianteiros como outrora, dando um prazo para que as montadoras se adaptassem. Dessa forma, os novos projetos de veículos exigem critérios para garantir a integridade de passageiros e do sistema de combustível conforme requisitos da ABNT (Associação Brasileira de Normas Técnicas). Para reduzir e controlar a contaminação atmosférica e emissão de ruído dos veículos automotores, o CONAMA (Conselho Nacional de Meio Ambiente) criou em 2016 os Programas de Controle de Poluição Veicular: PROCONVE (automóveis, caminhões) e PROMOT (motocicletas) fixando prazos, limites máximos de emissão e exigências tecnológicas.

Os avanços tecnológicos do setor automotivo nacional proporcionaram a consolidação do uso de Aços Avançados de Alta Resistência, impulsionados também por incentivos fiscais em programas governamentais como o Inovar-Auto e sua nova versão apresentada recentemente, denominada Rota 2030.

Tecnologias alternativas de conformação recentemente implementadas, tais como estampagem a quente (*hot-stamping*) e perfilamento (*roll-forming*), facilitam o emprego dessa classe de aço em peças de difícil produção por métodos convencionais, porém ainda envolvem equipamentos distantes do orçamento da maioria das empresas nacionais de autopeças.

Todos esses aspectos ampliam a importância dos Aços Avançados de Alta Resistência (AHSS), pois são os mais utilizados em peças estruturais dos novos modelos automotivos, em conjunto com os aços estampados a quente (PHS - *Press Hardening Steel*). Graças às taxas de resfriamento nas linhas de recozimento contínuo e consequentes transformações de fases, são formadas microestruturas aprimoradas para tais aplicações.

Para os aços bifásicos (*Dual Phase*), os mais comercializados dentre os AHSS, a microestrutura formada por uma matriz ferrítica e ilhas de um segundo constituinte duro (geralmente martensita) combina resistência e ductilidade, proporcionando alongamento total elevado, sendo adequada para aplicações em peças de desenho mais simples, onde predomina a deformação plana. Entretanto, à medida que a geometria se torna mais complexa, a importância da ductilidade localizada é preponderante para o sucesso da aplicação, como é o caso de operações por flangeamento de bordas, que combinam estiramento de flange e dobramento. Assim, a microestrutura deve ser diferenciada e aprimorada, sendo mais homogênea, refinada e com menor diferença de dureza entre seus constituintes.

Este trabalho mostra o desenvolvimento de diferentes concepções de aço do grau 980 MPa de resistência, para aplicações em peças com requisitos de estiramento de borda. A partir de um aço *Dual Phase* clássico, foram feitas modificações em

composição química, simulados ciclos térmicos de recozimento contínuo e gerados produtos em escala industrial. Com os novos aços produzidos foi realizada caracterização microestrutural e mecânica para avaliá-los comparativamente.

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivo Geral

Desenvolver novas concepções de aço laminado a frio da classe de 980 MPa de limite de resistência, a partir de experimentos com alterações relativas ao projeto de um aço *Dual Phase* clássico de mesmo grau de resistência. Testar nova composição química e simular ciclos em escala piloto, para desenvolver diferentes concepções microestruturais, buscando mais homogeneidade e menor diferença de dureza entre os constituintes, tornando-os compatíveis às diferentes necessidades de aplicação, sobretudo quanto às geometrias que exigem maior grau de estiramento de flange.

2.2 Objetivos Específicos

A partir de uma nova liga e simulação de ciclos térmicos, desenvolver duas novas concepções de aços da classe 980 MPa, alternativas ao aço bifásico convencional de microestrutura ferrita e martensita, o qual apresenta baixa relação elástica e alta capacidade de alongamento:

- aço com característica de microestrutura mais homogênea, majoritariamente composta por bainita a fim de maximizar a capacidade de expansão de furo (λ);
- aço que apresente melhor balanço microestrutural, com ferrita, martensita e bainita, gerando uma solução de compromisso entre alongamento total e expansão de furo.

Realizar caracterização microestrutural e mecânica (tração à temperatura ambiente e expansão de furo) dos aços desenvolvidos em conjunto ao aço convencional para avaliá-los comparativamente.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Aços Avançados de Alta Resistência (AHSS)

Desde a crise do petróleo, esforços industriais se concentram no objetivo de fabricar um carro leve, seguro e eficiente. Na década de 90 esse tema ganhou ainda mais relevância, ao ser constituído um consórcio entre os principais produtores mundiais de aço, denominado ULSAB (*Ultra Light Steel Auto Body*), coordenado pelo comitê *World Auto Steel*.

Vários projetos de pesquisa foram colocados em prática, em prol de um novo conceito de automóvel. Desde então há destaque para o uso de Aços Avançados de Alta Resistência (*Advanced High Strength Steel - AHSS*) cujo principal mecanismo de endurecimento é por transformação de fase. Ao substituírem os aços convencionais, possibilitam redução da espessura e conseqüente peso das estruturas, com ganho de resistência, garantindo melhorias quanto à segurança veicular. O diagrama da Figura 3.1 mostra as diferentes características mecânicas entre os AHSS e os aços convencionais. Contemplam os *Dual Phase (DP)*, *Transformation Induced Plasticity (TRIP)*, *Complex Phase (CP)* e Martensíticos (Pereira, 2006).

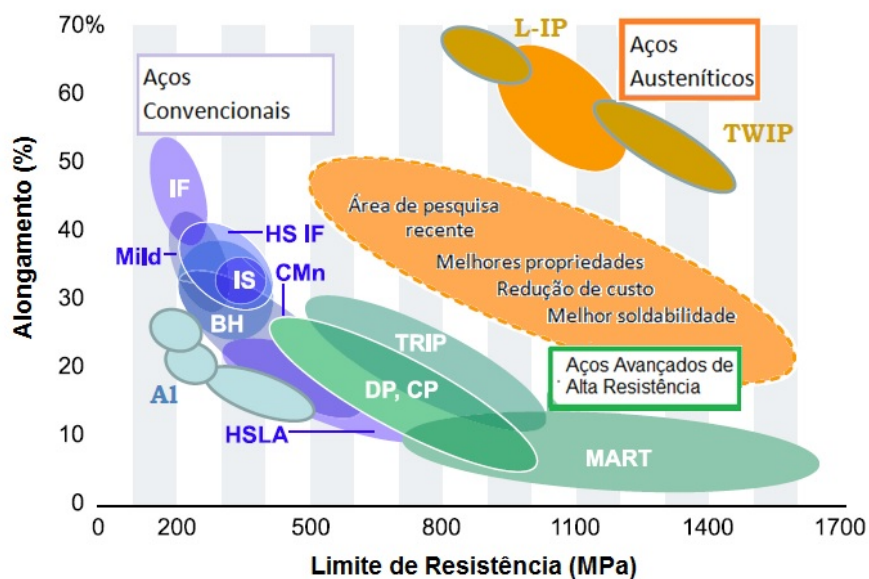


Figura 3.1 - Aspectos metalúrgicos e mecânicos dos AHSS (adaptado de Taiss, 2010).

Em função do seu elevado grau de resistência são empregados principalmente em peças de reforço do chassi automotivo como: para-choques, colunas A e B, vigas de porta e teto, além de trilhos de banco. A Figura 3.2 mostra a carroceria de um veículo com o emprego dos AHSS em seus componentes estruturais.

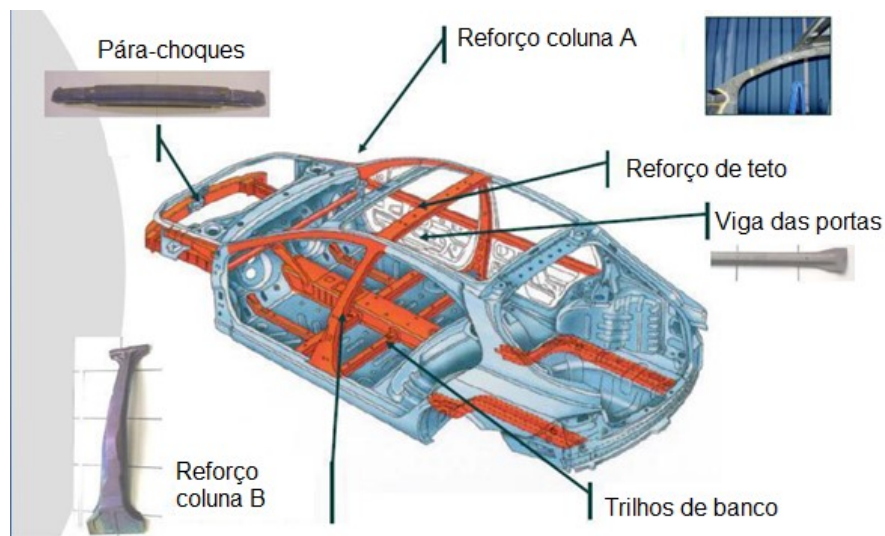


Figura 3.2 - Uso dos AHSS na estrutura de um automóvel.

O objetivo do uso desses tipos de aço tem relação com a construção do chassi automotivo e sua função de proteger os passageiros durante um evento de colisão em baixa ou alta velocidade. Existem regiões as quais se diferenciam por sua função, conforme mostrado na Figura 3.3 (*World Auto Steel*, 2017):

Zona de segurança: situa-se ao redor do passageiro. É um compartimento rígido o bastante para evitar qualquer deformação em sua estrutura que possa comprometer a integridade física dos passageiros. Aços Martensíticos, Estampados a Quente (PHS) e DP (grau acima de 980 MPa) são utilizados;

Zona de deformação: localizada na parte dianteira e traseira do veículo para absorver a energia do impacto de forma a amortecer a estrutura do habitáculo. Geralmente são empregados os aços DP, CP e TRIP.

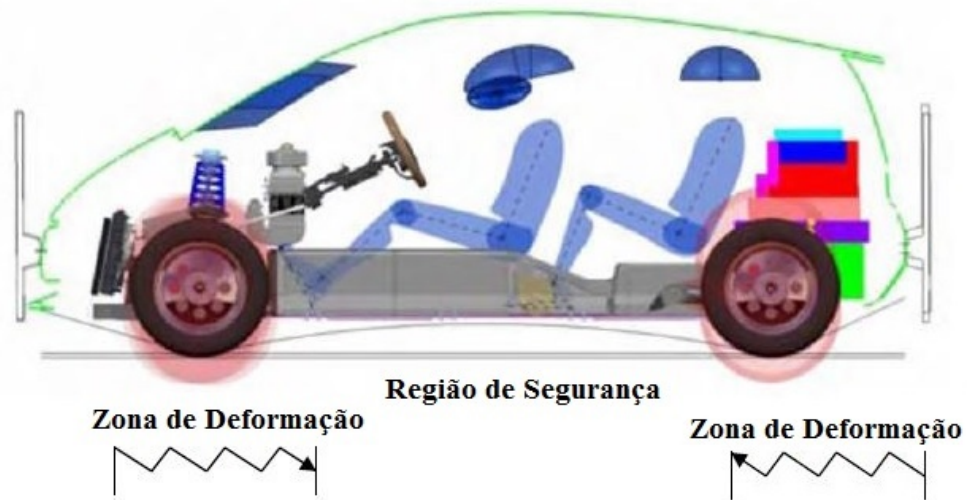


Figura 3.3 - Zonas de gerenciamento durante impacto de um veículo (adaptado de *World Auto Steel*, 2017).

Outro projeto, também coordenado pelo comitê *World Auto Steel*, o *Future Steel Vehicle* (FSV), teve como objetivo desenvolver uma carroceria de aço com redução em massa de 35% em relação a um veículo de referência (movido com bateria elétrica e autonomia de 250 km), além de 70% das emissões de poluentes no seu ciclo de uso. Também foi baseado no uso de AHSS, incluindo novos tipos aos do projeto ULSAB. Empregaram também a otimização do desenho e uso de novos tipos de motorização, como a elétrica (*World Auto Steel*, 2017). Uma visão geral da evolução desses tipos de projetos é mostrada na Figura 3.4.

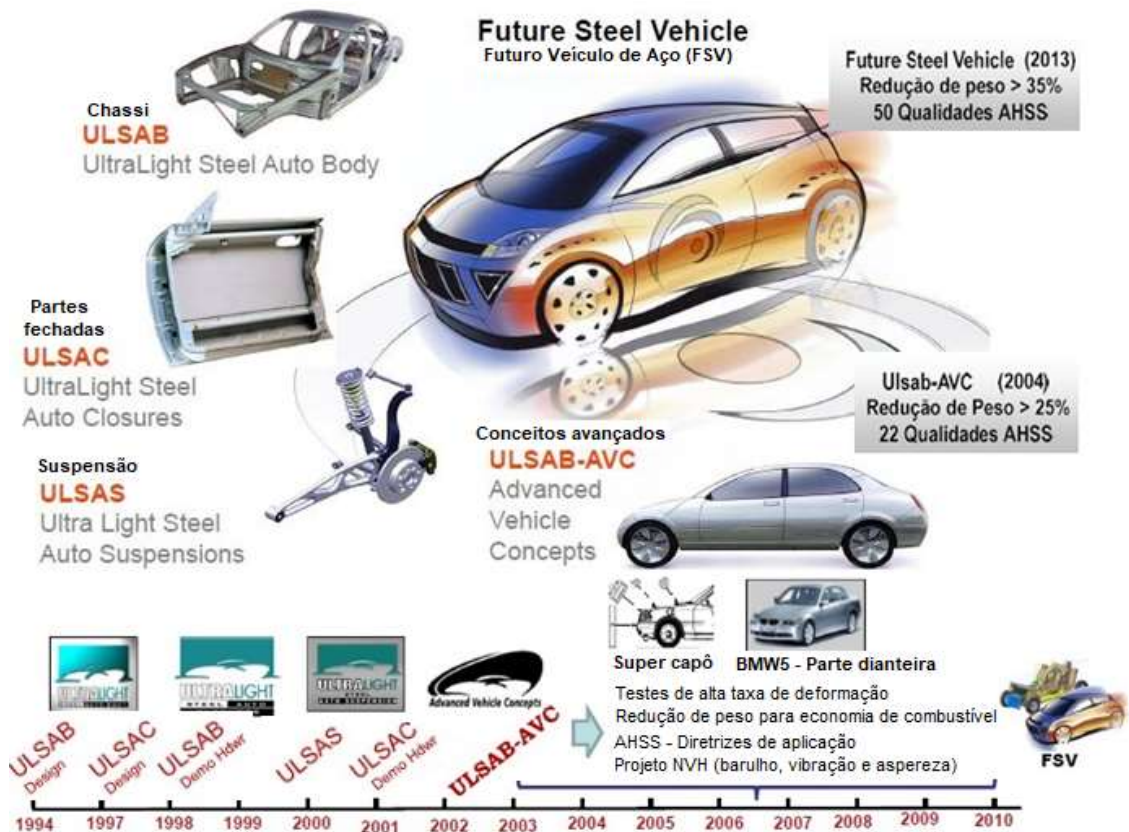


Figura 3.4 - Evolução dos projetos da *World Auto Steel* (adaptado de *World Auto Steel*, 2017).

3.2 Aço *Dual Phase*

Dentre os Aços Avançados de Alta Resistência (AHSS), os mais utilizados são os bifásicos (*Dual Phase*). Eles apresentam microestrutura constituída tipicamente por uma matriz ferrítica (relativamente macia) e ilhas de martensita (segundo constituinte de elevada dureza), conforme mostra a Figura 3.5. Possuem um conjunto especial de propriedades, como ausência de patamar de escoamento; baixa razão elástica; alto expoente de encruamento inicial; boa combinação entre resistência e ductilidade, com elevado alongamento uniforme; além de características de *bake hardenability* (BH), que corresponde ao ganho de resistência após tratamento de cura da pintura, na linha de produção. Por essas razões são bastante atrativos para aplicações na indústria automotiva (Barrado, 2003).

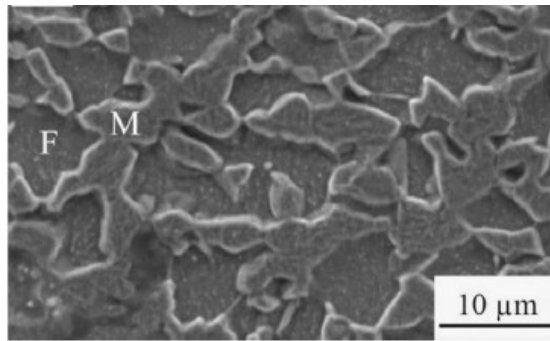


Figura 3.5 - Microestrutura bifásica: ferrita (F) e martensita (M) (Mazaheri, 2015).

A combinação entre baixa relação elástica e alta capacidade de encruamento é a base para o excelente desempenho em aplicações automotivas com boa conformabilidade dos aços DP. No entanto, os aços da segunda geração AHSS como TRIP e TWIP (*Twinning-Induced Plasticity*) apresentam ductilidade superior, para o mesmo nível de resistência (Tasan, 2015).

A grande quantidade de deslocações móveis produzidas nas interfaces entre martensita e ferrita é responsável pela ausência de patamar de escoamento em aços *Dual Phase*, em decorrência da transformação martensítica, onde ocorre expansão de volume e deformação cisalhante durante o resfriamento favorecendo a ocorrência de escoamento em vários pontos simultaneamente. Essas características tornam-se importantes nas operações de estampagem, pois tal patamar poderia produzir superfícies irregulares com linhas de distensão devido à propagação de bandas de *Lüders* (Reed-Hill, 2009). A Figura 3.6 mostra a elevada densidade de deslocações em um aço DP.

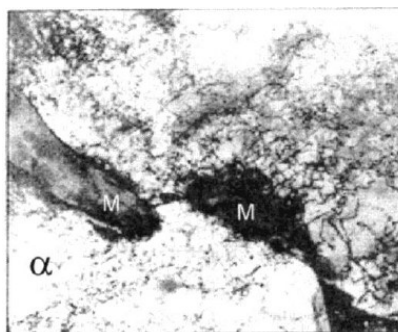


Figura 3.6 - Aspecto da microestrutura de um *Dual Phase*, observado via MET (microscopia eletrônica de transmissão), mostrando elevada densidade de deslocações na ferrita. Aumento de 12.000x. Legenda: M = martensita e α = ferrita (Speich, 1990).

A presença da martensita na microestrutura ainda provoca o aumento do limite de resistência (LR) e um baixo valor de relação elástica (LE/LR em torno de 0,5) indicando maior capacidade de encruamento e maior ductilidade, permitindo absorver grande quantidade de deformação antes da ruptura (Murari, 2000). A Figura 3.7 mostra um comparativo desses aços com outros convencionais nesses aspectos.

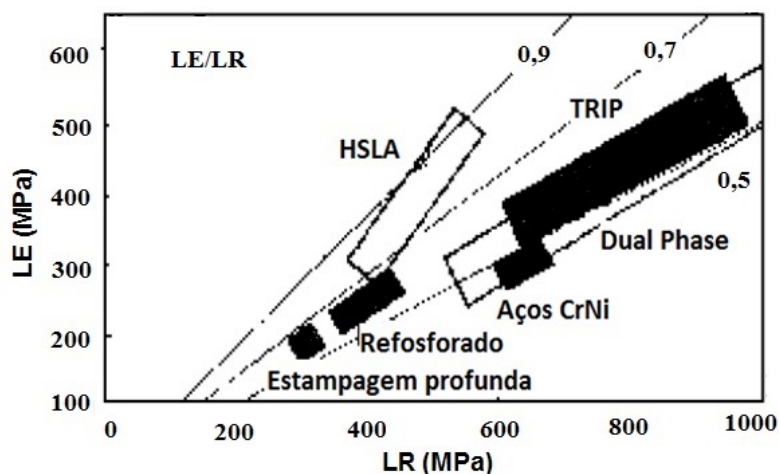


Figura 3.7 - Valores de relação elástica (LE/LR) de diferentes aços laminados a frio (adaptado de Pradhan, 1984).

Conforme Abe *et al.* (2003) o encruamento é explicado pelo conceito de empilhamento de deslocamentos nos planos de deslizamento, quando bloqueadas por barreiras do cristal como partículas microscópicas de precipitados ou átomos de soluto. As barreiras mais efetivas são ocasionadas pela interseção entre deslocamentos combinando-se e produzindo novas deslocamentos, as quais não se encontram em direções de deslizamento. Essas deslocamentos bloqueadas atuam restringindo a movimentação das demais até que a tensão atinja um nível adequado para romper tal bloqueio.

Quando se tem austenita retida na microestrutura do aço bifásico o valor n (expoente de encruamento) também é aumentado, principalmente nos momentos iniciais da deformação. Como esse constituinte é instável ocorre sua transformação à temperatura ambiente em martensita durante a deformação, gerando deslocamentos móveis e facilitando o escoamento, ainda retardando a estrição, com aumento no limite de resistência (Krauss, 2015).

Segundo Speich (1981), o processo de encruamento desses aços ocorre em três etapas, de acordo com o nível de deformação:

- Entre 0,1-0,5%: a tensão residual da ferrita é eliminada e há retorno de tensões em função da incompatibilidade plástica entre ferrita e martensita, ocorrendo rápido encruamento;
- Entre 0,5-4,0%: o encruamento da ferrita é reduzido quando o escoamento desse constituinte é bloqueado pelas partículas de martensita, de maior resistência;
- Entre 4,0 e 18,0%: a deformação da ferrita é governada pela recuperação dinâmica e escorregamento transversal, em função de eventual escorregamento da martensita.

Speich atribui a elevada ductilidade desses aços à quantidade relativamente elevada de ferrita na sua microestrutura, ao menor teor de carbono nessa fase e à presença da austenita retida. Para certo nível de resistência mecânica, os aços bifásicos apresentam valores de alongamento total maiores que outros onde o mecanismo de endurecimento é por precipitação e/ou por solução sólida, conforme Figura 3.8.

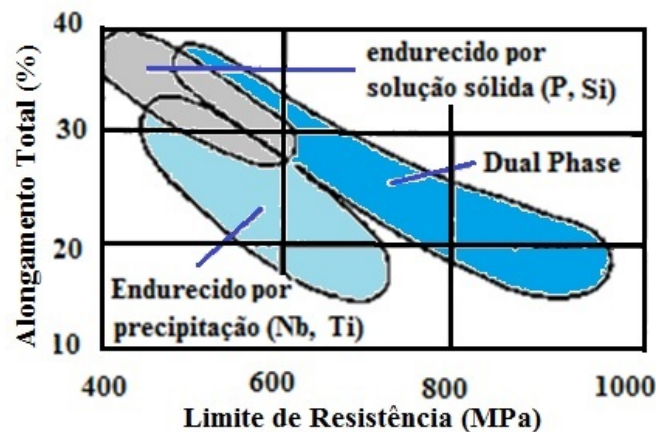


Figura 3.8 - Relação entre limite de resistência e alongamento para diferentes aços (adaptado de Speich, 1981).

O termo *Dual Phase* simplifica por vezes a complexidade desses aços, na maioria das vezes multiconstituídos também por austenita retida, perlita, bainita, carbonetos e ferrita acicular; de acordo com a rota de produção. Ainda existem várias questões em aberto em relação ao desenvolvimento das diversas microestruturas e sua relação com as propriedades mecânicas (Tasan, 2015).

3.3 Processamento dos Aços *Dual Phase*

Geralmente na produção de aços bifásicos laminados a frio é desejada uma microestrutura final na laminação a quente composta por ferrita e perlita (pode haver também presença de outros constituintes). O ganho de propriedade mecânica se dá após a laminação a frio, na linha de recozimento contínuo, com processamento em temperaturas no campo intercrítico (entre temperaturas A_1 e A_3) para nucleação e crescimento da austenita que será temperada em seguida. A morfologia desta fase depende das variáveis de processo (Rocha, 2005).

A Figura 3.9 refere-se ao experimento realizado por Tasan *et al.* (2015), onde é mostrado um típico exemplo de evolução da microestrutura de um aço *Dual Phase* durante a laminação a quente e a frio. No caso específico, um material com 0,147% C, 0,403% Si e 1,868% Mn (em peso) com redução a frio de 75%.

Inicialmente o material laminado a quente apresenta microestrutura perlítica. No centro da espessura (Fig. 3.9a) verifica-se ferrita proeutetóide e perlita (40% em volume) distribuídas em bandas ao longo da direção de laminação. Na superfície (Fig. 3.9b) essa microestrutura é substituída por uma mistura homogênea de ferrita e perlita.

Durante a laminação a frio, ocorre melhoria da homogeneidade microestrutural ao longo da espessura e forte aumento dos gradientes de orientação dentro dos grãos da ferrita proeutetóide. As larguras das bandas de ferrita e perlita do centro da tira decrescem com a redução na espessura da tira (Fig. 3.9c). Grãos de ferrita tornam-se achatados na direção normal e alongados na direção de laminação. Na superfície acontece processo similar (Fig. 3.9d).

Em seguida, tem-se uma micrografia do aço recozido por 100s a 920°C e resfriado a uma taxa de -15 K/s, mostrando que a transformação austenita-martensita ocorre apenas parcialmente, com adicional formação de nova ferrita equiaxial, levando a uma microestrutura ferrita-martensita. Tanto no centro (Fig. 3.9e) quanto na superfície (Fig. 3.9f) a morfologia é idêntica.

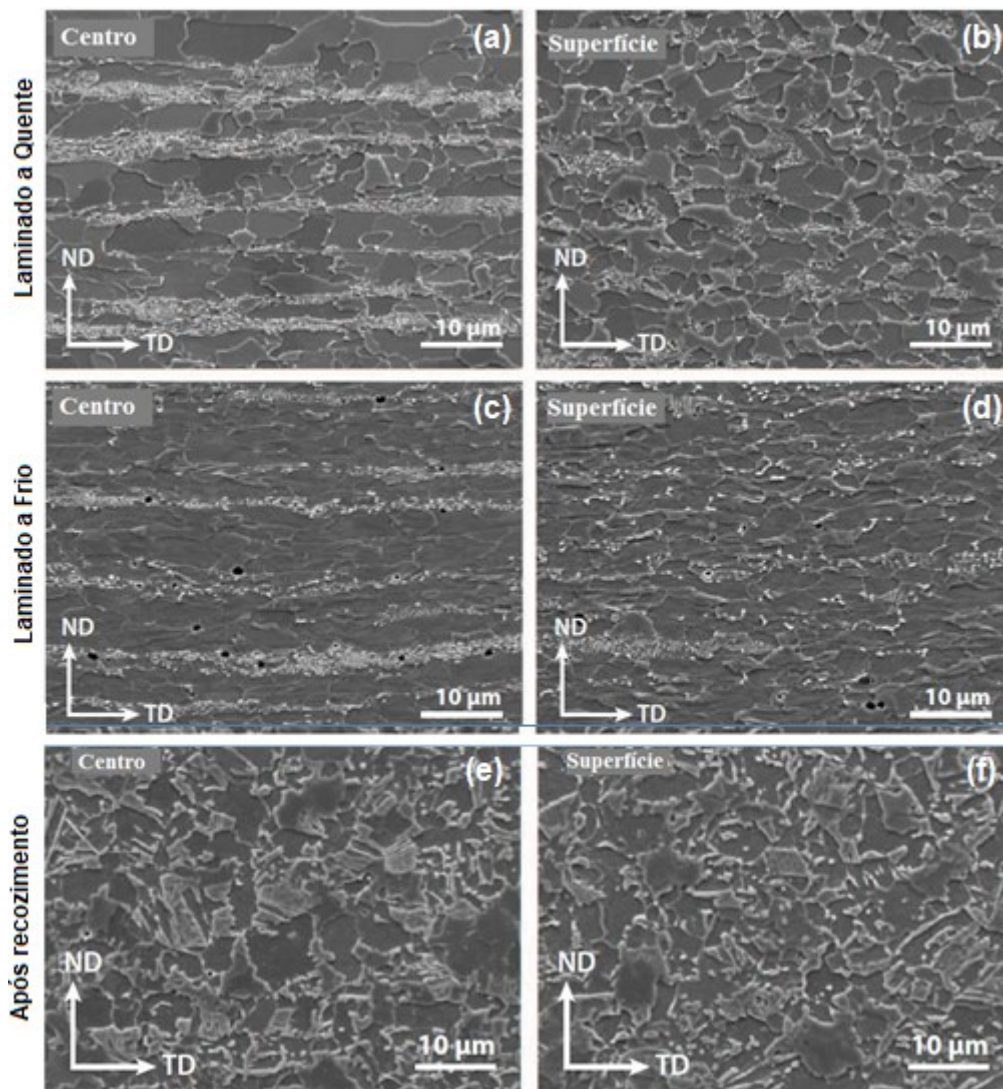


Figura 3.9 - Evolução da microestrutura de um *Dual Phase* (adaptado de Tasan, 2015).

Dependendo do ciclo térmico empregado e de anormalidades inerentes ao processo industrial, outros constituintes, tais como bainita, perlita e/ou austenita retida, podem estar presentes na microestrutura de um aço bifásico, como 2ª fase na matriz ferrítica. A martensita e a bainita são as responsáveis por elevar o nível de resistência após mecanismos de transformação de fases, sendo os constituintes de maior dureza no aço, com tipicamente 600 HV (dureza Vickers) e 400 HV, respectivamente (Reed-Hill, 2009).

Bag *et al.* (1999) citado por Terrazas (2017) verificaram que o volume de martensita depende de alguns fatores como a temperatura intercrítica, taxa de resfriamento e

composição química. Logo, a microestrutura final do aço bifásico tem dois fatores muito importantes a serem contemplados durante a elaboração do projeto de um aço: a composição química e o ciclo térmico.

3.3.1 Composição Química

É essencial durante a produção de AHSS que se tenham materiais com alta temperabilidade, ou seja, nos quais a austenita apresente grande capacidade de transformar-se em martensita durante o resfriamento no recozimento contínuo, mesmo quando sua velocidade seja relativamente baixa. A composição química tem papel importante nesse aspecto. O teor de carbono e a presença de elementos de liga são primordiais. O tamanho de grão austenítico prévio também tem influência. Todos esses fatores afetam a velocidade de nucleação da ferrita e carbonetos durante o resfriamento (Reed Hill, 2009).

O carbono é o principal responsável pelo endurecimento da martensita. Quanto aos elementos de liga utilizados, o molibdênio é o mais efetivo na promoção da temperabilidade, seguido de cromo, manganês, cobre, níquel e silício. Estes elementos provocam um atraso nas transformações perlítica e bainítica durante o resfriamento (Pichler, 1999), (Tasan, 2015).

O estudo de Kang *et al.* (2011) comprova a efetividade da adição de 0,30% de Mo, em retardar o crescimento da fase austenítica e barrar o movimento do contorno interfásico, refinando a estrutura ferrítica, com a formação de precipitados.

O Mn é um elemento de custo relativamente baixo. Ele é distribuído entre a ferrita e a austenita durante o recozimento intercrítico. Além de promover endurecimento por solução sólida na ferrita, amplia o campo da austenita, deste modo, gera posterior ganho na temperabilidade (Pichler, 1999), (Tasan, 2015).

Pichler *et al.* (1999) mostraram a influência dos acréscimos de Cr e Mn nas curvas A_1 e A_3 do diagrama Fe-C. A adição de Cr (0,0 a 1,0%) reduziu o campo austenítico, com

aumento da temperatura A_1 , além de reduzir o teor de C do ponto eutetóide. Com a adição de Mn (0,0-1,5%), houve aumento do campo austenítico, abaixando a temperatura A_1 , reduzindo o teor de C do ponto eutetóide. Concluíram que o Cr teria mais efeito no atraso da transformação da perlita e o Mn na transformação bainítica.

O principal efeito do silício é o de endurecimento por solução sólida, além de aumentar a atividade do carbono, inibindo a precipitação da cementita (Llewellyn, 1996). Em aços baixo carbono, a adição de Si favorece a formação de maior fração de martensita, à medida que amplia a taxa de nucleação da austenita, quando comparado ao mesmo aço sem tal adição. (Hinoraka, 2009), (Drummond, 2012).

Baixos teores de boro (5-30 ppm) são suficientes para ganho em temperabilidade nos aços multifásicos. Conforme Shen *et al.* (1990) ocorre segregação desse elemento nos contornos de grão austenítico, diminuindo a nucleação da ferrita proeutetóide, em função do decaimento da energia interfacial entre os grãos austenítico adjacentes. Em excesso, seu uso pode ter efeito contrário. Geralmente, utiliza-se adicionalmente ao Ti, para evitar a formação de BN.

Também podem ser adicionados vanádio e nióbio visando endurecimento por precipitação e refino da microestrutura (Tasan, 2015). Cho *et al.* (2011) verificaram os efeitos da adição de Nb em aço bifásico da classe de 980 MPa. A formação de precipitados finos de NbC durante o processo de laminação a quente refina a estrutura bandeada, posteriormente atrasa a recristalização da ferrita no recozimento intercrítico. Os precipitados não dissolvidos ainda controlam o tamanho de grão da ferrita recristalizada, bem como os grãos austeníticos durante o recozimento intercrítico. A temperatura de início de transformação martensítica decai em função desse grão de austenita refinado, além de estabilizar a austenita retida.

Bleck (2002) representou o efeito de alguns dos elementos de liga usados nos aços multifásicos através da Figura 3.10: C e Mn ao estabilizarem a austenita, retardam a formação de ferrita e bainita; outros elementos como Cr e Mo apresentam efeito similar ao deslocar a curva de transformação da ferrita e perlita para a direita do diagrama.

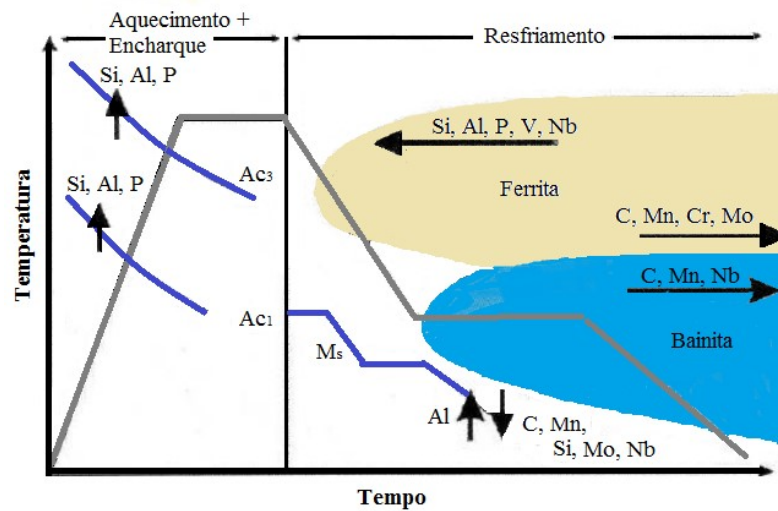


Figura 3.10 - Efeito dos elementos de liga sobre as transformações durante recozimento intercrítico em AHSS (adaptado de Bleck, 2002).

3.3.2 Ciclo Térmico

A microestrutura de um aço bifásico laminado a frio geralmente é obtida com o processamento em fornos de recozimento contínuo.

O ciclo térmico ou de recozimento é constituído de uma etapa de aquecimento até o campo intercrítico (entre A_1 e A_3), atingindo a chamada temperatura de encharque, no qual o material permanece em temperatura constante determinado período. A etapa de encharque afeta a quantidade de austenita e seu teor de carbono, com a austenitização parcial do aço.

Em seguida há o resfriamento lento (taxas mais baixas, em torno de $\leq 5^\circ\text{C/s}$). Nela a fração volumétrica de austenita diminui pela formação de ferrita. Também há enriquecimento de carbono na austenita, proporcionando aumento da temperabilidade. Segue até a temperatura de início de resfriamento rápido ou têmpera (taxas mais elevadas $\geq 15^\circ\text{C/s}$) até temperaturas em torno de 300°C , com a decomposição da austenita em martensita. Nessa situação não há tempo suficiente para difusão de carbono, o que faz com que gere uma condição estável e a transformação de fases.

Dependendo das taxas de resfriamento podem ocorrer também bainita, ferrita, perlita e austenita retida.

No final tem-se o processo de superenvelhecimento (ou *overaging*), abaixo da temperatura de início de transformação martensítica (M_i) em poucos minutos com o intuito de reduzir a quantidade de carbono em solução sólida supersaturada na ferrita. Há também o revenimento da martensita formada. Posteriormente, o material é resfriado até temperatura ambiente (Murari, 2009). A Figura 3.11 mostra esquematicamente o ciclo térmico empregado no recozimento contínuo.

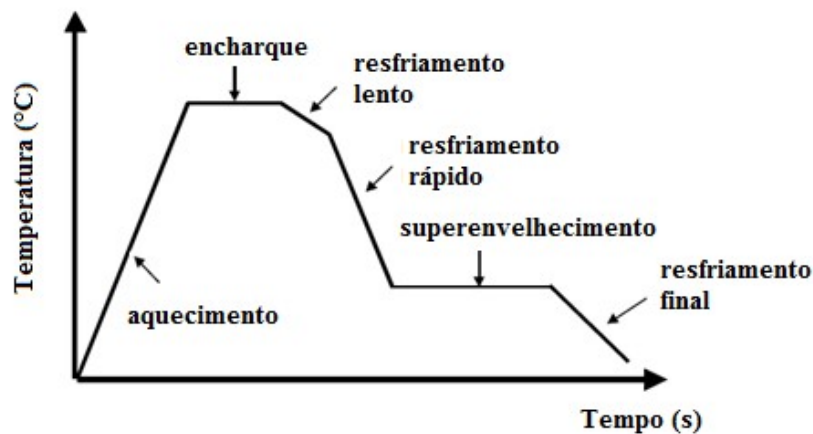


Figura 3.11 - Esquema do ciclo utilizado no recozimento contínuo.

O estudo de Pichler *et al.* (1999) demonstrou a influência dos parâmetros do ciclo de recozimento na microestrutura de um aço bifásico e nas suas propriedades mecânicas. Fatores como temperatura de encharque, resfriamento rápido (temperatura de têmpera) e taxa de resfriamento são variáveis que podem ser modificadas no sentido de buscar um aço mais apropriado de acordo com a aplicação desejada. A temperatura de encharque ganha maior influência com o aumento do grau de resistência nos aços bifásicos. Verificou-se que quando comparados graus DP500 e DP600, conforme Figura 3.12, as variações de limite de escoamento (LE) e de resistência (LR) são mais pronunciadas para DP600, principalmente em altas temperaturas de encharque.

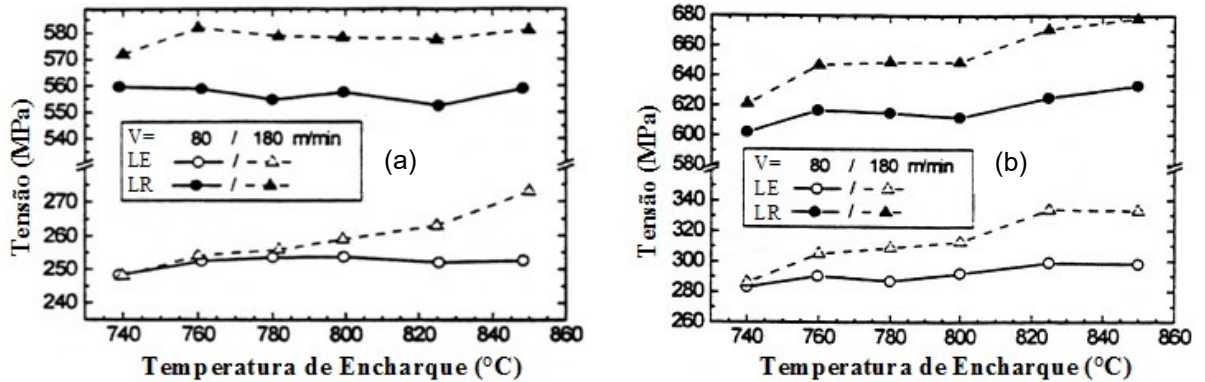


Figura 3.12 - Influência da temperatura de encharque no LR e LE de aços bifásicos: (a) DP500, (b) DP600 (adaptado de Pichler, 1999).

Para graus mais elevados de resistência, o comportamento pode ser diferente. Barrado *et al.* (2003) estudaram o DP980 e verificaram que diferentes temperaturas do processo de recozimento contínuo tem influência, sendo o LE afetado principalmente pela temperatura de encharque e o LR por encharque e superenvelhecimento.

Ainda no trabalho de Pichler *et al.* (1999) foi observada a variação do LE e LR em função da temperatura de início de resfriamento rápido (temperatura de austenitização): quanto maior a temperatura de início, maiores os valores de LE e LR. Esta elevação pode ser explicada em função da maior fração volumétrica de martensita. A Figura 3.13 apresenta essa relação.

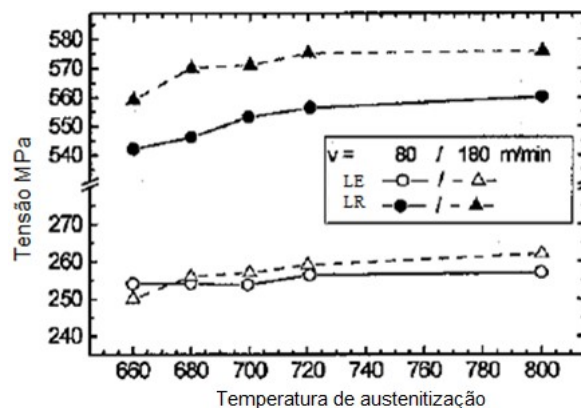


Figura 3.13 - Influência da temperatura de austenitização no LR e LE de aço DP500 (adaptado de Pichler, 1999).

Em outra investigação de Pichler *et al.* (2000) verificaram que a taxa de resfriamento durante resfriamento rápido também tem efeito: quanto menor a taxa, maior a proporção de bainita e perlita em substituição à martensita (Figura 3.14).

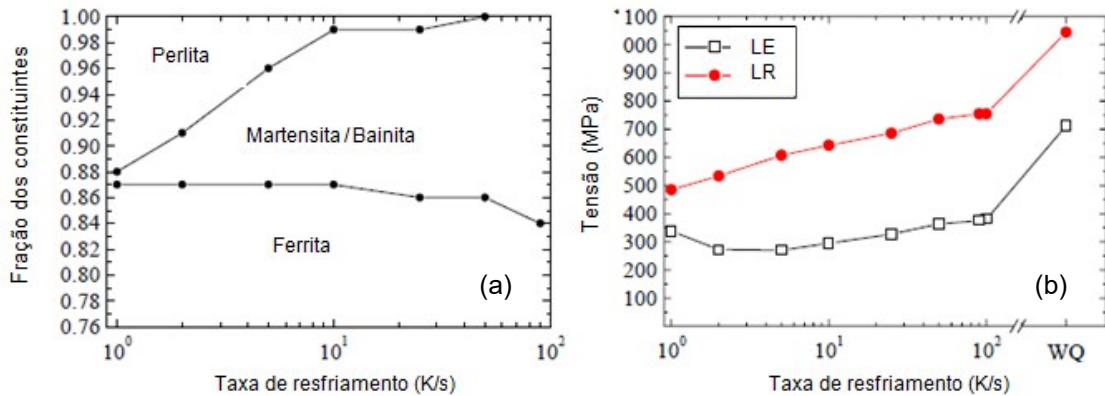


Figura 3.14 - (a) Frações volumétricas de fases, estimadas por dilatométrica, em função da taxa de resfriamento de um aço bifásico 0,10%C; 0,1%Si; 1,5%Mn; 0,8% (Cr+Mo) e (b) LE e LR em função da taxa de resfriamento (adaptado de Pichler, 2000).

O tempo de encharque também é importante, pois ao ser aumentado, tem como efeito a elevação do volume de martensita, em função do aumento da austenita. Também é verificada a formação de maior quantidade de ferrita grosseira, com tamanho de grão acima de 3 μm . Mazaheri *et al.* (2015) verificaram que o aumento do tempo de recozimento intercrítico (8 para 14 min) fez decrescer a dureza de ambas as fases. A ferrita decresceu de 289 para 185 HV10mN e a martensita 411 para 333 HV10mN, com aumento da razão da dureza entre os constituintes.

Tasan *et al.* (2015) pontuaram que durante o recozimento intercrítico os mecanismos metalúrgicos existentes são recuperação, recristalização, difusão e transformação de fase. O grau de interação e competição entre esses fenômenos depende da taxa de aquecimento, tempo e temperatura de recozimento e taxa de resfriamento. Dependendo da temperatura, tempo de recozimento, redução a frio, transformação de fase ou recristalização é o mecanismo que prevalece. Baixas temperaturas de recozimento intercrítico ($\sim 740^\circ\text{C}$) podem levar ao bandeamento da microestrutura, por prevalecer a recristalização da ferrita e preservar a morfologia anterior do laminado a quente. O tempo de recristalização decresce com aumento da temperatura e taxa de aquecimento.

Altas temperaturas intercríticas ou no campo austenítico levam ao domínio do mecanismo de transformação de fase sobre os mecanismos de recristalização, com formação de martensita e novos grãos de ferrita axial. Para temperaturas intercrítica a formação da microestrutura é governada pela transformação austenítica e depende criticamente da temperatura de recozimento e da dispersão das fontes de carbono.

3.4 Aplicação dos Aços *Dual Phase*

Mesmo após os mais de 50 anos dos primeiros estudos sobre aços *Dual Phase* ainda existem diversas questões científicas a seu respeito. Os avanços tecnológicos em termos de experimentos e técnicas de simulações possibilitaram um conhecimento mais profundo a respeito de sua complexidade microestrutural (Tasan, 2015).

Dependendo da quantidade de martensita no aço bifásico, podem ser obtidas diferentes classes de resistência. Quando aumenta, a ductilidade do aço diminui. O teor de carbono tem efeito semelhante. No entanto, quando a ferrita predomina, o aço possuirá limite de escoamento baixo e ductilidade elevada (Rocha, 2005).

As diversas classes de limite de resistência dos aços *Dual Phase* determinam sua utilização. Em geral, os aços com percentual de segundo constituinte mais dura (martensita e/ou bainita) acima de 20% e $LR \geq 600$ MPa são empregados na indústria automobilística em peças estruturais como longarinas, lâminas de para-choques. Possuem boa tenacidade e alta resistência à fadiga. Recentemente também são usados graus de resistência mais baixos em peças com aplicações expostas, pois proporcionam uma condição superior de indentação à de aços convencionais. Ambas as situações contribuem para redução de peso veicular (Murari, 2009). A Figura 3.15 mostra a relação de ganho de propriedade mecânica com aumento da fração de segundo constituinte.

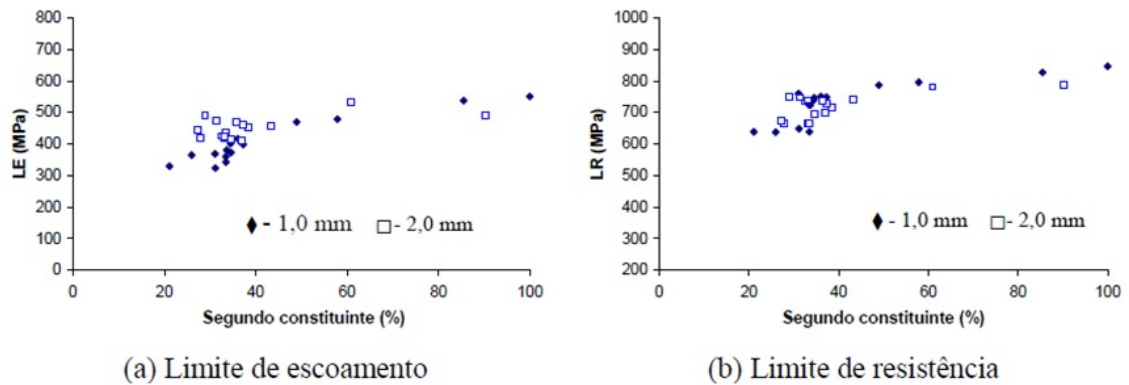


Figura 3.15 - Variação de LE e LR com a quantidade de segundo constituinte (Murari, 2004).

O aumento de LR influencia na absorção de energia durante deformação em altas taxas. Para o mesmo nível de resistência, os *Dual Phase* absorvem mais energia comparados a outros tipos de aço (Mega, 2004).

Em termos de conformabilidade plana, esses aços se destacam em relação aos HSLA (*High Strength Low Alloy*) em operações caracterizadas por conformação por estiramento puro. Entretanto, em operações nas quais o modo de deformação predominante é por flangeamento ou dobramento, possuem limitações, sendo fortemente influenciados pela morfologia da estrutura e diferença de dureza entre a matriz ferrítica e o segundo constituinte (Fujita, 2007).

Essas limitações fizeram com que o uso desses aços com $LR \geq 980$ MPa (*UHSS – Ultra High Strength Steel*) ficassem restritos à peças com formato mais simples, como vigas de portas ou almas de para-choques, durante certo tempo. Mais recentemente ampliou-se o uso em outras partes, em função da necessidade de redução de peso veicular. Por essa razão, ocasiona diversos estudos para melhoria da sua capacidade de estiramento de bordas, relacionado ao uso em peças de geometria complexa (Hasegawa, 2003), (Fujita, 2007).

3.4.1 Tipos de Conformação

Geralmente as siderúrgicas têm como produto final bobinas ou chapas com ou sem revestimento em uma enorme variedade dimensional. No entanto, a maioria dos produtos finais metálicos é obtida em fases posteriores por meio de conformação mecânica, caracterizada pelo estado permanente de deformação (plástica) atribuída à aplicação de uma força externa. Essa deve ser suficientemente alta para conservação da forma.

Conforme Kobayashi *et al.* (1989), uma operação de conformação mecânica consiste em estabelecer:

- relações cinemáticas: formas geométricas, velocidades, taxas de deformação e deformações entre a parte não deformada e a deformada;
- limites de conformabilidade: determinar se é possível executar a operação de conformação sem causar defeito (enrugamentos, afinamentos, ruptura, etc.);
- forças, tensões e energia necessárias preventivamente para executar a operação de conformação. Importante para projetar a ferramenta.

A estampagem é o termo mais comum dado à conformação das chapas. Segundo Yoshida, citado no trabalho de Hasegawa (2003), os principais modos de conformação de chapas metálicas com uso de prensa são: dobramento, estampagem profunda, embutimento e estiramento de borda. Também podem ser citados: estiramento (puro) e a etapa de corte. Uma chapa estampada pode ter áreas conformadas por métodos diferentes e a deformação de uma região pode influenciar a outra. (Dieter, 1981). A Figura 3.16 demonstra esquematicamente um resumo comparativo entre alguns dos principais métodos de conformação mecânica.

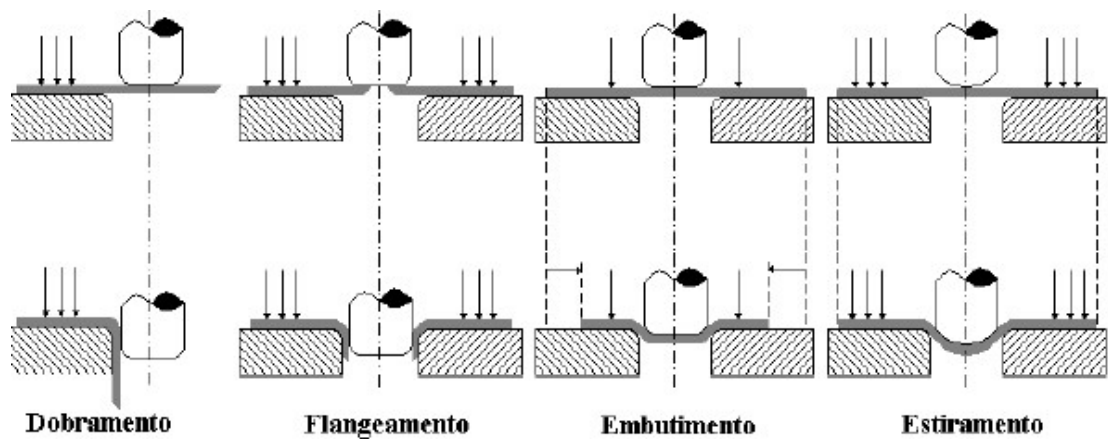


Figura 3.16 - Comparativo entre modos de conformação.

Dobramento: é um dos mais simples modos de conformação. A deformação plástica ocorre apenas na região da dobra (linear). A parte externa é tracionada e a interna comprimida. Importante que o material tenha boa ductilidade para evitar rupturas na parte externa da dobra. A maior dificuldade é obter precisão, pois o retorno elástico é considerável e as deformações tornam-se localizadas. Tanto o retorno elástico quanto a deformação aumentam com a diminuição do raio de curvatura. Se desprezada a variação da espessura, a linha neutra permanecerá na fibra central e a deformação trativa na superfície externa será igual à deformação compressiva na superfície interna (Dieter, 1981). A Figura 3.17 mostra esquematicamente um exemplo de conformação onde predomina o dobramento.

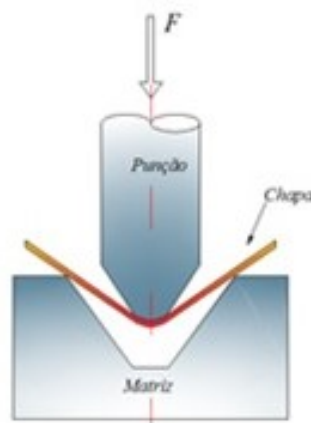


Figura 3.17 - Dobramento em matriz na forma de “V” (adaptado de Marciniak, 2002).

Um aspecto a ser levado em consideração quanto às regiões de fragilidade da peça é a orientação do *blank* em relação à direção de laminação, em função do alinhamento de inclusões.

Estiramento: na manufatura de peças geralmente ocorre estiramento biaxial, com deformações positivas em todas as direções no plano da chapa e redução generalizada de espessura. As tensões são trativas (Hosford, 1993). A chapa é empurrada por um punção, para dentro da cavidade da matriz, enquanto suas extremidades são firmemente fixadas pelo prensa-chapas com freio. O material deve ser dúctil. Durante o processo, a deformação circunferencial é zero nas extremidades da chapa e cresce em direção ao centro da mesma, como mostrado na Figura 3.18.

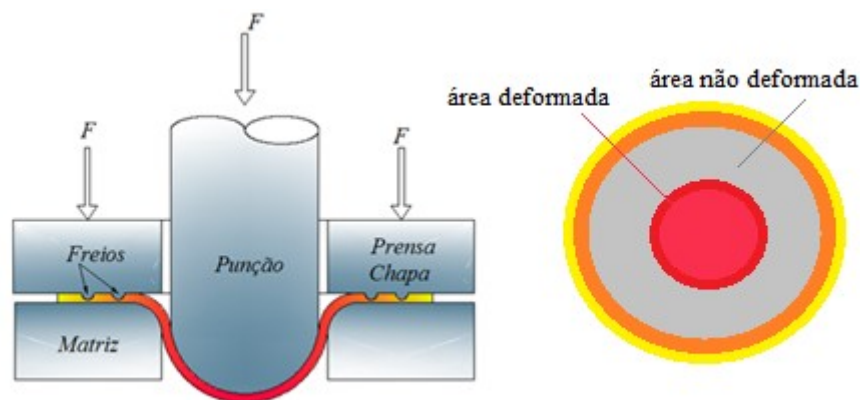


Figura 3.18 - Representação esquemática do processo de estiramento (adaptado de Marciniak, 2002).

Estampagem profunda: Seu princípio é similar ao do estiramento, mas com a diferença de que para a flange (parte externa) é permitida a estampagem para dentro, sob a limitação de garantir ao material a forma desejada. Nesse processo o afinamento da espessura é menor. O método também consiste de um punção, uma matriz inferior e um prensa chapas (Hosford, 1993).

Embutimento: diferentemente da estampagem profunda, é usado na produção em série de peças ocas, objetivando-se a menor variação possível de espessura. Consiste na aplicação de uma força compressiva sob uma chapa, a qual é forçada a transpassar por

uma matriz aberta da forma de um corpo côncavo. A parede do copo tem que suportar uma tensão axial de tração requerida para puxar a chapa para dentro da cavidade da matriz. O uso de um prensa-chapa na parte superior da tira evita o enrugamento no flange da peça. Durante o processo, pode haver diferentes estados de tensão e deformação, conforme Figura 3.19.

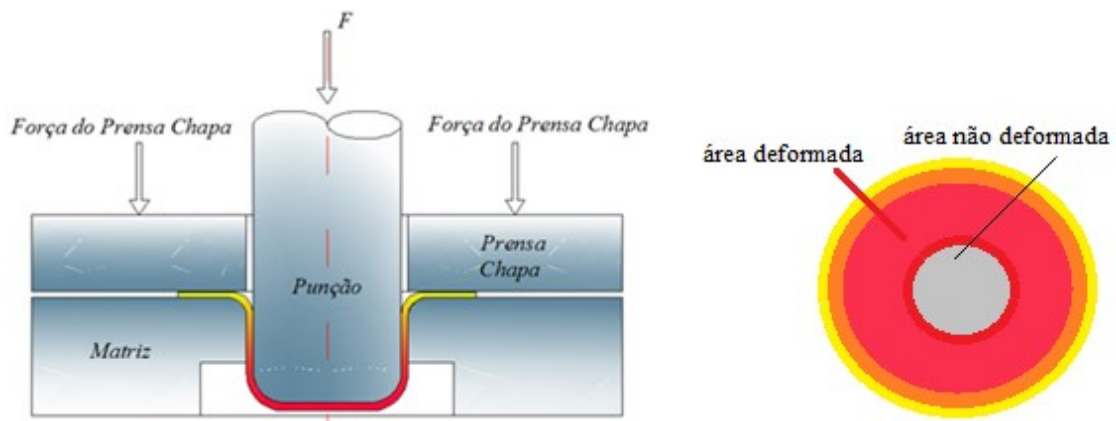


Figura 3.19 - Processo de embutimento profundo (adaptado de Marciniak, 2002).

O processo de embutimento tem forte relação com o coeficiente de anisotropia médio e o planar (R_m e ΔR), sendo o valor médio mais usual. Para o estiramento, há a correlação com o expoente de encruamento (n). Quanto maiores os valores dessas propriedades, melhor para a conformação.

Flangeamento: tem relação com a conformação localizada. Quando o dobramento não ocorre ao longo de uma linha reta, ou a tira não é plana, a deformação plástica ocorre não apenas na linha de dobramento, mas também da tira adjacente (Marciniak, 2002). Pode ocorrer na forma de encolhimento de flange, quando a borda é encurtada e a flange pode se curvar; ou como estiramento de borda, quando o comprimento da borda precisa aumentar e aparecimento de trincas pode ser crítico. São relacionados às operações de expansão/extrusão de furo. Nesse processo, a partir de um furo cortado menor que o diâmetro do punção, ocorre a deformação, onde o punção é empurrado através da tira e a borda do furo vai ser estirada até um valor limite onde vão ser iniciadas as trincas. Esses processos são exemplificados na Figura 3.20.

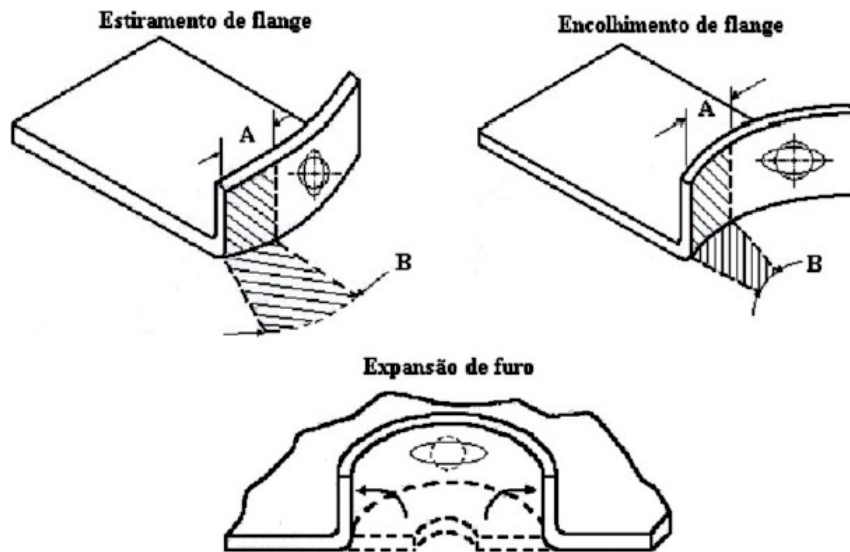


Figura 3.20 - Tipos de conformação relacionados com flangeamento.

Conforme Hasegawa *et al.* (2003), o estiramento de borda é na maioria das vezes a propriedade mais crítica, correlacionada a maioria das falhas em partes conformadas.

3.4.2 Curva Limite de Conformação (CLC)

Os diagramas CLC são usados para estimar a quantidade de deformação máxima que pode ser transmitida para uma chapa antes da deformação localizada (estricção) e ocorrência de falha durante o processo de conformação. (Terrazas, 2017).

Para não haver ruptura, todas as combinações de deformações (maior ϵ_1 , menor ϵ_2) na superfície da chapa durante a conformação precisam estar abaixo da curva (região de sucesso). Para pontos acima da curva é necessário mudança nas condições de estampagem, como a lubrificação, geometria do ferramental, formato e tamanho dos blanks ou substituição da matéria prima (Tepedino, 2014). A Figura 3.21 representa esquematicamente a curva CLC.

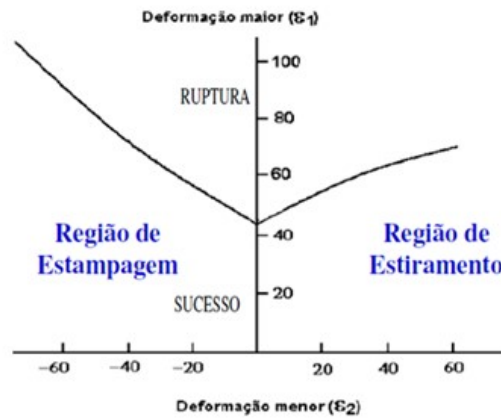


Figura 3.21 - Representação esquemática de um diagrama CLC.

Essas curvas fornecem uma indicação do nível e do tipo de deformação que a chapa pode suportar.

A metodologia mais conhecida para o levantamento do diagrama CLC é a técnica de Nakazima (1968), onde corpos de diferentes formatos (Fig. 3.22) são deformados até a estrição ou ruptura, a partir de um punção circular de nariz esférico. As deformações críticas são usadas como referência e medidas junto dos corpos de prova na fratura. Seguem a norma ISO 12004-2 (2008), com destaque para recomendação das geometrias dos corpos de prova, filmes lubrificantes dos ensaios, equipamentos de medição e método de avaliação das deformações (Tepedino, 2014).

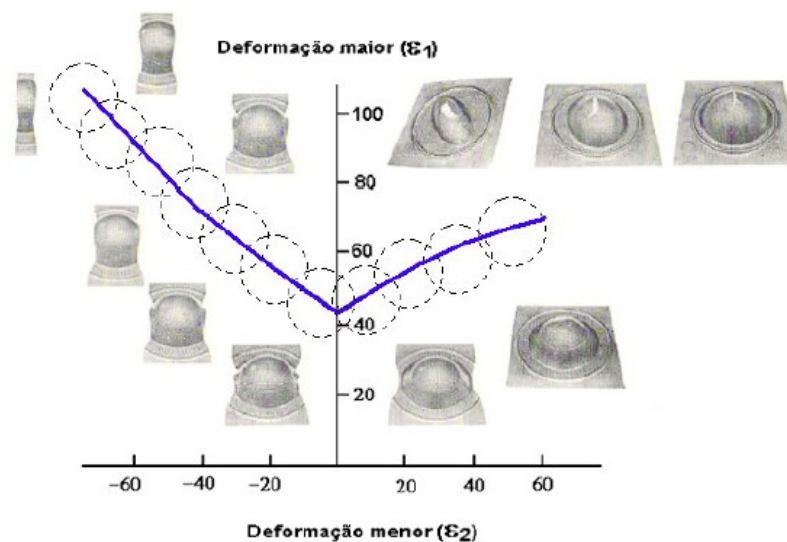


Figura 3.22 - Corpos de Prova utilizados para construção do CLC.

Conforme Yu *et al.* (2016) os Aços Avançados de Alta Resistência têm maior incidência de ruptura durante a conformação, pois estão propensos a diferentes modos de falha comparados aos aços convencionais e Alta Resistência Baixa Liga (HSLA). O diagrama CLC é útil para prever a conformação plana, útil na aplicação em peças com geometrias mais simples, como vigas de portas, alma de para-choques com maiores esforços para combinar ductilidade e resistência (Terrazas, 2017). No entanto, para o processamento de peças mais complexas, o flangeamento torna-se importante, pois é típico para produção de partes metálicas com características diferenciadas de borda (onde convencionalmente um *blank* ou componente com um pequeno furo pré-cortado é puncionado para formar uma forma cilíndrica ou cônica). Esse processo envolve deformações por dobramento e estiramento em torno do furo pré-cortado (Cao, 2016).

O estiramento de borda torna-se um fator crítico com grande número de falhas nas operações de estampagem, abaixo do que seria previsto nas tradicionais curvas limite de conformação em partes automotivas de geometria mais complexa. A Figura 3.23 mostra exemplos da presença de trincas na conformação de AHSS a partir da borda.

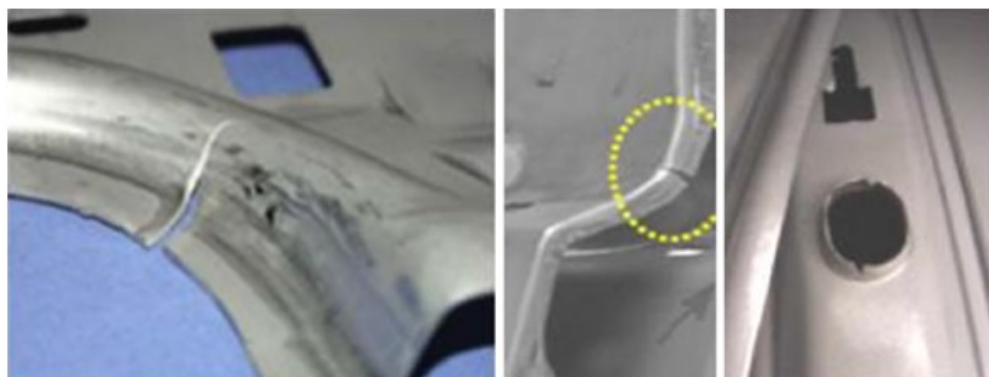


Figura 3.23 - Trincas em peças automotivas a partir da conformação de AHSS (Casellas, 2016).

Nesses casos é de suma importância levar em consideração a capacidade de expansão de furo que se relaciona ao estiramento de borda. Ela mede a porcentagem de expansão até o momento que a trinca ocorre no ensaio (Fang, 2003).

3.4.3 Ensaios de Expansão de Furo

O flangeamento do furo é geralmente utilizado no fortalecimento da borda do furo, melhoria estética e promoção de suporte para junção de partes na indústria automotiva. O formato de gola é utilizado em encaixes de parafusos e conexões de solda (Lange, citado por Paul, 2014). Um dos tipos de flangeamento relacionado à capacidade de expansão de furo é o estiramento de bordas. Pode ser descrito como a capacidade de estampar uma chapa com uma borda ou furo cortado, sem trincas (Paul, 2014).

Os ensaios de expansão de furo ou HET (*Hole Expansion Test*) são os mais utilizados para avaliar o comportamento de chapas nesse tipo de operação, medem a capacidade de estiramento de borda.

As configurações mais comuns são: o ensaio *KWI*, desenvolvido no *Kaiser Wilhelm Institut*, e a expansão cônica de furo (ECF), especificada pelas normas JFS T1001 (1996) e ISO/TS 16630 (2003). Ambos submetem uma chapa plana dotada de um furo circular à penetração de um punção. O punção pode ter nariz cônico, no caso do ensaio ECF ou cabeça chata, no ensaio *KWI*. O punção avança sobre a chapa concentrando a deformação no furo, que se expande continuamente até o início da ocorrência de trincas a partir da sua borda. O ensaio é interrompido quando ocorre a ruptura de toda a seção resistente, isto é, quando a trinca vai de uma superfície à outra ao longo da espessura do material.

A capacidade limite ou razão de expansão de furo é medida a partir da relação entre os diâmetros final e original do furo. Normalmente é representada pela sigla HER (*Hole Expansion Ratio*) ou pela letra grega λ (Tepedino, 2014). A Figura 3.24 mostra comparativamente os ensaios ECF e *KWI*.

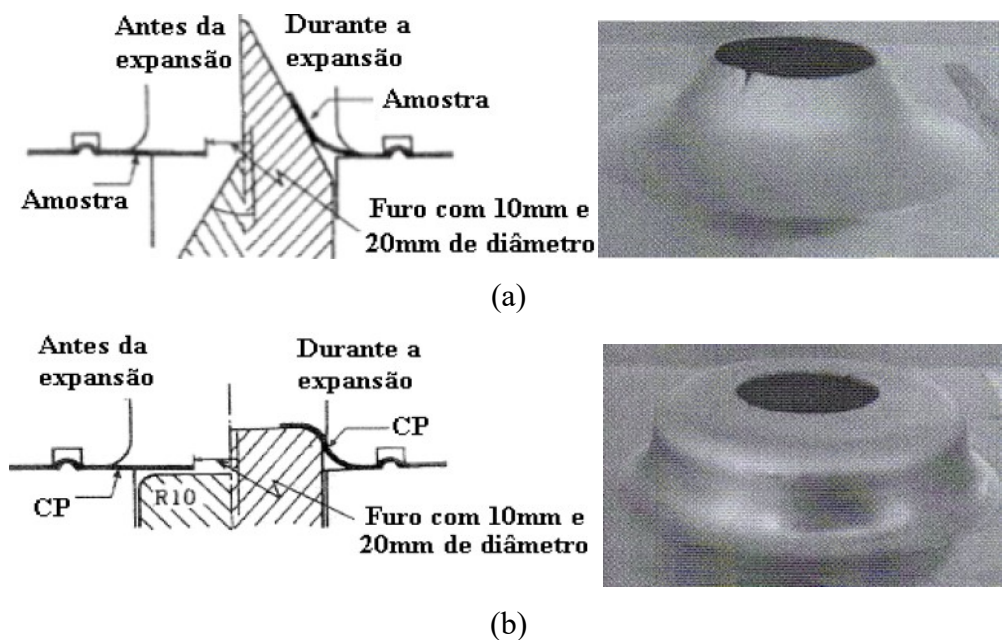


Figura 3.24 - Ensaio de ECF (a) e KWI (b).

O ensaio de expansão cônica de furo (ECF) é o mais utilizado. Sua medida geralmente é feita através de um punção de 50 mm de diâmetro e cone com ângulo de 60° introduzido em um furo de 10 mm de diâmetro em uma amostra de 100 x 100 mm, conforme equação 3.1 e exemplificado pela Figura 3.25. Quanto maior o valor da razão de expansão de furo (λ ou *HER*), melhor para a aplicação que necessita desse requisito para conformação (Paul, 2014).

$$\lambda = \{(d-d_0) / d_0\} \times 100 \quad (3.1)$$

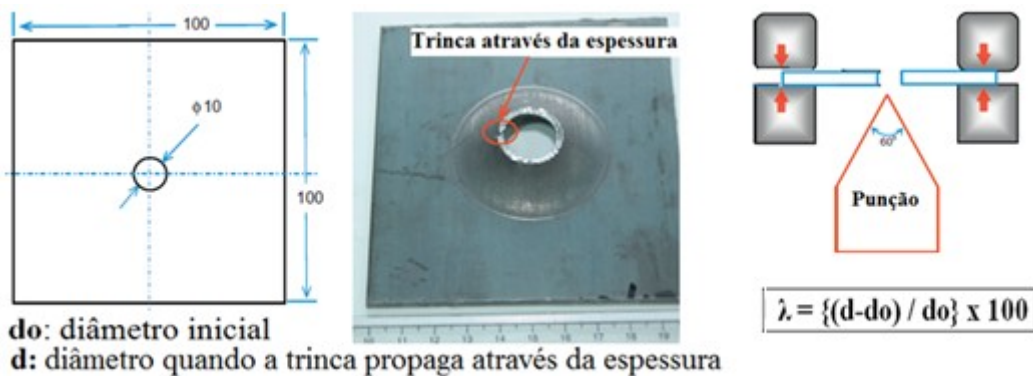


Figura 3.25 - Esquema do ensaio de expansão cônica de furo (adaptado de Paul, 2014).

Conforme Butcher *et al.* citado por Terrazas (2017), as principais componentes de tensão nos ensaios de expansão de furo são nas direções circunferencial, radial e da espessura. Quando um punção cônico é usado, a deformação é mais complexa, pois a tira sofre dobramento e estiramento. Quando o punção se move a partir do fundo, o lado superior da tira sofre mais deformação circunferencial comparada ao lado que está em contato com o punção cônico.

3.4.4 Mecanismos de Falha

Durante a conformação dos diferentes tipos de aços existem vários modos de falha a gerar insucesso na aplicação, através da iniciação de trincas e consequente fratura.

Uma típica fratura dúctil é dividida em 3 estágios compreendendo nucleação de vazios, crescimento e coalescência. Em material ferrítico é associada com a presença de inclusões não metálicas (sulfeto de manganês e inclusões de cálcio) ou partículas de carbonetos de titânio, ferro ou cromo. Em aços bainíticos, o diâmetro do carboneto é o maior fator de controle para fratura. Para aços martensíticos, um baixo teor de carbono pode prover a fratura dúctil e um alto teor provocar fratura intergranular ou transgranular. Diferentes modos de nucleação de vazios como decoesão da interface martensita/ferrita, trinca na martensita, rompimento das bordas do grão de ferrita e/ou de inclusões podem ocorrer nos AHSS. (Pathak, 2017).

A separação na interface entre martensita e ferrita em aços bifásicos também é citada por Sun *et al.* (2009), ocorrendo em seguida, a fratura na martensita. Aços com menos de 15% de martensita tem o mecanismo de microcavidades na ferrita como principal causa de falha, enquanto em aços com mais de 40% desse constituinte, a incompatibilidade entre martensita e ferrita tem maior influência. Essas regiões funcionariam como concentradores de tensões para o início da trinca.

No caso específico do DP980, Alharbi *et al.* (2015) verificaram que tais microvazios são nucleados nos estágios iniciais da deformação. O mecanismo de maior dano foi o da falha nas ilhas de martensita, apesar da presença de inclusões. Valores mais altos de

tensão foram encontrados na martensita próxima da interface com a ferrita, locais onde se iniciaram as trincas. Não ocorreram danos nas áreas da matriz ferrítica. Concluíram que as variações entre os mecanismos de falha seriam influenciadas pelo volume de martensita, morfologia, composição química e condições de processo. Pouca influência de inclusões.

3.4.5 Fatores que Influenciam a Capacidade de Expansão de Furo

O aumento da classe de resistência em aços *Dual Phase*, limita seu uso a peças de formato mais simples e menor grau de conformação localizada, como lâminas de para-choques ou vigas de portas. Em geral, apresentam valores mais baixos da razão de expansão de furo, que é diretamente relacionada à capacidade de estiramento de bordas. Para chapas desses materiais são encontrados valores mais baixos quando se comparam aos dos aços convencionais (Yoon, 2016).

As ocorrências de trincas nas bordas têm ganhado a atenção de muitos pesquisadores. É consenso entre a maioria que há influência da microestrutura, principalmente em relação à diferença de dureza entre os constituintes. Há uma busca em correlacionar expansão de furo com outras propriedades mecânicas e com a qualidade da borda a ser conformada (Yu, 2016), (Fujita, 2007), Hasegawa, (2004).

Para Fang *et al.* (2003) quanto maior a relação elástica em aços C-Mn melhor essa propriedade. A adição de silício também é benéfica, enquanto a de carbono tem efeito deletério. O tratamento com cálcio para controle de inclusões e a redução de enxofre também são positivos, bem como substituir a perlita em aços HSLA, ou a martensita em *Dual Phase*. A matriz ferrítica também tem papel importante: uma maior dureza da fase macia diminui a diferença entre fases, pois tensões residuais em torno das ilhas de martensita facilitam a formação de microtrincas nas bordas do furo puncionado.

Paul *et al.* (2014) citam em revisão literária de seu estudo, que HER depende de vários parâmetros como propriedades mecânicas, qualidade da borda do furo durante o processo de fabricação, condições de fricção e lubrificação, geometria do punção, folga

da matriz, razão da espessura da tira e diâmetro do furo. Inclusões não metálicas, como sulfeto de manganês tem efeito deletério. A seguir um detalhamento de alguns desses aspectos:

Qualidade da borda estampada e do ferramental: a qualidade do corte do furo que será a borda estampada e o ferramental a ser utilizado são aspectos muito importantes na conformação da peça. O processo de corte pode representar danos em termos de irregularidades, microvazios e microtrincas. Os AHSS têm ductilidade limitada e no processamento das partes cortadas ou com furo ao serem dobradas ou estiradas nos processos de conformação há o aumento do risco de falhas. Exemplos típicos são peças cortadas de painéis internos, juntas ocultas, cantos de janela e orifícios centrais dos discos de roda (Casellas, 2016).

Pathak *et al.* (2016) citam que o processo de corte introduz encruamento e inicia nucleação de vazios na borda cortada. Esses danos pré-existentes levam a iniciação de trincas em baixas deformações e reduzem a capacidade de estiramento de bordas, influenciando também no ensaio. Dar acabamento na borda do furo melhora tal condição e proporciona melhor correlação com a microestrutura do material. Em outro trabalho (Pathak, 2017) verificaram que o mecanismo de nucleação de vazios na borda cortada é similar ao da borda com acabamento, porém a taxa acúmulo de danos na primeira é maior relativa à presença de pré-deformação que proporciona nucleação, crescimento e coalescimento dos vazios. Uma vez iniciada a trinca, sua propagação é acelerada por esses fatores.

A influência de diferentes formas de acabamento do furo também foi estudada por Konieczny *et al.* (2007). Compararam corte a laser, perfuração, usinagem e puncionamento, encontrando o mais alto resultado de expansão de furo para o material usinado. Não encontraram relação linear com o vão do punção (folga), diferente de outros autores como Kim *et al.* (2016) e Mega *et al.* (2004).

Yu *et al.* (2016) estudaram o efeito da curvatura do furo: a deformação localizada se deu de forma mais severa com o aumento da excentricidade. As fraturas foram mais propensas a aparecer na posição com maior curvatura.

Kim *et al.* (2016) citam o efeito da ferramenta de acabamento desgastada ou da matriz. Fizeram testes usando furos maiores (fora do padrão) e concluíram que foi maximizada a sensibilidade do ensaio, mostrando maior impacto nos resultados para diferentes tipos de acabamento de borda e entre diferentes tipos de aço.

Mega *et al.* (2004) mostram em seu trabalho a influência da folga do punção no processamento do furo, comparando um aço *Dual Phase* (microestrutura tradicional F+M) e um *Complex Phase* (microestrutura mista) na aplicação. Quando o vão era adequado os dois aços atenderam a aplicação, no entanto, quando era excessivo, a condição se tornou mais severa e o aço *Dual Phase* tradicional não atendeu a aplicação. A Figura 3.26 mostra a falha ocorrida comparativamente nos aços citados.

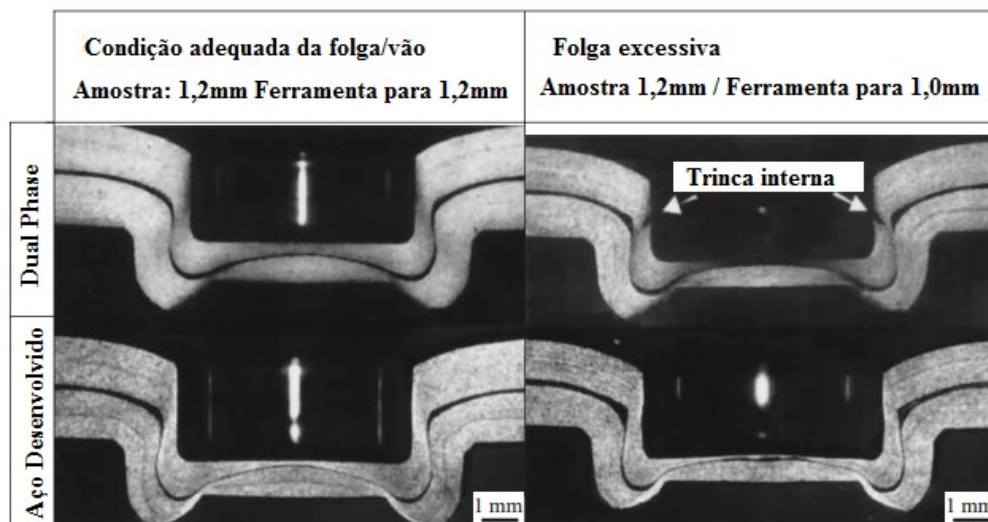


Figura 3.26 - Seção transversal da junta mecânica (adaptado de Mega, 2004).

A geometria do punção e a do furo também pode ter influência. Pathak *et al.* (2017) concluíram que há dependência da geometria do punção e da orientação da rebarba durante o teste de expansão de furo.

Pathak *et al.* (2016) estudaram a influência entre rebarba do corte. Citam Butcher *et al.* ao explicar seus resultados de HER: com punção cônico e rebarba voltada para baixo foram maiores, atribuídos ao gradiente de tensão durante teste com a superfície inferior em compressão, devido contato entre punção e face superior, em tensão uniaxial. Quando a rebarba está para cima, os danos atrás da zona de fratura são promovidos por tensão uniaxial, que levaram a fratura prematura.

Microestrutura: esse aspecto é citado por muitos pesquisadores (Yu, 2016), (Fujita, 2007), (Paul, 2014) como sendo um dos mais importantes para bons resultados de aplicação com requisito de estiramento de borda. Seu entendimento influencia na seleção do material adequado para um mesmo grau de resistência na aplicação de diferentes tipos de geometria da peça, quando se utilizam os AHSS.

Hasegawa *et al.* (2004) e Sugimoto *et al.* (2013) concluíram que microestruturas multifásicas tem menor capacidade de expansão de furo quando comparadas às de uma única fase para mesmo nível de resistência, em função das diferenças de dureza entre os constituintes.

No trabalho de Karelova, citado por Paul (2017), concluiu-se que o aço CP800 tem HER maior que DP800 para idênticas condições de borda e furo, embora o alongamento entre esses materiais tenha comportamento inverso. A deformação plástica induzida durante a preparação e qualidade da superfície obtida pela preparação do furo teve influência. HER é fortemente relacionada à microestrutura do aço e seus constituintes, especialmente em relação à resistência da matriz e contraste entre fase dura e macia.

Hasegawa *et al.* (2004) sugerem como forma de melhorar essa característica o revenimento da martensita, onde há decréscimo das propriedades mecânicas de tração: LE e LR, porém com melhoria da expansão de furo. A Figura 3.27 mostra o comparativo entre dois aços com revenimento e a medição de dureza das fases nos mesmos aços. Em seguida, a Figura 3.28 apresenta a influência da diferença da dureza entre as fases e a capacidade de expansão de furo.

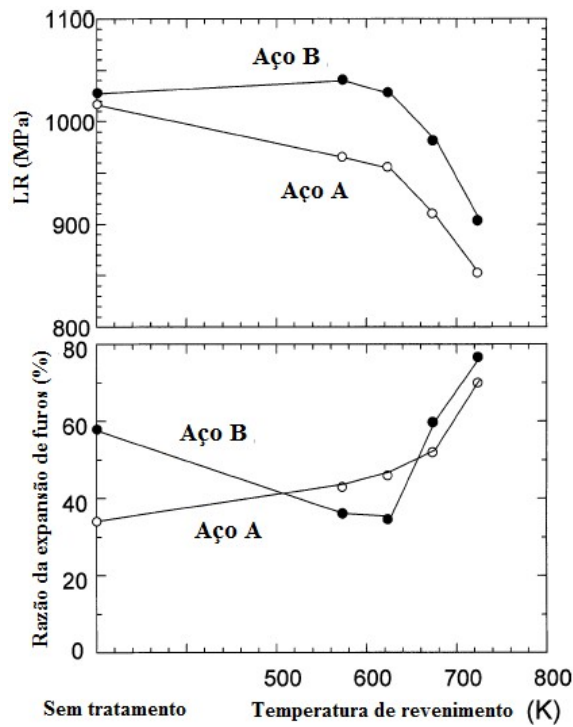


Figura 3.27 - Dependência da temperatura de revenimento no resultado de expansão de furo e limite de resistência dos aços (adaptado de Hasegawa, 2004).

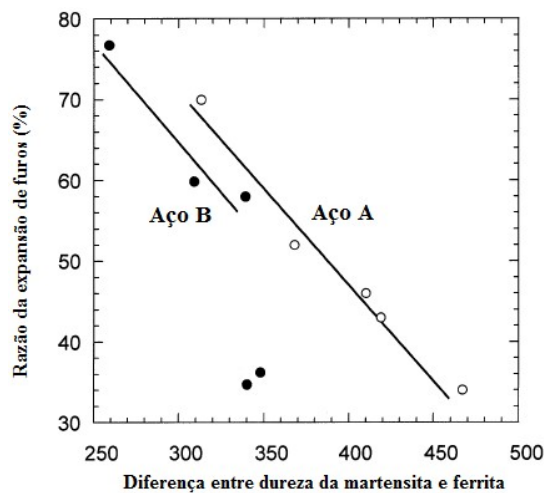


Figura 3.28 - Relação entre diferenças de dureza entre ferrita e martensita e a razão de expansão de furo (adaptado de Hasegawa, 2004).

Nishimoto *et al.* (1981) e Shirasawa *et al.* (1988) também reportaram em seus estudos que o aumento da temperatura de têmpera é benéfico para a capacidade de estiramento de bordas nos aços *Dual Phase*.

Ainda no estudo de Hasegawa *et al.* (2004) foi verificado que o aço completamente martensítico tem melhor comportamento que outros com ferrita/martensita (Fig. 3.29). Não foi conclusivo se o fluxo plástico microscópico ou a densidade de microvazios, gerados no puncionamento, seria o fator dominante da capacidade de expansão de furo dos AHSS, porém observou-se que durante esse tipo de conformação, as trincas tornam-se mais alongadas e profundas com o aumento da taxa de expansão de furo. A resistência ao início dessas trincas é importante. Durante esse tipo de conformação, as microtrincas propagam mais ao longo das interfaces das fases em caso de pobre capacidade de estiramento de borda (Fig. 3.30), enquanto as microtrincas tendem a propagar através da ferrita e martensita no caso de boa capacidade.

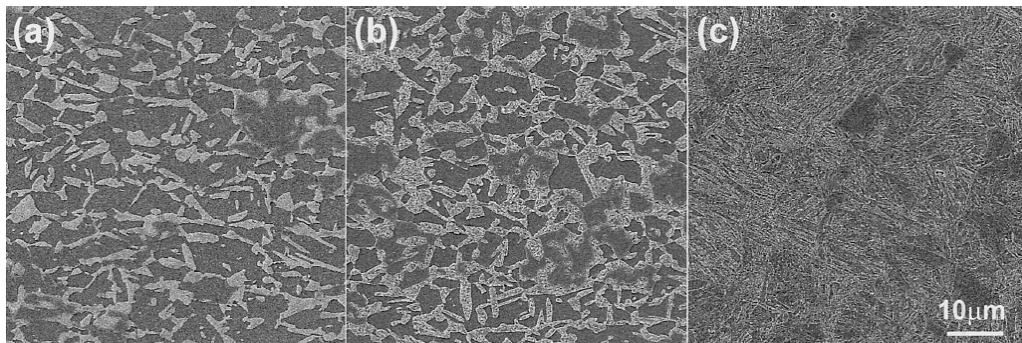


Figura 3.29 - Microestruturas de três aços DP980 com diferentes microestruturas: ferrita e martensita (a) e (b); 100% martensita (c) (Hasegawa, 2004).

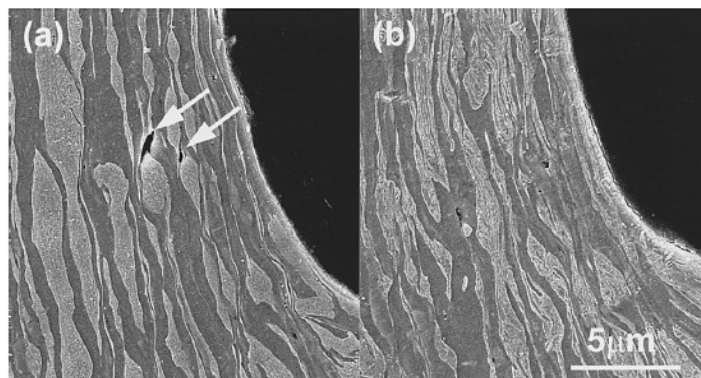


Figura 3.30 - Trincas na microestrutura de diferentes aços puncionados a 30% de sua espessura (Hasegawa, 2004).

Outro fator que pode afetar a capacidade de expansão de furo, conforme Misra *et al.* (2001), é o bandeamento provocado pela distribuição não uniforme de manganês: quanto maior teor desse elemento, mais bandeamento ocorrerá resultando numa segregação durante a solidificação e subsequente laminação a quente. Deve ser considerada uma taxa de resfriamento crítica para a qual se for menor haverá bandeamento; se maior produzirá muita martensita que também é ruim. Também citam a influência de grandes quantidades de martensita e diferença de dureza entre fases, entretanto, as correlacionam com diferenças entre subestruturas das deslocações dos grãos da ferrita proeutetóide, distribuição de tamanho de grão, regiões de estruturas finas como bainita e perlita. Concluíram que aços com microestrutura ferrita-bainita têm melhor aplicação quando comparados a ferrita-martensita ou ferrita-perlita. A microestrutura com bainita é também associada com melhora da tenacidade à fratura e soldabilidade, sendo responsável por evitar nucleação de vazios em altas taxas de deformação, quando comparado com ilhas de martensita ou perlita. Trincas se iniciam na interface ferrita/martensita iniciando fratura frágil. Teng *et al.* (2014) também citam a importância da ausência de estruturas bandeadas para retardar a coalescência dos vazios e propagação das trincas para melhorar a deformação localizada, outro fator seria ter uma martensita de menor tamanho, resultando em maior resistência da interface.

Tasan *et al.* (2014) mostraram que o nível de deformação localizada durante o carregamento é afetado pela microestrutura. Grãos de ferrita largos deformam em baixos carregamentos que grãos pequenos em microestruturas grosseiras. Em microestruturas refinadas o particionamento de tensão e deformação é mais heterogêneo e o tamanho e dispersão das regiões de martensita tornam-se críticos. Para regiões com ilhas de martensita bem dispersas, mais regiões de ferrita contribuem para acomodar a deformação. Em microestruturas com martensita grosseira, a deformação é localizada e inicia-se com pequenos carregamentos.

Taylor *et al.* (2014) também mostram que grande quantidade de martensita em volta da ferrita pode levar a significativa deformação plástica, pois reduz a localização da deformação na ferrita e atrasa a fratura. HER decresce com aumento de dureza da martensita e razão de dureza entre F/M atribuindo ao grande particionamento de

deformação na ferrita durante deformação plástica e resultando em incompatibilidade interfacial levando a decoesão.

Levy citado por Paul (2014) pontuou que o processo de falha do aço DP é iniciado por uma trinca adjacente ao constituinte duro e sua interface com a ferrita, além do relativo movimento da ferrita aumentar a propagação da trinca. Aumentar a taxa de encruamento durante ao alongamento uniforme acelera a trinca para grande quantidade de microestruturas. Verificou-se a dependência da resistência entre as fases dura e macia ao tentar prever a deformação verdadeira circunferencial na falha, através de uma equação de regressão em um ensaio de expansão de furo.

Confirmando os efeitos da microestrutura na conformação da borda cortada, Terrazas *et al.* (2017) compararam cinco aços *Dual Phase* com diferentes configurações microestruturais, porém com a mesma classe de resistência. Verificaram uma relação forte entre carbono da martensita e a capacidade de expansão de furo. Quanto maior o teor de carbono, maior a diferença de dureza entre as fases e menor a razão de expansão de furo e ductilidade (Fig. 3.31). Outra correlação encontrada foi quanto maior o volume de martensita, menor razão de expansão de furo. No entanto, se o número de partículas de martensita por área, ou seja, a homogeneidade da microestrutura aumenta com o aumento de colônias de martensita de forma mais fina e dispersa, o efeito é benéfico (Fig. 3.32). Outros fatores identificados foram contiguidade, ou conectividade entre martensita na matriz. Quanto aumentada tem-se larga e contínua área de borda entre ferrita e martensita, onde pode haver a propagação da trinca. Assim, a expansão de furo cai. Grandes distâncias entre as colônias de martensita resultam em potencial concentração de deformação localizada na ferrita e possibilitam grande concentração de tensões nas interfaces entre ferrita/martensita, também diminuindo HER. Cada aspecto tem sua importância, mas a combinação na microestrutura é o principal.

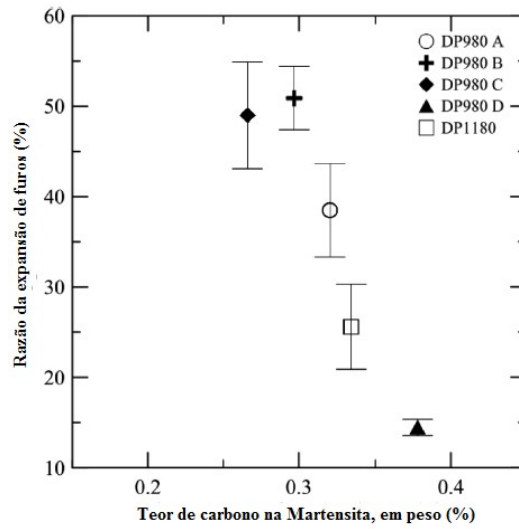


Figura 3.31 - Influência do teor de carbono na martensita e a razão de expansão de furo (adaptado de Terrazas, 2017).

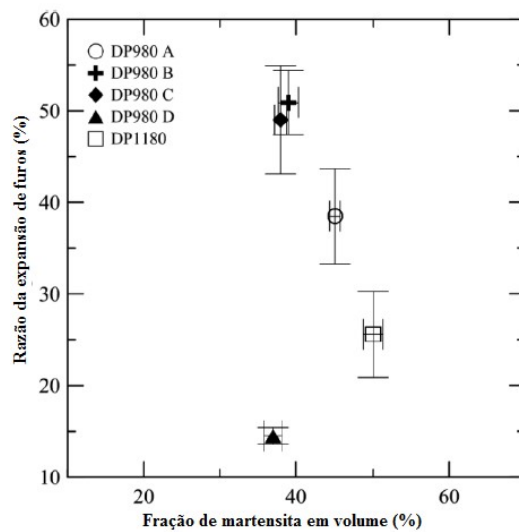


Figura 3.32 - Influência da fração de martensita no resultado da razão de expansão de furo (adaptado de Terrazas, 2017).

Mesmo com a importância de se ter uma martensita com dureza mais baixa (menos enriquecida em carbono) ainda podem ocorrer variações na dureza da ferrita que afetem as deformações localizadas da peça de aço *Dual Phase* (Hudgins, 2016).

Na forma gráfica (Fig. 3.33), Fujita *et al.* (2007) apresentam a importância da homogeneidade microestrutural (próximo a bainítica) ou uma relação de menor

diferença de dureza entre os constituintes presentes no aço (microestrutura mista formada por ferrita, bainita e martensita), associada a um alongamento adequado.

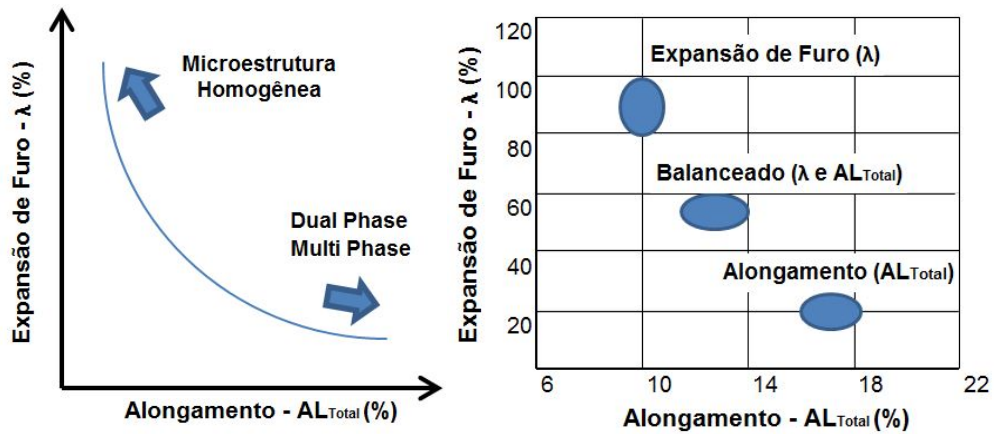


Figura 3.33 - Relação da microestrutura dos aços e expansão de furo (adaptado de Fujita, 2007).

Propriedades Mecânicas: em diversas pesquisas recentes há uma tentativa de correlacionar os resultados de expansão de furo com outras propriedades mecânicas, principalmente em tração. Não há ainda um método fácil para investigar quantitativamente uma ligação entre propriedades mecânicas em tração e a degradação dos resultados no ensaio de expansão de furo. Nem sempre as conclusões são convergentes.

Yu *et al.* (2016) conduziram estudos numéricos para investigar a interação do efeito de trincas e anisotropia na degradação da borda. Os resultados das simulações de expansão de furo mostraram trincas em diferentes locais ao longo da borda com independência. Em termos de anisotropia (R_m e ΔR), a degradação era mais propensa em bordas com mais baixo coeficiente de anisotropia R , ao longo da direção com menor valor R dentro da chapa, sendo mais sensíveis quando existiam danos prévios. Simulações mostraram que a degradação era sensível ao valor R , se $R_m < 1,0$. Entretanto se $R_m > 1,0$ a degradação da borda não era sensível. Experimentos conduzidos em aços DP validaram as simulações.

A anisotropia normal (R_m) também é citada por Paul *et al.* (2014) como tendo boa relação. Adicionalmente verificaram que a razão de expansão de furo tem relação não linear com propriedades em tração: relação forte com LE e LR, sendo mais sensível em aços com LE entre 100 e 400 MPa e LR entre 300 e 700 MPa.

Chen *et al.* (2014) também estudaram a relação com o limite de resistência utilizando 15 tipos de aços (Fig. 3.34). Enquanto para $LR < 700$ MPa a capacidade de expansão de furo decresce linearmente com o limite de resistência, quando $LR > 700$ MPa, a capacidade de expansão de furo tende a um valor constante entre 30 e 40%. Para materiais com LR mais baixos a trinca se inicia na borda do furo. Com o aumento de LR a trinca original é formada não somente na borda, mas também no meio da espessura do corpo de prova, originada da deformação entre fases dura e macia. Essa interface é propícia para iniciação de trinca.

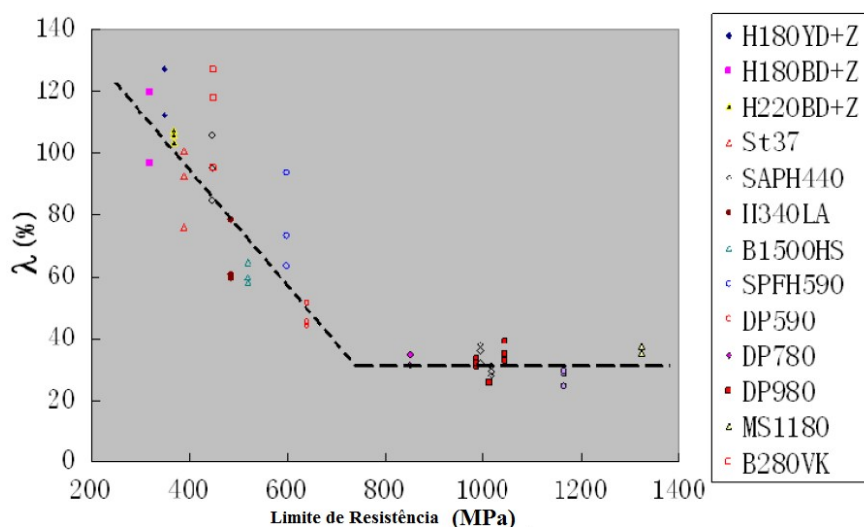


Figura 3.34 - Correlação entre HER e LR em diversos aços (adaptado de Chen, 2014).

Resultados próximos aos de Sadagopan *et al.* (2003) que também plotaram os resultados de limite de resistência e razão de expansão de furo para uma variedade de aços (Figuras 3.35 e 3.36). À medida que a resistência é elevada, há um decréscimo na capacidade de expansão de furo. Entretanto, os aços *Dual Phase* não seguem consistentemente essa regra quanto aos demais. Em graus de menor resistência, os resultados de expansão de furo diminuem com o aumento de limite de resistência. Em

níveis próximos, ou acima de 780 MPa, os resultados param de decrescer continuamente e começam a ter dispersão, sugerindo influência da microestrutura.

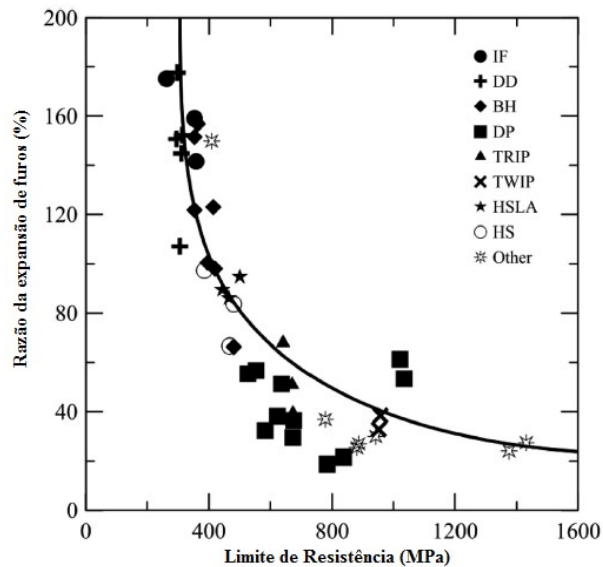


Figura 3.35 - Correlação entre λ e LR (adaptado de Sadagopan, 2003).

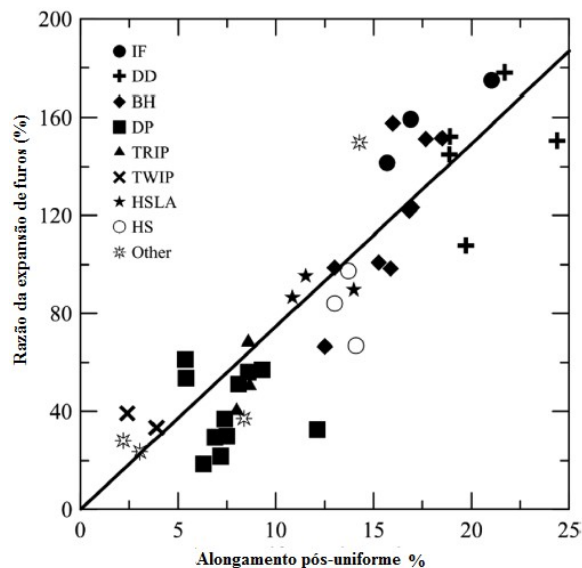


Figura 3.36 - Correlação entre λ e alongamento não uniforme (adaptado de Sadagopan, 2003 e replotado por Paul, 2014).

A associação com o expoente de encruamento (n) foi estudada por Pathak *et al.* (2016). Notaram que apesar de valores mais altos indicarem maior resistência à estrição e melhor conformabilidade para determinada espessura, valores maiores de n não

correspondem a aumento de capacidade de expansão de furo. A estricção é suprimida no ensaio de expansão de furo. Por esse motivo também não se tem relação com alongamento total. A redução de área tem relação por ser uma medida local e captura a quantidade total de deformação que o material pode tolerar onde a fratura se inicia. Há convergência ao pensamento de Yoon (2017), no qual os valores de R e n, que governam os processos de conformação plana, não têm relação com HER.

Yoon *et al.* (2016) identificaram que o estado de tensões na borda do furo durante o ensaio de expansão de furo é praticamente o mesmo de um ensaio de tração uniaxial, porém limitados a alguns aços específicos (Fig. 3.37) Os valores individuais das propriedades mecânicas em tração não se correlacionam à capacidade de expansão de furo, sendo válidos apenas para grupos específicos, com grau de resistência semelhante, o que gera por vezes resultados conflitantes, sobretudo em função dos danos acumulados do corte. Por esse motivo, para clarificar o entendimento do que governa o estiramento de borda, deve-se levar em conta uma variedade de fatores bem como o comportamento da deformação e microestrutura.

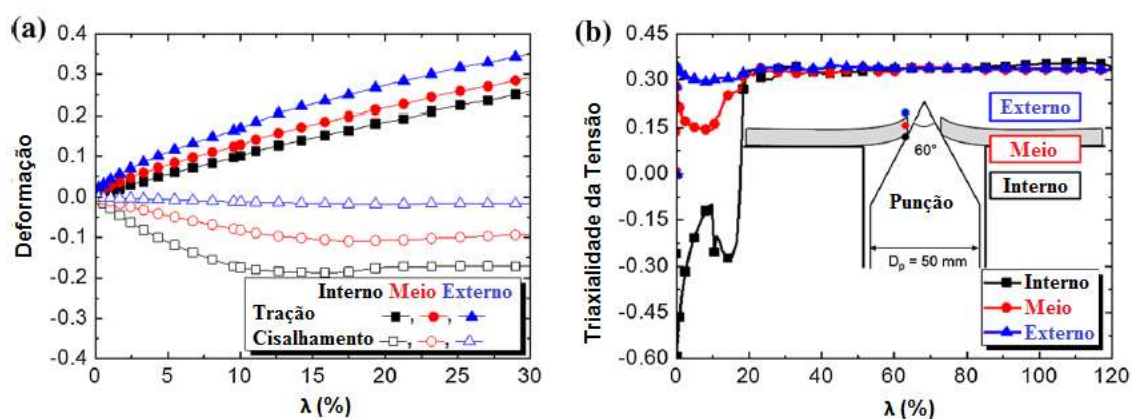


Figura 3.37 - Deformação e estado triaxial de tensões nas regiões da borda do furo durante o ensaio de expansão de furo em aço IF (adaptado de Yoon, 2017).

Paul *et al.* (2014) também verificaram, através da simulação de elementos finitos, o comportamento uniaxial da borda do furo durante HET, com a deformação concentrada na borda do furo. Ao considerar três regiões da borda: interna, média e externa, verificaram que o caminho da tensão uniaxial pura ($\epsilon_1 = -2\epsilon_2$) é seguido nas bordas

médias e externas do furo durante o ensaio, porém há desvio da tensão uniaxial na borda interna em função do contato com o punção.

Yoon *et al.* (2016) utilizaram-se de um processo de acabamento do corte, antes do puncionamento, para remover os danos provocados pelo corte e microcavidades existentes. Concluíram que a razão de expansão de furo intrínseca é proporcional à sensibilidade do expoente da taxa de deformação e do alongamento não uniforme. Esse último fator também teria uma relação linear para Terrazas *et al.* (2017) na maioria dos aços, não sendo forte para os aços *Dual Phase*.

Aços com alto alongamento não uniforme têm melhor HER, visto que a fratura é adiada no processo de conformação. A redução na taxa de crescimento da trinca após difusa estrição leva a melhor condição de estiramento de borda (Hosford, 2007). Isso explica a razão de TRIP e DP que têm alongamento não uniforme reduzido, terem menor HER (Paul, 2014).

A tenacidade à fratura dos materiais foi objeto de estudo de Casellas *et al.* (2016) e Yoon *et al.* (2017). A energia inicial de fratura é um fator universal que governa o estiramento de bordas, assim pode prever essa característica. Muitos defeitos que atuam como locais de iniciação de trinca ocorrem durante o processo de puncionamento e devem ser levadas em conta nessa avaliação da capacidade de estiramento de bordas. Aumentando a resistência à fratura, a propagação dessas trincas pode ser atrasada. Essa propriedade pode ser utilizada para prever o comportamento do material e para entender o fenômeno de falha nesse tipo de material.

3.5 Desenvolvimento de Novos Projetos de Grau 980 MPa de Resistência

Quando os aços bifásicos foram estabelecidos, vários foram os ganhos comparativamente aos demais aços convencionais de mesmo grau, em relação a aplicações com deformação plana, graças à sua combinação de ductilidade e resistência através da microestrutura ferrita e martensita.

Normalmente a conformabilidade é mais crítica à medida que se aumenta o grau de resistência, limitando o uso de aços com LR > 980 MPa. Para utilização em peças de geometria mais complexa, onde a deformação localizada na borda é um fator crítico, sua microestrutura necessita ser mais homogênea e com menor diferença de dureza entre os constituintes, pois os contornos entre fases macia e dura podem ser frágeis e iniciarem microtrincas ou vazios (Fujita, 2007).

Conforme Fujita *et al.* (2007), algumas das formas de se reduzir a diferença de dureza entre as fases são: reduzir carbono e adicionar silício levando ao decréscimo da formação de carbonetos grosseiros que pioram a capacidade de expansão de furo. Deve-se ter o processo de recozimento em alta temperatura para austenitização e um resfriamento rápido suficiente para pouca nucleação de ferrita, resultando em abundância de bainita, tornando a microestrutura praticamente bainítica. A microestrutura deve ter relação com a aplicação conforme mostraram na Tabela 3.1.

Tabela 3.1 - Microestruturas e propriedades mecânicas para cada tipo de aço bifásico da classe de 980 MPa de resistência (Fujita, 2007).

Tipo / Aplicação	Microestrutura	LE (MPa)	LR (MPa)	AL_{Total} (%)	λ (%)
Alongamento	ferrita, martensita	624	1008	17	43
Exp. Furo e Alongamento	ferrita, bainita, martensita	737	1012	13	55
Expansão de Furo	bainita	843	1011	10	92

Mega *et al.* (2004) também seguem esse raciocínio: para atender novos graus dos AHSS e aplicar em novas geometrias das peças deve-se ter variados projetos:

- baixa relação elástica: alta ductilidade para estampagem de peças de reforço: pilares;

- alta razão de expansão de furo: balanço entre alongamento e expansão de furo. Reforços de para-choques, trilhos de banco;

- super-razão de expansão de furo: aplicação em juntas com aplicação limitada de materiais baixa resistência. Outras partes, de geometria mais complexa, no banco automotivo.

Outro fator que pode ser utilizado para melhoria da capacidade de expansão de furo é reduzir enxofre e controlar inclusões através do tratamento com a adição de cálcio (Fang, 2003).

O presente trabalho visa desenvolver novas concepções de aços da classe de 980 MPa com foco em melhorias quanto ao requisito de expansão de furo. Foram testadas adequações em relação à composição química do aço do mesmo grau atualmente produzido na empresa, com uso de variações de ciclo de recozimento. Tais alterações buscaram uma microestrutura mais adequada em termos de dureza entre os constituintes e, conseqüentemente, melhor capacidade de estiramento de bordas, conforme revisão da literatura apresentada.

Na Figura 3.38 são mostrados alguns exemplos de aplicações do aço DP980 que exigem melhor capacidade de expansão de furo como peças dos trilhos de banco automotivo, diferentemente dos aços bifásicos tradicionais que geralmente são utilizados apenas em colunas ou almas de para-choques, peças de geometria mais simples.

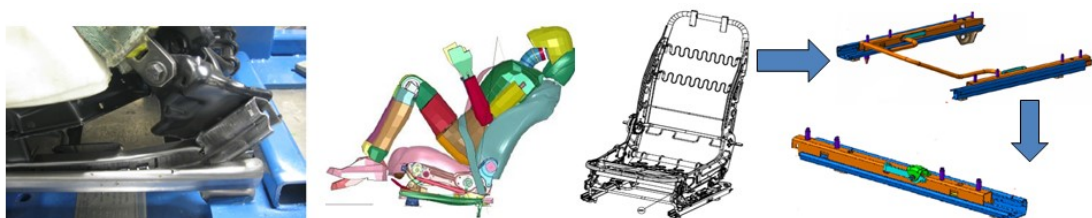


Figura 3.38 - Aplicações com necessidade de expansão de furo.

4 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL:

A estratégia experimental foi composta de duas etapas:

- Escala piloto: desenvolvimentos de novas concepções de aço multifásicos da classe 980 MPa de resistência, a partir de uma nova liga e variações de ciclo de recozimento;
- Escala industrial: validação dos projetos em escala comercial e amostragem para um comparativo entre as características mecânicas e microestruturais dos novos projetos e do aço convencional.

4.1 Avaliação da Nova Composição Química em Escala Piloto

Na primeira etapa do estudo foi produzida uma corrida experimental com modificações na composição química em relação ao aço convencional da classe 980 MPa produzido pela empresa. Conforme mostra a Tabela 4.1, o teor de carbono foi reduzido e foram feitas adições de outros elementos com o objetivo de aumentar a temperabilidade da liga.

Tabela 4.1 – Especificação de composição química dos aços em estudo (% em peso).

Aço	C	Mn	Si	Cr + Mo	Ti + Nb	B
Convencional	≤ 0,23	≤ 3,30	≤ 2,00	-	≤ 0,05	-
Experimental	≤ 0,15	≤ 3,30	≤ 2,00	≤ 0,45	≤ 0,05	≤ 0,0040

A produção de corrida do aço experimental, seus processos de laminação a quente e a frio foram realizados em escala industrial. A composição química obtida é apresentada na Tabela 4.2.

Tabela 4.2 - Composição química experimental (% em peso).

C	Mn	Si	S	P	Al	Ti	Nb	Mo	Cr	B
0,10	2,01	0,26	0,003	0,016	0,042	0,023	0,003	0,23	0,27	0,0018

O aço experimental foi lingotado em placas de 252 mm de espessura. Houve enforamento a quente com reaquecimento até a temperatura de 1200°C em torno de 180 min de encharque. A espessura final para o processo de laminação a quente foi de 2,70 mm e a temperatura de bobinamento de 680°C. No processo de laminação a frio ocorreu redução em torno de 55,5% até a espessura final de 1,20 mm. A Figura 4.1 mostra esquematicamente o fluxo de produção em escala industrial até a amostragem na bobina laminada a frio (sem recozimento).

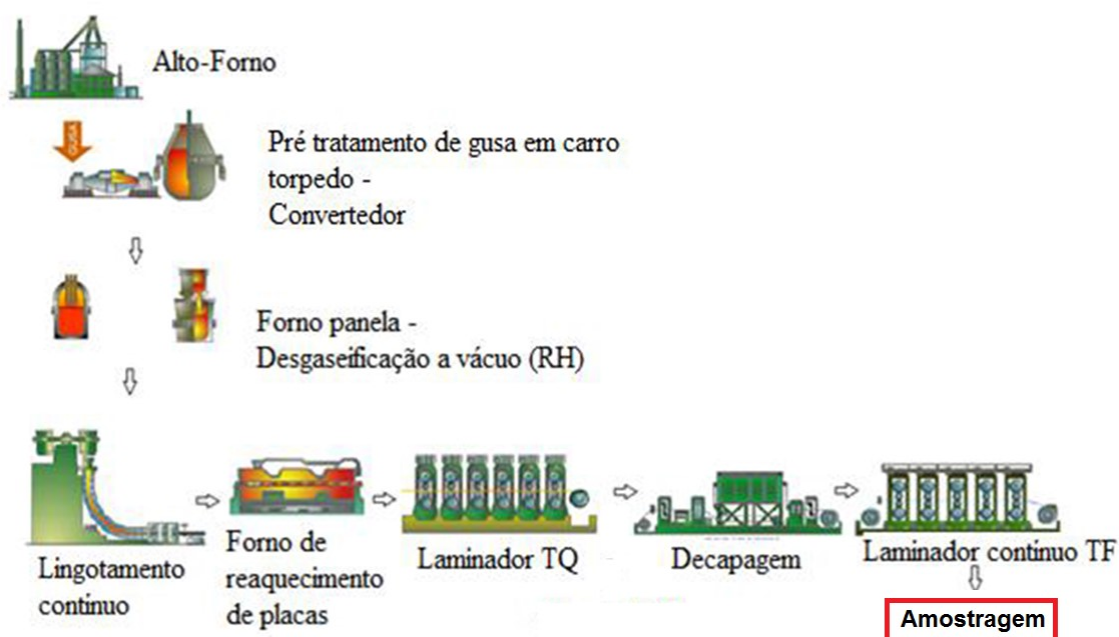


Figura 4.1 - Fluxo de produção industrial utilizado no estudo.

A amostragem da bobina laminada a frio (sem recozimento) foi feita na dimensão de 500 mm de comprimento x largura total da bobina, em uma de suas extremidades, conforme Figura 4.2.

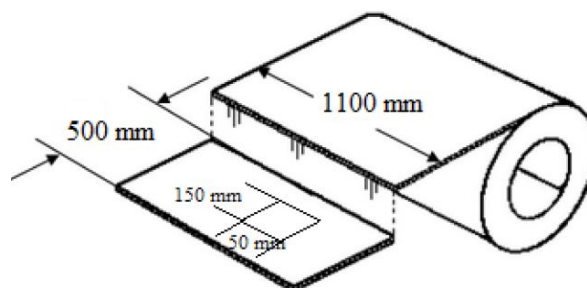


Figura 4.2 - Esquema da amostragem realizada.

Posteriormente as amostras foram cortadas novamente nas dimensões 150 mm x 50 mm e submetidas a diferentes ciclos térmicos em escala piloto no simulador *Gleeble 3500*, em condições similares às do recozimento contínuo em escala industrial. Nesse equipamento, o aquecimento é por efeito Joule em uma câmara com atmosfera inerte. O controle de temperatura é feito por meio de um termopar *cromel-alumel*. O resfriamento rápido é feito por bicos aspersores de água e gás.

Nas simulações foram experimentadas combinações de três temperaturas de encharque (T_1): 760°C, 800°C e 820°C; mantendo constante a temperatura de início de resfriamento rápido (T_2) em 650°C; além de três temperaturas de *overaging* (T_3): 260°C, 310°C e 350°C. No total foram simulados quatro ciclos térmicos distintos (A, B, C, D), conforme representação esquemática da Figura 4.3.

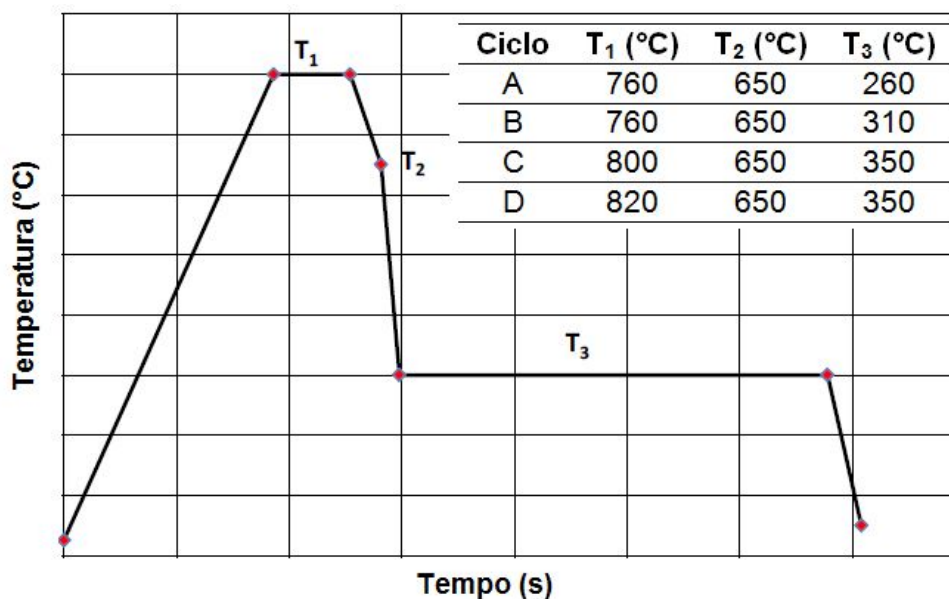


Figura 4.3 - Representação esquemática dos ciclos térmicos simulados - T_1 : encharque; T_2 : início de resfriamento rápido; T_3 : superenvelhecimento (*overaging*).

As taxas e velocidades de cada etapa basearam-se no processo industrial. A Tabela 4.3 apresenta o detalhamento de cada ciclo.

Tabela 4.3 - Parâmetros de tratamento do recozimento contínuo usados nos ciclos térmicos simulados na *Gleeble*.

Ciclo	Aquecimento			Encharque			Início Resf. Rápido		
	T (°C)	t (s)	Taxa (°C/s)	T (°C)	t (s)	Taxa (°C/s)	T (°C)	t (s)	Taxa (°C/s)
A	760		3,44	760			650		-3,47
B	760	213,8	3,33	760	77,9	-	650	31,7	-3,47
C	800		3,63	800			650		-3,47
D	820		3,72	820			650		-3,47

Ciclo	Resfriamento Rápido			Superenvelhecimento		
	T (°C)	t (s)	Taxa (°C/s)	T (°C)	t (s)	Taxa (°C/s)
A	260		-36,08	260		
B	310	10,8	-31,40	310	437,2	-
C	350		-33,25	350		
D	350		-33,25	350		

As alternativas testadas em termos de composição química e ciclo de recozimento nortearam o desenvolvimento de dois novos tipos de aço da classe de 980 MPa de limite de resistência mínimo, além do aço convencional. Em conformidade com a nomenclatura adotada por Fujita *et al.* (2007) estes aços foram assim denominados:

- Convencional: composição química à base de C-Mn-Si. Esse material apresenta microestrutura constituída tipicamente por ferrita (F) e martensita (M). Suas propriedades mecânicas se caracterizam por apresentar baixa relação elástica e alta capacidade de alongamento, porém com valores moderados de expansão de furo;

- Balanceado: a partir da nova composição química e ciclos A e B em escala piloto para buscar uma microestrutura mais balanceada com ferrita (F), martensita (M) e bainita (B) e com menor diferença de dureza entre os constituintes. Esse material tende a apresentar uma solução de compromisso entre alongamento (AL_{Total}) e expansão de furo (λ);

- Expansão de Furo: teste com a composição química experimental e ciclos C e D em escala piloto. Este busca uma microestrutura majoritariamente bainítica, a fim de maximizar a capacidade de expansão de furo, porém sacrificando relativamente seu alongamento total.

4.2 Comparativo entre Aço Experimental x Convencional

A partir dos resultados em escala piloto foram realizados testes industriais para validação dos novos aços (“Balanceado” e “Expansão de Furo”) em escala comercial.

Foi realizada uma nova amostragem em produtos gerados na linha de recozimento contínuo, com 1,20 mm de espessura, tanto dos novos aços desenvolvidos, quanto do aço convencional. As composições químicas são apresentadas na Tabela 4.4.

Tabela 4.4 - Composição química industriais (% em peso).

Aço	C	Mn	Si	S	P	Al	Ti	Nb	Mo	Cr	B
Convencional	0,14	2,32	0,49	0,004	0,023	0,038	0,029	0,004	0,01	0,02	0,0003
Balanceado	0,09	2,03	0,27	0,001	0,016	0,046	0,028	0,009	0,25	0,30	0,0014
Exp. Furo	0,09	2,01	0,22	0,001	0,020	0,037	0,026	0,009	0,24	0,31	0,0011

O fluxo de produção foi o mesmo mostrado anteriormente (Fig. 4.1). No entanto, a amostragem foi realizada após o processo de recozimento contínuo em escala industrial, conforme apresentado esquematicamente na Figura 4.4.

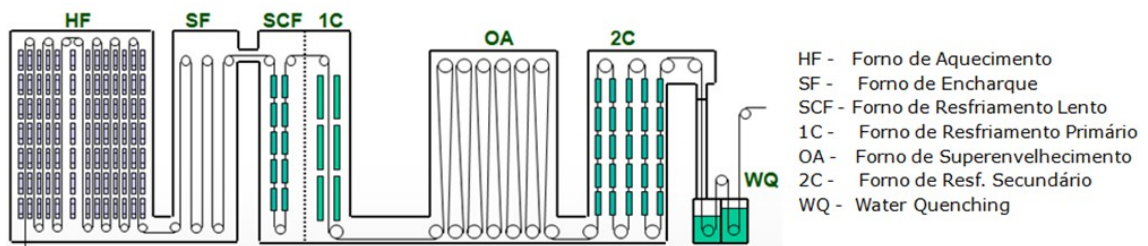


Figura 4.4 - Regiões do forno de recozimento contínuo.

Para um comparativo entre os novos aços e o convencional, foram realizados testes de expansão de furo (λ ou HER) e tração à temperatura ambiente (LE, LR, AL_{Total} , AL_{Unif} , R, ΔR , n), além de caracterização microestrutural.

4.3 Caracterização microestrutural e mecânica

Os ensaios de tração foram realizados de acordo com a norma ASTM A370 (2014) para corpos de prova de tamanho reduzido (*sub-size*), com os valores médios sendo obtidos a partir de três corpos de prova individuais para cada amostra tratada na máquina *Gleeble*. O mesmo esquema foi utilizado para a amostragem realizada em escala industrial. A Figura 4.5 apresenta um corpo de prova de tração de tamanho reduzido. Suas especificidades são apresentadas na Tabela 4.5.

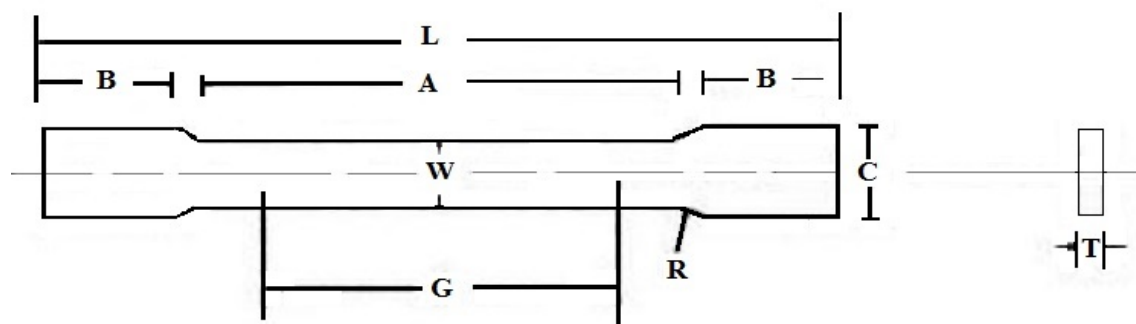


Figura 4.5 - Representação esquemática do corpo de prova de tração *sub-size* (adaptado de ASTM A370, 2014).

Tabela 4.5 - Especificação dos corpos de prova de tração *sub-size* (ASTM A370, 2014).

Região do corpo de prova	Medida (mm)
G – comprimento útil	25 +/- 0,08
W – largura útil	6,25 +/- 0,05
T – espessura	1,20 +/- 0,07
R – raio (mínimo)	6
L – comprimento total (mínimo)	100
A – comprimento seção reduzida (mínimo)	32
C – largura total (aproximada)	10

A caracterização microestrutural foi realizada por microscopia óptica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV) em seções longitudinais, à $\frac{1}{4}$ da espessura. Para determinação da fração volumétrica dos microconstituintes por metalografia quantitativa utilizou-se do reativo nital (2% e/ou 4%) para classificação da microestrutura em ferrita e segundo constituinte, através de análise por imagem (QUANTIMET 4.8). Para avaliação do segundo constituinte foi utilizado ataque com reativo Le Pera (2%, metabissulfato de sódio). A Figura 4.6 mostra esquematicamente a representação da amostra tratada na *Gleeble*, além das amostras geradas para os ensaios de tração e metalografia.

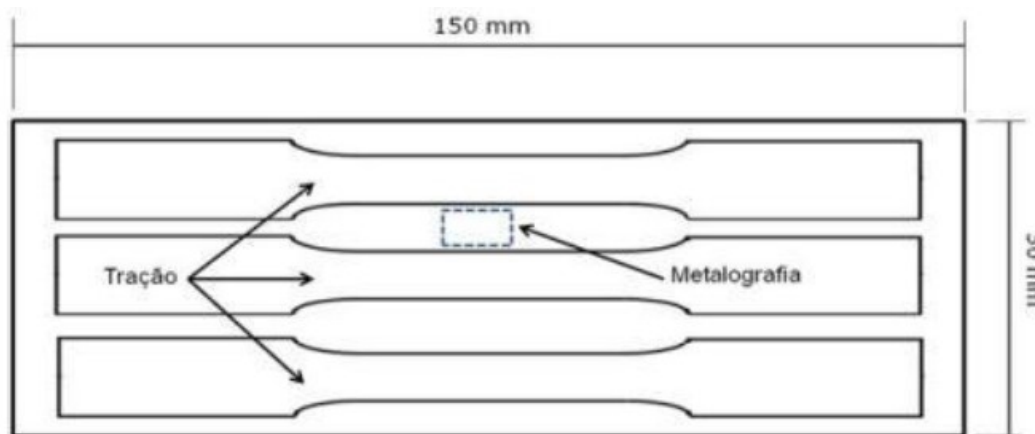


Figura 4.6 - Representação esquemática do corte das amostras de tração e metalografia.

Os ensaios de expansão de furo foram realizados com base na norma ISO/TS 16630 (2003), a partir de três corpos de prova para cada ciclo térmico (dimensões 150 x 50 mm). O valor da razão de expansão de furo (λ) de cada ciclo foi calculado como média dos resultados destes três corpos de prova.

Utilizou-se a equação 3.1, citada anteriormente, para o cálculo. O diâmetro inicial do furo foi de 10 mm e o final obtido pela média de três medidas do diâmetro do furo após o ensaio, realizadas com paquímetro digital. O corpo de prova para o ensaio é mostrado esquematicamente na Figura 4.7.

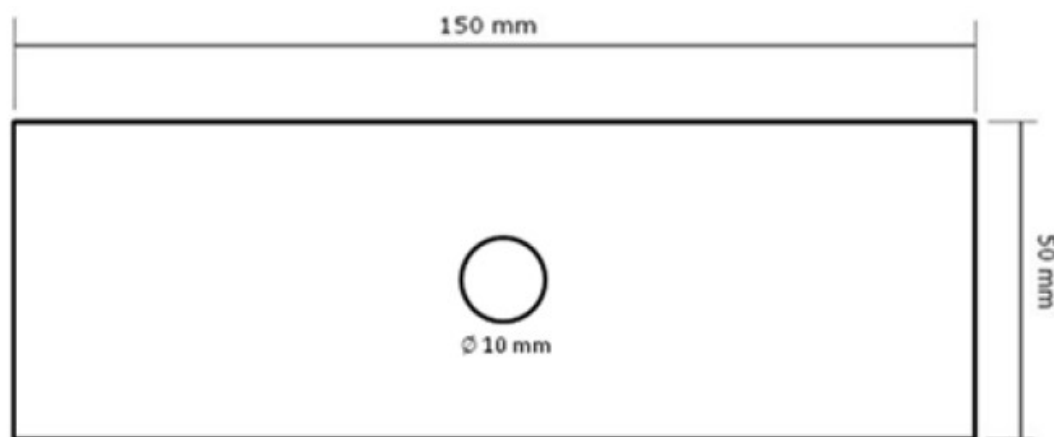


Figura 4.7 - Representação esquemática do corpo de prova para o ensaio de expansão de furo.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Avaliação de Nova Composição Química em Escala Piloto

Foram avaliadas as seguintes propriedades mecânicas: limite de escoamento (LE), limite de resistência (LR), alongamento total (AL_{Total}) e razão de expansão de furo (λ ou HER).

5.1.1 Ciclos A e B – Aço “Balanceado”

Os resultados em escala piloto dos ciclos A e B (ambos com $T_1=760^\circ\text{C}$ e $T_2=650^\circ\text{C}$) mostraram uma tendência de queda em todas as propriedades mecânicas avaliadas (Figura 5.1) com o aumento da temperatura de *overaging* ($T_3=260^\circ\text{C}$ para 310°C).

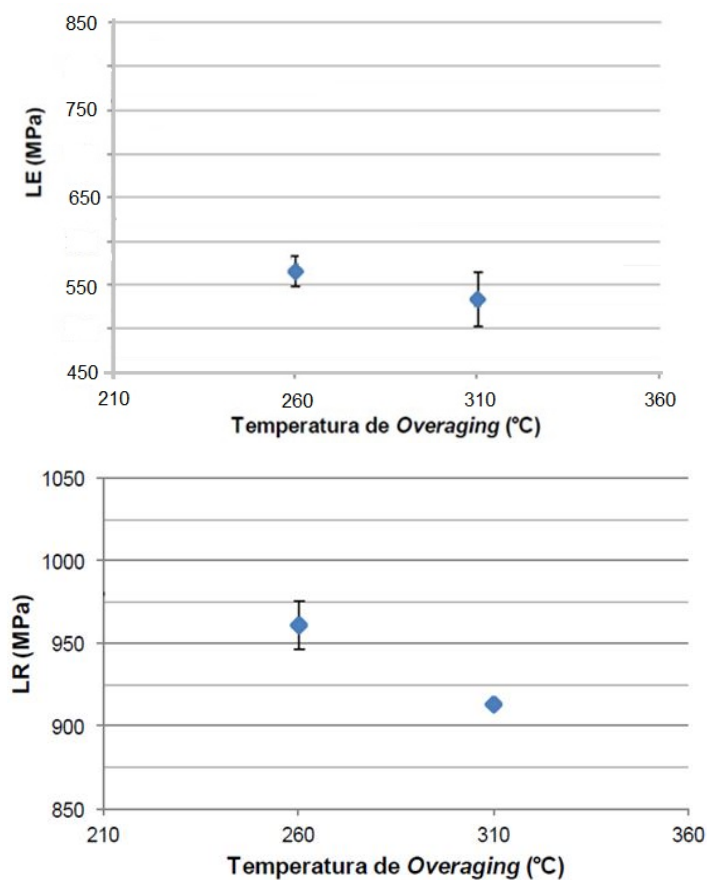


Figura 5.1 - Resultados de LE, LR, AL_{Total} (direção transversal) e λ em função da temperatura de *overaging* (ciclos A e B com $T_1=760^\circ\text{C}$ e $T_2=650^\circ\text{C}$).

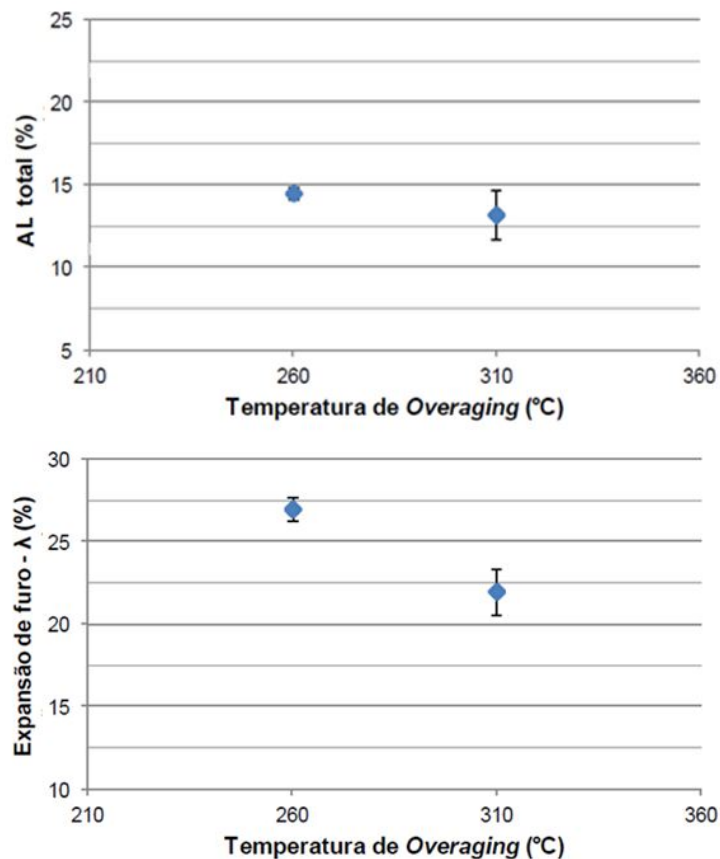


Figura 5.1- Continuação: Resultados de LE, LR, AL_{Total} (direção transversal) e λ em função da temperatura de *overaging* (ciclos A e B com $T_1=760^\circ\text{C}$ e $T_2=650^\circ\text{C}$).

O aumento da temperatura de *overaging* cumpre a função de uma etapa de revenimento após a têmpera, conforme estudo de *Pushkareva et al.* (2015). Tais autores mostraram para um aço bifásico de LR > 1000 MPa com 0,15%C; 0,215%Si; 1,9%Mn; 0,195%Cr, a capacidade de expansão de furo é melhorada por esse tipo de tratamento térmico para todas as frações de martensita estudadas. *Hutchinson et al.* (2015) fizeram um estudo parecido em um aço laminado a quente e temperado, de LR >1500 MPa, com 0,23%C; 0,29%Si; 1,45%Mn; 0,040%Ti; 0,0034%B. Verificaram os efeitos de redução de tensão interna e de amaciamento da martensita com esse tratamento. Quando utilizaram de revenimento entre 200 e 225°C, verificaram a redução da tensão interna em 20% comparativamente ao material sem tratamento, gerando queda em LR e aumento de LE. Quando alteraram para 400°C, houve redução de LR por influência do amaciamento da martensita. Conforme *Speich*, citado por *Pushkareva et al.* (2015), a taxa de

amaciamento da martensita é inversamente proporcional à sua resistência e ao seu teor de carbono.

5.1.2 Ciclos C e D - Aço “Expansão de Furo”

O aumento da temperatura de encharque (T_1) de 800°C para 820°C, entre os ciclos C e D (ambos com $T_2=650^\circ\text{C}$ e $T_3=350^\circ\text{C}$), elevou a razão de expansão de furo para valores superiores a 60% e $LR > 980$ MPa (Fig. 5.2). Foi verificada também a tendência de aumento de LE e LR, e redução no AL_{Total} .

O maior aumento de LE, em comparação ao LR, promoveu uma maior relação elástica do material. Tais resultados condizem com o trabalho de Fang *et al.* (2003) o qual relaciona a elevação na razão LE/LR proporcionalmente ao aumento de HER.

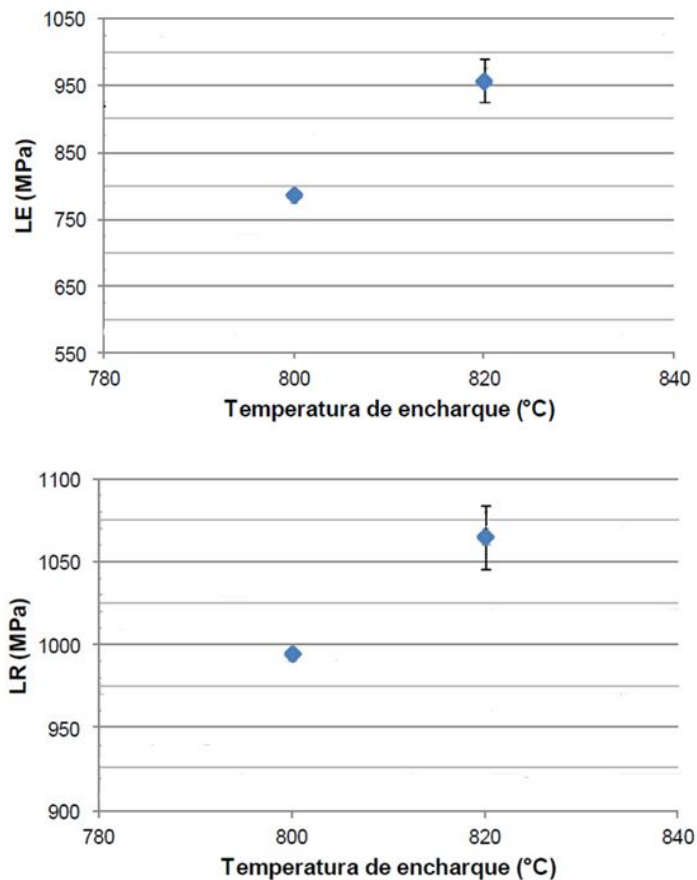


Figura 5.2 - Resultados de LE, LR, AL_{Total} (direção transversal) e λ em função da temperatura de encharque (ciclos C e D com $T_2=650^\circ\text{C}$ e $T_3=350^\circ\text{C}$).

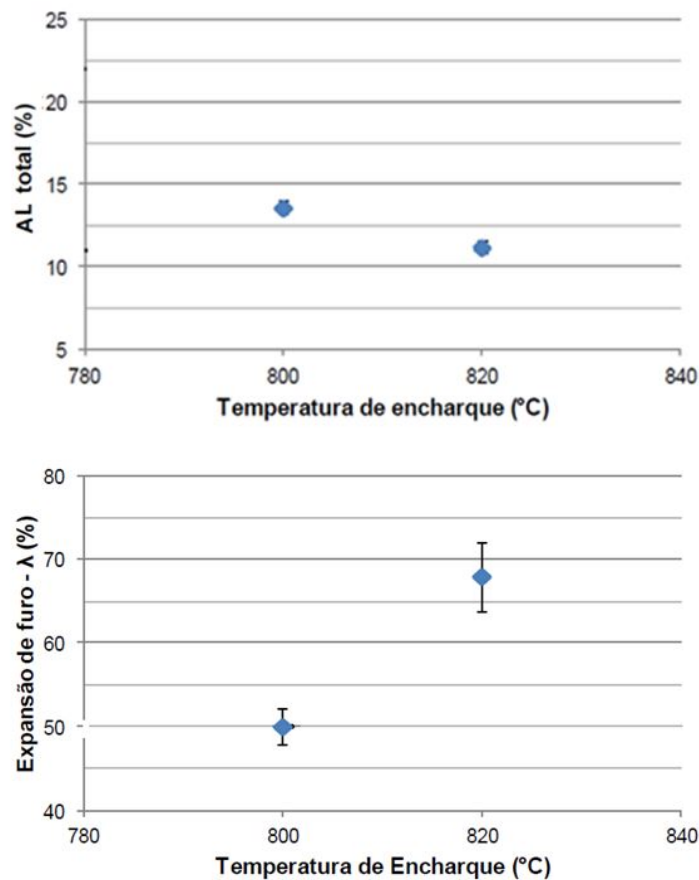


Figura 5.2 – Continuação: Resultados de LE, LR, AL_{Total} (direção transversal) e λ em função da temperatura de encharque (ciclos C e D com $T_2=650^\circ\text{C}$ e $T_3=350^\circ\text{C}$).

5.1.3 Visão Geral - Ciclos em Escala Piloto

No caso dos ciclos A e B, os valores mais baixos de LE, sobretudo de LR, o qual não atendeu o mínimo desejado para a classe desse aço ($LR \geq 980 \text{ MPa}$), podem ser explicados pela menor temperatura de encharque ($T_1=760^\circ\text{C}$), que tende a produzir uma microestrutura com fração de ferrita relativamente maior, quando comparada aos ciclos C ($T_1=800^\circ\text{C}$) e D ($T_1=820^\circ\text{C}$). Com o aumento da temperatura de encharque, a tendência é a diminuição da fração volumétrica de ferrita, com conseqüente aumento da quantidade de constituintes de maior dureza. Isso explica o aumento dos valores de LE, LR, λ e redução do AL_{Total} , conforme mostrado na Figura 5.2. Tais resultados confirmam os resultados de Fujita *et al.* (2007) e Hasegawa *et al.* (2004)

De acordo com o estudo de Delince *et al.*, citado por Terrazas (2017), uma alta temperatura intercrítica resulta em grande fração de austenita, que transforma para martensita, em resfriamento rápido.

Os valores obtidos em escala piloto apresentaram mesma tendência quanto à pesquisa de Pushkareva *et al.* (2015), na qual compararam aços DP com LR > 1000 MPa (0,15% C; 0,215% Si; 1,9% Mn e 0.195% Cr) temperados e com revenimento após a tempera, com 60% de martensita. No estágio após a têmpera, HER decresceu com aumento do teor de ferrita e mostrou relação inversa e não linear com o alongamento uniforme. O aumento da temperatura de recozimento de 760 para 840°C elevou LR de 1050 para 1400 MPa, acompanhado de aumento de HER de 10 para 50%. A etapa de revenimento melhorou sensivelmente a capacidade de expansão de furo, quando se aumentou a temperatura de tratamento de 230 para 460°C. Os autores concluíram que o principal mecanismo de danos foi por decoesão das interfaces F/M ou M/M no estado de têmpera e de M/carbonetos após o revenimento. A decoesão foi suprimida com revenimento a partir de 300°C, com redução da tensão local de interface, onde a resistência crítica de interface de decoesão foi suprimida.

O aumento da temperatura de *overaging* ocorrida entre os ciclos A e B ($T_3=260^\circ\text{C}$ para 310°C), geralmente favorece a formação de bainita (em detrimento da martensita) ou de martensita revenida, de menor dureza, o que não pôde ser confirmado nesse estudo. Tal tendência também é vista em outros trabalhos como de Hasegawa *et al.* (2004). Isto poderia explicar as quedas verificadas em LE, LR e AL_{Total} . A diminuição da capacidade expansão de furo do material, embora relativamente pequena, com o aumento da temperatura de *overaging*, específico entre os ciclos A e B, precisaria ser investigada mais detalhadamente. Não foi possível fazê-lo no escopo deste estudo.

A resposta alcançada em termos de HER mais baixo, com o aumento do *overaging*, contradiz estudos como o de Sugimoto *et al.*, citado por Fang *et al.* (2003), que relata a importância do revenimento da martensita, que ocorre à medida que se aumenta tal temperatura. Há substancial decréscimo das tensões internas residuais ao redor da

martensita, resultado da alta densidade de deslocamentos ao seu redor, locais de fácil de formação de microtrincas na borda do furo puncionado.

Muitos fatores podem ter influenciado esse resultado inesperado de HER. O trabalho de Sadagopan *et al.* citado por Paul *et al.* (2004) relata que para certos graus de aço existem algumas variações no flangeamento da borda cortada que não são explicados por propriedade mecânica, podendo ter relação com composição química, volume das frações de diferentes fases, propriedades individuais das diferentes fases e distribuição das fases.

5.2 Comparação entre Aços - Escala Industrial

A partir do aprendizado em escala piloto, foram feitos testes industriais com pequenas adequações no ciclo térmico em relação à escala piloto para a nova composição química. Foram feitas amostragens dos dois novos aços (“Balanceado” e “Expansão de Furo”), além do “Convencional” para um comparativo entre suas características.

5.2.1 Ensaio de Tração

Os valores de LE, LR e AL_{Total} dos aços em escala industrial foram condizentes aos da escala piloto. Adicionalmente foram verificadas outras características mecânicas como alongamento uniforme (AL_{Unif}), relação elástica (LE/LR), expoente de encruamento (n), coeficientes de anisotropia média (R_m) e planar (ΔR).

Os valores de LE dos aços “Convencional” e “Balanceado” foram similares, porém bem menores que o de “Expansão de Furo”. Os resultados de LR, por outro lado, ficaram bem próximos. Em função dessas diferenças, os valores de razão elástica desse último aço apresentaram-se maiores comparativamente. Seus valores de AL_{Total} e AL_{Unif} também foram menores (Fig. 5.3).

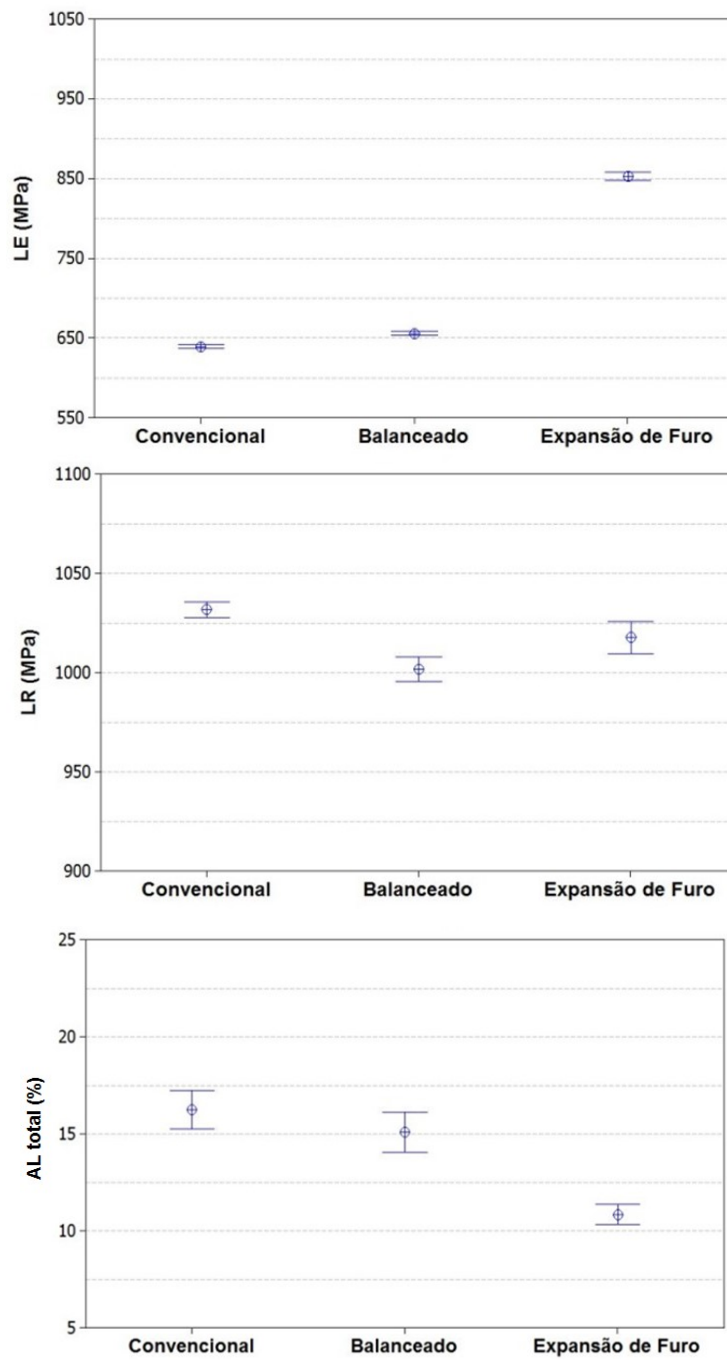


Figura 5.3 - Resultados de LE, LR, AL_{total} (direção longitudinal) dos aços estudados em escala industrial.

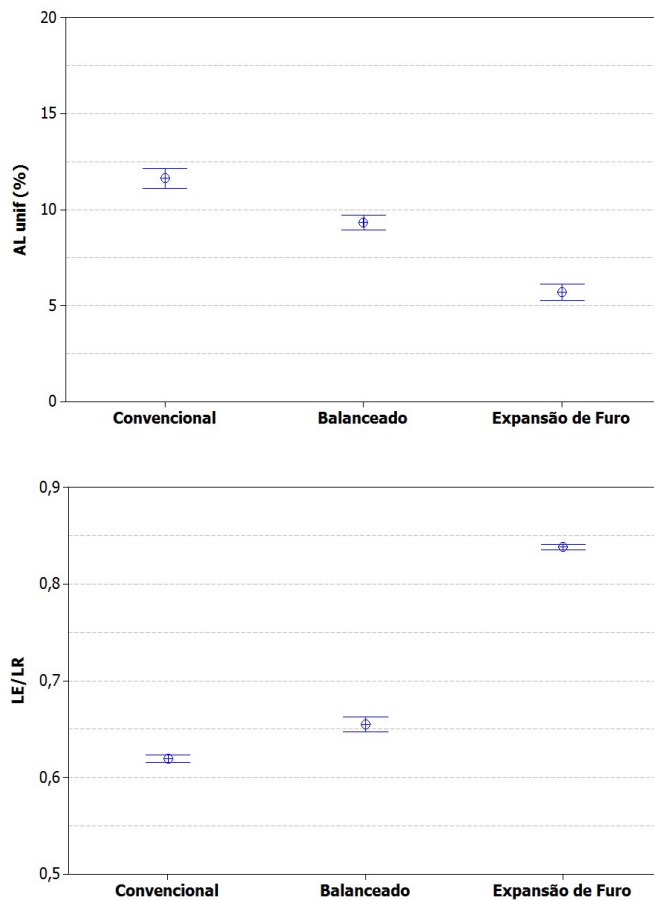
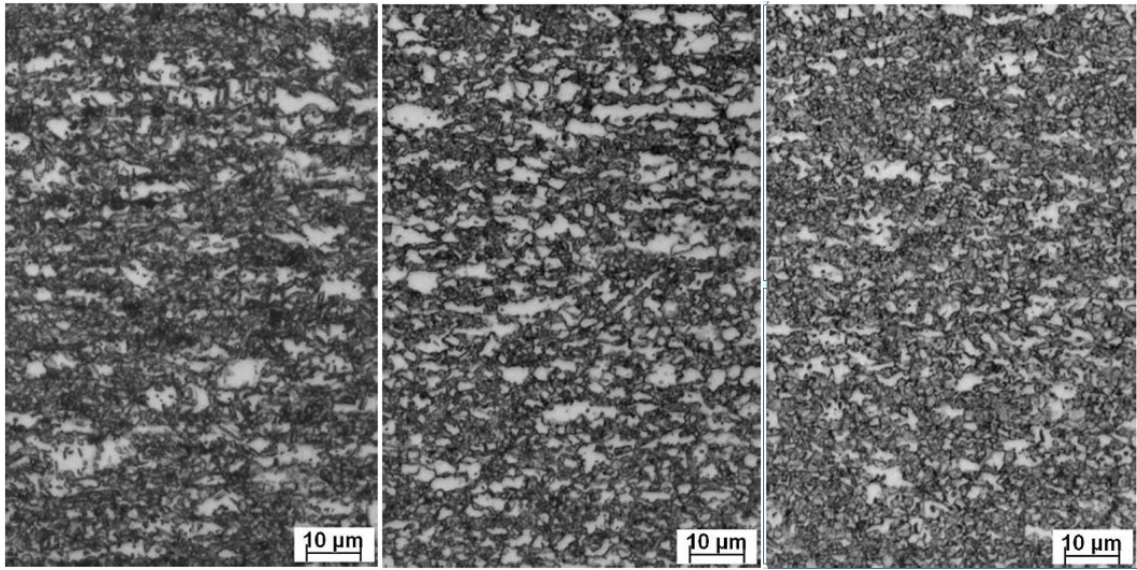


Figura 5.3 - Continuação: Resultados de LE, LR, AL_{total} (direção longitudinal) dos aços estudados em escala industrial.

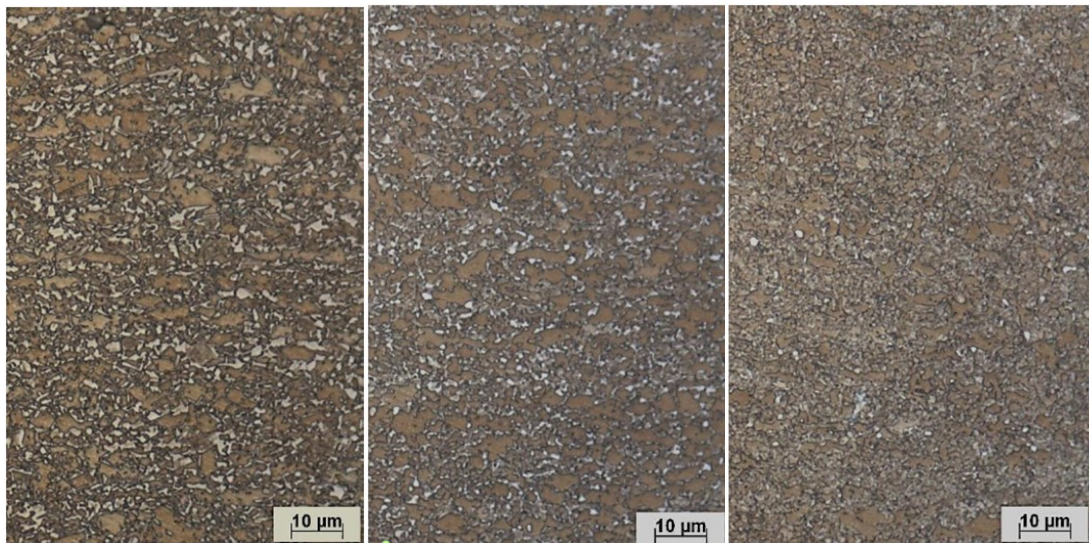
5.2.2 Avaliação Microestrutural

As Figuras 5.4 e 5.5 mostram as microestruturas desses aços observadas via microscopia óptica, após ataque com os reativos nital 4% e Le Pera (2%, metabissulfato de sódio). Em seguida são apresentados os resultados em análises via MEV (Fig. 5.6).



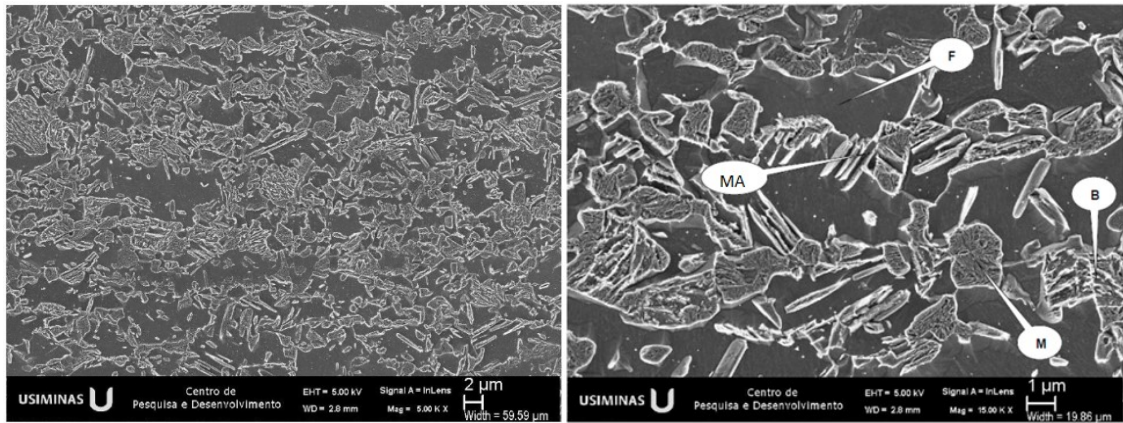
(a) Aço “Convencional” (b) Aço “Balanceado” (c) Aço “Expansão de Furo”

Figura 5.4 - Aspecto típico da microestrutura observada via MO, em seção longitudinal ao sentido de laminação das amostras. Reativo nital 4%.

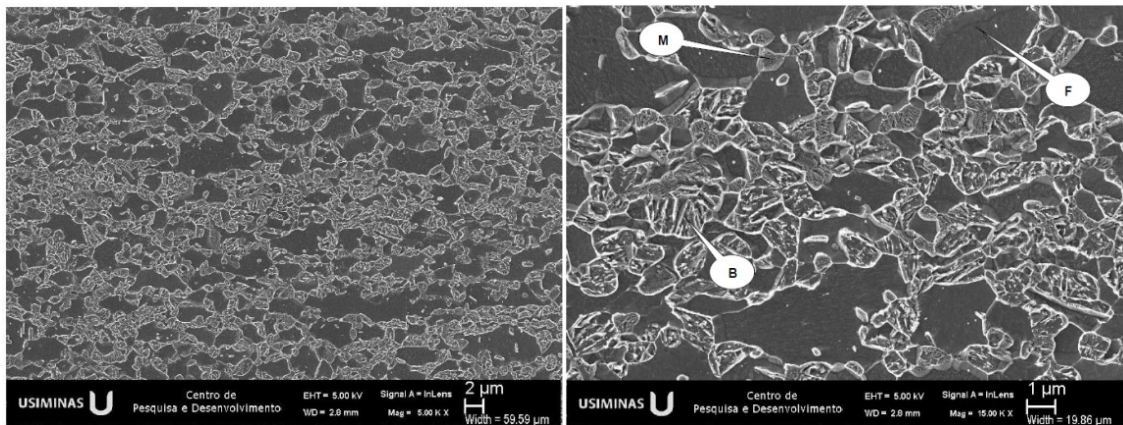


(a) Aço “Convencional” (b) Aço “Balanceado” (c) Aço “Expansão de Furo”

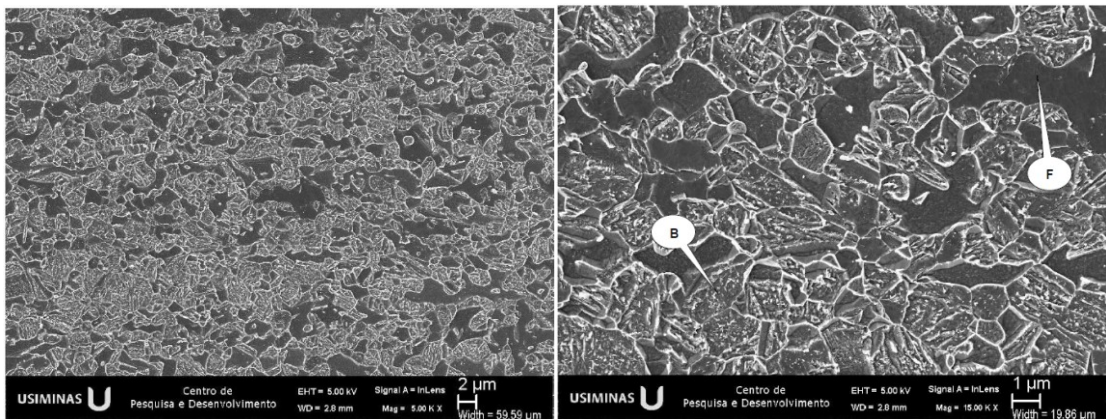
Figura 5.5 - Aspecto típico da microestrutura observada via MO, em seção longitudinal ao sentido de laminação das amostras. Reativo Le Pera (2%, metabissulfito de sódio).



(a) Aço “Convencional”



(b) Aço “Balanceado”



(c) Aço “Expansão de Furo”

Figura 5.6 - Aspecto típico da microestrutura dos aços estudados, observação via MEV, em seção longitudinal ao sentido de laminação. Ataque: nital 2%. Legenda: F: ferrita, B: bainita, M: martensita e MA: martensita-austenita.

A Tabela 5.1 apresenta a fração volumétrica das fases presentes nos aços estudados. O segundo constituinte é considerado como a soma de bainita (B), martensita (M) e martensita-austenita (MA).

Tabela 5.1 - Resultados da quantificação de fases via microscopia óptica.

Aço	Ferrita (%)	B+M+MA (%)
Convencional	17,2	82,8*
Balanceado	25,9	74,1
Exp. de Furo	13,6	86,4**

*Presença de austenita retida (AR) ** Predominantemente bainita (B) (desvio ~ 2%)

5.2.3 Microestrutura dos Novos Aços

O aço “Balanceado” apresentou microestrutura constituída por bainita e ferrita, além de algumas partículas de martensita vistas em maiores ampliações (Fig. 5.6b). Não foi possível diferenciar de forma quantitativa a bainita da martensita, sendo referido na Tabela 5.1 como B+M+MA. Esse aço apresentou em torno de 26% de ferrita.

Nas análises via MEV, o aço para “Expansão de Furo” apresentou microestrutura com maior parte de bainita, sem presença de martensita, nem mesmo nos contornos da bainita (Fig. 5.6c), com 14% de ferrita. A presença de ferrita, mesmo em pequenas quantidades, gera um aumento no alongamento total, porém diminui a capacidade de expansão de furo e limite de escoamento. Portanto, não é desejada para aplicações com requisito de expansão de furo.

A redução da fração de ferrita (patamar de 20% para 10%) quando se comparam as quantificações de fases entre o aço “Balanceado” e o “Expansão de Furo” não alcançaram o mesmo nível encontrado por Pushkareva *et al.* (2015), quando foram utilizadas temperaturas aproximadas as do presente estudo. Os autores utilizaram temperaturas intercríticas entre 755 e 840°C e revenimento de 230, 380 e 460°C em aço DP com LR > 1000 MPa (0,15% C; 0,215% Si; 1,9% Mn e 0.195% Cr). Acima de

810°C o volume de ferrita foi aproximadamente de 1%, sem austenita residual, com LE e LR aumentando com aumento percentual de martensita e decréscimo do alongamento uniforme nas amostras temperadas.

5.2.4 Microestrutura do Aço “Convencional”

O aço “Convencional” apresentou microestrutura formada por bainita, ferrita, martensita e martensita-austenita (Fig. 5.6a). A presença de austenita retida, detectada por análises de difração de raios X, em nível residual (Fig. 5.7), não era esperada, embora ocorra em função do maior teor de carbono e manganês. Este constituinte sendo muito instável tende a se decompor precocemente em martensita quando exposta em níveis de deformação baixos.

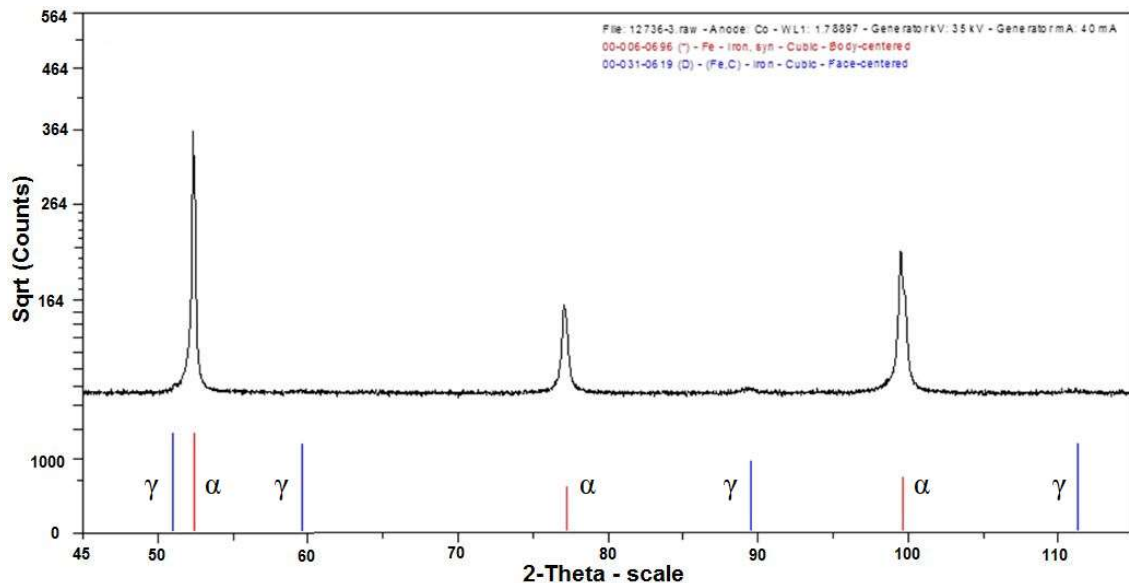


Figura 5.7 - Difratoograma obtido para amostra do aço “Convencional”. Legenda: raias vermelhas: picos de difração da fase ferrítica; raias azuis, da austenita.

A transformação precoce da austenita metaestável em martensita, diferentemente do efeito TRIP, onde se tem efeito benéfico para estampabilidade, com ganhos em alongamento uniforme, ainda é uma questão controversa em aços *Dual Phase* ou *Multiphase*. Saleh *et al.* (2001) relata ganhos em termos de ductilidade e resistência para esses tipos de aços.

Para a conformação no plano, os benefícios do efeito TRIP, proporcionado pela quantidade adequada de austenita retida, é de conhecimento geral. No entanto, o efeito na deformação localizada, como é o caso do estiramento de borda, ainda é motivo de pesquisas. Sugimoto *et al.* citado por Paul (2014) e Fang (2003), investigaram o estiramento de borda para aço TRIP e comprovaram ganhos de HER, com aumento do percentual de austenita retida e da concentração de carbono nessa austenita retida, pois diminuiriam o carbono da martensita. Isso teria pouca influência na conformabilidade em geral. Nesse estudo, o aço com maior concentração de carbono obteve menor HER.

Conforme estudos de Maresca *et al.*, citados por Tasan (2015), a introdução de austenita retida ou bainita muda o comportamento do aço DP. A plasticidade da martensita pode ser fortemente influenciada por filmes de austenita retida, com efeito positivo para melhoria da tenacidade da martensita.

5.2.5 Influência Microestrutural nos Resultados de Tração

A característica microestrutural mais próxima de um aço bifásico explica os valores de alongamento uniforme e total mais elevados, tanto para o aço “Convencional” quanto para o “Balanceado”, com a ferrita controlando a deformação do material devido ao número de deslocações livres, gerando maior ductilidade. No caso do aço “Expansão de Furo”, suspeita-se que a bainita em maior fração volumétrica na microestrutura controle a deformação e diminua a ductilidade comparativamente. O maior volume de ferrita e a presença de martensita nos dois primeiros aços apresentados proporcionou o menor valor de LE. As deslocações livres geradas durante a transformação martensítica apresentam maior mobilidade na ferrita, reduzindo a carga inicial necessária para iniciar a deformação plástica, justificando esses resultados mais baixos de LE e mais elevados de AL_{Unif} e AL_{Total} . Para o aço “Expansão de Furo”, a presença da bainita fez com que a deformação fosse dividida entre esse constituinte e a ferrita, com cargas maiores para iniciar o escoamento. Resultados condizentes com a literatura (Krauss, 2015 e Reed-Hill, 2009).

5.2.6 Expoente de Encruamento

O expoente de encruamento (n) é uma medida da capacidade de distribuir deformação sem que ocorra a estricção durante a conformação plana (Reed Hill, 2009). Seu valor mais elevado é um dos principais fatores benéficos ao uso do aço bifásico tradicional, em combinação com seu elevado alongamento total.

Os valores de n foram calculados na direção de 90° . A comparação dos valores é apresentada na Figura 5.8.

Observação: Valores individuais de n medidos entre 4 a 6% da deformação verdadeira.

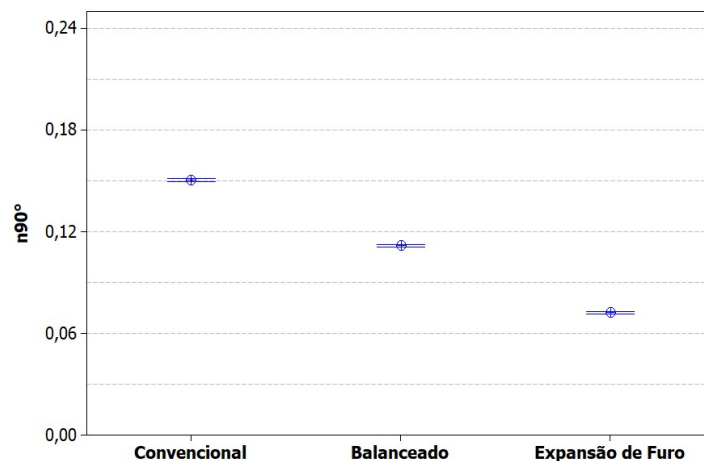


Figura 5.8 - Valores de n para as amostras em escala industrial.

A microestrutura do aço “Convencional” sendo mais próxima da típica para um aço *Dual Phase* explica a maior capacidade de encruamento (Fig. 5.8) em função da maior densidade de deslocamentos e sua interação (Reed Hill, 2009). Esse fator evidencia os resultados mais elevados do valor n (expoente de encruamento). O aço “Expansão de Furo” apresentou resultado oposto, no qual o encruamento é menor, refletindo também em uma razão elástica mais elevada.

A Figura 5.9 mostra a relação entre o valor n “instantâneo”, medido na direção transversal (90°), com o aumento da deformação verdadeira, durante os ensaios em

tração dos aços avaliados. Verifica-se que o perfil das curvas é semelhante, ocorrendo uma queda no valor de n com o aumento da deformação.

A elevada densidade de deslocamentos faz com que rapidamente se atinja um estágio com alto índice de deslocamentos imóveis. Assim é explicada a redução do expoente de encruamento com a deformação. Quando se tem austenita retida na microestrutura do aço bifásico o valor n (expoente de encruamento) também é aumentado, principalmente nos momentos iniciais da deformação. Como esse constituinte é instável, ocorre sua transformação a temperatura ambiente em martensita durante a deformação, gerando deslocamentos móveis e facilitando o escoamento, ainda retardando a estricção, com aumento no limite de resistência (Krauss, 2015).

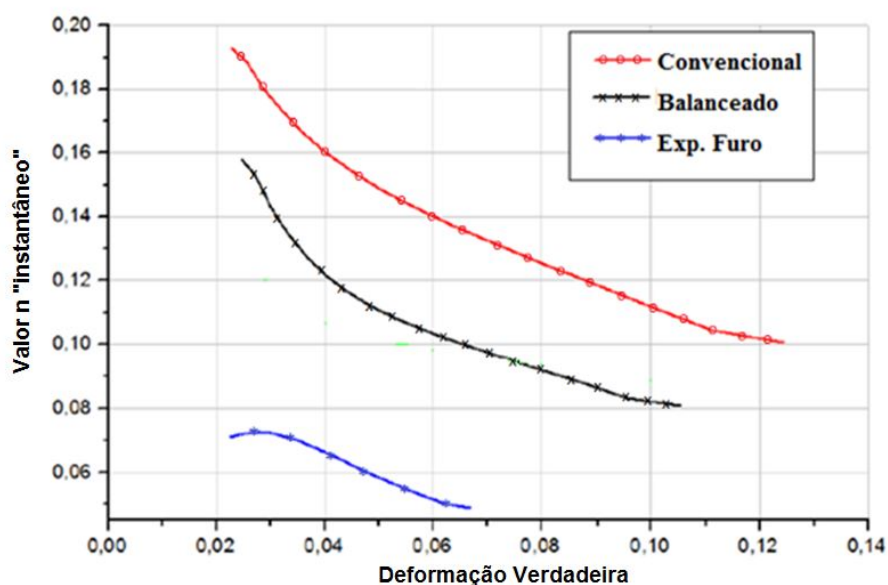


Figura 5.9 - Variação de n instantâneo (transversal) com aumento da deformação.

No trabalho de Hasegawa *et al.* (2004) também foram geradas curvas como da Figura 5.9, com resultados semelhantes. Os valores instantâneos de n dos aços estudados mostraram um pico logo após escoamento e decréscimo com o aumento gradativo da tensão. O aço bifásico apresentou o maior n em toda faixa de deformação e mostrou maior alongamento total, além de menor relação elástica, o que seria ótimo para estampagem profunda.

Saleh *et al.* (2001) demonstraram graficamente a relação entre capacidade de encruamento ($d\sigma/d\varepsilon$) e incrementos no expoente de encruamento (n) em aços TRIP com diferentes teores de silício (0,26% e 1,44%). Para o aço com menor valor de silício a partir de uma deformação de 0,05% o valor de n começa a decrescer, enquanto para o valor de 1,44% continua a ter incremento. Concluíram que o aumento do teor de silício e o tratamento térmico realizado são responsáveis pela estabilidade mecânica da austenita, ou seja, a quantidade de deformação necessária para transformá-la completamente em martensita. Durante a deformação, os aços com pouca austenita retida e de menor estabilidade, têm a transformação antecipada e com pico de valor n em baixa deformação, gerando menor alongamento uniforme e LR.

5.2.7 Anisotropia

Outro fator que é muito importante para a conformação no plano é a anisotropia do material. Para o estudo foram calculados os valores individuais em cada amostra dos diferentes aços, nas diferentes direções, conforme Tabela 5.2. Em seguida através das equações 5.1 e 5.2 os valores de anisotropia normal (R_m) e planar ΔR .

$$R_{m\u00e9dio} = \frac{r_{90^\circ} + 2(r_{45^\circ}) + r_{0^\circ}}{4} \quad (5.1)$$

$$\Delta R = \frac{r_{90^\circ} - 2(r_{45^\circ}) + r_{0^\circ}}{2} \quad (5.2)$$

Observação: Valores individuais de R medidos a partir de 6% deformação verdadeira.

Tabela 5.2 - Valores individuais de anisotropia

Aço	r90°	r45°	r0°	ΔR	R _{m\u00e9dio}
Convencional	0,72	0,83	0,62	-0,156	0,747
Balanceado	0,84	0,85	0,70	-0,086	0,811
Expans\u00e3o de Furo	0,90	1,00	0,65	-0,230	0,889

Em termos de coeficiente de anisotropia médio ou normal (R_m), que representa a resistência ao afinamento, os valores foram baixos, com $R_m < 1$, o que significa dizer que estes aços têm preferência por se deformar ao longo da espessura, do que em relação ao plano da chapa (Fig. 5.10). O baixo valor de R_m desses aços pode ser atribuído à dificuldade em desenvolver uma textura cristalográfica adequada, em função da necessidade de adição de elementos de liga (Hutchinson, 1983). Para esse tipo de material (AHSS) existe a necessidade dessas adições para aumento da temperabilidade.

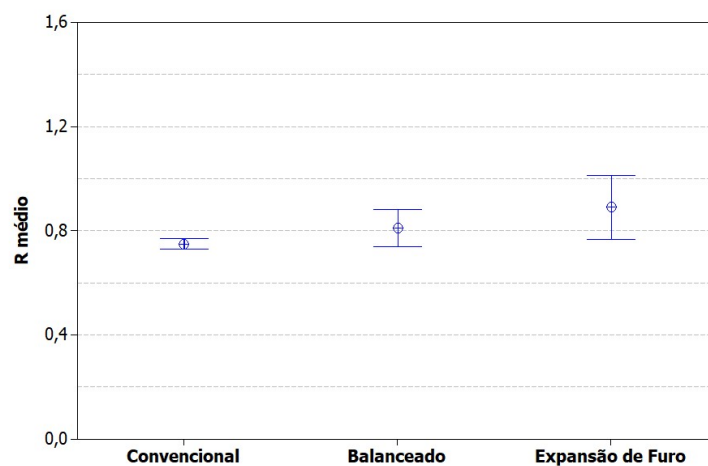


Figura 5.10 - Resultados de R_m para as amostras em escala industrial.

Quanto à anisotropia planar, medida pelo valor ΔR (Fig. 5.11), os aços apresentaram a mesma tendência: maior capacidade de deformação na direção a 45° (sinal negativo obtido). A anisotropia não foi acentuada, com resultados ao longo das direções próximos a zero.

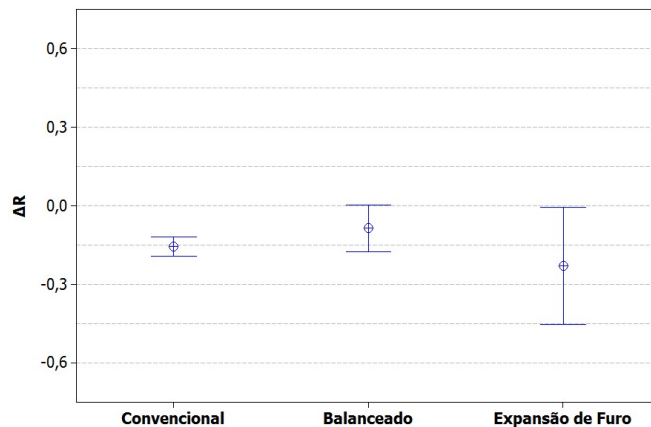


Figura 5.11 - Resultados de ΔR das amostras em escala industrial.

5.2.8 Expansão de Furo

Os resultados obtidos nos ensaios de expansão de furo realizados (Fig. 5.12) são compatíveis com as características gerais da microestrutura das amostras.

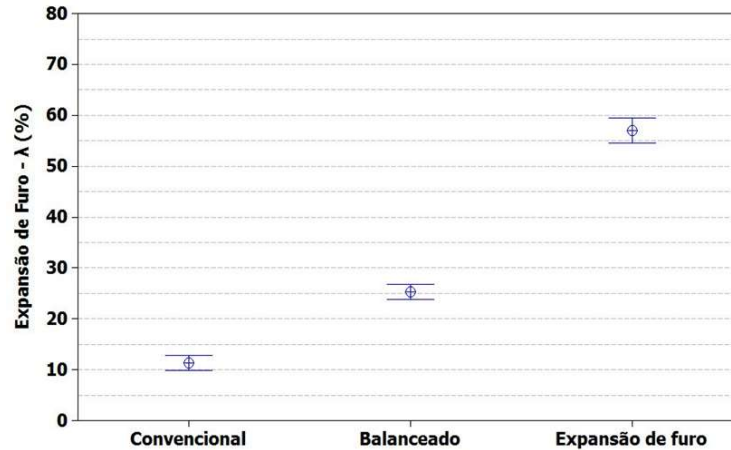


Figura 5.12 - Resultados do ensaio de HER para amostras em escala industrial.

O melhor desempenho no teste de expansão de furo (λ ou HER), conforme esperado, foi do aço para “Expansão de Furo”, com resultado de λ quase cinco vezes maior que o aço “Convencional”. Esse último aço apresentou piores resultados provavelmente em função da quantidade de carbono mais elevada, formando uma martensita de maior dureza, mais rica nesse elemento e conseqüentemente com maior diferença de dureza comparada à fase ferrítica.

Tal gradiente pode ser medido pela técnica de nanoindentação (*Depth Sensing Indentation*, DSI), que quantifica individualmente os constituintes, com indentação de uma amostra em nível bem abaixo de carregamento das medidas clássicas (Vickers, Knoop, Brinell), com uso de instrumentos de alta precisão, onde são geradas curvas de carregamento e descarregamento (Mazaheri, 2015).

Não foi possível tal medição, mas verifica-se em literatura (Hasegawa, 2004), (Fujita, 2007), que quanto maior tal gradiente, menor a capacidade de expansão de furo. Isso explica o comportamento do aço “Expansão de Furo”, constituído em maior parte por bainita, em adição à ferrita, com diferença de dureza menos acentuada entre esses constituintes.

5.2.9 Influência da Diferença de Dureza das Fases

Conforme exposto por Hasegawa *et al.* (2004) é difícil de medir a dureza individual das fases. Os tamanhos dos grãos são muito pequenos para indentação até para mínimos carregamentos de microdurezas. Entretanto, a dureza de cada fase pode ser inferida por cálculos de composição química, LR e volumes dos constituintes.

De forma simplificada, Mazaheri *et al.* (2015) relacionam a capacidade de expansão de furo com a composição química e o efeito da quantidade de carbono na martensita, através de um balanço teórico entre os constituintes. Para efeito do cálculo, a segunda fase seria composta apenas por martensita, numa microestrutura bifásica, utilizando das fórmulas 5.3 e 5.4.

$$C = C_f V_f + C_m V_m \quad (5.3)$$

C: carbono do aço

C_m : carbono da martensita

V= fração volumétrica dos constituintes

C_f : carbono da ferrita

Para o cálculo do carbono da martensita, foram feitas as seguintes conversões:

$$C_m = \frac{C - C_f(1 - V_m)}{V_m} \quad \text{ou} \quad C_m = \frac{C - C_f(V_f)}{1 - V_f} \quad (5.4)$$

As frações volumétricas de ferrita e de segundo constituinte, aqui assumido como sendo apenas de martensita, foram extraídos da Tabela 5.1.

Tabela 5.3 - Resultados da quantificação de carbono na martensita.

Aço	Carbono da martensita (% em peso)	Carbono total (% em peso)	Carbono da ferrita (% em peso)	Fração de martensita (%)	Fração de ferrita (%)
Convencional	0,166	0,14	0,015	0,828	0,172
Balanceado	0,116	0,09	0,015	0,741	0,259
Exp. de Furo	0,102	0,09	0,015	0,864	0,136

Assumiu-se $C_f = 0,015\%$ (limite de carbono supersaturado na ferrita)

Conforme valores apresentado na Tabela 5.3, desconsiderando os efeitos benéficos de uma participação da bainita na microestrutura e considerando apenas uma microestrutura bifásica, ainda assim ter-se-ia uma martensita de menor teor de carbono, o que propiciaria menor gradiente de dureza entre os constituintes e um melhor resultado de capacidade de expansão de furo para os aços com a nova composição química, com menores teores de carbono total.

Mazaheri *et al.* (2015) verificaram comportamento semelhante em seu estudo: queda na dureza da martensita (411 para 333 HV10mN) com o decréscimo do carbono da martensita (0,41 para 0,32%). O resultado também confere com os efeitos da microestrutura na conformação da borda cortada relatados por Terrazas *et al.* (2017), para diferentes configurações microestruturais, porém com a mesma classe de resistência. Verificaram uma relação forte entre carbono da martensita e a capacidade de expansão de furo. Quanto maior o teor de carbono, maior a diferença de dureza entre as fases e menor a razão de expansão de furo e ductilidade apresentado anteriormente na Figura 3.31.

Tasan *et al.* (2014) citam que a dureza da martensita aumenta com o teor de carbono. Em seus experimentos mostraram que se o recozimento ocorre em altas temperaturas, a

difusão leva a uma distribuição mais homogênea de carbono e a uma redução do carbono médio na martensita. Outra razão para o crescimento não linear de dureza da martensita é a morfologia. Para o recozimento intercrítico, granular; no campo austenítico, acicular.

5.2.10 Correlação entre Tração e Expansão de furo

No geral, os aços estudados apresentaram resultados das propriedades mecânicas medidas condizentes com outros trabalhos.

Nas análises de Pathak *et al.* (2016), o aço *Dual Phase* clássico apresentou maior alongamento e capacidade de encruamento que um aço *Complex Phase* de mesmo grau. Um valor mais elevado de n indica grande resistência à estrição e alta conformabilidade para dada espessura. Assim, para conformação plana, o aço CP teria pior aplicação que um DP para dada espessura. Oposto ao quesito de estiramento de borda. Os altos valores de n para o aço DP não transmitem em aumento de conformação de borda. A pesquisa de Lian *et al.* é citada por Pathak (2016) a respeito da correlação encontrada entre valor n e a variação na conformabilidade em aços CP e DP, devido a alta diferença de resistência entre as fases. No início da estrição os aços DP exibem menor resistência à fratura. Como a estrição é suprimida durante HET, o expoente de encruamento, que indica resistência à estrição, não provê benefício para conformação de borda. Nos materiais estudados pelos autores quanto menor HER, maior n .

A opinião sobre a influência dos coeficientes de anisotropia e sua relação com HER são divergentes. Conforme Yoon *et al.* (2017), apesar dos valores de R e n governarem os processos de conformação não há relação com HER. Para Sadagopan, citado por Paul *et al.* (2014), HER tem excelente correlação com LR e coeficiente normal de anisotropia (R_m). Paul *et al.* (2014) correlacionou várias propriedades mecânicas com HER e concluiu que há boa correlação com LE, LR, R_m , AL_{Total} e alongamento não uniforme.

Terrazas (2017) cita leve tendência de que HER crescer com aumento da relação elástica (LE/LR), que é uma medida grosseira de encruamento, através do trabalho de

Jin *et al.* (2013). No entanto, em seu estudo encontrou alguns resultados opostos, variando microestrutura. Isso leva a conclusão que o encruamento sozinho não é suficiente para prever estiramento de borda.

O certo é que na grande maioria das vezes certas propriedades são correlacionadas com HER para certos agrupamentos de aços, como na Figura 3.14 adaptada do trabalho de Chen *et al.* (2014). Através dela conclui-se que o alongamento e LR são incapazes de prever HER em AHSS para LR > 800 MPa.

Parâmetros individuais o ensaio de tração não têm clara correlação com expansão de furo. Conforme Pathak *et al.* (2016) o alongamento do teste de tração não é apropriado para medir HER. A correlação é atribuída à supressão da estrição durante HER. O percentual de alongamento da borda durante HET é consideravelmente mais alto que ao alongamento da tração, indicando que estrição é suprimida. Durante HET um grande gradiente de conformação é estabelecido, com alta deformação na borda, que decai rapidamente para posição radial. Os diferentes valores de comprimento útil para medir o alongamento total são a maior razão para falta de correlação com HER.

Para Yoon *et al.* (2017), é quase impossível relacionar HER com as propriedades de tensão uniaxial mesmo se o estado de tensão na região da borda do furo é similar àquela da região de tensão uniaxial, porque o estiramento de borda dos materiais é avaliado usando amostras com muitos defeitos iniciados e acumulados pelo corte, a principal diferença entre outros tipos de conformação, como dobramento, estampagem profunda e estiramento. Sadagopan *et al.* citado por Paul *et al.* (2004) ainda complementa que além de propriedade mecânica, pode haver influência da composição química, volume das frações de diferentes fases, suas propriedades individuais e distribuição.

Apesar de algumas tendências encontradas como o ganho de HER com aumento da relação elástica e redução do alongamento total, não se pode utilizar parâmetros individuais de tração como uma correlação que possa eximir a execução do ensaio de expansão de furo. Muitas das características valem apenas para determinados tipos de aço e podem ser específicos de determinadas classes de resistência.

6 CONCLUSÕES

Na etapa de escala piloto, os ciclos com encharque de 760°C apresentaram LR abaixo de 980 MPa em função de menor formação de segundo constituinte.

O aumento da temperatura de *overaging* de 260 para 310°C promoveu uma queda adicional do LE, LR, AL_{Total} e razão de expansão de furo, embora este último resultado tenha sido superior a 20%. Houve maior formação de martensita revenida e/ou bainita.

O aumento da temperatura de encharque, de 800°C para 820°C, propiciou maiores valores da razão de expansão de furo, acima de 50%, além de aumentos em LE e LR, porém com redução do AL_{Total} . Houve maior formação de segundo constituinte (bainita).

Os resultados obtidos na escala industrial foram consistentes com os da escala piloto:

- O aço experimental “Expansão de Furo” no geral apresentou melhores resultados quanto aos parâmetros de estampabilidade, com bom desempenho ao ser submetido a esforços de estiramento de flange, mostrando-se apto a ser utilizado em peças com maior diversidade geométrica. Sua microestrutura formada por ferrita e bainita (maior parte) promoveu menor diferença de dureza interfacial, com conseqüente melhoria em termos de deformação localizada;
- O aço “Convencional” apresentou ductilidade mais elevada, boa capacidade de encruamento e menor razão de expansão de furo comparativamente, em decorrência de sua microestrutura típica de aços bifásicos (ferrita e martensita);
- O aço “Balanceado” apresentou a combinação de boa ductilidade e capacidade de expansão de furo acima de 20%. Efeitos benéficos promovidos pela substituição de parte da martensita pela bainita.

Apesar de algumas tendências encontradas como o aumento de HER e da relação elástica e redução do alongamento total, não se pode utilizar cada resultado individual como uma correlação que possa eximir a execução do ensaio de expansão de furo.

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Fazer medições individuais de dureza entre os microconstituintes microestruturais através do método de nanoindentação;

Estudar a melhoria da capacidade de expansão de furo em outros aços bifásicos como no aço DP1200;

Avaliar o efeito da presença de austenita retida e sua transformação em martensita durante o processo de corte e flangeamento nos aços estudados, bem como as características da ferrita presente em cada um.

8 REFERÊNCIAS

ABE, M.; “Strengthening Mechanism in Cold-Rolled Steels: Solid Solution, Precipitation and Fine Grain Hardening”. Private Communication, Japão, 2003.

ALHARBI, K.; GHADBEIGI, H.; EFTHYMIADIS, P. *et al.*; “Damage in Dual Phase steel DP1000 investigated using digital image correlation and microstructure simulation”. *Modeling and Simulation in Materials Science and Engineering* 23, 2015, 17 p.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS; ASTM E-112-13: “Standard Test Methods and Definitions for determining average grain size”. West Conshohocken - EUA, 2013.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS; ASTM A370: “Standard Test Methods and Definitions for Mechanical testing of Steel products”. West Conshohocken - EUA, 2014.

BAG, A.; RAY, K.; DWARAKADASA, E. S.; “Influence of Martensite Content and Morphology on Tensile and Impact Properties of High-Martensite Dual Phase Steels”. *Metallurgical and Materials Transactions A*. vol. 30A, 1999, p. 1193-1202 *apud* TERRAZAS, O. R.; FINDLEY, K. O.; VAN TYNE, C. J.; “Influence of Martensite Morphology on Sheared-Edge Formability of Dual-Phase Steels”. *ISIJ International*, vol. 57, n^o. 5, 2017, p. 937–944.

BARRADO, F. S.; MELO, T. M. F.; CÂNDIDO, L. C. GODEFROID, L. B.; “Efeito de parâmetros do recozimento contínuo nas propriedades mecânicas em tração de aço *Dual Phase*”. 40^o Seminário de Laminação da ABM, Vitória-ES, 2003, 9 p.

BLECK, W.; “Using the TRIP Effect - the Dawn of Promising Group of Cold Formable Steels”. *International Conference on TRIP-Aided High Strength Ferrous Alloys*, Ed. B. C. De Cooman, 2002, p.13-23.

BUTCHER, C.; TEN KORTNENAAR, L.; WORSWICK, M.; “Experimental Characterization of the Sheared Formability of Boron Steel”. IDDRG Conference Proceedings, 2014, p. 222-227 *apud* TERRAZAS, O. R.; “Correlation of microstructure, tensile properties and hole expansion ratio in cold rolled advanced High Strength Steels”. Colorado School of Mines, 2017, 88 p. (Master of Science thesis in Metallurgical and Materials Engineering).

BUTCHER, C.; ANDERSON, D.; WORSWICK, M.; “Predicting Failure during Sheared Edge Stretching using a Damage-Based Model for the Shear-Affected Zone”. SAE Int. J. Mater. Manuf. 6, 2013, p. 304–312 *apud* PATHAK, N.; BUTCHER, C.; WORSWICK, M.; “Assessment of the Critical Parameters Influencing the Edge Stretchability of Advanced High-Strength Steel Sheet”. Journal of Materials Engineering and Performance, 2016, p. 4919-4932.

CAO, T.; LU, B.; OU, H. *et al.*; “Investigation on a new hole flanging approach by incremental sheet forming through a featured tool”. International Journal of Machine Tools & Manufacture 110, 2016, p. 1-17.

CASELLAS, D.; LARA, A.; FROMETA, D.; GUTIERREZ, D.; MOLAS, S.; PEREZ, L.; REHRL, J.; SUPPAN, C.; “Fracture Toughness to Understand Stretch-Flangeability and Edge Cracking Resistance in AHSS”. Metallurgical and Materials Transactions A., vol. 48, 2016, p. 86-94.

CHEN, X.; JIANG, H.; CUI, Z.; LIAN, C.; LU, C.; “Hole Expansion characteristics of ultra high strength steels”. Procedia Engineering 81, 2014, p. 718-723.

CHO, K., GARCIA, C. I., SHU, H., CHEN, T. R., DEARDO, A. J.; “Development of the 590 – 780 – 980 Nb-Bearing Dual-Phase Steels for Production on Continuous Galvanizing Lines”. In: WENG, Y., DONG, H., GAN, Y. “Advanced Steels; the recent scenario in steel science and technology”. Springer Berlin Heidelberg, 2011. p. 313-323.

DELINCE, M.; BRECHET, Y.; EMBURY, J. D.; GEERS, M. G. D.; JACQUES, P. J.; PARDOEN, T.; “Structure – Property Optimization of Ultrafine-Grained Dual Phase Steels using a Microstructure Based Strain Hardening Model”. *Acta Materialia*, vol. VIII, n° 2, 2008 *apud* TERRAZAS, O. R.; “Correlation of microstructure, tensile properties and hole expansion ratio in cold rolled advanced High Strength Steels”. Colorado School of Mines, 2017, 88 p. (Master of Science thesis in Metallurgical and Materials Engineering).

DIETER, G. E.; “Metalurgia Mecânica”. 2ª Edição, Guanabara Dois, Rio de Janeiro, 1981, 653 p.

DRUMOND, J.; “Efeito do Silício e de Parâmetros de processo nas Microestruturas e Propriedades Mecânicas de um Aço Bifásico Laminado a Frio”. Florianópolis: Universidade Federal de Santa Catarina, 2012, 112 p. (Dissertação, Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais).

FANG, X.; FAN, Z.; RALPH, B.; “The relationships between tensile properties and hole expansion property of C-Mn steels”. *Journal of Materials Science* 38, 2003, p. 3877-3882.

FUJITA, N.; NONAKA, T.; TOMOKIYO, T. *et al.*, "Development of Ultra-High Strength Steel Sheets with Tensile Strength of 980MPa". SAE Technical, Paper 2007-01-0341, 2007, 7 p.

HASEGAWA, K.; KAWAMURA, K.; URABE, T.; HOSOYA Y.; “Effects of Microstructure on Stretch-flange-formability of 980 MPa Grade Cold-rolled Ultra High Strength Steel Sheets”. *ISIJ International*, vol. 44, n° 3, 2004, p. 603-609.

HIRONAKA S., TANAKA H., MATSUMOTO T.; “Effect of Si on Mechanical Property of Galvannealed Dual Phase Steel”. *THERMEC 2009, Materials Science Forum*, vol. 638-642, p. 3260-3265, 2010 *apud* DRUMOND, J.; “Efeito do Silício e de Parâmetros de processo nas Microestruturas e Propriedades Mecânicas de um Aço

Bifásico Laminado a Frio”. Florianópolis: Universidade Federal de Santa Catarina, 2012, 112 p. (Dissertação, Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais).

HOSFORD, W. F.; CADDELL, R. M.; “Metal Forming—Mechanics and Metallurgy”. Third edition. Cambridge University Press, Reino Unido, 2007, 312 p.

HUDGINS, A. W.; MATLOCK, D. K.; “The effects of property differences in Multiphase sheet steels on local formability”. *Materials Science & Engineering A* 654, 2016, p. 169-176.

HUTCHINSON, B.; LINDELL, D.; BARNETT, M.; “Yielding Behavior of Martensite in Steel”. *ISIJ Int.*, 55, 2015, p. 1114–1122.

HUTCHINSON, W. B.; “Dual-phase steels. Deep-drawing characteristics”. *Sheet Metal Industries*, v. 60, 1983, p. 502-505.

INTERNATIONAL STANDARD ORGANIZATION. ISO 16630; “Metallic materials – Method of hole expanding test”. First Edition, Suíça, 2003.

INTERNATIONAL STANDARD ORGANIZATION; ISO 12004-2: “Metallic materials — Sheet and strip — Determination of forming limit curves - Part 2: Determination of forming-limit curves in laboratory”, First Edition, Suíça, 2008.

JAPAN IRON AND STEEL FEDERATION STANDARD; JFS T 1001: “Standardization of Hole Expansion Test”; Tóquio - Japão, 1996.

JIN, X.; WANG, L.; SPEER J. G.; “Hole Expansion in Q&P, DP and TRIP Steel Sheets”. *International Symposium on Automobile Steel Proceedings*, 2013, p. 60-67 *apud* TERRAZAS, O. R.; “Correlation of microstructure, tensile properties and hole expansion ratio in cold rolled advanced High Strength Steels”. Colorado School of Mines, 2017, 88 p. (Master of Science thesis in Metallurgical and Materials Engineering).

KARELOVA A.; C. KREMPASZKY C.; WERNER, E.; TSIPOURIDIS, P.; HEDESBERGER, T.; PICHLER, A.; “Hole Expansion of Dual-phase and Complex-phase AHS Steels - Effect of Edge Conditions”. *Steel Res. Int.*, 2009, 80 (1), p. 71-77 *apud* PAUL, S. K.; MONIDEEPA, M.; SAURABH, K.; CHANDRA, S.; “Prediction of hole expansion ratio for automotive grade steel”. *Comp. Materials Science*” 89, 2014, p. 189-197.

KIM, H.; SHANG, J.; BEAM, K.; SAMANT, A.; HOSCHOUER, C.; DYKEMAN, J.; “Development of new hole expansion testing method”. *Journal of Physics: Conference Series*, 734, 2016, 4 p.

KOBAYASHI, S.; OH, S. I.; ALTAN, T., “Metal Forming and the Finite Element Method”. Oxford University Press, Nova Iorque - EUA, 1989, 377 p.

KONIECZNY A.; HENDERSON, T.; “On formability limitations in stamping involving sheared edge stretching”. *SAE Technical Paper 2007-01-0340*, 2007, 12 p.

KRAUSS, G.; “Steels Processing, Structure and Performance”. Second Edition – ASM International. Ohio – EUA, 2015, 614p.

LANGE, K.; “Handbook of Metal Forming”. McGraw-Hill Co, Nova Iorque, 1985 *apud* PAUL, S. K.; MONIDEEPA, M.; SAURABH, K.; CHANDRA, S.; “Prediction of hole expansion ratio for automotive grade steel”. *Comp. Materials Science*” 89, 2014, p. 189-197.

LEVY B. S.; GIBBS, M.; VAN TYNE, C.J.; “Failure during Sheared Edge Stretching of Dual-Phase Steels”. *Met. Trans. A*, 44A, 2013, p 3635 *apud* PAUL, S. K.; MONIDEEPA, M.; SAURABH, K.; CHANDRA, S.; “Prediction of hole expansion ratio for automotive grade steel”. *Computational Materials Science*” 89, 2014, p. 189-197.

LEVY B. S.; GIBBS, M.; VAN TYNE, C.J.; “Effect of a Strain-Hardening Rate at Uniform Elongation on Sheared Edge Stretching”. *J. Mater. Eng. Perform.*, 21, 2012,

p. 2147–2154 *apud* PAUL, S. K.; MONIDEIPA, M.; SAURABH, K.; CHANDRA, S.; “Prediction of hole expansion ratio for automotive grade steel”. *Comp. Materials Science* 89, 2014, p. 189-197.

LIAN, J. H.; JIA, X. X.; MUNTERMANN, S.; BLECK, W.; “A Generalized Damage Model Accounting for Instability and Ductile Fracture for Sheet Metals”. *Key Eng. Mater.* 611–612, 2014, p. 106–110 *apud* PATHAK, N.; BUTCHER, C.; WORSWICK, M.; “Assessment of the Critical Parameters Influencing the Edge Stretchability of Advanced High-Strength Steel Sheet”. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2016, p. 4919-4932.

LLEWELLYN, D. T., HILLIS, D. J.; “Dual Phase Steels – Review”. *Ironmaking and Steelmaking*, vol. 23, n° 6, 1996, p. 471-478.

MARCINIAK, Z; DUNCAN, J; HU, J; “Mechanics of Sheet Metal Forming”. Butterworth-Heinemann, Oxford – Reino Unido, 2002, 211 p.

MARESCA, F.; KOUZ, KOUZNETSOVA, V.; GEERS, M. G. D.; “On the role of interlath retained austenite in the deformation of lath martensite”. *Model. Simul. Mater. Sci. Eng.* 22(4):045011, 2014 *apud* TASAN, C. C.; DIEHL, M. *et al.*; “An Overview of Dual Phase Steels: Advances in Microstructure - Oriented Processing and Micromechanically Guided Design”. *Annu. Rev. Mater. Res.* 45, 2015, p. 391-431.

MARESCA, F.; KOUZ, KOUZNETSOVA, V.; GEERS, M. G. D.; “Subgrain lath martensite mechanics: a numerical experimental analysis”. *J. Mech. Phys. Solids* 73:69–83, 2014 *apud* TASAN, C. C.; DIEHL, M. *et al.*; “An Overview of Dual Phase Steels: Advances in Microstructure - Oriented Processing and Micromechanically Guided Design”. *Annual. Review Materials Research.* 45, 2015, p. 391-431.

MAZAHERI, Y.; KERMANPUR, A.; NAJAFIZADEH, A.; “Nanoindentation study of ferrite-martensite Dual Phase steels developed by a new thermomechanical processing”. *Materials Science Engineering A*, 639, 2015, p. 8-14.

MEGA, T.; HASEGAWA, K.; KAWABE, H.; “Ultra High-Strength Steel Sheets for bodies, Reinforcement Parts and Seat Frames Parts of Automobile – Ultra High-Strength Steel Sheets Leading to Great Improvement in Crashworthiness”. JFE Technical Report n° 4, 2004, p. 38-43.

MISRA, R. D. K.; THOMPSON, S. W.; HYLTON, T. A.; BOUCEK, A. J.; “Microstructures of Hot-Rolled High-Strength Steels with Significant Differences in Edge Formability”. Metallurgical and Materials Transactions, vol. 32A, 2001, p. 745-760.

MURARI, F. D.; “Influência do processamento na laminação a frio no coeficiente de anisotropia normal de chapas de aço AISI430 para estampagem”. Belo Horizonte. Universidade Federal de Minas Gerais, 2009, 183 p. (Dissertação de Mestrado).

MURARI, F. D.; “Cinética de envelhecimento de aços *Dual Phase* de baixa resistência mecânica laminados a frio”. Belo Horizonte. Universidade Federal de Minas Gerais, 2000, 185 p. (Tese de doutorado).

NAKAZIMA K. *et al.* “Study on the formability of Steel Sheets”. Technical Reports n° 264, 1968, p. 141-154.

NISHIMOTO, A.; HOSOYA Y.; NAKAOKA, K.; “Fundamentals of Dual-Phase Steels”; ed. by R. A. Kot and B. L. Bramfitt, The Metallurgical Society of AIME, Warrendale, PA, 1981, p. 447-455.

PATHAK, N.; BUTCHER, C.; WORSWICK, M.; BELLHOUSE, E.; GAO, J.; “Damage Evolution in Complex-Phase and Dual-Phase Steels during Edge Stretching”. Materials, vol. 10, 2017, 29 p.

PATHAK, N.; BUTCHER, C.; WORSWICK, M.; “Assessment of the Critical Parameters Influencing the Edge Stretchability of Advanced High-Strength Steel Sheet”. Journal of Materials Engineering and Performance, 2016, p. 4919-4932.

PATHAK, N.; BUTCHER, C.; WORSWICK, M.; “On Simulation of Edge Stretchability of an 800 MPa Advanced High Strength Steel”. *Journal of Physics*, 734, 2016, p. 032121.

PAUL, S. K.; MONIDEEPA, M.; SAURABH, K.; CHANDRA, S.; “Prediction of hole expansion ratio for automotive grade steel”. *Computational Materials Science* 89, 2014, p. 189-197.

PAUL, S. K.; “Non-Linear Correlation between Uniaxial Tensile Properties and Shear-Edge Hole Expansion Ratio”. *Journal of Materials Engineering and Performance*, vol. 23 (10), 2014, p. 3610-3619.

PEREIRA, M. S.; ABDALLA, A. J.; MEI, P. R.; HASHIMOTO, T. M.; “Desenvolvimento de Aços Bifásicos, Multifásicos e IF em consonância com o Projeto ULSAB-AVC”. 17º Cong. Brasileiro de Eng. e Ciência dos Materiais, Foz do Iguaçu-PR, 2006, p. 7053-7064.

PICHLER, A.; TRAIANT, S.; ARNOLDNER, G. *et al.*; “Phase Transformation During Annealing of Cold-Rolled Dual Phase Steel Sheet”, 42nd MWSP, Iron Steel Institute, vol. 38, 2000, p. 573-593.

PICHLER, A.; HRIBERNIG, G.; TRAGL, E. *et al.*; “Aspects of the production of Dual Phase and Multiphase steel strips”, 41st MWSP, Iron Steel Institute, vol. 37, 1999, p. 37-60.

PRADHAN, R.; “Metallurgical Aspects of Quenched and Tempered Dual Phase Steels produced via Continuous Annealing”. Bethelen Steel Corporation, 1984, p. 297-317.

PUSHKAREVA, I.; ALLAIN, S.; SCOTT, C.; REDJAIMIA A.; MOULIN, A.; “Relationship between Microstructure, mechanical properties and damage mechanisms in high martensite fraction Dual Phase steels”. *ISIJ International*, vol. 55, N° 10, 2015, p. 2237-2246.

REED-HILL, R.E.; “Physical Metallurgy Principles”. 4th edition, Cengage Learning, Stamford-EUA, 2009, 750 p.

ROCHA, R. O.; MELO, T. M. F; PERELOMA, E. V.; SANTOS, D. B.; “Microstructural evolution at the initial stages of continuous annealing of cold rolled dual-phase steel”. *Materials Science and Engineering A* 391, 2005, p. 296-304.

SADAGOPAN, S.; WONG, C.; HUANG, M.; YAN, B.; URBAN, D.; “Formability Characterization of a New Generation of High Strength Steels”. Report N° 12, American Iron and Steel Institute Technology Roadmap Program Office, Pittsburgh, PA, USA, 2003 *apud* PAUL, S. K.; “Non-Linear Correlation between Uniaxial Tensile Properties and Shear-Edge Hole Expansion Ratio”. *Journal of Materials Engineering and Performance*, vol. 23 (10), 2014, p. 3610-3619 and *apud* FANG, X.; FAN, Z.; RALPH, B.; “The relationships between tensile properties and hole expansion property of C-Mn steels”. *Journal of Materials Science* 38, 2003, p. 3877-3882.

SALEH, M. H., PRIESTNER R.; “Retained austenite in Dual Phase silicon steels and its effect on mechanical properties”. *Journal of Materials Processing Technology*, 113, 2001, p. 587-93.

SHEN, X. P., PRIESTNER, R.; “Effect of Boron on the Microstructure and Tensile Properties of Dual-Phase Steel”. *Metallurgical Transactions A*, v.21A, 1990, p. 2547-2553.

SHIRASAWA, H.; TANAKA, Y.; KORIDA, K.; “Effect of Continuous Annealing Thermal Pattern on Strength and Ductility of Cold Rolled Dual Phase Steel”. *ISIJ* 74, 1988. p. 326-333.

SPEICH, G. R.; “Dual Phase Steels”. IN: “Properties and selection: irons, steels and high-performance alloys”. *Metals Handbook* 10, vol. 1, Ed. Metals Park: ASM, 1990, p. 424-429.

SPEICH, G. R.; “Physical Metallurgy of Dual Phase steels”. IN: KOT, R. A., BRAMFITT, B. L.; “Fundamentals of Dual Phase Steels”. Proceedings, AIME/ASM 1981, p. 3-46.

SPEICH, G. R.; Trans. Metall. Soc. AIME, 245, 1969, 2553 *apud* PUSHKAREVA, I.; ALLAIN, S.; SCOTT, C.; REDJAIMIA A.; MOULIN, A.; “Relationship between Microstructure, mechanical properties and damage mechanisms in high martensite fraction Dual Phase steels”. ISIJ International, vol. 55, n° 10, 2015, p. 2237-2246.

SUGIMOTO, K.; SAKAGUCHI, J.; IIDA, T.; KASHIMA, T.; ‘Stretch-Flangeability of a High-Strength TRIP Type Bainitic Sheet Steel’. ISIJ Int., 2000, 40(9), p 920–926 *apud* PAUL, S. K.; MONIDEEPA, M.; SAURABH, K.; CHANDRA, S.; “Prediction of hole expansion ratio for automotive grade steel”. *Comp. Materials Science* 89, 2014, p. 189-197.

SUN, X.; CHOI, K. S.; SOULANI, A.; LIU, W. N.; KHALEEL, M. A.; “On key factors influencing ductile fractures of Dual Phase steels”. *Mater. Sci. Eng. A Struct. Mat.* 526, 2009, p. 140-149.

TASAN, C. C.; DIEHL, M. *et al.*; “An Overview of Dual Phase Steels: Advances in Microstructure - Oriented Processing and Micromechanically Guided Design”. *Annu. Rev. Mater. Res.* 45, 2015, p. 391-431.

TASAN, C. C.; HOEFNAGELS, J. P. M.; DIEHL, M.; YAN D.; ROTERS F.; RAABE, D.; “Strain localization and damage in Dual Phase steels investigated by coupled in-situ deformation experiments and crystal plasticity simulations”. *Int. J. Plast.* 63, 2014, p. 198-210.

TAYLOR, M. D.; CHOI, K. S.; SUN, X.; MATLOCK, D. K.; PACKARD, C. E.; XU, L.; BARLAT, F.; “Correlations between nanoindentation hardness and macroscopic mechanical properties in DP980 steels”. *Mater. Sci. Eng. A* 597, 2014, p. 431–439.

TEPEDINO, J. O. A.; “Aplicação de Curvas Limite de Conformação na previsão de rupturas em bordas de peças estampadas”. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas, Universidade Federal de Minas Gerais, 2014. 94 p. (Dissertação de Mestrado).

TENG, Z. K.; CHEN, X. M.; “Edge cracking mechanism in two dual-phase advanced high strength steels”. *Materials Science & Engineering A* 618, 2014, p. 645-653.

TERRAZAS, O. R.; FINDLEY, K. O.; VAN TYNE, C. J.; “Influence of Martensite Morphology on Sheared-Edge Formability of Dual-Phase Steels”. *ISIJ International*, vol. 57, n^o. 5, 2017, p. 937–944.

TERRAZAS, O. R.; “Correlation of microstructure, tensile properties and hole expansion ratio in cold rolled advanced High Strength Steels”. Colorado School of Mines. 2017, 88 p. (Master of Science thesis in Metallurgical and Materials Engineering).

TAISS, E. J. M.; “FSV – Future Steel Vehicle e a Nova Geração de Aços AHSS – Advanced High Strength Steel na Construção Automotiva”. In: *Simpósio Materiais Automotivos e Nanotecnologia – SAE Brasil*, São Paulo 2010. 34 p.

WORLD AUTO STEEL; “Advanced High-Strength Steels Application Guidelines”. Version 6.0, 2017, p. 19.

YOCHIDA, K.; *Sci. Pap. Inst. Phys. Chem. Res.*, 53 (1959), 125 apud HASEGAWA, K.; KAWAMURA, K.; URABE, T.; HOSOYA Y.; “Effects of Microstructure on Stretch-flange-formability of 980 MPa Grade Cold-rolled Ultra High Strength Steel Sheets”. *ISIJ International*, vol. 44, n^o 3, 2004, p. 603-609.

YOON, J. I.; JUNG, J.; KIM, J. G. *et al.*; “Key Factors of Stretch Flangeability of Sheet Materials”. *J. Mater Sci*, 2017, p. 7808–7823.

YOON, J. I.; JUNG, J.; JOO S. H. *et al.*; “Correlation between fracture toughness and stretch-flangeability of advanced high strength steels”. *Materials Letters* 180, 2016, p. 322-326.

YOON, J. I.; JUNG, J.; LEE, H. H. *et al.*;” Factors Governing Hole Expansion Ratio of Steel Sheets with Smooth Sheared Edge”. *Met. Mater. Int.*, vol. 22, n° 6, 2016, p. 1009 - 1014.

YU, X.; CHEN, J.; CHEN., J; “Interaction effect of cracks and anisotropic influence on degradation of edge stretchability in hole expansion of advanced high strength steel”. *International Journal of Mechanical Sciences* 105, 2016, p. 348-359.

YU, X.; CHEN, J.; CHEN., J; “Influence of curvature variation on edge stretchability in hole expansion and stretch flanging of advanced high-strength steel”. *Int J. Adv. Manuf. Technol.* 86, 2016, p. 1083-1094.