

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

Sidney Mendonça da Silva

**ANÁLISE MICROESTRUTURAL, PROPRIEDADES MECÂNICAS E
CONFORMABILIDADE DE AÇOS AVANÇADOS DA CLASSE DE 1000 MPA DE
RESISTÊNCIA**

Belo Horizonte
2025

Sidney Mendonça da Silva

**ANÁLISE MICROESTRUTURAL, PROPRIEDADES MECÂNICAS E
CONFORMABILIDADE DE AÇOS AVANÇADOS DA CLASSE DE 1000 MPA DE
RESISTÊNCIA**

Dissertação de Mestrado apresentada ao Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais, como requisito parcial para obtenção do título de Mestre em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas.

Orientador: Prof. Dr. Leandro de Arruda Santos

Belo Horizonte
2025

S586a Silva, Sidney Mendonça da.
Análise microestrutural, propriedades mecânicas e conformabilidade de aços avançados da classe de 1000 MPa de resistência [recurso eletrônico] / Sidney Mendonça da Silva. - 2025.
1 recurso online (78 f.: il., color.) : pdf.

Orientador: Leandro de Arruda Santos.

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

Inclui bibliografia.
Exigências do sistema: Adobe Acrobat Reader.

1. Engenharia metalúrgica - Teses. 2. Metalurgia física - Teses.
3. Aço - Teses. 4. Resistência de materiais - Teses. I. Santos, Leandro de Arruda. II. Universidade Federal de Minas Gerais. Escola de Engenharia.
III. Título.

CDU: 669(043)



ATA DA DEFESA DA DISSERTAÇÃO DO ALUNO SIDNEY MENDONÇA DA SILVA

Realizou-se, no dia 26 de setembro de 2025, às 14:00 horas, Via TEAMS (Link será enviado), da Universidade Federal de Minas Gerais, a 1ª defesa de dissertação, intitulada *Análise microestrutural, propriedades mecânicas e conformabilidade de aços avançados da classe de 1000 MPa de resistência*, apresentada por SIDNEY MENDONÇA DA SILVA, número de registro 2023702695, graduado no curso de ENGENHARIA MECÂNICA, como requisito parcial para a obtenção do grau de Mestre em ENGENHARIA METALÚRGICA, MATERIAIS E DE MINAS, à seguinte Comissão Examinadora: Prof(a). Leandro de Arruda Santos - Orientador (UFMG), Prof(a). Suzanny Cristina Soares Martins (CIT SENAI), Prof(a). Fernando de Souza Costa (Usiminas).

A Comissão considerou a dissertação:

Aprovada

Reprovada

Finalizados os trabalhos, lavrei a presente ata que, lida e aprovada, vai assinada por mim e pelos membros da Comissão.

Belo Horizonte, 26 de setembro de 2025.


Prof(a). Leandro de Arruda Santos (Doutor)


Prof(a). Suzanny Cristina Soares Martins (Doutor)


Prof(a). Fernando de Souza Costa (Doutor)

Dedico esse trabalho ao meu filho Heitor e
à minha esposa Kathelim.

AGRADECIMENTOS

À toda minha família pelo incentivo e apoio incondicional.

Aos colegas da Assistência Técnica da Usiminas pelas discussões técnicas e sugestões que muito me ajudaram para o desenvolvimento deste trabalho.

Aos colegas do Centro de Tecnologia da Usiminas, em especial ao Pesquisador Marco Antônio Wolff que colaborou diretamente na elaboração do trabalho.

Ao Professor Dr. Leandro Arruda Santos, pela orientação, permanente disponibilidade e por acreditar neste trabalho.

À Usiminas, em particular aos engenheiros Luiz Cláudio de Oliveira Meyer, Gleyder Oliveira Bustamante e Thiago Rangel Bittencourt, pela oportunidade para realização deste importante passo na minha carreira.

RESUMO

O propósito deste estudo foi realizar uma análise comparativa em termos de microestrutura e conformabilidade dos aços avançados da classe de 1000 MPa de resistência mecânica. Os aços estudados foram: *Bifásicos* (DP1000 e DP1000HF), *Fase Complexa* (CP1000) e *o aço de Transformação Induzida por Plasticidade* (TRIP1000). As etapas do trabalho envolveram a produção das bobinas, retirada de amostras, caracterização dos aços e suas propriedades mecânicas, realização de ensaios de Dobramento, Expansão Cônica de Furo (ECF), Estiramento Erichsen, Razão Limite de Estampagem (RLE) e levantamento das Curvas Limite de Conformação (CLC) para cada aço estudado. Na caracterização dos aços avaliados, observou-se que, os aços DP1000 HF e TRIP1000 se destacaram por sua maior conformabilidade geral, ou seja, maior capacidade de deformar-se sem fraturar. Essa característica é atribuída à sua maior capacidade de alongamento e ao maior expoente de encruamento. Por outro lado, o aço CP1000 apresentou a maior conformabilidade local, relacionada à sua maior razão elástica. Quanto à capacidade de estiramento, todos os aços foram classificados como adequados para estampagem média. No entanto, o aço DP1000 apresentou menor capacidade de dobramento, devido a um elevado grau de bandeamento microestrutural. Portanto, a escolha do tipo de aço dependerá da aplicação específica. Para situações que exigem alta capacidade de absorção de energia, os aços DP1000 HF e TRIP1000 são mais indicados. Já para situações que demandam maior resistência à deformação, o aço CP1000 é a melhor opção.

Palavras-chave: aços avançados de alta *resistência*; *bifásico*; *fase complexa*; *transformação induzida por plasticidade*.

ABSTRACT

The purpose of this study was to carry out a comparative analysis in terms of microstructure and formability of advanced steels in the 1000 MPa mechanical strength class. The steels studied were: Dual Phase (DP1000 and DP1000HF), Complex Phase (CP1000) and Transformation Induced Plasticity (TRIP1000). The work stages involved producing the coils, taking samples, characterizing the steels and their mechanical properties, carrying out Bending, Hole Expansion Ratio (HER), Erichsen Stretching, Limiting Draw Ratio (LDR) and making of the Forming Limit Curves (FLC) for each steel studied. When characterizing the steels evaluated, it was observed that the DP1000 HF and TRIP1000 steels stood out for their greater general formability, that is, greater ability to deform without fracturing. This characteristic is attributed to its greater elongation capacity and higher hardening exponent. On the other hand, CP1000 steel showed the highest local formability, related to its higher elastic ratio. Regarding stretching capacity, all steels were classified as suitable for medium stamping. However, DP1000 steel showed lower bending capacity, due to a high degree of microstructural banding. Therefore, the choice of steel type will depend on the specific application. For situations that require high energy absorption capacity, DP1000 HF and TRIP1000 steels are more suitable. For situations that require greater resistance to deformation, CP1000 steel is the best option.

Keywords: *advanced high strength steels; dual phase; complex phase; transformation induced plasticity.*

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Resistência mecânica e ductilidade para diversos tipos de aços [2].	17
Figura 2 - Representação esquemática da estrutura de carroceria veicular ilustrando a utilização de aço de alta resistência mecânica [9].	18
Figura 3 - Desenho esquemático da linha de recozimento contínuo – CAPL [5].	19
Figura 4 - Correlação da resistência mecânica e Alongamento dos aços DP [1].	19
Figura 5 - Microestrutura de um aço Dual Phase: F-Ferrita e M-Martensita. [3]	20
Figura 6 - Curvas tensão versus deformação para vários tipos de aços [1].	20
Figura 7 - Curvas Tensão versus Deformação das diversas classes dos aços DP se comparadas ao aço comum [1].	21
Figura 8 - Desenho esquemático do processo de recozimento contínuo do aço DP.	22
Figura 9 - Correlação da resistência mecânica e Alongamento dos aços TRIP [1].	23
Figura 10 - Microestrutura de um aço TRIP: A-Austenita, B-Bainita e F-Ferrita [7].	24
Figura 11 - Curvas tensão versus deformação de aços TRIP, Dual Phase e HSLA [7].	24
Figura 12 - Desenho esquemático do processo de recozimento contínuo do aço TRIP [8].	26
Figura 13 - Tendências na construção automotiva [9].	27
Figura 14 - Correlação da resistência mecânica e Alongamento dos aços CP [1].	27
Figura 15 - Aplicação com exigência de controle de flanges e bordas dos furos [10].	28
Figura 16 - Microestrutura de aço CP laminado a quente [1].	29
Figura 17 - Desenho esquemático do processo de recozimento contínuo do aço CP.	31
Figura 18 - Estrutura típica de uma carroceria de automóvel [11].	31
Figura 19 – Modelo básico usado na conformação de um copo [16].	32
Figura 20 – Comportamento típico de tensão-deformação de engenharia [35].	33
Figura 21 - Desenho esquemático de um ensaio Erichsen [12].	34
Figura 22 - Representação do ensaio de Expansão de Furo [15].	35
Figura 23 - Desenho esquemático do furo do corpo de prova antes e após o ensaio. (adaptado de documentos internos da USIMINAS).	36
Figura 24 - Corpo de prova antes e após ser submetido ao ensaio de Expansão de Furo.	36
Figura 25 – Exemplo de uma condição ideal de corte de um aço AHSS.	37
Figura 26 – Exemplo de zonas de fratura irregulares com cisalhamento secundário.	37
Figura 27 - Denominações gerais dos diversos processos envolvendo dobramento [16].	39
Figura 28 - Efeito mola no dobramento [29].	43
Figura 29 - Curva limite de Estampagem à Fratura (CLE-F) do aço LI [20].	44
Figura 30 - Dispositivo para realização do ensaio Swift [21].	45
Figura 31 - Desenho esquemático do esboço do ensaio Swift [22].	45
Figura 32 - Curva Limite de Conformação (CLC) [23].	46

Figura 33 – Etapas do fluxo de produção industrial dos aços estudados.	47
Figura 34 – Dimensão das amostras após processo de fabricação das bobinas.	47
Figura 35 - Representação esquemática do corpo de prova de tração <i>Sheet type</i> . (adaptado de ASTM A370, 2014).	48
Figura 36 – Aspecto de superfície de uma amostra com a marcação eletroquímica (próprio autor).	49
Figura 37 – Prensa universal Erichsen (laboratório Usiminas).	50
Figura 38 - Esquema ilustrando a direção de Dobramento dos corpos de provas (as setas indicam a direção de laminação) [28].....	51
Figura 39 - Aspecto representativo de inclusões das amostras analisadas. Sem ataque.....	54
Figura 40 - Aspecto microestrutural das amostras avaliadas.	56
Figura 41 - Análise de MEV: Mapas de qualidade de imagem (image quality map - IQ) – DP1000 HF.	57
Figura 42 - Análise de MEV: Mapas de qualidade de imagem (image quality map - IQ) – DP1000.....	57
Figura 43 - Análise de MEV: Mapas de qualidade de imagem (image quality map - IQ) – CP1000.....	57
Figura 44 - Análise de MEV: Mapas de qualidade de imagem (image quality map - IQ) – TRIP1000.	58
Figura 45 – Análise de MEV: Mapa de fases – DP1000 HF.	58
Figura 46 – Análise de MEV: Mapa de fases – DP1000.....	59
Figura 47 – Análise de MEV: Mapa de fases – CP1000.....	59
Figura 48 – Análise de MEV: Mapa de fases – TRIP1000.....	59
Figura 49 - Curvas tensão vs. deformação de engenharia das amostras analisadas, na orientação longitudinal à direção de laminação.....	60
Figura 50 - Curvas Limite de Conformação dos aços avaliados, determinadas pela técnica de <i>Nakajima</i> à estrição e à fratura.....	62
Figura 51 - Resultados da capacidade de Expansão Cônica de Furo das amostras analisadas	64
Figura 52 - Seções e aspecto de corte das amostras analisadas em diferentes folgas. Aços DP1000 HF e DP1000.	65
Figura 53 - Seções e aspecto de corte das amostras analisadas em diferentes folgas. Aços CP1000 e TRIP1000.....	66
Figura 54 – Graduação das variáveis de conformabilidade e propriedades mecânicas fundamentais dos aços analisados.	68

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Resultados de composição química das amostras analisadas.....	52
Tabela 2 - Classificação de inclusões das amostras recebidas para análise.....	54
Tabela 3 - Resultados da quantificação de austenita retida das amostras dos aços analisados e o respectivo teor de carbono obtido para essa fase, analisado via DRX.	56
Tabela 4 - Resultado das propriedades mecânicas em tração das amostras avaliadas.	60
Tabela 5 - Resultados obtidos no ensaio de Razão Limite de Estampagem.	61
Tabela 6 - Resultados do ensaio de Estiramento Erichsen.	63
Tabela 7 - Capacidade de dobramento das amostras analisadas.	67

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

CTU	Centro de Tecnologia Usiminas
AHSS	<i>Advanced High Strength Steels</i>
DP1000	Aço <i>Dual Phase</i> de 1000 MPa de limite de resistência mínimo
DP1000HF	Aço <i>Dual Phase High Formability</i> de 1000 MPa de limite de resistência mínimo e melhor capacidade de conformação
CP1000	Aço Complex Phase de 1000 MPa de limite de resistência mínimo
TRIP1000	Aço TRIP (<i>Transformation Induced Plasticity</i>) de 1000 MPa de limite de resistência mínimo

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	15
2. OBJETIVOS	16
2.1. Geral.....	16
2.2. Específicos	16
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	17
3.1. Aços Avançados de Alta Resistência	17
3.2. Aços DP – Dual Phase.....	19
3.2.1. Microestrutura e Propriedades mecânicas.....	19
3.2.2. Ciclo Térmico.....	21
3.2.3. Aplicações	22
3.3. Aços TRIP – Transformation Induced Plasticity.....	23
3.3.1. Microestrutura e Propriedades mecânicas.....	24
3.3.2. Mecanismos da Transformação TRIP.....	25
3.3.3. Aplicações	26
3.4. Aços CP – Complex Phase.....	27
3.4.1. Microestrutura e Propriedades mecânicas.....	28
3.4.2. Ciclo Térmico.....	30
3.4.3. Aplicações	31
3.5. Ensaios para avaliar a Estampabilidade dos aços	32
3.5.1. Ensaio de Tração.....	33
3.5.2. Ensaio de Embutimento Erichsen.....	34
3.5.3. Ensaio de Expansão de Furo.....	35
3.5.4. Ensaio de Dobramento	38
3.5.5. Ensaio de Dobramento em “V”.....	41
3.5.6. Retorno Elástico	41
3.5.7. Razão Limite de Estampagem.....	43
3.5.8. Ensaio <i>Swift</i>	45
3.5.9. Curva Limite de Conformação (CLC).....	46
4. METODOLOGIA.....	47
4.1. Materiais	47
4.2. Procedimentos experimentais.....	47
4.3. Análise Metalográfica.....	48
4.4. Análise Química.....	48
4.5. Propriedades mecânicas em tração.....	48
4.6. Razão Limite de Estampagem (RLE).....	49
4.7. Curvas Limite de Conformação (CLC)	49

4.8. Estiramento Erichsen.....	49
4.9. Expansão Cônica de Furo (ECF)	50
4.10. Ensaio de Dobramento	51
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	52
5.1. Composição Química.....	52
5.2. Análise Metalográfica.....	52
5.3. Análise via Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV/EBSD).....	56
5.4. Propriedades Mecânicas.....	59
5.4.1. Propriedades mecânicas em tração.....	59
5.4.2. Razão Limite de Estampagem (RLE).....	61
5.4.3. Curvas Limite de Conformação (CLC)	62
5.4.4. Estiramento Erichsen.....	62
5.4.5. Expansão Cônica de Furo (ECF).....	63
5.4.6. Dobramento.....	67
5.5. Análise dos resultados.....	67
6. CONCLUSÕES.....	69
7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	70
8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	71

1. INTRODUÇÃO

Atualmente, a indústria siderúrgica continua a investir em materiais avançados e tecnologias de fabricação que levaram à introdução de uma ampla variedade de novos aços automotivos. Dentre eles, tem-se os aços avançados de alta resistência (AHSS – Advanced High Strength Steels), que combinam elevada resistência mecânica com razoável ductilidade e são produzidos com baixo impacto no ciclo de vida do veículo, ajudando as montadoras a diminuir a emissão de CO₂ ao longo da vida de um veículo. São materiais sofisticados e complexos, com composição química restrita e com mais de uma fase presente na microestrutura. O processo de fabricação possui um rígido controle de temperatura e envolve vários mecanismos de endurecimento, elevando os valores de resistência, melhorando a ductilidade e resistência a fadiga. Esse grupo de aços apresenta uma grande perspectiva de crescimento em sua utilização nos próximos anos, cujas aplicações típicas desses aços incluem componentes estruturais que requerem elevada resistência mecânica e boa conformabilidade, o que torna a capacidade de conformação nos diferentes modos de deformação um dos principais desafios da engenharia de aplicação desses materiais.

Os aços AHSS foram desenvolvidos a partir de microestruturas e propriedades metalúrgicas únicas, tendo como objetivo alcançar as demandas do mercado por materiais com elevada resistência, rigidez e espessuras cada vez menores visando atender requisitos de segurança, design e emissão veicular. O uso dos aços AHSS pode reduzir o peso estrutural de um veículo em até 25% e pode reduzir as emissões totais de CO₂ do ciclo de vida em até 15% a mais do que qualquer outro material automotivo.

Por fazerem parte da família dos aços AHSS, os aços DP (Dual Phase), CP (Complex Phase) e TRIP (Transformation Induced Plasticity), apresentam conformabilidade limitada quando comparada à dos aços convencionais, devido à sua elevada resistência mecânica. Entretanto, quando avaliados para uma mesma classe de resistência, esses aços apresentam desempenhos em estampagem bastante distintos, devido às suas diferentes concepções microestruturais.

2. OBJETIVOS

2.1. Geral

Avaliar a relação microestrutural e propriedades mecânicas dos aços DP1000, DP1000HF, CP1000 e TRIP1000, buscando compreender quais são as suas influências sobre a conformabilidade destes aços.

2.2. Específicos

- Avaliar os microconstituintes presentes em cada aço relacionando às propriedades mecânicas obtidas em tração;
- Conhecer e comparar os limites de conformação dos aços estudados;
- Estudar o efeito da folga de corte desses aços em função da sua capacidade de expansão de furo.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1. Aços Avançados de Alta Resistência

Os Aços Avançados de Alta Resistência (AHSS – Advanced High Strength Steels), também conhecidos como aços de alta resistência de segunda geração, se destacam por suas excelentes propriedades, combinando alta resistência mecânica com adequada ductilidade e conformabilidade [2].

A resistência dos AHSS reside em sua microestrutura complexa, cuidadosamente projetada através de técnicas avançadas de processamento. Elementos químicos estrategicamente adicionados, como nióbio, vanádio e titânio, aliam-se a microestruturas refinadas, como ferrita, bainita e martensita, resultando em um material capaz de suportar tensões de escoamento à tração superiores a 550 MPa, superando significativamente os aços tradicionais.

A figura 1 mostra a correlação da resistência mecânica e ductilidade para os diferentes aços, incluindo os aços AHSS.

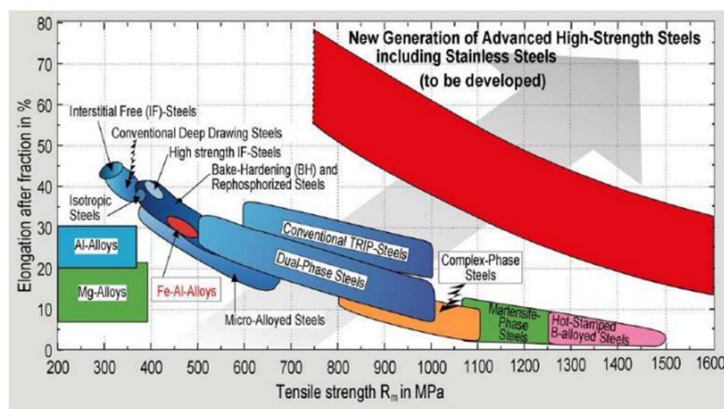


Figura 1 - Resistência mecânica e ductilidade para diversos tipos de aços [2].

Os AHSS também demonstram uma flexibilidade surpreendente, cuja ductilidade permite que sejam conformados em formas complexas sem comprometer sua integridade estrutural. Essa característica os torna ideais para a produção de componentes automotivos leves e robustos, como reforços de carrocerias, pilares e vigas de chassi [1].

A figura 2 mostra uma dispersão esquemática da estrutura de uma carroceria veicular [9] ilustrando a utilização de aço de alta resistência mecânica.

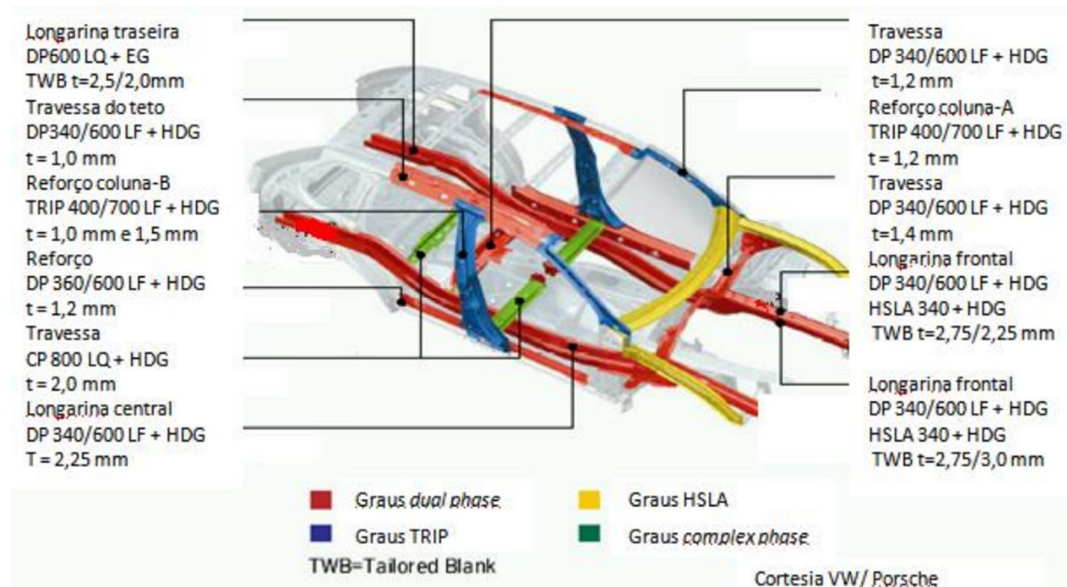


Figura 2 - Representação esquemática da estrutura de carroceria veicular ilustrando a utilização de aço de alta resistência mecânica [9].

A leveza dos AHSS, aliada à alta resistência, contribui significativamente para a eficiência dos veículos. Ao reduzir o peso total do carro, o consumo de combustível diminui, as emissões de gases poluentes são atenuadas e a performance geral do veículo é aprimorada. Essa vantagem ambiental torna os AHSS essenciais para a indústria automotiva em sua busca por um futuro mais sustentável. Além da indústria automotiva, os AHSS conquistam espaço em diversos outros setores, como na construção civil, indústria de energia, entre outras.

Aços AHSS são frequentemente produzidos utilizando a linha de recozimento contínuo CAPL (Continuous Annealing Processing Line). Este processo industrial permite o tratamento térmico de bobinas de aço de forma contínua, o que garante uma microestrutura homogênea e, conseqüentemente, propriedades mecânicas superiores. No CAPL, a bobina de aço passa por diferentes etapas de aquecimento, manutenção de temperatura e resfriamento controlado. Cada etapa é crucial para obter as fases microestruturais desejadas, como martensita, bainita e ferrita, que conferem aos aços AHSS sua alta resistência e boa ductilidade. O controle preciso das temperaturas e dos tempos de permanência em cada zona do forno da CAPL é fundamental para otimizar as propriedades finais do aço. A figura 3 mostra um desenho esquemático da linha de recozimento contínuo CAPL.

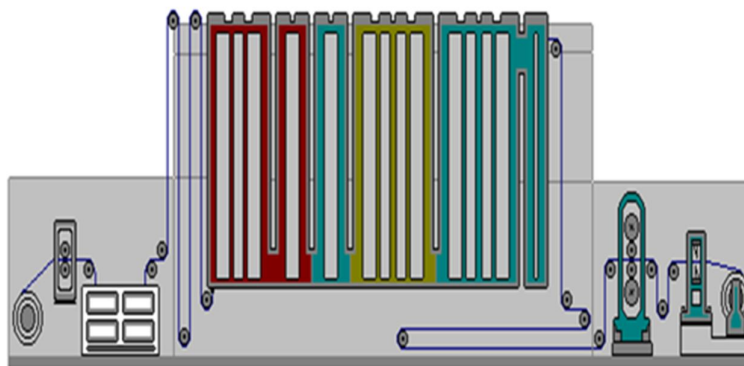


Figura 3 - Desenho esquemático da linha de recozimento contínuo – CAPL [5].

A produção de aços AHSS via recozimento contínuo *CAPL* é um processo eficiente e de alta qualidade, essencial para atender às demandas da indústria automotiva e outros setores que exigem materiais com elevadas características mecânicas e redução de peso.

3.2. Aços DP – Dual Phase

O aço Dual Phase (DP), também conhecido como aço bifásico, se destaca como um material inovador na indústria metalúrgica, combinando alta resistência e razoável ductilidade. Na figura 4 é possível notar a correlação da resistência mecânica e a capacidade de deformação de um aço DP [1].

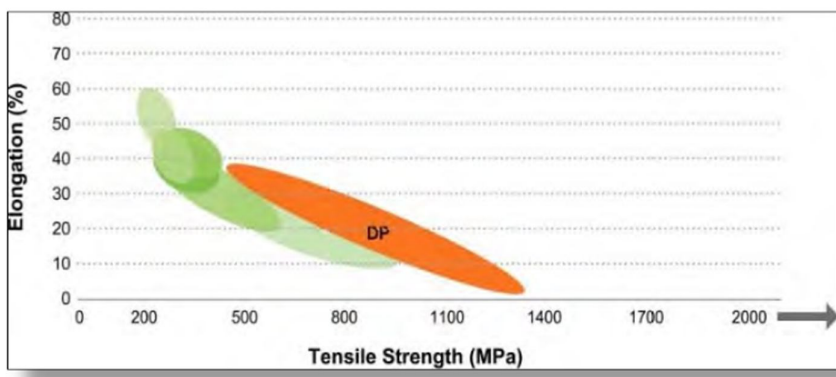


Figura 4 - Correlação da resistência mecânica e Alongamento dos aços DP [1].

3.2.1. Microestrutura e Propriedades mecânicas

Sua microestrutura, conforme mostra a figura 5, é caracterizada por uma matriz ferrítica dúctil entremeadada por ilhas de martensita [3], mas também pode haver ocorrências de outras fases como bainita, perlita e alguns casos austenita retida [4], essa combinação resulta em um

material que absorve energia de forma eficiente, resistindo à deformação e à fratura sob cargas elevadas.

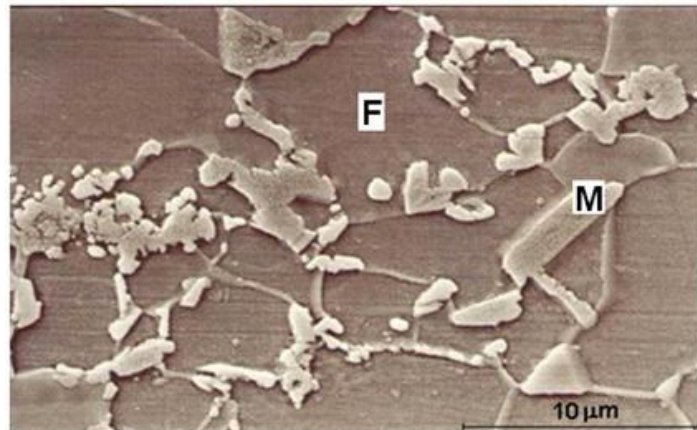


Figura 5 - Microestrutura de um aço Dual Phase: F-Ferrita e M-Martensita. [3]

A microestrutura heterogênea do aço Dual Phase é a chave para suas propriedades, já que a distribuição da fase dura influencia bastante as suas propriedades mecânicas [6]. A matriz ferrítica, proporciona ductilidade e tenacidade ao material, já as ilhas dispersas de martensita ou bainita, formadas por fases cristalinas mais duras, contribuem para a alta resistência e rigidez [1].

Os aços DP possuem algumas propriedades características, tais como ausência de patamar de escoamento, alta taxa de encruamento, elevados níveis de deformação total e uniforme e baixa razão elástica (LE/LR). Na figura 6, pode-se ver a curva tensão versus deformação de um aço DP se comparada as de outros aços.

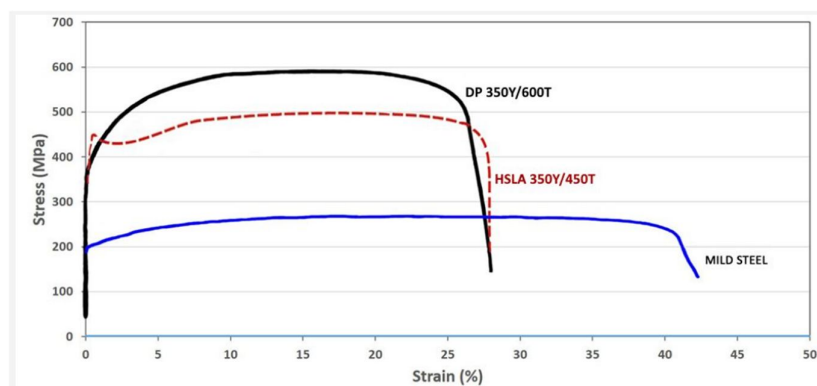


Figura 6 - Curvas tensão versus deformação para vários tipos de aços [1].

Já a figura 7 apresenta a capacidade de deformação das diversas classes dos aços DP se comparadas ao aço comum. [1]

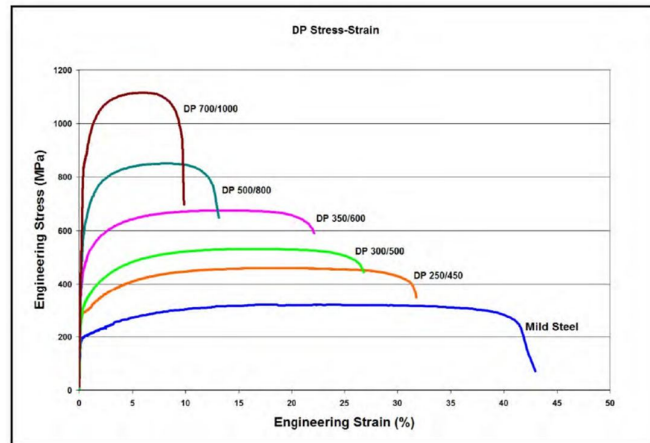


Figura 7 - Curvas Tensão versus Deformação das diversas classes dos aços DP se comparadas ao aço comum [1].

As propriedades mecânicas dos aços Dual Phase variam de acordo com a composição química, volume e distribuição das fases, tamanho de grão e processo de tratamento térmico. Em geral, o aço DP apresenta alta resistência à tração, limite de escoamento elevado, boa ductilidade e tenacidade à fratura. Além disso, destaca-se pela boa conformabilidade, permitindo a fabricação de peças complexas.

3.2.2. Ciclo Térmico

A microestrutura de um aço bifásico laminado a frio é comumente obtida por meio de um processo térmico em fornos contínuos de recozimento. Esse processo envolve o aquecimento do material até uma faixa de temperatura específica, entre os pontos A1 e A3, mantendo-o nessa temperatura por um tempo determinado. Essa etapa influencia a quantidade e o teor de carbono da austenita formada pela transformação parcial do aço. Em seguida, o material é resfriado lentamente, o que leva à diminuição da austenita e à formação de ferrita, além do aumento do teor de carbono na austenita restante, elevando sua capacidade de endurecimento.

O processo continua com um resfriamento rápido até cerca de 300°C, transformando a austenita em martensita, um processo que ocorre sem tempo suficiente para a difusão do carbono, resultando em uma condição estável. A depender da velocidade de resfriamento, outras fases como bainita, ferrita, perlita podem se formar mantendo a austenita não transformada.

Finalmente, realiza-se um tratamento de superenvelhecimento a uma temperatura inferior ao início da transformação martensítica por um curto período, com o objetivo de reduzir o excesso de carbono dissolvido na ferrita e promover o revenimento da martensita. Após essa etapa, o material é resfriado até a temperatura ambiente [34]. A Figura 8 mostra esquematicamente o ciclo térmico utilizado no recozimento contínuo.

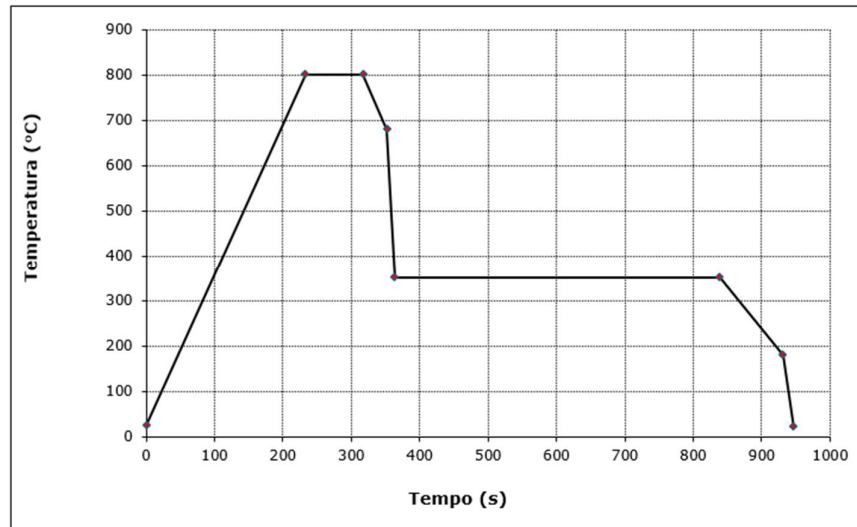


Figura 8 - Desenho esquemático do processo de recozimento contínuo do aço DP.

3.2.3. Aplicações

Na indústria automobilística, o aço DP é amplamente utilizado em componentes estruturais e de segurança, como painéis da carroceria, pilares, longarinas, reforços e componentes de segurança. Sua alta resistência à tração e à flexão o torna ideal para absorver impactos e proteger os ocupantes do veículo em caso de colisão. Além disso, sua boa conformabilidade facilita a estampagem de peças complexas com alta precisão dimensional.

Na construção civil, o aço DP encontra aplicação em perfis estruturais, vigas, colunas, painéis de revestimento e elementos de reforço. Sua alta resistência ao escoamento e à fadiga o torna ideal para estruturas que precisam suportar cargas pesadas e vibrações constantes. Além disso, sua boa ductilidade permite que o material se deforme antes de romper, evitando colapsos repentinos.

O setor de eletrodomésticos também se beneficia das propriedades do aço DP. Gabinetes de lavadoras, refrigeradores, fogões e outros eletrodomésticos são frequentemente fabricados com este material devido à sua durabilidade e resistência a impactos. A boa conformabilidade do aço DP também facilita a produção de peças com designs complexos e estéticos.

Na indústria ferroviária, o aço DP é utilizado na construção de vagões, locomotivas e componentes estruturais. Sua alta resistência à tração e ao impacto o torna ideal para suportar os rigores do transporte ferroviário. Além disso, sua boa tenacidade permite que o material resista a rachaduras e falhas, garantindo a segurança dos passageiros e da carga.

O setor de maquinarias industriais também se beneficia das propriedades do aço DP. Estruturas de máquinas, guindastes, empilhadeiras e outros equipamentos frequentemente utilizam este material devido à sua alta resistência à fadiga, durabilidade e resistência a impactos. A boa conformabilidade do aço DP também facilita a produção de peças com designs complexos e funcionais.

No setor de petróleo e gás, o aço DP encontra aplicação em tubos, dutos e plataformas offshore. Sua alta resistência à pressão e à fadiga o torna ideal para suportar as condições do ambiente marinho, além de sua boa ductilidade que permite que o material se deforme antes de romper, evitando vazamentos e acidentes.

3.3. Aços TRIP – Transformation Induced Plasticity

Os aços TRIP representam uma classe de aços de alta resistência que se caracterizam por sua capacidade de endurecer significativamente durante a deformação plástica. Na figura 9 é possível notar a correlação da resistência mecânica e a capacidade de deformação de um aço TRIP [1].

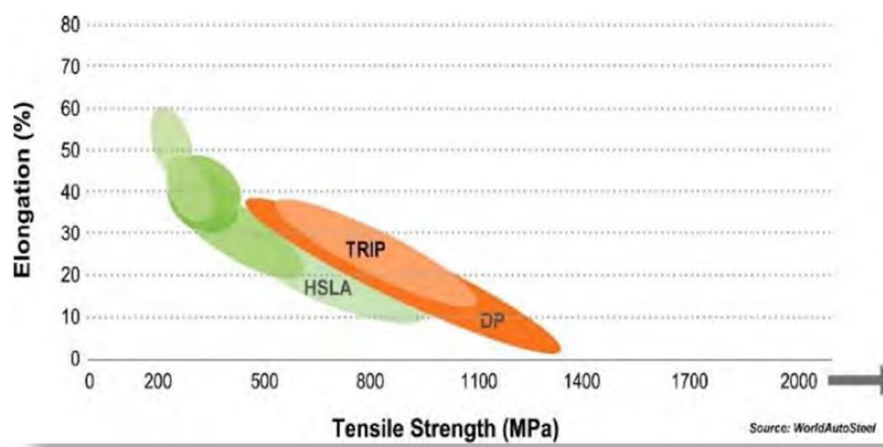


Figura 9 - Correlação da resistência mecânica e Alongamento dos aços TRIP [1].

Essa propriedade singular decorre da transformação induzida por estresse da austenita retida em martensita, uma fase cristalina com estrutura mais compacta e propriedades mecânicas

superiores. Essa transformação martensítica contribui para o aumento da resistência ao escoamento e à tração do material, além de aprimorar sua ductilidade e tenacidade.

3.3.1. Microestrutura e Propriedades mecânicas

A microestrutura dos aços TRIP é tipicamente composta por uma matriz ferrítica com dispersões de bainita e austenita retida. Na figura 10 é mostrada uma microestrutura típica de um aço TRIP [10].

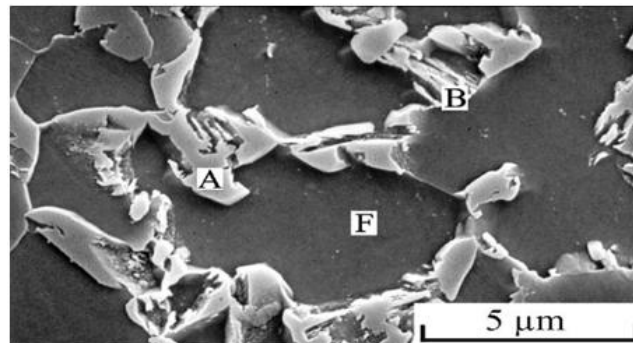


Figura 10 - Microestrutura de um aço TRIP: A-Austenita, B-Bainita e F-Ferrita [7].

A proporção relativa dessas fases, juntamente com a composição química do aço, influencia significativamente suas propriedades mecânicas. Durante a deformação plástica, a austenita metaestável se transforma em martensita sob a aplicação de tensões, liberando energia interna e aumentando a resistência do material [7]. Consequentemente, maiores valores de alongamento uniforme são obtidos nos aços TRIP se comparado aos aços Dual Phase e HSLA, conforme mostrado na figura 11 [7].

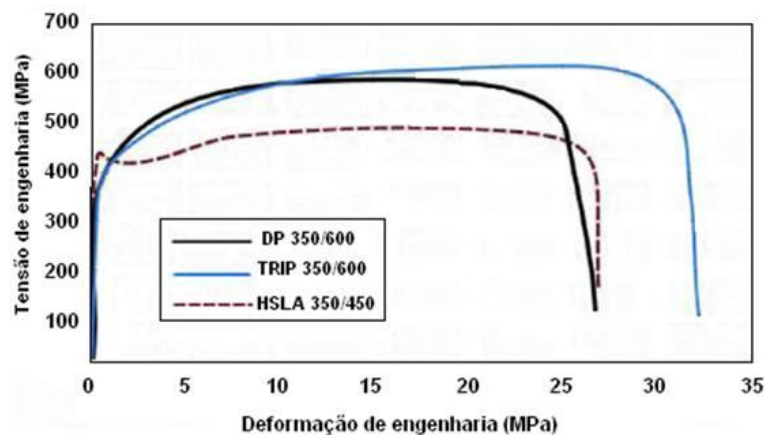


Figura 11 - Curvas tensão versus deformação de aços TRIP, Dual Phase e HSLA [7].

As propriedades mecânicas dos aços TRIP são excepcionais, combinando alta resistência e ductilidade, medida pelo alongamento à ruptura, podendo alcançar valores superiores a 20%. Essa combinação única de propriedades torna os aços TRIP candidatos promissores para diversas aplicações em engenharia.

3.3.2. Mecanismos da Transformação TRIP

A transformação martensítica induzida por estresse nos aços TRIP é um processo complexo que envolve diversos fatores metalúrgicos.

Em termos de composição química, os principais elementos presentes no aço TRIP geralmente são C, Si e Mn, sendo que o C e Mn retardam a transformação $\gamma \rightarrow \alpha$ aumentando a estabilidade da austenita (gamagêneos), e Si tem a função de estabilizar a ferrita e promover a reação bainítica [8].

Nessa reação ocorre a rejeição do carbono para a austenita, aumentando sua estabilidade e inibindo a precipitação da cementita, sendo que nesse ponto o fluxo de carbono é menor na ferrita, estabilizando assim a austenita presente.

A temperatura também desempenha um papel importante na transformação TRIP. Conforme mostra a figura 12, é feito aquecimento do material até o campo $\gamma + \alpha$, e resfriado até a temperatura de transformação bainítica, quando a austenita se transforma parcialmente em bainita rejeitando carbono para a austenita remanescente, e um novo resfriamento acelerado ocorre até a temperatura ambiente, o que vai assegurar uma microestrutura constituída de ferrita, bainita e austenita retida, e esta última dará origem à martensita durante a conformação em mecanismo [8].

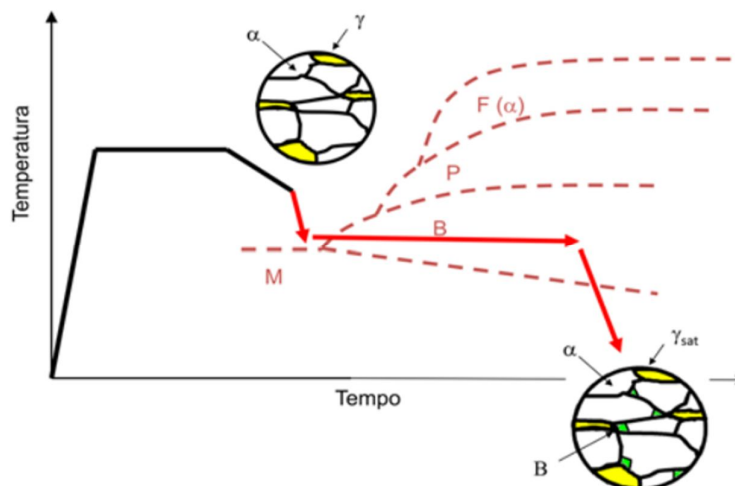
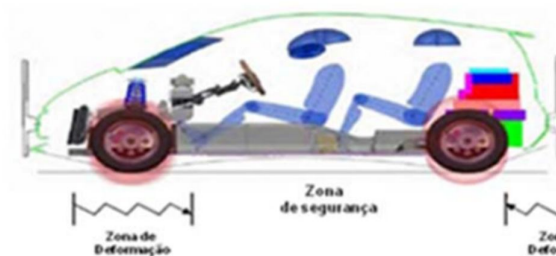


Figura 12 - Desenho esquemático do processo de recozimento contínuo do aço TRIP [8].

Sendo assim, temperaturas mais baixas favorecem a cinética da transformação martensítica, resultando em um aumento na fração de martensita formada e, conseqüentemente, em um maior endurecimento do material. Por outro lado, temperaturas mais elevadas podem retardar ou até mesmo suprimir a transformação, limitando o efeito TRIP.

3.3.3. Aplicações

Os aços TRIP como materiais essenciais para o desenvolvimento de componentes estruturais mais seguros, leves e eficientes em aplicações críticas, normalmente aplicado nas zonas de deformação, as quais, em um evento de colisão, devem se deformar absorvendo boa parte da energia de impacto. Na figura 13, pode ser compreendidas as zonas distribuídas em um veículo bem como as tendências dos aços aplicados [9].



Zonas	Característica Para Alto Desempenho	Propriedades Mecânicas	Evidência de Desempenho
Zona de Deformação Progressiva	Alta absorção de energia em evento de impacto	Alto encruamento, resistência e ductilidade	Grande área sob a curva tensão-deformação
Zona de Segurança	Nenhuma deformação/intrusão durante impacto	Alto LE	LR no ensaio de tração

Figura 13 - Tendências na construção automotiva [9].

No setor automotivo, são utilizados na fabricação de componentes como barra de segurança de porta e subconjunto de assoalho [8], aplicações estas que se beneficiam da alta resistência, ductilidade e tenacidade dos aços TRIP, contribuindo para a segurança e leveza dos veículos, o que se traduz em menor consumo de combustível e emissões.

Os aços TRIP também podem ser empregados nos setores agrícolas, ferroviário e civil, devido à sua alta resistência à tração, ductilidade e resistência à fadiga.

3.4. Aços CP – Complex Phase

O aço de fase complexa (CP), também conhecido como aço multifásico, é um tipo de aço bainítico de baixo carbono que se destaca por sua microestrutura complexa e propriedades mecânicas. Na figura 14 é possível notar a correlação da resistência mecânica e a capacidade de deformação de um aço CP [1].

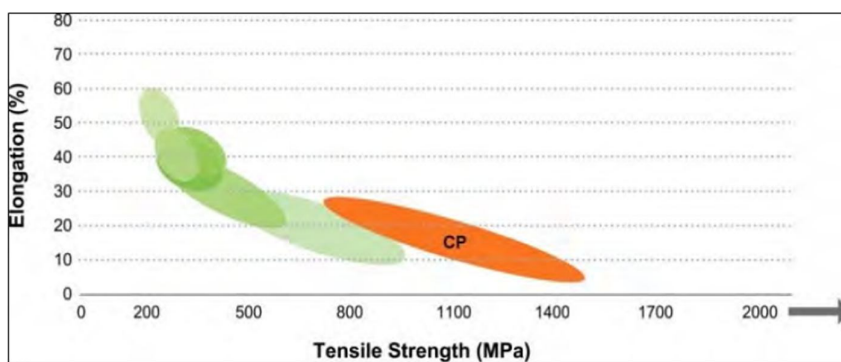


Figura 14 - Correlação da resistência mecânica e Alongamento dos aços CP [1].

Essa complexa microestrutura, composta por diversas fases distintas, proporciona um equilíbrio entre resistência, conformabilidade e tenacidade [10], e é obtida através de adição de elementos de liga específicos, como nióbio, titânio ou vanádio, em quantidades controladas. A combinação desses elementos resulta na formação de precipitados finos e na transformação bainítica durante o processo de tratamento térmico, conferindo ao aço CP características únicas que o diferenciam de outros tipos de aços.

Os aços de fase complexa têm as maiores proporções de expansão de furo – HER (Hole Expansion Rate), dentre os aços avançados de alta resistência, e estes altos valores de HER ($\lambda\%$) resultam em ótimas propriedades de conformação a frio para bordas e flanges perfurados e distendidos, bem como formatos de estampagem profunda [10].

A figura 15 mostra um exemplo de aplicação onde se requer controle rígido dos flanges e bordas dos furos.



Figura 15 - Aplicação com exigência de controle de flanges e bordas dos furos [10].

3.4.1. Microestrutura e Propriedades mecânicas

A característica marcante do aço CP reside em sua microestrutura complexa, composta por uma mistura de fases. Na figura 16 é mostrada uma microestrutura típica de um aço CP [1].



Figura 16 - Microestrutura de aço CP laminado a quente [1].

As fases presentes na microestrutura de um aço CP são:

- Bainita: A fase matriz dominante, formada por bainita granular fina e bainita acicular. A bainita apresenta alta resistência e ductilidade, contribuindo para as propriedades mecânicas excepcionais do aço CP.
- Ferrita: Uma fase macia e dúctil presente em menor proporção. A ferrita contribui para a ductilidade geral do aço CP.
- Martensita: Uma fase dura e frágil que pode estar presente em pequenas quantidades em alguns graus de aço CP. A martensita é formada pela transformação austenítica durante o resfriamento rápido.
- Austenita retida: Melhora a ductilidade e a tenacidade à fratura.
- Precipitados: Pequenos precipitados de carbonetos e nitretos, ricos em elementos de liga como nióbio, titânio e vanádio. Esses precipitados atuam como pontos de ancoragem para deslocações, retardando o processo de deformação plástica e aumentando a resistência do material.

A proporção relativa de cada fase na microestrutura do aço CP pode ser controlada através da composição química e do processo de tratamento térmico. Essa manipulação da microestrutura permite ajustar as propriedades mecânicas do aço para atender às necessidades específicas de cada aplicação.

O aço CP se destaca por suas propriedades mecânicas excepcionais, tornando-o ideal para diversas aplicações em diversos setores. Os limites de escoamento superiores dos aços CP são usados para proporcionar uma alta absorção da energia de colisões, enquanto seus níveis elevados de tensão de ruptura permitem paredes mais finas para reduções significativas de peso em automóveis [11].

Sua alta resistência à tração garante que o material possa suportar grandes cargas sem se romper, sendo crucial para aplicações na indústria automotiva e aeroespacial, onde o aço é submetido a altos níveis de estresse.

Apesar da alta resistência, o aço CP também apresenta boa ductilidade, permitindo sua deformação plástica sem ruptura, que o torna adequado para aplicações que exigem conformabilidade, como componentes de carrocerias de veículos automotores.

3.4.2. Ciclo Térmico

O ciclo térmico dos aços CP (Complex Phase) é um processo metalúrgico cuidadosamente controlado que visa obter uma microestrutura multifásica específica, conferindo a esses aços elevadas propriedades mecânicas, como alta resistência e boa ductilidade. O processo geralmente envolve o aquecimento do aço para o campo austenítico, seguido por um resfriamento rápido para uma temperatura intermediária, tipicamente entre 300°C e 500°C. Essa etapa de resfriamento isotérmico ou contínuo nessa faixa de temperatura promove a formação de uma microestrutura complexa constituída por uma matriz ferrítica fina, reforçada pela presença de fases secundárias como martensita, austenita retida e bainita [38]. A proporção e a morfologia dessas fases são fortemente dependentes da composição química do aço e dos parâmetros do ciclo térmico, incluindo as taxas de aquecimento e resfriamento, a temperatura de austenitização e o tempo de permanência na temperatura intermediária. Um resfriamento final, geralmente ao ar ou em água, estabiliza a microestrutura resultante. O controle preciso de cada etapa do ciclo térmico é crucial para otimizar o balanço entre resistência e ductilidade desejado para as aplicações finais desses aços, frequentemente utilizados na indústria automotiva para componentes estruturais e de segurança. Figura 17 mostra esquematicamente o ciclo térmico utilizado no recozimento contínuo para um aço CP.

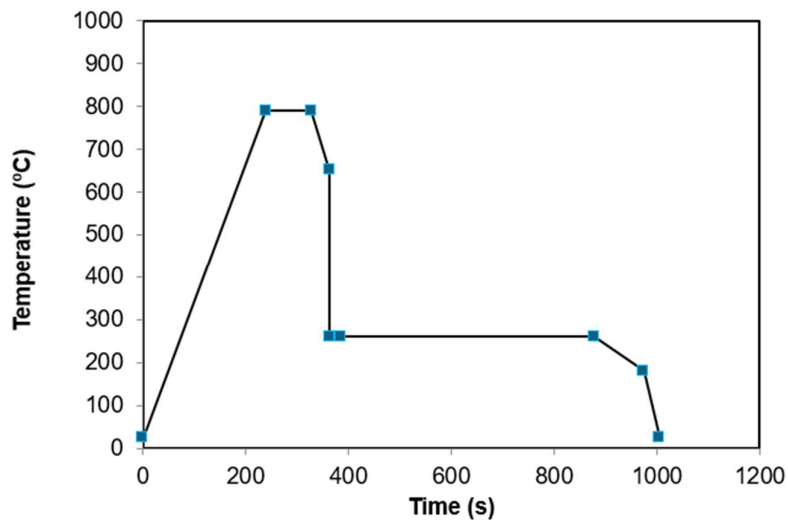


Figura 17 - Desenho esquemático do processo de recozimento contínuo do aço CP.

3.4.3. Aplicações

O aço CP se posiciona como um material de alta performance para aplicações que exigem resistência, flexibilidade e confiabilidade. Sua combinação única de alta resistência à tração, boas ductilidade e tenacidade, o torna ideal para uma ampla gama de aplicações em engenharia, desde grandes estruturas civis até componentes críticos em automóveis, máquinas e equipamentos.

No setor automotivo, o aço CP encontra diversas aplicações em peças estruturais de veículos, buscando aliar leveza e segurança, conforme pode ser visto na figura 18. Sua resistência permite a construção de componentes mais robustos e duráveis, como partes de chassi, reforços da carroceria e componentes de suspensão [11].



Figura 18 - Estrutura típica de uma carroceria de automóvel [11].

A ductilidade do aço CP também é crucial, pois possibilita a absorção de impactos e deformações sem ruptura, aumentando a segurança dos ocupantes em caso de colisões.

As propriedades do aço CP também o tornam um material requerido em diversos outros setores, como construção civil, indústria de máquinas agrícolas e fabricação de ferramentas. Em equipamentos de construção, sua resistência garante durabilidade e segurança em ambientes exigentes. Já nas máquinas agrícolas, o aço CP contribui para a alta performance e confiabilidade dos equipamentos. Na fabricação de ferramentas, sua tenacidade permite a criação de ferramentas duráveis e precisas, suportando alto desgaste e uso intenso.

3.5. Ensaio para avaliar a Estampabilidade dos aços

A estampabilidade é a capacidade de um material metálico de se deformar plasticamente e adquirir uma nova forma desejada sem apresentar rupturas ou defeitos. Essa propriedade é fundamental para diversos processos industriais, como a fabricação de peças automotivas, eletrodomésticos e embalagens.

O processo de estampagem pode ser simples, como o realizado através de uma única operação de dobra, ou uma sequência de operações complexas como observado na fabricação de painéis externos e internos de automóveis. A figura 19 apresenta um modelo básico usado na conformação de um copo [16].

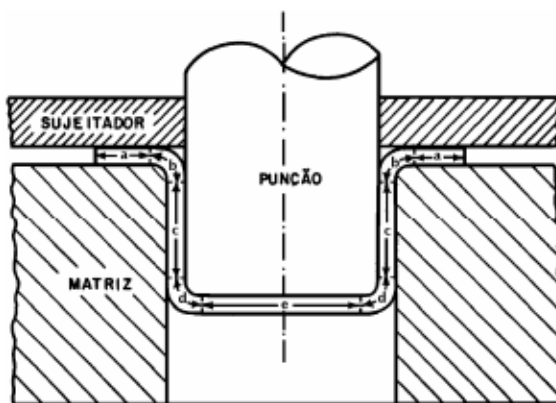


Figura 19 – Modelo básico usado na conformação de um copo [16].

A avaliação da estampabilidade dos metais é de suma importância para garantir a qualidade e a viabilidade técnica das peças estampadas. Diversos ensaios mecânicos foram desenvolvidos para esse fim, cada um com suas características e aplicações específicas.

3.5.1. Ensaio de Tração

O ensaio de tração é um teste destrutivo fundamental na engenharia de materiais, utilizado para determinar as propriedades mecânicas de um material quando submetido a uma força de alongamento axial. O procedimento envolve a fixação de um corpo de prova padronizado em uma máquina de ensaio universal, que aplica uma carga de tração gradualmente crescente enquanto mede simultaneamente a força aplicada e o alongamento resultante no corpo de prova. Durante o ensaio, dados como força e deformação são continuamente registrados, permitindo a construção de um diagrama tensão-deformação característico do material [35]. Na figura 20 é mostrado exemplo de um gráfico tensão de engenharia ou curva tensão-deformação, obtido em um ensaio de tração.

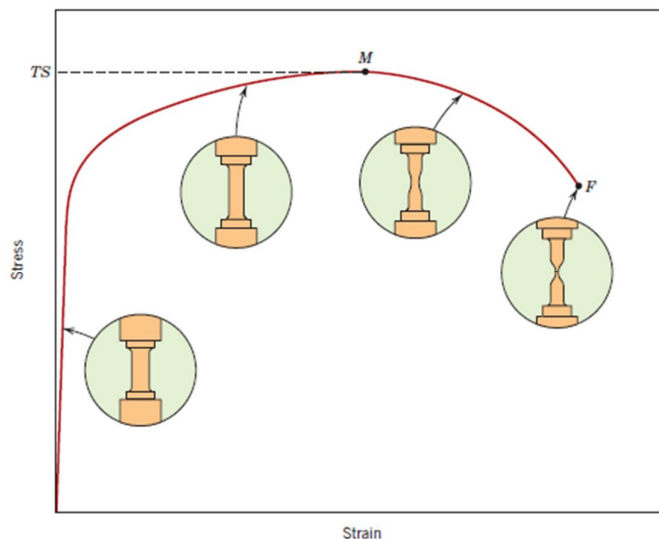


Figura 20 – Comportamento típico de tensão-deformação de engenharia [35].

A partir desse diagrama, diversas propriedades mecânicas importantes podem ser quantificadas. O limite de proporcionalidade, o limite de elasticidade e o limite de escoamento indicam a resistência do material à deformação elástica. A tensão máxima atingida durante o ensaio representa a resistência à tração ou tensão última, que é a máxima tensão que o material suporta antes da ruptura. A deformação total até a fratura permite calcular a ductilidade do material, expressa como alongamento percentual ou redução de área percentual. A inclinação inicial da curva tensão-deformação na região elástica fornece o módulo de elasticidade ou módulo de Young, uma medida da rigidez do material.

Os resultados do ensaio de tração são importantes para a seleção de materiais em projetos de engenharia, controle de qualidade na produção industrial e para a pesquisa e desenvolvimento de novos materiais. As normas técnicas, como as da Associação Brasileira de Normas Técnicas (ABNT) [36] e da *American Society for Testing and Materials* (ASTM) [37], entre outras, estabelecem os procedimentos padronizados para a realização do ensaio e a análise dos resultados, garantindo a comparabilidade e a confiabilidade dos dados obtidos.

3.5.2. Ensaio de Embutimento Erichsen

O ensaio de embutimento Erichsen, também conhecido como ensaio de cupping Erichsen, é um método padronizado para avaliar a ductilidade de chapas metálicas. Desenvolvido por Erichsen em 1924, consiste na deformação plástica de um disco metálico por um punção esférico até a ruptura. A profundidade da copa é o principal indicador da ductilidade da chapa. Quanto maior a profundidade, maior a capacidade da chapa de se deformar sem romper. O valor da profundidade da copa é convertido em um índice de ductilidade Erichsen (IE), expresso em milímetros. A figura 21 mostra as fases durante a realização de um ensaio Erichsen [12].

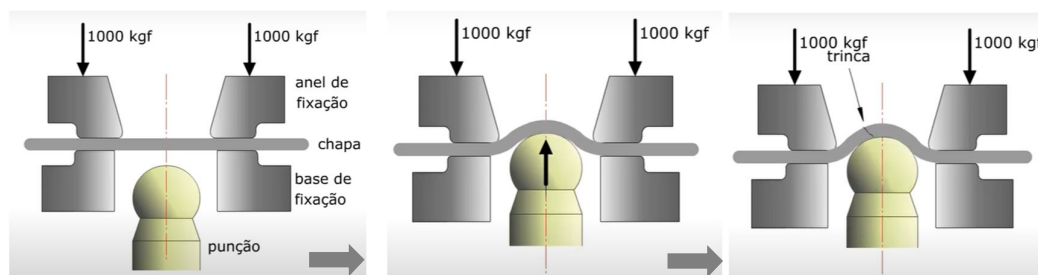


Figura 21 - Desenho esquemático de um ensaio Erichsen [12].

Normas como a ISO 20482 [13] e ASTM E643 [14] estabelecem valores mínimos aceitáveis de IE para diferentes tipos de chapas metálicas e aplicações. A comparação do IE obtido no ensaio com os valores de referência permite avaliar a adequação da chapa para o processo de estampagem pretendido.

Alguns fatores influenciam o resultado, tais como a propriedade do material, espessura da chapa, tratamento térmico e condições de ensaio, sendo este último afetado pela temperatura ambiente, a velocidade de aplicação da carga e o tipo de lubrificante utilizado durante o ensaio.

3.5.3. Ensaio de Expansão de Furo

O ensaio de expansão de furo, também conhecido como HER (Hole Expansion Ratio), é um método padronizado internacionalmente, utilizado para avaliar a ductilidade local e a sensibilidade à ruptura das bordas de corte em chapas metálicas. Através da análise da deformação e da ruptura do material durante o ensaio, obtém-se informações importantes sobre o comportamento da chapa em processos de conformação. A figura 22 representa a execução de um ensaio de Expansão de Furo [15].

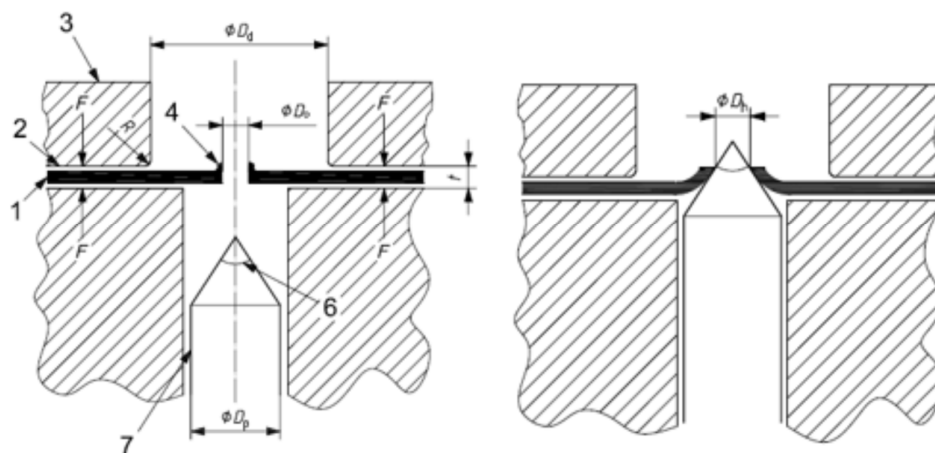


Figura 22 - Representação do ensaio de Expansão de Furo [15].

O Cálculo da razão de Expansão de Furo é feita através da equação 1:

$$\lambda [\%] = \frac{df - d0}{d0} \times 100$$

(1)

Onde:

λ : razão de expansão de furo

d_f : diâmetro final do furo

d_0 : diâmetro inicial do furo

A figura 23 mostra um desenho esquemático do furo do corpo de prova, antes e após a realização do ensaio.

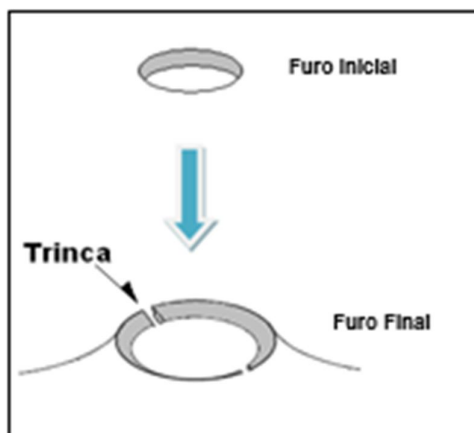


Figura 23 - Desenho esquemático do furo do corpo de prova antes e após o ensaio. (adaptado de documentos internos da USIMINAS)

A figura 24 mostra um corpo de prova antes e após ser submetido ao ensaio de Expansão de Furo, no qual se observa o aparecimento da trinca.

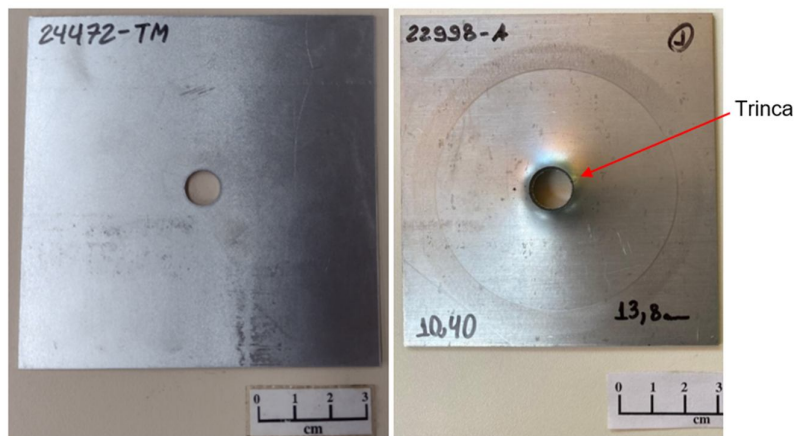


Figura 24 - Corpo de prova antes e após ser submetido ao ensaio de Expansão de Furo. (adaptado de documentos internos da USIMINAS)

São vários os fatores que influenciam os resultados da Expansão de Furo, dentre eles a microestrutura obtida, as propriedades mecânicas e, talvez a mais sensível e importante, a qualidade da borda e do ferramental.

A qualidade do corte do furo que se tornará a borda estampada e as ferramentas usadas são cruciais para a conformação da peça. O processo de corte pode causar problemas como irregularidades, pequenos vazios e pequenas trincas criando concentradores de tensão. Os

aços de alta resistência avançados (AHSS) possuem menor capacidade de deformação, e ao processar as partes cortadas ou furadas durante a dobra ou estiramento, o risco de falhas aumenta.

A condição ideal de corte proporciona uma clara definição da zona de cisalhamento, com transição suave para a zona de fratura, conforme mostrado na figura 25, que não deve apresentar trincas, vazios, cisalhamento secundário ou demais danos.

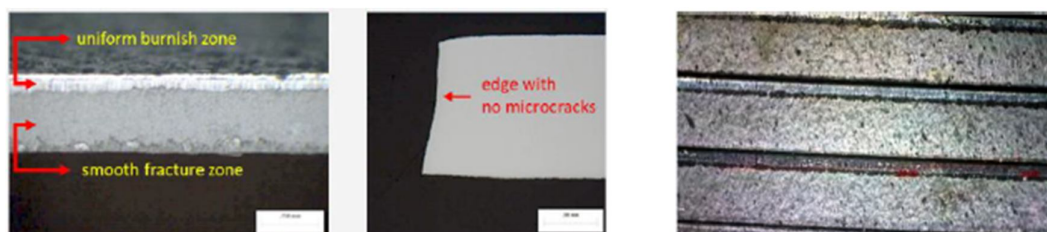


Figura 25 – Exemplo de uma condição ideal de corte de um aço AHSS.

(adaptado de documentos internos da USIMINAS).

Folgas pequenas tendem a causar cisalhamento secundário e vazios na zona de fratura, e folgas muito elevadas também são ruins, por proporcionarem a geração excessiva de rebarbas e vazios. Transições não uniformes entre as zonas de cisalhamento e fratura criam sítios para a nucleação de trincas de borda, conforme mostrado na figura 26.

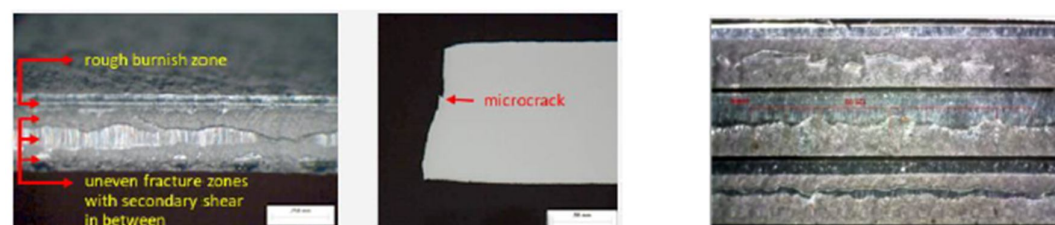


Figura 26 – Exemplo de zonas de fratura irregulares com cisalhamento secundário.

(adaptado de documentos internos da USIMINAS)

Em geral, a condição do corte tem grande influência no endurecimento por deformação e início da formação de vazios na borda cortada [40]. Esses danos preexistentes levam ao surgimento de trincas com pouca deformação e diminuem a capacidade de estiramento das bordas, afetando também o teste. Melhorar o acabamento da borda do furo, melhora essa situação e proporciona uma melhor relação com a microestrutura do material. A formação de vazios na borda cortada é semelhante à da borda com acabamento, mas a taxa de acúmulo de danos na primeira é maior devido à pré-deformação, que causa a formação, crescimento e união dos vazios. Uma vez que a trinca começa, sua propagação é acelerada por esses fatores [41].

Diferentes métodos de acabamento do furo, como corte a laser, perfuração, usinagem e puncionamento, tem grande influência nos resultados e de acordo com estudos, o material usinado apresenta o maior resultado de expansão do furo [42].

3.5.4. Ensaio de Dobramento

O ensaio de dobramento é um método fundamental na engenharia e ciência dos materiais, utilizado para avaliar a ductilidade de diversos materiais, e consiste na deformação permanente de uma chapa plana em uma nova forma tridimensional. Essa deformação é obtida através da aplicação de forças em direções opostas, que induzem a flexão do material.

Ao contrário da conformação por corte, que remove material da chapa, o dobramento preserva a espessura original da peça em grande parte da sua extensão. A principal característica do dobramento é a criação de um raio de concordância no ponto de encontro das duas superfícies flexionadas.

Durante o dobramento, ocorrem deformações plásticas na chapa, o que significa que a deformação é permanente e a peça não retorna à sua forma original após a remoção das forças. As regiões mais afetadas por essas deformações são o raio de concordância e suas imediações.

Na parte interna do raio de concordância, surgem esforços de compressão, enquanto na parte externa, predominam os esforços de tração. Essa distribuição de esforços é responsável pelo enrugamento da chapa na região interna e pela possibilidade de fratura na região externa [16], caso os limites de ductilidade do material sejam excedidos.

De acordo com o tipo de processo empregado, o ensaio pode ser realizado assumindo ângulos e raios de concordância variados, o que resulta em diferentes denominações para o processo, como ilustrado na figura 27 [16].

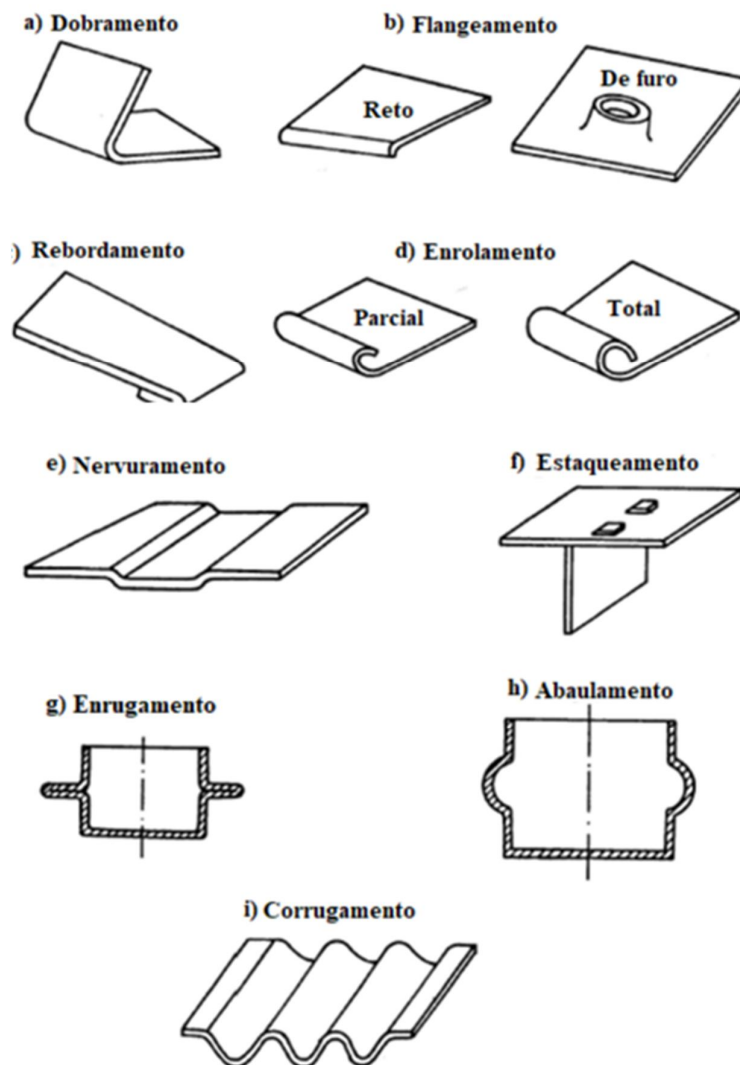


Figura 27 - Denominações gerais dos diversos processos envolvendo dobramento [16].

A deformação plástica de chapas metálicas durante o processo de dobramento é significativamente influenciada por diversos fatores [16]. Entre os principais, podemos destacar:

- Redução do raio de curvatura: À medida que o raio de curvatura diminui, ou seja, a curvatura se torna mais acentuada, a deformação plástica se intensifica. Isso ocorre porque a concentração de tensão aumenta em um raio menor, exigindo maior deformação do material para acomodar a nova forma.
- Aumento da espessura da chapa: Chapas mais espessas apresentam maior resistência à deformação, exigindo maiores forças para alcançar o mesmo nível de deformação plástica em

comparação com chapas mais finas. Isso se deve à maior quantidade de material que precisa ser deformada.

- Aumento do ângulo de dobramento: Ângulos de dobramento maiores implicam em deformações plásticas mais severas. Durante a conformação, a chapa tende a se recuperar parcialmente da deformação elástica após a remoção da força de dobramento. Essa recuperação é mais expressiva em materiais com alto limite de escoamento, em ângulos de dobramento mais acentuados e em chapas mais espessas.

Para compensar essa recuperação elástica, o ângulo de dobramento durante a operação deve ser ligeiramente maior do que o ângulo final desejado para a peça. Essa diferença garante que, após a recuperação, a peça atinja o ângulo final correto.

A teoria do dobramento estabelece uma relação direta entre a deformação plástica e o raio de curvatura. Em outras palavras, quanto menor o raio de curvatura, maior a deformação do material, e pode ser explicada pela equação 2 [17].

$$e_a = -e_b = \frac{1}{\left(\frac{2R}{h}\right) + 1} \quad (2)$$

Onde:

e_a : Deformação trativa do material

e_b : Contração na superfície inferior do material

h : Espessura

A força necessária no processo de dobramento de uma determinada peça, pode ser calculada através da equação 3 [17].

$$P_b = \frac{\sigma_0 L h^2}{2\left(R + \frac{h}{2}\right)} \tan \frac{\alpha}{2} \quad (3)$$

Onde:

P_b : Força

α : Ângulo de Dobramento

σ_0 : Tensão limite de Escoamento

h: Espessura

L: Comprimento da peça

R: Raio

3.5.5. Ensaio de Dobramento em “V”

O ensaio de dobramento em V, também conhecido como ensaio de dobramento de três pontos, é um dos métodos para avaliar a ductilidade e o comportamento à deformação de materiais metálicos. Através da aplicação de uma força controlada que dobra uma amostra em forma de V, este teste fornece informações valiosas sobre a capacidade do material de resistir à deformação plástica e à ruptura [18].

O corpo de prova para o ensaio de dobramento pode ser obtido de duas maneiras:

- Produto Acabado: Se o produto possuir dimensões adequadas, ele próprio pode servir como corpo de prova.
- Chapas: Para chapas, a obtenção do corpo de prova se dá através da retirada de amostras, garantindo as dimensões normatizadas.

Na realização do ensaio, o corpo de prova é posicionado sobre suportes rígidos, espaçados de acordo com normas específicas, garantindo a distribuição uniforme da força de flexão. Um cutelo com diâmetro D adequado (variável conforme as dimensões do corpo de prova e a severidade do ensaio) é utilizado para dobrar o centro do corpo de prova até alcançar o ângulo de dobramento desejado (α), geralmente 90°, 120° ou 180° [19].

A severidade do ensaio está relacionada ao ângulo de dobramento (α) e ao diâmetro do cutelo (D). Normas específicas definem os parâmetros do ensaio, como dimensões do corpo de prova, espaçamento entre os suportes e ângulo de dobramento.

3.5.6. Retorno Elástico

O retorno elástico, também conhecido como *springback*, é um fenômeno físico que ocorre em materiais quando estes são submetidos a deformação mecânica. Durante o processo de

deformação, o material é forçado a assumir uma nova forma, geralmente através da aplicação de esforços externos. Ao remover estes esforços, o material tende a retornar parcialmente à sua forma original, devido à sua natureza elástica.

O retorno elástico se fundamenta no rearranjo das estruturas atômicas do material durante a deformação. Quando um material é deformado, seus átomos são deslocados de suas posições originais na rede cristalina. Ao remover os esforços externos, os átomos tendem a retornar para suas posições de menor energia, resultando na recuperação parcial da forma original do material.

Alguns fatores influenciam o Retorno Elástico, tais como:

- Propriedades do material: Materiais com maior módulo de elasticidade apresentam menor retorno elástico, pois possuem átomos mais fortemente ligados entre si.
- Geometria da peça: Peças com seções mais espessas e raios de curvatura maiores tendem a apresentar menor retorno elástico.
- Processo de deformação: A temperatura, a velocidade de deformação e o método de aplicação da força também podem influenciar o retorno elástico.

O efeito mola pode ser calculado como a razão entre o ângulo de dobramento depois e antes da retirada da carga, como mostrado pela Equação 4 [17].

$$k = \frac{\alpha_0}{\alpha_f} = \frac{R_0 + \frac{h}{2}}{R_f + \frac{h}{2}} \quad (4)$$

Onde:

α_0 : Ângulo de dobramento antes da retirada da carga

α_f : Ângulo de dobramento após a retirada da carga

R_0 : Raio de curvatura antes da retirada da carga

R_f : Raio de curvatura após a retirada da carga

h: Espessura

Dado que, R_0 é menor que R_f e o efeito mola nessa equação depende apenas da razão entre raio de curvatura e espessura [29]. Essas variáveis estão explicitadas na figura 28.

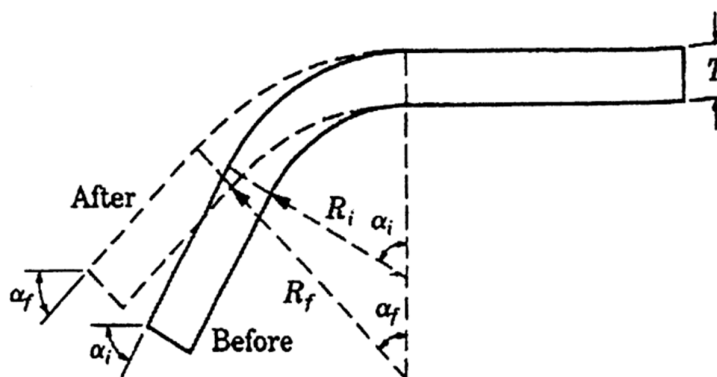


Figura 28 - Efeito mola no dobramento [29].

Outra maneira na qual se pode calcular o efeito mola no dobramento está mostrada na equação 5 [29], na qual fica compreendido que o efeito mola será maior quanto maior for a razão entre o raio de curvatura antes da retirada da carga com a espessura e o limite de escoamento, com o menor o módulo de elasticidade.

$$\frac{RO}{Rf} = 4 \left(\frac{RO - Le}{Eh} \right)^3 - 3 \frac{ROLe}{Eh} + 1$$

(5)

Onde:

RO : Raio de curvatura antes da retirada da carga

Rf : Raio de curvatura após a retirada da carga

Le : Limite de escoamento

E : Módulo de Elasticidade

h : Espessura

3.5.7. Razão Limite de Estampagem

A Razão Limite de Estampagem (RL), também conhecida como Índice de Estampagem, representa a máxima razão possível entre o diâmetro do blank e o diâmetro da peça estampada sem que ocorra falha no material.

Em outras palavras, a RL indica o quão maleável uma chapa metálica é, ou seja, o quanto ela pode ser deformada sem se romper durante o processo de estampagem [20]. Quanto maior a RL, maior a capacidade de conformação do material, permitindo a produção de peças com formas mais complexas e geometrias mais desafiadoras.

- Determinação da Razão Limite de Estampagem:

A RL é tipicamente determinada através de ensaios mecânicos específicos, como o teste de Fukui, o teste Nakajima ou o teste Erichsen. Nesses testes, a chapa metálica é submetida a deformações biaxiais progressivas, com diferentes combinações de alongamento e encurtamento. O diâmetro final da peça estampada em cada combinação de deformações é medido e comparado com o diâmetro original do blank. A partir desses dados, é construída a curva limite de estampagem (CLE), que representa os limites de deformação que o material pode suportar sem falhar.

- Fatores que Influenciam a Razão Limite de Estampagem [20]:

Propriedades do material: composição química, microestrutura, grau de encruamento, anisotropia planar, textura cristalina.

Condições de processo: temperatura de estampagem, velocidade de deformação, tipo de lubrificante, geometria do ferramental.

Histórico termomecânico: tratamentos térmicos prévios, como recozimento ou normalização.

A figura 29 mostra uma Curva Limite de Estampagem à Fratura (CLE-F) do aço IF (LI - Livre de Intersticiais), determinada utilizando-se o software ASAME.

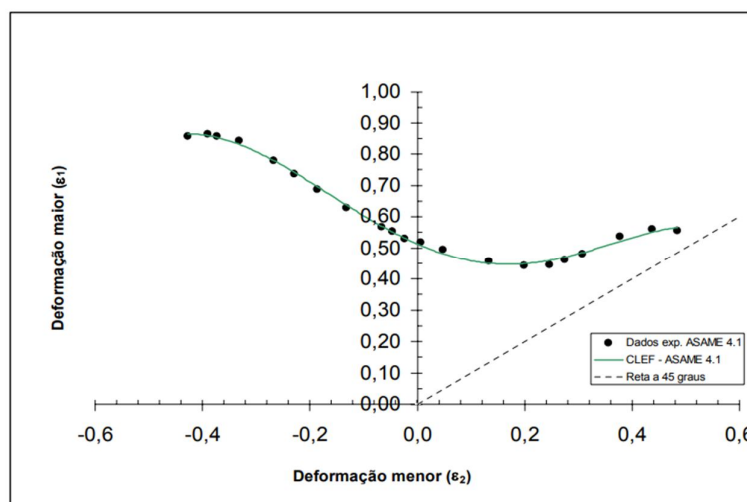


Figura 29 - Curva limite de Estampagem à Fratura (CLE-F) do aço LI [20].

3.5.8. Ensaio *Swift*

O Ensaio *Swift*, também conhecido como Ensaio de Embutimento Profundo, é um método padronizado para avaliar a estampabilidade de chapas metálicas. Desenvolvido por R.W. Swift em 1952, este ensaio fornece informações cruciais sobre a capacidade do material em suportar deformações complexas durante processos de estampagem profunda, como a confecção de peças automotivas, eletrodomésticos e embalagens.

Através desse ensaio é possível avaliar a ductilidade do material, ou seja, sua capacidade de deformar plasticamente sem se romper. O LDR é um indicador direto da estampabilidade, enquanto outros parâmetros fornecem informações complementares sobre o comportamento do material durante a deformação.

As figuras 30 e 31, mostram um dispositivo para realização do ensaio e um desenho esquemático do esboço do ensaio *Swift*, respectivamente [21]

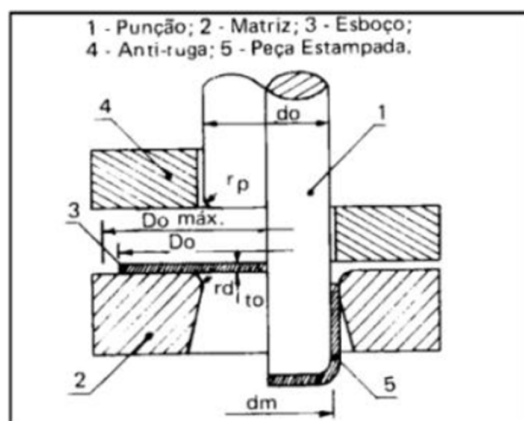


Figura 30 - Dispositivo para realização do ensaio *Swift* [21].

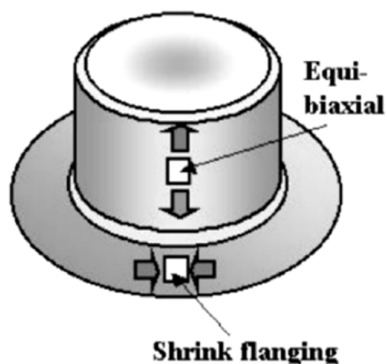


Figura 31 - Desenho esquemático do esboço do ensaio *Swift* [22].

3.5.9. Curva Limite de Conformação (CLC)

Para determinar o grau ou rigor da deformação exigida em um determinado tipo de material, deve-se conhecer a sua CLC – Curva Limite de conformação. Esse ensaio simula as diversas formas de deformação que um material enfrenta durante o processo de estampagem, objetivando determinar o limite de deformação do material, seja por fratura ou estrição, antes de falhar. A figura 32 apresenta um diagrama esquemático da CLC, onde duas retas a delimitam e as equações dessas retas estão indicadas também nesta figura [23].

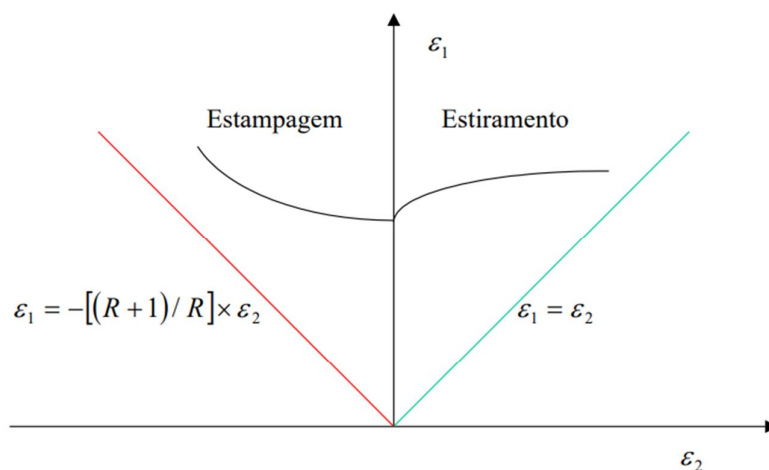


Figura 32 - Curva Limite de Conformação (CLC) [23].

- Reta da direita: Representa a trajetória de deformação por estiramento puro (expansão biaxial).

- Reta da esquerda: Representa a trajetória de deformação do ensaio de tração uniaxial, dependendo do valor R de *Lankford* do material.

No diagrama, ϵ_2 representa a menor deformação (abscissa) e ϵ_1 a maior deformação (ordenada) no ponto em que o material atinge seu limite de conformabilidade. Esse limite pode ser determinado pelo início da estrição ou da fratura no corpo de prova.

As deformações são indicadas no diagrama da seguinte forma [24]:

- (a) embutimento profundo ($\epsilon_1 = -\epsilon_2$);
- (b) tração uniaxial ($\epsilon_1 = -2\epsilon_2$);
- (c) deformação plana ($\epsilon_2 = 0$);
- (d) estiramento biaxial ($\epsilon_1 = \epsilon_2$).

4. METODOLOGIA

4.1. Materiais

Neste estudo serão utilizadas amostras dos aços DP, DPHF, CP e TRIP, da classe de 1000 MPa de resistência, na espessura de 1,2 mm, sendo produzidos na linha de laminação a frio. A figura 33 mostra as etapas de produção industrial destes aços.

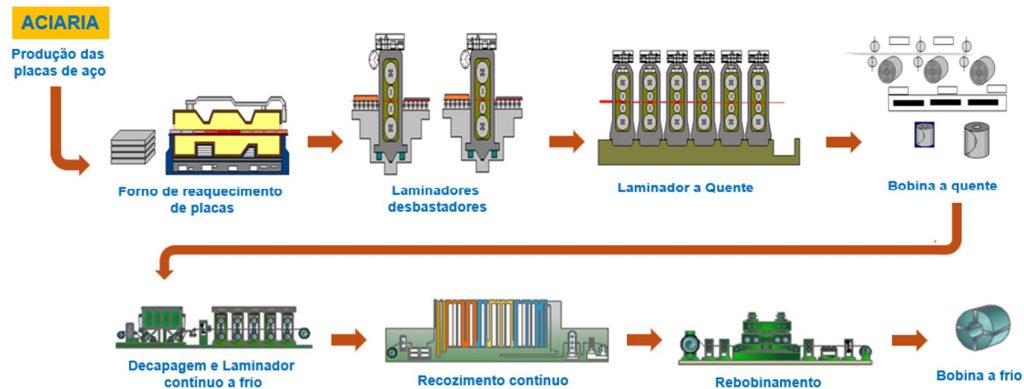


Figura 33 – Etapas do fluxo de produção industrial dos aços estudados.

4.2. Procedimentos experimentais

Para a realização dos ensaios, foram retiradas amostras após o processo de fabricação das bobinas, nas dimensões de 500 mm x largura, conforme figura 34.



Figura 34 – Dimensão das amostras após processo de fabricação das bobinas.

A caracterização das amostras será feita por meio de análise metalográfica, microscopia eletrônica de varredura, composição química, propriedades mecânicas em tração, razão limite

de estampagem (RLE), curvas limite de conformação (CLCs), estiramento Erichsen, expansão cônica de furo (HER), dobramento e retorno elástico.

4.3. Análise Metalográfica

As inclusões e a microestrutura das amostras serão avaliadas em seções retiradas ao longo da espessura, via microscopia óptica (MO), Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), sem e com ataque, utilizando reagente metalográfico apropriado.

4.4. Análise Química

A composição química das amostras será avaliada com base nos elementos químicos especificados para cada tipo de aço estudado.

4.5. Propriedades mecânicas em tração

Os ensaios de tração serão realizados em corpos de prova *sheet type*, segundo a norma ASTM A370 [24], retirados com orientação longitudinal, transversal e diagonal em relação à direção de laminação. O alongamento total será avaliado com base de medida de 50 mm. A Figura 35 mostra o desenho esquemático do corpo de prova para o ensaio de tração à temperatura ambiente.

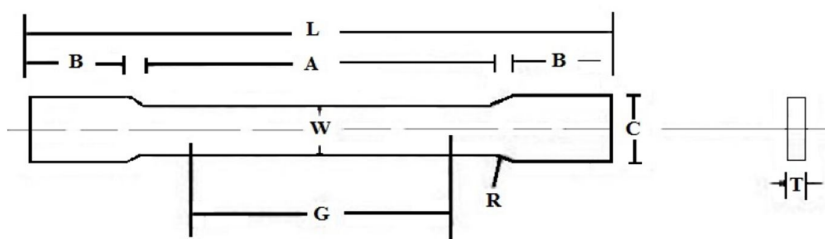


Figura 35 - Representação esquemática do corpo de prova de tração *Sheet type*. (adaptado de ASTM A370, 2014).

4.6. Razão Limite de Estampagem (RLE)

A Razão Limite de Estampagem (RLE) dos aços será determinada estampando-se blanks de diâmetro conhecido (D_o) em um ferramental com punção circular de 50 mm de diâmetro (D_p), de acordo com o procedimento PILCMR0028 [25]. O resultado do ensaio é dado pela razão entre o maior diâmetro de blank estampado sem fraturas pelo diâmetro do punção (D_o/D_p), em valores adimensionais.

4.7. Curvas Limite de Conformação (CLC)

As Curvas Limite de Conformação (CLCs) serão obtidas pelo método Nakajima à estrição e à fratura, de acordo com a norma ISO 12004-2 [26]. As deformações nos corpos de prova serão avaliadas por meio do equipamento *Autogrid In-Process* e a marcação dos blanks será feita por processo eletroquímico, com uma malha de referência quadrada com 2,5 mm de lado. A figura 36 mostra o aspecto da superfície de uma amostra após a realização da marcação eletroquímica.

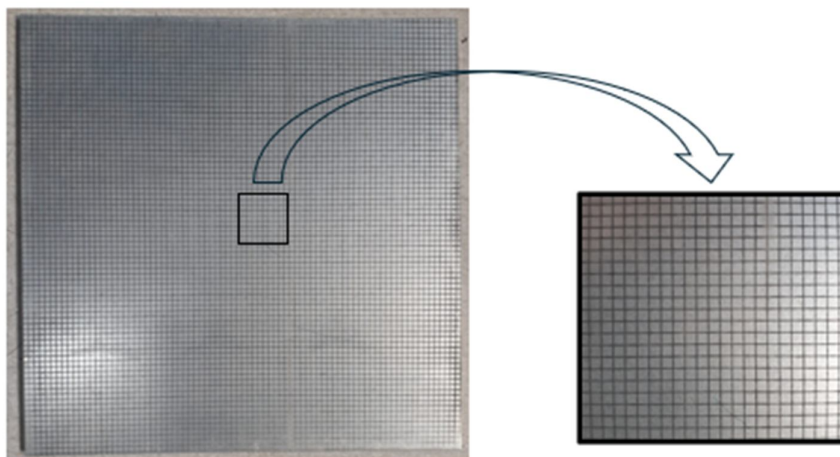


Figura 36 – Aspecto de superfície de uma amostra com a marcação eletroquímica (próprio autor).

4.8. Estiramento Erichsen

Para a realização dos ensaios de estiramento Erichsen foram utilizadas amostras de chapa de aço nas dimensões de 100 x 500 mm, segundo a norma ABNT NBR 16281 [27]. Para tanto, foi utilizada uma força de prensa chapas de 10 kN e uma velocidade de estampagem de 10 mm/min. O resultado do ensaio é dado pela altura de deslocamento vertical do punção,

medida em milímetros, até o início da ruptura dos corpos de prova. A figura 37 mostra exemplo de uma prensa Universal Erichsen.



Figura 37 – Prensa universal Erichsen (laboratório Usiminas).

4.9. Expansão Cônica de Furo (ECF)

Os ensaios de Expansão Cônica de Furo (ECF) foram conduzidos segundo a norma ISO TS 16630 [15]. Para tanto, foram ensaiados blanks quadrados com 100 mm de lado, utilizando um punção com 60° de conicidade, até o surgimento de uma trinca nas bordas de um furo central, confeccionado previamente com diâmetro de 10 mm. Os furos foram fabricados por puncionamento, com cinco condições distintas de folgas de corte, 5%, 10%, 15%, 20% e 25% e rebarbas foram dispostas contra o punção nos ensaios. O resultado do ensaio é dado pela equação 6, na qual D_f é o diâmetro do furo após a detecção da primeira trinca ao longo de toda a espessura do material e D_0 é o diâmetro inicial do furo (10 mm).

$$\lambda = \frac{D_f - D_0}{D_0} \times 100$$

4.10. Ensaio de Dobramento

Os ensaios de dobramento foram realizados tendo como referência a norma ASTM E290 [28], a partir da conformação de blanks retangulares com as dimensões de 40 x 150 mm, dobrados à 90° nas direções transversal e longitudinal à orientação de laminação, conforme ilustra a figura 38. As rebarbas geradas durante o corte por cisalhamento dos blanks foram removidas por lixamento e a abertura entre os apoios do dispositivo de dobramento (C) foi determinada de acordo com a equação 7. O resultado do ensaio é dado pela menor relação entre o raio do cutelo (R) e a espessura do material (t) sem que seja verificada a ocorrência de trincas nos corpos de prova, uma vez removido o carregamento após o dobramento. Quanto menor a relação R/t do material, melhor o seu comportamento quando submetido a esforços de dobramento.

$$C = 2R + 3t \pm \frac{t}{2}$$

(7)



a) Dobramento no sentido transversal

b) Dobramento no sentido longitudinal

Figura 38 - Esquema ilustrando a direção de Dobramento dos corpos de provas (as setas indicam a direção de laminação) [28].

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1. Composição Química

As composições químicas das amostras avaliadas são mostradas na tabela 1. Os resultados obtidos estão de acordo com o especificado para os aços DP1000 HF, DP1000, CP1000 e TRIP1000, respectivamente.

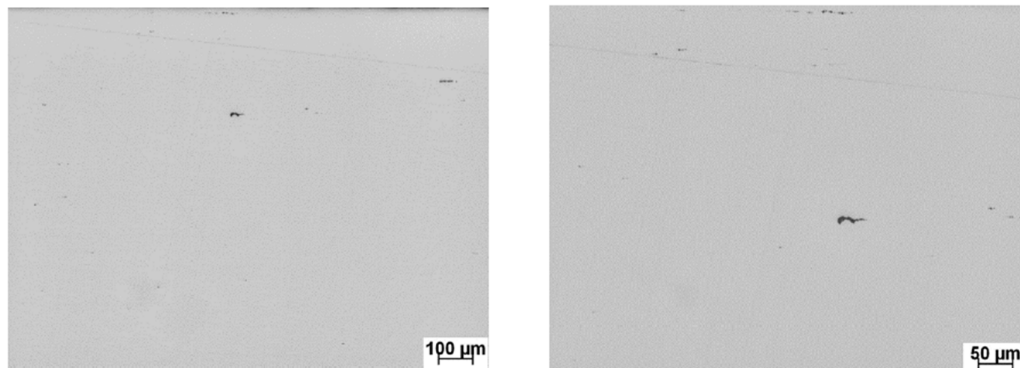
Tabela 1 - Resultados de composição química das amostras analisadas.

Amostra	Composição Química (%)					
	C	Mn	S	P	Al	Si
DP1000 HF	0,25	1,48	< 0,0012	0,017	0,030	1,48
DP1000	0,16	2,20	< 0,0012	0,028	0,031	0,44
CP1000	0,11	2,02	< 0,0012	0,017	0,043	0,24
TRIP1000	0,21	2,26	< 0,0012	0,024	0,035	1,23

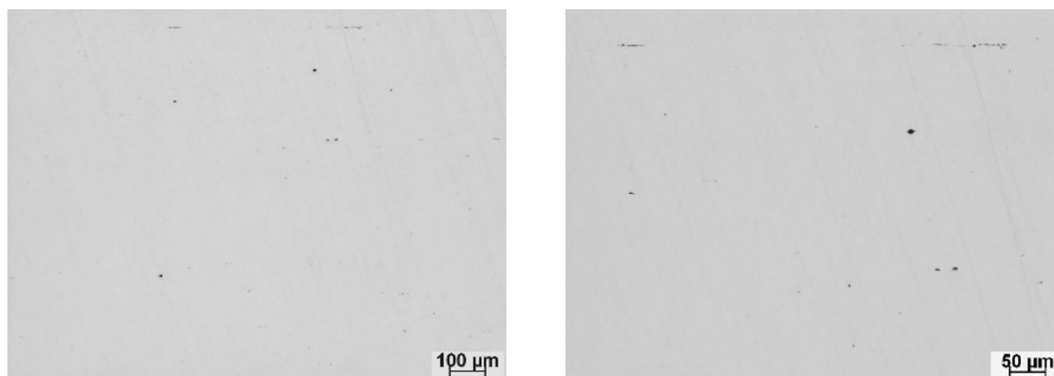
Amostra	Composição Química (%)					
	Nb	Ti	Cr	Mo	B	N
DP1000 HF	< 0,005	< 0,006	< 0,03	< 0,02	< 0,0005	< 0,005
DP1000	< 0,005	0,028	< 0,03	< 0,02	< 0,0005	< 0,005
CP1000	0,012	0,028	0,29	0,26	0,0011	< 0,005
TRIP1000	< 0,005	< 0,006	< 0,03	< 0,02	< 0,0005	< 0,005

5.2. Análise Metalográfica

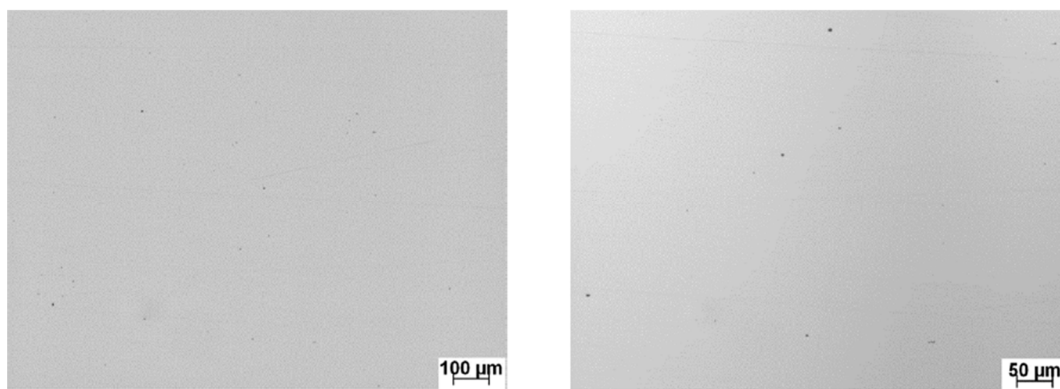
O aspecto representativo das inclusões para as classes de aços analisados, é mostrado na figura 39. A classificação foi realizada de acordo com a carta padrão I da norma ASTM E-45 [18], em seção polida com ampliação original (AO) de 100x, e os resultados estão apresentados na tabela 2. De acordo com os resultados obtidos, as amostras apresentaram uma boa limpidez, condizente com o tratamento de refino secundário na Aciaria. Destaca-se que não foram observadas inclusões alongadas de sulfeto de manganês nas amostras dos aços DP1000 HF e CP1000, e que a quantidade de inclusões finas de sulfeto no DP1000 e no TRIP1000 foi baixa.



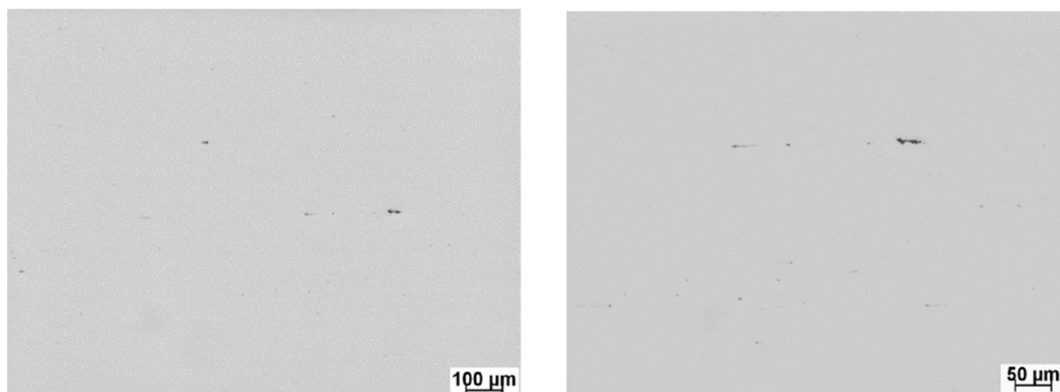
(a) Amostra DP1000 HF. AO: 100x e 200x.



(b) Amostra DP1000. AO: 100x e 200x.



(c) Amostra CP1000. AO: 100x e 200x.



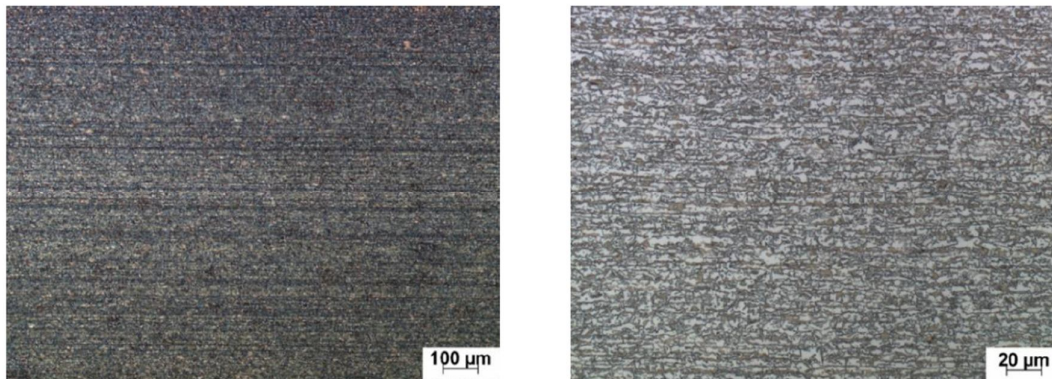
(d) Amostra TRIP1000. AO: 100x e 200x.

Figura 39 - Aspecto representativo de inclusões das amostras analisadas. Sem ataque.

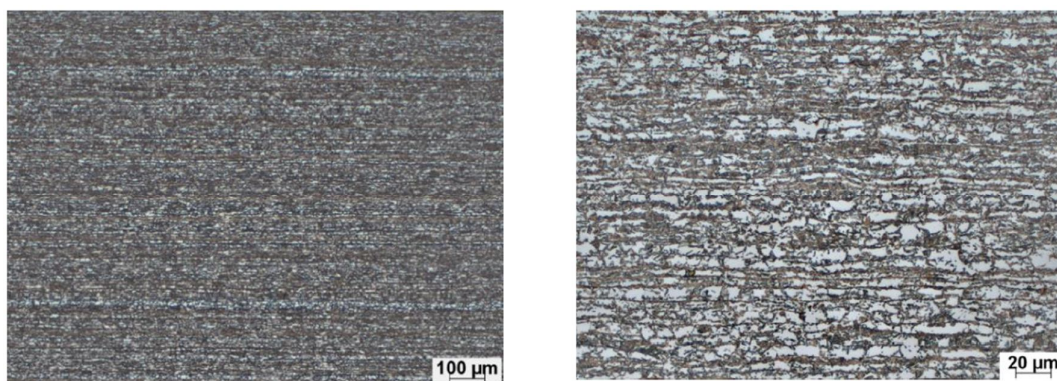
Tabela 2 - Classificação de inclusões das amostras recebidas para análise.

Amostras	Sulfetos	Alumina	Silicato	Óxido Globular
DP1000 HF	Não observado	2,0 F	Não observado	0,5 F
DP1000	0,5 F	1,5 F	Não observado	1,0 F
CP1000	Não observado	1,0 F	Não observado	1,5 F
TRIP1000	0,5 F	1,5 F	Não observado	1,0 F

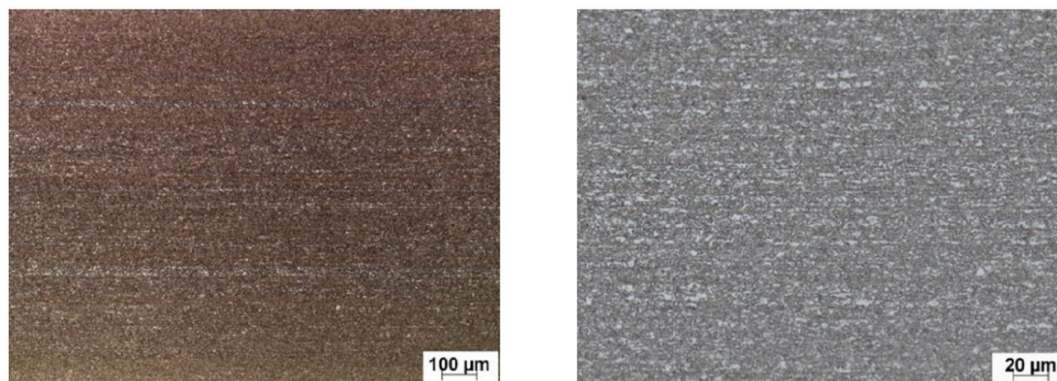
O aspecto microestrutural das amostras, observado ao longo da espessura, em seção longitudinal à direção de laminação, é apresentado na figura 40. Nota-se que os aços apresentaram uma microestrutura composta por ferrita e segunda fase de baixa temperatura de transformação. Quando comparada à amostra do aço DP1000 HF (figura 40a), a amostra do aço DP1000 (figura 40b) apresentou um maior nível de bandejamento microestrutural e uma estrutura mais grosseira. O aço CP1000 (figura 40c), por sua vez, exibiu uma microestrutura mais homogênea e refinada, com menor grau de bandejamento comparativamente às demais. Por fim, o aço TRIP1000 (figura 40d) apresentou um menor nível de bandejamento e uma microestrutura mais refinada quando comparado aos aços DP1000 e DP1000 HF.



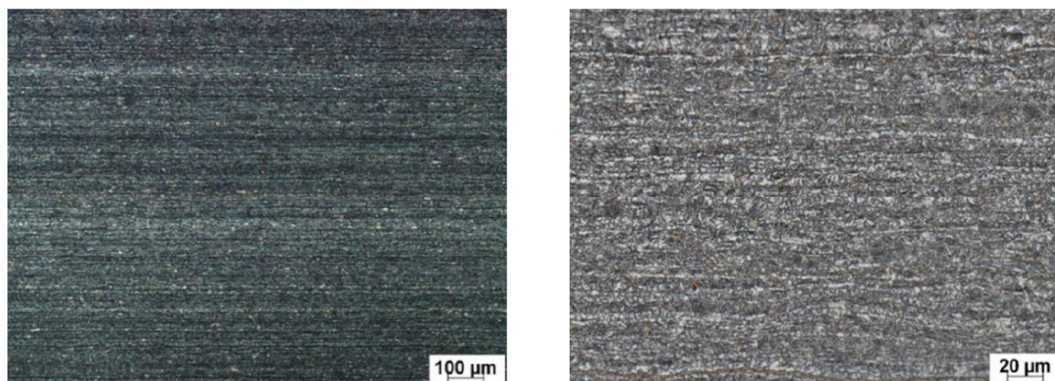
(a) Amostra DP1000 HF (22789-1). AO: 100x e 500x.



(b) Amostra DP1000 (22789-2). AO: 100x e 500x.



(c) Amostra CP1000 (22789-3). AO: 100x e 500x.



(d) Amostra TRIP1000 (22789-4). AO: 100x e 500x.

Figura 40 - Aspecto microestrutural das amostras avaliadas.

A tabela 3 apresenta a quantificação da austenita retida, presente nas amostras dos aços analisados, obtida por difração de raios-X (DRX) utilizando o método de *Rietveld*. É possível observar uma maior fração de austenita retida no aço TRIP1000 (14,47%), seguido do aço DP1000 HF (11,96%). O aço CP1000 praticamente não exibe a presença dessa fase (0,07%). Também é possível notar um maior teor de carbono dissolvido na austenita do aço TRIP1000 (0,9529%) quando comparado ao aço DP1000 HF (0,9331%).

Tabela 3 - Resultados da quantificação de austenita retida das amostras dos aços analisados e o respectivo teor de carbono obtido para essa fase, analisado via DRX.

Amostras	Austenita Retida (%)	Teor de Carbono (%)
DP1000 HF	11,96	0,9331
DP1000	4,89	0,5252
CP1000	0,07	-
TRIP1000	14,47	0,9529

5.3. Análise via Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV/EBSD)

As imagens obtidas pelos mapas de qualidade, figuras 40, 41, 42 e 43, foram realizadas via MEV/EBSD e apresentam a microestrutura de cada aço avaliado. Através do *band slope* foi possível identificar constituintes e fases presentes no material, sendo a qualidade da imagem afetada pela deformação residual no volume de difração [14]. Percebe-se que, dentre as amostras analisadas, o CP1000 exibe a microestrutura mais homogênea e refinada, ao passo que o aço DP1000 exibe a microestrutura mais grosseira.

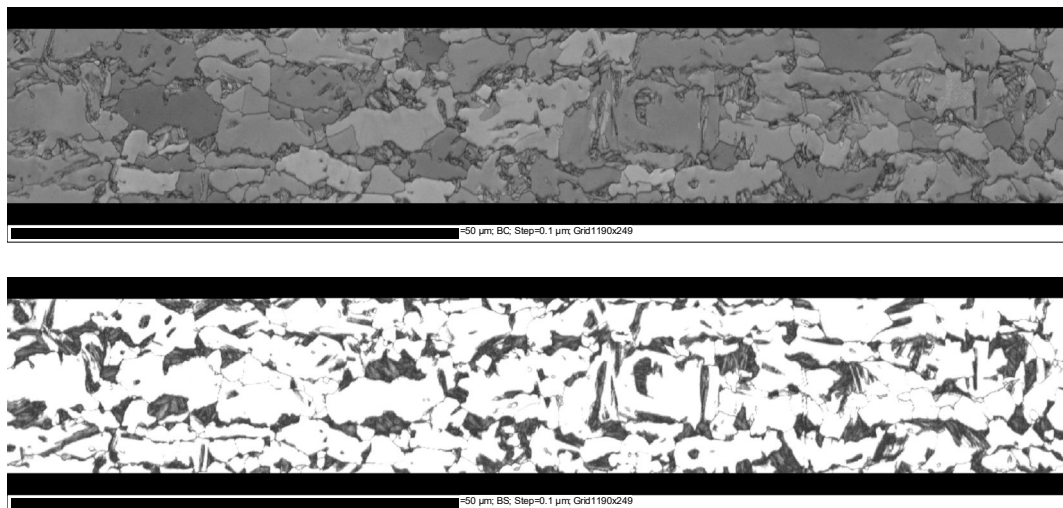


Figura 41 - Análise de MEV: Mapas de qualidade de imagem (image quality map - IQ) – DP1000 HF.

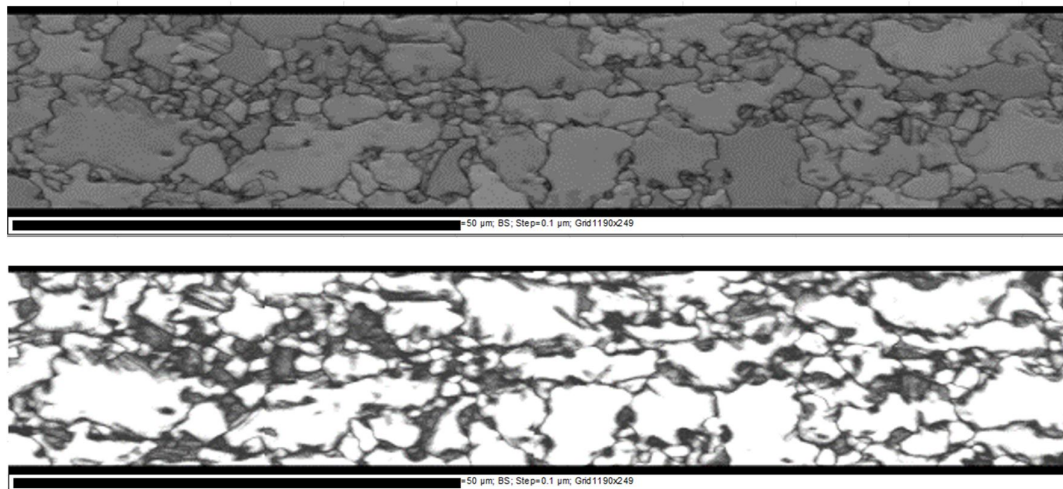


Figura 42 - Análise de MEV: Mapas de qualidade de imagem (image quality map - IQ) – DP1000.

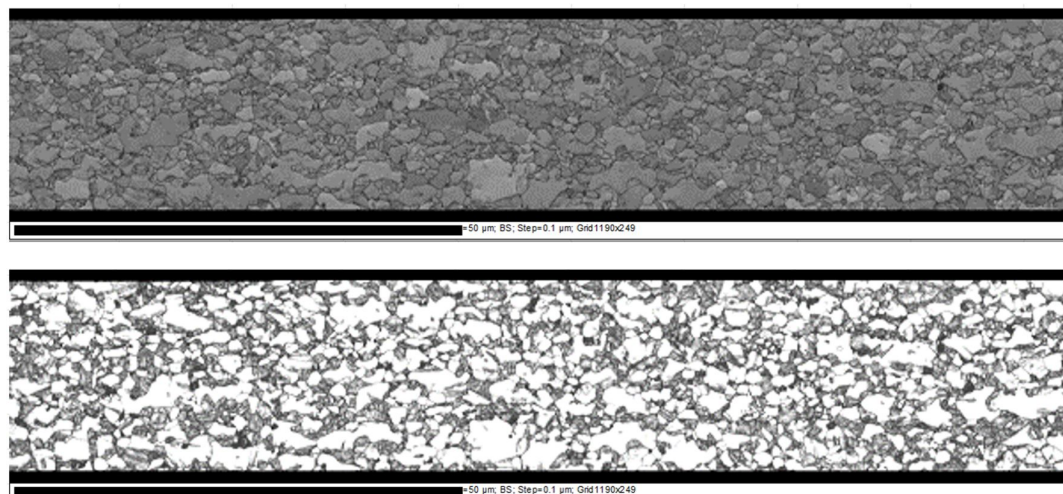


Figura 43 - Análise de MEV: Mapas de qualidade de imagem (image quality map - IQ) – CP1000.

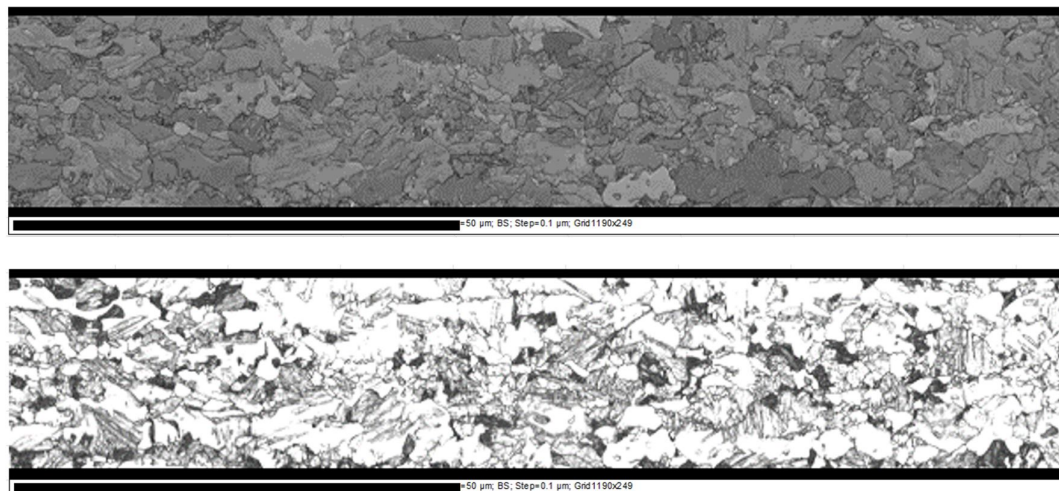


Figura 44 - Análise de MEV: Mapas de qualidade de imagem (image quality map - IQ) – TRIP1000.

Pelo mapa de fases, figuras 45, 46, 47 e 48, ocorreu a identificação automática de fases indicadas por cores, sendo a região vermelha as fases de estrutura cúbica de corpo centrado (ccc), tais como ferrita, bainita e martensita, e a região azul, fase cúbica de face centrada (cfc), no caso, a austenita. Observa-se, nesse caso, uma maior presença da fase cfc na amostra do aço TRIP1000, seguido do DP1000 HF. Os resultados estão de acordo com a maior concentração de austenita retida presente nestes aços, calculada via DRX, conforme mostrado na tabela 3.

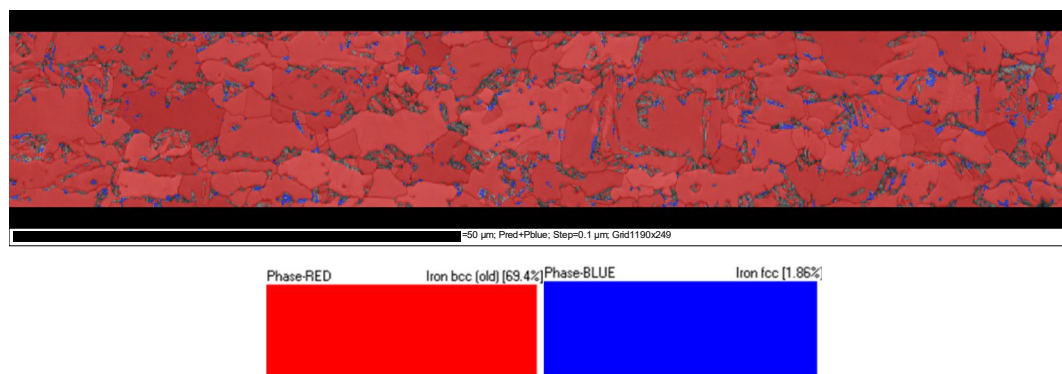


Figura 45 – Análise de MEV: Mapa de fases – DP1000 HF.

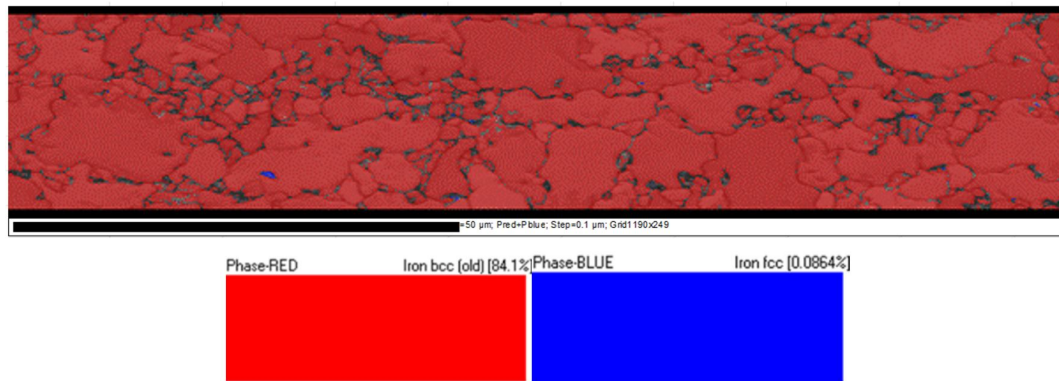


Figura 46 – Análise de MEV: Mapa de fases – DP1000.

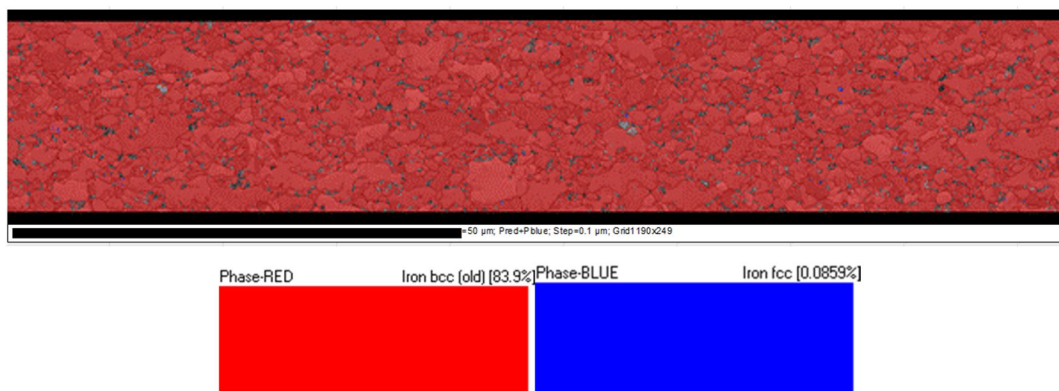


Figura 47 – Análise de MEV: Mapa de fases – CP1000.

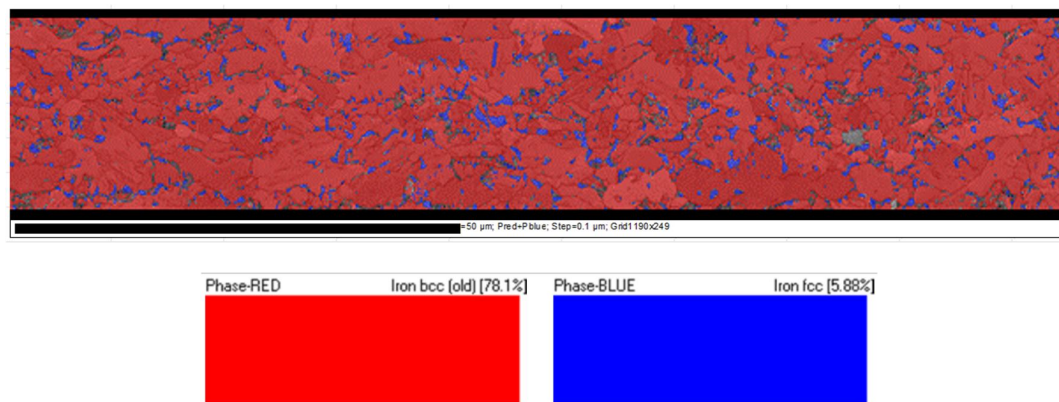


Figura 48 – Análise de MEV: Mapa de fases – TRIP1000.

5.4. Propriedades Mecânicas

5.4.1. Propriedades mecânicas em tração

As propriedades mecânicas em tração das amostras, obtidas a partir de corpos de prova *sheet type*, segundo a norma ASTM A370 [24], são apresentadas na tabela 4.

Na figura 49 são exibidas as curvas tensão vs. deformação de engenharia dos aços, obtidas a partir dos corpos de prova retirados com orientação longitudinal em relação à direção de laminação. Avaliando os dados presentes na tabela 4 e na figura 49, percebe-se que o limite de resistência (LR) das amostras é muito próximo, ao contrário do que ocorre com o valor do limite de escoamento (LE), que difere entre os quatro aços analisados. A diferença nos valores de LE influenciou a razão elástica das amostras, cujo menor valor foi o do aço DP1000 HF (47%), seguido pelo aço DP1000 (57%), TRIP1000 (58%) e CP1000 (79%). Quando se avalia o alongamento total das amostras, o aço DP1000 HF apresentou o maior resultado (22,5%), seguido pelo aço TRIP1000 (21,1%), pelo DP1000 (16,2%) e pelo CP1000 (12,3%).

Em termos de aplicação, durante eventos de impacto, por exemplo, os aços DP1000 HF e TRIP1000 são mais indicados para situações que requerem uma maior capacidade de absorção de energia (maior área sob a curva tensão vs. deformação, figura 49), ao passo que o aço CP1000 é mais indicado para situações que requerem uma maior restrição à deformação (LE mais elevado).

No tocante à estampabilidade, os maiores coeficientes de encruamento favorecem a conformabilidade global dos aços DP1000 HF e TRIP1000 e a maior razão elástica favorece a conformabilidade local do aço CP1000.

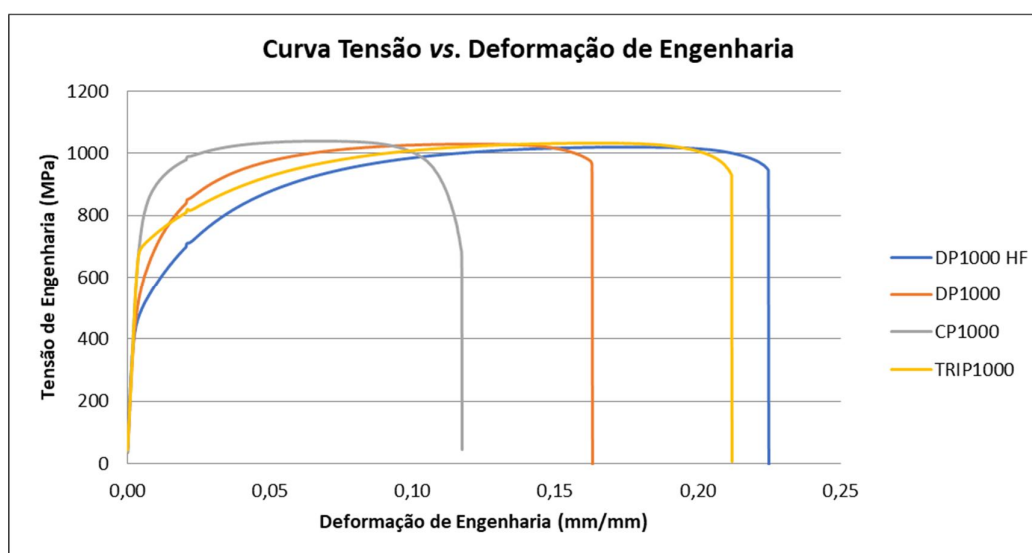


Figura 49 - Curvas tensão vs. deformação de engenharia das amostras analisadas, na orientação longitudinal à direção de laminação.

Amostras	Orientação ^I	LE (MPa)	LR (MPa)	Al ^{unifor.} ^{II} (%)	Al ^{total} ^{III} (%)	r _{10%}	n _{4-6%}	n _{10-A.U.%}	r _{médio} ^{IV}	Δr ^V
DP1000 HF	90°	501	1034	16,0	19,7	0,918	0,271	0,186	0,76	0,17
	45°	504	1037	16,2	20,0	0,676	0,272	0,187		
	0°	485	1023	17,7	22,5	0,765	0,274	0,192		
DP1000	90°	600	1035	10,7	14,0	1,095	0,165	-	0,94	-0,08
	45°	589	1018	12,0	15,7	0,980	0,169	-		
	0°	594	1029	12,1	16,2	0,715	0,170	-		
CP1000	90°	833	1073	6,3	12,2	0,887	0,068	-	0,89	-0,18
	45°	810	1036	6,8	12,5	0,984	0,073	-		
	0°	828	1041	6,8	12,3	0,716	0,076	-		
TRIP1000	90°	721	1051	14,7	18,6	0,931	0,190	0,162	0,88	-0,05
	45°	674	1024	16,3	20,7	0,905	0,211	0,177		
	0°	705	1032	16,4	21,1	0,780	0,204	0,173		

Obs.: Os resultados da tabela correspondem à média de três corpos de prova ensaiados.

(I) Orientação do comprimento dos corpos de prova em relação à direção de laminação;

(II) Alongamento uniforme;

(III) Alongamento total, avaliado para uma base de medida de 50 mm;

$$(IV) \bar{r} = \frac{1}{4}(r_{0^\circ} + 2r_{45^\circ} + r_{90^\circ}) \quad (V) \Delta r = \frac{1}{2}(r_{0^\circ} + r_{90^\circ} - 2r_{45^\circ})$$

5.4.2. Razão Limite de Estampagem (RLE)

A tabela 5 apresenta o resultado dos ensaios de Razão Limite de Estampagem (RLE) obtido para os aços analisados. Os aços DP1000 HF, DP1000 e TRIP1000 se romperam durante os ensaios com o menor diâmetro de blank disponível no laboratório, de 90 mm, obtendo RLE < 1,8. O aço CP1000, por sua vez, apresentou razão limite de estampagem igual à 2,0, se rompendo durante a estampagem do blank com diâmetro de 105 mm. Os resultados mostram que o aço CP1000, apesar de ter apresentado coeficientes de anisotropia similares aos demais aços avaliados, apresentou uma maior capacidade de embutimento.

Tabela 5 - Resultados obtidos no ensaio de Razão Limite de Estampagem.

Amostras	Não rompeu (mm)	Rompeu (mm)	RLE (Do/Dp)
DP1000 HF	-	90	< 1,8
DP1000	-	90	< 1,8
CP1000	100	105	2,0
TRIP1000	-	90	< 1,8

5.4.3. Curvas Limite de Conformação (CLC)

Curvas Limite de Conformação (CLCs) das amostras, levantadas pelo método *Nakajima* à estrição e à fratura de acordo com a norma ISO 12004-2 [26], estão mostradas na figura 50. Nota-se que as CLCs dos aços DP1000 HF e TRIP1000, tanto à fratura quanto à estrição, ficaram mais altas que as dos demais aços. Esses resultados corroboram a maior conformabilidade global desses materiais, que apresentaram os maiores valores de alongamento e de coeficientes de encruamento. Em contrapartida, verifica-se que os aços CP1000 e DP1000 apresentaram CLCs mais baixas, associada aos seus menores valores de alongamento e coeficientes de encruamento. Ressalta-se que a CLC à fratura do aço CP1000 ficou bastante elevada, acima do esperado para o material, principalmente quando avaliada comparativamente à CLC do aço DP1000 e levando em consideração as propriedades mecânicas em tração apresentadas pelas amostras.

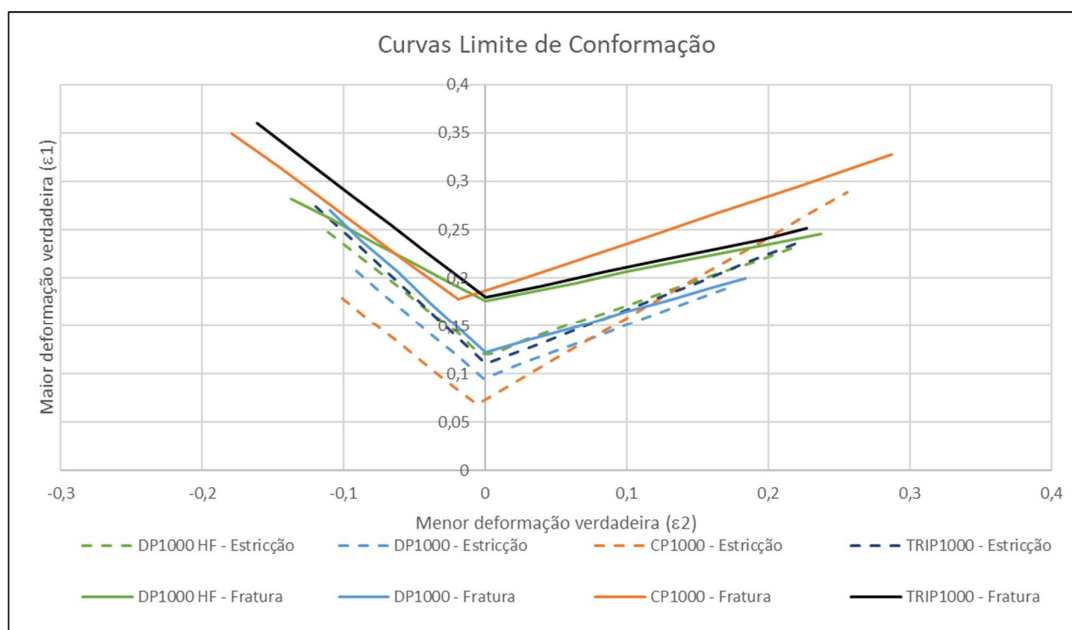


Figura 50 - Curvas Limite de Conformação dos aços avaliados, determinadas pela técnica de *Nakajima* à estrição e à fratura.

5.4.4. Estiramento Erichsen

O índice de estiramento Erichsen das amostras é mostrado na tabela 6. Verifica-se que os aços CP1000, TRIP1000 e DP1000 HF exibiram uma maior capacidade de estiramento quando comparados com o aço DP1000. A exemplo da CLC à fratura, o resultado obtido para o aço CP1000 ficou acima do esperado, pois conforme apresentado no resultado das

propriedades mecânicas em tração, este aço possui baixo valor n , o que indica baixa capacidade do material de se deformar sem que ocorra estricção. Em todo caso, de forma geral os resultados alcançados permitem posicionar os materiais estudados como adequados a conformação moderada.

Tabela 6 - Resultados do ensaio de Estiramento Erichsen.

Amostras	Altura (mm)	Altura média (mm)	Desvio	Valor ref. (mm) Grau EM ABNT 5915
DP1000 HF	8,8	8,8	0,1	11,4
	8,7			
	8,8			
DP1000	7,9	8,0	0,2	
	8,0			
	8,2			
CP1000	9,9	9,8	0,1	
	9,7			
	9,8			
TRIP1000	8,8	9,0	0,2	
	9,1			
	9,0			

5.4.5. Expansão Cônica de Furo (ECF)

O resultado obtido com o ensaio de expansão cônica de furo (ECF) para as amostras avaliadas é apresentado na figura 51. O ensaio foi realizado em cinco condições distintas de folgas de corte (5, 10, 15, 20 e 25%), onde o aspecto e a seção do corte podem ser vistos nas figuras 52 e 53. É possível observar uma maior capacidade de estiramento de borda para o aço CP1000, seguido dos aços TRIP1000, DP1000 e DP1000 HF.

O ensaio ECF se correlaciona bem com a capacidade de estiramento de flange do material, ou seja, quanto maior for o resultado do ECF, maior será a capacidade deste aço de estirar bordas. Para os aços em questão, a razão elástica correlaciona-se bem com este resultado, pois quanto mais próximo o valor do limite de escoamento for do limite de resistência, maior será a homogeneidade entre as fases constituintes e com isso, menor a diferença de dureza entre elas. Essa é a razão pela qual o aço CP1000 apresenta uma conformabilidade local bem maior que a dos demais aços.

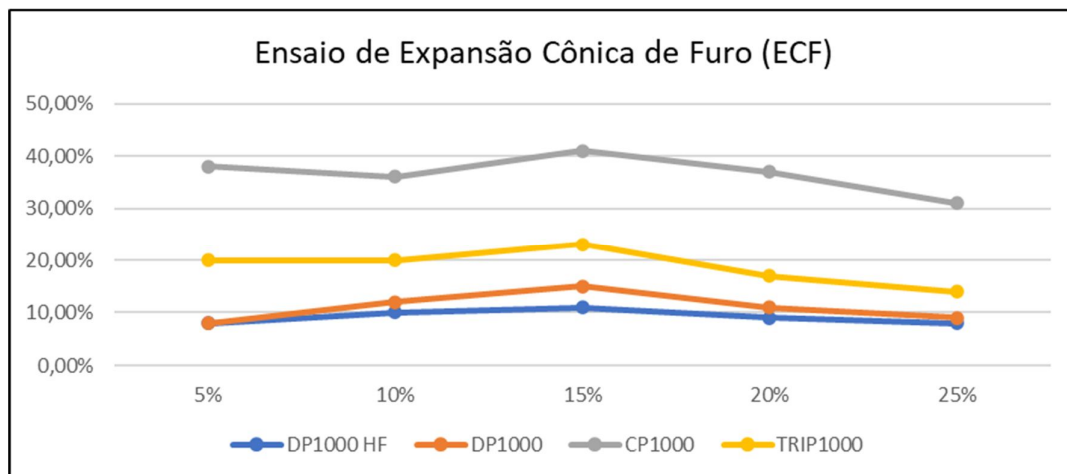


Figura 51 - Resultados da capacidade de Expansão Cônica de Furo das amostras analisadas em diferentes folgas de corte.

Ainda pela figura 51, é possível observar também que a melhor folga de corte associada aos aços estudados gira em torno de 15%. Vale ressaltar que os cortes em AHSS são mais complexos, e que se deve atentar para a utilização de folga de corte adequadas, podendo causar cisalhamento secundário e vazios na zona de fratura, além da ocorrência excessiva de rebarbas e trincas, pela geração nessas regiões de concentradores de tensão, que comprometem o desempenho do material durante estampagem.



Figura 52 - Seções e aspecto de corte das amostras analisadas em diferentes folgas. Aços DP1000 HF e DP1000.

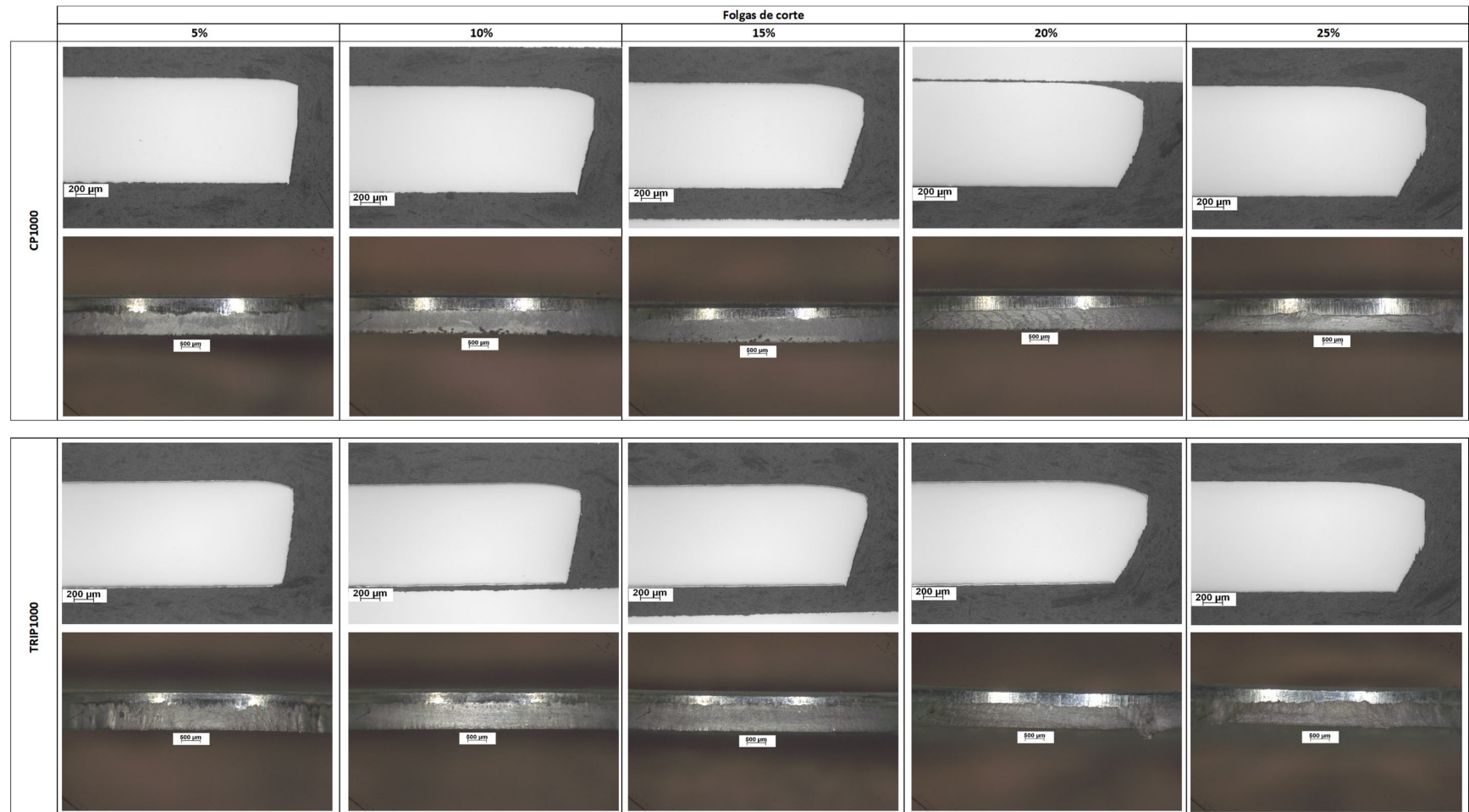


Figura 53 - Seções e aspecto de corte das amostras analisadas em diferentes folgas. Aços CP1000 e TRIP1000.

5.4.6. Dobramento

Na tabela 7 são apresentados os resultados obtidos nos ensaios de dobramento das amostras, nas direções longitudinal e transversal à orientação de laminação. Nota-se que com os resultados obtidos, o DP1000 apresentou um pior comportamento quando submetido a esforços de dobramento, quando comparado com os demais aços analisados. O baixo desempenho apresentado por essa amostra pode estar associado ao seu maior grau de bandejamento microestrutural quando comparado aos demais, reconhecido por prejudicar a capacidade de dobramento e a capacidade de expansão de furos dos aços.

Tabela 7 - Capacidade de dobramento das amostras analisadas.

Amostra	Espessura (mm)	Orientação do corpo de prova	Raio do cutelo (mm)							R/T limite	
			1	1,5	2	2,5	3	3,5	4		4,5
DP1000 HF	1,2	Longitudinal	0	0	0	0	0	0	0	0	0,83
		Transversal	x	x	0	0	0	0	0	0	1,66
DP1000	1,2	Longitudinal	x	x	x	x	x	x	0	0	3,33
		Transversal	x	x	x	x	x	x	x	0	3,75
CP1000	1,2	Longitudinal	0	0	0	0	0	0	0	0	0,83
		Transversal	0	0	0	0	0	0	0	0	0,83
TRIP1000	1,2	Longitudinal	0	0	0	0	0	0	0	0	0,83
		Transversal	0	0	0	0	0	0	0	0	0,83

0 NÃO Rompeu
x Rompeu

5.5. Análise dos resultados

Com o objetivo de identificar os pontos fortes e fracos de cada tipo de aço analisado em relação à conformabilidade e às suas propriedades fundamentais, foi definido um método de avaliação, no qual o maior valor, que também representa a condição mais favorável para a conformação, recebeu a nota máxima (10). As notas dos outros tipos de aço foram então determinadas proporcionalmente a esse valor máximo, utilizando uma regra de três simples. O resultado desta graduação é apresentado na figura 54.

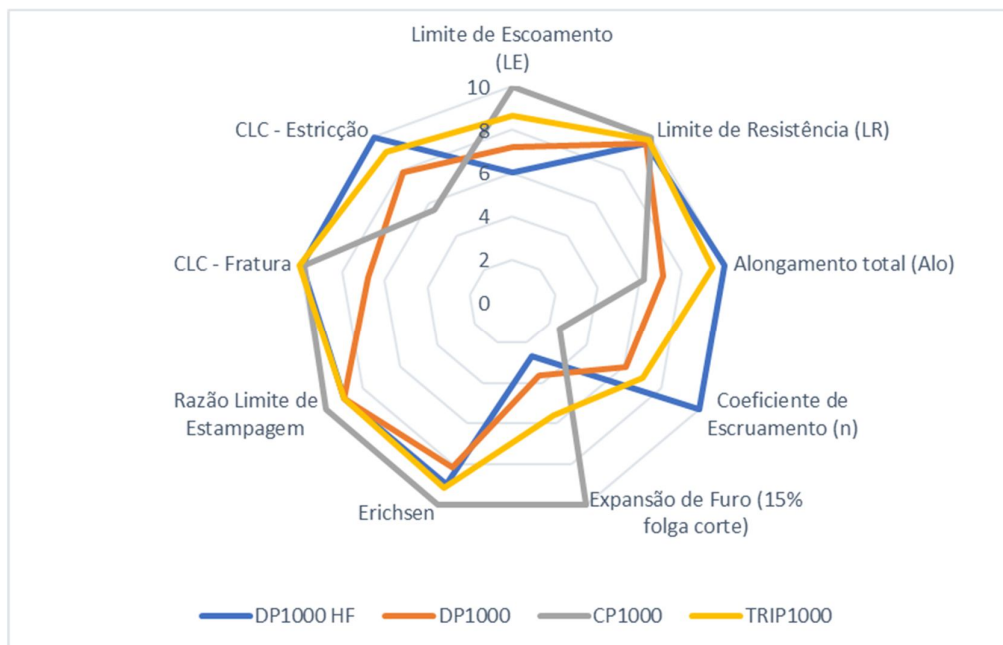


Figura 54 – Graduação das variáveis de conformabilidade e propriedades mecânicas fundamentais dos aços analisados.

6. CONCLUSÕES

A caracterização das amostras foi feita por meio de análise metalográfica (MO), Difração de Raios X (DRX), Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV/EBSD), composição química, propriedades mecânicas em tração, Razão Limite de Estampagem (RLE), Curvas Limite de Conformação (CLCs), Estiramento Erichsen, Expansão Cônica de Furo (ECF) e Dobramento.

As amostras apresentaram boa limpidez com as práticas de refinamentos adotadas na Aciaria e microestruturas compatíveis com as concepções de aços aqui estudadas, além de composição química e propriedades mecânicas em tração dentro do esperado.

Em linhas gerais, os aços DP1000 HF e TRIP1000 apresentaram a maior conformabilidade global, creditada aos seus maiores valores de alongamento e expoente de encruamento. O aço CP1000, por sua vez, exibiu a conformabilidade local, creditada à sua maior razão elástica. Em termos de capacidade de estiramento Erichsen, os resultados alcançados permitem posicionar os materiais estudados como adequados a conformação moderada. No tocante à capacidade de dobramento, o aço DP1000 exibiu os piores resultados comparativamente aos demais, associados ao elevado grau de bandejamento microestrutural apresentado pela amostra.

Considerando a aplicação do aço, durante eventos de impacto, por exemplo, os aços DP1000 HF e TRIP1000 são mais indicados para situações que requerem uma maior capacidade de absorção de energia (maior área sob a curva Tensão vs. Deformação), ao passo que o aço CP1000 é mais indicado para situações que requerem uma maior restrição à deformação (LE mais elevado).

7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Para dar continuidade à linha de pesquisa iniciada neste trabalho, sugere-se que estudos futuros explorem:

- Maior estratificação quantitativa das fases presentes;
- Susceptibilidade a fragilização ao hidrogênio;
- Comportamento a alta taxa de deformação.

8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

[1] WORLDAUTOSTEEL. FSV – Advanced High-Strength Steels Application Guidelines, 2017.

[2] WUPPERMANN, C.D.: The Steel Industry in Europe – Globalisation: Challenges and Opportunities. Conferência proferida no 62º Congresso Anual da ABM, Vitória, ES, 2007.

[3] FERREIRA, J. L.; TEPEDINO, J. O. A. – Estudo da Conformabilidade de Aço da Classe DP590 Processado via CAPL (PPVG5361) – Relatório final de estudo, Centro de Pesquisa e Desenvolvimento, USIMINAS, 2007.

[4] SPEICH, G. R., DEMAREST, V. A., MILLER, R. L. Formation of Austenite During Intercritical Annealing of Dual-Phase Steels. In: Metallurgical Transactions, vol. 12A, 1981. American Society for Metals and The Metallurgical Society of AIME, p.1419-1428.

[5] MELO, Emerson G. “Efeito das Temperaturas de Reaquecimento de Placas e de Bobinamento nas Propriedades Mecânicas em Tração de um Aço Microligado ao Nióbio Laminado a Frio”. Escola de Engenharia Metalúrgica e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais, 2006.

[6] KLAAR Dr.-Ing. Hans-Joachim. Microstructure and properties of a C–Mn–Si–dual-phase steel. 1990.

[7] ULSAB-AVC CONSORTIUM – Technical Transfer Dispatch # 6 – ULSAB-AVC Body Structure Materials, Appendix III, 2001.

[8] BUSTAMANTE, Gleyder Oliveira; FERREIRA, Rafael Fagundes; PEREIRA, João Francisco Batista. AÇOS TRIP – CARACTERÍSTICAS E APLICAÇÃO. 70º Congresso Anual da ABM, Rio de Janeiro, RJ, Brasil. 2015.

[9] WORLDAUTOSTEEL, AHSS, Applications Guidelines, Version 5.0, Maio 2014;

[10] ARCELOR MITTAL. Smarter steels for people and planet, North American Automotive. Abril, 2023.

[11] DOCOL THE AUTOMOTIVE STEEL. SSAB.

[12] CIMM – Centro de Informação Metal Mecânica. Tipos principais de ensaios de estampabilidade.

[13] ISO 20482. Metallic materials — Sheet and strip — Erichsen cupping test, 2013.

[14] ASTM E643. Standard Test Method for Ball Punch Deformation of Metallic Sheet Material, ver. 24.

[15] ISO 16630:2017 - Metallic materials - Sheet and strip – Hole Expanding, test. 6p. Switzerland, 2017.

[16] BRESCIANI FILHO, Ettore et al. Conformação Plástica Dos Metais. 6. ed. Campinas: Epusp, 2011. 254 p.

[17] DIETER, G. E. Metalurgia Mecânica. 2. ed. Carnegie: Guanabara Dois, 1981. 653 p. Tradução de: Antonio Sergio de Souza e Silva, Luiz Henrique de Almeida, Paulo Emílio Valadão de Miranda.

[18] ABNT – NBRNM59. Método de ensaio de dobramento alternado para chapas e tiras de aço de espessura menor ou igual a 3 mm.

[19] SOUZA, S. A. Ensaio Mecânicos de Materiais Metálicos: Fundamentos teóricos e práticos. 5. ed. São Paulo: Edgard Blucher Ltda, 1982. 286 p.

[20] LUIZ, Valmir Dias; CAMPOS, Haroldo Béria; MELO, Túlio M.F; RUBIO, Juan Carlos Campos. CURVA LIMITE DE ESTAMPAGEM À FRATURA (CLEF) VERSUS CURVA LIMITE DE ESTAMPAGEM À ESTRICÇÃO (CLEE). 62º Congresso Anual da ABM, Vitória, ES, Brasil. 2007.

[21] “*ULSAB - Carroceira de Aços Ultra Leve. Em busca da Luz*”, Sheet Metal Industries, p.21-26, Dezembro de 1995.

[22] TAKAHASHI, M.; YOSHIDA, H.; Hiwatashi, S. – Properties of TRIP type High Strength Steels. International Conference on TRIP-Aided High Strength Ferrous Alloys. Ghent, Belgium. June 2002, pp. 103-111

[23] MARRON, G., MOINIER, L. PATOU, P., CÉLESKI, J. C. – “Um Nouveau Critère de Striction pour les Courbes Limites de Formage. La Revue de Métallurgie – CIT, junho 1997, p. 837-845.

[24] ASTM A370. Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products, 2019.

[25] PILQAPR0006. Procedimento do Laboratório de Química Analítica. Métodos de Análise Químicas em Soluções Diversas por Espectrometria de Plasma, Revisão 11. Centro de Pesquisa e Desenvolvimento Usiminas, 2023.

[26] ISO 12004-2:2021. Metallic materials — Determination of forming-limit curves for sheet and strip

[27] ABNT NBR 16281. Determinação do índice de embutimento em chapas de aço pelo método Erichsen modificado. 2014.

[28] ASTM E290. Standard Test Methods for Bend Testing of Material for Ductility, 2014.

[29] TEKINER, Z. An experimental study on the examination of springback of sheet metals with several thicknesses and properties in bending dies. Journal of Materials Processing Technology, v. 145, p. 109-117, 2004.

[30] ASTM E45-18a. Test Methods for Determining the Inclusion Content of Steel. 2018.

[31] WRIGHT, S. I., NOWELL, M. M., FIELD, D. P. A Review of Strain Analysis Using Electron Backscatter Diffraction. Microscopy and Microanalysis. 2011.

- [32] ABNT NBR 5915-2. Chapas e bobinas de aço laminadas a frio. Parte 2: Aços para estampagem. 2013.
- [33] NES M0292_2022-N – *Testing Method for Automotive Steel Sheet. Renault Nissan Internal*. 2022.
- [34] 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).
- [35] CALLISTER JR., William D.; RETHWISCH, David G. *Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução*. 9. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2016.
- [36] ABNT NBR ISO 6892-1:2021, *Materiais metálicos - Ensaio de tração - Parte 1: Método de ensaio à temperatura ambiente*.
- [37] ASTM E8/E8M-24, Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials.
- [38] Gorni, A. A. (2009). *Aços de alta resistência para a indústria automobilística*. São Paulo: Artliber Editora.
- [39] Krauss, G. (2005). *Steels: Microstructure and properties*. ASM International.
- [40] 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.
- [41] 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.

[42] KONIECZNY A.; HENDERSON, T.; "On formability limitations in stamping involving sheared edge stretching". SAE Technical Paper 2007-01-0340, 2007, 12 p.