MARCOS DOMINGOS XAVIER

**Análise da estampabilidade de chapas de aço baixo e médio carbono através
de deformações plásticas uniaxiais e ortogonais quase planares**

São Paulo
2014

MARCOS DOMINGOS XAVIER

**Análise da estampabilidade de chapas de aço baixo e médio carbono através
de deformações plásticas uniaxiais e ortogonais quase planares**

Tese apresentada à Escola Politécnica da
Universidade de São Paulo para a
obtenção do título de Doutor em Ciências

São Paulo
2014

MARCOS DOMINGOS XAVIER

**Análise da estampabilidade de chapas de aço baixo e médio carbono através
de deformações plásticas uniaxiais e ortogonais quase planares**

Tese apresentada à Escola Politécnica da
Universidade de São Paulo para a
obtenção do título de Doutor em Ciências

Área de concentração:
Engenharia Metalúrgica e de Materiais

Orientador:
Prof. Dr. Cláudio Geraldo Schon

São Paulo
2014

Este exemplar foi revisado e corrigido em relação à versão original, sob responsabilidade única do autor e com a anuência de seu orientador.

São Paulo, 02 de setembro de 2014.

Assinatura do autor

Assinatura do orientador

Catálogo-na-publicação

Xavier, Marcos Domingos

Análise da estampabilidade de chapas de aço baixo e médio carbono através de deformações plásticas uniaxiais e ortogonais quase planares / M.D. Xavier. -- versão corr. -- São Paulo, 2014.

245 p.

Tese (Doutorado) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais.

**1.Estampagem 2.Chapas 3.Aço 4.Deformação e tensões
I.Universidade de São Paulo. Escola Politécnica. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais II.t.**

Dedico esta tese às pessoas especiais em minha vida. Especificamente, a meus pais, Delcídio e Maria; aos avós Francisco e Maria Cândida; à esposa Edilene; aos filhos Priscila e Felipe; aos irmãos, Selma, Milton e Eder e seus cônjuges Alexandro, Ana Paula e Alexsandra; aos cunhados Dener e Adriana; aos sobrinhos Alexandre, Larissa, Matheus, Fabrício, Thais e Lorena; à tia Hilda; à sogra Yvonne; aos afilhados Arthur e Gabriel e todos os meus mestres, do ensino fundamental à pós-graduação.

AGRADECIMENTOS

A Deus, fonte de luz, sabedoria e capacitação dos escolhidos.

Ao Prof. Cláudio Geraldo Schon, Ph.D, colaborador do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, pela acolhida, orientação e auxílios fundamentais à finalização deste trabalho.

Ao Prof. Ronald Lesley Plaut, Engenheiro Metalurgista, Ph.D. colaborador do Departamento de Engenharia Metalúrgica e Materiais da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, pelos ensinamentos e co-orientação desta tese.

Aos membros da banca examinadora da defesa desta tese, Dr. Ronald Lesley Plaut, Dr. Cláudio Geraldo Schon, Dr. Antenor Ferreira Filho, Dr. Nelson Batista de Lima e Dr. Francisco Giraldes Arieta Filho, pelas análises técnicas e sugestões de continuidade em trabalhos futuros.

Ao Eng.^o Antenor Ferreira Filho, Ph.D. pelo suporte tecnológico irrestrito, incluindo o fornecimento dos aços investigados e a execução de alguns ensaios laboratoriais.

Aos docentes do SENAI 1.06, Ademir Bernardes da Silva, Nemilson Luiz Pereira Porto, Marcelo dos Santos e Carlos Eduardo Binatti pelo auxílio no preparo geométrico das amostras.

Aos docentes do SENAI 1.14, Enéias Nunes da Silva, Élcio de Souza (atual diretor da unidade SENAI – Barueri), Elias Pedro dos Santos e Guilherme de Moura, pela execução das gravações das redes de círculos nas chapas de aço.

Aos docentes do SENAI 1.19, Marcos Antônio Togni (Coordenador Técnico); Antônio Cláudio Braghetto; José Roberto da Silva; Gilberto Antônio Varussa; Valdemar Brandi;; Claudomiro da Silva; Nivaldo Aparecido de Vecchi; Luiz Paiva e aos seus ex docentes, Luiz Cremones e Robson Silva Bussoloti, pela colaboração em diversas etapas do desenvolvimento experimental.

Aos Engenheiros Lisandro Picinin e Gerson Ferrante, da Tecfil S/A, pela execução das estampagens das chapas pré-gravadas com diversas técnicas.

Aos Pesquisadores, Nelson Batista de Lima e Renê Ramos de Oliveira, ambos colaboradores do Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, pela determinação das texturas cristalográficas dos aços investigados.

Aos Técnicos Metalúrgicos, Marcos Antônio Moser; David Sena de Mello e Denise de Jesus Machado, pelo auxílio nas preparações metalográficas e nas execuções dos ensaios de tração.

Aos colaboradores da Usiminas – Cubatão, Engenheira Vanessa Pala e Técnicos, Benedito Dias Chivites, Carlos Augusto Saraiva de Maria e Paulo Leandro Silva Marinho, pelo levantamento das curvas limite de conformação através dos ensaios Nakazima.

À direção e aos colaboradores da empresa CCS S/A e a seu ex-funcionário Leandro Yoshimura pela execução das simulações numéricas por elementos finitos.

Aos técnicos dos laboratórios do Departamento de Eng.^a Metalúrgica e de Materiais da escola Politécnica da USP, Rafael Maia e José Veríssimo e também ao técnico Vinícius Freire Elias, ex-funcionário deste departamento, pelos relevantes serviços prestados nas áreas de microscopias ópticas e eletrônicas.

À colaboradora do Departamento de Corrosão do IPT, Juliana Pereira Flor, pelas análises com o microscópio eletrônico de varredura.

À Suellen Cristine Alves, da secretaria do Departamento de Eng.^a Metalúrgica e de Materiais da Escola Politécnica da USP, pelas orientações prestadas.

Ao Eng. Jaime Alvares Spin Jr, amigo de longa data e incentivador de meus estudos e que precocemente nos deixou.

Enfim, agradeço a todos aqueles que direta ou indiretamente contribuíram para a conclusão desta pesquisa.

"Tenha em mente que tudo que você aprende na escola é trabalho de muitas gerações. Receba essa herança, honre-a, acrescente a ela e, um dia, fielmente, deposite-a nas mãos de seus filhos."

Albert Einstein

RESUMO

As curvas limite de conformação (CLC) permitem representar de maneira abrangente a estampabilidade de uma chapa e tem sido empregadas largamente como critério na otimização do processo de estampagem e no projeto de matrizes. Os ensaios simulativos Nakazima são comumente utilizados na determinação das curvas CLC mas suas posições são afetadas devido ao atrito do punção com a chapa e desta com a matriz. Adicionalmente, são demorados e dispendiosos porque exigem 10 corpos de prova (c.p.) de dimensões diferentes e pelo menos três c.p. de cada uma destas dimensões para fins estatísticos perfazendo a quantidade mínima recomendada de 30 corpos de prova. A necessidade da gravação de rede de círculos nas superfícies de todas as amostras bem como as leituras ópticas das elipses após as deformações oneram e atrasam mais a obtenção das CLC. A presente pesquisa baseou-se no aço da qualidade livre de intersticiais (IF) e no aço SAE 1050 coalescido e buscou determinar o ponto CLC_0 , raiz das curvas CLC e crítico para a estampagem, de modo mais rápido e barato que os ensaios simulativos. Assim, o ensaio intrínseco de tração uniaxial em estado plano de deformação foi aplicado utilizando menor quantidade de amostras. O ensaio Nakazima e Análises por Elementos Finitos (FEM) também foram executados nos aços sob estudo, de modo a permitir comparações dos valores CLC_0 . Os resultados de CLC_0 obtidos pelos ensaios de tração uniaxiais em estado plano de deformação mostraram-se inferiores àqueles apresentados pela análise por elementos finitos e pelo ensaio não planar Nakazima, especialmente em relação a este último. A influência de trações unidirecionais e também ortogonais em estado plano de deformação sobre a rugosidade superficial das chapas, CLC_0 e seu estado de tensões (CLT_0) e sobre a textura também foi analisada. Desta forma, CLC_0 e rugosidade mostraram-se dependentes da trajetória de deformação ao contrario de CLT_0 . A textura do aço IF, forte no estado recozido, foi fortalecida na direção DL e enfraquecida na direção DT em qualquer das duas trajetórias de deformação.

Palavras-chave: Deformação planar. Ensaio Nakazima. Simulação numérica. Estampabilidade de chapas.

ABSTRACT

The forming limit curves (FLC) are used to reveal sheet metal formability and it is largely used in the stamping process optimization and in the project of dies. The measurements of FLC points are made by simulative tests (for example, the one named after Nakazima) which are very complex and costly procedures: around thirty specimens with different measures; engraving of circles grid in metallic's surfaces and also, plastics strains and optical lectures are required. The present work used interstitial free (IF) and SAE 1050 spheroidized steel sheets. The aim was to investigate the precision of a simplified test, called near plane tensile test, wich is simpler and less dispendious, allowing the determination of the critical value to formability called FLC_0 by a intrinsic plane strain test, which uses smaller sample numbers. The FLC_0 value was obtained also by Nakazima simulative test and Finite Elements Analysis (FEM) to allow comparisons with plane strain tests. The results of FLC_0 obtained by plane strain tension tests are smaller that similar values provided through FEM and Nakazima tests, but these differences can be attributed to deficiencies in these procedures, so the plane strain tensile values are presumably more reliable. The numerical analysis FEM ignores texture evolution during plastic strain, which is a possible factor to explain the differences. The Nakazima test showed largest FLC_0 parameter in all cases, which is attributed to geometric factors. Evolution of sheet roughness, crystallographic texture and their correlation with the obtained FLC_0 values were also investigated in addition to applying plain strain uniaxial and orthogonal tensile tests. The type of deformation trajectory influenced the FLC_0 point and roughness, but the tension point $FLSC_0$ associated to FLC_0 was invariant. Texture depends on deformation trajectory and its intensity increases with the deformation along rolling direction.

Keywords: plain strain. Nakazima tests. Numerical analysis. Formability.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1.1-	Esquema de ferramental típico de estampagem...	1
Figura 1.2-	Fatores que influem na estampagem.....	2
Figura 1.3-	Parâmetros influem na estampabilidade de chapas.....	2
Figura 1.4-	Exemplo de ferramental para o ensaio Nakazima	4
Figura 1.5-	Corpos de prova de diferentes larguras submetidos aos ensaios Nakazima	5
Figura 1.6-	Levantamento das curvas CLC via ensaios Nakazima	6
Figura 1.7-	Tipos de deformações nas peças estampadas em função das deformações ϵ_1 e ϵ_2	6
Figura 1.8	Distribuição pontual da trajetória da deformação com base em pesquisa estatística realizada pela indústria automotiva	7
Figura 2.1-	Curva limite de conformação convencional para um aço acalmado ao alumínio e laminado a frio	12
Figura 2.2 (parte 1)	Curvas limite de conformação dependentes do modo de deformação	13
Figura 2.2 (parte 2)-	Curvas limite de conformação dependentes do modo de deformação	14
Figura 2.3-	Transformação das 15 curvas dadas nas figuras 2.2c a 2.2e em curvas tensão maior x tensão menor usando uma lei de potências e quadrática de Hill	15
Figura 2.4-	Transformação das curvas limite de conformação em tensão maior x tensão menor, usando uma lei de potências e quadrática de Hill ⁽²⁾ . (a) curvas da figura 2.2(a); (b) curvas da figura 2.2(b)	16
Figura 2.5-	Transformação das 15 curvas independentes dadas nas figuras 2.2c a 2.2e usando uma lei de saturação e não quadrática de Hosford	16
Figura 2.6-	Transformação das curvas limite de conformação baseadas em tensão mostradas na figura 2.5 para deformação considerando uma pré-deformação uniaxial de 0,119	17

Figura 2.7-	Trajelórias de deformação plástica na hidroconformação de tubos	18
Figura 2.8-	Tensão efetiva verdadeira versus deformação efetiva verdadeira para o aço acalmado ao alumínio em função da trajetória de deformação plástica uniaxial ($\beta = - 0,5$) e biaxial balanceada ($\beta = 1$). ⁽²⁴⁾	19
Figura 2.9	Célula elementar e sua orientação em relação à chapa	21
Figura 2.10-	Efeito da anisotropia na curva tensão-deformação.....	21
Figura 2.11-	a) Relação dos sistemas: célula unitária e de referência (DL/DN/DT); b) Textura ideal para uma chapa laminada ...	23
Figura 2.12-	Célula básica do espaço de Euler.....	24
Figura 2.13-	Textura (111)[1-10] que tem ângulos de Euler de $\phi_1 = 0^\circ$, $\phi = 54.7^\circ$, $\phi_2 = 45^\circ$ e a representação espacial da célula elementar em relação à chapa assim como sua posição em uma seção de $\phi_2 = 45^\circ$	25
Figura 2.14	Relação do índice de anisotropia planar r_m com a intensidade relativa dos planos (111)/(100) e com o efeito do abaixamento do teor de C na melhoria da estampabilidade.....	26
Figura 2.15-	Microestrutura e textura ($\Phi_2=45^\circ$) de LTQ e LTF de aço IF..	27
Figura 2.16-	Influência do grau de deformação a frio nos valores de r_m e de Δr do aço IF	28
Figura 2.17-	Variação da textura (seção $\phi_2= 45^\circ$) de chapa de aço IF processada na laminação de tiras a quente, considerando desde sua superfície até a sua meia espessura	28
Figura 2.18-	Efeito da lubrificação sobre a uniformidade da textura ao longo da espessura da chapa IF no LTF. (a) com lubrificante e (b) sem lubrificante.	29
Figura 2.19-	Evolução da intensidade da fibra α em função da redução no LTF	29
Figura 2.20-	Efeito da lubrificação na uniformidade das intensidades observadas na fibra α da chapa do LTF	30

Figura 2.21-	Microestrutura e textura ($\Phi_2 = 45^\circ$) de um aço IF em função da temperatura de recozimento para as frações de recristalização de :5, 40, 70 e 90 %	30
Figura 2.22-	Análise da fibra α : Efeito dos parâmetros de processo sobre a intensidade e a distribuição da fibra α na LTQ , na LTF e no recozimento de chapas para estampagem.....	31
Figura 2.23-	Seções ($\phi_2= 45^\circ$) ilustrando a evolução da macrotextura em peça estampada (copo) a partir da chapa laminada a frio e recozida. Os números estão associados à intensidade relativa da textura	32
Figura 2.24-	Efeito do atrito na trajetória da deformação plástica	34
Figura 2.25-	Rugosidade Ra	35
Figura 3.1-	Aço IF como recebido, com espessura 0,75 mm, contendo microestrutura totalmente ferrítica (100 X – ataque: Nital)...	39
Figura 3.2-	Aço IF como recebido, com espessura 0,75 mm, contendo microestrutura totalmente ferrítica (500 X – ataque Nltal)....	40
Figura 3.3-	Aço IF como recebido, com espessura 0,75 mm, contendo microestrutura totalmente ferrítica.(1000 X - ataque: Nital)..	40
Figura 3.4-	Aço SAE 1050 como recebido, com espessura 1,49 mm. Carbonetos de ferro esferoidizados apresentam-se dispersos em matriz ferrítica.(100 X - ataque: Nital).....	41
Figura 3.5-	Aço SAE 1050 como recebido, com espessura 1,49 mm. Carbonetos de ferro esferoidizados apresentam-se dispersos em matriz ferrítica.(500 X - ataque: Nital).....	42
Figura 3.6-	Aço SAE 1050 como recebido, com espessura 1,49 mm. Carbonetos de ferro esferoidizados apresentam-se dispersos em matriz ferrítica.(1000 X - ataque: Nital).....	42
Figura 3.7-	Processo Serigrafico: (a) aplicação da tinta; (b) chapa gravada	43
Figura 3.8-	Micrografia de aço IF usinado por eletroerosão. (Ataque: Nital;100 X)	44
Figura 3.9-	Micrografia de aço IF usinado por eletroerosão. (Ataque: Nital; 500 X).....	45
Figura 3.10-	Micrografia do aço SAE 1050 submetido ao corte em guilhotina . (Ataque: Nital; 100 X)	45

Figura 3.11-	Micrografia do aço SAE 1050 submetido ao corte em guilhotina. (Ataque: Nital; 500 X).....	45
Figura 3.12-	Corpos de prova propostos por Wagoner	46
Figura 3.13-	Geometrias propostas de corpos de prova	47
Figura 3.14-	Resultados do posicionamento das rupturas em corpos de prova com as geometrias propostas considerando entalhe tipo U.....	48
Figura 3.15-	Resultados do posicionamento das rupturas em corpos de prova com as geometrias propostas tipos V e Arco	48
Figura 3.16-	Difratômetro de Raios X – Marca Rigaku D-Max Rint 2000 pertencente ao IPEN – São Paulo, SP.....	50
Figura 3.17-	Detalhes do interior do Difratômetro de raios X: Rigaku D – Max Rint 2000 pertencente ao IPEN – São Paulo, SP.....	50
Figura 3.18-	Projeto de perfil Panambra, marca Pantec, modelo: CPJ – 3015 pertencente ao SENAI – Unidade Osasco – SP	51
Figura 3.19-	Máquina universal de ensaios EMIC – Equipamentos e Sistemas de Ensaio Ltda pertencente ao SENAI – Unidade Osasco – SP.....	52
Figura 3.20-	Fixação dos corpos de prova grandes na máquina de tração	53
Figura 3.21-	Garra para ensaios de tração em amostras de 254 mm de largura	54
Figura 3.22-	Máquina de eletroerosão a fio Fanuc Robocut pertencente ao SENAI – Unidade Osasco – SP	56
Figura 3.23-	Microscópio óptico marca: Olympus – modelo PME-3 pertencente ao SENAI – Unidade Osasco – SP	56
Figura 3.24-	Microscópio eletrônico de varredura marca FEI Quanta 400 – modelo FEG pertencente ao Departamento de Corrosão do IPT – São Paulo – SP.....	57
Figura 3.25-	Rugosímetro Mitutoyo Sul Americana Ltda.- Modelo: SJ-301 pertencente ao SENAI – Unidade Osasco – SP	58
Figura 3.26-	Esquema das partes principais do rugosímetro Mitutoyo Sul Americana Ltda.- SJ 301.....	58

Figura 3.27-	Trajetórias de deformação utilizadas nos ensaios de tração em condição quase planar	59
Figura 3.28-	Regiões das amostras referentes à medição dos diâmetros maior (d_1) e menor (d_2) dos círculos	60
Figura 3.29-	Secção de FDO e sua fibra característica	62
Figura 3.30-	Equipamento Erichsen pertencente à Usiminas – unidade Cubatão – SP	64
Figura 3.31-	Vista da câmara de deformação do equipamento Erichsen, detalhando o punção hemisférico	64
Figura 3.32-	Amostras deformadas plasticamente (IF – espessura 0,75 mm e SAE 1050 – espessura 1,5 mm) através do Ensaio Nakazima	65
Figura 3.33-	Ruptura em amostra submetida ao ensaio Nakazima.....	65
Figura 3.34-	Leitura óptica das deformações (eixos das elipses)	66
Figura 3.35-	Equipamento marca CAMSYS pertencente à Usiminas – unidade Cubatão – SP	66
Figura 3.36-	Simulação FEM da estampagem de peça	68
Figura 3.37-	Curva CLC obtida via FEM	68
Figura 4.1-	Posições de medição da rugosidade dos corpos de prova grandes de aço da qualidade IF tracionados até o início da estricção	70
Figura 4.2-	Variação da rugosidade média R_a (μm) em função da distância do centro do corpo de prova (mm) de aço de qualidade IF tracionado na direção de laminação (DL).....	71
Figura 4.3-	Variação da rugosidade média R_a (μm) em função da distância do centro do corpo de prova (mm) de aço de qualidade IF tracionado na direção transversal à direção de laminação (DT).....	71
Figura 4.4-	Variação da rugosidade média R_a (μm) em função da distância do centro do corpo de prova (mm) de aço SAE 1050 tracionado na direção de laminação (DL).....	73

Figura 4.5-	Variação da rugosidade média Ra (μm) em função da distância do centro do corpo de prova (mm) de aço SAE 1050 tracionado na direção transversal à direção de laminação (DT).....	73
Figura 4.6-	Rugosidades Ra (μm) do aço da qualidade IF em deformações plásticas unidirecionais e ortogonais	75
Figura 4.7-	Rugosidades Ra (μm) do aço SAE 1050 em deformações plásticas unidirecionais e ortogonais	76
Figura 4.8-	Fibras γ do aço de qualidade IF. A direção original do c.p. grande é transversal (DT) à direção de laminação (DL). A trajetória 1 refere-se à deformação plástica do c.p. grande até a ruptura. A trajetória 2 refere-se à deformação plástica do c.p. grande até 15 % na direção DT e a seguir, deformação na direção de laminação (DL) até a ruptura.....	77
Figura 4.9-	Fibras γ do aço de qualidade IF. A direção original do c.p. grande é paralela à direção de laminação (DL). A rota 1 refere-se à deformação plástica do c.p. grande até a ruptura (DL). A rota 2 refere-se à deformação plástica do c.p. grande até 15 % na direção de laminação (DL) e a seguir, deformação em direção perpendicular (DT) até a ruptura	78
Figura 4.10-	Fibras γ do Fibras γ do aço de qualidade SAE 1050. A direção original do c.p. grande é transversal (DT) à direção de laminação.. A rota 1 refere-se à deformação plástica do c.p. grande até a ruptura na direção DT. A rota 2 refere-se à deformação plástica do c.p. grande até 15 % na direção DT e a seguir, deformação na direção DL até a ruptura.....	79
Figura 4.11-	Fibras γ do aço de qualidade SAE 1050. A direção original do c.p. grande é a direção de laminação (DL). A rota 1 refere-se à deformação plástica do c.p. grande até a ruptura na direção DL. A rota 2 refere-se à deformação plástica do c.p. grande até 10 % na direção DL e a seguir, deformação em direção perpendicular DT até a ruptura.....	80
Figura 4.12-	Influência da trajetória de deformação sobre o ponto CLC_0 em amostra de aço da qualidade IF, de direção inicial DL,deformada por tração: (a) trajetória 1; (b) e (c): trajetória 2	81
Figura 4.13-	Influência da trajetória de deformação sobre o ponto CLC_0 em amostra de aço da qualidade IF, de direção inicial DT,deformada por tração: (a) trajetória 1; (b) e (c): trajetória 2.....	81

Figura 4.14-	Influência da trajetória de deformação sobre o ponto CLC_0 em amostra de aço SAE 1050, de direção inicial DL, deformada por tração: (a) trajetória 1; (b) e (c): trajetória 2	83
Figura 4.15-	Influência da trajetória de deformação sobre o ponto CLC_0 em amostra de aço SAE 1050, de direção inicial DT, deformada por tração: (a) trajetória 1; (b) e (c): trajetória 2	84
Figura 4.16-	Pontos CLC_0 relativos às trajetórias 1 e 2 aplicadas ao aço IF orientado inicialmente nas direções DT e DL.....	86
Figura 4.17	Pontos CLC_0 relativos às trajetórias 1 e 2 aplicadas ao aço SAE 1050 orientado inicialmente nas direções DT ou DL....	87
Figura 4.18	Imagem da extremidade de ruptura do aço IF sem ataque metalográfico, observada na direção da espessura da chapa através de MEV com aumento de 5000 X	88
Figura 4.19-	Imagem da extremidade de ruptura do aço IF sem ataque metalográfico, observada na direção da espessura da chapa através de MEV com aumento de 10000 X.....	88
Figura 4.20-	microanálise da região A indicada na figura 4.18	89
Figura 4.21-	Análise quantitativa da região A indicada na figura 4.18.....	89
Figura 4.22-	Microanálise da região B indicada na figura 4.18.....	90
Figura 4.23-	Análise quantitativa da região B indicada na figura 4.18.	90
Figura 4.24-	Imagem da extremidade de ruptura do aço IF com ataque metalográfico Nital, observada na direção da espessura da chapa através de MEV com aumento de 2500 X.....	91
Figura 4.25-	Imagens da extremidade de ruptura do aço IF com ataque metalográfico Nital, observadas na direção da espessura da chapa através de MEV com aumento de 5000 X.....	91
Figura 4.26-	Imagem da extremidade de ruptura do aço SAE 1050 sem ataque metalográfico, observada na direção da espessura da chapa através de MEV com aumento de 5000 X.....	92
Figura 4.27-	Imagem próxima da extremidade de ruptura do aço SAE 1050 sem ataque metalográfico, observada na direção da espessura da chapa através de MEV com aumento de 1500 X	92

Figura 4.28-	Microanálise da região A indicada na figura 4.27.....	93
Figura 4.29-	Análise quantitativa da região A indicada na figura 4.27.....	93
Figura 4.30-	Imagem próxima da extremidade de ruptura do aço SAE 1050 sem ataque metalográfico, observada na direção da espessura da chapa através de MEV com aumento de 10000 X	94
Figura 4.31-	Microanálise da região B1 indicada na figura 4.30.....	94
Figura 4.32-	Análise quantitativa da região B1 indicada na figura 4.30....	95
Figura 4.33-	Microanálise da região B2 indicada na figura 4.30.....	95
Figura 4.34-	Análise quantitativa da região B2 indicada na figura 4.30...	96
Figura 4.35-	Imagem da extremidade de ruptura do aço SAE 1050 com ataque metalográfico Nital, observada na direção da espessura da chapa através de MEV com aumento de 5000 X	96
Figura 4.36-	Microanálise das partículas mostradas na figura 4.35.....	97
Figura 4.37-	Análise química das partículas ilustradas na figura 4.35.....	97
Figura 4.38-	Curva limite de conformação (CLC) do aço IF – espessura 0,75 mm, obtida através de ensaio Nakazima.....	98
Figura 4.39-	Curva limite de conformação (CLC) do aço SAE 1050 – espessura 1,48 mm, obtida através de ensaio Nakazima ...	100
Figura 4.40-	Textura de IF – Ensaios Nakazima em amostra: 0,75 x 140 x 220 mm.....	101
Figura 4.41-	Textura de SAE 1050 – Ensaio Nakazima em amostra: 1,48 x 140 x 220 mm.	102
Figura 4.42-	Dados de entrada para análise numérica (FEM) do aço IF..	103
Figura 4.43-	Propriedades mecânicas; curvas tensão x deformação e tensão x tensão; curvas CLC aplicadas na simulação numérica (FEM) da estampagem do aço IF.....	104

Figura 4.44	Deformação plástica do corpo de prova grande de aço IF após deslocamento de 12,8 mm. As fissuras iniciam-se no centro do corpo de prova (“splits”) através da deformação planar. A análise foi executada via simulação numérica por elementos finitos (FEM).....	105
Figura 4.45-	Curva CLC do aço IF e os caminhos da deformação obtidos através da análise por elementos finitos (FEM). Considerou-se o corpo de prova grande de aço da qualidade IF submetido à tração. As trincas iniciam-se no centro do corpo de prova e associam-se à deformação quase planar, próximas ao ponto CLC_0	106
Figura 4.46-	Deformações maiores (ε_1) e menores (ε_2) obtidas por simulação numérica (FEM) em c.p. grande de aço IF. Os valores máximos ocorrem no centro geométrico da amostra	106
Figura 4.47-	Curva tensão x tensão (FLSD) do c.p grande de aço IF, obtidas por simulação numérica (FEM).....	107
Figura 4.48-	Tensões maiores e menores obtidas por simulação numérica (FEM). As medidas foram executadas ao longo da largura na região central dos corpos de prova grandes de aço da qualidade IF.....	107
Figura 4.49-	Simulação numérica (FEM) da deformação plástica do corpo de prova pequeno de aço da qualidade IF, demonstrando fissuras em sua região central.....	108
Figura 4.50-	Curva CLC e trajetória da deformação plástica considerando simulação numérica (FEM) da tração do corpo de prova pequeno de aço da qualidade IF.....	109
Figura 4.51-	Deformações maiores e menores na região central de corpo de prova pequeno de aço IF obtidas via simulação numérica (FEM).	109
Figura 4.52-	Diagrama limite de tensão (FLSD) de corpo de prova pequeno de aço IF obtido via simulação numérica(FEM).....	110
Figura 4.53-	Tensões maiores e menores (MPa) na região central de corpos de prova pequenos de aço da qualidade IF submetidos à simulação numérica (FEM) do ensaio de tração.....	110
Figura 4.54-	Dados de entrada para simulação numérica (FEM) da deformação plástica do aço SAE 1050	111

Figura 4.55-	Propriedades mecânicas; curvas tensão x deformação e tensão x tensão; curvas CLC aplicadas na simulação numérica (FEM) da estampagem do aço SAE 1050.....	112
Figura 4.56-	Simulação numérica (FEM) da deformação plástica do corpo de prova grande de aço SAE 1050 considerando deslocamento de 6,5 mm	113
Figura 4.57	Curva CLC do corpo de prova grande de aço SAE 1050 obtida via análise por elementos finitos (FEM).....	113
Figura 4.58-	Deformações maiores e menores na região central de corpos de prova grandes de aço SAE 1050 submetidos à simulação numérica (FEM)	114
Figura 4.59	Tensões maiores e menores ao longo da largura na região central dos corpos de prova grandes de aço SAE 1050 obtidas através da simulação numérica (FEM).....	114
Figura 4.60	Deformação plástica final do corpo de prova pequeno de aço SAE 1050 via simulação numérica por elementos finitos (FEM) e a curva CLC com destaque à trajetória da deformação por estiramento (lado direito).....	115
Figura 4.61-	Deformações plásticas maiores e menores ao longo da largura na região central dos corpos de prova pequenos de aço SAE 1050 obtidas via simulação numérica (FEM)...	116
Figura 4.62-	Tensões maiores e menores via simulação numérica(FEM) de corpos de prova pequenos de aço SAE 1050 submetidos à tração.....	116
Figura 5.1-	Amplitudes médias dos graus de textura relativas à fibra γ em aço IF deformado na direção de laminação (DL) até a ruptura	119
Figura 5.2-	Amplitudes médias dos graus de textura relativas à fibra γ em aço IF deformado na direção transversal (DT) até a ruptura	120
Figura 5.3-	Amplitudes médias dos graus de textura relativas à fibra γ em aço IF deformado plasticamente até 15% na direção de laminação (DL) e a seguir, até a ruptura na direção transversal (DT).....	121
Figura 5.4-	Amplitudes médias dos graus de textura relativas à fibra γ em aço IF deformado plasticamente até 15% na direção transversal (DT) e a seguir, até a ruptura na direção de laminação (DL)	121

Figura 5.5-	FDOC para o aço SAE 1050 conduzido à ruptura por deformação plástica na direção de laminação (DL).....	122
Figura 5.6-	Posicionamento da fibra γ em relação à fibra γ' (gama linha).....	123
Figura 5.7	Deformações plásticas na direção da espessura em função da trajetória da deformação. (A) aço da qualidade IF; (B) Aço SAE 1050	124
Figura 5.8-	As CLC obtidas com ensaios de deformação biaxial “fora do plano” (ensaios com punção regido ou de borracha) apresentam valores de deformações-limite mais elevados do que os obtidos por ensaios no plano de deformação, em idênticas condições de biaxialidade.....	125
Figura 5.9-	Comparação das tensões obtidas pelos modelo numérico Autoform e equações de Arrieux (deformações unidirecionais DL e DT).....	128
Figura 5.10-	Comparação das tensões obtidas pelos modelos numéricos NADDRG e de Wagoner (pré-deformações de 15 % seguidas de deformações ortogonais até a ruptura)..	128
Figura 5.11-	Comparações dos pontos CLC_0 obtidos em ensaios de tração; simulação numérica(FEM) via AutoForm e ensaios Nakazima , considerando o aço da qualidade IF.....	129
Figura 5.12-	Comparações dos pontos CLC_0 obtidos em ensaios de tração; simulação numérica(FEM) via AutoForm e ensaios Nakazima , considerando o aço SAE 1050.	130
Figura 5.13-	Exemplo de uma curva limite de conformação para aço da qualidade IF. Os pontos em destaque referem-se a CLC_0 obtidos na presente pesquisa em condição de deformação quase planar.....	131
Figura 5.14-	Curvas limite de tensão CLT (FSLD) usando o modelo de Arrieux. A linhas indicam o ajuste polinomial de segunda ordem para os dados experimentais ⁽²⁵⁾ . Os pontos em destaque referem-se a σ_0 obtidos em condição de deformação quase planar.....	132

Figura 5.15	Comparação dos valores de CLT_0 desta pesquisa e da literatura	133
Figura 5.16-	Intensidade da fibra γ em aço IF isento de deformação plástica, obtida via difração de elétrons retroespalhados (EBSD).....	135
Figura 5.17-	Intensidade da fibra γ em aço IF com 15 % de deformação plástica, obtida via difração de elétrons retroespalhados (EBSD).....	136

LISTA DE TABELAS

Tabela 1.1-	Operações elementares de estamparia de chapas	3
Tabela 1.2-	Ensaio de estampabilidade de chapas	3
Tabela 2.1-	Composição química , microestrutura e propriedades mecânicas do aço livre de intersticiais	20
Tabela 3.1-	Composição química do aço da qualidade IF.....	37
Tabela 3.2-	Propriedades mecânicas do aço da qualidade IF.....	37
Tabela 3.3-	Composição química do aço SAE 1050.....	38
Tabela 3.4-	Propriedades mecânicas do aço SAE 1050.....	38
Tabela 3.5-	Variação do ângulo 2θ em função do plano cristalográfico	49
Tabela 4.1-	Rugosidade superficial das amostras grandes de aço IF deformadas conforme a trajetória 1.....	70
Tabela 4.2-	Rugosidade superficial média das amostras de aço SAE 1050 deformadas conforme a trajetória 1.....	72
Tabela 4.3-	Rugosidade (R_a) em função do material e de seu estado e orientação	74
Tabela 4.4-	Influência da trajetória da deformação no ponto CLC_0 em aço IF – direção inicial DL	85
Tabela 4.5-	Influência da trajetória da deformação no ponto CLC_0 em aço IF – direção inicial DT.....	85
Tabela 4.6-	Influência da trajetória da deformação no ponto CLC_0 em aço SAE 1050 – direção inicial DL	86
Tabela 4.7-	Influência da trajetória da deformação no ponto CLC_0 em aço SAE 1050 – direção inicial DT	87
Tabela 4.8-	Pontos da curva CLC do aço de qualidade IF via ensaios Nakazima	99
Tabela 4.9-	Resultados diretos do ensaio Nakazima em aço de qualidade IF.....	99
Tabela 4.10-	Pontos da curva CLC do aço SAE 1050 via ensaios Nakazima	100

Tabela 4.11-	Amplitude média do grau de textura da amostra de aço IF mais próxima de CLC_0 e submetida ao ensaio Nakazima	101
Tabela 4.12-	Amplitude média dos grau de textura da amostra de aço SAE 1050 mais próxima de CLC_0 e submetida ao ensaio Nakazima	102
Tabela 5.1-	Amplitudes médias dos graus de textura (“ times random”) em função do material, estado e orientação...	118
Tabela 5.2-	Tensões dos pontos CLC_0 experimentais e do programa FEM (Autoform).....	127
Tabela 5.3-	Comparação das tensões efetivas conforme os modelos de Hill ⁽¹⁹⁾ e de Olund ⁽²⁴⁾	133

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

A (%): Alongamento percentual

CLC (FLD): Curva limite de conformação (“Forming Limit Diagram”)

CLC₀: Raiz da curva CLC , correspondente à condição de deformação planar

CLT : Curva limite de tensão

CLT₀: Tensão correspondente à raiz da curva CLT

CP: Corpo de prova

CPs; Corpos de prova

DL: Direção de laminação

DN: Direção normal à superfície da chapa

DT: Direção transversal à direção de laminação

EDS: Espectroscopia via energia (“energy dispersive spectroscopy”)

EP: Estampagem profunda

FDOC: Função de distribuição de orientações cristalinas

FEG: Canhão de emissão de campo (“Field Emission Gun”)

FEM: Análise por elementos finitos (Finite Elements Method)

FLSD (“Forming Limit Stress Diagram”): diagrama limite de tensão

FP: Figuras de polo

IF: Aço livre de intersticiais (“ interstitial free”)

LE: Limite de escoamento

LF: Laminação a frio

LQ: Laminação a quente

LR: Limite de resistência à tração

LTF: Laminação de tiras a frio

LTQ: Laminação de tiras a quente

TA: Temperatura de acabamento

TG: Tamanho de grão

WDS: Espectroscopia via comprimento de onda (“wavelength dispersive spectroscopy”)

LISTA DE SÍMBOLOS

ε : deformação verdadeira

ε_1 : deformação verdadeira maior no plano da chapa

ε_2 : deformação verdadeira menor no plano da chapa

ε_3 : deformação verdadeira na direção da espessura da chapa

σ : tensão verdadeira

K: coeficiente da equação de Zener-Hollomon

n: expoente de encruamento

r: coeficiente de anisotropia normal

Δr : coeficiente de anisotropia planar

ϕ_1, ϕ, ϕ_2 : ângulos de Euler

μ = coeficiente de atrito

v = viscosidade cinemática

λ = rugosidade da chapa

Ra : rugosidade relativa ao desvio médio aritmético do perfil

HRb: dureza Rockwell na escala b

HV: dureza Vickers

HRc: dureza Rockwell na escala c

SUMÁRIO

RESUMO	viii
ABSTRACT	ix
LISTA DE ILUSTRAÇÕES	x
LISTA DE TABELAS	xxii
LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS	xxiv
LISTA DE SÍMBOLOS	xxvi
1.INTRODUÇÃO	1
1.1 O problema industrial	3
1.2 Objetivo e organização do trabalho	7
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	10
2.1 O critério de escoamento de Hill	10
2.2 Curvas CLC e CLT	11
2.3 Textura cristalográfica	20
2.3.1 Textura em aços de baixo carbono	20
2.3.2 Textura em aços de médio e alto carbono	32
2.4 Rugosidade superficial	34
2.4.1 Rugosidade em duas dimensões	35
2.4.2 Rugosidade em três dimensões	36
3. MATERIAIS E MÉTODOS	37
3.1 Ensaios uniaxiais e ortogonais quase planares	37
3.1.1 Composições químicas e propriedades mecânicas dos aços	37
3.1.2 Microestruturas dos aços no estado “como recebidos”	39
3.1.3 Técnica de gravação da rede de círculos	43
3.1.4 Técnica de corte para elaboração dos corpos de prova	44
3.1.5 Definição das dimensões e formato dos corpos de prova	46
3.1.6 Equipamentos, instrumentos e acessórios	49
3.1.7 Trajetórias de deformação e de medição das elipses	58
3.2 Ensaios de estampabilidade Nakazima	63
3.3 Simulação numérica por elementos finitos	67
4. RESULTADOS	70
4.1 Ensaios uniaxiais e ortogonais quase planares	70
4.1.1 Rugosidade superficial	70

4.1.2 Texturas cristalográficas	76
4.1.2.1 Fibras γ do aço IF	76
4.1.2.2 Fibras γ do aço SAE 1050	78
4.1.3 Influência da trajetória de deformação sobre CLC_0	80
4.1.4 Análises das fraturas via MEV	88
4.1.4.1 Aço IF	88
4.1.4.2 Aço SAE 1050	91
4.2 Ensaios de estampabilidade Nakazima	98
4.2.1 Curvas CLC dos aços IF e SAE 1050	98
4.2.2 Texturas cristalográficas	101
4.3 Simulação numérica por elementos finitos	102
4.3.1 Aço IF	102
4.3.2 Aço SAE 1050	111
5. DISCUSSÃO	117
5.1 Ensaios uniaxiais e ortogonais quase planares	117
5.1.1 Rugosidade superficial	117
5.1.2 Textura cristalográfica	118
5.1.3 Influência da trajetória de deformação sobre CLC_0	123
5.2 Ensaios de estampabilidade Nakazima	125
5.3 Simulação numérica por elementos finitos	126
5.4 Comparações de CLC_0 e de CLT_0	129
5.5 Texturas cristalográficas via EBSD	134
6. CONCLUSÕES	137
REFERÊNCIAS	139
Apêndice A: Critério de escoamento de Hill 1948	144
Apêndice B: Critério de Hill associado à teoria das discordâncias	147
Apêndice C: Desenhos técnicos dos corpos de prova e das garras	156
Apêndice D: Figuras de polo (FP) e de distribuição de orientações cristalográficas(FDOC) e fibras α das trajetórias 1 e 2	165
Apêndice E: Figuras de polo (FP) e de distribuição de orientações cristalográficas(FDOC) e fibras α dos ensaios Nakazima	193

1. INTRODUÇÃO

A estampagem de chapas é o processo de conformação mecânica aplicado em especial, nas empresas montadoras de automóveis e de linha branca. Consiste em converter uma chapa metálica plana, normalmente recortada (“blank”) em uma peça de formato desejado, sem que ocorra fratura ou afinamento localizado excessivo.

O processo de estampagem caracteriza-se pela fixação das extremidades chapas pela ação de antirrugos e posteriormente, pela ação de punções que promovem a deformação plástica do material, conduzindo-o ao interior das matrizes. A pressão exercida pelo antirrugos e a possibilidade de saliências (mossas) nas faces do antirrugos e/ou da matriz controlam o movimento da chapa para o interior da matriz, conforme ilustra a figura 1.1^(1;2)

Figura 1.1 - Esquema de ferramental típico de estampagem. A chapa entra em contato com o punção e a matriz em alguns pontos. Tensões de membrana estiram a chapa sobre as ferramentas^(1,2).

A obtenção de peça estampada isenta de defeitos e adequada à aplicação depende de fatores relacionados ao material, ao processo e ao equipamento, conforme o diagrama de causa e efeito ilustrado na figura 1.2^(1,3)

Figura 1.2 - Fatores que influem na estampagem^(1;3)

Em relação ao material, a figura 1.2 destaca a estampabilidade, que é um dos fatores de extenso estudo no âmbito metalúrgico.

Os diferentes aspectos que relacionam os diferentes parâmetros associados com a estampabilidade de chapas são apresentados no diagrama da figura 1.3^(1;3). São aspectos relativos à ductilidade, anisotropia, nível de tensão, encruamento e superfície da chapa. Algumas vezes, é necessário efetuar uma combinação destas propriedades para a comparação de classes diferentes de materiais.

Figura 1.3 - Parâmetros que influem na estampabilidade de chapas^(1;3)

1.1. O problema industrial

A peça estampada tem em geral, formas complexas definidas pelo projetista. A análise da estampabilidade é então efetuada considerando as operações elementares de estampagem citadas na Tabela 1.1⁽¹⁾. A literatura técnica na área de estampagem de chapas costuma resumir estas operações básicas em três casos: estampagem profunda; deformação planar e estiramento. Há ensaios de estampabilidade específicos para atender estes casos, conforme a Tabela 1.2. Os ensaios são classificados em intrínsecos, quando não dependem da espessura e das condições superficiais, e em simulativos, quando são sensíveis com relação à espessura, condições superficiais, lubrificantes, tipo e geometria do ferramental^(1;4). Os ensaios disponíveis apresentam objetivos e desvantagens diferenciados. O foco desta pesquisa centra-se em ensaios intrínsecos de tração no estado plano de deformações e simulativos de estiramento Nakazima.

Tabela 1.1- Operações elementares de estamparia de chapas⁽¹⁾

Operações lineares	
Retilíneas	Curvilíneas
Dobramento	Flangeamento
Dobramento com estiramento	Flangeamento com estiramento
Deformação Planar	Expansão de furo
Operações superficiais	
“Blank infinito”	“Blank limitado”
Estiramento biaxial	Estampagem profunda

Tabela 1.2: Ensaios de estampabilidade de chapas^(1;4)

Ensaios intrínsecos	Ensaios Simulativos
Ensaio de tração uniaxial	Estiramento : Olsen
Ensaio de tração em estado plano de deformação	Estiramento : Erichsen
Ensaio de estiramento hidráulico	Estiramento : Nakazima
	Estiramento : Expansão de Orifício
	Estampagem profunda: Swift
	Estiramento e Estampagem Profunda: Fukui
	Enrugamento
	Recuo elástico
	Estiramento: Dobramento
	Estiramento biaxial: Marciniak

O ensaio de estiramento Nakazima é realizado em equipamento com ferramental conforme a Figura 1.4⁽⁵⁾. Embora não tenha sido encontrada uma norma técnica específica para este ensaio, sabe-se que para análise de repetibilidade de seus resultados são necessárias no mínimo três amostras pré-gravadas com rede de círculos de cada uma das seguintes dimensões: 50 x 220 mm; 80 x 220 mm; 100 x 220 mm; 110 x 220 mm; 120 x 220 mm; 130 x 220 mm; 140 x 220 mm; 160 x 220 mm; 175 x 220 mm e 220 x 220 mm, conforme mostra a Figura 1.5⁽⁶⁾, totalizando 30 amostras. Todavia, a quantidade ótima definida pela indústria siderúrgica situa-se em 15 amostras de cada largura para operações adicionais de calibração do equipamento de ensaio, atingindo o total de 150 amostras.

Figura 1.4 – Exemplo de ferramental para o ensaio Nakazima⁽⁵⁾

Figura 1.5 - Corpos de prova de diferentes larguras submetidos aos ensaios Nakazima⁽⁶⁾

As curvas CLC^(1,7,8,9) são obtidas a partir das deformações maiores e menores das elipses ao redor da fratura conforme a Figura 1.6^(10-12,13). Apresentam três regiões principais: embutimento; deformação planar e estiramento, conforme mostra a Figura 1.7⁽¹³⁾.

A posição da CLC^(1,9) de peças estampadas é influenciada pela trajetória de deformação, que pode ser descrita através da relação $\beta = \epsilon_2 / \epsilon_1$. A tração biaxial (estiramento) ocorre quando $\beta = 1$. A deformação planar associa-se a $\epsilon_2 = 0$ ou seja, a $\beta = 0$. A estampagem profunda refere-se a valores de β entre $-0,5$ e -1 . A compressão biaxial torna-se presente quando $\beta = -2$

O estado de deformação planar corresponde ao ponto denominado CLC₀ que é a raiz da curva CLC. É a condição mais crítica para a ruptura pois a deformação menor é zero conforme acima citado, significando a ocorrência de forte estricção no sentido da espessura do material. As deformações planar e quase planar são aquelas que mais comumente ocorrem na estampagem de chapas⁽¹⁾ e isto conduz mais rapidamente à fratura nas peças estampadas, mesmo para pequenas deformações.

Figura 1.6 - Levantamento das curvas CLC via ensaios Nakazima⁽⁴⁾.

Figura 1.7- Tipos de deformações nas peças estampadas em função das deformações ϵ_1 e ϵ_2 ⁽¹³⁾.

O ensaio Nakazima conduz ao dispêndio de tempo considerável para atingir o objetivo final que é a determinação das curvas limite de conformação (CLC) completas pois são necessárias as etapas de preparo de um grande número de amostras (corte e gravação), bem como deformações plásticas destas amostras e medição das elipses próximas à região da fratura. A demora para a obtenção das curvas CLC dos materiais, associada aos custos envolvidos, são os fatores negativos deste ensaio.

O próximo item 1.2 traz os objetivos e a organização desta pesquisa, focando o ensaio de tração em condições quase planares como alternativa ao ensaio Nakazima. Este possibilita obter a curva CLC em toda a sua totalidade enquanto que a deformação quase planar permite obter pontos bem próximos ao crítico CLC_0 que se traduz no início da estricção localizada e do início da fratura.

1.2. Objetivos e organização do trabalho

1.2.1. Objetivos

A busca de soluções às desvantagens do ensaio Nakazima citadas no item anterior, relativo ao problema industrial, traz à tona o ensaio de tração em condição de deformação plástica quase planar. Este ensaio é de suma importância considerando-se o fato demonstrado pela Figura 1.8 que destaca as deformações planar e quase planar com influência forte na estampagem de peças. O ponto CLC_0 , correspondente à raiz da curva CLC refere-se à condição de deformação planar e consequentemente, ao início da fratura.

Figura 1.8 - Distribuição pontual da trajetória da deformação com base em pesquisa estatística realizada pela indústria automotiva⁽¹⁾

I

O presente trabalho utiliza os aços da qualidade IF laminado a frio e recozido e também o aço SAE 1050 esferoidizado. O primeiro deles é amplamente aplicado pelas estamparias, especialmente montadoras de automóveis e a indústria de eletrodomésticos, enquanto que o último apresenta algumas aplicações neste setor

produtivo devido à sua resistência mecânica mais elevada embora a sua matriz ferrítica contendo cementita esferoidizada amenize este inconveniente. Aplicações tais como biqueiras de botas de segurança⁽¹⁴⁾ exigem a conformação mecânica via estampagem do aço SAE 1050, que é inicialmente esferoidizado e a seguir, deformado plasticamente e submetido aos tratamentos térmicos de têmpera e revenimento.

Os objetivos da investigação em curso são:

1. Substituição dos ensaios Nakazima através da determinação rápida e segura do ponto crítico CLC_0 via ensaios de tração uniaxiais que conduzam à deformação plástica quase planar, utilizando pequena quantidade de amostras com uma geometria particular. A análise da deformação necessitou da impressão de uma rede de círculos na superfície dos corpos de prova, permitindo a medição direta de CLC_0 e a tração uniaxial ao longo do eixo maior das amostras é aqui denominada como trajetória 1.
2. Estudo da influência da trajetória de deformação sobre o ponto CLC_0 e suas tensões associadas CLT_0 no momento da estricção dos materiais bem como sobre a evolução da textura cristalográfica e da rugosidade superficial das chapas. Assim, houve também a aplicação de outra trajetória de deformação, aqui denominada como trajetória 2, que foi executada em duas etapas ortogonais. Na primeira etapa, um corpo de prova de grandes dimensões, também pré-gravado superficialmente com rede de círculos, foi submetido a uma deformação de engenharia da ordem de 15 %. A seguir, outro corpo de prova, extraído do primeiro e orientado perpendicularmente, foi conduzido até a fratura.

As CLC dos dois materiais sob estudo foram determinadas também pelo ensaio Nakazima. A simulação numérica utilizando elementos finitos também foi aplicada considerando as trajetórias 1 e 2 em ambos os materiais. Os seus resultados de CLC_0 e de suas tensões CLT_0 bem de evolução da textura foram analisados e comparados com os resultados dos objetivos 1 e 2.

O termo trajetória da deformação acima citado é tratado na literatura⁽¹⁵⁾ também através das palavras caminho ou percurso, citadas da seguinte forma: “as tensões no estado final do processo de deformação plástica dependem do caminho seguido na deformação” e “a deformação plástica é uma grandeza física complexa que depende do percurso e não é uma função de estado”. A trajetória de deformação pode ser linear ou não linear^(16,17) pois trata-se da sucessão da combinação das deformações medidas ϵ_1 e ϵ_2 (apresentadas na curva CLC), dos pontos em análise na peça a ser conformada.

1.2.2. Organização

A presente pesquisa está organizada em seis capítulos. O primeiro deles contém uma introdução sobre o processo de estampagem e os fatores influentes na estampabilidade de chapas bem como os objetivos da investigação em questão. O capítulo 2 destina-se à revisão bibliográfica. O capítulo 3 contempla as atividades voltadas a materiais e métodos. O capítulo 4 traz respectivamente os resultados de CLC₀, Nakazima e de FEM. O capítulo 5 contém a discussão dos resultados e o capítulo 6 discorre sobre as conclusões finais.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. O critério de escoamento de Hill

Jackson; Hill e Dorn⁽¹⁸⁾ desenvolveram teorias próprias para estudar a plasticidade anisotrópica, características dos processos de conformação. Estes autores modificaram o critério de escoamento de von Mises ⁽¹⁹⁾ e sua tensão equivalente associada. A teoria original de Hill⁽¹⁸⁾ cujas equações encontram-se no apêndice A, é atualmente a mais amplamente usada na análise dos processos de estampagem. A anisotropia é avaliada segundo três planos mutuamente ortogonais. O efeito Baushinger e a tensão hidrostática não são incluídos nesta análise.

A teoria de Hill⁽¹⁸⁾ é capaz de prever curvas $\sigma \times \varepsilon$ usando dados de testes de tração em chapas finas e recentemente⁽¹⁹⁾, tem sido testada através de comparações com curvas $\sigma \times \varepsilon$ obtidas em estado biaxial de tensões via testes de bojamento hidráulico e testes de deformação plana via compressão (indentação).

O escoamento plástico de uma chapa fina é estudado⁽¹⁸⁾ através dos seguintes modos: em tensão uniaxial (base para a teoria de Hill); em tensão biaxial balanceada (bojamento hidráulico); em compressão⁽¹⁸⁾ gerando deformação plana (indentação); em tração gerando deformação plana e em pré-deformação balanceada por punção e matriz.

Laukonis e Ghosh⁽¹⁸⁾ examinaram a teoria da plasticidade de Hill (tensão uniaxial) usando o método do punção e matriz (encruamento biaxial, tensão biaxial) e realizando ajustes segundo uma lei de potência $\sigma = K \varepsilon^n$. Observaram que a taxa de encruamento é menor na condição biaxial que na uniaxial (o material deforma-se com tensões mais baixas na condição biaxial). Os resultados do método do punção devem ser aplicados cautelosamente na análise da teoria de Hill porque a magnitude da tensão de escoamento é medida na condição uniaxial após o descarregamento das tensões biaxiais balanceadas. Além disto, a dependência do caminho de deformação e o efeito Baushinger, que se traduz na redução do limite de escoamento em função da inversão do sentido de carregamento, podem prejudicar a determinação precisa do valor absoluto da tensão

de escoamento por esta técnica. Estes problemas com o método do punção conduzem a curvas tensão x deformação mais baixas que no método do bojamento hidráulico⁽¹⁸⁾.

A teoria de Hill não tem gerado tanta precisão para deformação planar quanto os testes biaxiais balanceados. Por outro lado, Taghvaipour e Mellor⁽¹⁸⁻¹⁹⁾ encontraram confirmação substancial com a teoria de Hill para curvas tensão x deformação do alumínio de alta pureza usando compressão plana. A mesma boa confirmação com a teoria de Hill também ocorreu nos experimentos de Wagoner e Wang⁽⁷⁾ usando tração planar sobre a liga de alumínio 2036 – T4.

Mellor e Parmer⁽¹⁸⁻¹⁹⁾ apresentaram um novo critério de escoamento (teoria modificada de Hill) para materiais anisotrópicos e que fornece outro parâmetro, m , para caracterizar o comportamento plástico de um material. O efeito de m ($m = 2$ na velha teoria de Hill) é tornar a nova superfície de escoamento alongada ou encurtada ao longo da direção biaxial balanceada enquanto retém-se a inclinação para $\sigma_2 = 0$, isto é, preservando o valor de r médio.

2.2. Curvas limite de conformação (CLC) e limite de tensão (CLT)

Stoughton⁽²⁰⁾ faz críticas às curvas limite de conformação (CLC), que são obtidas usando medições de deformações equivalentes ϵ_1 e ϵ_2 . Cita que as mesmas só são válidas em condições de carregamentos proporcionais e que isto ocorre via de regra, nos estágios iniciais do processo de estampagem. A sua revisão bibliográfica mostra claramente a dependência da posição das CLC em relação à trajetória de deformação. Neste sentido, pré-deformações uniaxiais ou biaxiais influem no posicionamento das curvas, conforme ilustrado nas figuras 2.1 e 2.2⁽²⁰⁾. Adicionalmente, as figuras 2.3 a 2.5⁽²⁰⁾ evidenciam que a dependência da trajetória da deformação sobre a posição das curvas limite de conformação desaparece quando coordenadas de tensão são utilizadas. A maioria das curvas tensão x tensão concentra-se em bandas estreitas. A aplicação das curvas limite de tensão (Forming Limit Stress Diagram, FLSD) é especial para os casos que envolvem carregamentos não proporcionais.

Figura 2.1- Curva limite de conformação convencional para um aço acalmado ao alumínio e laminado a frio⁽²⁰⁾

A Figura 2.1, traz a curva CLC, relativa ao aço acalmado ao alumínio e laminado a frio, que foi obtida conforme a metodologia introduzida por Keeler e Godwin^(7,8). Neste sentido, os círculos gravados na superfície da chapa transformaram-se em elipses e seus eixos maiores e menores foram utilizados para calcular as deformações verdadeiras maiores e menores. A raiz da curva da Figura 2.1, denominada CLC_0 , ocorre para $\epsilon_2 = 0$ e $\epsilon_1 = 0,4$.

Figura 2.2 parte 1 - Curvas limite de conformação dependentes do modo de deformação⁽²⁰⁾

A figura 2.2 (a), extraída do trabalho de Stoughton⁽²⁰⁾, traz a curva sólida que se refere ao limite de conformação convencional de aço acalmado ao alumínio e laminado a frio no estado como recebido. As curvas 1; 2 e 3 indicam variações na posição da CLC quando pré-deformações verdadeiras equivalentes biaxiais de 0,031; 0,067 e 0,119 foram respectivamente aplicadas ⁽²⁰⁾. A figura 2.2 (b), também extraída do trabalho de Stoughton⁽²⁰⁾, traz a curva sólida que se refere ao limite de conformação convencional de aço acalmado ao alumínio e laminado a frio no estado como recebido. As curvas 1; 2 e 3 referem-se a pré-deformações uniaxiais equivalentes a 0,068; 0,091 e 0,140, paralelas ao sentido da deformação plástica final enquanto que as curvas 4; 5 e 6 associam-se às mesmas pré-deformações uniaxiais porém, aplicadas perpendicularmente ao sentido da deformação plástica final⁽²⁰⁾.

Pode-se concluir a partir das figuras 2.2 (a) e (b) que pré-deformações afetam a posição das CLC e mais especificamente, de CLC_0 . Adicionalmente, pré-deformações paralelas à deformação plástica final elevam CLC_0 . Por outro lado, carregamentos uniaxiais perpendiculares e pré-carregamentos biaxiais causam a queda de CLC_0

Figura 2.2 parte 2 - Curvas limite de conformação dependentes do modo de deformação⁽²⁰⁾

A figura 2.2 (c) traz as curvas CLC em amostras de alumínio 2008 T4: 1; 2; 3 e 4 obtidas após pré-deformações equivalentes biaxiais de 0,04; 0,07; 0,12 e 0,17, respectivamente. Por outro lado, a figura 2.2(d) mostra as curvas CLC em amostras de alumínio 2008 T4: 1; 2; 3 obtidas após pré-deformações uniaxiais de 0,05; 0,12 e 0,18, respectivamente, paralelas à deformação final enquanto que 4; 5 e 6 obtidas após pré-deformações uniaxiais de 0,04; 0,125 e 0,18, respectivamente, perpendiculares à direção da deformação final. A figura 2.2 (e) ilustra as curvas CLC em amostras de alumínio 2008 T4 obtidas após pré-deformações próximas ao estado planar: 1 e 2 consideram pré-deformações de 0,08 e 0,13, respectivamente, aplicadas paralelamente à deformação final. As curvas 3 e 4 caracterizam-se por pré-deformações de 0,08 e 0,14 perpendiculares ao sentido da deformação final.

Figura 2.3 - Transformação das 15 curvas dadas nas figuras 2.2c a 2.2e em curvas tensão maior x tensão menor usando uma lei de potências e quadrática de Hill ⁽²⁰⁾.

A figura 2.3 mostra as curvas tensão verdadeira (σ_1) x tensão verdadeira (σ_2) derivadas das 15 curvas CLC mostradas nas figuras 2.2 (c) a 2.2(e) utilizando o critério de escoamento de Hill. É possível verificar a sobreposição em bandas de 12

das 15 curvas. O desvio das três curvas deve-se provavelmente a dificuldades experimentais⁽²⁰⁾.

Figura 2.4 - Transformação das curvas limite de conformação em tensão maior x tensão menor, usando uma lei de potências e quadrática de Hill⁽²⁰⁾. (a) curvas da figura 2.2(a); (b) curvas da figura 2.2(b).

Figura 2.5 - Transformação das 15 curvas independentes dadas nas figuras 2.2c a 2.2e usando uma lei de saturação e não quadrática de Hosford⁽²⁰⁾

O uso do critério de escoamento não quadrático de Hosford⁽²⁰⁾ permitiu também o ajuste de todas as 15 curvas CLC das figuras 2.2c a 2.2e em uma banda de tensão $\sigma_1 \times \sigma_2$, conforme a figura 2.5. O ajuste mostrou-se melhor que aquele obtido com o critério quadrático de Hill⁽²⁰⁾, conforme a figura 2.3. A disposição das curvas tensão $\sigma_1 \times \sigma_2$ em bandas independentes da trajetória ou seja, independente do tipo de pré-deformação conforme as figuras 2.3 e 2.5⁽²⁰⁾

A figura 2.6⁽²⁰⁾ traz a transformação das curvas CLT(critério de escoamento de Hosford) da figura 2.5 em CLC considerando pré-deformação uniaxial de 0,119. Há abaixamento das curvas quando o valor de m (potencial não quadrático de Hill) aumenta de 1,6 para 2,4, conforme a figura 2.6(a). Por outro lado, as curvas CLC são equivalentes quando há a aplicação das teorias isotrópica e anisotrópica de Hill, conforme a figura 2.6(b).

Figura 2.6 - Transformação das curvas limite de conformação baseadas em tensão mostradas na figura 2.5 para deformação considerando uma pré-deformação uniaxial de 0,119⁽²⁰⁾. (a) Comparação do potencial não quadrático de Hill usando $m = 1,6$ até $m = 2,4$; (b) comparação de Hill sobre suas teorias isotrópica e anisotrópica⁽²⁰⁾.

Trana⁽²¹⁾ demonstrou que a hidroconformação de tubos é um exemplo de processo de fabricação sujeito à trajetória de deformação plástica com etapas ortogonais e com ocorrências de deformações planares. Utilizou-se da trajetória C da figura 2.7 para concluir sobre este fato.

Figura 2.7 - trajetórias de deformação plástica na hidroconformação de tubos⁽²¹⁾

Zimniak ⁽²²⁾ estudou a implementação dos diagramas FLSD através da teoria da perturbação em simulações com uso do método de elementos finitos. A distribuição da deformação calculada é diretamente comparada com os diagramas CLC (FLD) e FLSD teóricos. Afirmou que os diagramas FLSD são independentes da história da deformação e são assim, mais úteis que os diagramas limite de conformação clássicos (FLD).

Bergstrom e Olund⁽²³⁾ desenvolveram um modelo matemático para avaliar o efeito da trajetória de deformação e da evolução da densidade das discordâncias sobre as curvas limite de conformação (CLC) considerando o uso de dados experimentais disponíveis na literatura. Este modelo, útil na discussão deste trabalho e disponibilizado no apêndice B, distingue entre deformações planares e fora do plano e pode ser usado diretamente para prever quantitativamente os efeitos de alterações na trajetória de deformação em relação às deformações limite. Esta pode, então, ser usada para otimizar a definição das trajetórias de deformação na estampagem em vários estágios. O efeito de variações de diferentes parâmetros do material sobre os limites de conformação pode ser também previsto, permitindo concluir que a melhoria da estampabilidade da chapa de aço associa-se à minimização das tensões de atrito térmicas e atérmicas e da taxa de recuperação dinâmica e ao aumento da taxa de acúmulo de discordâncias.

A Figura 2.8⁽²³⁾ ilustra a dependência da curva de tensão versus deformação efetiva de aço acalmado ao alumínio em relação à trajetória da deformação plástica avaliada pela quociente β , cujos valores $-0,5$ e $1,0$ associam-se aos estados de deformação uniaxial e biaxial balanceado, respectivamente, conforme já citado. Observam-se tensões equivalentes superiores, aliadas à deformação plástica biaxial. O estado biaxial balanceado⁽²³⁾ aliado à evolução da densidade de discordâncias durante a deformação plástica causa maior taxa de aumento da tensão efetiva que o estado uniaxial. Este gradiente aumenta com a elevação da deformação efetiva.

Figura 2.8 – tensão efetiva verdadeira versus deformação efetiva verdadeira para o aço acalmado ao alumínio em função da trajetória de deformação plástica uniaxial ($\beta = -0,5$) e biaxial balanceada ($\beta = 1$).⁽²³⁾

Kaluza, Kim e Bleck⁽²⁴⁾ determinaram as curvas limite de conformação CLC (FLD) e curvas limite de tensão CLT (FLSD) do aço livre de intersticiais (IF), caracterizado na tabela 2.1. Utilizaram amostras de tração com eixos maiores paralelos à direção de laminação (DL) e à direção transversal de laminação (DT), isentas de deformação plástica prévia e também pré-deformadas por laminação e por estiramento. Observaram a defasagem de 30 % nos valores da curva CLC em função da história de deformação do material e também que os valores de CLC_0 apresentaram ϵ_1 entre 0,38 a 0,55. As referidas curvas CLC e CLT da literatura⁽²⁴⁾ estão na discussão desta pesquisa, conforme as figuras 5.13 e 5.14.

Tabela 2.1 – composição química (%), microestrutura e propriedades mecânicas do aço livre de intersticiais (IF)⁽²⁴⁾

Aço	Composição química (% peso)										
IF	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Ti	N
	0,005	0,005	0,107	0,008	0,006	0,02	-----	-----	0,033	0,05	-----
	Propriedades mecânicas										
	LE [MPa]		LR [MPa]		A ₈₀ [%]		r _m		n		
	122,8		290,4		44		1,95		0,26		
	Microestrutura										
	Aço livre de intersticiais (IF), totalmente ferrítico, caracterizado pela estabilização do carbono e nitrogênio usando nióbio e titânio.										

Diversas equações constitutivas associando tensões e deformações efetivas estão disponíveis na literatura para uso nos programas de simulação numérica do processo de estampagem via método de elementos finitos (FEM), além daquelas já citadas no presente texto, propostas por Hosford⁽¹⁶⁾ e Hill⁽¹⁸⁾. Várias delas encontram-se na pesquisa de Gronostajski⁽²⁵⁻²⁶⁾.

2.3 Textura cristalográfica

2.3.1: textura em aços de baixo carbono

Os materiais metálicos são agregados policristalinos. A conformação mecânica, em particular a laminação a frio, conduz à deformação plástica das chapas através do cisalhamento em planos cristalográficos (escorregamento de discordâncias) e em cada cristal individual. Cada cristal apresenta uma orientação específica relativa a um sistema de referência externo caracterizado pela direções de laminação (DL), normal à superfície (DN) e transversal (DT). A distribuição destas orientações é chamada de textura cristalográfica⁽²⁷⁾.

Figura 2.9 - Célula elementar e sua orientação em relação à chapa. ^(28;29)

A tensão necessária para deformar o agregado cristalino varia em função da diferente orientação dos cristais. Há uma correlação direta entre a textura e a anisotropia mecânica conforme ilustra a figura 2.10

Figura 2.10 - Efeito da anisotropia na curva tensão-deformação. ⁽²⁹⁾

Os processos de conformação mecânica a quente e a frio conduzem à rotação dos cristais⁽³⁰⁾. Assim, a textura e a anisotropia evoluem em todo processo de fabricação da chapa e de seus produtos. A laminação a quente apresenta textura fraca, enquanto que a etapa posterior de laminação a frio caracteriza-se pela textura de deformação forte. O recozimento apresenta textura modificada em relação à de deformação e finalmente, a peça estampada tem modificações na textura mais ou

menos acentuadas, em função do estado de tensões e das deformações aplicadas⁽³¹⁾

A textura de laminação varia ao longo da espessura da chapa ou seja, do centro até a sua superfície. Há deformação heterogênea decorrente do cisalhamento que ocorre na superfície, induzido pelo atrito entre os cilindros de laminação e o material laminado. Este efeito se torna mais acentuado à medida que aumenta a redução no passe.⁽³¹⁾

O processo de estampagem gera grandes deformações no plano da chapa. A maximização da anisotropia normal (r), traduzida pelo aumento da resistência ao afinamento, assim como a minimização da anisotropia planar (Δr), relacionada ao “orelhamento”, demandam uma otimização da textura e são fatores muito importantes na produção da indústria automobilística e na fabricação de latas de bebidas, por exemplo. Portanto, a conexão existente entre a textura e a anisotropia faz com que o controle do desenvolvimento e a evolução da textura durante todas as etapas de conformação mecânica sejam de interesse e influência na qualidade do produto final.⁽³¹⁾

A textura em chapas laminadas pode ser classificada em três tipos:

- 1- Macrotextura: utiliza a difração de raios X para medir a textura média. As figuras de polo e suas consequentes FDOC (Figuras de Distribuição de Orientação Cristalográfica, também chamadas de ODF (“Orientation Distribution Functions”), possibilitam identificar e quantificar as proporções dos principais componentes da textura;
- 2- Microtextura: utiliza os microscópios eletrônicos de varredura (MEV) e de transmissão (MET) e a difração de elétrons retro-espalhados (“Electron Back Scattered Diffraction”, EBSD), para a análise de orientações locais em um grupo de grãos;

3- Mesotextura: utiliza o mesmo MEV acima para a análise de relações de orientação/desorientação entre grãos vizinhos.

Em termos práticos de estampagem, este texto é focado nos aspectos da macrotextura.

As texturas dos aços da qualidade IF, laminados a frio e recozidos, resultam do processamento na região de ferrita, que é determinante da textura final obtida na chapa para estampagem.

Figura 2.11 - a) relação dos sistemas: célula unitária e de referência(DL/DN/DT)
b) textura ideal para uma chapa laminada⁽³¹⁾

Texturas ideais de laminação, conforme a figura 2.11, são referidas pelo plano (hkl) paralelo ao plano da superfície da chapa e por uma direção cristalográfica $[uvw]$, paralela à direção de laminação. O espalhamento em torno da textura ideal pode ser descrito pelas figuras de polos, que são a projeção estereográfica ilustrando a densidade de direções (polos) em relação aos eixos principais da deformação. No caso da laminação a situação é complexa e necessita de 3 a 4 figuras de polos para uma identificação clara dos diferentes componentes da textura que estejam presentes simultaneamente. Neste sentido, recentemente as FDOC tem sido utilizadas intensamente na descrição de texturas. As FDOC combinam as informações presentes em diferentes figuras de polo e representam a distribuição de orientações para qualquer orientação de interesse. As orientações particulares de um cristal podem ser representadas por três ângulos de Euler em relação aos eixos de referência e a textura pode ser representada por uma intensidade relativa de cada orientação no espaço cúbico de Euler, apresentado na figura 2.12⁽³¹⁾

Figura 2.12 - célula básica do espaço de Euler⁽³¹⁾

O espaço de Euler traz os diferentes planos e direções $(hkl)[uvw]$ bem como componentes de textura mais relevantes para a determinação da textura cristalográfica. Qualquer orientação possível na célula unitária encontra-se associada ao sistema ortogonal de referência do tipo DL/DN/DT da chapa laminada, descrita através dos ângulos (ϕ_1, ϕ, ϕ_2) de Euler.

Como exemplo tem-se a figura 2.13 para textura $(111) \langle 110 \rangle$ que tem ângulos de Euler de $\phi_1 = 0^\circ$, $\phi = 54.7^\circ$, $\phi_2 = 45^\circ$ e a representação espacial da célula elementar em relação à chapa assim como sua posição em uma seção de $\phi_2 = 45^\circ$. Esta seção do espaço de Euler é a mais relevante na descrição de texturas cristalográficas de aços ferríticos, pois contem os componentes de textura mais relevantes. Observam-se também as posições das chamadas fibras α e γ . A fibra α caracteriza-se pela textura $\langle 110 \rangle // DL$ ou seja as células cristalinas CCC encontram-se posicionadas como cubo na aresta. Por outro lado, a fibra γ , caracterizada pela textura $\langle 111 \rangle // DN$ ou cubo no canto, é de extrema importância para chapas de estampabilidade elevada pelo fato de que a direção normal à superfície da chapa é a mais compacta do reticulado cristalino, significando maior resistência ao afinamento na direção da espessura da chapa.

Figura 2.13- textura (111)[1-10] que tem ângulos de Euler de $\phi_1 = 0^\circ$, $\phi = 54.7^\circ$, $\phi_2 = 45^\circ$ e a representação espacial da célula elementar em relação à chapa assim como sua posição em uma seção de $\phi_2 = 45^\circ$ ⁽³¹⁾

Nos aços do tipo IF, a elevada estampabilidade está associada à presença de grande proporção de planos do tipo (111) paralelos à superfície da chapa. Por outro lado, os planos do tipo (100) paralelos à superfície da chapa, estão associados a uma baixa estampabilidade. A correlação entre a intensidade dos planos do tipo (111) e os valores da anisotropia normal r_m encontra-se bem estabelecida. A figura 2.14 ilustra este aspecto, relacionando a intensidade relativa dos planos (111)/(100), medidos por difração de raios-X, com os valores de r_m

Figura 2.14 - Relação do índice de anisotropia planar r_m com a intensidade relativa dos planos (111)/(100) e com o efeito do abaixamento do teor de C na melhoria da estampabilidade. ^(1:31)

Uma textura favorável para uma boa estampabilidade nos aços de baixo C está relacionada a vários fatores dentre os quais se destacam principalmente: composição química, temperatura de acabamento e de bobinamento no LTQ, grau de redução no LTF, velocidade de aquecimento e temperatura de recozimento após a LTF.

Os aços da qualidade IF contêm aproximadamente 20 ppm de carbono, que é totalmente estabilizado pela adição de aproximadamente 450 ppm de titânio. Este tipo de aço contém também cerca de 0,15% Mn como elemento de adição.

A figura 2.15 apresenta a evolução da microestrutura e da textura de chapa laminada a quente e posteriormente laminada a frio. Pode-se observar que a microestrutura decorrente da laminação a quente apresenta grãos equiaxiais (TG ~30 μm) e a textura da chapa é fraca (aleatória) devido à recristalização que ocorre na saída do LTQ (TA~950°C), bem como pela transformação γ em α que ocorre na saída dos chuveiros.

Figura 2.15 - Microestrutura e textura (Φ_2-45°) de LTQ e LTF de aço IF^(1;31)

Por outro lado, a microestrutura da chapa laminada a frio apresenta grãos alongados (redução.= 80%) com uma relação “comprimento/espessura” de grão equivalente a 25. Observa-se que o ataque metalográfico não é homogêneo, pois a energia armazenada também difere entre os grãos, de acordo com a respectiva orientação e densidade de discordâncias, evidenciando que o processo de laminação a frio não é homogêneo. A textura da chapa laminada a frio evidencia as duas fibras denominadas α ($\langle 110 \rangle // DL$ ou cubo na aresta) e γ ($\langle 111 \rangle // DN$ ou cubo no canto). A segunda, de maior importância caracteriza-se pelo fato de que a direção normal à superfície da chapa está paralela com a direção $\langle 111 \rangle_\alpha$.

O grau de deformação a frio (redução total) influencia no valor de r_m e no valor de Δr de maneira não-linear como pode ser observado na figura 2.16, típico para um aço de estampagem profunda (EP), variando em função da composição química do aço (para os aços IF os valores de redução “ótima” visando r_m , são mais elevados). Como se pode observar destas figuras, a otimização do grau de redução visando maximizar os valores de r_m , não coincide com a otimização do grau de deformação visando minimizar Δr , que está associado ao “orelhamento”.

Figura 2.16 - Influência do grau de deformação a frio nos valores de r_m e de Δr do aço IF⁽³²⁾

Uma textura composta de iguais proporções das componentes do tipo $\{111\}\langle 112 \rangle$ e $\{111\}\langle 110 \rangle$ é esperada que a fibra tenha um “orelhamento” mínimo^(31;32).

A evolução da textura também deve ser analisada ao longo da espessura da chapa e, para tanto, adota-se uma simbologia do tipo $s=0$ (na meia espessura da chapa) e $s=1$ (na superfície da chapa). Assim, para a chapa do LTQ tem-se um gradiente de textura⁽³¹⁾, como ilustra tipicamente a figura 2.17.

Figura 2.17 - Variação da textura (seção $\phi_2 = 45^\circ$) de chapa de aço IF processada na laminação de tiras a quente (LTQ), considerando desde sua superfície ($s=1$) até a sua meia espessura ($s=0$). Os números referem-se à intensidade relativa da textura⁽³¹⁾

O emprego de lubrificação na LTF pode também ser avaliado quanto ao seu efeito sobre a uniformidade da textura ao longo da espessura, como ilustra a figura 2.18. Torna-se nítida a influencia de uma boa lubrificação no sentido de se obter uma uniformidade da textura ao longo da espessura da chapa. Deve ser observado também que é necessário este tipo de análise, uma vez que a grande maioria dos trabalhos realizados “assumem” que a textura informada em determinada posição ao longo da espessura da chapa seja “homogênea e igual” para toda espessura. Este

aspecto está diretamente relacionado à reprodutividade na estampabilidade de chapas comerciais.

Figura 2.18: Efeito da lubrificação sobre a uniformidade da textura ao longo da espessura da chapa IF no LTF. (a) com lubrificante e (b) sem lubrificante. ($s = 0$ na superfície e $s = 1$ na meia espessura)⁽³¹⁾

A figura 2.19 apresenta a evolução da intensidade da fibra α analisada na meia espessura da chapa IF laminada a frio, com o aumento da redução total. Para cada tipo de aço haverá uma redução “ótima” que está associada à condição mais adequada de produção, tendo em conta a etapa seguinte de recozimento, em função da textura final a ser otimizada na chapa para estampagem.

Figura 2.19- Evolução da intensidade da fibra α em função da redução no LTF⁽³¹⁾

A figura 2.20 ilustra a distribuição das intensidades na fibra α ao longo da espessura da chapa deformada a frio, em função da presença do lubrificante. Deve-se notar mais uma vez o efeito da uniformidade nas intensidades, obtida graças à lubrificação adequada.

Figura 2.20 -: Efeito da lubrificação na uniformidade das intensidades observadas na fibra α da chapa do LTF (esquerda- com lubrificante, direita- sem lubrificante) ⁽³¹⁾

A análise deve ser conjunta, das condições efetuadas no LTF e do recozimento visando a otimização da textura da chapa para estampagem, como ilustra a sequencia da figura 2.21.

Figura 2.21- Microestrutura e textura ($\Phi_2 = 45^\circ$) de um aço IF em função da temperatura de recozimento para as frações de recristalização de :5, 40, 70 e 90 % (da esquerda para a direita) ⁽³¹⁾

Na figura 2.21 deve-se observar o gradual enfraquecimento da fibra α , formando-se, quase que unicamente, a fibra γ . A fibra γ pode ser vista no canto superior direito desta figura, na forma de uma imagem em três dimensões (3D).

A análise da fibra α permite efetuar o acompanhamento da evolução da textura em outros aspectos do processo, como ilustra a figura 2.22. A intensidade da fibra α é maior na LF que na LQ, especialmente em aços IF (Fig. 2.22(a)) mas diminui com o aumento do tempo (Fig. 2.22(b)) e da temperatura de recozimento (fig. 2.22(c)).

Figura 2.22- Análise da fibra α : Efeito dos parâmetros de processo sobre a intensidade e a distribuição da fibra α na LQ, na LF e no recozimento de chapas para estampagem.
(31)

Na figura 2.23 observa-se a evolução da textura de amostras retiradas da parede e do fundo de um copo estampado a partir da chapa laminada a frio e recozida. A

evolução da macrotextura é decorrente das condições de conformação respectivamente na parede do copo (tração) e no fundo do copo (tração biaxial), modificando inteiramente a textura da chapa laminada e recozida.

Figura 2.23- Seções ($\phi_2 = 45^\circ$) ilustrando a evolução da macrotextura em peça estampada (copo) a partir da chapa laminada a frio e recozida. Os números estão associados à intensidade relativa da textura⁽³¹⁾.

Conclui-se que, com os modernos recursos existentes empregados na análise da evolução da microestrutura e principalmente da macrotextura, conta-se com reais possibilidades de efetuar uma “engenharia da textura”, que venha de encontro à melhoria da qualidade e a reprodutividade de chapas destinadas à estampagem.

2.3.2. Textura de aços médio e alto carbono

Atualmente, algumas aplicações para aços médio e alto carbono envolvem a estampagem profunda⁽³³⁾.

A estampabilidade da chapa metálica depende principalmente da anisotropia e consequentemente, da textura cristalográfica. Um material cúbico de corpo centrado apresenta textura ideal para estampagem quando muitos de seus grãos estão orientados com seus planos $\{111\}$ paralelos ao plano da chapa, ou seja, na condição da fibra γ , caracterizada por $\langle 111 \rangle // DN$ ⁽³⁴⁾. Esta fibra é também chamada de fibra DN pois tem várias componentes com as normais dos planos $\{111\}$ paralelas à DN ⁽³⁵⁾. A fibra α , caracterizada por $\langle 110 \rangle // DL$, também é chamada de fibra DL porque tem várias orientações com as direções $\langle 110 \rangle$ paralelas a DL.

A textura de aços de médio e de alto carbono em diferentes condições tais como laminados a quente, laminados a frio ou recozidos tem sido pesquisada. Storoyeva e co-autores⁽³⁶⁾, concluíram em suas pesquisas que aços de médio carbono (0.36%C-0.53%Mn-0.22%Si) laminados a morno apresentam textura inalterável em diferentes condições de laminação e de temperaturas de bobinamento, sendo caracterizados pelas fibras α e γ com um máximo na componente $\{112\}<110>$.

Walenteck e coautores⁽³⁷⁾ estudaram a evolução da textura de um aço alto carbono (0.79%C- 0.9Mn-0.26%Si) após 74 % de redução na espessura. Concluíram que a textura de deformação obtida é típica das chapas CCC laminadas a frio quanto às fibras α e γ , contudo com uma intensidade mais fraca quando comparados aos aços de baixo carbono.

Padilha e Siciliano⁽³⁸⁾ relatam o comportamento de uma liga contendo precipitados indeformáveis tais como cementita esferoidizada, quanto à deformação plástica, tal como o aço de médio carbono sob estudo nesta pesquisa. Afirmam que as ligas deformadas plasticamente e que contém dispersão de partículas apresentam maior densidade de discordâncias em relação às ligas isentas de partículas, considerando o mesmo grau de encruamento. Associam também em seus estudos o tamanho e espaçamento das partículas sob dois aspectos:

- Há uma deformação acentuada nas vizinhanças das partículas indeformáveis e grosseiras, geralmente maiores que $1\ \mu\text{m}$ ⁽³⁸⁻⁴³⁾, implicando na formação de discordâncias geometricamente necessárias geradas na matriz, causando rotações locais do reticulado cristalino^(38,43,44).
- As partículas com diâmetro médio inferior a $1\ \mu\text{m}$ e homogeneamente distribuídas, causam maior homogeneidade na distribuição de defeitos cristalinos^(38,45).

Os tratamentos térmicos de esferoidização melhoram a tenacidade, a conformabilidade a frio e a usinabilidade dos aços de médio carbono⁽⁴⁶⁾. Os cavacos tornam-se menores e mais quebradiços na usinagem⁽⁴⁶⁾. Adicionalmente, a ferrita

torna-se a fase iminente contínua da microestrutura aumentando a ductilidade e a propagação de trincas torna-se mais difícil na interface entre a ferrita e a cementita globular, aumentando a resistência ao impacto^(46;47).

2.4. Rugosidade superficial

O aumento do atrito entre a chapa metálica e o ferramental (matriz e punção) das prensas de estampagem acelera a tendência ao surgimento da deformação planar e à fratura pois as curvas CLC deslocam-se na direção do eixo ϵ_1 . A figura 2.24⁽⁴⁸⁾ indica que este efeito acentua-se com o crescimento da rugosidade superficial das chapas R desde 1,0 para 1,7 com a ausência de lubrificação.

Figura 2.24- Efeito do atrito na trajetória da deformação plástica⁽⁴⁸⁾

A influência da viscosidade de lubrificantes e da rugosidade superficial da chapa sobre o coeficiente de atrito entre material e ferramental foi pesquisada por Lee, Keum e Wagoner⁽⁴⁹⁾ que propuseram a equação 1:

$$\mu = 23,2 / (104,5 + v^{0,98}) - 5,3 \cdot 10^{-6} \cdot (v - 56,6)^2 + 0,24 (\lambda - 0,76)^2 - 0,112 \dots\dots\dots(1)$$

onde: μ = coeficiente de atrito; v = viscosidade cinemática; λ = rugosidade da chapa (μm).

A análise da equação (1) de coeficiente de atrito permite reforçar que a ausência de lubrificantes ($\nu = 0$) e a elevação da rugosidade superficial λ da chapa conduzem à aceleração da fratura do material. Todavia, o efeito combinado de ambos leva a valores otimizados do coeficiente de atrito e da estampabilidade das chapas ⁽⁴⁹⁾.

Os ensaios simulativos de estampabilidade tipo Nakazima estão sujeitos ao atrito entre o punção e a chapa. Desta forma, o uso de lubrificantes, em especial, com viscosidade cinemática elevada, é essencial ao aumento da precisão das curvas CLC obtidas.

2.4.1. Rugosidade em duas dimensões (2D)

O método de avaliação da rugosidade aplicado nesta pesquisa refere-se apenas ao desvio médio aritmético do perfil (Ra) ⁽⁵⁰⁾.

A rugosidade Ra é a média aritmética dos valores absolutos dos desvios do perfil (Y_i) a partir da linha média ⁽⁵⁰⁾, conforme a equação (2), obtida com auxílio da figura 2.25.

$$Ra = \left(\frac{y_1 + y_2 + y_3 + \dots + y_n}{n} \right) \dots \dots \dots (2)$$

Figura 2.25 - Rugosidade Ra ⁽⁵⁰⁾

O valor de Ra pode ser expresso em μm (sistema métrico) ou μinch (sistema inglês) e a resolução dos rugosímetros é geralmente de $0,1 \mu\text{m}$ ($10 \mu\text{inch}$) ou $0,01 \mu\text{m}$ ($1 \mu\text{inch}$)⁽⁵⁰⁾.

Outros nomes usados para este parâmetro são: Rugosidade média (Roughness Average – Ra; Média com referência à linha central (Center Line Average - CLA) ou Média Aritmética (Aritmético Average - AA)⁽⁵⁰⁾

O parâmetro Ra é aplicado em superfícies em que o acabamento apresenta sulcos bem orientados (torneamento; fresagem; laminação). É o parâmetro de medição da rugosidade mais utilizado em todo o mundo. Os riscos superficiais inerentes ao processo não alteram substancialmente o seu valor⁽⁵⁰⁾.

2.4.2. Rugosidade em três dimensões (3D)

As técnicas a laser e de feixe eletrônico tem sido amplamente aplicadas para a gravação de relevo superficial nas mesas dos cilindros de trabalho dos laminadores de encruamento existentes nas empresas siderúrgicas⁽⁵¹⁾. Esta prática é importante para controlar a rugosidade superficial das chapas que por sua vez interfere nas suas estampabilidades e na qualidade do processo de pintura. Todavia, as técnicas de medição da rugosidade em três dimensões não foram aplicadas neste trabalho e portanto, não serão abordadas.

3. MATERIAIS E MÉTODOS

3.1. Ensaio uniaxiais e ortogonais quase planares

3.1.1. Composições químicas e propriedades mecânicas dos aços no estado como recebidos

Dois tipos de aço fornecidos em forma de chapas pela empresa Brasmetal Waelzholz foram estudados na presente pesquisa: qualidade IF (“intersticial free”) e SAE 1050. As suas composições químicas, obtidas via espectrometria de emissão óptica, e as suas propriedades mecânicas na condição como recebidos são citadas nas tabelas 3.1 a 3.4.

Tabela 3.1- Composição química do aço da qualidade IF

Aço IF espessura: 0,75 mm	
Elemento químico (% peso)	
C: 0,0015	S: 0,0072
Mn: 0,1170	Al: 0,0320
P: 0,0100	Ti: 0,0530

Tabela 3.2- Propriedades mecânicas do aço da qualidade IF

Aço IF espessura: 0,75 mm	
Propriedades mecânicas	
LE : 178 MPa	$r_{\text{médio}}: 1,6$ ($r_0: 1,73$; $r_{45}: 1,23$; $r_{90}: 2,02$)
LR : 336 MPa	$n_{\text{transv.}}: 0,22$
A: 42,1 % (base: 80 mm)	$K_{\text{transv.}}: 584 \text{ MPa}$
Dureza: 50 HRb	Índice Erichsen: 11 mm
Rugosidade Ra média: 0,96 μm . Foram usados cilindros com acabamento fosco.	

Tabela 3.3- Composição química do aço SAE 1050

SAE 1050	
espessura: 1,497 mm	
Elemento químico (% peso)	
C: 0,498	Mn: 0,640
Si: 0,170	P: 0,0190
S: 0,0020	Al: 0,0102

Tabela 3.4- Propriedades mecânicas do aço SAE 1050

SAE 1050	
espessura: 1,497 mm	
Propriedades mecânicas	
LE: 333,44 MPa	$r_{\text{médio}} = 0,83$ (r_0 : 1,01; r_{45} : 0,71; r_{90} : 0,87)
LR: 490,69 MPa	$\Delta r = 0,22$
A: 24,41 % (base: 80 mm)	$n_{\text{transv.}} = 0,184$ A literatura ⁽⁵⁴⁾ traz o valor n: 0,196
Dureza: 143,6 HV	$K_{\text{transversal}} = 803,20 \text{ MPa.}$ A literatura ⁽⁵⁴⁾ traz o valor $K_{\text{transv.}}$: 1048 MPa
E: 197451,33 MPa	Índice Erichsen: 11,83 mm
Rugosidade Ra média: 0,26 μm . Foram usados cilindros com acabamento brilhante.	

3.1.2. Microestruturas dos aços no estado “como recebidos”

Os aços carbono, particularmente na forma de chapas, são os materiais metálicos mais produzidos mundialmente.⁽⁵²⁾

O principal segmento de aplicação dos produtos planos de baixo carbono é a indústria automotiva, através do processo de estampagem.

Os aços IF possuem teor de carbono extremamente baixo, da ordem de 20 a 50 ppm e são monofásicos. A elevada estampabilidade dos aços IF está associada à presença de grande proporção de planos do tipo (111) paralelos à superfície da chapa.

A rota de fabricação do aço IF aplicado na presente pesquisa resume-se na bitola de partida 4,0 mm no estado como laminada a quente seguida por cinco passes de laminação a frio conforme os seguintes valores: 3,0; 2,1; 1,5; 1,0 e finalmente, 0,75 mm. A seguir, o material foi recozido a 700 °C por 8 horas. A microestrutura do aço IF no estado “como recebido” para a execução da etapa experimental foi analisada com microscópios ópticos, conforme as figuras 3.1 a 3.3, após preparação das amostras via lixas de números 180, 220, 320, 400 e 600, polimento com alumina e ataque químico com Nital 2 %.

Figura 3.1- Aço IF como recebido, com espessura 0,75 mm, contendo microestrutura totalmente ferrítica (Ataque: Nital 2 %).

Figura 3.2- Aço IF como recebido, com espessura 0,75 mm, contendo microestrutura totalmente ferrítica.(Ataque: Nital 2 %)

Figura 3.3- Aço IF como recebido, com espessura 0,75 mm, contendo microestrutura totalmente ferrítica (Ataque: Nital 2 %)

Atualmente, algumas aplicações para aços de médio e alto carbono tem sido desenvolvidas para os quais a estampagem profunda tem sido especificada. Sabe-se que estes aços apresentam conformabilidade baixa e que as condições de estampagem tornam-se mais críticas quando o teor de carbono aumenta. Em aços de médio e de alto carbono a morfologia lamelar da perlita conduz a propriedades

mecânicas indesejáveis durante a conformação a frio enquanto que a cementita globular melhora a tenacidade, conformabilidade a frio e a usinabilidade.⁽⁵²⁾

As microestruturas iniciais do aço SAE 1050 utilizado nesta pesquisa são constituídas de matriz ferrítica com cementita globular conforme as figuras 3.4 a 3.6, justificando o estudo de sua estampabilidade. Houve a submissão prévia das amostras a lixas d'água de números 180, 220, 320, 400 e 600 e também ao polimento com alumina e ataque químico com Nital 2 % e a observação com microscópios fotônicos.

A rota de fabricação do aço SAE 1050 resume-se na bitola de partida 2,65 mm, no estado como laminada a quente, seguida de cinco passes de laminação a frio, atingindo as bitolas 2,3; 2,0; 1,75; 1,60 e 1,49 mm. Posteriormente, o material foi coalescido a 700° C pelo período de 8 horas.

Figura 3.4- Aço SAE 1050 como recebido, com espessura 1,49 mm. Carbonetos de ferro esferoidizados apresentam-se dispersos em matriz ferrítica (Ataque: Nital 2 %)

Figura 3.5- Aço SAE 1050 como recebido, com espessura 1,49 mm. Carbonetos de ferro esferoidizados apresentam-se dispersos em matriz ferrítica (Ataque: Nital 2 %)

Figura 3.6- Aço SAE 1050 como recebido, com espessura 1,49 mm. Carbonetos de ferro esferoidizados apresentam-se dispersos em matriz ferrítica. (Ataque: Nital 2 %)

3.1.3. Técnicas de gravação de redes de círculos

As técnicas para gravação de rede de círculos de diâmetro 2 mm nas amostras metálicas (apêndice C) destinadas à verificação da estampabilidade através da determinação das deformações verdadeiras ε_1 e ε_2 e ε_3 e do consequente traçado das curvas limite de conformação (CLC), denominadas corrosão eletroquímica, serigrafia e roto-gravura foram investigadas em pesquisa prévia⁽⁵³⁾ quanto ao desempenho em condições de tração e de estampagem e também quanto ao aspecto financeiro, subsidiando a escolha do processo mais conveniente às condições de deformação plástica com e sem atrito entre o ferramental e o material. Assim, a serigrafia foi adotada na presente investigação, cujos estudos foram focados em ensaios de tração.

A serigrafia ^(54;55) baseia-se na transferência de desenhos efetuados em diapositivos para tecidos serigráficos e destes para a superfícies metálica através de depósitos de tinta.

As etapas sequenciais da serigrafia ilustrada na figura 3.7 resumem-se na confecção do diapositivo; definição do tecido serigráfico; preparação dos quadros (desengraxe; secagem; emulscionamento; secagem; emulscionamento adicional; secagem; exposição a raios ultravioleta; revelação; secagem) e aplicação de tinta sobre a superfície^(55- 57).

Figura 3.7- Processo serigráfico: (a) aplicação da tinta; (b) chapa gravada⁽⁵⁵⁾

3.1.4. Técnica de corte para elaboração dos corpos de prova

A primeira ação para a confecção dos corpos de prova baseou-se na escolha da técnica de corte. O aço IF foi submetido à eletroerosão a fio e o SAE 1050 ao processo de corte com estampas e guilhotinas.

Os aspectos superficiais micrográficos da região de corte do aço IF comparativamente com aqueles do aço SAE 1050, conforme as figuras 3.8 a 3.11, tais como acabamento superficial visivelmente melhor e ausência de defeitos tais como trincas tornaram-se fatores decisórios para a escolha do processo de eletroerosão a fio que foi portanto, aplicado na usinagem dos corpos de prova de ambos os aços sob estudo.

A deterioração do acabamento superficial acelera a ruptura das chapas durante a deformação plástica conforme o item 2.4 desta pesquisa. Obviamente, a presença de trincas agrava e acelera a fratura do material. Neste sentido, vale aqui reforçar que o processo de eletroerosão é preferível pois permite menor rugosidade e inclusive, ajustes nos parâmetros de processo (velocidade de corte, tensão e corrente elétrica) para minimizá-la e torná-la menos influente na fratura do material.

Figura 3.8 - Micrografia de aço IF usinado por eletroerosão
(Ataque: Nital 2%)

Figura 3.9 - Micrografia de aço IF usinado por eletroerosão
(Ataque: Nital 2 %)

Figura 3.10 - Micrografia do aço SAE 1050 submetido ao corte em guilhotina
(Ataque: Nital 2 %)

Figura 3.11 - Micrografia do aço SAE 1050 submetido ao corte em guilhotina
(Ataque: Nital 2 %)

3.1.5. Definição das dimensões e formato dos corpos de prova

As dimensões e formato dos corpos de prova que resultassem em condições adequadas ao estudo da deformação quase planar durante os ensaios de tração foram definidas tomando como base os em estudos prévios de R. H. Wagoner⁽¹⁸⁾. Esta escolha decorreu da possibilidade de extração de amostra adicional ao longo da largura do CP proposto por este pesquisador, cujas dimensões conforme o apêndice C, são adequadas a trações para estudos extras associados a deformações ortogonais quase planares. A literatura⁽⁵⁸⁻⁶⁷⁾ traz outras dimensões e formatos de amostras para estudos de deformações plásticas quase planares, também conforme o apêndice C, mas as suas áreas transversais tomadas como insuficientes à retirada de uma segunda amostra tornaram-nas inadequadas ao presente estudo.

Adicionalmente, a geometria de corpos de prova proposta por Wagoner⁽¹⁸⁾, ilustrada na figura 3.12 a seguir, permite o uso de diferentes tipos de entalhe conforme combinações das dimensões A; B e C indicadas nesta figura. Assim, três tipos de entalhe foram também estudados conforme a figura 3.13.

Geometria proposta por Wagoner⁽¹⁸⁾

Figura 3.12 - Corpos de prova propostos por Wagoner⁽¹⁸⁾

As análises de Wagoner ⁽¹⁸⁾ evidenciaram condições de estado de deformação planar para os corpos de prova designados pelas letras G e H.

O tipo de entalhe mais apropriado para obter a deformação planar foi estudado considerando três geometrias de corpos de prova, conforme ilustrado na figura 3.13. Os corpos de prova com entalhes tipos arco, U e V foram submetidos ao ensaio de tração e analisados quanto à região de início da fratura.

(a) Entalhe arco

(b) Entalhe U

(c) Entalhe V

Figura 3.13 - Geometrias propostas de corpos de prova

As figuras 3.14 e 3.15 mostram os resultados de trações em corpos de prova com as geometrias propostas, com entalhes tipo arco, tipo U e tipo V. O entalhe V concentra tensões e acelera o início da ruptura do material e este fato foi decisivo para não utilizá-lo. Os corpos de prova com entalhes tipo U e tipo arco apresentaram rupturas iniciadas em suas regiões centrais, demonstrando distribuição mais homogênea de tensões ao longo da deformação plástica, e portanto, menor

interferência dos entalhes quanto ao início da ruptura, comparativamente ao entalhe tipo V.

Para o presente trabalho decidiu-se utilizar corpos de prova grandes semelhantes ao tipo H proposto por Wagoner⁽¹⁸⁾. Este fato definiu a escolha do entalhe tipo U. O desenho técnico deste corpo de prova encontra-se no apêndice C.

ENTALHE U

Figura 3.14 - resultados do posicionamento das rupturas em corpos de prova com as geometrias propostas considerando entalhe tipo U.

ENTALHE V

ENTALHE ARCO

Figura 3.15 - resultados do posicionamento das rupturas em corpos de prova com as geometrias propostas tipos V e Arco

O método escolhido para estudo mais aproximado do estado de tensões na estampagem consiste inicialmente na deformação plástica deste c.p. até o início da estricção (colapso de carga). Adicionalmente, outros corpos de prova foram deformados até aproximadamente 15 %, paralisando-se o ensaio. A seguir, outro cp.

com mesma geometria e escala 1:4 foi extraído no sentido transversal destes cp. previamente tracionados e conduzido até a ruptura. Vale aqui salientar que a deficiência do entalhe tipo arco centra-se na ruptura mais rápida e na menor área disponível para a extração de corpo de prova transversal em comparação ao entalhe tipo U.

3.1.6. Equipamentos, instrumentos e acessórios

Difratômetro de Raios X

As texturas dos aços sob investigação foram estudadas usando a técnica de difração de raios X⁽⁶⁸⁾. As análises foram realizadas em um goniômetro de textura horizontal da marca Rigaku, modelo D-Max Rint 2000⁽⁶⁹⁾, figuras 3.16 e 3.17, instalado no IPEN/CNEN-SP, com radiação Mo K α 1 (λ = 0,71073 Angstroms) e filtro de zircônio. Para a obtenção das FDOC (função de distribuição de orientações cristalográficas) foi empregado um programa desenvolvido por pesquisadores do laboratório de difração de raios X do IPEN. As análises foram realizadas na superfície de laminação das amostras nas condições como recebidas e também deformadas plasticamente na direção paralela (0^0); e perpendicular à de laminação. O ângulo α variou de 15 a 90°, com passo de 5°. O ângulo β variou de 0 a 360 graus com passo de 5°. O ângulo 2θ , considerando matriz ferrítica, variou conforme os planos cristalográficos de acordo com a tabela 3.5.

Tabela 3.5 - Variação do ângulo 2θ em função do plano cristalográfico

Plano (h k l)	Ângulo 2θ (graus)
(1 1 0)	20,20
(2 0 0)	28,71
(2 1 1)	35,36
(2 2 0) = (1 1 0)	41,06
(3 1 0)	46,19

Figura 3.16 - Difratorômetro de Raios X – Marca Rigaku D-Max Rint 2000⁽⁶⁹⁾ pertencente ao IPEN – São Paulo, SP.

Figura 3.17 - Detalhes do interior do Difratorômetro de raios X: Rigaku D – Max Rint 2000⁽⁶⁹⁾ pertencente ao IPEN – São Paulo, SP.

Projektor de perfil vertical

As medições dos eixos maior e menor das elipses formadas após as deformações plásticas, tomando como base os círculos da rede pré-gravada via serigrafia, foram efetuadas utilizando um projetor de perfil de leitura digital, conforme a figura 3.18.

Figura 3.18 - Projetor de perfil Panambra, marca Pantec, modelo: CPJ – 3015⁽⁷⁰⁾ pertencente ao SENAI – Unidade Osasco - SP

Características Técnicas:

- Sistema de Projeção Vertical
- Tela ótica de 300 mm, que proporciona imagem direta e não invertida
- Possibilidade de acrescentar lentes objetivas de 10, 20, 50 e 100x
- Mesa com curso de 150 mm em X e 50 mm em Y e capacidade de carga de 8 kg
- Sistema ótico com precisão garantida de 0,08% em diascopia (perfil) e 0,12% em episcopia (superfície)
- Leitor digital com processador geométrico modelo DC3000
- Saída RS 232
- Peso: 100 Kg

Há instrumentos disponíveis no mercado que permitem medir com maior velocidade e precisão as dimensões das elipses geradas pela deformação plástica do material. Baseiam-se na leitura óptica de modo concomitante com a deformação plástica⁽⁷¹⁾.

Máquina universal de ensaios

Figura 3.19 - Máquina universal de ensaios EMIC – Equipamentos e Sistemas de Ensaio Ltda⁽⁷²⁾ pertencente ao SENAI – Unidade Osasco - SP

Descrição Técnica

Máquina Universal de Ensaios, capacidade máxima 60.000 kgf (600kN)..

Categoria / Subcategoria

Máquinas LINHA DL

Observações

Acompanha o software TESC versão standard

Características Técnicas Principais

Máquina Universal de Ensaios, modelo: DL 60.000, eletromecânica, micro-processada, marca EMIC, com as seguintes características: • Capacidade: 60.000 kgf (600 kN); • Tipo: Bifuso Autoportante, com duas colunas guias cilíndricas paralelas; • Campo de ensaio: duplo, permitindo a instalação permanente de acessório de elevado peso no campo superior; • Acionamento: Fusos de Esferas Re-circulantes; • Faixa de Velocidades: 0,01 a 300 mm/min; • Medição de Força: Através de células de carga intercambiáveis; • Classe de Medição de Força: Classe 1 segundo a Norma NM ISO7500-1 (Classe 0,5 sob consulta), fornecida com Certificado de Calibração RBC (Rede Brasileira

de Calibração); • Compatibilidade Eletromagnética: Máquina de linha certificada segundo Norma IEC 61000 contra Interferência Eletromagnética por membro da RBLE (Rede Brasileira de Laboratórios de Ensaios); • Medição do Deslocamento: Sensor Óptico (encoder), com resolução de 0,01 mm; • Indicação de Força e Deslocamento: Através de Software (Janela tipo display para acompanhamento dos valores em tempo real); • Extensometria: 2 (dois) Canais; • Saída de Dados: Digital através de Porta Serial RS232; • Análise de Dados e Controle de Ensaio: Através de Software; • Console (Teclado ou Joystick): Com funções básicas de movimentação para ajustes de acessórios; • Curso Útil: 1250 mm; • Distância entre Colunas: 500 mm; • Altura: 2530 mm; • Largura: 1210 mm; • Profundidade: 1120 mm; • Peso Aproximado: 2100 kgf; • Alimentação: 220 V AC 50/60 Hz; • Consumo Máximo: 2640 VA. Todos os testes de tração desta tese foram executados na velocidade de 10 mm/minuto.

Garras para os ensaios de tração

Houve a necessidade de confeccionar as garras para executar os ensaios de tração visto que não há disponibilidade no mercado de tais acessórios para uso em corpos de prova com largura de 240 mm conforme a figura 3.20.

Figura 3.20 - Fixação dos corpos de prova grandes na máquina de tração ⁽⁷²⁾

As garras utilizadas⁽⁷²⁾, ilustradas nas figura 3.21, foram projetadas conforme desenho técnico contido no apêndice A. São compostas

basicamente de corpos cilíndricos e réguas trapezoidais com ranhuras internas.

Figura 3.21 - Garra para ensaios de tração em amostras de 254 mm de largura(apêndice A)

O aço ferramenta escolhido para produzi-las foi o aço para trabalho a frio similar à norma AISI D6 ou DIN 1.2436 em função de sua dureza elevada e portanto, de sua resistência mecânica favorável. A usinagem bem como os tratamentos térmicos foram realizados respectivamente na oficina mecânica e no laboratório metalúrgico do SENAI – Osasco.

Os parâmetros de tratamento térmico das garras resumem-se nos seguintes itens: pré-aquecimento: 500 °C / 30 minutos; austenitização a 940 °C / 1h20'; têmpera em óleo com dureza 58 – 60 HRC; revenimento a 450 °C / 40 minutos com dureza final 52 – 55 HRC e microestrutura constituída de martensita revenida, um pouco de austenita retida (5 a 10 %) e carbonetos primários de cromo dispersos na matriz e típicos desses aços.

Máquina de eletroerosão a fio

A máquina de eletroerosão a fio⁽⁷³⁾ pertencente à oficina de mecânica e ferramentaria do SENAI – unidade 1.19 (cidade de Osasco-SP) e ilustrada na figura 3.22, foi utilizada para a elaboração dos corpos de prova e possui como características fundamentais o corte com alta velocidade e alta precisão ⁽⁷³⁾. A empresa fabricante, de origem japonesa, denomina-se FANUC LTD. O equipamento refere-se à série Fanuc Robocut.⁽⁷³⁾ . As velocidades de corte são 330 mm² / minuto e 250 mm² / minuto para arames de latão com diâmetros de 0,3 e 0,25 mm, respectivamente. Em relação à alta precisão, é possível obter-se orifício de 30 mm de diâmetro com tolerância de 1,2 µm. Adicionalmente, a rugosidade 0,7 µm Rz pode ser obtida com este processo. O processo de corte é efetuado com o material imerso em fluido dielétrico e refrigerante, evitando-se incêndio e auxiliando na remoção dos resíduos durante a execução do corte. A refrigeração do material e a alta precisão de corte tornaram-se fatores fundamentais na escolha deste processo de elaboração dos CP em comparação com processos de corte convencional que conduzem ao encruamento excessivo e alteração microestrutural muito mais intensa.

As amostras foram cortadas considerando-se sobreposição simultânea de 10 chapas retangulares de 0,75 x 160 x 240 mm para aumentar a taxa de produção das mesmas. Os desenhos prévios ao corte são executados com programas do tipo CAD (Desenho Assistido por Computador) e o programa CAM (Manufatura Assistida por Computador) comanda o equipamento de eletroerosão na tarefa de usinagem dos entalhes tipo U.

Figura 3.22 - Máquina de eletroerosão a fio Fanuc Robocut ⁽⁷³⁾ pertencente ao SENAI – Unidade Osasco - SP

Microscópio óptico

O microscópio óptico de platina invertida⁽⁷⁴⁾, figura 3.23, marca: Olympus – modelo PME-3, com capacidade de aumento máximo de 1000X e pertencente ao laboratório metalográfico do SENAI – unidade 1.19, foi utilizado para as análises microestruturais dos materiais sob estudo no estado “como recebidos”.

Figura 3.23 - Microscópio óptico marca: Olympus – modelo PME-3 ⁽⁷⁴⁾ pertencente ao SENAI – Unidade Osasco - SP

Microscópio eletrônico de varredura

O microscópio eletrônico de varredura fabricado pela empresa FEI marca Quanta 400 – modelo FEG⁽⁷⁵⁾, mostrado na figura 3.24 e pertencente ao laboratório de corrosão do Instituto de Pesquisas Tecnológicas (IPT) do Estado de São Paulo, possibilitou a realização de microanálises de inclusões na direção da espessura dos materiais IF e SAE 1050 deformados plasticamente através do acessório EDS. Possui também o programa computacional EBSD que permitiu a análise de microtexturas.

Figura 3.24 – Microscópio eletrônico de varredura marca FEI Quanta 400 – modelo FEG⁽⁷⁵⁾ pertencente ao Departamento de Corrosão do IPT – São Paulo – SP.

Rugosímetro

O rugosímetro SJ 301⁽⁷⁶⁾ pertencente ao SENAI – unidade 1.19, pode ser visto na figura 3.25 na qual há uma das amostras medidas neste trabalho. Este equipamento, detalhado na figura 3.26, é composto por um apalpador, uma unidade de acionamento, um amplificador e um registrador. Permite a seleção da norma técnica relativa à rugosidade (JIS B0601- 1982; JIS B0601-1994; DIN; ISO; ANSI) e a definição dos métodos de avaliação da rugosidade. O perfil de rugosidade é exibido em meio gráfico.

Figura 3.25 - Rugosímetro Mitutoyo Sul Americana Ltda.- Modelo: SJ-301⁽⁷⁶⁾ pertencente ao SENAI – Unidade Osasco - SP

O apalpador possui uma ponta de diamante e está ligado a uma lâmina de quartzo. A lâmina fina de quartzo é dobrada e produz pequenos impulsos elétricos à medida que a ponta de diamante percorre a superfície estudada. O amplificador pode multiplicar esses impulsos elétricos por 40, 480, 4 000 ou 40 000 vezes.

Figura 3.26 – Esquema das partes principais do rugosímetro Mitutoyo Sul Americana Ltda.- Modelo: SJ-301⁽⁷⁶⁾

O parâmetro de rugosidade superficial R_a foi o único medido e tomou-se como base a linha central paralela à direção de aplicação da tensão principal de tração σ_1 . Três regiões das amostras ao longo desta linha foram avaliadas: topo ou cabeça, isenta de deformação plástica; região intermediária entre topo e centro geométrico e finalmente, o centro geométrico das amostras.

3.1.7. Trajetórias de deformação quase planar e metodologia de medição das elipses

A metodologia utilizada nos ensaios de tração em condição de deformação plástica quase planar, considerou as seguintes etapas:

1. pré-gravação de rede de círculos de diâmetro 2 mm em corpos de prova dimensionados conforme o apêndice C.
2. aplicação de duas trajetórias de deformação, conforme a figura 3.27, de modo a permitir a maior aproximação com a estampagem de chapas em prensas.

Figura 3.27- Trajetórias de deformação utilizadas nos ensaios de tração em condição quase planar.

A trajetória 1, indicada na figura 3.27, caracteriza-se pela execução de deformações plásticas em amostras planas grandes (apêndice C) até a ruptura via tração uniaxial. A direção A, de aplicação da tensão trativa, é coincidente com o eixo maior das amostras, que é paralelo à direção de laminação (DL) da chapa de origem ou transversal (DT) a esta direção.

A trajetória 2, também indicada na figura 3.27, baseia-se inicialmente em deformações plásticas médias de 15 % via tração na direção A, medidas com gabarito físico, sendo esta direção coincidente com as direções DL ou DT relativas aos eixos maiores das amostras planas grandes (apêndice C). A seguir, amostras planas pequenas (apêndice C), extraídas com seus eixos

maiores perpendiculares à direção da deformação inicial, foram deformadas plasticamente até a ruptura na direção B. Em suma, duas deformações ortogonais nas direções A e B foram consideradas nesta trajetória 2 de deformação plástica.

3. determinação dos pontos quase CLC_0 : as elipses geradas pelas deformações plásticas em ambas as trajetórias de deformação foram medidas conforme a figura 3.28 ao longo do eixo longitudinal dos corpos de prova para a determinação das deformações principais ε_1 e ε_2 . Foi utilizado um projetor de perfil digital tomando-se como referências as linhas verticais e horizontais situadas no centro dos corpos de prova. O diâmetro maior (d_1) e o diâmetro menor (d_2) situaram-se respectivamente na direção paralela e perpendicular àquela de aplicação do esforço de tração.

As deformações plásticas reais principais ε_1 e ε_2 , contidas no plano da chapa, foram calculadas através das equações (4) e (5) abaixo, sendo d_0 o diâmetro dos círculos impressos, equivalendo a 2 mm

$$\varepsilon_1 = \ln (d_1 / d_0) \dots\dots\dots(4)$$

$$\varepsilon_2 = \ln (d_2 / d_0) \dots\dots\dots(5)$$

Figura 3.28 - Regiões das amostras referentes à medição dos diâmetros maior (d_1) e menor (d_2) dos círculos.

A avaliação dos valores de CLC_0 oriundos das deformações plásticas unidirecionais quase planares (trajetória 1) e também, ortogonais quase planares (trajetória 2), exigiu a comparação com resultados do mesmo parâmetro advindos da aplicação de técnicas adicionais, preferencialmente aquelas usualmente empregadas pelos setores de produção e de conformação mecânica de chapas. Assim, ensaios não planares Nakazima e simulações numéricas baseadas em elementos finitos tornaram-se necessários e foram também executados.

A influência das trajetórias 1 e 2 de deformação plástica (figura 3.27) sobre a estampabilidade das chapas de aço IF e SAE 1050 foi analisada também através das seguintes metodologias:

textura cristalográfica: a sua avaliação considerou a determinação das fibras γ e o grau de textura (“times random”) associado a estas fibras. A técnica de difração de raios X tipo macrot textura foi aplicada em amostras de dimensões 0,75 ou 1,48 mm (espessura da chapa) x 10 mm x 20 mm, extraídas dos centros das amostras e cujos comprimentos foram sempre paralelos às direções de laminação da chapa (DL).

O Programa de Análise de Textura (PAT)⁽⁷⁷⁾ foi utilizado nesta pesquisa e desenvolvido para analisar a textura de materiais policristalinos a partir de figuras de polos incompletas obtidas por difração de raios X (mapeamento de planos cristalográficos) que tenham simetria cristalina cúbica (face centrada, CFC ou FCC em inglês ou corpo centrado, CCC ou BCC em inglês) e simetria da amostra ortorrômbica, ou seja, sofreu processamento mecânico como laminação da forma triaxial. Com os dados obtidos das figuras de polos, realiza-se o processamento matemático desenvolvido por Bunge⁽⁷⁸⁾ que resulta na Função Distribuição de Orientações (FDO ou ODF em inglês) apresentada em forma gráfica.

A representação da textura pelo gráfico de fibras pode ser utilizada quando as componentes de textura desenvolvem-se através da rotação em torno de uma direção ou plano cristalográfico. A isolinha de cor vermelha mostrada na figura 3.29 é a mais intensa e corre em todo comprimento do eixo ϕ_1 a aproximadamente $57,5^\circ$, caracterizando uma fibra⁽⁷⁷⁾.

Figura 3.29 - Secção de FDO e sua fibra característica⁽⁷⁷⁾

A fibra importante para o processo de estampagem denomina-se fibra γ (fibra DN), que ocorre com as rotações de Euler $\phi_1 = 60$ a 90° ; Φ em torno de $54,7^\circ$ e $\phi_2 = 45^\circ$. Nestas condições, os cristais CCC presentes nos aços sob estudo, IF e SAE 1050, estão orientados com seus planos $\{111\}$ paralelos às superfícies das chapas ou seja, as direções compactas $\langle 111 \rangle$ são perpendiculares à superfície, conduzindo à máxima resistência ao afinamento durante a deformação plástica, atrasando assim o início da estricção localizada e aumentando a estampabilidade da chapa. A orientação nestes casos, é designada por $\{111\} \langle uvw \rangle$ ou seja, planos da família $\{111\}$ paralelos à superfície da chapa e direções arbitrárias $\langle uvw \rangle$ paralelas à direção de laminação.

Há ainda a fibra α , caracterizada pelos ângulos de Euler $\phi_1 = 0$; $\Phi = 0$ a 90° e $\phi_2 = 45$. Neste caso, as direções $\langle 110 \rangle$ são paralelas à direção de laminação do material e a resistência ao afinamento é neste caso, baixa. Pode-se chama-la de fibra DL, representada por $\{h k l\} \langle 110 \rangle$

O grau de textura é igual a 1 (um) quando a amostra não apresenta nenhuma textura em particular, ou seja, não há nenhuma direção preferencial dos grãos da amostra (na realidade, os planos cristalográficos do cristal) em referência ao sistema de coordenadas desta. Assim, ao se determinar a textura de um material e, se este apresentar uma direção preferencial de um determinado plano cristalográfico em relação ao sistema de coordenadas da amostra, o valor do grau de textura será

maior que 1. O valor determinado representa o número de vezes que esta orientação é maior que em uma amostra sem textura, por isto, valor expresso deste grau de textura é dado em “Times Random”⁽⁷⁷⁾

- rugosidade 2D: a sua medida foi feita ao longo do eixo maior dos corpos de prova, posicionado de modo paralelo às direções de laminação (DL) ou transversal (DT), conforme a trajetória de deformação aplicada.
- tensões associadas aos pontos quase CLC₀ : foram calculadas considerando as deformações principais ε_1 associadas aos pontos quase CLC₀ (ε_2 quase zero) das trajetórias 1 e 2 e transformando-as em tensões, utilizando equações associadas ao critério de escoamento de Hill (apêndices A e B). As tensões correspondentes aos pontos CLC₀ oriundos das curvas CLC decorrentes dos ensaios Nakazima também foram transformadas em tensões utilizando as mesmas equações citadas, enquanto que as simulações numéricas por elementos finitos forneceram diretamente as tensões correspondentes aos pontos CLC₀.

3.2. Ensaios de estampabilidade Nakazima

Amostras planas de aço da qualidade IF e de aço SAE 1050 com as mesmas composições químicas citadas no item 3.1.1 e idem quanto à técnica de gravação superficial da rede de círculos, foram elaboradas com as seguintes dimensões DL x DT em milímetros: 220 x 220; 175 x 220; 160 x 220; 140 x 220; 130 x 220; 120 x 220; 110 x 220; 100 x 220; 80 x 220 e 50 x 220, sendo a dimensão 220 transversal (DT) à de laminação. Para cada dimensão foram elaboradas 15 amostras. Todas foram deformadas plasticamente no equipamento marca Erichsen⁽⁷⁹⁾ pertencente à Usina Siderúrgica de Minas Gerais (USIMINAS), e é mostrado nas figuras 3.30 e 3.31. A deformação plástica considerou a lubrificação prévia do punção e prosseguiu até a verificação visual do início da estricção localizada, conforme as figuras 3.32 e 3.33.

Figura 3.30 - Equipamento Erichsen⁽⁷⁹⁾ pertencente à Usiminas – unidade Cubatão - SP

Figura 3.31 - Vista da câmara de deformação do equipamento Erichsen, detalhando o punção hemisférico⁽⁷⁹⁾

Figura 3.32 - Amostras deformadas plasticamente (IF – espessura 0,75 mm) através do ensaio Nakazima com lubrificação prévia do punção

Figura 3.33 - ruptura em amostra submetida ao ensaio Nakazima

As elipses ao redor da região de estricção localizada são medidas opticamente conforme a figura 3.34. As dimensões dos seus eixos são transmitidas à central CAMSYS⁽⁸⁰⁾ mostrada na figura 3.35 onde são calculadas as deformações maiores e menores e a geração das curvas CLC.

Figura 3.34 - Leitura óptica das deformações (eixos das elipses)⁽⁸⁰⁾

Figura 3.35 - Equipamento marca CAMSYS⁽⁸⁰⁾ pertencente à Usiminas – unidade Cubatão - SP

3.3. Simulação numérica por elementos finitos (FEM)

O programa de simulação numérica por elementos finitos denominado “Autoform versão 4.07”, disponibilizado pela empresa CCS S.A, foi utilizado na presente pesquisa para comparar seus resultados de CLC_0 com aqueles obtidos nos ensaios de deformação planar e nos ensaios fora do plano Nakazima.

As entradas no programa referem-se às seguintes propriedades prévias dos aços IF e SAE 1050 conforme as tabelas 3.2 e 3.4: limite de escoamento; limite de resistência à tração; alongamento; propriedades de anisotropia (expoente de encruamento; coeficientes de anisotropia normal e planar). As curvas CLC estimadas para os materiais também são pré-requisitos de entrada no programa e foram disponibilizadas através do programa NADDRG (“North American Deep Drawing Research Group”).

O programa “Autoform” disponibiliza os seguintes resultados: Aplicação gráfica do diagrama limite de conformação do material (FLD) conforme as figuras 3.36 e 3.37; verificação do estiramento da chapa; detecção de pontos sujeitos à ruptura; detecção de pontos sujeitos a enrugamento; estudos de manufatura; estudo da influência dos arredondamentos e verificação do retorno elástico.

As cores indicadas nas figuras geradas pelo programa de análise numérica (FEM) estão associadas à intensidade de deformação plástica e possuem os seguintes significados: vermelho = trincas; laranja = afinamento excessivo; amarelo = risco de ocorrência de trincas; verde = deformação plástica segura; cinza = estiramento insuficiente; azul = tendência ao enrugamento; roxo = formação de rugas.

As limitações do programa de análise numérica decorrem da desconsideração de itens da evolução microestrutural durante a deformação plástica tais como textura cristalográfica; aumento da densidade de defeitos cristalinos; etc. Assim, os seus resultados devem ser aplicados com cautela,

Figura 3.36 – Simulação FEM da estampagem de peça

Figura 3.37 – Curva CLC obtida via FEM para a peça da figura 3.89

As estamparias tem aplicado o programa de análise numérica por elementos finitos visando inicialmente a redução dos custos de processos e de matéria-prima. Neste sentido, a possibilidade de otimizar as ferramentas através do uso de simulações torna possível reduzir o número de estágios, utilizar “blanks” de dimensões menores, selecionar materiais mais econômicos, adequar o processo às prensas disponíveis, etc, tudo isto levando a significativas reduções no custo

final do produto. Estes benefícios estendem-se por todo o tempo de produção das peças.

As ferramentarias também têm aplicado os programas de análise numérica por elementos finitos com o objetivo de reduzir os prazos e custos no desenvolvimento do ferramental. A simulação de estampagem torna possível a detecção dos pontos críticos da peça e do processo em uma etapa preliminar do desenvolvimento do ferramental, e assim as correções podem ser feitas ainda na fase de definição do processo. Obtém-se desta forma reduções nas horas de ensaios preliminares (“try-out”) e de reusinagem de ferramentas, reduzindo-se assim os prazos e custos de construção do ferramental completo.

4. RESULTADOS

4.1. Ensaio uniaxiais e ortogonais quase planares

4.1.1. Rugosidade superficial

4.1.1.1. aplicação da trajetória 1

A tabela 4.1 traz os valores de rugosidade Ra medidos nos corpos de prova de aço IF deformados plasticamente conforme a trajetória 1. As medições foram executadas ao longo da linha central relativa ao comprimento das amostras nas posições topo; ¼ e centro, conforme mostra a figura 4.1

Tabela 4.1 - Rugosidade superficial das amostras grandes de aço IF deformadas conforme a trajetória 1

Rugosidade superficial (μm)	AÇO IF					
	Orientação das amostras					
	0° (DL)			90° (DT)		
	topo (sem deformação plástica)	1/4	centro	topo (sem deformação plástica)	1/4	centro
Ra	0,95 ± 0,02	1,02 ± 0,01	1,61 ± 0,02	0,97 ± 0,03	1,27 ± 0,02	1,86 ± 0,01

Figura 4.1 - Posições de medição da rugosidade dos corpos de prova grandes de aço da qualidade IF tracionados até o início da estricção. Todas as dimensões estão em milímetros.

As figuras 4.2 e 4.3 baseiam-se na tabela 4.1 e reforçam a variação de rugosidade Ra ao longo do comprimento dos corpos de prova de aço da qualidade IF submetidos à trajetória 1 de deformação plástica, considerando-se a direção de laminação (DL) e a direção transversal de laminação (DT), respectivamente.

Figura 4.2 - Variação da rugosidade média Ra (μm) em função da distância do centro do corpo de prova (mm) de aço de qualidade IF tracionado na direção de laminação (DL). Os valores a 1/4 e no topo são simétricos em relação ao centro das chapas

Figura 4.3 - Variação da rugosidade média Ra (μm) em função da distância do centro do corpo de prova (mm) de aço de qualidade IF tracionado na direção transversal à direção de laminação (DT). Os valores a 1/4 e no topo são simétricos em relação ao centro das chapas.

As observações da tabela 4.1 e das figuras 4.2 e 4.3 permitem verificar que a rugosidade do aço da qualidade IF torna-se máxima no centro das amostras, que é a região de ruptura associada à deformação planar. Adicionalmente, é possível verificar que a rugosidade é maior na direção transversal (DT), com acréscimos com a evolução da deformação plástica. Vale aqui ressaltar que a rugosidade inicial R_a referente ao topo das amostras foi superior a $0,6 \mu\text{m}$, típico da utilização de cilindros de laminação com acabamento fosco.

A tabela 4.2 traz os valores de rugosidade R_a (μm) medidos nos corpos de prova de aço SAE 1050 deformados plasticamente conforme a trajetória 1. As medições foram executadas ao longo da linha central relativa ao comprimento das amostras nas posições topo; $1/4$ e centro, também conforme a figura 4.1.

Tabela 4.2 - Rugosidade superficial média das amostras de aço SAE 1050 deformadas conforme a trajetória 1

Rugosidade superficial (μm)	Aço					
	SAE 1050					
	Orientação das amostras					
	0° (DL)			90° (DT)		
	topo (sem deformação plástica)	$1/4$	centro	topo (sem deformação plástica)	$1/4$	centro
R_a	$0,23 \pm 0,04$	$0,52 \pm 0,02$	$0,98 \pm 0,01$	$0,29 \pm 0,01$	$0,82 \pm 0,03$	$1,45 \pm 0,01$

As figuras 4.4 e 4.5, baseadas na tabela 4.2, indicam a variação de rugosidade R_a (μm) ao longo do comprimento dos corpos de prova grandes de aço da qualidade SAE 1050 considerando-se a direção de laminação (DL) e a direção transversal de laminação (DT), respectivamente. A rugosidade inicial R_a referente ao topo das amostras é inferior a $0,6 \mu\text{m}$, típico da utilização de cilindros de laminação com acabamento brilhante.

Figura 4.4 - Variação da rugosidade média Ra (μm) em função da distância do centro do corpo de prova (mm) de aço SAE 1050 tracionado na direção de laminação (DL). Os valores a ¼ e no topo são simétricos em relação ao centro das chapas

Figura 4.5 - Variação da rugosidade média Ra (μm) em função da distância do centro do corpo de prova (mm) de aço SAE 1050 tracionado na direção transversal à direção de laminação (DT). Os valores a ¼ e no topo são simétricos em relação ao centro das chapas

As observações da tabela 4.2 e das figuras 4.4 e 4.5 permitem verificar que a rugosidade do aço SAE 1050 torna-se máxima no centro das amostras, que é a região de ruptura associada à deformação planar. Adicionalmente, é possível verificar que a rugosidade é maior na direção transversal (DT) com acréscimos com a evolução da deformação plástica

A tabela 4.3 traz a rugosidade Ra em função do material e das trajetórias de deformação 1 e 2, porém, com medições da rugosidade Ra apenas no centro das amostras. As porcentagens de deformação no centro das amostras foram fixadas em 0%; 15 % e máxima que corresponde à condição de ruptura.

Tabela 4.3 - Rugosidade (Ra) em função do material e de seu estado e orientação.

TRAJETÓRIA DE DEFORMAÇÃO	MATERIAL / ESTADO / ORIENTAÇÃO	RUGOSIDADE Ra (μm)
1	IF/ ORIGINAL/ DL	$0,95 \pm 0,01$
1	IF/15% DEF./ DL	$1,21 \pm 0,04$
1	IF/ RUPT./ DL	$1,61 \pm 0,02$
2	IF/15 % DEF./DL + RUPT./DT	$1,30 \pm 0,04$
1	IF/ ORIGINAL/ DT	$0,97 \pm 0,01$
1	IF / 15 % DEF. /DT	$1,35 \pm 0,09$
1	IF/ RUPT./ DT	$1,86 \pm 0,01$
2	IF/15 % DEF./DT + RUPT./DL	$1,39 \pm 0,06$
1	SAE 1050/ORIGINAL/DL	$0,23 \pm 0,01$
1	SAE 1050/15 % DEF. /DL	$0,78 \pm 0,07$
1	SAE 1050/RUPT./DL	$0,98 \pm 0,01$
2	SAE 1050/15 % DEF. /DL + RUPT./DT	$0,90 \pm 0,05$
1	SAE 1050/ORIGINAL/DT	$0,29 \pm 0,01$
1	SAE 1050/15 % DEF./ DT	$0,83 \pm 0,01$
1	SAE 1050/RUPT./DT	$1,45 \pm 0,01$
2	SAE 1050/15 % DEF./ DT + RUPT./DL	$0,94 \pm 0,02$

A figura 4.6, específica para o aço IF e baseada nos dados da tabela 4.3, mostra claramente que as deformações plásticas unidirecionais conduziram a rugosidades maiores que aquelas apresentadas ao final das deformações ortogonais. O destaque ocorreu com as amostras originalmente orientadas na direção DT.

Figura 4.6 - Rugosidades Ra (μm) do aço da qualidade IF em deformações plásticas unidirecionais e ortogonais

A figura 4.7, específica para o aço SAE 1050, também é baseada nos dados da tabela 4.3. Indica que as deformações plásticas unidirecionais conduziram a rugosidades maiores que aquelas apresentadas ao final das deformações ortogonais. O destaque ocorreu com as amostras originalmente orientadas na direção DT.

Figura 4.7 - Rugosidades Ra (μm) do aço SAE 1050 em deformações plásticas unidirecionais e ortogonais

4.1.2- Texturas cristalográficas

As análises a seguir baseiam-se nos gráficos das fibras γ dos materiais desta pesquisa e foram obtidas considerando o ângulo ϕ_2 do espaço de Euler equivalente a 45° . As respectivas FP e FDOC completas encontram-se no apêndice D. As fibras α , que não são pronunciadas, também encontram-se no apêndice D.

4.1.2.1. Fibras γ do aço IF

A figura 4.8 traz a variação da amplitude das fibras γ do aço IF submetido às trajetórias 1 e 2, considerando as amostras orientadas inicialmente com seus eixos longitudinais paralelos à direção transversal (DT) à de laminação.

A trajetória 1 indica o fortalecimento da fibra γ do material na condição de ruptura em relação ao estado “como recebido”. A trajetória 2 indica o enfraquecimento da fibra γ , isto é, da textura, em relação àquela do material como recebido.

Figura 4.8 - Fibras γ do aço de qualidade IF. A direção original do cp. grande é transversal (DT) à direção de laminação (DL). A trajetória 1 refere-se à deformação plástica do cp. grande até a ruptura. A trajetória 2 refere-se à deformação plástica do cp. grande até 15 % na direção DT e a seguir, deformação na direção de laminação (DL) até a ruptura.

A figura 4.9 traz a variação da amplitude das fibras γ do aço IF submetido às trajetórias 1 e 2, considerando as amostras orientadas inicialmente com seus eixos longitudinais paralelos à direção de laminação (DL).

A trajetória 1 também indica o fortalecimento da fibra γ considerando a comparação entre os estados “como recebido” e de colapso de carga por tração. A trajetória 2 ressalta o enfraquecimento da fibra γ em relação àquela do material como recebido.

De modo geral, as trajetórias 2, ortogonais às trajetórias 1, mostraram-se menos adequadas às operações de estampagem devido às fibras γ mais fracas.

Fibras γ : aço IF – direção inicial de referência = DL

Figura 4.9 - Fibras γ do aço de qualidade IF. A direção original do c.p. grande é paralela à direção de laminação (DL). A rota 1 refere-se à deformação plástica do c.p. grande até a ruptura (DL). A rota 2 refere-se à deformação plástica do c.p. grande até 15 % na direção de laminação (DL) e a seguir, deformação em direção perpendicular (DT) até a ruptura.

4.1.2.2. Fibras γ do aço SAE 1050

A figura 4.10 traz o a variação da amplitude das fibras γ do aço SAE 1050 submetido às trajetórias 1 e 2, considerando as amostras orientadas inicialmente com seus eixos longitudinais paralelos à direção transversal (DT) à de laminação.

A trajetória 1 indica o fortalecimento insuficiente da fibra γ , que é inadequado para a melhoria da estampabilidade do material. A trajetória 2 indica a ausência da fibra γ .

Figura 4.10 - Fibras γ do aço de qualidade SAE 1050. A direção original do c.p. grande é transversal (DT) à direção de laminação.. A rota 1 refere-se à deformação plástica do c.p. grande até a ruptura na direção DT. A rota 2 refere-se à deformação plástica do c.p. grande até 15 % na direção DT e a seguir, deformação na direção DL até a ruptura.

A figura 4.11 traz a variação da amplitude das fibras γ do aço SAE 1050 submetido às trajetórias 1 e 2, considerando as amostras orientadas inicialmente com seus eixos longitudinais paralelos à direção de laminação (DL).

A trajetória 1 também indica o fortalecimento leve da fibra γ , mostrando-se inadequado à elevação da estampabilidade de chapas. De modo similar ao caso anterior, a trajetória 2 indica a ausência da fibra γ .

Figura 4.11 - Fibras γ do aço de qualidade SAE 1050. A direção original do c.p. grande é a direção de laminação (DL). A rota 1 refere-se à deformação plástica do c.p. grande até a ruptura na direção DL. A rota 2 refere-se à deformação plástica do c.p. grande até 10 % na direção DL e a seguir, deformação em direção perpendicular DT até a ruptura.

4.1.3 – influência da trajetória de deformação sobre CLC_0

As figuras 4.12 a 4.15 trazem a influência da trajetória de deformação sobre os pontos CLC_0 e os pontos CLC_0 tendentes, relativos a 15 % de deformação, e também sobre os seus pontos vizinhos.

A trajetória 1 indicada nas partes (a) e (b) das figuras 4.12 a 4.15, conduziu o ponto CLC_0 para a região de tração x compressão das curvas CLC. De modo mais preciso, pode-se dizer que este é um ponto quase CLC_0 pois a sua abscissa ε_2 não é zero mas muito próxima à origem.

A trajetória 2 mostra que o ponto CLC_0 tendente ilustrado na parte (b) das figuras 4.12 a 4.15, situa-se no quadrante de tração x compressão da curva limite de conformação e que o mesmo muda para o quadrante de tração x tração quando a deformação ortogonal é aplicada, conforme a parte (c) das figuras 4.12 a 4.15.

Qualidade IF – Direção original : DL

Figura 4.12 Influência da trajetória de deformação sobre o ponto CLC₀ em amostra de aço da qualidade IF, de direção inicial DL, deformada por tração: (a) trajetória 1; (b) e (c): trajetória 2

Qualidade IF – Direção original : DT

Figura 4.13 - Influência da trajetória de deformação sobre o ponto CLC₀ em amostra de aço da qualidade IF, de direção inicial DT, deformada por tração: (a) trajetória 1; (b) e (c): trajetória 2

SAE 1050 – Direção original:DL

Figura 4.14 - Influência da trajetória de deformação sobre o ponto CLC₀ em amostra de aço SAE 1050, de direção inicial DL, deformada por tração: (a) trajetória 1; (b) e (c): trajetória 2

SAE 1050 – Direção original : DT

Trajectoria 2

Trajectoria 1

Figura 4.15 - Influência da trajetória de deformação sobre o ponto CLC_0 em amostra de aço SAE 1050, de direção inicial DT, deformada por tração: (a) trajetória 1; (b) e (c): trajetória 2

As tabelas 4.4 e 4.5 indicam as coordenadas (ε_2 ; ε_1) relativas aos pontos quase CLC₀ do aço IF, obtidos conforme as figuras 4.12 e 4.13 e utilizados na figura 4.16.

Tabela 4.4 - Influência da trajetória da deformação no ponto CLC₀ em aço IF – direção inicial DL

Identificação da Amostra	Aço	Condição de Deformação Plástica	Direção da deformação plástica DL: direção da laminação DT: direção transversal	Ponto CLC0 (ε_2; ε_1)
2	IF	Colapso de carga (início da estrição)	DL	(-0,011 ; 0,370)
3X	IF	12 % (média)	DL	(-0,004 ; 0,087)
3X (cp pequeno)	IF	Ruptura	DT	(0,052 ; 0,107)

Tabela 4.5 - Influência da trajetória da deformação no ponto CLC₀ em aço IF – direção inicial DT

Identificação da Amostra	Aço	Condição de Deformação Plástica	Direção da deformação plástica DL: direção da laminação DT: direção transversal	Ponto CLC0 (ε_2; ε_1)
1	IF	Colapso de carga (início da estrição)	DT	(-0,026 ; 0,409)
5X	IF	13,93 % (média)	DT	(-0,011 ; 0,106)
5X (cp pequeno)	IF	Ruptura	DL	(0,084 ; 0,120)

A figura 4.16 traz o posicionamento e dimensões dos pontos CLC_0 e CLC_0 tendente para o aço IF, submetido às trajetórias de deformação 1 e 2. Há redução no valor de CLC_0 quase planar quando a trajetória 2, ortogonal a DL ou a DT, é aplicada.

Figura 4.16 - Pontos CLC_0 relativos às trajetórias 1 e 2 aplicadas ao aço IF orientado inicialmente nas direções DT e DL.

As tabelas 4.6 e 4.7 indicam as coordenadas (ϵ_2 ; ϵ_1) relativas aos pontos quase CLC_0 do aço SAE 1050, obtidos conforme as figuras 4.14 e 4.15 e utilizados na figura 4.17.

Tabela 4.6 - Influência da trajetória da deformação no ponto CLC_0 em aço SAE 1050 – direção inicial DL

Identificação da Amostra	Aço	Condição de Deformação Plástica	Direção da deformação plástica DL: direção da laminação DT: direção transversal	Ponto CLC_0 (ϵ_2 ; ϵ_1)
M1	SAE 1050	Colapso de carga (início da estrição)	DL	(-0,017 ; 0,223)
7	SAE 1050	15 % (média)	DL	(- 0,010 ; 0,101)
7 (cp pequeno)	SAE 1050	Ruptura	DT	(0,074 ; 0,113)

Tabela 4.7 - Influência da trajetória da deformação no ponto CLC_0 em aço SAE 1050 – direção inicial DT

Amostra	Aço	Condição de Deformação Plástica	Direção da deformação plástica DL: direção da laminação DT: direção transversal	Ponto CLC_0 (ε_2 ; ε_1)
Z	SAE 1050	Colapso de carga (início da estricção)	DT	(- 0,0004; 0,149)
W4	SAE 1050	10 % (média)	DT	(- 0,0002; 0,106)
W4 (cp pequeno)	SAE 1050	Ruptura	DL	(0,023; 0,108)

A figura 4.17 também indica a redução no valor de CLC_0 quase planar quando a trajetória 2, ortogonal a DL ou a DT, é aplicada ao aço SAE 1050.

Figura 4.17 - Pontos CLC_0 relativos às trajetórias 1 e 2 aplicadas ao aço SAE 1050 orientado inicialmente nas direções DT ou DL.

4.1.4. Análises das fraturas via MEV

4.1.4.1. Aço IF

As figuras 4.18 e 4.19 mostram a extremidade fraturada das amostras de IF na direção da espessura com aumentos respectivos de 5000 X e 10000 X. Nesta última verifica-se a presença de dois tipos de partículas. As partículas A constituem-se basicamente por alumínio e oxigênio, conforme resultados da microanálise indicados nas figuras 4.20 e 4.21, e cujas presenças decorrem possivelmente da etapa de desoxidação do metal líquido no processo siderúrgico.

Figura 4.18 - Imagem da extremidade de ruptura do aço IF sem ataque metalográfico, observada na direção da espessura da chapa através de MEV com aumento de 5000 X

Figura 4.19 - Imagem da extremidade de ruptura do aço IF sem ataque metalográfico, observada na direção da espessura da chapa através de MEV com aumento de 10000 X

Figura 4.20 – microanálise da região A indicada na figura 4.18

Figura 4.21 – Análise quantitativa da região A indicada na figura 4.18.

As figuras 4.22 e 4.23 trazem a microanálise das partículas B indicadas na figura 4.19. São basicamente nitretos de titânio. O titânio é adicionado ao aço IF durante a etapa de metalurgia secundária basicamente para combinar-se com o nitrogênio e o carbono, formando nitretos e carbonetos. Assim, evita-se que estes elementos fiquem em solução sólida na ferrita e comprometam a estampabilidade pelo desfavorecimento da formação da textura $\{111\} \langle 110 \rangle$ e pela diminuição do expoente de encruamento n , afetando também o estiramento. Adicionalmente, evita-se também o aparecimento do limite de escoamento descontínuo que forma indesejáveis linhas de deformação superficiais (bandas de Luders).

Figura 4.22 – microanálise da região B indicada na figura 4.18

Figura 4.23 – Análise quantitativa da região B indicada na figura 4.18.

As figuras 4.24 e 4.25 mostram a presença acentuada de microcavidades na região de fratura do aço da qualidade IF, corroborando o mecanismo de formação e coalescência das mesmas em fraturas dúcteis⁽⁸¹⁾.

Figura 4.24 - Imagem da extremidade de ruptura do aço IF com ataque metalográfico Nital, observada na direção da espessura da chapa através de MEV com aumento de 2500 X

Figura 4.25 (a;b) - Imagens da extremidade de ruptura do aço IF com ataque metalográfico Nital, observadas na direção da espessura da chapa através de MEV com aumento de 5000 X

4.1.4.2. Aço SAE 1050

A figura 4.26 mostra a extremidade fraturada da amostra de SAE 1050 na direção da espessura com aumento de 5000 X. Possibilita visualizar dimples na superfície de fratura e microcavidades próximas.

Figura 4.26 - Imagem da extremidade de ruptura do aço SAE 1050 sem ataque metalográfico, observada na direção da espessura da chapa através de MEV com aumento de 5000 X

A figura 4.27 traz a presença de dois tipos de partículas, A e B, encontradas próximas à superfície de fratura do aço SAE 1050.

Figura 4.27 - Imagem próxima da extremidade de ruptura do aço SAE 1050 sem ataque metalográfico, observada na direção da espessura da chapa através de MEV com aumento de 1500 X

A partícula denominada A da figura 4.27 constitui-se conforme as figuras 4.28 e 4.29, basicamente por sulfeto de cálcio, possivelmente formado no processo siderúrgico de dessulfuração do gusa em carro torpedo ou mesmo no refino secundário do aço.

Figura 4.28 – microanálise da região A indicada na figura 4.27

Figura 4.29 – Análise quantitativa da região A indicada na figura 4.27.

A partícula B da figura 4.27, foi melhor identificada como B1 e B2 conforme a figura 4.30 utilizando aumento de 10000 X.

Figura 4.30 - Imagem próxima da extremidade de ruptura do aço SAE 1050 sem ataque metalográfico, observada na direção da espessura da chapa através de MEV com aumento de 10000 X

A partícula B1 possui carbono e ferro como elementos predominantes e resquícios de enxofre e cálcio, conforme as figuras 4.31 e principalmente, 4.32.

Figura 4.31 – microanálise da região B1 indicada na figura 4.30

Figura 4.32 – Análise quantitativa da região B1 indicada na figura 4.30.

A partícula B2, de base ferro, possui teor acentuado de oxigênio e um pouco menores de alumínio, carbono, enxofre e cálcio, conforme as figuras 4.33 e 4.34.

Figura 4.33 – microanálise da região B2 indicada na figura 4.30

Figura 4.34 – Análise quantitativa da região B2 indicada na figura 4.30.

A figura 4.35 mostra a extremidade de ruptura do aço SAE 1050 com ataque metalográfico Nital, observada na direção da espessura da chapa através de MEV. As partículas de carbonetos esferoidizados, cujas composições são confirmadas pelas figuras 4.36 e 4.37, geraram diversas microcavidades alinhadas e tendentes ao coalescimento.

Figura 4.35 - Imagem da extremidade de ruptura do aço SAE 1050 com ataque metalográfico Nital, observada na direção da espessura da chapa através de MEV com aumento de 5000 X

Figura 4.36 – microanálise das partículas mostradas na figura 4.35

Figura 4.37 – análise química das partículas ilustradas na figura 4.35.

4.2. Ensaio de estampabilidade Nakazima

4.2.1 - curvas CLC dos aços IF e SAE 1050

A curva CLC obtida para o aço da qualidade IF, conforme a figura 4.38 obtida com os dados da tabela 4.8, mostrou que a amostra com dimensões 140 mm na direção de laminação (DL) e 220 mm na direção transversal (DT) à de laminação mostrou-se na condição mais próxima à condição de CLC_0 . Pode-se notar ainda a redução deste CLC_0 em 10 %, para torna-lo adequadamente utilizável conforme análises no item posterior 5.2. Detalhes adicionais dos ensaios Nakazima no aço IF, tais como profundidade do copo formado e força no prensa-chapas são citados na tabela 4.9.

Aço IF – espessura 0,75 mm

Figura 4.38 - Curva limite de conformação (CLC) do aço IF – espessura 0,75 mm, obtida através de ensaio Nakazima

Tabela 4.8 - Pontos da curva CLC do aço de qualidade IF via ensaios Nakazima

largura do CP (mm)	220	175	160	140	130	120	110	100	80	50
Total de pares medidos	108	97	66	81	113	88	114	99	67	88
ε_2 médio	0,11	0,12	0,04	-0,01	-0,08	-0,15	-0,19	-0,23	-0,26	-0,28
Desvio padrão ε_2	0,01	0,00	0,01	0,01	0,00	0,01	0,01	0,00	0,01	0,00
ε_1 médio	0,80	0,68	0,59	0,64	0,7	0,94	1,03	1,07	1,1	1,2
Desvio padrão ε_1	0,02	0,01	0,02	0,01	0,01	0,01	0,01	0,01	0,01	0,01

Tabela 4.9 - Resultados diretos do ensaio Nakazima em aço de qualidade IF

LARGURA (mm)	PROFUNDIDADE (mm)	RES. MAT. (KN)	PRENS. CHAPA (KN)
50	56	18,7	225
80	56,2	27	225
100	55,5	38	225
110	54,8	41	220
120	53,6	45	180
130	53,4	48	150
140	53,8	53	120
160	53,1	67	70
175	51,4	69	70
220	51,4	69	60

A curva CLC obtida para o aço SAE 1050 conforme a figura 4.39 obtida com os dados da tabela 4.10, também mostrou que a amostra com dimensões 140 mm na direção de laminação (DL) e 220 mm na direção transversal (DT) à de laminação deformou-se na condição mais próxima à condição de CLC₀. Pode-se notar também a redução deste CLC₀ em 10 % para torna-lo adequadamente utilizável conforme

análises no item posterior 5.2. Há alguns dados não preenchidos na tabela 4.10 decorrentes da fratura de alguns corpos de prova no prensa-chapas durante os ensaios Nakazima.

Aço SAE 1050 – espessura 1,48 mm

Figura 4.39 - Curva limite de conformação (CLC) do aço SAE 1050 – espessura 1,48 mm, obtida através de ensaio Nakazima

Tabela 4.10 - Pontos da curva CLC do aço SAE 1050 via ensaios Nakazima

largura do cp (mm)	220	175	160	140	130	120	110	100	80	50
Total de pares medidos	64	93	87	92	-----	-----	-----	-----	-----	-----
ε_2 médio	0,17	0,20	0,14	0,04	-----	-----	-----	-----	-----	- 0,40
Desvio padrão ε_2	0,01	0,01	0,01	0,02	-----	-----	-----	-----	-----	-----
ε_1 médio	0,72	0,69	0,77	0,52	-----	-----	-----	-----	-----	0,80
Desvio padrão ε_1	0,01	0,01	0,01	0,02	-----	-----	-----	-----	-----	-----

4.2.2. Texturas cristalográficas

As FP; FDOC e fibras α e γ encontram-se no apêndice E. Aqui são disponibilizadas apenas as fibras γ referentes à condição de deformação quase planar, ou seja, relativas às amostras 0,75 x 140 x 220 mm para o aço da qualidade IF e 1,48 x 140 x 220 para o aço SAE 1050.

A figura 4.40 mostra a fibra γ da amostra de aço IF sujeita a condição de deformação quase planar cuja amplitude média do grau de textura (“times random”) é 5,5 conforme a tabela 4.11.

Tabela 4.11 – Amplitude média do grau de textura da amostra de aço IF mais próxima de CLC_0 e submetida ao ensaio Nakazima

Textura {111} <110> em aço IF	
dimensões da amostra (mm)	amplitude média do grau de textura
0,75 x 140 x 220 (maior proximidade de CLC_0)	5,5

A figura 4.41 mostra a fibra γ da amostra de aço SAE 1050 sujeita a condição de deformação quase planar cuja amplitude média do grau de textura (“times random”) é 2,8, conforme a tabela 4.12.

Figura 4.41 - Textura de SAE 1050 – Ensaio Nakazima
 Amostra: 1,48 x 140 x 220 mm.
 Fibra γ com amplitude média 2,8

Tabela 4.12 – Amplitude média dos grau de textura da amostra de aço SAE 1050 mais próxima de CLC_0 e submetida ao ensaio Nakazima

Textura $\{111\} \langle 110 \rangle$ em aço SAE 1050	
dimensões da amostra (mm)	amplitude média do grau de textura
1,48 x 140 x 220	2,8

A comparação entre as intensidades das fibras γ mostradas nas figuras 4.40 e 4.41 indicam a estampabilidade reduzida do aço de médio carbono SAE 1050, ao contrário do aço IF, favorecido pela textura $\{111\} \langle 110 \rangle$

4.3. Simulação numérica por elementos finitos (FEM)

4.3.1. Aço IF

As figuras 4.42 e 4.43 trazem as telas iniciais da simulação numérica da estampagem do aço IF via FEM utilizando-se o programa AutoForm. Foram obtidas respectivamente com as geometrias dos corpos de prova e trajetórias da deformação (figura 4.42) e com as propriedades iniciais do material (figura 4.43).

Figura 4.42 - Dados de entrada para análise numérica (FEM) do aço IF

Figura 4.43 - Propriedades mecânicas; curvas tensão x deformação e tensão x tensão; curvas FLC aplicadas na simulação numérica (FEM) da estampagem do aço IF.

As figuras 4.44 a 4.48 trazem os resultados da trajetória 1 de deformação plástica aplicada no aço IF. Pode-se verificar a tendência à ruptura central através

da figura 4.44 e as trajetórias de deformação na região de embutimento através da figura 4.45. As figura 4.46 indica os valores das deformações reais ε_1 e ε_2 do ponto CLC_0 . A figura 4.47 mostra a curva limite de tensão (CLT), também conhecida como FSLD, obtida pelo programa de simulação numérica, cujos valores de σ_1 e σ_2 correspondentes ao ponto CLT_0 são, detalhados na figura 4.48.

Figura 4.44 - Deformação plástica do corpo de prova grande de aço IF após deslocamento de 12,8 mm. As fissuras iniciam-se no centro do corpo de prova (“splits”) através da deformação planar. A análise foi executada via simulação numérica por elementos finitos (FEM).

Figura 4.45 - Curva CLC do aço IF e os caminhos da deformação obtidos através da análise por elementos finitos (FEM). Considerou-se o corpo de prova grande de aço da qualidade IF submetido à tração. As trincas iniciam-se no centro do corpo de prova e associam-se à deformação quase planar, próximas ao ponto CLC_0 .

Há conexão direta entre os valores de ϵ_1 e de ϵ_2 indicados na figura 4.46 e a ruptura central indicada na figura 4.44, significando tratar-se de ponto de deformação quase CLC_0 .

Figura 4.46 - Deformações maiores (ϵ_1) e menores (ϵ_2) obtidas por simulação numérica (FEM) em c.p. grande de aço IF. Os valores máximos ocorrem no centro geométrico da amostra.

Figura 4.47 - Curva tensão x tensão (FLSD) do c.p grande de aço IF, obtidas por simulação numérica (FEM)

Figura 4.48- Tensões maiores e menores obtidas por simulação numérica (FEM). As medidas foram executadas ao longo da largura na região central dos corpos de prova grandes de aço da qualidade IF

As figuras 4.49 a 4.53 trazem os resultados da aplicação da trajetória 2 de deformação sobre o c.p. pequeno de aço IF. Pode-se verificar a ruptura central através da figura 4.49 e as trajetórias de deformação na região de embutimento através da figura 4.50. As figura 4.51 indica os valores das deformações reais ϵ_1 e ϵ_2 do ponto quase CLC_0 . A figura 4.52 mostra a curva limite de tensão (CLT), também conhecida como FLSD, obtida pelo programa de simulação numérica e os valores de σ_1 e σ_2 correspondentes ao ponto CLT_0 , detalhados na figura 4.53.

Figura 4.49 - Simulação numérica (FEM) da deformação plástica do corpo de prova pequeno de aço da qualidade IF, demonstrando fissuras em sua região central

Figura 4.50 - Curva CLC e trajetória da deformação plástica considerando simulação numérica (FEM) da tração do corpo de prova pequeno de aço da qualidade IF.

Há conexão direta entre os valores de ϵ_1 e de ϵ_2 indicados na figura 4.51 e a ruptura central indicada na figura 4.49, significando tratar-se de ponto de deformação quase CLC_0 .

Figura 4.51 - Deformações maiores e menores na região central de corpo de prova pequeno de aço IF obtidas via simulação numérica (FEM).

Figura 4.52 - Diagrama limite de tensão (FLSD) de corpo de prova pequeno de aço IF obtido via simulação numérica(FEM)

Figura 4.53 - Tensões maiores e menores (MPa) na região central de corpos de prova pequenos de aço da qualidade IF submetidos à simulação numérica (FEM) do ensaio de tração

4.3.2. Aço SAE 1050

As figuras 4.54 e 4.55 trazem as telas iniciais da simulação numérica da estampagem do aço SAE 1050 via FEM utilizando-se o programa AutoForm. Foram obtidas respectivamente com as geometrias dos corpos de prova e trajetórias da deformação (figura 4.54) e com as propriedades iniciais do material (figura 4.55).

Figura 4.54 - Dados de entrada para simulação numérica (FEM) da deformação plástica do aço SAE 1050

Figura 4.55 - Propriedades mecânicas; curvas tensão x deformação e tensão x tensão; curvas FLC aplicadas na simulação numérica (FEM) da estampagem do aço SAE 1050.

As figuras 4.56 a 4.59 trazem os resultados das trações uniaxiais do c.p. grande de aço SAE 1050. Pode-se verificar a deformação ainda na região segura ("safety") através da figura 4.56 e as trajetórias de deformação na região de embutimento

através da figura 4.57. As figura 4.58 indica os valores das deformações reais ϵ_1 e ϵ_2 do ponto CLC_0 . A figura 4.59 traz os valores de σ_1 e σ_2 correspondentes ao ponto CLT_0 .

Figura 4.56 - Simulação numérica (FEM) da deformação plástica do corpo de prova grande de aço SAE 1050 considerando deslocamento de 6,5 mm

Figura 4.57 - Curva CLC do corpo de prova grande de aço SAE 1050 obtida via análise por elementos finitos (FEM)

Figura 4.58 - Deformações maiores e menores na região central de corpos de prova grandes de aço SAE 1050 submetidos à simulação numérica (FEM)

Figura 4.59 - Tensões maiores e menores ao longo da largura na região central dos corpos de prova grandes de aço SAE 1050 obtidas através da simulação numérica (FEM).

As figuras 4.60 a 4.62 trazem os resultados das trações biaxiais considerando o c.p. pequeno de aço SAE 1050. A figura 4.60 mostra as trajetórias de deformação, com destaque à ocorrência na região de estiramento da curva CLC e o início da fratura no entalhe do corpo de prova. As figura 4.61 indica os valores das deformações reais ϵ_1 e ϵ_2 do ponto CLC₀. A figura 4.62 traz os valores de σ_1 e σ_2 correspondentes ao ponto CLT₀ obtidos pela simulação numérica.

Figura 4.60 - Deformação plástica final do corpo de prova pequeno de aço SAE 1050 via simulação numérica por elementos finitos (FEM) e a curva CLC com destaque à trajetória da deformação por estiramento (lado direito)

Figura 4.61 - Deformações plásticas maiores e menores ao longo da largura na região central dos corpos de prova pequenos de aço SAE 1050 obtidas via simulação numérica (FEM).

Figura 4.62- Tensões maiores e menores via simulação numérica(FEM) de corpos de prova pequenos de aço SAE 1050 submetidos à tração..

5. DISCUSSÃO

5.1. Ensaios uniaxiais e ortogonais quase planares

5.1.1. Rugosidade superficial

A análise das rugosidades através das figuras 4.2 a 4.7 permite listar alguns aspectos importantes:

- A rugosidade da chapa original na direção transversal (DT) é superior àquela apresentada na direção de laminação (DL);
- A rugosidade aumenta com o grau de deformação a frio;
- O aumento da rugosidade é mais acentuado com as deformações unidirecionais DL e DT, sendo máxima para esta ultima;
- A trajetória da deformação afeta a rugosidade superficial do material;
- As rugosidades superficiais dependem da resistência mecânica do material. O aço IF, mais dúctil que o aço SAE 1050, apresentou rugosidades finais maiores nas duas trajetórias de deformação.
- A rugosidade inicial baixa das chapas de aço SAE 1050 é justificada pelo uso de cilindros com acabamento brilhante durante a etapa de laminação final. Por outro lado, a utilização de cilindros com acabamento fosco justifica a rugosidade inicial mais alta das chapas de aço da qualidade IF.
- O efeito da trajetória da deformação sobre a rugosidade superficial certamente associa-se ao estado de tensões e deformações presentes durante a deformação plástica. O estudo do dimensionamento e deslocamento do ponto CLC_0 permitiu observar que as deformações unidirecionais conduziram a deformações decorrentes do estado tração-compressão. Todavia, o estiramento presente nas

deformações ortogonais, associa-se ao estado tração x tração e esta mudança em relação ao estado unidirecional afeta os valores de rugosidade superficial.

5.1.2- Textura cristalográfica

A tabela 5.1 traz as amplitudes médias dos graus de textura (“times random”) relativas às fibras γ dos aços IF e SAE 1050.

Tabela 5.1 – Amplitudes médias dos graus de textura (“ times random”) em função do material, estado e orientação.

MATERIAL / ESTADO / ORIENTAÇÃO	AMPLITUDES MÉDIAS DOS GRAUS DE TEXTURA (“times random”)
IF/ ORIGINAL/ DL	$8,0 \pm 1,77$
IF/ COLAPSO/ DL	$11,3 \pm 3,8$
IF/15 % DEF./DL + RUPT./DT	$6,1 \pm 0,56$
IF/ ORIGINAL/ DT	$6,5 \pm 1,34$
IF/ COLAPSO/ DT	$8,35 \pm 1,91$
IF/15 % DEF./DT + RUPT./DL	$5,1 \pm 0,42$
SAE 1050/ORIGINAL/DL	$0,69 \pm 0,23$
SAE 1050/15 % DEF. /DL	ausente
SAE 1050/COLAPSO/DL	$2,37 \pm 2,29$
SAE 1050/15 % DEF. /DL + RUPT./DT	ausente
SAE 1050/ORIGINAL/DT	$0,16 \pm 0,23$
SAE 1050/15 % DEF./ DT	ausente
SAE 1050/COLAPSO/DT	$1,6 \pm 0,25$
SAE 1050/15 % DEF./ DT + RUPT./DL	ausente

As figuras 5.1 a 5.4, baseadas na tabela 5.1, referem-se às amplitudes médias do grau de textura relativas à fibra γ do aço IF deformado em duas rotas diferentes a partir das direções originais DL e DT.

A figura 5.1, associada à deformação na direção de laminação (DL) conforme o caminho ou trajetória 1, permite observar o fortalecimento da textura $\{111\} \langle 110 \rangle$ na ocasião da ruptura da amostra.

Figura 5.1 – Amplitudes médias dos graus de textura relativas à fibra γ em aço IF deformado na direção de laminação (DL) até a ruptura

A figura 5.2 associada à deformação na direção transversal (DT) à direção de laminação conforme o caminho ou trajetória 1, também permite observar o fortalecimento da textura $\{111\} \langle uvw \rangle$ na ocasião da ruptura da amostra.

A comparação das figuras 5.1 e 5.2 permite concluir que a fibra γ é mais intensa na direção de laminação (DL).

Figura 5.2 – Amplitudes médias dos graus de textura relativas à fibra γ em aço IF deformado na direção transversal (DT) até a ruptura

As figuras 5.3 e 5.4 referem-se às amplitudes médias dos graus de textura relativas à fibra γ do aço IF deformado conforme a trajetória 2, isto é, até 15 % numa dada direção, DL ou DT, e a seguir, deformado até a ruptura na direção ortogonal. Em ambas é possível verificar a queda na amplitude do grau de textura em relação ao estado inicial. Todavia, a fibra γ mostrou-se mais forte com a direção inicial da deformação DL.

Figura 5.3 – Amplitudes médias dos graus de textura relativas à fibra γ em aço IF deformado plasticamente até 15% na direção de laminação (DL) e a seguir, até a ruptura na direção transversal (DT)

Figura 5.4 - Amplitudes médias dos graus de textura relativas à fibra γ em aço IF deformado plasticamente até 15% na direção transversal (DT) e a seguir, até a ruptura na direção de laminação (DL)

O aço IF mostrou-se bastante adequado à estampagem porque apresentou graus de textura elevados, em especial quando deformado unidirecionalmente, isto é, exclusivamente nas direções DL ou DT. Por outro lado, trajetórias de deformação

combinando DL e DT conduziram à queda da amplitude média do grau de textura associado à fibra γ , isto é, $\{111\} \langle u \ v \ w \rangle$ e portanto, à menor resistência ao afinamento do material.

O aço SAE 1050 apresentou fibras γ fracas na direção uniaxial e ausência das mesmas quando a deformação foi executada na direção perpendicular. Entretanto, foi verificada a existência de fibra γ' (gama linha), próxima à fibra γ . A figura 5.5, obtida através do programa de análise de textura PAT indica que há uma fibra de grau máximo de textura = 5.6 quando $\phi_1 = 0^\circ$; $\Phi = 44,25^\circ$; $\phi_2 = 45^\circ$.

A figura 5.6, obtida através do programa METIS⁽⁸²⁾ traz a posição da fibra γ em relação à fibra γ' (gama linha), destacando a proximidade entre ambas. Assim, pode-se afirmar que o aço SAE 1050 não tem textura $\{111\} \langle 110 \rangle$ favorável à estampabilidade máxima mas possui textura próxima designada por $\{223\} [1 \ -1 \ 0]$, identificada no próprio programa METIS⁽⁸²⁾.

Figura 5.5 - FDOC para o aço SAE 1050 conduzido à ruptura por deformação plástica na direção de laminação (DL).

Figura 5.6 - Posicionamento da fibra γ em relação à fibra γ' (gama linha) ⁽⁸²⁾

5.1.3. influência da trajetória de deformação sobre CLC_0

As soma das deformações reais ϵ_1 ; ϵ_2 e ϵ_3 equivale a zero, e associa-se à manutenção da constância de volume nos processos de conformação mecânica.⁽⁷⁸⁾ Os pontos próximos à condição de deformação planar, aqui determinados sob o foco das duas trajetórias de deformação (tabelas 4.4 a 4.7), serviram como base para a associação entre a deformação na direção da espessura (ϵ_3) e a variação do grau da textura $\{111\} \langle 110 \rangle$.

A figura 5.7 (A) possibilita comparar a deformação na espessura do material IF no final das aplicações das trajetórias 1 (unidirecional) e 2 (bidirecional). Idem, na figura 5.7 (B) para o aço SAE 1050. Em ambas é possível notar que as deformações no sentido da espessura ao final das trajetórias 1, unidirecionais, são maiores que as deformações no sentido da espessura ao final das trajetórias 2, bidirecionais, considerando a mesma orientação inicial DL ou DT.

As figuras anteriores 5.1 a 5.4 indicam a queda da amplitude média dos graus de textura associados à fibra γ quando a trajetória 2 é aplicada ao aço IF. Neste sentido, é possível afirmar que a textura cristalográfica varia com a trajetória de deformação e que influencia fortemente nas propriedades (ductilidade, n ; r ,) adequados à estampagem de chapas. O aço SAE 1050, por sua vez não apresenta textura $\{111\} \langle 110 \rangle$ mas a fibra gama linha que auxilia na sua estampabilidade no estado esferoidizado e razões tais como a nucleação e coalescência de microcavidades conduzem à aceleração das fraturas durante a deformação plástica, conforme pode ser visto e analisado no item posterior que trata de análises via microsonda eletrônica.

Figura 5.7 - Deformações plásticas na direção da espessura em função da trajetória da deformação. (A) aço da qualidade IF; (B) Aço SAE 1050 .

5.2. Ensaios de estampabilidade Nakazima

Os estudos de Ghosh⁽⁸³⁾ e de P. Chapentier⁽⁸³⁾ ilustram que a posição das CLC e portanto, de CLC_0 , depende não somente das propriedades do material mas também de fatores geométricos relacionados com o método de levantamento das curvas. Assim, estes autores evidenciaram que para o caso do estiramento, as CLC obtidas com ensaios de deformação biaxial “fora do plano” (ensaios com punção rígido ou de borracha) apresentam valores de deformações-limite mais elevados do que os obtidos por ensaios no plano de deformação, em idênticas condições de biaxialidade. Este aspecto é ilustrado na figura 5.8⁽⁸⁴⁾ na qual pode-se observar uma diferença de CLC_0 da ordem de 71 % entre as técnicas de deformação planar e de ensaios com curvatura tipo Nakazima e a sobreposição dos CLC_0 desta pesquisa,

Figura 5.8 - As CLC obtidas com ensaios de deformação biaxial “fora do plano” (ensaios com punção regido ou de borracha) apresentam valores de deformações-limite mais elevados do que os obtidos por ensaios no plano de deformação, em idênticas condições de biaxialidade.⁽⁸⁴⁾

As observações supra são explicadas pelo fato de que a combinação da pressão normal exercida pelo punção, da espessura, dos gradientes de deformação e do atrito afeta a CLC de maneira independente. A característica associada ao ensaio empregando o punção arredondado é a presença dos gradientes de

deformação que surgem devido à presença da curvatura e do atrito, os quais não estão presentes no ensaio no plano. A presença do punção faz com que a região de deformação se desloque mais para a parte externa. Em consequência, a região que mais afina é a que se desloca do polo (tensão biaxial) em direção à de deformação planar situada junto à base do domo (região engastada). O ensaio “no plano” caracteriza-se pela ausência dos efeitos de curvatura e do atrito e portanto sua CLC é mais baixa⁽⁸⁴⁾.

Outra possibilidade de avaliação da estampabilidade advém da simulação numérica através de elementos finitos. Os dados de entrada nos programas específicos para estampagem relacionam-se com as propriedades anisotrópicas do material (expoente de encruamento “n”; coeficiente de anisotropia normal “r”) e curva CLC do material na condição como recebido. A evolução microestrutural do material durante a deformação plástica não é considerada pelo programa e assim, curvas CLC e FSLD independem do caminho da deformação. A seguir, será examinada a estampabilidade via simulação numérica (FEM) em condições de deformações uni e bidirecionais. Uma série de figuras para ambos os materiais sob estudo serão apresentadas.

5.3. Simulação numérica por elementos finitos (FEM)

O NADDRG (“*North American Deep Drawing Research Group*”) desenvolveu atividades experimentais objetivando relacionar CLCo com a espessura(t) e o expoente de encruamento (n) da relação de Hollomon ($\sigma = k \varepsilon^n$), resultando na equação $CLCo = (23.3 + 14.2 t) * (n/0.21)$.

O programa de simulação numérica da estampagem Autoform utilizado na presente pesquisa (FEM), baseia-se no trabalho de Arrieux ⁽⁸⁵⁾ que desenvolveu as equações que possibilitam a obtenção de curvas limite de tensão (CLT), também conhecidas como curvas FLSD (“forming limit stress diagrams”). (ver tabela 5.2)

As curvas tensão versus tensão do aço IF considerando o modelo matemático do programa Autoform para as deformações uniaxiais até a ruptura (trajetória 1) ou

pré-deformações de 15 % seguidas de deformações ortogonais até a ruptura (trajetória 2) foram mostradas nas figuras anteriores 4.46 e 4.51, respectivamente.

Os valores de CLC_0 contidos nas tabelas 4.4 e 4.5 para o aço IF foram utilizados como dados de entrada em planilhas excel, baseadas no critério de escoamento de Hill (apêndice A) e nas equações de Arrieux⁽⁸⁵⁾ relativas à relação entre deformações e tensões principais. As tensões principais σ_1 e σ_2 assim calculadas e aquelas apresentadas pelo programa FEM mostraram-se bastante próximas, conforme as tabelas 5.2 e a figura 5.9.

Tabela 5.2 - Tensões dos pontos CLC_0 experimentais e do programa FEM (Autoform)

Condição da deformação plástica	D1 (mm)	D2 (mm)	ε_1	ε_2	σ_2 (MPa)	σ_1 (MPa)
FEM (fig.3.112)	3,085	1,86	0,433	-0,073	299	608
IF – DL (tab. 3.9)	2,9	1,978	0,371	-0,0115	348	591
IF – DT (tab. 3.10)	3,02	1,947	0,41	-0,026	341	604
15 % DT + ruptura DL (tab. 3.10)	2,142	2,138	0,068	0,066	392	395
15 % DL + ruptura DT (tab. 3.9)	2,1	2,097	0,04879	0,047361	363	365

Figura 5.9 - Comparação das tensões obtidas pelos modelo numérico Autoform e equações de Arrieux (deformações unidirecionais DL e DT)

A sobreposição da figura 4.51 (NADDRG) com as tensões correspondentes aos pontos CLC_0 experimentais “15 % DT + ruptura DL” e “15 % DL + ruptura DT” (tabela 5.2) é ilustrada na figura 5.10. Os pontos correspondentes a estas tensões estão próximos à curva do modelo NADDRG.

Figura 5.10 - Comparação das tensões obtidas pelos modelos numéricos NADDRG e de Wagoner (pré-deformações de 15 % seguidas de deformações ortogonais até a ruptura).

5.4. Comparações de CLC_0 e de CLT_0 (FLSD₀)

As figuras 5.11 e 5.12, relativas respectivamente aos aços IF e SAE 1050, trazem comparações dos pontos CLC_0 obtidos pelas três técnicas de análise da estampabilidade sob estudo ou seja, deformação quase planar (ensaios de tração); ensaios Nakazima e análise por Elementos Finitos (FEM).

Figura 5.11 - Comparações dos pontos CLC_0 obtidos em ensaios de tração; simulação numérica(FEM) via AutoForm e ensaios Nakazima , considerando o aço da qualidade IF.

Figura 5.12- Comparações dos pontos CLC₀ obtidos em ensaios de tração; simulação numérica(FEM) via AutoForm e ensaios Nakazima , considerando o aço SAE 1050.

As figuras 5.11 e 5.12 permitem observar que há maior proximidade dos resultados de CLC₀ gerados nesta pesquisa na condição de deformação quase planar em comparação àqueles da simulação numérica. Há imprecisões conhecidas nos métodos Nakazima e de simulação numérica (FEM), já citadas ao longo do texto e que devem ser consideradas nas divergências com os valores oriundos da deformação quase planar:

- Ensaio Nakazima: é realizável fora do plano e sofre influências do atrito e de fatores geométricos associados ao punção, conforme explicado com auxílio da figura 5.8. Os resultados associados a este ensaio são mais elevados que aqueles fornecidos por outras técnicas e decréscimos de 10 % nas curvas CLC são usuais.
- Simulação numérica (FEM): utiliza apenas as propriedades iniciais do material, desconsiderando a alteração microestrutural e de textura durante a deformação plástica, gerando também imprecisões nos seus resultados.

A comparação dos valores de CLC_0 e de suas tensões correspondentes, determinados na presente pesquisa em condições de deformação quase planar, são aqui comparados com a literatura⁽²⁴⁾.

A curva limite de conformação CLC (FLD) determinada para o aço IF por Kaluza, Kim e Bleck⁽²⁴⁾ é detalhada na figura 5.13. Os valores obtidos na presente pesquisa para o aço IF e para o aço SAE 1050, correspondentes aos seus pontos CLC_0 nas direções DL e DT, são sobrepostos a esta figura da literatura.

Figura 5.13 – Exemplo de uma curva limite de conformação para aço da qualidade IF, extraída da literatura⁽²⁴⁾, incluindo dados obtidos com material pré-deformado, mostrando até 30 % de diferença nos valores. Os pontos em destaque referem-se a CLC_0 obtidos na presente pesquisa em condição de deformação quase planar.

A localização dos pontos de CLC_0 do aço IF desta pesquisa no interior da faixa de valores dos dados da literatura conforme figura 5.13, reforçam a confiabilidade dos seus valores. O aço SAE 1050 apresentou valores inferiores de CLC_0 e portanto, situam-se abaixo da curva CLC do aço IF extraída da literatura⁽²⁴⁾.

A literatura indica que há elevação do parâmetro crítico CLC_0 com o aumento da espessura da chapa⁽⁸⁶⁾. Assim, a estampabilidade do aço médio carbono esferoidizado SAE 1050 pode melhorada.

A curva limite de tensão CLT (FLSD) determinada para o aço IF por Kaluza, Kim e Bleck⁽²⁵⁾ é mostrada na figura 5.14. Os valores das tensões obtidas na presente pesquisa para o aço IF, denominadas σ_0 ou CLT_0 , correspondentes aos pontos CLC_0 nas direções DL e DT, são sobrepostas nesta figura da literatura.

Figura 5.14 – curvas limite de tensão CLT (FSLD) usando o modelo de Arrieux. A linhas indicam o ajuste polinomial de segunda ordem para os dados experimentais⁽²⁴⁾. Os pontos em destaque referem-se a σ_0 obtidos em condição de deformação quase planar

A anisotropia microestrutural e portanto, de propriedades mecânicas, típica dos materiais metálicos, explica o formato das curvas tensão versus tensão ilustradas na figura 5.14⁽²⁴⁾. É possível observar que os pontos σ_0 (DT) e σ_0 (DL) são coincidentes com a curva $\sigma_1 \times \sigma_2$ da pesquisa de Kaluza, Kin e Bleck⁽²⁴⁾, denotando a confiabilidade dos valores de σ_0 obtidos na presente pesquisa.

A figura 5.15 traz comparações adicionais das tensões CLT_0 da presente pesquisa com a literatura⁽⁸⁷⁾. É possível verificar também que há concordância de CLT_0

quando as deformações planares decorrentes da trajetória 1 foram consideradas. Além disto, há dependência do valor CLT_0 em relação à trajetória 2 de deformação, que conduziu a uma evolução das tensões ligeiramente inferior àquelas observadas na trajetória 1.

Figura 5.15 - comparação dos valores de CLT_0 desta pesquisa e da literatura⁽⁸⁷⁾

A tabela 5.3 traz resultados das tensões efetivas considerando o critério de escoamento de Hill⁽¹⁸⁾ (apêndice A) e o critério de escoamento de Hill associado à teoria de discordâncias (apêndice B), conforme Olund e Bergstrom⁽²³⁾.

Tabela 5.3 – Comparação das tensões efetivas conforme os modelos de Hill⁽¹⁸⁾ e de Olund⁽²³⁾

Aço – direção de deformação plástica	Tensão efetiva (MPa) conforme Hill ⁽¹⁸⁾		Tensão efetiva (MPa) conforme Olund e Bergstrom ⁽²³⁾	
	valor	média	valor	média
IF – DL	469	474 ± 7,1	432	433,5 ± 2,1
IF – DT	479		435	
SAE 1050 – DL	610	588 ± 31,1	599	585 ± 19,8
SAE 1050 - DT	566		571	
Aumento de resistência do aço SAE 1050 em relação ao IF devido a carbonetos esferoidizados (%)		24,05		34,94

A análise da tabela 5.3 mostra que o aço da qualidade IF, monofásico e ferrítico, apresenta queda na tensão efetiva média de deformação plástica quando o efeito das discordâncias (modelo de Olund e Bergstron) é considerado no seu cálculo, em comparação com o valor da tensão equivalente média conforme o modelo de Hill. O mesmo fato ocorre com o aço SAE 1050 originalmente esferoidizado, porém com menor intensidade em comparação com o aço IF.

Padilha e Siciliano⁽³⁸⁾ fazem as seguintes assertivas para explicar a queda de tensão decorrente das discordâncias durante a deformação plástica dos metais:

- ▶ A deformação plástica ocorre pelo movimento de discordâncias “varrendo” os planos de escorregamento que são normalmente aqueles de maior densidade atômica.
- ▶ O movimento das discordâncias envolve o rearranjo de apenas alguns átomos ao seu redor e não mais o movimento simultâneo e cooperativo de todos os átomos de um plano cristalino, conforme supõe o modelo de Frenkel.
- ▶ De um modo geral, os cristais reais começam a deformar-se plasticamente em tensões entre 1/1000 e 1/10000 da tensão teórica calculada por Frenkel

O aço SAE 1050, de matriz ferrítica com carbonetos de ferro esferoidizados, apresenta tensões efetivas médias superiores às daquelas do aço da qualidade IF. O mecanismo de endurecimento por partículas é explicável pelo ancoramento de discordâncias ocasionado pela cementita esferoidizada⁽³⁸⁾ presente na matriz ferrítica.

5.5. Texturas cristalográficas via EBSD

O aço SAE 1050, submetido aos ensaios de tração, apresentou fibras γ muito fracas na condição uniaxial e ausentes na condição ortogonal. Portanto, pode-se afirmar que o aço SAE 1050 não tem textura $\{111\} \langle 110 \rangle$ favorável à estampabilidade máxima mas possui textura próxima designada por $\{223\} [1 \ -1 \ 0]$.

O aço IF, por sua vez, apresentou textura $\{111\} \langle 110 \rangle$ favorável à estampabilidade. Todavia, foi possível evidenciar na presente pesquisa que há enfraquecimento da fibra γ quando a deformação plástica foi aplicada na direção ortogonal (trajetória 2) em comparação com a deformação uniaxial (trajetória 1). Portanto, pode-se afirmar que a alteração da trajetória de deformação exerceu influência na estampabilidade do material.

A intensidade das fibras γ em aço IF em deformações plásticas médias até 15 % conforme a trajetória de deformação 1, uniaxial, foi investigada através de difração de elétrons retroespalhados (EBSD) conforme as figuras 5.16 e 5.17. É possível verificar que a intensidade máxima da fibra γ decresceu de 8,7 para 5,5. Isto sugere que a fibra γ enfraquece nos estágios intermediários de deformação plástica e volta a se fortalecer nos estágios finais e assim, novas pesquisas são necessárias para corroborar este fato.

Figura 5.16 – intensidade da fibra γ em aço IF isento de deformação plástica, obtida via difração de elétrons retroespalhados (EBSD)

Figura 5.17 – intensidade da fibra γ em aço IF com 15 % de deformação plástica, obtida via difração de elétrons retroespalhados (EBSD)

6. CONCLUSÕES

- O processo de serigrafia adequa-se a condições de deformação plástica no método de deformação planar..
- Os resultados de CLC_0 relacionados à deformação planar são mais próximos àqueles da simulação numérica FEM em comparação àqueles do ensaio Nakazima.
- A simulação numérica utiliza apenas as propriedades iniciais do material, desconsiderando a alteração microestrutural, em especial, mudança da textura durante a deformação plástica.
- O ensaio Nakazima é realizado fora do plano e sofre influências do atrito e de fatores geométricos associados ao punção. Os valores de CLC_0 associados a este ensaio são mais elevados que aqueles fornecidos pelas técnicas de deformação planar e simulação numérica (FEM). Decréscimos de 10 % nas curvas CLC via Nakazima são usuais.
- As tensões σ_1 e σ_2 calculadas para os pontos CLC_0 são próximas daquelas previstas pela simulação numérica, considerando-se a trajetória 1.
- O ensaio de deformação planar mostrou-se adequado à determinação do ponto crítico CLC_0 pois é realizado com quantidade de amostras inferior ao método Nakazima; não é afetado pelos aspectos geométricos e pelo atrito e seus resultados aproximam-se daqueles decorrentes da simulação numérica
- A localização dos pontos de CLC_0 em deformação quase planar no interior da faixa de valores de curva CLC da literatura reforçam a confiabilidade de suas determinações.
- A rugosidade superficial aumenta com o grau de deformação plástica. O valor é maior na direção transversal à de laminação

- O ensaio planar em dois estágios (ortogonais) demonstrou alteração dos valores de CLC_0 possivelmente associado a dano microestrutural decorrente da alteração da trajetória das deformações.
- As inovações inseridas com a presente pesquisa são as seguintes:
 - A determinação de CLC_0 planar foi possível e mostrou-se funcional. Adicionalmente, houve simplificação no ensaio e no custo associado da informação;
 - O ensaio planar em dois estágios (ortogonais) demonstra deterioração do valor CLC_0 ;
 - As tensões finais não dependem significativamente da trajetória das deformações sequenciais e ortogonais planares.
 - O programa de simulação numérica baseado em elementos finitos (FEM) gerou resultados de tensão e deformação coerentes em deformações uniaxiais planares, porém, não atendeu à expectativa em deformações ortogonais.

REFERÊNCIAS

1. **PLAUT, R. L.** Estampabilidade de Chapas. In: SCHON, C. G. et al. Textura e Relações de Orientação. São Paulo : IPEN, 2003.
2. **HOSFORD, J. L., DUNCAN, J. L.** JOM. Nov.1999, pp. 39-44.
3. **EMBURY, J. D.** Formability and Metalurgical Structure. Met. Soc. 1987, pp.101 - 106.
4. **TAYLOR, B.** Metals Handbook. 9. Metals Park : s.n., 1989. pp. 877 - 899. Vol. 14.
5. **SILVA, A. T. ; PLAUT, R. L.** – Estampagem dos aços carbono – ABM – S. Paulo, SP, Brasil, 2004
6. **MELO, T. M. F.** Determinação experimental da curva limite de estampagem à estrição (clee) utilizando os ensaios de tração e bulge-test. In: 43º Seminário de Laminação – Curitiba, PR, Brasil, outubro de 2006.
7. **KEELER, S. P.** Society of Automotive Engineers Congress, Detroit, January 1968.
8. **GOODWIN, B. M.** Metall. Ital. 1968, v.60, pp. 767 - 771.
9. **GHOSH, A.K. HECKER, S.S.** Metall. Trans., v.6A, 1975, pp.1065-1074
10. **LAUKONIS, J. V., GHOSH, A.** 1978, Met. Transaction, Vol. 9A, pp. pp. 1849 - 1856.
11. **DRY, D., HUGHES, D., OWEN, R.** 2, 2001, Ironmaking and Steelmaking, v.28, pp. 89-95.
12. **NANDEDKAR, V.M., NARASIMHAN, K.** 1999, J. Mat. Proc. Tech, Vols. v.89-90, pp.24-29.
13. **PLAUT, R. L.** Curvas Limite de Conformação (CLC), 2010, S.Paulo : EPUSP
14. **APERAM SOUTH AMERICA** [On Line] . Disponível em;
http://www.aperam.com/brasil/port/empresa/revista_espaco/77/espaco_77.html
15. **MEYERS, M. A., CHAWLA, K. K.** Princípios de Metalurgia Mecânica. São Paulo: Editora Edgard Blucher Ltda, 1982. pp 505
16. **HOSFORD, W.F.,** Mechanical Behavior of Materials- Chapter 22-New York, Cambridge University Press, Edition 1; 2005 – pp 392 - 492
17. **PATENTE US5572896** – Strain Path Control in Forming Processes – www.google.com.br/patentes/5572896.
18. **WAGONER, R. H.** Measurement and Analysis of Plane Strain Work Hardening. Metallurgical Transactions A. 1980, Vol. 11 A, pp. 165 - 175.
19. **WAGONER, R. H. , CHENOT, J. L.** Fundamentals of Metal Forming. New York : John Wiley & Sons, Inc., 1997.
20. **STOUGHTON, T. B.** A general forming limit criterion for sheet metal forming. International Journal of Mechanical Sciences. October de 2000, Vol. 42, pp. 1 - 27.
21. **TRANA, K.** Finite element simulation of the tube hydroforming process – bending, performing and hydroforming. Journal of Materials Processing Technology. 2002, V. 127, pp 401 - 408
22. **ZIMNIAK, Z.** Implementation of the forming limit stress diagram in FEM simulations. Journal of Materials Processing Technology. V. 106, 2000, pp. 261 - 266.
23. **BERGSTROM, Y., OLUND, S.** Materials Science and Engineering, 1982, vol. 56, pp 47 -61

24. **KALUZA, W.; KIM, I.; BLECK, W.;** Determination of forming limit stress diagrams for the characterization of material for sheet metal forming. *Advanced Engineering Materials* 2002, 4, n^o 4, pp 191 - 195
25. **GRONOSTAJKI, Z.** The constitutive equations for fem analysis. *Journal of Materials Processing Technology*. V. 106, 2000, pp 40 - 44
26. **HERSEL, A., SPITELL, T.** – Kraft –und Arbeits berdarf bildsamer Formgebungsverfahren – VEB -1978
27. **RAABE, D. , ROTERS, F.** *Steel Research*. 2003, Vol. 74, 3, pp. 181-182.
28. **PLAUT, R. L., SILVA, A. T.** – Estampagem dos Aços ao Carbono – 2004 – ABM , São Paulo, SP
29. **EUROPEAN ALUMINIUM ASSOCIATION (EAA).** Liverpool – England. Apresenta recursos sobre Tecnologia e Ciência do Alumínio. Disponível em www.aluminiummatter.org.uk/anisotropy. Acesso em Fev. 2006
30. **PEETERS, B. et al.** *Acta mater.* 2001, Vol. 49, pp. 1607 - 1619.
31. **PLAUT, R. L.** Desenvolvimento e evolução de textura em aços de baixo carbono, 2010, S.Paulo : EPUSP.
32. **BARNETT, L. K.** *ISIJ INT.* 1999, Vol. 39, 9, pp. 923 - 929.
33. **MARTINS, I. A.,** Refino de grão na transformação austenítica em aço rolamento previamente conformado a frio – UFScar, São Carlos. SP, 2012
34. **FILHO, A. F. et al.** Medium carbon steel deep drawing: a study on the evolution of mechanical properties, texture and simulations from cold rolling to the end product. 2005.
35. **VIANA, C. S. C. e PAULA A. S.,** Texturas de Deformação. [A. do livro] A. P. et al. *Textura e Relações de Orientação*. São Paulo : TWA Stúdio Gráfico, 2003.
36. **STOROJEVA, L. et al.** Development of microstructure and texture of medium carbon steel during heavy warm deformation. *Acta Materialia*. 2004, Vol. 25, pp. 2209 - 2220.
37. **WALENTEC, A. et al.** Texture evolution cold rolling of low and high carbon steel. *Materials Science Forum*. September de 2005, Vols. 495 - 497, pp. 369 - 378.
38. **PADILHA, A. F. e SICILIANO, F.** – Encruamento, Recristalização, Crescimento de grão e Textura – ABM – São Paulo, 1995
39. **PORTER, J. R. e HUMPHREYS, F. J.** – Nucleation of recrystallization at second-phase particles in deformed copper alloys. *Metal Science*, vol. 13, p. 83-88, 1979
40. **HUMPHREYS, F. J.** – The nucleation of recrystallization at second-phase particles in deformed aluminum. *Acta Metallurgica*, vol. 25, p. 1323-1344, 1977
41. **HUMPHREYS, F.J.** – Recrystallization mechanisms in two-phase alloys. *Metal Science*, vol. 13, p. 136-145, 1979
42. **HUMPHREYS, F.J** – Nucleation of recrystallization in metals and alloys with large particles. In: N. HANSEN, A.R. JONES & T. LEFFERS (eds.) *Recrystallization and Grain Growth of Multi-Phase and Particle Containing Materials*, RISO, P. 35-44, Denmark, 1980.
43. **HUMPHREYS, F.J** – dislocation-particle interactions. In: M. LORETTO (ed.) *Dislocations and Properties of Real Materials*, Inst. Of Metals. P. 175-204, London, 1985.
44. **STOBBS, W. M.** – Patterns of deformation in alloys containing hard particles. In: N. HANSEN, A. R. JONES & T. LEFFERS (eds.) *Recrystallization and grain growth of multi-phase and particle containing materials*, RISO – P. 1-11, Denmark, 1980

45. **DERMARKAR,S., GUYOT,P., HVEM, J. P.** – Study of recrystallization in aluminum alloys containing second phase particles. *Acta Metallurgica*, vol. 31, p. 1315 – 1322, 1983.
46. **KRAUSS, G.**, Principles of Heat Treatments of Steels, ASM, METALS Park, Ohio 1980
47. **CHIAVERINI, V.** Tratamentos Térmicos das Ligas Ferrosas, 1987,2ª edição, ABM, São Paulo, SP
48. **GRAF, A. F. e HOSFORD, W. F.** *Met. Trans.* 1993, Vol. 24 A, pp. 2497 - 2501.
49. **LEE, B.H., KEUM, Y.T. , WAGONER, R. H.** *J. Mat. Proc. Tech.* 2002, Vols. 130 - 131, pp. 60 - 63.
50. **SILVA, J. R.** Rugosidade. S. Paulo : www.sp.senai.br [Online]
51. **PFESTORF, M., ENGEL, U. , GEIGER, M.** 3D - Surface Parameters and their application on deterministic textured metal sheets. *Int. J. Math. Tools Manufact.* 1998, Vol. 38, 5 - 6, pp. 607 - 614.
52. **HERRERA, C. et al.** Evolução da textura e das propriedades mecânicas de um aço de médio teor de carbono para estampagem profunda durante a laminação a frio e posterior recristalização . 62º Congresso Anual da ABM . Vitória - ES : s.n., 2007.
53. **XAVIER, M.D.; PLAUT; R. L.; SOUZA, E.** Técnicas de gravação de redes de círculos em amostras metálicas visando estudos de estampabilidade – Anais do 43º Seminário de Laminação – ABM – Curitiba – PR - 2006
54. **TECNIGRAV.** Kit gravador eletroquímico para metais. www.tecnigrav.com. [Online] 1989.
55. **MOURA, G.** Serigrafia e Tampografia. S. Paulo : SENAI Theobaldo De Nigris, 2005. pp. 1 - 120.
56. **SILVA, E. N. e DIOGO, R. M.** Rotogravura e Flexografia - Características básicas de rotogravura e flexografia. 3ª. S. PAULO : SENAI Theobaldo De Nigris, 2001. pp. 1 - 57.
57. **SILVA, E. N.** Rotogravura. 3ª. S. PAULO : SENAI Theobaldo De Nigris, 2001. pp. 1 - 49.
58. **SANG, H. , NISHIKAWA, Y.** A Plane Strain Tensile Apparatus. *Journal of Metals*. Fev. 1983, pp 30 – 33.
59. **TEKKAYA, A. E. et al.** Yield Locus Evolution And Constitutive Parameter Identification Using Plane Strain Tension And Tensile Tests. *Journal of Materials Processing Technology* , V.211, 2011, 1957 -1964
60. **CHEN, L. X.** Plastic Properties Of Low-Carbon Steel Sheets. *Journal of Materials Processing Technology*, V. 63 , 1997, 95 -99.
61. **PRIADI, D., NAPITUPULU, R. A. M., SIRADJ, E. S.** Developing Uniaxial Tensile Test as an Alternate Method for Thermo Mechanical Process Evaluation. *Advanced Materials Research*, Vols 283-390, 2012, pp 5404 -5408.
62. **VIAL, C.** Yield Locus Of 70/30 Brass Sheet Metals. *Inst. J. Mech. Sci*, V. 30, Nº. 2, 1988, pp. 137 – 143.
63. **HOLMBERG, S., ENQUIST, B., THILDERKVIST, P.** Evaluation of Sheet Metal Formability by Tensile Tests. *Journal of Materials Processing Technology*, V. 145, 2004, pp. 72 – 83
64. **VEGTER, H. et al.** Characterization and Modeling of Plastic Material Behavior and its Application in Sheet Metal Forming Simulation. VII International Conference on Computacional Plasticity (COMPLAS VII), E. Onate and D. R. J. Owen (Eds), CIMNE, Barcelona, 2003, pp 1 -19.

65. **FLORES, P., BONNET, F., HABRAKEN, A. M.**, plane strain test for metal sheet characterization. Key Engineering Materials. V. 344, 2007, pp 135 – 142.
66. **VEGTER, H., BOOGAARD, A. H.** A Plane Stress Yield Function for Anisotropic Sheet Material by Interpolation of Biaxial Stress States. International Journal of Plasticity, V. 22, 2006, pp. 557 – 580.
67. **BANABIC, D. et al.** Formability of Metallic Materials. Springer 2000, Chapter 4, Anisotropy of Sheet Metal – pp. 119 - 172
68. **CULLITY, B. D.** – Elements of X- Rays Diffraction - Addison - Wesley Publishing Company, Inc., Second edition – London, 1978
69. **RIGAKU CORPORATION.** www.rigaku.com. [Online] 2000.
70. **MANUAL TÉCNICO PANTEC CPJ 3015.** www.panambra.com. [Online] 2008.
71. **HARIHARAN, K., SURESH, S.** Comparison of Optical Strain Analysis and Circular Grid Analysis in Sheet Metal Forming. SAE International – 2007 , V. 01, p. 4282
72. **LTDA, EMIC - EQUIPAMENTOS E SISTEMAS DE ENSAIO.** www.emic.com.br. [Online]
73. **FANUC LTD.** WWW.Fanuc.co.jp. [Online]
74. **OLYMPUS OPTICAL DO BRASIL LTDA.** www.olympuslatinoamerica.com. [Online]
75. **FEI COMPANY** - www.fei.com/products [Online]
76. **MITUTOYO SUL AMERICANA.** www.mitutoyo.com.br. [Online]
77. **PROGRAMA DE ANÁLISE DE TEXTURA - PAT.** s.l. : Universidade de S. Paulo - financiadora: FAPESP, 2001-2003. 3.1.
78. **BUNGE, H. J.** texture analysis in materials science. Mathematical Methods. London : Butterworth, 1969, p. 88.
79. **MÁQUINA DE EMBUTIMENTO MODELO 145 – MANUAL TÉCNICO.** www.arotec.com.br. [Online]
80. www.asametechn.com. [Online]
81. **ANÁLISE DE FRATURAS**, São Paulo, ABM, 1984
82. **PROGRAMA METIS.** [Online]
<http://www.imm.rwth-aachen.de/hp/institut/public/Vollversion/start/index.htm>
83. **GHOSH, A. K. ; HECKER, S. S.** Metallurgical Transactions. 1974, Vol. 5, pp. 2161 - 2164.
84. **CHAPENTIER, P. L.** Metallurgical Transactions . 1975, Vol. 6A, pp. 1665 - 1669.
85. **ARRIEUX, R.** Journal Material Processing Technology. 1995, Vol. 53, pp. 47 – 56
86. **ABSPÖEL, M.** et al.- Inherent influence of strain path in Nakazima FLC testing- Tata Steel Research, Development & Technology, IJTC
http://www.tatasteelautomotive.com/file_source/StaticFiles/Automotive/Inherent%20influence%20of%20strain%20path%20in%20Nakazima%20FLC.pdf
87. **XAVIER, M. D. ; PLAUT, R. L.** Análise do parâmetro de estampabilidade CLC_0 em trações uniaxiais e ortogonais quase planares – 49 Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos – ABM - 22 a 25 Out. 2012 - Vila Velha – ES - Brasil
88. **HAMBLI, R.** Int. J. Mechanical Science, Vol. 44. 2002, pp. 2089 – 2102

APÊNDICE A

Parte 1: Critério de escoamento de Hill (1948)

A função de escoamento quadrático de Hill ou critério de escoamento de 1948 de Hill é expresso pela equação (1):

$$f (\sigma) = F (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + G (\sigma_1 - \sigma_3)^2 + H (\sigma_1 - \sigma_2)^2 \dots\dots\dots(1)$$

Os fatores multiplicadores F; G e H são constantes e os sub-índices 1, 2 e 3 servem para dois propósitos: σ_i são as três tensões principais, cujos vetores são supostamente paralelos a x_i , onde x_1 = direção de laminação (DL), x_2 = direção transversal (DT) à direção de laminação e x_3 = direção da espessura, tal como mostrado na figura abaixo.

Laminação de chapa e direções do material
Fonte: Wagoner, R. H. e Chenot, J.L.⁽¹⁹⁾

A equação (1) pode ser usada apenas para situações onde os eixos das tensões principais são sempre paralelos aos eixos anisotrópicos do material. Esta equação foi construída inicialmente considerando que os testes de tração exibem anisotropia de modo que deformações laterais não são iguais. Outro ponto importante é a

independência da equação (1) com relação à pressão e sua imprevisibilidade em relação ao efeito Baushinger.

A tensão efetiva ($\bar{\sigma}$) em termos de um teste de tração ao longo da direção de laminação (x_1) traz: $\sigma_1 = \bar{\sigma}$; $\sigma_2 = \sigma_3 = 0$. Assim, tem-se a equação (2):

$$f = F (0 - 0)^2 + G (\bar{\sigma} - 0)^2 + H (\bar{\sigma} - 0)^2 = (G + H) \bar{\sigma}^2 \dots\dots\dots(2)$$

A substituição do termo $(G + H) \bar{\sigma}^2$ da equação (2) na equação (1) conduz à determinação da tensão efetiva em ensaios de tração na direção de laminação conforme a equação (3):

$$\bar{\sigma}^2 = \frac{F}{G+H} (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + \frac{G}{G+H} (\sigma_1 - \sigma_3)^2 + \frac{H}{G+H} (\sigma_1 - \sigma_2)^2 \dots\dots\dots(3)$$

Os parâmetros de anisotropia plástica (r) nas direções DL e DT são calculados conforme a norma técnica ASTM E 157. Basicamente, são utilizadas amostras padronizadas para ensaios de tração com eixos maiores paralelos e também a 45° e 90° em relação à direção de laminação, conforme a próxima figura. Há a aplicação de 15 % de deformação percentual ao longo do eixo maior do corpo de prova e o quociente da razão entre as deformações verdadeiras na largura e na espessura do deformação na largura equivale ao coeficiente de anisotropia plástica normal “ r ”, conforme a equação (4).

Orientação dos corpos de prova para ensaios de anisotropia em relação à direção de laminação

Fonte: Wagoner, R. H. e Chenot, J.L.⁽¹⁹⁾

$$r = \frac{\text{deformação verdadeira } (\varepsilon) \text{ na largura}}{\text{deformação verdadeira } (\varepsilon) \text{ na espessura}} \dots\dots\dots(4)$$

A relação entre os parâmetros de anisotropia plástica (r_{DT} ; r_{DL}) e as constantes de Hill são citadas pela literatura da seguinte forma: $F = R_0$; $G = R_{90}$; $H = R_0 \cdot R_{90}$, onde R_0 e R_{90} são respectivamente os coeficientes de anisotropia normal relativos às direções de laminação (DL) e transversal (DT) à direção de laminação.

A substituição dos parâmetros de anisotropia plástica na equação (3) possibilita obter a função do escoamento quadrático de Hill em termos das relações de anisotropia plástica, conforme a equação (5):

$$\bar{\sigma}^2 = \frac{1}{r_{90}(1+r_0)} [r_0 (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + r_{90} (\sigma_1 - \sigma_3)^2 + r_0 \cdot r_{90} (\sigma_1 - \sigma_2)^2] \dots\dots\dots(5)$$

A equação (6) de Wagoner, traz a deformação efetiva $\bar{\varepsilon}$ em função dos parâmetros F; G e H.

$$d\bar{\varepsilon}^2 = \frac{(G+H)}{(FG+FH+GH)^2} [F^2 (G + H) d\varepsilon_1^2 + G^2 (F + H) d\varepsilon_2^2 + H^2 (F + G) d\varepsilon_3^2] \dots\dots\dots (6)$$

A substituição de $F = R_0$; $G = R_{90}$; $H = R_0 \cdot R_{90}$ na equação (6) conduz à eq. (7):

$$d\bar{\varepsilon}^2 = A \cdot B \dots\dots\dots(7)$$

onde A e B são calculados como segue:

$$A = \frac{r_{90} (1 + r_0)}{(r_0 r_{90} + r_0 r_{90}^2 + r_0^2 \cdot r_{90})}$$

$$B = r_0 (r_{90} \cdot d\varepsilon_2 - r_0 r_{90} \cdot d\varepsilon_3)^2 + r_{90} (r_0 d\varepsilon_1 - r_0 r_{90} d\varepsilon_3)^2 + r_0 r_{90} (r_0 d\varepsilon_1 - r_{90} \cdot d\varepsilon_2)^2$$

APÊNDICE A

Parte 2: Cálculo de tensões σ_1 e σ_2 (tabela 5.2)

1. Cálculo da deformação efetiva $\bar{\epsilon}$

$$\bar{\epsilon} = \frac{1 + r}{\sqrt{1 + 2r}} \left[\epsilon_1^2 + \epsilon_2^2 + (2r/(1 + r))\epsilon_1\epsilon_2 \right]^{1/2}$$

$$\epsilon_1 = \ln (d1/d0) ; \epsilon_2 = \ln (d2/d0) .$$

Aço IF: Tabelas 4.4 e 4.5 (pg 85) para o aço IF

Aço SAE 1050: Tabelas 4.6 (pg 86) e 4.7 (pg 87)

<u>Aço</u>	<u>r médio</u>
<u>IF</u>	1,6
<u>SAE 1050</u>	0,83

2. Cálculo da tensão efetiva

$$\bar{\sigma} = K . \bar{\epsilon}^n$$

<u>aço</u>	<u>K [MPa]</u>	<u>n</u>
<u>IF</u>	584	0,22
<u>SAE 1050</u>	803,2	0,184

3. Determinação de σ_1 e de σ_2

- $\bar{\delta} = \varepsilon_2 / \varepsilon_1$ ver tabelas 4.4 a 4.7 (pgs 85 a 87)
- $\alpha = ((1 + r_m) \cdot \bar{\delta} + r_m) / (1 + r_m + r_m \cdot \bar{\delta})$
- $\chi = [1 + \alpha^2 - ((2 \cdot r_m) / (1 + r_m) \cdot \alpha)]^{1/2}$

$$\sigma_1 = \frac{\bar{\sigma}}{\chi}$$

$$\sigma_2 = \sigma_1 / \alpha$$

APÊNDICE B

Critério de escoamento de Hill associado à teoria de discordâncias

tensão e deformação efetiva

A tensão efetiva ($\bar{\sigma}$) de uma chapa metálica anisotrópica deformada em tensão planar pode ser escrita de acordo conforme a teoria de Hill (equação (1)), onde σ_1 e σ_2 são as tensões principais atuantes no plano da chapa e os fatores F, G e H descrevem o estado da anisotropia ao longo dos respectivos eixos.

$$\bar{\sigma} = \left(\frac{3}{2} \frac{1}{F + G + H} \right)^{1/2} \{ (G + H)\sigma_1^2 + (F + H)\sigma_2^2 - 2H\sigma_1\sigma_2 \}^{1/2} \dots\dots\dots(1)$$

Se os eixos de deformação não giram e as razões entre as deformações principais permanecem constantes durante a deformação tem-se a deformação efetiva $\bar{\epsilon}$ conforme a equação (2), sendo ϵ_1 , ϵ_2 e ϵ_3 as deformações principais.

$$\bar{\epsilon} = \left(\frac{2}{3} \frac{F + G + H}{FG + GH + HF} \right)^{1/2} (F\epsilon_1^2 + G\epsilon_2^2 + H\epsilon_3^2)^{1/2} \dots\dots\dots(2)$$

As relações de Levy podem ser escritas conforme as equações (3)

$$\frac{\epsilon_1}{(G + H)\sigma_1 - H\sigma_2} = \frac{\epsilon_2}{(F + H)\sigma_2 - H\sigma_1} = - \frac{\epsilon_3}{G\sigma_1 + F\sigma_2} \dots\dots\dots(3)$$

Assume-se nas equações acima que os eixos das tensões e deformações principais são coincidentes embora este fato seja totalmente verdadeiro apenas para materiais isotrópicos.

A consideração exclusiva da anisotropia normal traz $G = F$ e então a razão R de anisotropia normal pode ser definida conforme a equação (4)

$$R = \frac{\epsilon_2}{\epsilon_3} = \frac{H}{G} = \frac{H}{F} \dots\dots\dots(4)$$

A combinação da equação (4) com as equações (1) a (3) permite obter as equações (5) a (7):

$$\bar{\sigma} = \left(\frac{3}{2} \frac{1}{2+R} \right)^{1/2} \{ (1+R)\sigma_1^2 + (1+R)\sigma_2^2 - 2R\sigma_1\sigma_2 \}^{1/2} \dots\dots\dots(5)$$

$$\bar{\epsilon} = \left(\frac{2}{3} \frac{2+R}{2R+1} \right)^{1/2} (\epsilon_1^2 + \epsilon_2^2 + R\epsilon_3^2)^{1/2} \dots\dots\dots(6)$$

$$\frac{\epsilon_1}{(1+R)\sigma_1 - R\sigma_2} = \frac{\epsilon_2}{(1+R)\sigma_2 - R\sigma_1} = - \frac{\epsilon_3}{\sigma_1 + \sigma_2} \dots\dots\dots(7)$$

A equação (6) pode ser simplificada considerando que na deformação plástica a soma das deformações é igual a zero , ou seja:

$$\epsilon_1 + \epsilon_2 + \epsilon_3 = 0$$

Desta maneira tem-se a equação (8):

$$\bar{\epsilon} = \left(\frac{2}{3} \frac{2+R}{2R+1} \right)^{1/2} \{ (1+R)\epsilon_1^2 + (1+R)\epsilon_2^2 + 2R\epsilon_1\epsilon_2 \}^{1/2} \dots\dots\dots(8)$$

As razões σ_2/σ_1 e ϵ_2/ϵ_1 permanecem aproximadamente constantes e é então apropriado introduzir os símbolos x e β , conforme as equações (9) e (10):

$$x = \frac{\sigma_2}{\sigma_1} \dots\dots\dots(9)$$

$$\beta = \frac{\epsilon_2}{\epsilon_1} \dots\dots\dots(10)$$

As equações (5), (8) e (7) podem então ser reescritas conforme as equações (11), (12) e (13), respectivamente.

$$\bar{\sigma} = \left(\frac{3}{2} \frac{1}{2+R} \right)^{1/2} \{ (1+R) + (1+R)x^2 - 2Rx \}^{1/2} \sigma_1 \dots\dots(11)$$

$$\bar{\epsilon} = \left(\frac{2}{3} \frac{2+R}{2R+1} \right)^{1/2} \{ 1+R+2\beta R + (1+R)\beta^2 \}^{1/2} \epsilon_1 \dots\dots\dots(12)$$

$$\frac{\epsilon_1}{1 + R - Rx} = \frac{\epsilon_2}{(1 + R)x - R} = -\frac{\epsilon_3}{1 + x} \quad \dots\dots\dots(13)$$

A equação (13) possibilita obter as relações entre x e β conforme as equações (14) e (15):

$$\beta = \frac{(1 + R)x - R}{1 + R - Rx} \quad \dots\dots\dots(14)$$

$$x = \frac{(1 + R)\beta + R}{1 + R + R\beta} \quad \dots\dots\dots(15)$$

condições para estrição localizada

A estampabilidade de chapas metálicas esta intimamente relacionada à habilidade para resistir às estrições difusa e local. É razoável numa primeira aproximação assumir que a estrição difusa define as deformações limitantes quando $\beta > 0$ enquanto a estrição local define as deformações limitantes quando $\beta < 0$.

A condição geral para estrição pode agora ser escrita conforme a equação (16), na qual z é um parâmetro determinado entre outros fatores pelo estado de tensão e a textura do material.

$$\frac{d\bar{\sigma}}{d\bar{\epsilon}} = \frac{\bar{\sigma}}{z} \quad \dots\dots\dots(16)$$

As equações (17) e (18) utilizam os símbolos Z_d e Z_l que referem-se às estrições difusa ($\beta > 0$) e local ($\beta < 0$), respectivamente.

$$\frac{d\bar{\sigma}}{d\bar{\epsilon}} = \frac{\bar{\sigma}}{z_d} \quad \dots\dots\dots(17)$$

$$\frac{d\bar{\sigma}}{d\bar{\epsilon}} = \frac{\bar{\sigma}}{z_1} \dots\dots\dots(18)$$

Os parâmetros Z_d e Z_l podem ser calculados utilizando as equações (19) e (20), conforme Moore e Wallace^(ref) e Hill^(ref).

$$z_d = \left\{ \frac{2}{3} (2 + R) \right\}^{1/2} \times \frac{\{1 + R - 2xR + (R + 1)x^2\}^{3/2}}{(1 + R)^2 - (R + 2)xR - (R + 2)x^2R + (R + 1)^2x^3} \quad (19)$$

$$z_l = \left\{ \frac{2}{3} (2 + R) \right\}^{1/2} \times \frac{\{1 + R - 2xR + (1 + R)x^2\}^{1/2}}{x + 1} \dots\dots\dots(20)$$

tensão efetiva ($\bar{\sigma}$), deformação efetiva ($\bar{\epsilon}$) e deslocções

A relação entre a tensão efetiva e a deformação efetiva deve ser conhecida para possibilitar o cálculo teórico da deformação até a estricção. Relações empíricas tem sido há muito tempo usadas para este propósito e tem sido assumido que os parâmetros envolvidos são independentes da trajetória de deformação, definida por β . A expressão (21), notável quanto à descrição de dados experimentais de aços ferríticos e alumínio, foi escolhida por Bergstron e Olund devido ao seu significado físico associando deslocções:

$$\bar{\sigma} = \sigma_{i0} + \alpha G b \left[\frac{U}{\Omega} \{1 - \exp(-\Omega \bar{\epsilon})\} + \rho(\bar{\epsilon}_p) \exp(-\Omega \bar{\epsilon}) \right]^{1/2} \dots\dots\dots(21)$$

Os termos da equação (21) são definidos como segue:

σ_{i0} = tensão de atrito

α = parâmetro de endurecimento via deslocções

G = módulo de cisalhamento

b = vetor de Burgers

U = constante de multiplicação de deslocações

Ω = probabilidade de recuperação dinâmica

$\rho(\bar{\epsilon}_p)$ = densidade de deslocações no material no início da deformação plástica, isto é, após uma pré-deformação ($\bar{\epsilon}_p$)

A variação da densidade de deslocações ρ em relação à deformação plástica segue equação (22a), onde ρ_0 é a densidade de deslocações inicial.

$$\rho(\bar{\epsilon}) = \frac{U}{\Omega} \{1 - \exp(-\Omega\bar{\epsilon})\} + \rho_0 \exp(-\Omega\bar{\epsilon}) \quad \dots\dots\dots(22a)$$

O parâmetro U é inversamente proporcional ao caminho livre médio das deslocações móveis, conforme a equação (22b), sendo $\bar{m}$ uma constante igual a 2 em metais cúbicos de corpo centrado (CCC) e igual a 3,1 em metais cúbicos de faces centradas (CFC).

$$U = \frac{\bar{m}}{bs} \quad \dots\dots\dots(22b)$$

deformação equivalente relativa à estrição instável (“pescoço”)

A equação (23) , obtida a partir das equações (16) e (21), permite calcular a deformação efetiva relativa à estrição instável (pescoço) do material:

$$\bar{\epsilon}_n = -\frac{1}{\Omega} \ln \left[\frac{1}{p} - \frac{a^2}{2} (1+b) + a \left\{ a^2 \left(\frac{1}{4} - \frac{b}{2} + b^2 \right) + \frac{p-1+b}{p} \right\}^{1/2} \right] \quad \dots\dots(23)$$

Os termos a ; b ; p e $\sigma_{\text{máx}}$ são calculados através das equações (23a) a (23d):

$$a = \frac{\sigma_{i0}}{\sigma_{\max}} \frac{1}{p} \dots\dots\dots(23a)$$

$$b = \frac{\rho(\bar{\epsilon}_p)\Omega}{U} \dots\dots\dots(23b)$$

$$p = \frac{z\Omega}{2} + 1 - \frac{\rho(\epsilon_p)\Omega^2 z}{2U} - \frac{\rho(\epsilon_p)\Omega}{U} \dots\dots\dots(23c)$$

$$\sigma_{\max} = \alpha G b \left(\frac{U}{\Omega} \right)^{1/2} \dots\dots\dots(23d)$$

Em consequência das equações acima, tem-se que a deformação plástica até a ocorrência do pescoço (estrição instável), designada por $\bar{\epsilon}_n$, pode ser calculada se são conhecidos a curva tensão x deformação efetiva; a textura R do material e a razão de tensão x.

cálculo do diagrama limite de conformação (CLC)

As deformações limite associam-se às estricções difusa ($\beta > 0$) e local ($\beta < 0$). O diagrama limite de conformação considerando deformações no plano é aqui considerado.

As etapas do procedimento de cálculo dos diagramas CLC são:

- (a) Os parâmetros da equação (21) são determinados ajustando-a aos dados experimentais e os parâmetros U e Ω , dependentes de β , são avaliados.
- (b) A deformação $\bar{\epsilon}_n$, relativa à estrição instável (pescoço), é determinada usando a equação (23).
- (c) As deformações correspondentes ϵ_{1n} e ϵ_{2n} são calculadas com as equações (10) e (12)
- (d) Os valores ϵ_{1n} e ϵ_{2n} são plotados gerando o diagrama CLC.

- (e) ϵ_{1n} e ϵ_{2n} são deformações verdadeiras cujas transformações em deformações de engenharia são possíveis com a aplicação das equações (24) e (25)

$$e_{1n} = \exp(\epsilon_{1n}) - 1 \quad \dots\dots\dots(24)$$

$$e_{2n} = \exp(\epsilon_{2n}) - 1 \quad \dots\dots\dots(25)$$

O parâmetro de anisotropia R tem apenas uma influência leve sobre as deformações limitantes conforme afirmam Bergstrom e Olund. Todavia, estes pesquisadores encontraram no trabalho de Laukonis e Ghosh^(ref. 6) alguns valores aplicáveis a aços acalmados ao alumínio e necessários para aplicação na equação (21). Assim, considerando as trajetórias de deformação definidas por $\beta = -0,5$ e $\beta = 1$ tem-se para G e b as quantidades $0,78 \times 10^5 \text{ MN. m}^{-2}$ e $2,5 \times 10^{-10} \text{ m}$ respectivamente, enquanto que $\alpha = 0,8$ e $\rho = 10^{12} \text{ m}^{-2}$ também são utilizados.

O trabalho de Bergstrom e Olund traz também que a deformação biaxial balanceada ($\beta = 1$) conduz ao encruamento maior que a deformação uniaxial ($\beta = -0,5$), aumentando o parâmetro U, associado à multiplicação de deslocações, conforme a equação (26) e diminuindo o parâmetro Ω de recuperação dinâmica, conforme a equação (27). Adicionalmente, estes autores afirmam ainda que o parâmetro σ_{i0} , relativo à tensão de atrito, é muito pouco afetado pela variação da trajetória β .

$$U = (0.27\beta + 1.73) \times 10^{15} \text{ m}^{-2} \quad \dots\dots\dots(26)$$

$$\Omega = -2.67\beta + 2.67 \quad \dots\dots\dots(27)$$

A aplicação das equações (26) e (27) traz para $\beta = 0$ os valores $U = 1,73 \times 10^{15} \text{ m}^{-2}$ e $\Omega = 2,67$. Estas variáveis assumem os valores $U = 2 \times 10^{15} \text{ m}^{-2}$ e $\Omega = 0$ e também $\sigma_{i0} = 130 \text{ MPa}$ quando $\beta = 1$ (deformação biaxial balanceada) . De modo análogo, $U = 1,6 \times 10^{15} \text{ m}^{-2}$; $\Omega = 4$ e $\sigma_{i0} = 120 \text{ MPa}$ quando $\beta = -0,5$ (deformação uniaxial).

APÊNDICE C
Desenhos técnicos dos corpos de prova e das garras

Figura 1- corpo de prova aplicado na trajetória 1 de deformação plástica

Figura 2 - Corpo de prova aplicado na trajetória 2 de deformação plástica

Corpos de prova para análises de deformações planares

Figura 3 - Corpos de prova adicionais para estudo da deformação quase planar

Fonte: referências 17;18;19 e 20

c.p. para deformação planar⁽²¹⁾

Fig. 5. Schematic drawing of specimen geometry used in the tests.

c.p. para deformação planar⁽²²⁾ Figure 4: Specimen for the plane strain tensile test at varying width ($W = 35 - 81$ mm)c.p. para deformação planar⁽²³⁾ c.p. para deformação planar⁽²⁴⁾

Figura 4 - Corpos de prova adicionais para estudo da deformação quase planar
Fonte: referencias 21;22;23 e 24

Fig. 4. Plane strain and simple shear specimen (gray part is clamped).

Figura 5 - Corpos de prova adicionais para estudo da deformação quase planar
Fonte- referencia 25

Figura 6- Garras para execução das trajetórias 1 e 2
Fonte- Oficina de Ferramentaria – SENAI 1.19 – Osasco - SP - 2006

Figura 7- Discos das garras para execução das trajetórias 1 e 2
Fonte- Oficina de Ferramentaria – SENAI 1.19 – Osasco - SP - 2006

Figura 8- Régua das garras
Fonte- Oficina de Ferramentaria – SENAI 1.19 – Osasco - SP - 2006

Figura 9- Parafusos das garras
Fonte- Oficina de Ferramentaria – SENAI 1.19 – Osasco - SP - 2006

APÊNDICE D

Parte 1: Figuras de polo, funções de distribuição de orientações cristalográficas e fibras α das amostras submetidas às trajetórias de deformação 1 e 2

Aço da qualidade IF – Direção original DL

IF – ORIGINAL - DL

IF – ORIGINAL -DL

IF – ORIGINAL - DL

IF – COLAPSO - DL

IF – COLAPSO - DL

IF – COLAPSO -DL

IF- DL - 15% DEF. (CP 2X)

IF- DL - 15% DEF. (CP 2X)

IF- DT – RUPTURA – T2 (CP 2X)

IF- DT – RUPTURA – T2 (CP 2X)

IF – DL – 15 % DEF. (CP 3X)

IF – DL – 15 % DEF. (CP 3X)

IF- DT – RUPTURA – T2 (CP 3X)

IF- DT – RUPTURA – T2 (CP 3X)

Aço da qualidade IF – Direção original DT

IF – ORIGINAL - DT

IF – ORIGINAL - DT

IF – ORIGINAL - DT

IF – COLAPSO - DT

IF – COLAPSO - DT

IF – COLAPSO - DT

IF – DT – 15 % DEF. – T1 (CP 5X)

IF – DT – 15 % DEF. – T1 (CP 5X)

IF – DL – RUPT. – T2 (CP 5X)

IF – DL – RUPT. – T2 (CP 5X)

IF – DT – 15 % DEF. – T1 (CP 6X)

IF – DT – 15 % DEF. – T1 (CP 6X)

IF – DL – RUPTURA – T2 (CP 6X)

IF – DL – RUPTURA – T2 (CP 6X)

Aço SAE 1050 – Direção original DL

SAE 1050 – ORIGINAL - DL

SAE 1050 – COLAPSO - DL

SAE 1050 – COLAPSO - DL

SAE 1050 – COLAPSO - DL

SAE 1050 – DL – 15 % DEF. –T1 (CP 7)

SAE 1050 – DL – 15 % DEF. –T1 (CP 7)

SAE 1050 – DT – RUPTURA – T2 (CP 7)

SAE 1050 – DT – RUPTURA – T2 (CP 7)

SAE 1050 – DL – 15 % DEF.- T1 (CP 9)

SAE 1050 – DL – 15 % DEF.- T1 (CP 9)

SAE 1050 – DT – RUPTURA – T2 (CP 9)

SAE 1050 – DT – RUPTURA – T2 (CP 9)

Aço SAE 1050 – Direção original DT

SAE 1050 – ORIGINAL - DT

SAE 1050 – ORIGINAL - DT

SAE 1050 – ORIGINAL - DT

SAE 1050 – COLAPSO – DT

SAE 1050 – COLAPSO - DT

SAE 1050 –COLAPSO - DT

APÊNDICE D

Parte 2: Fibras α dos aços IF e SAE 1050 submetidos a ensaios de tração em condições quase planares

Aço IF – DL

Aço IF - DT

Aço SAE 1050 - DL

AÇO SAE 1050 – DT

APÊNDICE E

Ensaio Nakazima: figuras de polo; funções de distribuição de orientações cristalográficas(FDOC) e fibras α

Texturas de IF – Ensaio Nakazima amostra: 0,75 x 50 x 220 mm

Texturas de IF – Ensaio Nakazima amostra: 0,75 x 50 x 220 mm

Texturas de IF – Ensaios Nakazima

amostra: 0,75 x 50 x 220 mm

fibra α

Texturas de IF – Ensaios Nakazima

amostra: 0,75 x 100 x 220 mm

Texturas de IF – Ensaios Nakazima amostra: 0,75 x 100 x 220 mm

Texturas de IF – Ensaios Nakazima amostra: 0,75 x 100 x 220 mm fibra α

Texturas de IF – Ensaios Nakazima
amostra: 0,75 x 110 x 220 mm

Texturas de IF – Ensaios Nakazima
amostra: 0,75 x 110 x 220 mm

Texturas de IF – Ensaios Nakazima

amostra: 0,75 x 110 x 220 mm

fibra α

Texturas de IF – Ensaios Nakazima

amostra: 0,75 x 120 x 220 mm

Texturas de IF – Ensaios Nakazima amostra: 0,75 x 120 x 220 mm

Texturas de IF – Ensaios Nakazima amostra: 0,75 x 120 x 220 mm fibra α

Texturas de IF – Ensaios Nakazima amostra: 0,75 x 130 x 220 mm

Texturas de IF – Ensaios Nakazima amostra: 0,75 x 130 x 220 mm

Texturas de IF – Ensaios Nakazima

amostra: 0,75 x 130 x 220 mm

fibra α

Texturas de IF – Ensaios Nakazima

amostra: 0,75 x 140 x 220 mm

Texturas de IF – Ensaios Nakazima amostra: 0,75 x 140 x 220 mm

Texturas de IF – Ensaios Nakazima amostra: 0,75 x 140 x 220 mm fibra α

Texturas de IF – Ensaios Nakazima amostra: 0,75 x 160 x 220 mm

Texturas de IF – Ensaios Nakazima amostra: 0,75 x 160 x 220 mm

Texturas de IF – Ensaios Nakazima amostra: 0,75 x 175 x 220 mm

Texturas de IF – Ensaios Nakazima amostra: 0,75 x 175 x 220 mm

Texturas de IF – Ensaios Nakazima

amostra: 0,75 x 175 x 220 mm

fibra α

Texturas de IF – Ensaios Nakazima

amostra: 0,75 x 220 x 220 mm

Texturas de IF – Ensaios Nakazima amostra: 0,75 x 220 x 220 mm

Texturas de IF – Ensaios Nakazima amostra: 0,75 x 220 x 220 mm fibra α

Figuras de pólo

Nakazima – SAE 1050 – 1,48 X 50 X 220 mm

FDOC

Nakazima – SAE 1050 – 1,48 X 50 X 220 mm

FIBRA α

Nakazima – SAE 1050 – 1,48 X 50 X 220 mm

Figuras de pólo

Nakazima – SAE 1050 – 1,48 X 120 X 220 mm

FDOC

Nakazima – SAE 1050 – 1,48 X 120 X 220 mm

FIBRA α

Nakazima – SAE 1050 – 1,48 X 120 X 220 mm

Figuras de pólo

Nakazima – SAE 1050 – 1.48 X 140 X 220 mm

FDOC

Nakazima – SAE 1050 – 1,48 X 140 X 220 mm

Figuras de pólo

Nakazima – SAE 1050 – 1,48 X 160 X 220 mm

Fibras y Nakazima

Figura 3.86: Textura de IF – Ensaios Nakazima.
amostra: 0,75 x 120 x 220 mm.
fibra γ com amplitude média = 3,0

Figura 3.87: Textura de IF – Ensaios Nakazima.
amostra: 0,75 x 100 x 220 mm.
fibra γ com amplitude média = 4,6

Figura 3.88: Textura de IF – Ensaio Nakazima.
amostra: 0,75 x 110 x 220 mm.
fibra γ com amplitude média = 4,7

Figura 3.89: Textura de IF – Ensaio Nakazima.
amostra: 0,75 x 120 x 220 mm.
fibra γ com amplitude média = 4,9

Figura 3.90: Textura de IF – Ensaios Nakazima.
amostra: 0,75 x 130 x 220 mm.
fibra γ com amplitude média = 5,0

Figura 3.92: Textura de IF – Ensaio Nakazima.
amostra: 0,75 x 160 x 220 mm.
fibra γ com amplitude média = 4,8

Figura 3.93: Textura de IF – Ensaios Nakazima.
amostra: 0,75 x 220 x 220 mm
fibra γ com amplitude média = 4,6

Figura 3.94 - Textura de SAE 1050 – Ensaio Nakazima
Amostra: 1,48 x 120 x 220 mm
Fibra γ com amplitude média = 0,335

Figura 3.95 - Textura de SAE 1050 – Ensaio Nakazima
 Amostra: 1,48 x 175 x 220 mm
 Fibra γ com amplitude média = 4,7

Figura 3.96 - Textura de SAE 1050 – Ensaio Nakazima
 Amostra: 1,48 x 160 x 220 mm.
 Fibra γ com amplitude média 4,6

Figura 3.98 - Textura de SAE 1050 – Ensaio Nakazima
Amostra: 1,48 x 220 x 220 mm
Fibra γ com amplitude média 1,5