

UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO

ESCOLA POLITÉCNICA

LEONARDO TAKASHI KOJIMA

Análise e comparação entre os processos de estampagem a quente convencional e o realizado em simulador termomecânico Gleeble

Departamento de Engenharia
Metalúrgica e de Materiais da
Escola Politécnica da USP

São Paulo

2018

LEONARDO TAKASHI KOJIMA

Análise e comparação entre os processos de estampagem a quente convencional e o realizado em simulador termomecânico Gleeble

São Paulo

2018

LEONARDO TAKASHI KOJIMA

Análise e comparação entre os processos de estampagem a quente convencional e o realizado em simulador termomecânico Gleeble

Trabalho de formatura apresentado à
Escola Politécnica da Universidade de
São Paulo

Departamento de Engenharia
Metalúrgica e de Materiais

Orientador: Prof. Dr. André Paulo
Tschiptschin

Coorientador: Dr. Edwan Anderson
Ariza Echeverri

São Paulo

2018

Departamento de Engenharia
Metalúrgica e de Materiais da
Escola Politécnica da USP

Autorizo a reprodução e divulgação total ou parcial deste trabalho, por qualquer meio convencional ou eletrônico, para fins de estudo e pesquisa, desde que citada a fonte.

TF-2018

K829a

H-2018 AA

2925734

DEDALUS - Acervo - EPMT



31800009424

Catálogo-na-publicação

Kojima, Leonardo Takashi

Análise e comparação entre os processos de estampagem a quente convencional e o realizado em simulador termomecânico Gleeble / L. T. Kojima -- São Paulo, 2018.

50 p.

Trabalho de Formatura - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais.

1.Estampagem 2.Transformações de Fase 3.Deformação e Estresses 4.Mecânica Automotiva I.Universidade de São Paulo. Escola Politécnica. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais II.t.

AGRADECIMENTOS

Ao Professor André Paulo Tschiptschin, pela oportunidade de realizar este trabalho de formatura. És um grande professor com ótima didática, algo raro em minha trajetória acadêmica.

Ao pós-doutorando Edwan Anderson Ariza Echeverri, pelo entusiasmo, o apoio, a amizade, os conselhos e a incrível paciência. Possuo grande admiração por suas virtudes e um profundo agradecimento.

Ao Rafael Maia e ao André Kraszczuk, pela amizade, a cooperação, as discussões e as dúvidas sanadas durante toda a graduação.

Ao Verissimo Silva dos Santos pela ajuda com as análises por MEV.

Agradeço aos meus pais, Edson e Emília, pelo apoio e amor incondicional.

Agradeço à Verônica, minha namorada, pelo suporte, pelas conversas sérias e descontraídas, pelos conselhos, pelas brincadeiras de todos os dias, mas principalmente, pelos aprendizados e momentos de felicidade proporcionados por ti.

RESUMO

O processo de estampagem a quente permite combinar a estampagem e a têmpera de chapas metálicas em uma única etapa, oferecendo a oportunidade de se produzir componentes mais leves, com formas e geometrias complexas, ótimas propriedades mecânicas e um retorno elástico (*springback*) mínimo. O processo é aplicado em componentes estruturais automotivos relevantes para a absorção de impacto, os quais possuem como material padrão o aço 22MnB5. A composição e os tratamentos térmicos são ideais para a formação de martensita, entretanto, a deformação imposta sobre a austenita durante o processo influencia as transformações de fases, podendo formar ferrita e/ou martensita induzidas por deformação. A presença e a distribuição dessas fases regem as propriedades mecânicas finais dos componentes. Este trabalho visou avaliar e comparar o processo de estampagem a quente convencional com o realizado em máquina de ensaio Gleeble®3S50 sobre chapas de aço 22MnB5 através da análise das características microestruturais e das propriedades mecânicas obtidas.

Palavras-chave: estampagem a quente, simulador termomecânico Gleeble, 22MnB5, aços de alta resistência, transformação induzida por deformação.

ABSTRACT

The hot stamping process allows the combination of forming and quenching of metallic sheets in a single step, offering the opportunity to produce lighter components, with complex shapes and geometries, optimum mechanical properties and minimal springback. The process is applied to automotive structural components relevant for the absorption of impact, which have 22MnB5 steel as standard material. The composition and thermal treatments are ideal for the formation of martensite, however, the deformation imposed on the austenite during the process influences the phase transformations, resulting in ferrite and/or martensite induced by deformation. The presence and distribution of these phases govern the final mechanical properties of the components. This work aimed to evaluate and compare the conventional hot stamping process with one performed on Gleeble®3S50 test machine on 22MnB5 steel plates by analyzing the microstructural characteristics and the mechanical properties obtained.

Key-words: hot stamping, thermomechanical simulator Gleeble, 22MnB5, high strength steels, deformation-induced transformation.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 - Capacidade Global de produção de partes estampadas a quente (WANG; LEE, 2013)	12
Figura 2 - Diagrama CCT típico de um aço 22MnB5 sem pré-deformação (ROSA, 2015).....	14
Figura 3 - de Estampagem a Quente (KARBASIAN; TEKKAYA, 2010)	15
Figura 4 - Partes estampadas a quente de um carro (KARBASIAN; TEKKAYA, 2010).....	17
Figura 5 - Comparação entre os diagramas CCT do aço 22MnB5 com e sem deformação a quente (FAN; KIM; COOMAN, 2009).....	20
Figura 6 - Variação da fração de ferrita com temperatura, transformada a partir de austenita com e sem deformação (LI et al., 2010)	20
Figura 7 - (a) Número de grãos de ferrita por unidade de área; (b) tamanho de grão de ferrita por fração de volume durante DIFT (DONG; SUN, 2005).....	21
Figura 8 - Representação esquemática da distribuição de elementos de liga entre austenita e ferrita para os três modos de equilíbrio, A: ortoequilíbrio; B: equilíbrio local, C: paraequilíbrio (DOS SANTOS, 2007)	22
Figura 9 - Diagramas de fase de ortoequilíbrio e paraequilíbrio calculados de um aço 1,3%Mn-0,24%Si (GHOSH; ARANAS; JONAS, 2016).....	23
Figura 10 - Desenho do corpo de prova utilizado nos ensaios termomecânicos realizados na Gleeble. Espessura de 1,5 mm. Dimensões em mm (ARIZA, 2017) ..	25
Figura 11 - Sistema de estampagem a quente utilizado nas dependências do hall tecnológico do PMT	26
Figura 12 - (a) Transferência da chapa 22MnB5 para a prensa hidráulica; (b) Processo de estampagem a quente em andamento	27
Figura 13 - Simulador termomecânico acoplado a uma fonte de radiação na instalação XTMS do LNLS, usadas para as análises <i>in situ</i> das transformações de fase. (a) Instalação XTMS integrado à linha de difração de raios X; (b) simulador termomecânico Gleeble; (c) sistemas de garras para a montagem da amostra dentro da câmara; (d) amostra aquecida durante tratamento; (e) amostras sem e com deformação a 0, 10, 30 e 50% (ARIZA, 2017).....	28

Figura 14 - Regiões de retirada de corpos de prova da chapa estampada a quente	29
Figura 15 - (a) Região de extração dos corpos de prova das amostras com medidas em milímetros;	
(b) Sistema de garras projetado para os testes micromecânicos de tração (ARIZA, 2017)	30
Figura 16 - (a) Microscópio Óptico Olympus BX60M; (b) Microdurômetro Shimadzu HMV-2	30
Figura 17 - Máquina Instron, modelo 3369, utilizada para o ensaio mecânico de tração	32
Figura 18 - (a) Corpo de prova de tamanho sub-size antes de ser ensaiado;	
(b) Corpo de prova de tamanho sub-size no momento anterior à fratura	33
Figura 19 - MEV FEI Inspect F50, pertencente ao PMT da EPUSP	34
Figura 20 - (a) Final do processo de estampagem a quente; (b) Chapa de 22MnB5 já conformada com o perfil da matriz de estampagem.....	35
Figura 21 - Imagens da tela do microdurômetro Shimadzu HMV-2 (a) antes e (b) após o ensaio de microdureza Vickers para a amostra IV	36
Figura 22 - Perfil de microdurezas por região das amostras estampadas a quente pelo método convencional.....	37
Figura 23 - Mapa de microdureza Vickers por mm ² para as amostras (a) III e (b) IV estampadas a quente em simulador termomecânico Gleeble	39
Figura 24 - Micrografia da região B1 da amostra I. Aumento 500x.....	40
Figura 25 - Micrografia da região B2 da amostra I. Aumento 500x.....	40
Figura 26 - Micrografia da região C1 da amostra I. Aumento 500x	42
Figura 27 - Micrografia da região C2 da amostra I. Aumento 500x	42
Figura 28 - Micrografia da região A da amostra I. Aumento 500x.....	43
Figura 29 - Micrografias da amostra IV produzida por (a) MO e (b) MEV.....	44
Figura 30 - (a) Corpo de prova de tamanho padrão antes de ser ensaiado; (b) Corpo de prova de tamanho padrão no momento anterior à fratura	45
Figura 31 - Gráfico de tensão por deformação das amostras I e IV	46
Figura 32 - Fractografia das superfícies de fratura resultantes do ensaio de tração	49

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Composição comum de um aço 22MnB5	13
Tabela 2 - Comparação das propriedades mecânicas (em MPa) antes e após a estampagem a quente (ARCELORMITTAL, 2016)	16
Tabela 3 - Resultados da pesquisa de Arthur Shapiro (CAIA et al., 2011)	19
Tabela 4 - Composição química de panela (% mássica) do aço 22MnB5 utilizado neste estudo.....	25
Tabela 5 - Resultados de microdureza para as amostras da estampagem a quente convencional	36
Tabela 6 - Deformações totais obtidas por DIC	46
Tabela 7 - Deformações totais obtidas por ensaio de tração.....	47

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	11
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	12
2.1	ATUALIDADE DO TEMA	12
2.2	AÇO 22MnB5	13
2.3	O PROCESSO	15
2.4	EFEITO DO PROCESSO NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS.....	17
2.5	RELAÇÃO ENTRE DUREZA VICKERS E MICROESTRUTURA	18
2.6	SIMT E DIFT	19
2.7	TRANSFORMAÇÃO SOB CONDIÇÕES DE PARAEQUILÍBRIO E ORTOEQUILÍBRIO	21
3	OBJETIVOS	24
4	MATERIAIS E MÉTODOS	25
4.1	MATERIAIS	25
4.2	ENSAIO EXPERIMENTAL	26
4.3	AMOSTRAGEM	29
4.4	MICRODUREZA VICKERS	30
4.5	MICROGRAFIAS	31
4.6	ENSAIOS MECÂNICOS DE TRAÇÃO	31
4.7	FRACTOGRAFIAS	33
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO	35
5.1	ENSAIO EXPERIMENTAL.....	35
5.2	MICRODUREZA VICKERS	35
5.3	MICROGRAFIAS	39
5.4	ENSAIOS MECÂNICOS DE TRAÇÃO	45
5.5	FRACTOGRAFIAS	48
6	CONCLUSÕES	50
7	REFERÊNCIAS	52

1 INTRODUÇÃO

A demanda por veículos mais leves e com mais segurança gerou um dos maiores desafios da indústria automotiva: aumentar a eficiência no consumo de combustível junto a um aumento da resistência mecânica. Para atingir tal objetivo, pode-se reduzir a massa de alguns componentes estratégicos dos automóveis através da utilização de materiais mais finos porém com maior resistência mecânica, o que evidencia uma necessidade aparente de produção de componentes estruturais de aços de alta resistência (*HSS*, do inglês *High Strength Steels*) e de ultra alta resistência (*UHSS*, do inglês *Ultra High Strength Steels*).

O processo de estampagem a quente está sendo cada vez mais utilizado pela indústria automobilística e tem substituído a estampagem a frio na confecção de componentes estruturais. O processo entra para aprimorar a moldabilidade desses materiais de elevada resistência mecânica, tornando-os mais suscetíveis à conformação através de um pré-aquecimento. Existem, basicamente, dois métodos de estampagem a quente: o direto e o indireto. No método direto, uma chapa metálica inicial (*blanque*) é austenitizada para então ser conformada e temperada em uma ferramenta de matriz fechada. Já o indireto possui uma etapa a mais: a pré-conformação do *blanque* antes de sua austenitização, de modo a necessitar apenas da têmpera e de uma calibração final de sua forma na prensa. Em ambos os casos, o objetivo é formar uma microestrutura completamente martensítica (KARBASIAN; TEKKAYA, 2010).

Este estudo tem como objetivo investigar as diferentes resistências mecânicas, associadas ao desenvolvimento microestrutural, no perfil de uma chapa de aço 22MnB5 estampada a quente pelo método direto convencional e compará-las com resultados de ensaios de simulação física do mesmo processo em uma máquina Gleeble 3S50®, visando um maior compreensão dos fenômenos metalúrgicos e mecânicos envolvidos.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Atualidade do tema

A demanda pelas partes estampadas a quente vem crescendo num ritmo acelerado nos últimos anos. Segundo WANG; LEE, 2013, de 2008 a 2010 a utilização delas como componentes estruturais automotivos ficou em torno de 4 a 15%. Já em 2015, montadoras como a Fiat e a Volvo planejavam utilizar mais de 16% e 35%, respectivamente, desses componentes em seus novos modelos.

Para que a oferta acompanhasse essa grande demanda, as indústrias devem ser abastecidas com equipamentos para a manufatura desses componentes estruturais estampados a quente. Os três principais fornecedores são as empresas: Schüller da Alemanha; Automation, Presses and Tooling (AP&T) da Suécia; e Loire Safe da Espanha (WANG; LEE, 2013). A Figura 1 mostra o desenvolvimento da demanda por essas partes no mercado mundial. Nota-se que, segundo o gráfico realizado pela empresa alemã Schüller, a oferta é incapaz de suprir a demanda desde 2012 e que a diferença entre elas continua a crescer anualmente, indicando que este é um mercado em ascensão e que há uma grande oportunidade comercial nessa área.

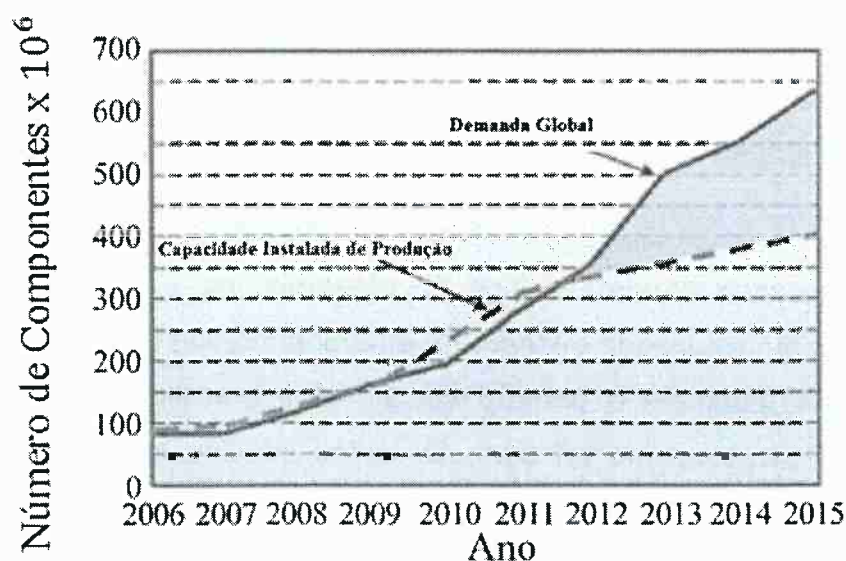


Figura 1 - Capacidade Global de produção de partes estampadas a quente (WANG; LEE, 2013)

2.2 Aço 22MnB5

Comumente utilizado na indústria automobilística, o aço 22MnB5 possui diversos elementos de liga que são responsáveis por influenciar as principais propriedades do produto final. A sua composição mássica mais comum é mostrada na Tabela 1.

Tabela 1 - Composição comum de um aço 22MnB5

C	Si	Mn	Al	Ti	Cr	Ni	N	B
0,23	0,22	1,18	0,03	0,04	0,16	0,12	0,005	0,002

Sabidamente, o Carbono é o principal elemento que rege a temperabilidade e, portanto, as propriedades mecânicas de um aço temperado. O elemento somente toma parte da reação martensítica quando se encontra dissolvido na matriz austenítica, ou seja, caso permaneça como carboneto após a austenitização, haverá uma menor quantidade de martensita ao final da reação. Além disso, caso a velocidade de resfriamento for menor que a velocidade crítica de resfriamento martensítica, o teor de martensita e, conseqüentemente, a dureza do produto será prejudicada. Logo, tanto o ajuste adequado da porcentagem mássica de C no material quanto o controle dos tratamentos térmicos possuem suma importância sobre a formação da microestrutura e a obtenção de propriedades mecânicas desejadas.

Elementos de liga substitucionais como o Cr, Mn e Ni são efetivos em aumentar a temperabilidade do aço. Por serem elementos de raio atômico grande, a sua presença deforma a rede cristalina e retarda as transformações de fase por difusão, o que facilita a reação martensítica a partir da redução da sua taxa crítica de resfriamento.

O Boro também é um elemento de liga, entretanto possui um tamanho atômico intermediário, se comportando ora de maneira substitucional ora intersticial. Neste caso, a temperabilidade é favorecida quando o elemento é presente em pequenas proporções na solução sólida. Quando há um excesso, o elemento é segregado no CG, reduzindo a temperabilidade pela formação de borocarbonetos e principalmente pela formação de nitretos de boro. Para evitar a formação desse

último precipitado é comum adicionar elementos fortes formadores de nitretos, como o Ti, a fim de se possuir B em solução (NOTAS DE AULA, 2016).

Sobre condições austenitizantes, a oxidação ocorre imediatamente quando o aço entra em contato com o ar. Logo, para prevenir a oxidação da superfície e a descarbonetação nesta etapa do processo, a maioria dos blanques é revestida por uma camada de óleo ou então por uma camada protetora de Al-Si, a qual impede a formação de carepas pela formação de uma camada de Fe-Al-Si que possui propriedades anticorrosivas e coloração azulada ou acinzentada (KARBASIAN; TEKKAYA, 2010).

O diagrama CCT (*Continuous Cooling Transformation*) típico para um aço 22MnB5 sem pré-deformação é apresentado na Figura 2. Observa-se que a temperatura de início da transformação martensítica (M_s), neste caso, é de 430°C e o final da transformação martensítica (M_f) ocorre na temperatura de 260°C. Ademais, podem-se separar algumas faixas de taxas de resfriamento capazes de formar diferentes tipos de microestruturas: (a) 2-5°C/s, a microestrutura final obtida é formada basicamente pelas fases ferrita e perlita; (b) 10-16°C/s, formam-se ferrita e bainita; (c) $\approx$ 21-25°C/s, obtém-se uma microestrutura completamente bainítica; (d) e para taxas $>$ 25°C/s, forma-se uma microestrutura completamente martensítica (ROSA, 2015).

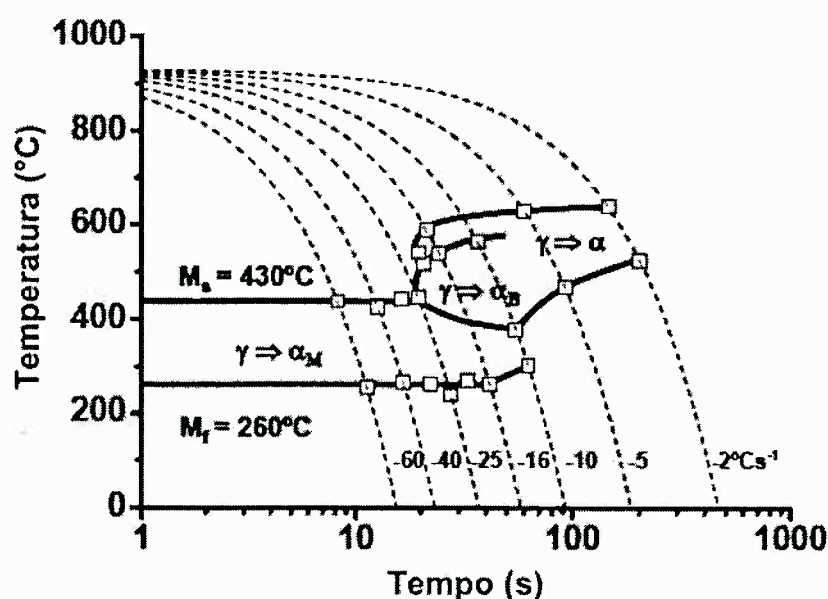


Figura 2 - Diagrama CCT típico de um aço 22MnB5 sem pré-deformação (ROSA, 2015)

2.3 O processo

Na estampagem a quente direta convencional, como podemos ver na Figura 3, uma chapa metálica é austenitizada em temperaturas de 900°C e 950°C, em intervalos de tempo de 5 a 10 minutos, para que haja a dissolução de carbonetos na matriz austenítica. A chapa é então rapidamente transferida do forno a uma prensa para ser então submetida à uma estampagem em matriz resfriada, ou seja, a deformação plástica e a têmpera são combinadas em uma única etapa do processo.

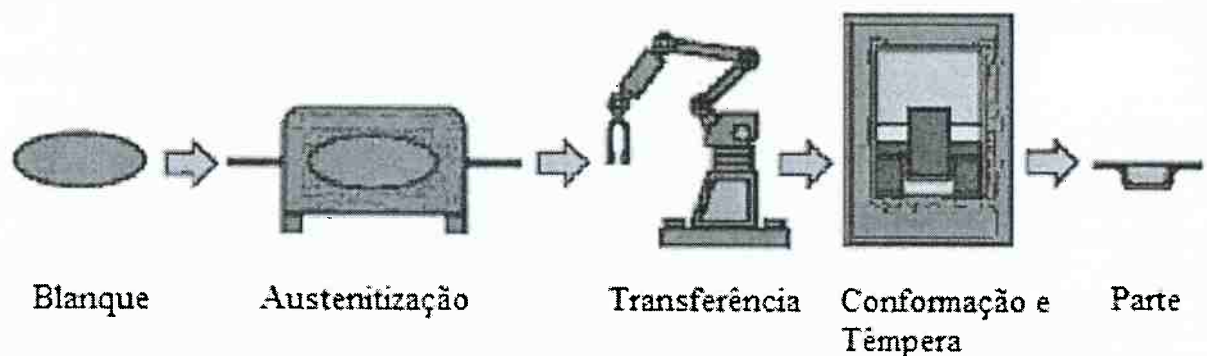


Figura 3 - de Estampagem a Quente (KARBASIAN; TEKKAYA, 2010)

A austenitização tem como objetivo obter a homogeneidade dos elementos de liga na matriz, cujos efeitos foram explicitados no tópico anterior, e um tamanho ideal de grão de austenita uma vez que ambos favorecem a formação de martensita. Como os produtos eutetóides nucleiam no contorno de grão (CG), quanto maior for o tamanho de grão médio, menor será a quantidade de CG e, portanto, menor a formação desses produtos. No entanto, tamanhos muito grandes de grão favorecem a propagação de trincas já que impõem um menor número de desvios em seu caminho, diminuindo assim a tenacidade do material (NOTAS DE AULA, 2016).

A transferência deve ser realizada rapidamente para se evitar efeitos adversos nas dimensões e nas propriedades finais a partir da perda de calor do blanque, que podem ocorrer por radiação, por condução através do contato direto com a ferramenta de transporte, e por convecção do ar atmosférico.

Para existir uma deformação plástica e têmpera simultâneas, a matriz da prensa de estampagem deve possuir canais que permitam a passagem de água resfriada. A vantagem é que isso diminui o número de etapas do processo, o tornando mais eficiente e acelerando o seu ciclo produtivo. Além disso, por estar sempre pressionado contra a matriz durante todo o tratamento térmico, há um controle maior sobre as dimensões finais do produto.

Para que a têmpera da chapa produza uma microestrutura totalmente martensítica, dando assim as propriedades mecânicas desejadas à parte automotiva, a velocidade do resfriamento deve ser maior que 27°C/s e a chapa deve ser resfriada abaixo da temperatura de reação martensítica final M_f (MERKLEIN; LECHLER, 2006).

Tabela 2 - Comparação das propriedades mecânicas (em MPa) antes e após a estampagem a quente
(ARCELORMITTAL, 2016)

Aço	Antes da estampagem		Após a estampagem	
	LE	LR	LE	LR
22MnB5	320-550	500-700	1100	1500

A Tabela 2 mostra duas das principais propriedades mecânicas de uma chapa de aço 22MnB5, os limites de escoamento (LE) e de resistência (LR), antes e depois do processo. Percebe-se que os valores dessas propriedades praticamente dobraram após a estampagem a quente.

Isso permite que chapas mais finas sejam utilizadas e que partes estruturais mais complexas sejam produzidas devido ao *springback* reduzido e à moldabilidade que HSS exibem em altas temperaturas. Dito isso, o processo é amplamente utilizado na produção de pára-choques e vigas de impacto lateral (LIU et al., 2011), componentes estruturais relevantes para a absorção de energia em eventuais acidentes automotivos.

Todavia, a estampagem a quente apresenta algumas desvantagens, as quais são alvos de pesquisa para o aprimoramento do processo: a formação de carepas de oxidação na superfície da parte estampada, o baixo ciclo de produção, os equipamentos grandes e custosos, a necessidade de uma etapa posterior para

melhores acabamentos (corte, jateamento, etc.) e a aplicação de seus produtos ainda é limitada à componentes soldados ao corpo dos automóveis (MORI, 2012). A Figura 4 indica os principais componentes estruturais automotivos que são produzidos pelo processo de estampagem a quente.

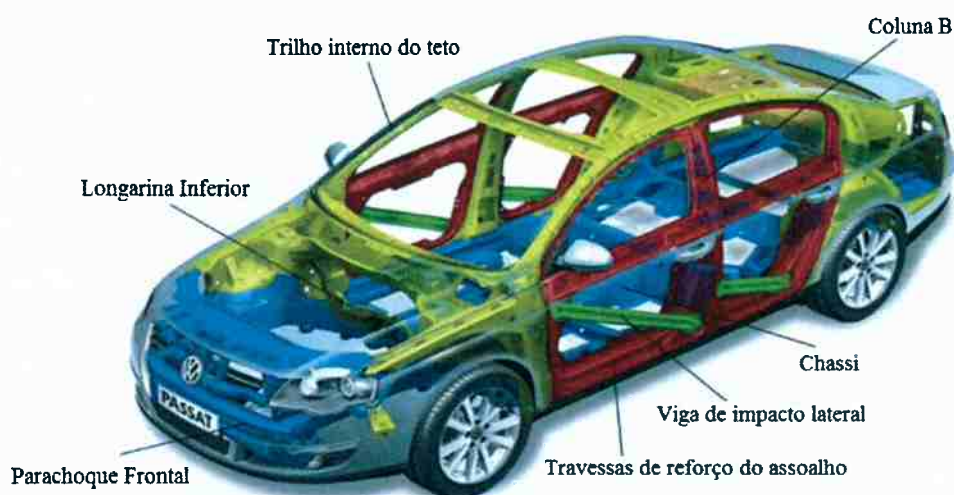


Figura 4 - Partes estampadas a quente de um carro (KARBASIAN; TEKKAYA, 2010)

2.4 Efeito do processo nas propriedades mecânicas

Do ponto de vista metalúrgico, pode-se classificar os aços estruturais para aplicações automotivas de acordo com o seu limite de resistência (LR) à tração em MPa (ARIZA, 2017):

- Aços de baixa resistência: $LR < 270$
Aços convencionais de alta resistência (*HSS*): $270 < LR < 700$
- Aços avançados de alta resistência (*AHSS*): $550 < LR < 700$
- Aços avançados de ultra alta resistência (*UHSS*): $LR > 700$

A principal diferença entre os *HSS* e *AHSS* se encontra na microestrutura. O primeiro se caracteriza por sua microestrutura ferrítica enquanto o posterior possui microestrutura multifásica com ferrita, bainita, martensita e/ou austenita retida e, eventualmente, carbonetos e nitretos precipitados. Dessa forma, alguns tipos de *AHSS* possuem maior capacidade de endurecimento por deformação quando comparados aos *HSS*, justificando seu maior limite de resistência.

Os experimentos realizados por CAIA et al., 2011 observaram um crescimento do limite de escoamento da chapa de 22MnB5. Um blanque que possuía um LE de 115,5 MPa obteve, ao final do processo, uma microestrutura praticamente martensítica em sua totalidade e um LE de 729,9 MPa.

Já a ARCELORMITTAL, 2016 registrou chapas de aço 22MnB5 com LE de 320-550 MPa e LR de 500-700 MPa antes da estampagem a quente e, após o processo, LE de 1100 MPa e LR de 1500 MPa (Tabela 2).

Segundo KARBASIAN; TEKKAYA, 2010, um blanque de 22MnB5 que apresentava uma microestrutura de ferrita e perlita, LE de 457 MPa e LR de 608 MPa, após passar pelo processo de estampagem a quente, o componente apresentava então uma microestrutura martensítica, LE de 1010 MPa e LR de 1478 MPa.

WANG; LEE, 2013 utilizou um aço 15B22 e obtiveram uma microestrutura com mais de 90% de martensita e durezas acima de 40 HRC. A temperatura de austenitização utilizada foi de 880°C e, após ser temperado pela matriz da prensa hidráulica, o material apresentou intervalos de LE e LR de 1059-1095 MPa e 1518-1539 MPa, respectivamente.

2.5 Relação entre dureza Vickers e microestrutura

Os modelos e simulações realizados pelo pesquisador Arthur Shapiro (CAIA et al., 2011) que relacionam a dureza Vickers com a fração volumétrica de ferrita, perlita, bainita e martensita serão utilizados para determinar a confiabilidade dos resultados dos ensaios realizados e descritos neste trabalho.

Observando a Tabela 3, é possível separar as microestruturas em intervalos grosseiros de dureza: ferrita ou perlita – até 200 HV; bainita – de 250 a 400 HV; e martensita – 400 HV ou mais. Esses intervalos aproximados serão utilizados para auxiliar a determinação das microestruturas das amostras obtidas para este estudo.

Tabela 3 - Resultados da pesquisa de Arthur Shapiro (CAIA et al., 2011)

Dureza Vickers	Ferrita % vol	Perlita % vol	Bainita % vol	Martensita % vol
478	0,0001	0,0004	0,0008	0,9692
472	0,0001	0,0009	0,0028	0,9668
459	0,0002	0,004	0,0256	0,9416
376	0,0005	0,0154	0,4819	0,448
273	0,0018	0,0852	0,9015	0,0111
174	0,0093	0,9906	0,0001	0
172	0,7023	0,2976	0	0

2.6 SIMT e DIFT

Sabidamente, a austenita (γ) transforma-se em martensita (α') pelo resfriamento até temperaturas inferiores à M_s de modo a produzir força motriz (diferença de energia livre entre as fases) suficiente para uma reação adifusional da estrutura cristalina de um aço (ARIZA, 2017). No entanto, também é possível induzir a formação de martensita em temperaturas acima da M_s pela aplicação de uma carga externa sobre a austenita. Tal formação pode ocorrer durante a deformação elástica, sendo definida como transformação induzida por tensão (*stress-induced*), ou durante a deformação plástica, sendo definida como transformação induzida por deformação (*SIMT, Strain-Induced Martensitic Transformation*) (GALÁN et al., 2012). Neste último caso, a formação de martensita induzida por deformação está diretamente associada com a diminuição da energia de defeito de empilhamento (HERRERA; PLAUT; PADILHA, 2007; AGUIAR, 2012; SILVEIRA et al., 2018).

Esse efeito da deformação a quente sobre a decomposição da γ foi analisada por FAN; KIM; COOMAN, 2009. No estudo, amostras de aço 22MnB5 foram austenitizadas e deformadas (20%) isotermicamente a 800°C para a construção de um diagrama CCT, mostrado na Figura 5. Percebe-se que as transformações de todas as fases foram ligeiramente aceleradas, fato evidenciado pelo deslocamento vertical do diagrama e representado por retas pontilhadas. As temperaturas M_s e M_f das amostras deformadas apontam para uma cinética acelerada da transformação

martensítica, comportamento esse devido à maior energia livre e à maior densidade de discordâncias da γ deformada.

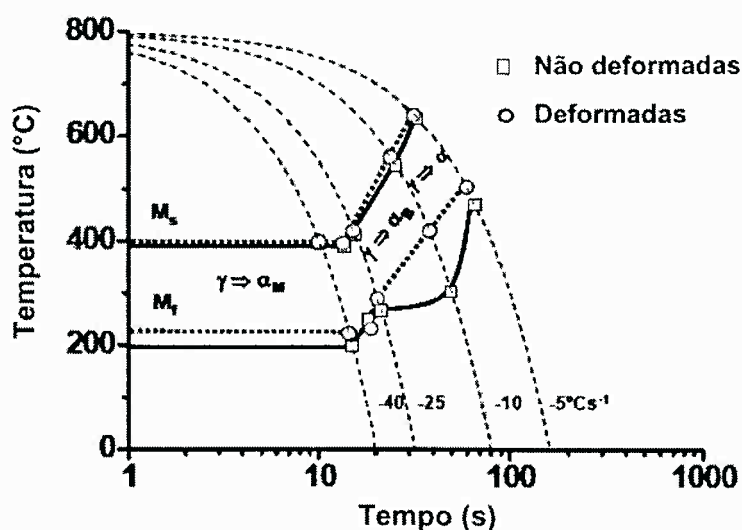


Figura 5 - Comparação entre os diagramas CCT do aço 22MnB5 com e sem deformação a quente (FAN; KIM; COOMAN, 2009)

Ainda na Figura 5, constata-se que a deformação de γ acelera inclusive a cinética da transformação ferrítica (α), sendo ainda mais predominante em taxas de resfriamento maiores. LI et al., 2010 observou que o tempo da transformação isotérmica de γ com deformação diminui para cerca de um terço do tempo da transformação de γ sem deformação. Contudo, apesar do tempo menor, a fração de α é significativamente maior, evidenciado pela Figura 6.

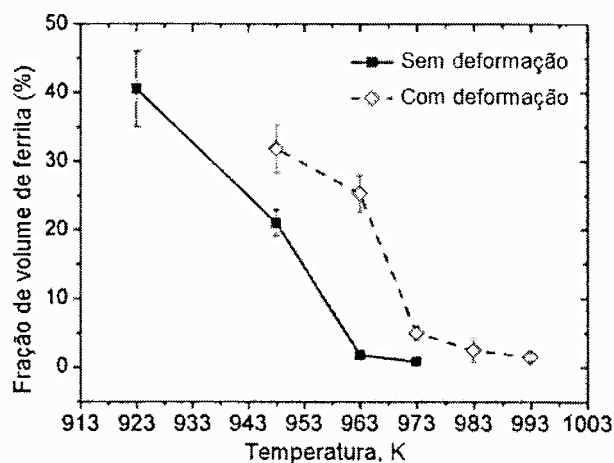


Figura 6 - Variação da fração de ferrita com temperatura, transformada a partir de austenita com e sem deformação (LI et al., 2010)

Esse fenômeno é conhecido como transformação ferrítica induzida pela deformação (*DIFT*, *Deformation Induced Ferrite Transformation*) e ocorre devido à contribuição da energia de deformação armazenada para com as forças motrizes da reação, aumentando o número de sítios de nucleação de α de acordo com a densidade de discordâncias presente no material. Por sua vez, DONG; SUN, 2005 confirmou que o aumento do número desses sítios inibe o crescimento da fase, resultando em um grande número de grãos por unidade de área, Figura 7(a), e em tamanhos de grão finos, Figura 7(b).

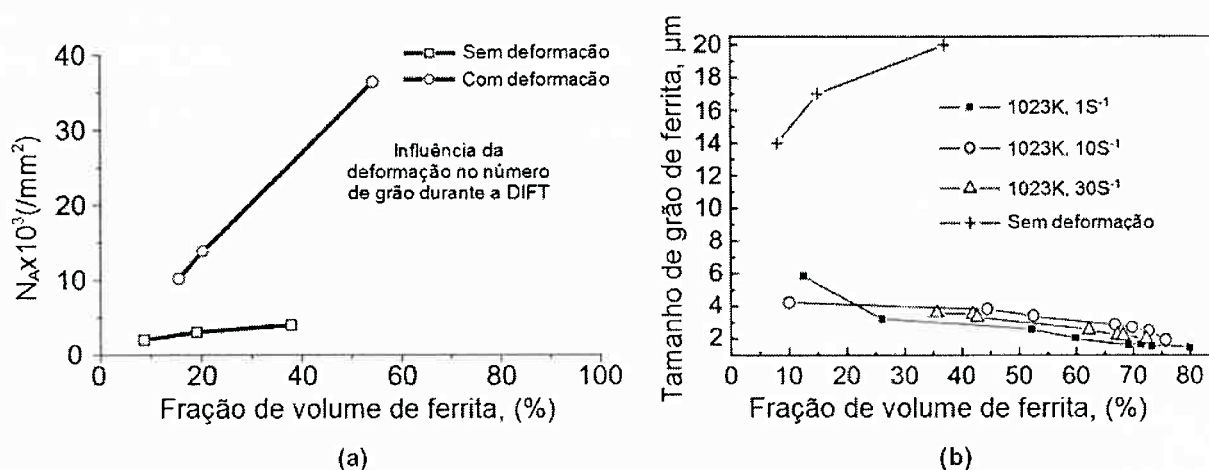


Figura 7 - (a) Número de grãos de ferrita por unidade de área; (b) tamanho de grão de ferrita por fração de volume durante DIFT (DONG; SUN, 2005)

2.7 Transformação sob condições de paraequilíbrio e ortoequilíbrio

No caso de fases homogêneas, o equilíbrio existe quando o potencial químico de cada componente é o mesmo em todas as fases. Para que isso ocorra, deve haver difusão entre as fases durante a transformação, no entanto, elementos substitucionais são lentos e requerem muito tempo para se aproximar da condição de equilíbrio. Então, quando o tempo disponível não é o suficiente, a transformação pode ocorrer sob condições de ortoequilíbrio (GHOSH; ARANAS; JONAS, 2016).

Dependendo de como os solutos são redistribuídos entre a fase em crescimento e a fase matriz, podemos discernir três situações que são demonstradas na Figura 8: (a) o ortoequilíbrio, denominado também de equilíbrio

local completo com partição, ELP (ou *PLE*, *partitioning local equilibrium*), ocorre sob baixas forças motrizes (pequenos super-resfriamentos e/ou pequenas supersaturações), havendo tempo suficiente para que haja a partição dos elementos substitucionais (MONLEVADE, 2013); (b) o equilíbrio local com partição desprezível de soluto, ELPD (ou *LENP*, *local equilibrium negligible partitioning*), ocorre sob forças motrizes maiores, permitindo um aumento da concentração do soluto substitucional à frente da interface, porém mantendo a redistribuição desse soluto entre as fases a um mínimo. Dessa forma, pode-se dizer que a transformação de fase é controlada pela movimentação lenta da interface que permite o estabelecimento de um equilíbrio entre precipitado e matriz; (c) e o paraequilíbrio, condição normalmente atingida por elementos de alta difusividade, não havendo partição dos elementos substitucionais (ZENER, 1946; DOS SANTOS, 2007).

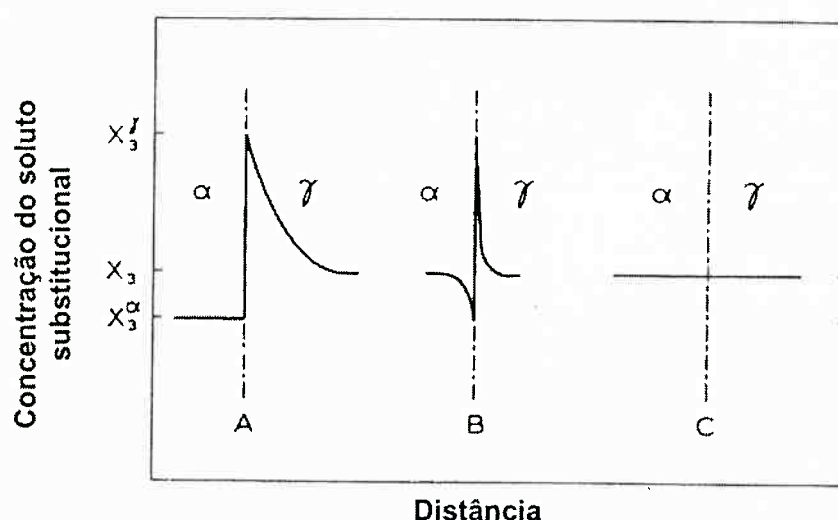


Figura 8 - Representação esquemática da distribuição de elementos de liga entre austenita e ferrita para os três modos de equilíbrio, A: ortoequilíbrio; B: equilíbrio local, C: paraequilíbrio (DOS SANTOS, 2007)

Os diagramas de fase de um metal em ortoequilíbrio e em paraequilíbrio podem ser calculados e comparados utilizando um software de termodinâmica como o ThermoCalc e/ou o FactSage. A Figura 9 mostra como o diagrama de fase do ortoequilíbrio é deslocado verticalmente em relação ao paraequilíbrio, evidenciando a aceleração das transformações de fase. Tal observação pode ser estendida para a maioria dos metais (GHOSH; ARANAS; JONAS, 2016).

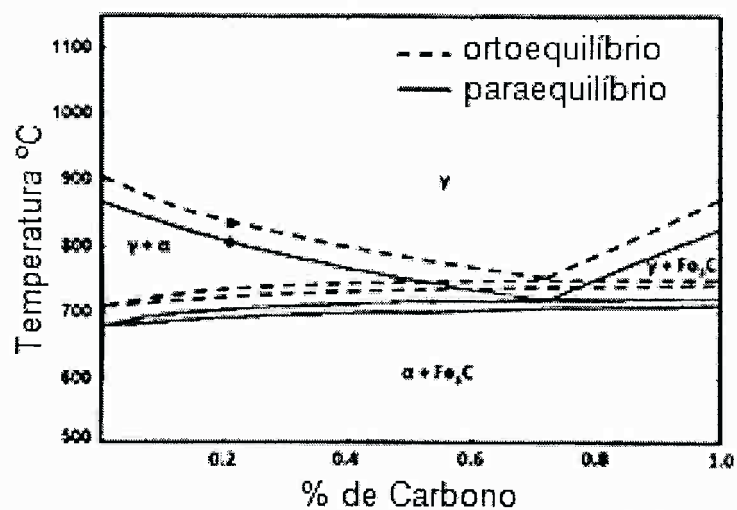


Figura 9 - Diagramas de fase de ortoequilíbrio e paraequilíbrio calculados de um aço 1,3%Mn-0,24%Si (GHOSH; ARANAS; JONAS, 2016)

3 OBJETIVOS

O objetivo deste trabalho é caracterizar a microestrutura e relacioná-la com as propriedades mecânicas de um aço 22MnB5 submetido ao processo de estampagem a quente. Ademais, será feita uma comparação entre os resultados obtidos pelos processos de estampagem a quente direto convencional e àquele realizado em um simulador termomecânico Gleeble.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 Materiais

Para a estampagem a quente, foram utilizadas chapas metálicas são de aço 22MnB5 fornecidas pela Usiminas. A composição de panela do aço é demonstrada na Tabela 4. As chapas vinham de uma laminação a frio, apresentando um alongamento total de $\approx 25\%$, HRB 90 e limites de escoamento (LE) e de resistência (LR) de 504 MPa e 643 MPa, respectivamente.

Tabela 4 - Composição química de panela (% mássica) do aço 22MnB5 utilizado neste estudo

C	Si	Mn	Al	Ti	Cr	Ni	N	B
0,24	0,27	1,3	0,044	0,045	0,18	0,01	0,0075	0,0034

Os blanques da estampagem a quente convencional possuíam comprimento, largura e espessura de $210 \times 190 \times 1,5$ mm. Já para o simulador termomecânico Gleeble, foram utilizados corpos de prova cujas dimensões se encontram na Figura 10.

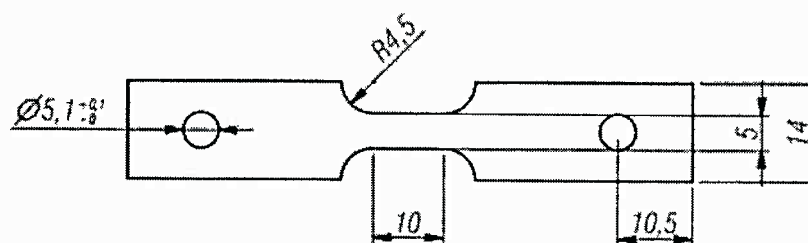


Figura 10 - Desenho do corpo de prova utilizado nos ensaios termomecânicos realizados na Gleeble. Espessura de 1,5 mm. Dimensões em mm (ARIZA, 2017)

4.2 Ensaio experimental

Foram realizados ensaios do processo de estampagem a quente convencional no hall tecnológico do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais (PMT) da Escola Politécnica. Nele, quatro chapas metálicas foram submetidas ao processo de estampagem a quente direto, sem a utilização de revestimentos, das quais apenas duas serão utilizadas no presente trabalho, denominadas de chapas I e II.

Os blanques foram levados a um forno com atmosfera controlada de Argônio da INTI Fornos e Equipamentos modelo FLVC 1000/40, Figura 11, a 950°C por 5 minutos para que ocorresse a austenitização plena. Em seguida, a chapa foi rapidamente transferida com o auxílio de um alicate, Figura 12(b), do forno para a prensa hidráulica da MV MAQ Equipamentos Hidráulicos que possui capacidade de até 15 toneladas.

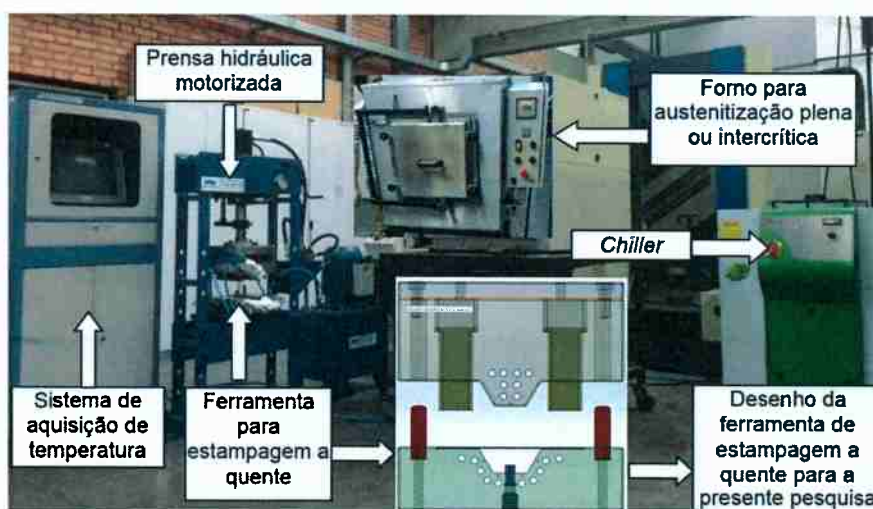


Figura 11 - Sistema de estampagem a quente utilizado nas dependências do hall tecnológico do PMT

Acionada a prensa hidráulica, a chapa foi deformada plasticamente sob pressão de 2 toneladas durante 60 segundos, sendo que a têmpera foi realizada simultaneamente, o que é evidenciado pelas mangueiras azuis da Figura 12, responsáveis pela circulação de água resfriada a 6°C por dentro da matriz oca da

prensa hidráulica. Não houve acompanhamento da temperatura de deformação e nem do alongamento total da chapa.

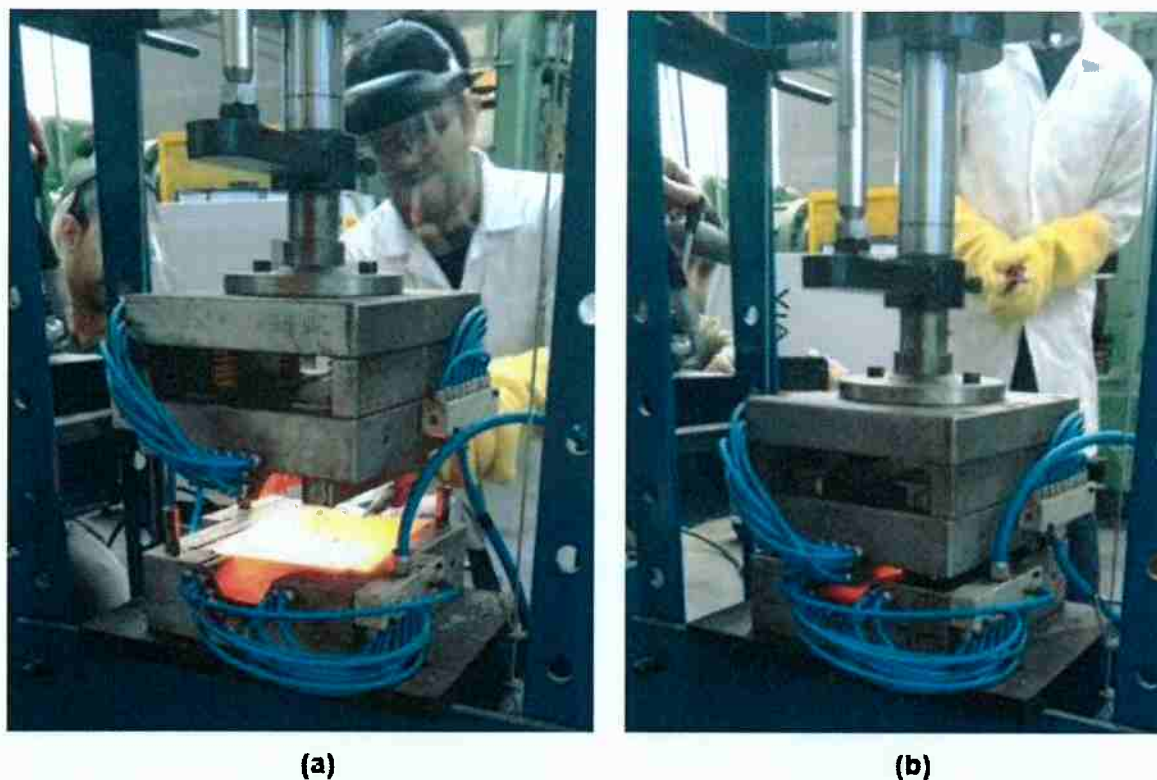


Figura 12 - (a) Transferência da chapa 22MnB5 para a prensa hidráulica; (b) Processo de estampagem a quente em andamento

Vários corpos de prova foram submetidos aos tratamentos térmicos e termo-mecânicos realizados no simulador termo-mecânico Gleeble 3S50®, localizado na estação experimental XTMS (*X-ray Scattering and termo-mechanical simulation*) e operado pelo Laboratório Nacional de Nanotecnologia (LNNano) com suporte do Laboratório Nacional de Luz Síncrotron (LNLS). Entretanto, o presente estudo analisará os resultados experimentais de apenas dois, nomeados III e IV. A instalação e montagem experimental são mostradas na Figura 13.

Os corpos foram austenitizados a 920°C por 5 minutos e então submetidos à estampagem a quente direta sob vácuo ($\approx 6 \times 10^{-3}$ torr). Tal tratamento térmico foi realizado através do sistema de fixação composto por garras de cobre, Figura 13(c), por meio das quais foi conduzida corrente elétrica para o aquecimento das amostras

por efeito Joule, Figura 13(d). As temperaturas de deformação inicial e final para a amostra III foram de 850°C e 826°C, respectivamente, e para a amostra IV foram de 750°C e 726°C, respectivamente, ambas com deformação final de $\approx 30\%$. A deformação foi controlada através de um extensômetro a laser acoplado ao sistema Gleeble, o qual forneceu em tempo real as medidas das variações na largura da amostra durante todo o ciclo de tratamento.

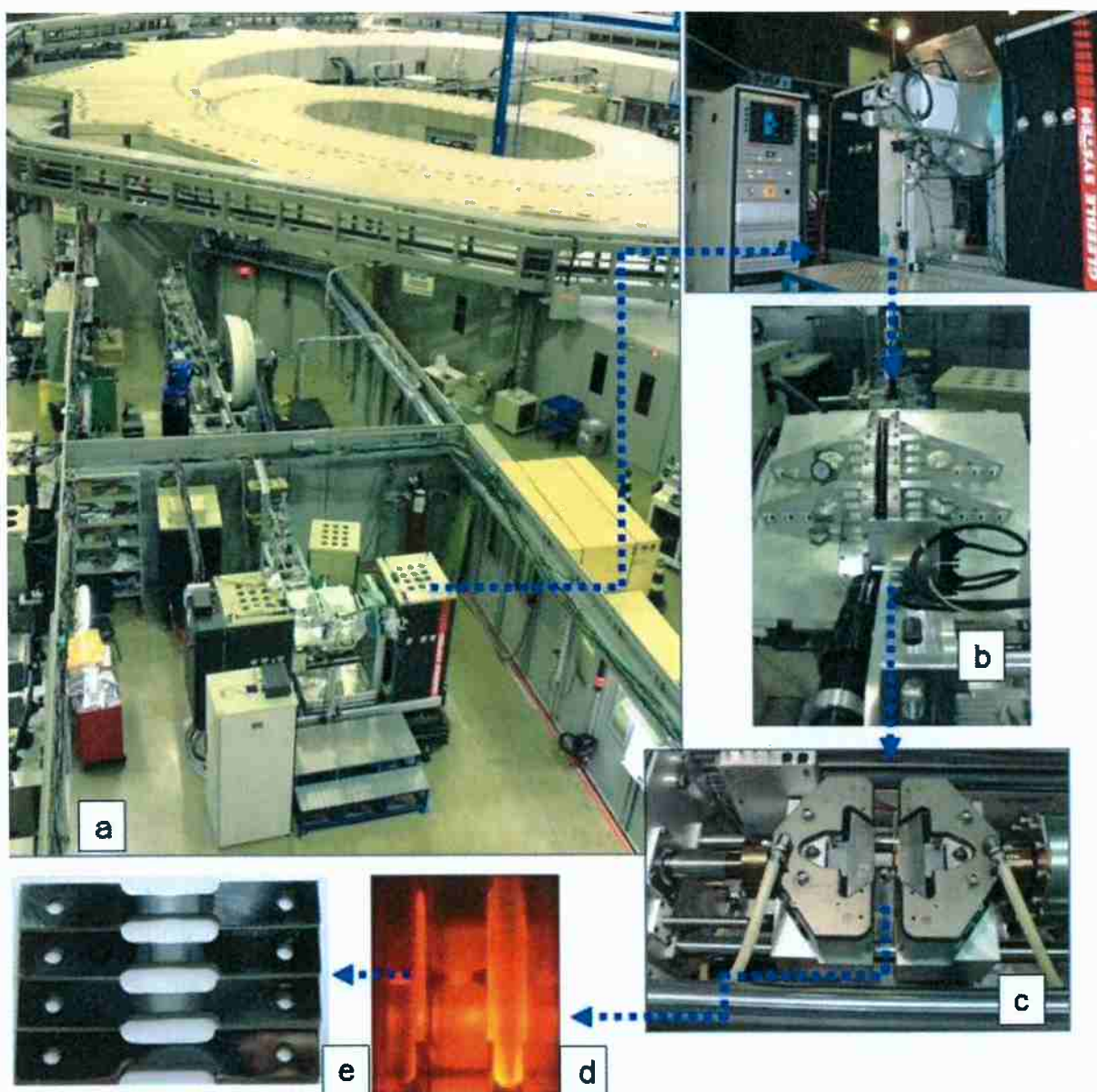


Figura 13 - Simulador termomecânico acoplado a uma fonte de radiação na instalação XTMS do LNLS, usadas para as análises *in situ* das transformações de fase. (a) Instalação XTMS integrado à linha de difração de raios X; (b) simulador termomecânico Gleeble; (c) sistemas de garras para a montagem da amostra dentro da câmara; (d) amostra aquecida durante tratamento; (e) amostras sem e com deformação a 0, 10, 30 e 50% (ARIZA, 2017)

4.3 Amostragem

As partes estampadas foram então usinadas para a retirada de corpos de prova de tamanho padrão. Para uma melhor identificação, as regiões da chapa estampada pelo método convencional foram nomeadas para poder relacioná-las com as microestruturas observadas em microscópio óptico. Sendo assim, a região superior foi chamada de A, a inferior de B e a região de transição de C, vide Figura 14.

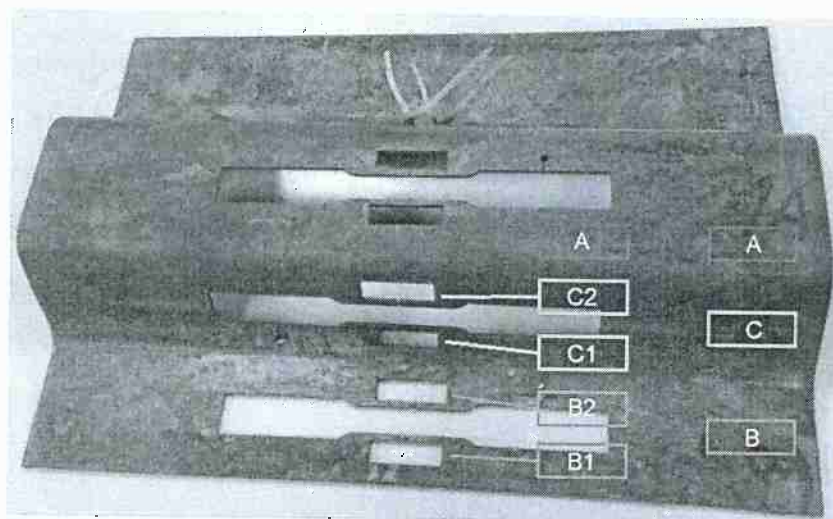


Figura 14 - Regiões de retirada de corpos de prova da chapa estampada a quente

Os corpos de prova de tamanho reduzido (*sub-size*) foram extraídos da parte central das amostras do simulador Gleeble e suas dimensões, que se encontram na Figura 15(a), estão baseadas no trabalho publicado por DE KNIJF et al., 2014. A usinagem foi realizada por eletro-erosão a fio a temperaturas que não ultrapassaram os 70°C durante o corte e utilizaram um fluido dielétrico a fim de evitar quaisquer alterações na microestrutura antes do ensaio mecânico como também evitar alterações dimensionais ou danos nas amostras. Para prevenir um eventual escorregamento das mesmas durante os testes de tração, foi utilizado um sistema de garras construído pelo então doutorando Anderson Ariza, como apresentado na Figura 15(b).

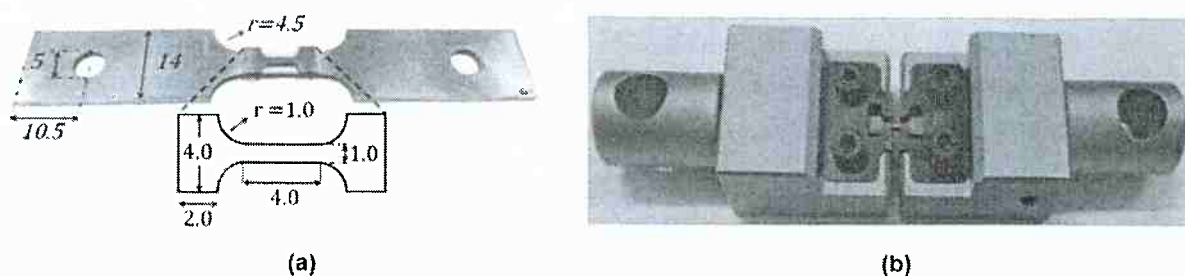


Figura 15 - (a) Região de extração dos corpos de prova das amostras com medidas em milímetros; (b) Sistema de garras projetado para os testes micromecânicos de tração (ARIZA, 2017)

4.4 Microdureza Vickers

Os ensaios de microdureza foram todos realizados em um microdurômetro Shimadzu da série HMV-2, Figura 16(b). O ensaio foi feito de modo a analisar o perfil transversal das amostras. A carga de 300 g permaneceu sobre cada local de medida por ≈ 10 segundos, distanciados por 2 mm e 200 μm , respectivamente, para os corpos de prova de tamanho padrão e *sub-size*. Pelo menos 10 medidas foram realizadas em cada uma das amostras, a partir das quais foram calculados o valor médio e o desvio padrão das durezas Vickers.

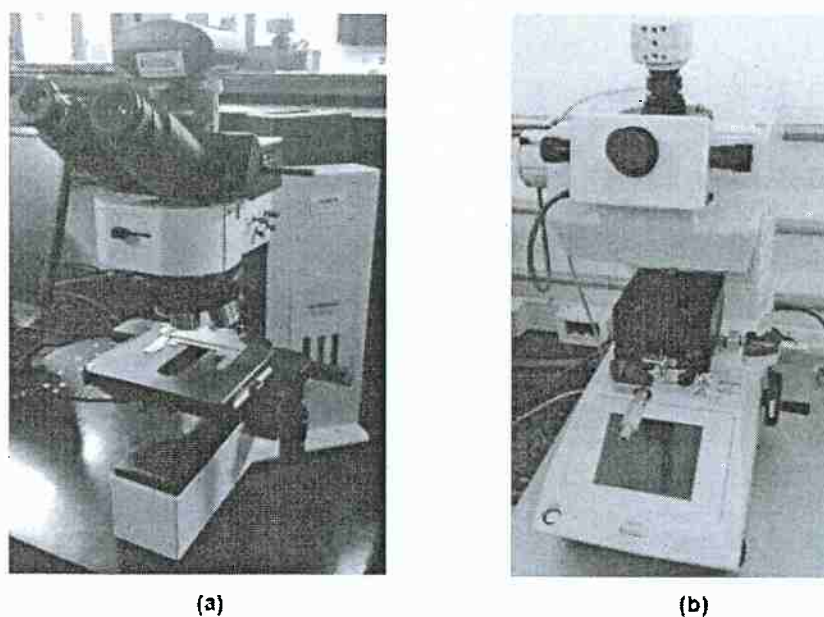


Figura 16 - (a) Microscópio Óptico Olympus BX60M; (b) Microdurômetro Shimadzu HMV-2

4.5 Micrografias

Para realizar as micrografias, as amostras da estampagem a quente convencional foram lixadas com lixas 400, 600 e 1200, polidas com pasta de diamante de 6, 3 e 1 μm . Já as análises metalográficas das amostras do Gleeble foram feitas seguindo o procedimento metalográfico padrão: o desbaste mais grosseiro foi realizado com lixas até a grana 1000 e o polimento final utilizou suspensões de alumina de granulometria 1 e 0,3 μm (ASTM E3-01, 2007).

Todas as amostras foram então atacadas com Nital 2% (2 ml de HNO_3 em 98 ml de álcool etílico, 95%), usualmente aplicado na revelação da microestrutura de aços carbono, com um tempo de imersão de ≈ 10 s. Elas foram observadas com aumento de 500x em um microscópio óptico da Olympus modelo BX60M com o auxílio de software AnalySIS getIT, Figura 16(a). As micrografias obtidas foram então observadas para poder relacioná-las com as propriedades mecânicas obtidas pelos ensaios de microdureza e de tração.

A fim de obter um melhor detalhamento da microestrutura e diferenciar aspectos em maior escala das fases presentes, as amostras do Gleeble também foram analisadas no microscópio Inspect F50 acoplado ao microscópio eletrônico de varredura (MEV).

4.6 Ensaios mecânicos de tração

As medidas das seções transversais dos corpos de prova foram registradas antes da aplicação da carga para posteriormente realizar cálculos que transformem a curva força-deslocamento, produzida pela máquina de ensaio, para uma curva de tensão-deformação. Tais medidas foram realizadas com o auxílio de paquímetro e/ou micrômetro dependendo de como os instrumentos de medida se encaixavam nas amostras.

Como já mencionado, os ensaios mecânicos de tensão-deformação foram conduzidos com corpos de prova de tamanhos diferentes. As amostras das chapas submetidas a estampagem a quente direta convencional possuíam tamanho padrão e as amostras das chapas tratadas no simulador termo-mecânico Gleeble possuíam tamanho reduzido. Os ensaios foram realizados utilizando a máquina de

ensaio mecânico Instron modelo 3369, pertencente ao Grupo de Mecânica dos Sólidos e Impacto Estrutural do Departamento de Engenharia Mecânica da USP.

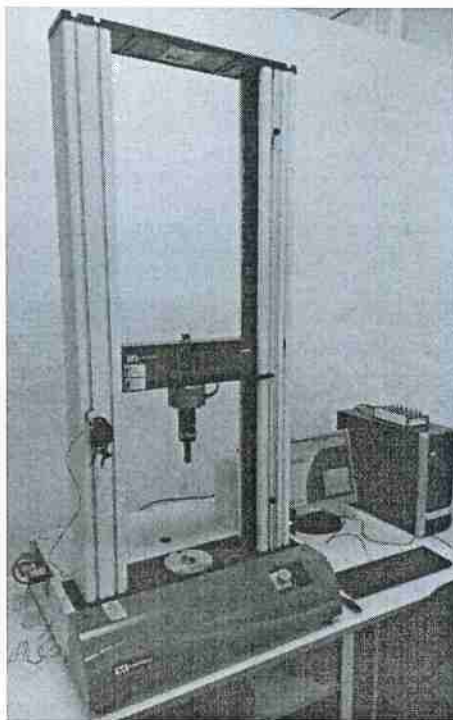


Figura 17 - Máquina Instron, modelo 3369, utilizada para o ensaio mecânico de tração

Para as de tamanho padrao foi utilizado uma pré-carga de 2000 N a uma taxa de deformação de 0,5 mm/s. Já para as *sub-size*, um sistema de garras especialmente projetado para testes micromecânicos de tração foi utilizado, Figura 15(b), com uma pré-carga de 200 N e com taxa de deformação de 0,025 mm/s.

Devido à dificuldade da instalação do extensômetro nos corpos de prova de tamanho reduzido, as medidas de deformação foram conduzidas sem o uso desse dispositivo. Sendo assim, o acompanhamento da deformação e a determinação do alongamento total foi realizada através do método de correlação de imagem digital (*DIC, Digital Image Correlation*) com o auxílio de uma câmera digital Canon EOS Rebel T7i no modo *shooting in continuous mode*, registrando 8 fotos por segundo (*FPS, frames per second*). Para tanto, cada corpo de prova foi pintado manualmente utilizando tinta spray comum, de modo a produzir um fundo branco com pequenos pontos pretos homogeneamente espalhados. Deste modo, é possível obter as

deformações através de uma análise por comparação, píxel por píxel, de uma série consecutiva de imagens.

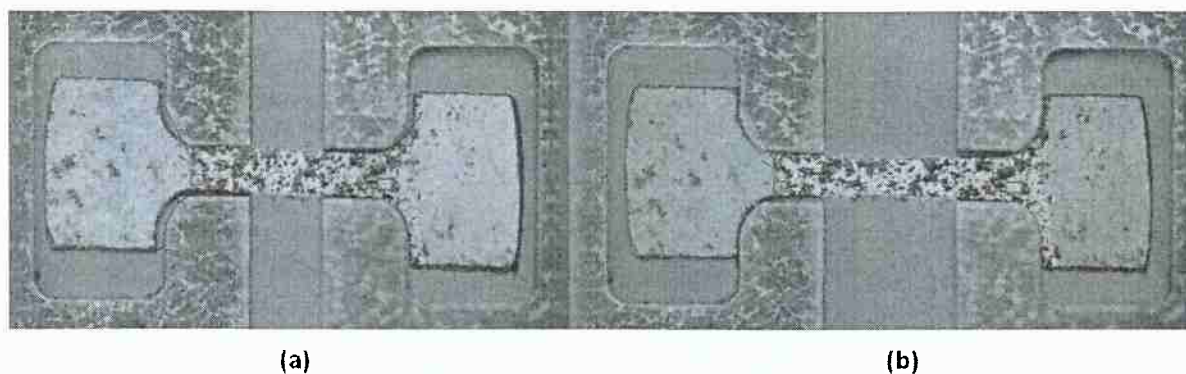


Figura 18 - (a) Corpo de prova de tamanho sub-size antes de ser ensaiado; (b) Corpo de prova de tamanho sub-size no momento anterior à fratura

Realizados os ensaios mecânicos destrutivos, as superfícies de fratura das amostras foram cuidadosamente cobertas para evitar quaisquer alterações físicas e químicas que prejudicassem a análise fractográfica.

4.7 Fractografias

Após os ensaios mecânicos de tração, todas as amostras foram submetidas a uma fractografia realizada no MEV FEI Inspect F50, pertencente ao laboratório de microscopia eletrônica de varredura do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais (PMT) da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo (EPUSP).



Figura 19 - MEV FEI Inspect F50, pertencente ao PMT da EPUSP

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Ensaio Experimental

Ao final do processo, obteve-se uma chapa com perfil idêntico ao da matriz de estampagem, como pode ser observado na Figura 20. Percebe-se na Figura 20(b) que houve uma formação mínima de carepas e que não houve efeito *springback*, ou então este é praticamente imperceptível.

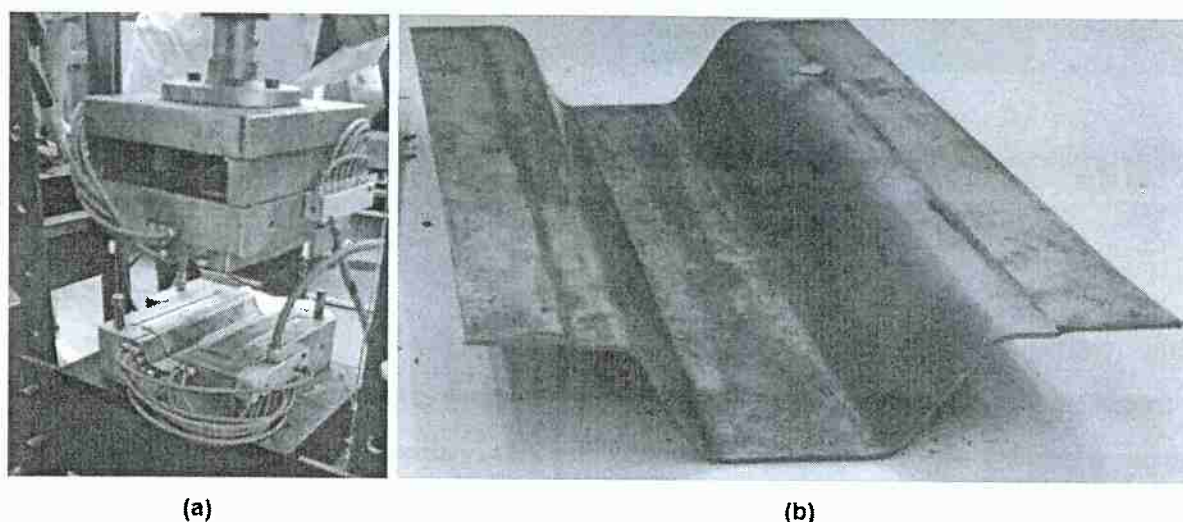


Figura 20 - (a) Final do processo de estampagem a quente; (b) Chapa de 22MnB5 já conformada com o perfil da matriz de estampagem

5.2 Microdureza Vickers

As imagens abaixo ilustram como foram realizados os ensaios de microdureza Vickers (HV) para todas as amostras, sendo possível visualizar o local de ensaio antes, Figura 21(a), e após a indentação, Figura 21(b). Observa-se que a indentação gerada pelo penetrador piramidal possui base quadrada, o que é característico do nanoindentador tipo Vickers. Como a resolução da câmera do microdurômetro é significativamente inferior à dos microscópios ópticos utilizados, as

microestruturas serão descritas mais a frente no tópico 5.3. Os resultados dos ensaios de HV da estampagem a quente direta convencional são apresentados na Tabela 5.

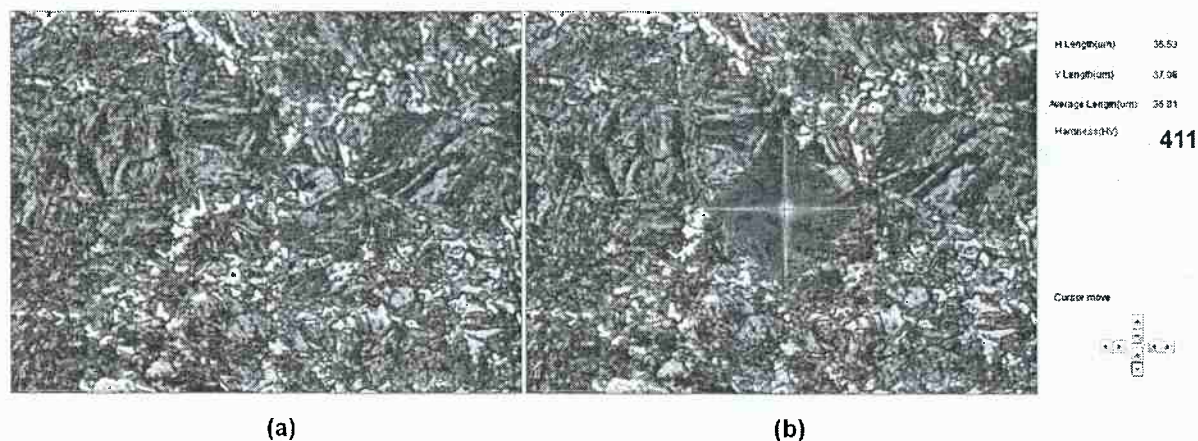


Figura 21 - Imagens da tela do microdurômetro Shimadzu HMV-2 (a) antes e (b) após o ensaio de microdureza Vickers para a amostra IV

A partir dos dados da Tabela 5, foi criado a Figura 22 para uma melhor visualização dos resultados. Era de se esperar que as amostras da estampagem a quente convencional possuissem um perfil crescente de dureza em direção à região de transição C, apresentando durezas menores nas regiões A e B as quais sofreram um menor grau de deformação. Entretanto, o perfil encontrado foi diferente do esperado.

Tabela 5 - Resultados de microdureza para as amostras da estampagem a quente convencional

Região	Amostras			
	I		II	
	Média da dureza	desvio padrão	Média da dureza	desvio padrão
B1	429	13	172	4
B2	385	21	405	14
C1	428	13	298	20
C2	428	47	334	109
A	328	12	232	16

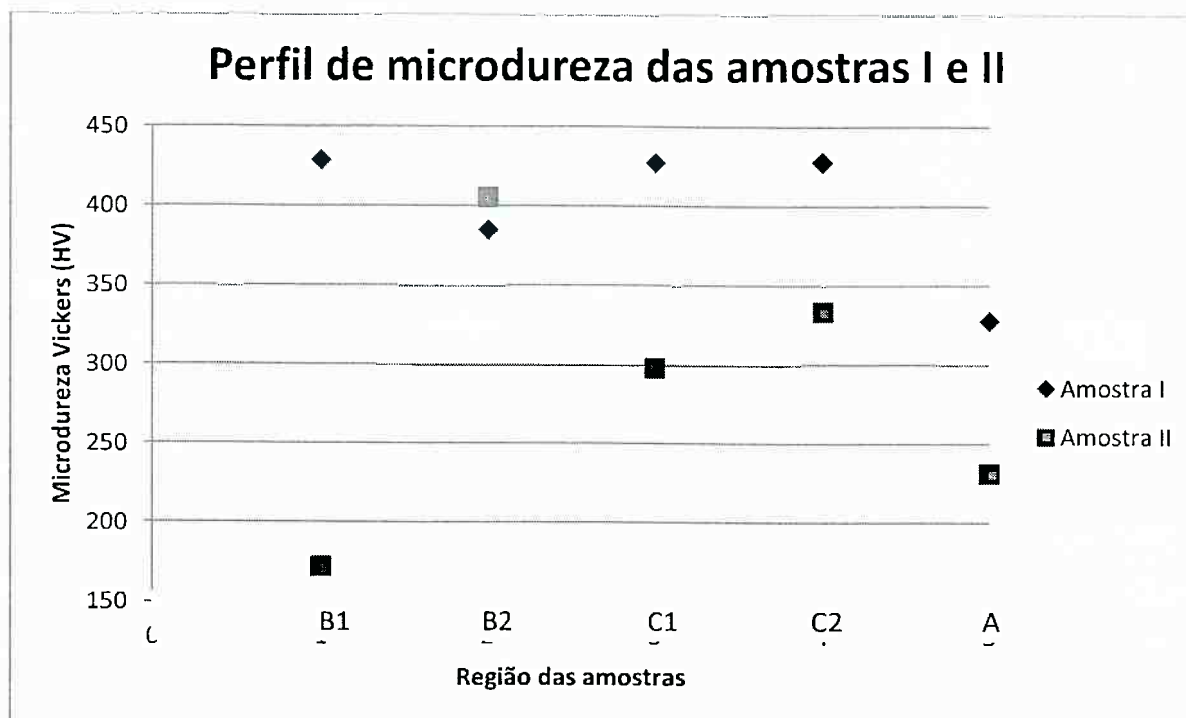


Figura 22 - Perfil de microdurezas por região das amostras estampadas a quente pelo método convencional

Observa-se que, na Figura 22, as regiões B1 e B2 para as amostras I e II, respectivamente, não apresentaram comportamento semelhante mesmo sendo tratadas identicamente. Essas regiões são as mais distantes dos canais de resfriamento da matriz de estampagem, o que acaba prejudicando o fluxo de calor pela ferramenta e gerando uma menor taxa de resfriamento e, portanto, menores durezas. Sendo assim, há quatro possíveis justificativas para esse acontecimento: (1) formação de precipitados de elevada dureza ou; (2) o intervalo de tempo entre os ensaios das amostras não foi o suficiente; (3) houve vazamento da atmosfera de argônio; (4) maiores teores de martensita no local já que esta foi a primeira região a entrar em contato com a matriz e, portanto, foi a primeira a ser temperada.

A primeira hipótese pode ser verificada pelas micrografias, as quais são apresentadas no tópico a seguir.

Na segunda hipótese, temos que a retirada da primeira amostra pode ter diminuído a temperatura do forno momentaneamente ao abrir a sua porta, alterando assim a temperatura da amostra II. Uma forte evidência a favor disso são os menores valores de dureza Vickers desta última amostra. Tal fato pode ter ocorrido

pois não houve um tempo de espera o suficiente para baixar a temperatura da superfície da matriz ou retirada do forno antes que a sua temperatura se estabilizasse ou ainda o tempo de transferência entre o forno de austenitização e a matriz de estampagem foi mais alto com a amostra II. Em todos os casos, há uma diminuição da taxa de resfriamento, uma alteração da composição de fases e, portanto, de durezas.

Na hipótese (3), uma mangueira que alimentava a atmosfera de Argônio pode ter falhado, levando um pouco de ar atmosférico para dentro do forno. Com os blanques em alta temperatura e em condições de alta difusividade, o contato com o ar atmosférico provocaria uma oxidação da superfície e possivelmente uma descarbonetação do material. Sendo assim, o menor teor de C diminuiria fortemente a temperabilidade e alteraria, portanto, a dureza do produto final.

E por último, temos a hipótese (4). Devido à temperatura, o material se encontrava em um estado de alta ductilidade e, como ele estava sendo sustentado por um único ponto, houve uma deformação dos blanques devido ao seu próprio peso, gerando um leve abaulamento. Como a matriz é plana, apenas uma parte da região B entrou em contato direto com a mesma, o que justifica o fato das amostras não possuírem um pico de dureza na região B inteira. A diferença do local do pico ocorreu pois a amostra II foi virada em 180° em torno de seu próprio eixo, de modo a ser posta na matriz com um abaulamento contrário ao da amostra I. Isso também explica o fato das durezas da região B1 e B2 serem próximas para a amostra I e não para a amostra II. A matriz de estampagem deu suporte aos blanques em dois pontos, contudo, o primeiro foi colocado com um abaulamento convexo e o segundo com um abaulamento côncavo. Pelo mesmo mecanismo que gerou a deformação, o convexo é único que oferece ao blanche uma oportunidade de voltar a estar o mais próximo da condição plana. Sendo assim, a região B2 se aproximou e entrou em contato com a matriz mais rapidamente, gerando maiores taxas de resfriamento e maiores durezas do que o côncavo.

Já os resultados do Gleeble são apresentados em forma de mapa de microdureza na Figura 23.

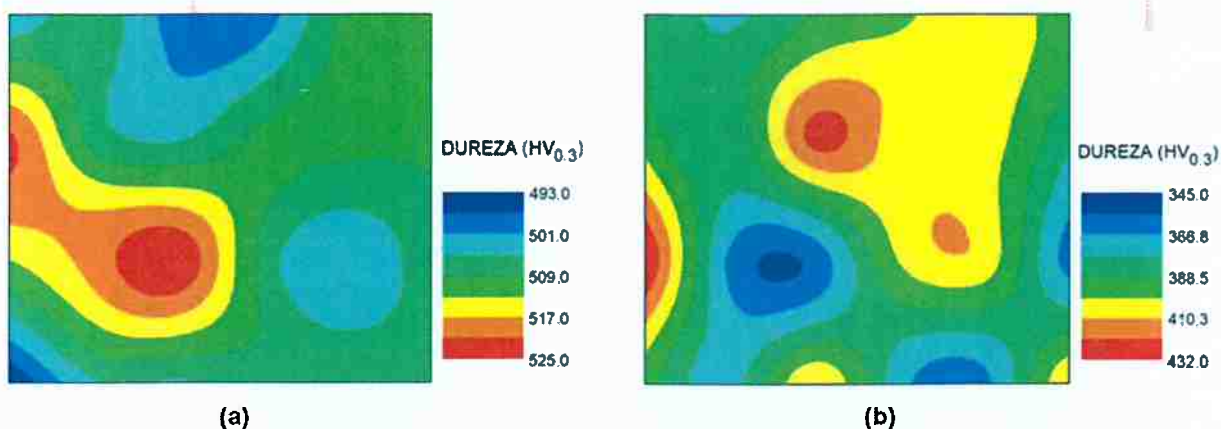


Figura 23 - Mapa de microdureza Vickers por mm^2 para as amostras (a) III e (b) IV estampadas a quente em simulador termomecânico Gleeble

As amostras III e IV, do Gleeble, produziram médias (μ) e desvios padrão (σ) de 508 ± 7 HV e 388 ± 23 HV, respectivamente. De modo semelhante aos resultados da amostra anterior, pode-se observar que uma delas produziu menores valores de dureza. Porém, o simulador Gleeble possui um grande controle sobre as condições termomecânicas, o que descarta a possibilidade de erro operacional. Na verdade, isso já era esperado pois a amostra IV foi deformada a uma temperatura 100°C menor do que os 850°C utilizados no ensaio mecânico da amostra III, gerando portanto menores quantidades de martensita e, conseqüentemente, menores durezas.

5.3 Micrografias

Para efeito de comparação, somente as micrografias das amostras I (estampagem a quente convencional) e IV (Gleeble) foram utilizadas devido à proximidade dos resultados dos ensaios de HV. A análise da amostra I foi realizada “subindo” pela chapa estampada, conforme a Figura 14, de modo a apresentar os resultados das regiões B1, B2, C1, C2 e A em sequência. Já a análise da amostra IV foi realizada escolhendo pontos arbitrários, não possuindo sequência lógica.



Figura 24 - Micrografia da região B1 da amostra I. Aumento 500x



Figura 25 - Micrografia da região B2 da amostra I. Aumento 500x

Para a região B1, os resultados dos ensaios de microdureza variaram pouco (entre 403-452 HV) e apresentaram μ e σ de aproximadamente 429 ± 13 HV. Como já foi mencionado no tópico anterior, devido ao abaulamento convexo do blanque austenitizado, esta região foi a primeira a ter contato com a matriz resfriada de estampagem, logo, espera-se observar grandes quantidades de martensita. Observando a micrografia da Figura 24, pode-se confirmar que, de fato, há uma grande presença de martensita representada por regiões escuras de ripas bem refinadas em toda a extensão da microestrutura, o que justifica os elevados valores de HV encontrados.

Já a região adjacente B2 obteve uma faixa de microdureza mais larga (entre 352-416 HV), apresentando média de aproximadamente 385 ± 21 HV. Apesar da Figura 25 apresentar uma microestrutura semelhante à micrografia anterior, essa maior variação dos valores de dureza pode ser justificada pela presença de pequenos pontos claros espalhados em toda a microestrutura. Esses pontos devem ser constituídos por ferrita, fase com dureza menor do que a martensita, produzida por *DIFT* já que B2 é a parte da região B mais próxima da aresta da matriz de estampagem, sofrendo portanto uma maior deformação em relação à parte B1 e estando mais propensa a esse fenômeno.



Figura 26 - Micrografia da região C1 da amostra I. Aumento 500x



Figura 27 - Micrografia da região C2 da amostra I. Aumento 500x

A região C, que sofreu a maior deformação, apresentou elevados níveis de dureza, chegando a uma média de 428 ± 13 HV e 428 ± 47 HV para as partes C1 e C2, respectivamente. Tanto na Figura 26 como na Figura 27, pode-se observar o domínio das ripas de martensita na microestrutura. No entanto, percebe-se na segunda a presença de pequenos grãos de ferrita, o que acaba influenciando os resultados do ensaio de microdureza. Porém, mesmo com a presença dessa fase, a média não se alterou entre as partes da região, o que aponta para um alargamento de ambos os lados da faixa de microdurezas. É razoável presumir que, além da formação de ferrita por *DIFT* houve também a formação de martensita por *SIMT*. Sendo assim, ambas as transformações induzidas por deformação ocorreram simultaneamente, de modo competitivo e foram capazes de formar localmente regiões com maiores concentrações de suas respectivas fases. Por conseguinte, apesar da média da região C se manter inalterada, obteve-se valores de durezas com maiores discrepâncias para a parte C2, produzindo assim um maior σ .



Figura 28 - Micrografia da região A da amostra I. Aumento 500x

Com dureza média de 328 ± 12 HV, a região A obteve os menores resultados de microdureza. Isso se deve à presença de vãos maiores de ferrita (regiões claras) entre as ripas de martensita (regiões escuras), como pode ser observado na Figura 28. Além disso, percebe-se que α se concentra na metade superior direita da Figura enquanto α' se concentra na metade inferior esquerda.

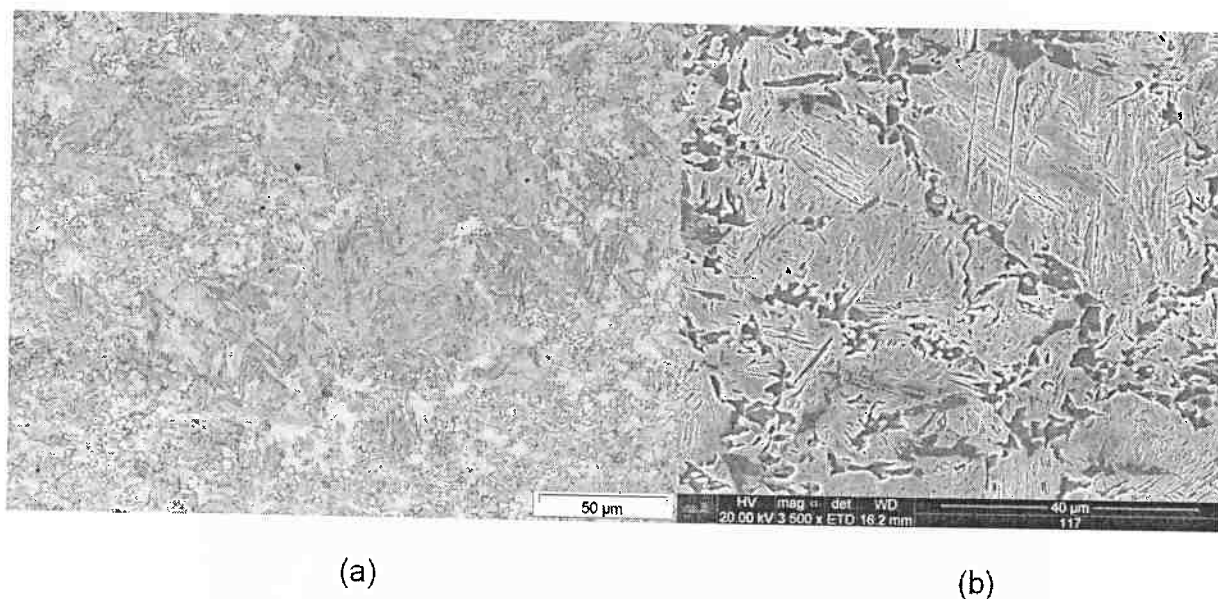


Figura 29 - Micrografias da amostra IV produzida por (a) MO e (b) MEV

A microestrutura da amostra IV, que apresentou μ de 388 ± 23 HV, foi analisada tanto por microscopia óptica (MO) quanto por microscopia eletrônica de varredura (MEV). Na Figura 29(a), percebe-se que, de forma semelhante à amostra I, a microestrutura apresenta uma matriz composta por ripas de martensita e refinados grãos de ferrita, representados por regiões escuras e claras, respectivamente. Já na Figura 29(b), realizada no MEV, observa-se de forma bem mais evidente a grande formação de ilhas de ferrita (regiões escuras), cuja disposição recorda a configuração física de contornos de grão. Por ter sido deformada à temperatura de 750°C , pode-se dizer que essa amostra foi submetida à menor taxa de resfriamento, explicando assim o menor valor de μ .

5.4 Ensaios mecânicos de tração

As deformações totais foram determinadas através da análise *DIC*, comparando a distância entre as posições iniciais e finais de pixels escolhidos arbitrariamente.

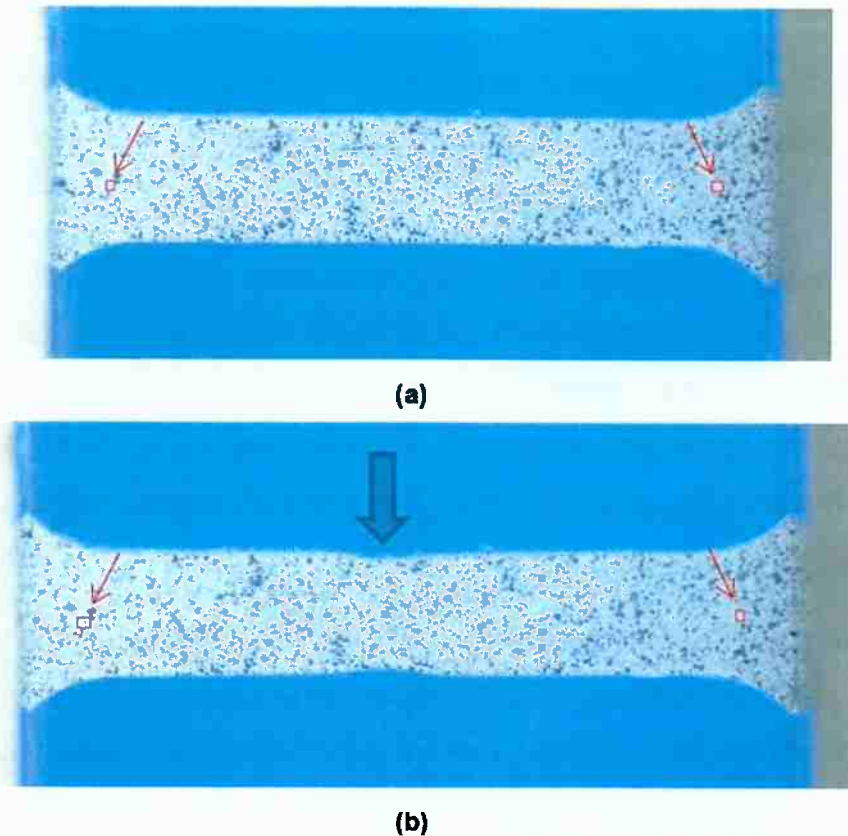


Figura 30 - (a) Corpo de prova de tamanho padrão antes de ser ensaiado; (b) Corpo de prova de tamanho padrão no momento anterior à fratura

As Figura 30 e Figura 18 mostram alguns dos pixels selecionados, indicados pelas setas menores, e evidências da deformação plástica para ambos os tamanhos de amostras. Na primeira Figura, a seta maior destaca a formação de pescoço no centro do comprimento do corpo de prova de tamanho padrão com um leve cisalhamento. Já na última, nota-se que o estiramento provocou uma diminuição da largura do corpo de prova *sub-size*. Por meio da comparação entre as distâncias iniciais e finais desses pixels obteve-se os valores aproximados das deformações totais, mostradas na Tabela 6.

Tabela 6 - Deformações totais obtidas por DIC

Amostras	Deformações totais (%)
IB	7,42
IC	6,98
IA	6,40
IV	10,42

Observa-se que a amostra IV, do Gleeble, obteve a maior deformação total. Esse fato já era de se esperar pois amostras menores produzem maiores alongamentos.

Os ensaios de tração produziram curvas de força-deslocamento que foram convertidas em curvas de tensão-deformação. Para obter os valores de tensão (σ), os valores das forças (F) foram divididos pelos das áreas da seção transversal inicial dos corpos de prova (A_0), e para obter os valores de deformação (ε), as variações do comprimento dos corpos de prova (Δl) foram divididos pelo comprimento inicial (l_0) dos mesmos.

Os gráficos passaram ainda por um segundo tratamento, devido à pré-carga e à rigidez da máquina de ensaio (deformação elástica dos elementos da ferramenta), para retirar quaisquer efeitos que não fossem provenientes da tensão de tração sobre o corpo de prova.

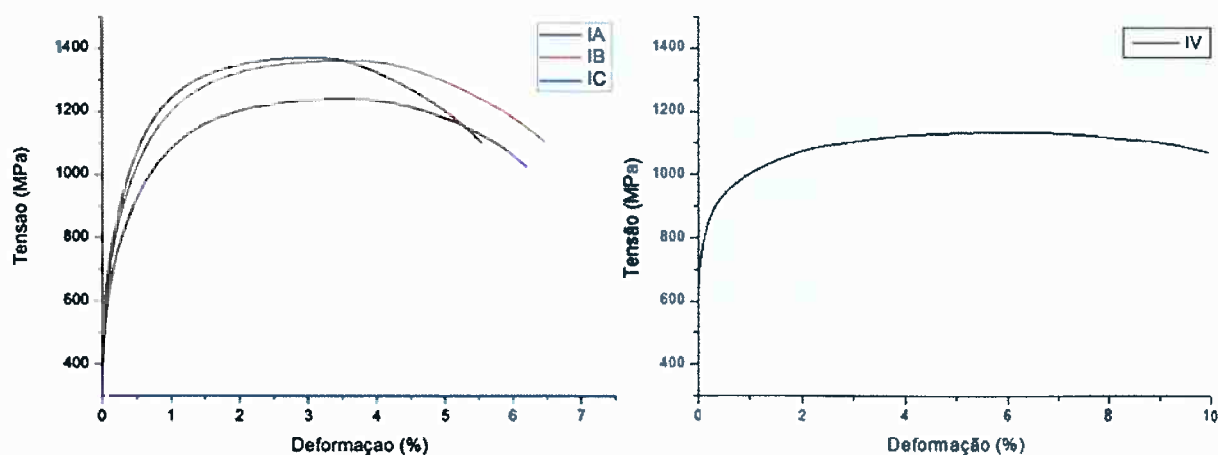


Figura 31 - Gráfico de tensão por deformação das amostras I e IV

Observando a Figura 31, nota-se que, dentre as regiões da amostra I, IA teve o menor alongamento total, IB possui a maior tenacidade e IC apresentou os menores LE e LR. Já o corpo de prova do Gleeble obteve o menor LR e o maior alongamento total. Dos gráficos, podem-se retirar os valores das deformações totais, exibidos na Tabela abaixo.

Tabela 7 - Deformações totais obtidas por ensaio de tração

Amostras	Deformações totais (%)
IB	6,49
IC	6,23
IA	5,51
IV	9,95

Observa-se que os valores das deformações totais obtidas por *DIC* foram discrepantes daqueles obtidos por ensaio de tração. Isso provavelmente ocorreu devido ao efeito da pré-carga (2000 N para a amostra I e 200 N para a amostra IV), a qual pode não ter sido contabilizada na deformação obtida pela máquina de tração e/ou pode não ter sido proporcional aos tamanhos das amostras.

Inicialmente, o material apresentava LE e LR de 504 MPa e 643 MPa, respectivamente. Os gráficos produzidos pelos ensaios mecânicos de tração mostram que houve um grande aumento das propriedades mecânicas do material. Após o processo de estampagem a quente, ambas as propriedades praticamente dobraram de valor.

IA apresentou valores de LE e LR de ≈ 1000 e 1350 MPa, respectivamente. Era razoável esperar que essa região, a qual possui os menores valores de HV, obtivesse o maior alongamento total devido a maiores teores de ferrita. Esse menor alongamento pode ser explicado com a presença de precipitados ou então com um acúmulo local de martensita, o que provocaria uma concentração de tensão e levaria a uma ruptura precoce do corpo de prova. No entanto, o desvio padrão estreito sugere que os valores de HV obtidos foram próximos. Então, essa possível

concentração de tensão pode ter ocorrido em uma região da amostra que não foi estudada pelo ensaio de microdureza.

A região B possui LE e LR comparáveis aos da região A, entretanto, demonstrou ter maior tenacidade. Os níveis intermediários de desvio padrão sugerem que a região onde o ensaio de microdureza foi conduzido possuía uma maior heterogeneidade de fases. Contudo, essa heterogeneidade não foi suficiente a ponto de influenciar a distribuição das tensões, resultando em um maior alongamento.

Já a região C apresentou os menores LE e LR da amostra I, chegando a valores de ≈ 800 e 1200 MPa, respectivamente. Devido aos elevados valores de HV encontrados, era de se esperar que essa região fosse a mais rígida e que sofresse o menor alongamento total. No entanto, como ela apresentou a maior variação de HV, refletida no desvio padrão, ela também teve a maior heterogeneidade de fases. Isso provavelmente se deu através da formação competitiva de fases induzidas por deformação (*DIFT* e *SIMT*), já que esta foi a região com a maior deformação durante o processo de estampagem a quente. Por ter produzido uma maior quantidade de α , houve uma diminuição das propriedades mecânicas aqui estudadas.

E por fim, temos a amostra IV que apresentou LE de ≈ 850 MPa e LR de ≈ 1130 MPa. Vale lembrar que essa amostra foi deformada à temperatura de 750°C , produzindo uma menor taxa de resfriamento quando comparada as demais amostras. Sendo assim, pode-se dizer que houve uma menor formação de martensita, o que explica o menor valor de LR e o maior alongamento total.

5.5 Fractografias

A Figura 32 contém as fractografias obtidas no MEV. Pelas deformações totais obtidas no ensaio mecânico de tração, pode-se dizer que houve uma intensa deformação plástica do material, logo, espera-se observar evidências de uma fratura dúctil.

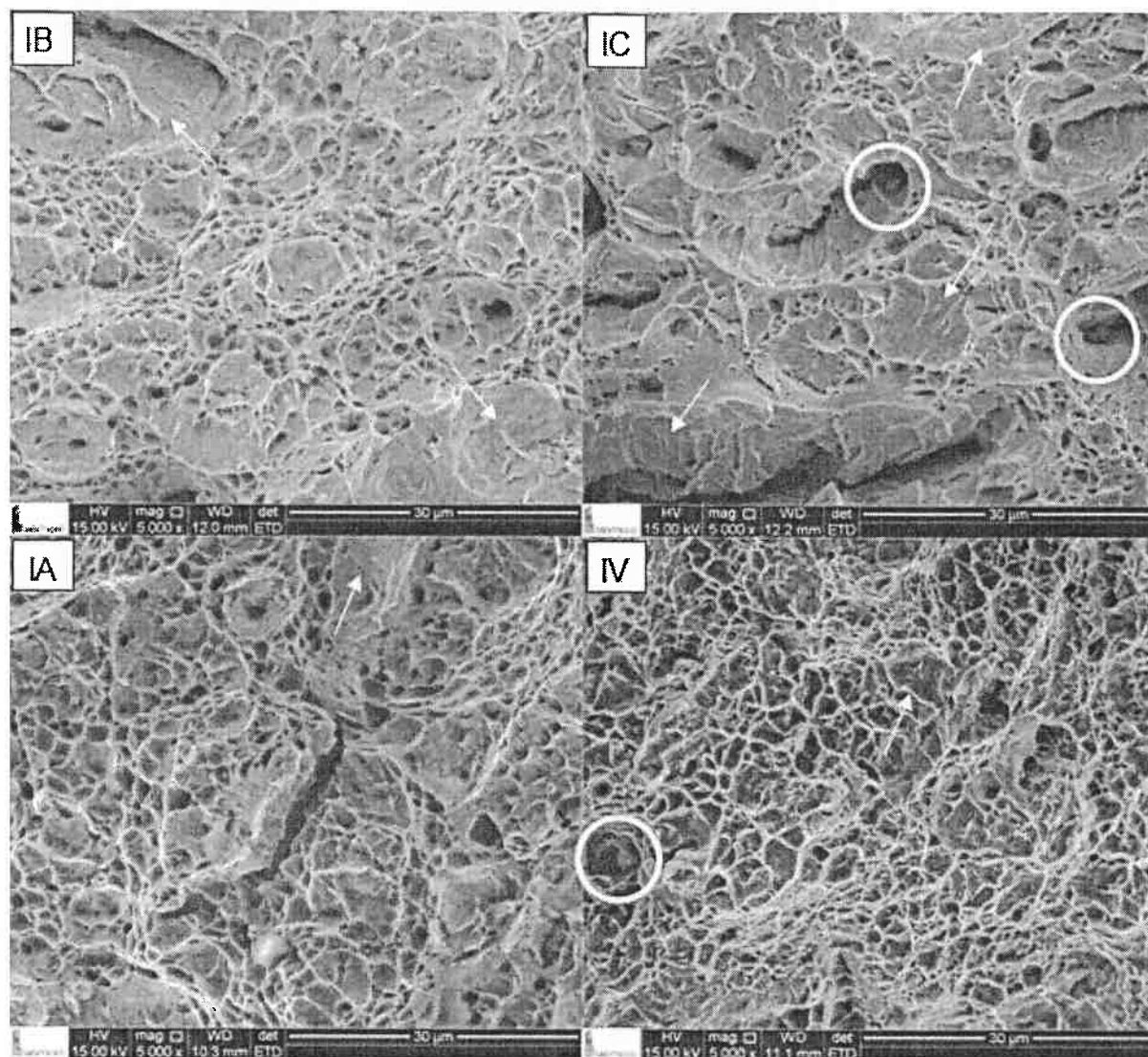


Figura 32 - Fractografia das superfícies de fratura resultantes do ensaio de tração

Percebe-se que, em todos os casos, há a formação de microcavidades (*dimples*) e de conglomerados de materiais que se projetam para cima, características típicas de uma fratura dúctil. Destacadas por circunferências, é possível notar a presença de partículas dentro de algumas das maiores microcavidades. Essas partículas imersas na matriz são uma descontinuidade e atuam como concentradores de tensão, alterando e interferindo na deformação plástica de suas vizinhanças, o que pode favorecer o coalescimento de cavidades a partir do descolamento da sua interface com a matriz.

Além da fratura dúctil, constata-se também regiões de fratura frágil, que possui baixa absorção de energia com pouca ou nenhuma deformação plástica,

indicadas pelas setas. Nelas, observam-se a presença de facetas e de “marcas de rio” (*river marks*), caracterizando a fratura por clivagem. As facetas correspondem aos planos cristalográficos a partir dos quais a trinca pode se propagar. À medida que se propaga a trinca pode mudar de plano, indo para um plano paralelo, o que causa o aparecimento de degraus. O acúmulo desses degraus resulta na morfologia *river marks*.

As fractografias IB e IC são as que mais apresentaram indícios de clivagem, o que condiz com os ensaios de microdureza já que essas são as regiões que apresentaram os maiores valores de HV. Já a região IA e a amostra IV, que apresentaram os menores valores de HV, exibem as maiores quantidades de *dimples* e as menores quantidades de evidências de clivagem, também condizendo com os resultados de microdureza. Nota-se ainda que, para a IV, as microcavidades apresentaram menores diâmetros, sugerindo que essa amostra possuía uma microestrutura mais refinada.

6 CONCLUSÕES

Neste trabalho, as propriedades mecânicas de uma chapa de aço 22MnB5 estampada a quente foram investigadas. Os resultados revelaram que de fato, como previsto pela literatura, as propriedades LE e LR, com valores iniciais de 504 e 643 MPa respectivamente, aumentaram significativamente após o processo ser realizado, praticamente dobrando de valor ao atingir 1000 e 1350 MPa, respectivamente.

Os ensaios de microdureza revelaram a fragilidade do processo de estampagem a quente convencional. Devido ao seu menor controle das condições termomecânicas, obteve-se perfis divergentes de microdureza Vickers em blanques tratados de maneira idêntica. Além disso, a sua maior média de dureza foi de 429 HV enquanto a maior média das amostras tratadas no Gleeble atingiu os 508 HV.

As micrografias e os ensaios mecânicos de tração apontaram que a deformação influencia de forma significativa a composição de fases e as propriedades do material. A análise por MO apresentou uma microestrutura com

grandes quantidades de martensita e regiões com ferrita produzida por *DIFT*. E os ensaios de tração revelaram que a *SIMT* e a *DIFT* ocorreram simultaneamente, de forma competitiva e foram capazes de produzir uma elevada média de dureza com um largo desvio padrão, evidenciando a heterogeneidade de fases na microestrutura.

Já as fractografias mostraram que houve um comportamento híbrido do material, apresentando evidências de fratura dúctil e frágil. Nesse contexto, pode-se dizer que o processo de estampagem a quente é compatível para a produção de peças para fins automotivos, pois foi capaz de aumentar as propriedades mecânicas do material mantendo uma boa tenacidade.

Conclui-se que o processo realizado no Gleeble foi capaz de produzir propriedades mecânicas com menores flutuações. Por se tratar de uma ferramenta de ponta, o Gleeble oferece um controle sobre o processo muito superior quando comparado à estampagem a quente convencional, que foi conduzido manualmente. Para minimizar essas flutuações, deve-se diminuir a perda de calor durante o transporte da chapa do forno austenitizante até a prensa hidráulica e, principalmente, investigar o grau do efeito que as deformações possuem sobre as transformações de fases. Desse modo, detém-se um maior controle sobre a microestrutura final e, portanto, das propriedades mecânicas desejadas.

7 REFERÊNCIAS

AGUIAR, D. J. M. de. **Estudo da formação e reversão de martensita induzida por deformação na austenita de dois aços inoxidáveis dúplex**. 2012. Universidade de São Paulo, 2012.

ARCELORMITTAL. Steels for hot stamping - Usibor® Ultra high strength steels. 2016.

ARIZA, E. A. E. **Análise numérica e experimental de um aço TRIP submetido aos processos de estampagem a quente e têmpera e partição (Q&P)**. 2017. Universidade de São Paulo, 2017.

ASTM E3-01. Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens. **ASTM**, 2007.

CAIA, Y. et al. Hot Stamping Simulation and Austenite Decomposition Modeling of an Automobile Cross Member. **Procedia Engineering**, v. 15, p. 4902–4907, jan. 2011. Disponível em: <<http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S1877705811024143>>. Acesso em: 4 out. 2013.

DE KNIJF, D. et al. Effect of fresh martensite on the stability of retained austenite in quenching and partitioning steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 615, p. 107–115, 2014. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2014.07.054>>.

DONG, H.; SUN, X. Deformation induced ferrite transformation in low carbon steels. **Current Opinion in Solid State and Materials Science**, v. 9, n. 6, p. 269–276, 2005.

DOS SANTOS, A. A. **Modelamento da transformação de fases de aços de alta resistência microligados ao Nb durante resfriamento após laminação em tiras a quente**. 2007. Universidade Federal de Minas Gerais, 2007.

FAN, D. W.; KIM, H. S.; COOMAN, B. C. De. A Review of the Physical Metallurgy related to the Hot Press Forming of Advanced High Strength Steel. **Steel Research International**, v. 3, p. 241–248, 2009.

GALÁN, J. et al. Advanced high strength steels for automotive industry.

Revista de Metalurgia, v. 48, n. 2, p. 118–131, 2012.

GHOSH, C.; ARANAS, C.; JONAS, J. J. Dynamic transformation of deformed austenite at temperatures above the Ae3. **Progress in Materials Science journal**, v. 82, p. 151–233, 2016.

HERRERA, C.; PLAUT, R. L.; PADILHA, A. F. Microstructural Refinement during Annealing of Plastically Deformed Austenitic Stainless Steels. **Materials Science Forum**, v. 550, p. 423–428, 2007. Disponível em: <<http://www.scientific.net/MSF.550.423>>.

KARBASIAN, H.; TEKKAYA, a. E. A review on hot stamping. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 210, n. 15, p. 2103–2118, nov. 2010. Disponível em: <<http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S092401361000213X>>. Acesso em: 25 mar. 2014.

LI, Z. D. et al. Influence of austenite deformation on ferrite growth in a Fe-C-Mn alloy. **Materials Science and Engineering A**, v. 527, n. 16–17, p. 4406–4411, 2010. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2010.03.092>>.

LIU, H. et al. Martensitic microstructural transformations from the hot stamping, quenching and partitioning process. **Materials Characterization**, v. 62, n. 2, p. 223–227, fev. 2011. Disponível em: <<http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S1044580310003396>>. Acesso em: 24 set. 2013.

MERKLEIN, M.; LECHLER, J. Investigation of the thermo-mechanical properties of hot stamping steels. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 177, n. 1–3, p. 452–455, jul. 2006. Disponível em: <<http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0924013606003591>>. Acesso em: 19 set. 2013.

MONLEVADE, E. F. de. **Estudo das transições morfológicas na decomposição da austenita utilizando um par de difusão Fe-5%Ni/Fe-10%Ni**. 2013. Universidade de São Paulo, 2013. Disponível em: <<http://www.teses.usp.br/teses/disponiveis/3/3133/tde-26072013-142354/>>.

MORI, K. I. Smart hot stamping of ultra-high strength steel parts. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)**, v. 22, n.

October, p. s496–s503, 2012.

NOTAS DE AULA. **Metalografia dos Aços**. Disponível em: <http://pmt.usp.br/pmt3402/material/metalografia_dos_acos.pdf>. Acesso em: 29 nov. 2018.

ROSA, J. H. de A. **Estampagem a quente em escala piloto**. 2015. Universidade Federal de Minas Gerais, 2015.

SILVEIRA, E. R. et al. Efeito do grau de deformação na formação de martensita induzida por deformação em uma liga de aço inox dúplex UNS S32205. **Revista Liberato**, p. 01-134, 2018.

WANG, S.; LEE, P. Investigation of Die Quench Properties of Hot Stamping. **China Steel Technical Report**, v. 2, n. 26, p. 22–31, 2013.

ZENER, C. Kinetics of the decomposition of austenite. **Metals Technology**, p. 34, 1946. Disponível em: <<http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/0026065794920885>>.