

CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS GERAIS
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS
GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MATERIAIS

ANA CLARA SENA PEREIRA

EFEITO DO ESTADO INICIAL NA ESTAMPABILIDADE DO AÇO SAE 1008

BELO HORIZONTE

2023

ANA CLARA SENA PEREIRA

EFEITO DO ESTADO INICIAL NA ESTAMPABILIDADE DO AÇO SAE 1008

Trabalho de conclusão de curso apresentado no curso de Graduação em Engenharia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, como requisito parcial para obtenção do título de bacharel em Engenharia de Materiais.

Orientador: Dr. Wellington Lopes

Coorientadora: Profa. Dra Elaine Carballo Siqueira Corrêa

BELO HORIZONTE

2023

ANA CLARA SENA PEREIRA

EFEITO DO ESTADO INICIAL NA ESTAMPABILIDADE DO AÇO SAE 1008

Trabalho de conclusão de curso apresentado no curso de Graduação em Engenharia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, como requisito parcial para obtenção do título de bacharel em Engenharia de Materiais.

Aprovado em

BANCA EXAMINADORA

Prof. Dr. Wellington Lopes (Orientador)

Profa. Dra. Elaine Carballo Siqueira Corrêa (Coorientadora)

Profa. Dra. Aline Silva Magalhães (CEFET-MG)

AGRADECIMENTOS

À Deus, que me concedeu saúde e força para superar todos os obstáculos enfrentados nessa jornada.

Aos meus pais, Marleide e Jailton, que sempre me incentivaram e apoiaram nas vitórias e dificuldades. Em especial ao meu irmão Heitor (*in memoriam*), que me guiou e deu energia para continuar. A minha avó Maria Eugênia pelos ensinamentos de superação.

A minha tia Maria Margarida e meu primo Alex, por me acolherem desde o início na cidade, juntamente com nossos amigos Claudia e José por ter me ajudado e participado nesta caminhada.

À Coordenação de Política Estudantil do CEFET-MG, pela assistência estudantil e psicossocial ao longo dessa trajetória.

Ao meu orientador Professor Wellington Lopes, pela paciência, dedicação e o conhecimento compartilhado.

À minha coorientadora Professora Elaine Carballo Siqueira Corrêa, pelo incentivo desde o começo do curso e pela oportunidade de ter feito meus primeiros projetos pela Bolsa Complementação Estudantil.

À Professora Aline Silva Magalhães, pelos ensinamentos na disciplina e participação na banca.

A todos os professores, funcionários da secretaria e técnicos do Departamento de Engenharia de Materiais do CEFET-MG pela boa vontade em ajudar sempre que solicitados.

Ao gerente Evandro, equipe Suporte a Vendas e da empresa ArcelorMittal pela oportunidade de aprendizados e o carinho.

Aos meus colegas desde o primeiro período, Letícia Valadares, Ariane Lana, Camila de Lima, Pedro Franco, Wallace Pedrosa, Frederico Meirelles, Thaís Filomena, Rayane Fernandes, Tatiana Kelly, Renato César, Mariana, Daniella, pelo convívio e momentos divertidos.

E por fim, agradeço ao CEFET-MG por fazer parte da minha vida e ter contribuído para o meu crescimento pessoal e profissional. Tenho muita gratidão e honrada pela instituição.

RESUMO

O alto consumo de aço em diversos setores da economia exige o compromisso das indústrias em inovar nos processos e propor novas soluções para suprir as necessidades do mercado, como a indústria automobilística, que requer produtos que combinem resistência mecânica e ductilidade, além de requisitos que visem a redução de danos ambientais. Neste contexto, é imprescindível o aprimoramento dos testes capazes de simular condições de produção que permitam uma melhor compreensão da capacidade de estampagem de um material nas diferentes etapas dos ciclos de processamento termomecânico de um aço. Neste caso, a análise do efeito do arranjo microestrutural assumido por um material na estampabilidade de chapas de aço é um dos requisitos essenciais para a obtenção de produtos estampados. Considerando essa necessidade, este trabalho pretende investigar o efeito da condição microestrutural na estampabilidade de chapas de aço SAE 1008 nos estados como recebido e recozido. Neste caso, fez-se a caracterização mecânica a partir de ensaios de tração e de microdureza Vickers, além da análise microestrutural por meio de microscopia óptica e eletrônica de varredura, de modo a investigar o efeito da condição microestrutural na estampabilidade desse material com uso de uma matriz de estampagem. Os resultados indicaram a predominância do constituinte ferrítico em reação a perlita. Em termos de limite de resistência mecânica, os valores de limite de escoamento e alongamento uniforme não tiveram mudanças significativas em relação aos estados recebido e como recozido. Em relação ao limite de estampabilidade, em termos do diâmetro máximo do blank embutido, foi igual à 2,18 para ambos os estados, mas o acabamento dos copos foram comprometidos pela realização do tratamento térmico de recozimento.

Palavras-chaves: Aço SAE 1008, estampagem, propriedades mecânicas.

ABSTRACT

The high consumption of steel in various sectors of the economy requires the commitment of industries to innovate in processes and propose new solutions to meet market needs, such as the automobile industry, which requires products that combine mechanical strength and ductility, in addition to requirements aimed at reduction of environmental damage. In this context, it is essential to improve tests capable of simulating production conditions that allow a better understanding of the stamping capacity of a material in the different stages of the thermomechanical processing cycles of a steel. In this case, the analysis of the effect of the microstructural arrangement assumed by a material on the stampability of steel sheets is one of the essential requirements for obtaining stamped products. Considering this need, this work intends to investigate the effect of the microstructural condition on the stampability of SAE 1008 steel sheets in the as-received and annealed states. In this case, mechanical characterization was carried out using tensile and Vickers microhardness tests, in addition to microstructural analysis using optical and scanning electron microscopy, in order to investigate the effect of the microstructural condition on the stampability of this material using a sheet forming die. The results indicated the predominance of the ferritic constituent in reaction to perlite. In terms of mechanical resistance limit, the yield limit and uniform elongation values did not have significant changes in relation to the as-received and as-annealed states. Regarding the stampability limit, in terms of the maximum diameter of the embedded blank, it was equal to 2.18 for both states, but the finishing of the glasses was compromised by carrying out the annealing heat treatment.

Keywords: SAE 1008 steel, sheet forming, mechanical properties.

LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1 – Diagrama de equilíbrio fases ferro-carbono	15
Figura 3.2 – Representações das microestruturas liga Fe-C composição hipoeutetoide	17
Figura 3.3 – Microestrutura típica da perlita, composta por lamelas de cementita em uma matriz ferrítica.....	17
Figura 3.4 – Diagrama de transformação isotérmica para um aço hipoeutetoide.	21
Figura 3.5 – Diagrama de fases Fe-Fe ₃ C nas vizinhanças no ponto eutetoide, indicando faixas de temperatura de tratamentos térmicos.	22
Figura 3.6 – Microestrutura de um aço AISI 1005 com microestrutura composta por 95% ferrita e 5% perlita normalizado	23
Figura 3.7 – Microestrutura de um aço Fe-0,11% em massa C sem outros elementos de liga recozido a 450°C por 45 s.	24
Figura 3.8 – Exemplo de um Diagrama Transformação por Resfriamento Contínuo em aços...	25
Figura 3.9 – Representação das etapas do processo de estampagem: corte, dobramento e estampagem profunda.....	28
Figura 3.10 – Representação do ensaio de embutimento Erichsen.....	30
Figura 3.11 – Representação do ensaio de embutimento Olsen.	31
Figura 3.12 – Representação do ensaio Swift.....	31
Figura 3.13 – Representação do ferramental no ensaio Nakazima.....	32
Figura 4.1 – Fluxograma das etapas.....	34
Figura 4.2 – Ciclo do recozimento	35
Figura 4.3 – Software utilizado para medição da área dos grãos na amostra tratada termicamente.	37
Figura 4.5 – Desenho esquemático do corpo de prova para o ensaio de tração.....	39
Figura 4.6 – Blanks e respectivos diâmetros.....	40
Figura 4.7 – Máquina universal de ensaio universal (EMIC).	41
Figura 4.8 – Matriz do ensaio de estampagem.	41
Figura 5.1 – Fotomicrografias do aço SAE 1008.	42
Figura 5.2 – Imagens obtidas a partir da microscopia eletrônica de varredura (MEV) do aço SAE 1008.....	43
Figura 5.3 – Fotomicrografias de uma estrutura convencional aço.	44
Figura 5.4 – Corpos de prova ensaiado a partir dos blanks de 50mm, 60mm e 65 mm, respectivamente, após ensaio de estampagem.	48
Figura 5.5 – Comportamento de um blank durante o teste de estampagem.	49

Figura 5.6 – Exemplo orelhamento no blank de 60 mm aço SAE 1008 como recebido..... 50

LISTAS DE TABELAS

Tabela 3.1 – Comparativo dos valores coeficientes de encruamento (n) e de resistência (k) de diferentes materiais.....	19
Tabela 3.2 – Composição e propriedades mecânicas de aço de baixo teor de carbono para estampagem.	29
Tabela 4.1 – Composição química (% em peso) da chapa de aço.	34
Tabela 5.1 – Valores médios dos diâmetros dos grãos em cada condição da chapa de aço.	44
Tabela 5.2 – Valores médios da dureza Vickers (HV).	45
Tabela 5.3 – Valores de resistência à tração, limite de escoamento e alongamento uniforme determinados a partir de ensaios de tração.	46
Tabela 5.4 – Expoente de encruamento e fator de correlação para análise de encruamento obtidos pelo método de linearização da curva $\sigma \times \epsilon$	47
Tabela 5.5 – Valores médios dos parâmetros de profundidade e força máxima aplicada em cada condição da chapa de aço SAE 1008.....	49

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

SAE – *Society of Automotive Engineers*

IBGE – Instituto Brasileiro de Geografia e Estatística

PIB – Produto Interno Bruto

ABNT – Associação Brasileira de Normas Técnicas

ASTM – *American Society for Testing and Materials*

AISI – *American Iron and Steel Institute*

CCC – Cúbico de Corpo Centrado

CFC – Cúbico de Face Centrada

LE – Limite de estampabilidade

LDR – *Limiting Drawing Ratio*

NBR – Normas Brasileiras

C – Carbono

Si – Silício

Mn – Manganês

P – Fósforo

S – Enxofre

Al – Alumínio

Cu – Cobre

Ni – Níquel

Cr – Cromo

Mo – Molibdênio

γ – Austenita

α – Ferrita

EM – Estampagem média

EP – Estampagem profunda

EEP – Estampagem extra-profunda resistente ao envelhecimento

EPA – Estampagem profunda, aço acalmado

MEV – Microscopia eletrônica de varredura

n – Expoente de encruamento

P – Perlita

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	11
2 OBJETIVOS	12
2.1 Objetivo Geral.....	12
2.2 Objetivos Específicos.....	12
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	13
3.1 Panorama da indústria de aço.....	13
3.2 Aços carbono típicos.....	14
3.2.1 Fases e constituintes.....	14
3.2.2 Microestrutura e mecanismos de transformação.....	16
3.2.3 Mecanismos de aumento da resistência mecânica.....	18
3.2.4 Tratamentos térmicos.....	20
3.3 Estampagem.....	27
3.3.1 Ensaio de estampagem.....	29
3.3.2 Variáveis que influenciam a estampabilidade de um material.....	32
4 MATERIAIS E MÉTODOS	34
4.1 Material.....	34
4.2 Recozimento.....	35
4.3 Caracterização Microestrutural.....	36
4.4 Caracterização Mecânica.....	38
4.4.1 Ensaio de Microdureza Vickers.....	38
4.4.2 Ensaio de Tração.....	39
4.5 Estampagem.....	40
5 RESULTADOS E DISCUSSÕES	42
5.1 Caracterização Microestrutural.....	42
5.1.1 Microscopia óptica.....	42
5.1.2 Microscopia eletrônica de varredura.....	42

5.1.3 <i>Análise do crescimento dos grãos</i>	43
5.2 Caracterização Mecânica	45
5.2.1 <i>Ensaio de Microdureza Vickers</i>	45
5.2.2 <i>Ensaio de Tração</i>	45
5.3 Análise de estampabilidade	48
6 CONCLUSÕES	51
REFERÊNCIAS	52

1 INTRODUÇÃO

O aço é um material de grande importância para a indústria, sendo utilizado em diversos setores, desde o automobilístico até o agrícola. Além da matéria prima, outro ponto em comum desses setores é propor soluções que visem alcançar níveis aceitáveis de desempenho e economia, ao mesmo tempo garantir que o item seja seguro e reduzir efeitos danosos ao ambiente (BILLUR, ALTAN, 2014; TIRUMALASETTY, 2013; OCHERI *et al.*, 2017). Como exemplo, a indústria automotiva tem promovido avanços que impulsionaram a metalurgia a criar aços de alta estampabilidade de modo a aprimorar os veículos com *design* moderno e seguros, capazes de absorver energia durante uma colisão, sendo resistentes mecanicamente a partir de chapas de aço de menor espessura, contribuindo assim, para a diminuição do consumo de combustíveis (SAMEK, KRIZAN, 2012).

A estampagem é um processo de conformação mecânica tipicamente utilizada para obtenção de diversos produtos, sendo responsável por submeter um material a sucessivas condições de carregamentos como tração e compressão, para obter produtos capazes de atender os regulamentos de qualidade e segurança, sendo importante o uso de técnicas de caracterização que possibilitem especificar propriedades mecânicas diversas, como dureza, parâmetros de resistência mecânica e ductilidade, no intuito de melhorar o limite de estampabilidade de um material (SCHAEFFER, 2004; TIRUMALASETTY, 2013).

Os materiais usados nas mais diversas operações de estampagem são extremamente importantes, sendo a estampagem profunda a mais problemática, devido à grande deformação do material e risco de rompimento. Nesse tipo de processo é imprescindível que as características do material sejam conhecidas e controladas, como a composição química, microestrutura e ainda o limite de conformação. Apesar de veículos modernos necessitarem de chapas de aço elevada resistência mecânica, ainda existem diversos setores do mercado que utilizam aços mais simples, de custo reduzido, como as chapas de aço de baixo teor de carbono, sendo, portanto, necessário o estudo desses materiais (AL-QAWABAH *et al.* 2012; TYUTYUNIK *et al.* 2015).

Neste contexto, este trabalho se propõe a avaliar o efeito das características microestruturais na estampabilidade do aço SAE 1008, com uso de técnicas de microscopia óptica, MEV (microscopia eletrônica de varredura), ensaios de tração e de microdureza Vickers.

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivo Geral

Investigar a estampabilidade do aço SAE 1008 em função do estado inicial e no estado como recozido.

2.2 Objetivos Específicos

- Realizar a caracterização mecânica (ensaios de tração e de microdureza Vickers) e microestrutural (microscopia óptica e eletrônica de varredura) do aço SAE 1008 nos estados como recebido e recozido;
- Determinar o limite de estampagem nos estados como recebido e recozido do aço SAE 1008.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Panorama da indústria de aço

As indústrias de aço depararam com uma série de desafios pós-pandemia, o que implica em buscar melhorias nos processos, para que cenários futuros sejam menos impactados. Segundo o Instituto Brasileiro de Geografia e Estatística, IBGE (2023), a indústria foi classificada como o segundo setor que experimentou o maior efeito negativo, devido às escalas reduzidas de produção. Isso demonstra o quanto o setor siderúrgico tem buscado soluções de aprimoramento nos processos e nos seus produtos que tem como o aço, o material base para vida moderna, ainda mais econômico e garantir uma previsibilidade na sua aplicação final.

De acordo com os dados projetados pelo Instituto Aço Brasil (2022), a produção de aço bruto estima um crescimento de 2% em 2023. Esse cálculo de projeção é baseado nas perspectivas econômicas do Produto Interno Bruto (PIB) da construção civil, bens de capital e da indústria automotiva. Com isso, as empresas com foco em inovação tendem a ficar pressionadas por constantes melhorias de mercado por meio de métodos produtivos que ajustem os requisitos das normas de segurança, ambiental e economicamente viáveis, que sejam essenciais para retomada de mercado (INSTITUTO AÇO BRASIL, 2022).

Para acompanhar essa demanda de ascensão de mercado, alta competitividade e as exigências desses setores, tanto as indústrias como o meio acadêmico têm investido em pesquisas de aperfeiçoamento das operações já existentes e no desenvolvimento de novos aços. No caso do aperfeiçoamento das operações, está atrelado o estudo dos aços já existentes, tendo como finalidade alcançar propriedades mecânicas desejadas que podem ser controladas por processos operacionais de baixo custo. Nesse contexto, dentre a diversidade de aços existentes, destacam-se os aços de baixo teor de carbono, com uma alta aplicabilidade, por ser um material de fácil obtenção da matéria-prima, além de possuir baixo custo para sua produção, o que torna viável o desenvolvimento e o aperfeiçoamento de técnicas de processamento, com base nas relações entre composição/estrutura e propriedades desses materiais (CHIAVERINI, 2008; CALLISTER, 2012; SPEER *et al.*, 2002).

3.2 Aços carbono típicos

Os aços carbono típicos são ligas de ferro-carbono contendo uma variação percentual de carbono entre 0,008% até 2,11%, e a presença de quantidade limitada de elementos de liga de modo a obter propriedades específicas a partir de três classes típicas: os aços com baixo, médio e alto teor de carbono. Os aços de médio teor de carbono possuem entre 0,25 e 0,5% (em peso), sendo dúcteis, enquanto os aços com alto teor de carbono exibem carbono superior a 0,5% permitindo alcançar resistência mecânica elevada, mas tendo como desvantagem a queda na tenacidade, ductilidade e soldabilidade (DE SOUZA *et. al.*, 2018; CHIAVERINI, 2008).

Os aços de baixo teor de carbono são ligas metálicas com teores de carbono abaixo de 0,25% em peso e podem conter na sua composição concentrações residuais de manganês, silício, fósforo e enxofre. Quanto menor o teor de carbono, maior tende a ser a ductilidade e a tenacidade, já quanto maior o teor de carbono, maior tende a ser a resistência mecânica. Por isso, os aços de baixo teor de carbono são comumente utilizados em processos mecânicos que exigem alta conformabilidade, soldabilidade e usinabilidade (CALLISTER, 2012; COLPAERT, 2008).

Dentre as aplicações, destacam-se a fabricação de assoalhos de veículos como caminhões, ônibus e carros, aeroespacial, produtos nos setores alimentícios, domésticos, decorativos, dentre outros. Por apresentarem alta ductilidade e boa conformabilidade, esses aços garantem um bom desempenho na fabricação de peças com geometrias complexas, além de proporcionarem resistência à fratura. Outro fator importante, que se relaciona com o desempenho mecânico dos aços, é o desenvolvimento da microestrutura juntamente com os processos térmicos (PINHEIRO *et. al.*, 2010; CHIAVERINI, 2008).

Quanto aos constituintes típicos dos aços de baixo teor de carbono podem ser citados a ferrita e a perlita, pode-se afirmar que a quantidade de perlita confere maior resistência mecânica, sem impactar em outras propriedades como a soldabilidade do material (MAZAHARI *et. al.*, 2014).

3.2.1 Fases e constituintes

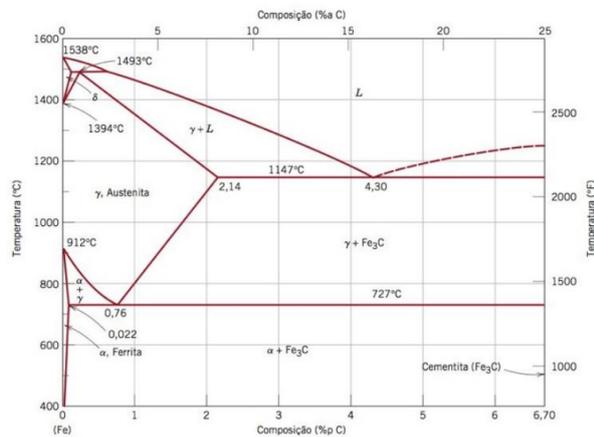
Um dos aspectos fundamentais para aprimorar as propriedades mecânicas é verificar o comportamento termodinâmico dos aços por meio do diagrama de fase ferro-carbono (Fe-

Fe_3C). O diagrama, exibido na Figura 3.1, relaciona os parâmetros de temperatura em função do teor de carbono em equilíbrio. A fase de um material está relacionada com a organização dos átomos de forma compactada e arranjos ordenada, a estrutura cristalina (ABBASCHIAN *et al.*, 2010; COLPAERT, 2008).

Os aços são ligas de ferro e carbono sendo que a forma de analisar as transformações de fase no diagrama parte da análise do ferro puro e na acomodação do átomo de carbono nessa estrutura. Em condições de temperatura ambiente (25°C), o ferro apresenta uma estrutura cristalina cúbica de corpo centrado, a fase ferrita ou fase α , onde os átomos de ferro estão arranjados nos vértices e no centro de um cubo, exibindo ainda a facilidade da difusão, conferindo uma redistribuição da tensão interna gerada durante a deformação (BHADESHIA *et al.*, 2006).

Na faixa de temperatura entre 912°C até 1394°C , ocorre a formação da fase austenita ou fase γ , com estrutura cúbica de faces centradas, em que os átomos de ferro estão localizados nos vértices e nos centros das faces de um cubo. A solubilidade máxima do carbono na austenita atinge 2,14% carbono, já a ferrita tem uma capacidade muito menor de dissolver o carbono, máximo de 0,02%, Figura 3.1 (KRAUSS, 2005).

Figura 3.1 – Diagrama de equilíbrio fases ferro-carbono



Fonte: CALLISTER, 2012

O diagrama ferro-carbono, é caracterizado por três pontos invariantes: ponto peritético a 1493°C e 0,17% C, um ponto eutético a 1147°C e 4,30% C, além de um ponto eutetoide a 727°C e 0,77% C. A transformação peritética ocorre em temperaturas muito altas e em aços de concentração de carbono muito baixa (ABBASCHIAN *et al.*, 2010). A partir do campo

austenítico, apresentará, à temperatura ambiente, uma ou a mistura de fases: ferrita e cementita, dependendo do teor de carbono (SILVA, 2006).

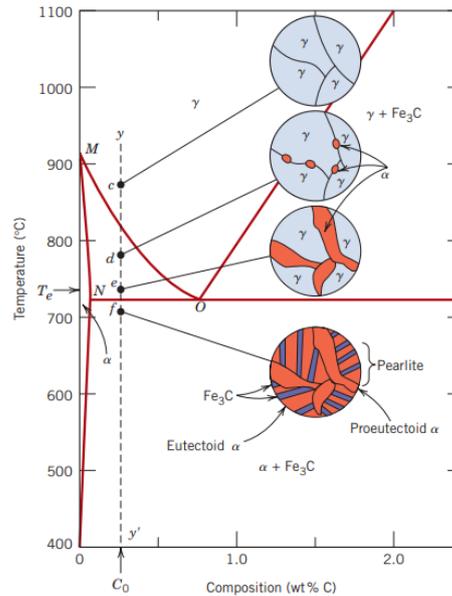
Os aços, em geral, exibem em termos microestruturais perlita, ferrita, bainita, martensita e/ou constituinte martensita-austenita. O que permite a formação destes constituintes está relacionado com a mudança da temperatura durante as diversas transformações de fases experimentada pelos aços existentes em tratamentos térmicos, influenciando o comportamento mecânico dos aços (BHADESHIA *et al.*, 2006; HOU *et al.*, 2020).

3.2.2 Microestrutura e mecanismos de transformação

A formação da microestrutura de um liga depende de parâmetros como: concentrações dos teores de carbono e demais elementos de liga, assim como o tipo de tratamento térmico que será empregado. Em termos de concentração de carbono, a formação microestrutural ocorrerá em três grupos de composições estabelecidas de carbono. Nos aços hipoeutetóides, que apresentam teor de carbono menor que 0,77% ocorrerão a formação de uma microestrutura composta por dois constituintes: ferrita proeutetóide e perlita. Já ligas com teor de carbono igual a 0,77%, ponto eutetóide, a microestrutura consistirá apenas pela perlita, e finalmente, sendo maior que 0,77%, hipoeutetóide, exibirá cementita proeutetóide e perlita (ABBASCHIAN *et al.*, 2010).

Na Figura 3.2 é mostrado o surgimento das microestruturas em função da temperatura dos aços hipoeutetóides. Pode-se observar que no ponto **c**, a liga apresenta uma microestrutura monofásica composta apenas por grãos de austenita. Durante o resfriamento lento, ou seja, quando a temperatura atinge o ponto **d**, a liga se encontra na região bifásica onde a ferrita começa a nuclear heterogeneamente nos contornos de grão da austenita, denominada ferrita proeutetóide ou ferrita primária, visto que ela começa a surgir antes do início do ponto eutetóide à 727 °C. Com o resfriamento lento contínuo até o ponto **e**, os grãos de ferrita crescem de tamanho (YÁNEZ *et al.*, 2020; CALLISTER, 2012).

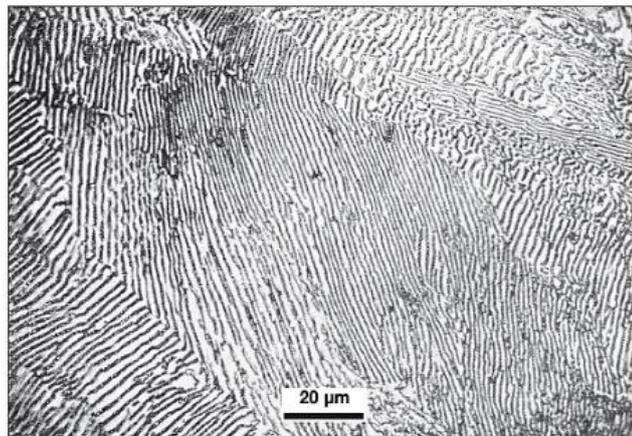
Figura 3.2 – Representações das microestruturas liga Fe-C composição hipoeutetoide



Fonte: CALLISTER, 2012

Esse crescimento está associado à rejeição do carbono, da interface de volta para a austenita, e um aumento correspondente do teor de carbono na austenita. Abaixo do ponto **f**, com a redução da temperatura, ocorre a formação da perlita, Figura 3.3, constituída por uma matriz ferrítica alternada por lamelas de cementita, sendo a maioria das quais apresenta coloração escura, dependendo do reativo químico utilizado. Essa microestrutura confere para perlita propriedades intermediárias entre as características da ferrita (dúctil e macia) e da cementita (dura e quebradiça) (ABBASCHIAN *et al.*, 2010; CHEN *et al.*, 2018).

Figura 3.3 – Microestrutura típica da perlita, composta por lamelas de cementita em uma matriz ferrítica.



Fonte: COLPAERT, 2008.

3.2.3 Mecanismos de aumento da resistência mecânica

A importância de avaliar a resposta dos diferentes tipos de aços em função da imposição de carregamentos mecânicos é essencial para garantir a segurança e o melhor aproveitamento do desempenho para diferentes condições de serviço exigidas por um componente, como por exemplo, os mecanismos responsáveis pelo aumento da resistência mecânica dos aços (ASKELAND, 2010).

Dentre as técnicas de caracterização mecânica que podem ser aplicadas para avaliar a resistência mecânica e a ductilidade, a mais comum é o ensaio de tração. Com esse ensaio, verifica-se, por exemplo, a relação entre o aumento da resistência mecânica com a diminuição na ductilidade (alongamento) de um material. Em termos estruturais, à medida que um material metálico recebe um esforço mecânico, observa-se a movimentação das linhas discordâncias e consequente deformação plástica do material. Contudo, a partir da movimentação das discordâncias, nota-se ainda a dificuldade na continuidade dessa movimentação, seja por obstáculos existentes na própria estrutura do material, assim como pela obstrução de outras linhas de discordâncias que se multiplicam, gerando assim, o fenômeno do endurecimento por deformação plástica, ou seja, o encruamento (BRESCIANI,2011; JHA, 2017; LOPES, 2006).

Nos materiais metálicos em gerais com teor de carbono distinto, o parâmetro para descrever a intensidade do endurecimento decorrente do encruamento, é o expoente de encruamento, n , que pode ser calculado a partir da equação 3.1 de Hollomon, assim como pela inclinação da curva tensão-deformação verdadeira, quando esta é plotada em escala logarítmica (BRESCIANI,2011; LOPES, 2006).

$$\sigma = K \cdot \varepsilon^n \quad (3.1)$$

Onde,

σ é a tensão verdadeira;

ε é a deformação verdadeira;

k é uma constante de encruamento.

Na Tabela 3.1, estão demonstrados valores típicos do expoente de encruamento de diferentes materiais. O valor de n depende de diversas variáveis, como a estrutura, do coeficiente de anisotropia, além do histórico do processamento mecânico do mesmo. O procedimento para determinação dos parâmetros k e n é regido pela norma ASTM E646-07, que consiste na linearização da porção plástica, determinada graficamente ou por meio de

regressão linear curva tensão verdadeira (σ) x deformação verdadeira (ϵ), até o início da estricção (BRESCIANI,2011; LOPES, 2006).

Tabela 3.1 – Comparativo dos valores coeficientes de encruamento (n) e de resistência (k) de diferentes materiais.

Material	<i>n</i>	<i>k</i> (MPa)
Aço baixo carbono recozido	0,261	539
Aço 4340 – recozido	0,150	651
Aço inoxidável – recozido	0,229	1001
Alumínio - recozido	0,211	391
Liga de alumínio tratada	0,160	690
Cobre – recozido	0,540	325
Latão 70/30 – recozido	0,490	910
Titânio	0,170	-

Fonte: GARCIA *et al.*, 2012.

Além disso, outro mecanismo que proporciona uma melhora na resistência e tenacidade, é o refinamento de grão, que está atrelado a diversos fatores, como a composição química do aço, as condições de processamento e o tratamento térmico aplicado (GHASSEMALI *et al.*, 2010).

O contorno de grão em uma microestrutura atua como barreira efetiva para o movimento das discordâncias, dificultando a deformação plástica e aumentando a resistência do material. Normalmente, os grãos apresentam orientações diferentes, exibindo um desordenamento atômico na região de contorno de grão. É observado esse mecanismo em grãos menores, por possuírem uma maior área total de contornos de grão, dificultando assim o movimento das discordâncias e o aumento da resistência mecânica (BRESCIANI, 2011; CHIAVERINI, 2008).

Patra *et al.* (2012), observaram o comportamento mecânico em amostras de aço de baixo carbono com distribuições granulométricas de ferrita bimodais. À medida que o tamanho dos grãos e a fração das regiões de grãos grossos aumentaram, a ductilidade melhorou devido à maior mobilidade das discordâncias no interior dos grãos. Para mostrar o efeito do tamanho de grão do comportamento de endurecimento por deformação, o expoente de endurecimento por deformação (*n*) foi calculado a partir da deformação uniforme verdadeira correspondente ao ponto de instabilidade nas curvas tensão-deformação.

Quanto à melhoria da tenacidade, o refinamento de grão está relacionado com a redução de trincas e fraturas, pois os contornos de grão atuam como obstáculos para a manifestação de

trincas, aumentando a resistência à fratura o que permite uma absorção de energia antes da falha. Além disso, o refinamento de grão promove uma microestrutura que tende a ser homogênea, o que evita a formação de regiões propícias às fraturas. Com isso, ter o controle desses mecanismos é essencial para o melhor aproveitamento de processos de conformação mecânica, como a estampagem (ABBASCHIAN, R.; ABBASCHIAN, L.; REED-HILL, 2010; SCHAEFFER, 2004).

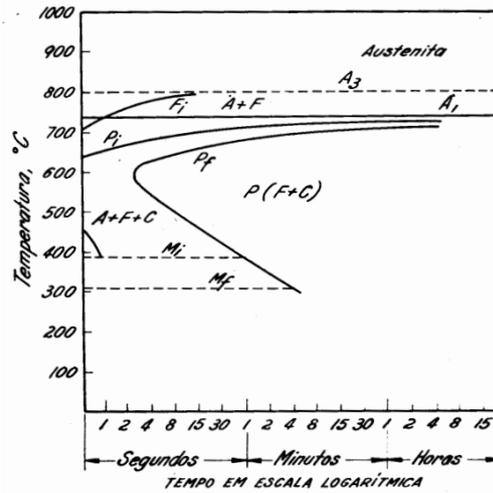
Santos (2015) estudou amostras de aços de baixo carbono com e sem adição de Nb submetidas a diferentes tratamentos térmicos e observou o refino do tamanho de grão, responsável pelo aumento da resistência mecânica e da tenacidade, que se consegue por meio da laminação controlada e com a adição, em pequenas proporções, de Nb, V e Ti. O efeito da microestrutura adequada é realizado por meio de transformações de fase no resfriamento contínuo ou transformações isotérmicas, sendo que a segunda é tecnologicamente mais adequada ao favorecer a formação de constituintes como bainita, no aço estudado em questão.

3.2.4 Tratamentos térmicos

Tratamento térmico pode ser definido como sendo um conjunto de operações controladas de aquecimento e resfriamento para alterar ou melhorar as propriedades mecânicas dos materiais. É uma técnica que, independentemente dos diferentes tipos de tratamentos existentes, é realizado por três etapas básicas: aquecimento do material, manutenção da temperatura por um período estipulado e resfriamento, geralmente até temperatura ambiente. Essa técnica é benéfica para os aços, dependendo do tipo de tratamento que será empregado, conferindo aumento da resistência mecânica, da ductilidade, e da tenacidade (JOSEPH e ALO, 2014).

No caso dos aços de baixo teor de carbono, os tratamentos térmicos mais utilizados são a normalização e o recozimento. Considerando a dinâmica de transformações que não estão previstas nas condições de equilíbrio do sistema ferro-carbono, torna-se necessário o estudo das curvas TTT (tempo, temperatura e transformação), Figura 3.4. Tal necessidade surge porque acompanhar a formação dos constituintes previstos nos aços é essencial para a obtenção das propriedades desejadas, considerando neste caso, o aspecto tempo (CHIAVERINI, 2008; SILVA, 2006; MOHAMED, 2018).

Figura 3.4 – Diagrama de transformação isotérmica para um aço hipoeutético.

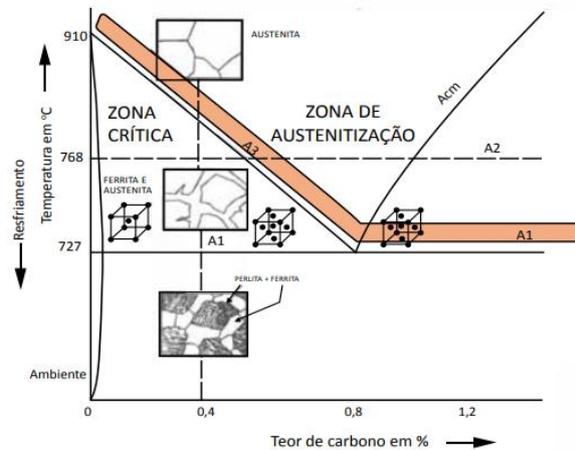


Fonte: CHIAVERINI, 2008.

O processo de transformação das microestruturas depende de fatores termodinâmicos e cinéticos que influenciam na taxa de nucleação. Por exemplo, abaixo da temperatura eutetóide 727°C, mantida por longo tempo, a taxa de difusão diminui à medida que a temperatura da reação é reduzida. Consequentemente, a taxa de nucleação aumenta mais que a taxa de crescimento, permitindo a formação de colônias de perlita a partir do intervalo 10^3 a 10^4 mm por segundo (mm/s), além da presença e da expansão de núcleos em estruturas nodulares substanciais, formando assim, agregados volumosos. Estes agregados desenvolvem-se alcançando dimensões superiores às dos grãos de austenita primordialmente presentes. O processo de crescimento dos referidos agregados prossegue de maneira contígua através das fronteiras dos grãos de austenita (ABBASCHIAN *et al.*, 2010).

Conforme a Figura 3.5, as transformações variam continuamente na faixa de 727°C a 910°C. Para garantir a formação somente da fase austenita, o aquecimento deve ser acima da zona crítica. A linha identificada por A_1 é a temperatura crítica inferior, onde abaixo da qual apresentará formação das fases ferrita e cementita quando respeitadas as condições de equilíbrio. Já a temperatura crítica superior é definida pelas fronteiras das linhas A_{cm} e A_3 . Além disso, observa-se que o aumento do teor de carbono, tende deslocar a curva TTT para direita, retardando o início e o fim da reação para formação da perlita, sendo a temperatura da martensita abruptamente reduzida com o aumento do teor de carbono (CHIAVERINI, 2008; KRAUSS, 2005).

Figura 3.5 – Diagrama de fases Fe-Fe₃C nas vizinhanças no ponto eutetoide, indicando faixas de temperatura de tratamentos térmicos.



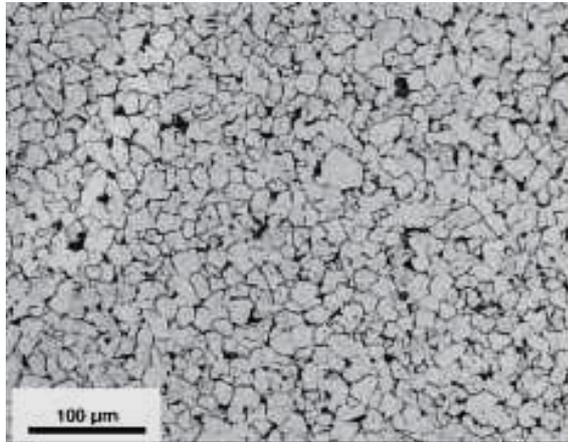
Fonte: CALLISTER, 2012.

3.2.4.1 Normalização

O tratamento térmico de normalização é um dos mais adequados para ajustar o tamanho de grão numa microestrutura, como modo de propiciar a melhoria das propriedades mecânicas como tenacidade e ductilidade. O refinamento do grão promove uma microestrutura mais homogênea em termos das propriedades mecânicas, pois uma microestrutura composta por grãos grandes tende a apresentar maior heterogeneidade das propriedades e, conseqüentemente, mais propícia à fragilidade (CHIAVERINI, 2008).

A normalização é um tratamento térmico para o caso de um aço de baixo teor de carbono, que consiste em aquecer o material a uma temperatura até cerca de 60 °C acima do limite superior da zona crítica, garantindo austenitização total do material e em seguida, resfriá-lo ao ar ambiente. A microestrutura resultante, conforme Figura 3.6, é formada de pequenos grãos de ferrita e perlita fina (CHIAVERINI, 2008; SILVA, 2006; COLPAERT, 2008).

Figura 3.6 – Microestrutura de um aço AISI 1005 com microestrutura composta por 95% ferrita e 5% perlita normalizado



Fonte: COLPAERT, 2008.

Em comparação com o recozimento, a microestrutura dos aços hipoeutetóides na normalização apresenta uma menor quantidade de ferrita primária, enquanto a perlita possuirá uma granulometria mais fina. Dito isso, quanto maior o percentual de carbono na liga, maior tende a ser a resistência mecânica e, conseqüentemente, menor a ductilidade (SILVA, 2006).

3.2.4.2 *Recozimento*

O recozimento é muito útil, visto que apresenta resultados positivos quando se busca, principalmente, remover tensões residuais provenientes de trabalhos mecânicos de conformação; diminuir a dureza para melhorar a usinabilidade do aço e/ou alterar as propriedades mecânicas, como a resistência e a ductilidade (HAN *et al.*, 2015; CHIAVERINI, 2008). Por sua vez, é um tratamento que pode envolver a ocorrência de determinados fenômenos termicamente ativados, como a recuperação, a recristalização e o crescimento de grão. Dessa forma, a compreensão de cada um desses fenômenos e sua relação com variáveis diversas é de extrema importância para o processamento mecânico (CALLISTER, 2008; PADILHA e SICILIANO, 2005).

Para se obter a microestrutura desejada no recozimento deve-se ajustar a temperatura do processamento, o tempo de encharque e o meio de resfriamento. Cada etapa envolve a liberação da energia armazenada, o desenvolvimento e o crescimento dos núcleos correspondentes na microestrutura (RAJI, 2012).

A primeira etapa do tratamento de recozimento é a ocorrência do fenômeno de recuperação que envolve a aniquilação e a reorganização das discordâncias em arranjos mais estáveis, ocasionando a redução das tensões acumuladas provenientes dos trabalhos mecânicos de conformação. A recuperação é um fenômeno termicamente ativado que ocasiona alterações no material deformado, ocorrendo previamente à recristalização, sendo a energia armazenada gerada em uma operação prévia, um estímulo para a ocorrência de recuperação, restaurando apenas parcialmente algumas das propriedades físicas desde à condição anterior à deformação. (STÜWE *et al.*, 2002; HUMPHREYS e HATHERLY, 2004).

Na Figura 3.7 é mostrada uma das análises do estudo Horiuchi *et al.*, (2021), de grãos de ferrita recristalizados em um aço baixo carbono durante o recozimento. As áreas brancas e pretas correspondem aos grãos de ferrita recristalizados e às lamelas de perlita, respectivamente. Os autores verificaram que a recristalização da ferrita foi concluída quando o tempo isotérmico atingiu 45 s, depois desse tempo não ocorreu mais recristalização no grão.

Figura 3.7 – Microestrutura de um aço Fe-0,11% em massa C sem outros elementos de liga recozido a 450°C por 45 s.



Fonte: HORIUCHI *et al.*, 2021.

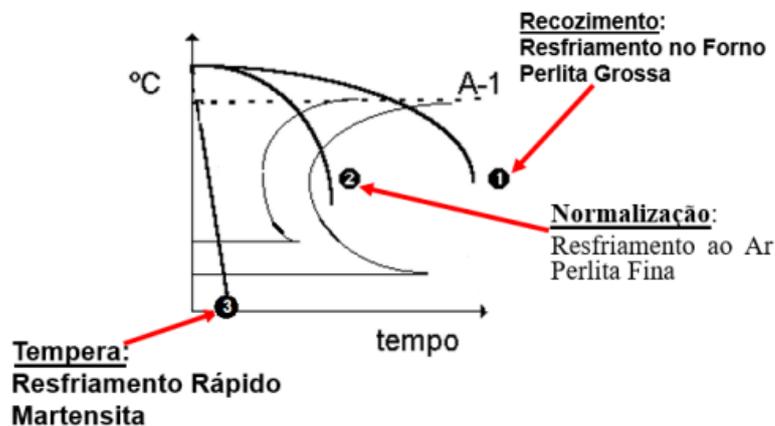
Após a etapa de recuperação, ocorre a recristalização, que consiste basicamente na formação de novos grãos isentos do excesso de defeitos eventualmente gerados em um processo anterior, seguida do crescimento desses grãos, sendo que esses novos grãos surgem em detrimento à estrutura anteriormente presente. Ou seja, após a ocorrência de recristalização, o material continuará a exibir uma certa quantidade de discordâncias, cuja magnitude, porém, será inferior àquela típica do material deformado plasticamente, com os efeitos do fenômeno de encruamento (HUMPHREYS e HATHERLY, 2004; PADILHA e SICILIANO, 2005).

Dentre os fatores que afetam a recristalização em um material, destacam-se: estrutura deformada, ou seja, a quantidade de deformação plástica previamente realizada, o modo de deformação; a temperatura e a taxa de deformação, que são características da operação realizada anteriormente; o tamanho de grão da estrutura inicial, antes da recristalização, considerando a presença de sítios para iniciar o processo de nucleação, além da temperatura e do tempo na recristalização (ABBASCHIAN *et al.*, 2010).

Em sequência à recristalização ocorre o crescimento de novos grãos, cuja força motriz está relacionada com a diminuição da energia livre de Gibbs pela redução da energia interfacial associada à existência dos contornos de grãos. Nesse caso, uma vez que o processo de crescimento de grãos se dá pela difusão dos átomos, um cristal cresce em detrimento dos outros e, dessa forma, diversos grãos tendem a desaparecer. As temperaturas de aquecimento e os tempos de encharque para a recuperação e recristalização variam de acordo com o tipo de material e a magnitude da deformação a frio. Mas não só o tipo de aço afeta o respectivo arranjo microestrutural assumido por um aço, mas também a taxa de resfriamento, como demonstrado no gráfico de transformação por resfriamento contínuo, Figura 3.8, sendo inclusive, um método de classificação dos diferentes tipos de tratamento térmico, como têmpera, recozimento e normalização (HUMPHREYS e HATHERLY, 2004; PADILHA; SICILIANO, 2005).

Segundo Chiaverini (2008), para os aços hipoeutetóides, o recozimento consiste em um aquecimento até cerca de 50°C acima do limite superior da zona crítica, resfriá-lo lentamente na mesma atmosfera de aquecimento até a temperatura ambiente. A temperatura neste processo é mantida por períodos maiores e preserva a energia para o crescimento da microestrutura.

Figura 3.8 – Exemplo de um Diagrama Transformação por Resfriamento Contínuo em aços.



Fonte: ZARUR (2018).

Esses parâmetros devem ser definidos com base em dados experimentais, consultando tabelas e diagramas de tratamentos térmicos específicos para cada tipo de aço ou liga. Joseph e Alo (2014) avaliaram a influência do efeito do tratamento térmico na microestrutura e nas propriedades mecânicas do aço de baixo teor de carbono, com 0,26%, a 850 °C usando diferentes meios de resfriamento. Os resultados obtidos do tratamento térmico de normalização produziram uma microestrutura de mais homogênea do que a obtida no recozimento.

Yáñez *et al.* (2020), compararam tratamentos térmicos normalização e recozimento no aço AISI 1045 para verificar a alteração da microestrutura e correlacionar com as propriedades mecânicas. Em termos de resistência mecânica, notaram que a espessura das lamelas de cementita na condição recozida é maior do que na condição normalizada, o que implica em menor dureza nos corpos de prova recozidos.

3.3 Estampagem

O desenvolvimento de novas aplicações dos aços carbono na forma de chapas está relacionado com a capacidade de um material obter uma boa conformabilidade (PLAUT *et al.*, 2009). Dentre os setores que possuem uma alta aplicabilidade de peças submetidas ao processo de estampagem, destacam-se as indústrias automotiva e aeronáutica. A vantagem desse processo é o aproveitamento da matéria-prima com a mínima geração de resíduos, diferente de outros processos, como a usinagem. O processo de fabricação de peças estampadas consiste na deformação que ocorre com uso de ferramentas diversas como punções, prensa-chapas e matrizes (SCHAEFFER, 2004; Yoshida, 2001).

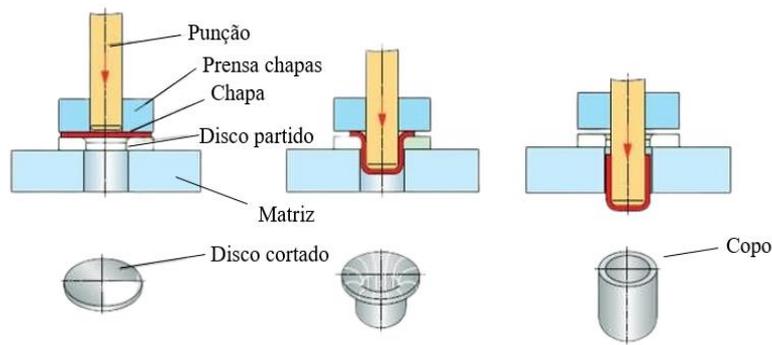
Segundo Bresciani (2011), a estampagem é um conjunto de operações de conformação a frio na qual uma chapa é submetida a transformações, visando produzir peças planas ou com geometrias específicas. Durante esse processo de conformação mecânica, diferentes tensões são induzidas na peça, as quais podem afetar sua qualidade mecânica. A avaliação das condições de conformação a fim de prevenir a ocorrência de defeitos, tais como rugas e trincas, exige o conhecimento do comportamento do material durante o processamento.

Os aços de baixo teor de carbono, na faixa de 0,04 a 0,15%, em peso, destacam-se por serem dúcteis e amplamente utilizados nas diferentes operações de estampagem, conferindo conformabilidade superior aos aços de médio e alto teor de carbono. Isto está atrelado ao aspecto microestrutural destes aços, por não possuírem quantidade elevada de cementita, mas sim predominantemente ferrita e ainda, em pequena quantidade, uma mistura das fases ferrita e cementita (perlita), sendo um dos percussores de desempenho na conformação mecânica (SCHAEFFER, 2004).

Em termos operacionais, a estampagem consiste basicamente nas etapas de corte, dobramento e estampagem profunda demonstrados, respectivamente, na Figura 3.9. Na etapa de corte, as chapas são posicionadas sobre uma matriz que possui uma abertura no formato de discos ou blanks. No início do processo, o punção é acionado e uma força é aplicada sob a chapa para que essa entre na matriz. À medida que a prensa exerce pressão, o blank é forçado a esticar e aprofundar na matriz, assumindo o formato da cavidade. Em seguida, é realizada a etapa de dobramento, na qual a chapa é deformada sob um valor ângulo específico. Ambas as operações são normalmente realizadas a frio, abaixo da temperatura de recristalização aumentando a resistência mecânica da peça (BRESCIANI, 2011; FREITAS, *et. al.*, 2003;

HOSFORD, 2007). Por fim, pode ser realizada a estampagem profunda, que envolve uma deformação plástica significativa da chapa para criar peças com uma profundidade maior do que sua espessura original, sendo fundamental a seleção adequada da chapa metálica em termos de espessura, resistência e características de conformabilidade (BRESCIANI, 2011; CHIAVERINI, 2008). Em algumas situações, as peças podem passar por tratamentos térmicos para melhorar suas propriedades mecânicas ou a estabilidade dimensional. Acabamentos superficiais também podem ser aplicados para melhorar a aparência ou a resistência à corrosão (SCHAEFFER, 2004).

Figura 3.9 – Representação das etapas do processo de estampagem: corte, dobramento e estampagem profunda.



Fonte: Adaptado de SONI e SOMKUWAR (2017).

A escolha entre aços laminados a quente ou a frio depende dos requisitos específicos da aplicação e das características desejadas da peça estampada. Os parâmetros devem ser avaliados, durante o processamento, para se atingir as propriedades mecânicas e geométricas, de acordo com requisitos técnicos especificados pela norma para chapas finas de aço carbono laminadas a frio ou a quente, destinadas a aplicações de estampagem. Na Tabela 3.2 é detalhado o processamento das diferentes classes de aços e as respectivas propriedades mecânicas alcançadas (LOPES, 2006; BRESCIANI, 2011).

Tabela 3.2 – Composição e propriedades mecânicas de aço de baixo teor de carbono para estampagem.

Tipo de Aço	Composição Química					Propriedades Mecânicas				
	C	Mn	P	S	Al	LE MPa	LR MPa	AL(%) l ₀ =50mm	LE/LR	r _m
Estampagem Média (EM)	0,05	0,23	0,018	0,015	0,043	210	335	39	0,66	1,5
Estampagem Profunda (EP)	0,05	0,23	0,017	0,015	0,043	195	320	41	0,62	1,5
Estampagem Profunda (EEP)	0,04	0,23	0,016	0,015	0,044	180	314	42	0,59	1,7
Estampagem Profunda Crítica (EEP-PC)	0,04	0,21	0,014	0,014	0,042	170	308	43	0,58	1,8
Interstitial Free IF*	0,004	0,21	0,012	0,012	0,042	155	310	45	0,55	2,0

LR = Limite de resistência; LE = Limite de escoamento; AL = Alongamento total; r_m = Anisotropia Plástica Normal

* Contém microadições de Ti e/ou Nb.

Fonte: Adaptado LOPES (2006).

No caso de chapas laminadas a frio para estampagem, são indicados os graus EM (estampagem média), EP (estampagem profunda) e EEP (estampagem extra-profunda resistente ao envelhecimento). A norma especifica as condições de superfície e de acabamento, com existência ou não de proteção com óleo; a apresentação de bordas aparadas ou não-aparadas; a quantidade e a natureza de defeitos superficiais; a intensidade da rugosidade, classificando o acabamento em brilhante, fosco e áspero; as composições químicas dos aços dos diferentes graus, indicando os teores máximos de elementos presentes; as propriedades mecânicas, dentre outros. No caso de chapas laminadas a quente para estampagem, são indicados os mesmos graus laminados a frio, e ainda o grau EPA (estampagem profunda, aço acalmado). São também especificados os mesmos itens que no caso anterior (BRESCIANI, 2011).

Em termos microestruturais, os aços laminados a quente são caracterizados por uma microestrutura equiaxial grosseira e os aços laminados a frio apresentam uma microestrutura mais refinada e texturizada (BUDINSKI, 2002; FREITAS, *et. al.*, 2003). A seleção adequada de aços de qualidade para estampagem é crucial para garantir um produto com mínimo de defeitos nas peças estampadas, uma vez que a ductilidade adequada permite que o material seja conformado em matrizes complexas, mantendo sua integridade estrutural (YOSHIDA, 2001).

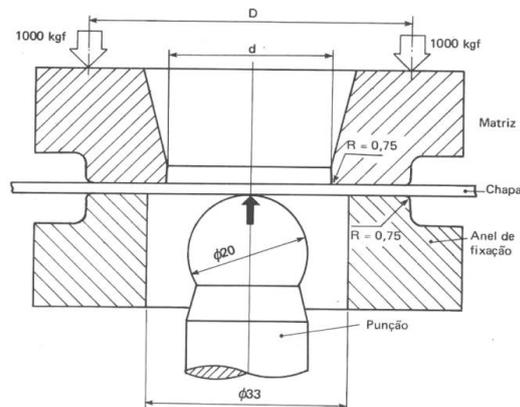
3.3.1 Ensaios de estampagem

Os ensaios de estampagem são empregados para observar as condições de conformação que evitem defeitos, como rugas e trincas. Esses ensaios podem ser: ensaios simulativos como

por exemplo, tipo Erichsen, Olsen, Swift, Fukui, de tração e dureza, sendo auxiliados pela medida da rugosidade do material e pela análise microestrutural (BASTOS, 2009).

O ensaio de Erichsen atesta quanto uma chapa pode ser estirada, sendo regido pela norma ABNT NBR16281:2014, que determina a capacidade de chapas e tiras metálicas, com espessura de 0,1 mm a 2 mm e largura de 90 mm ou superior, sofrerem deformação plástica na conformação por estiramento. O teste de Erichsen, exibido na Figura 3.10, envolve pressionar a chapa com uso de punção com cabeça esférica de 20mm de diâmetro e carga de 1000kgf aplicada contra uma chapa fixada entre a matriz e o suporte do blank, até que apareça uma rachadura fina e contínua (JASINSKI e KOCANDA, 2014).

Figura 3.10 – Representação do ensaio de embutimento Erichsen.

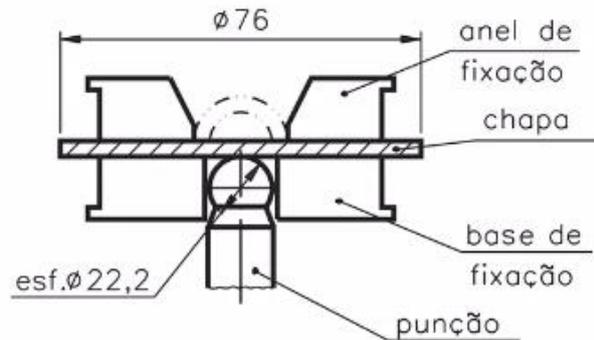


Fonte: BASTOS, 2009.

Como resultado deste ensaio é obtido o índice de ductilidade Erichsen (IE) é estabelecido pela relação entre o diâmetro do punção e a altura do copo formado, em milímetros. O valor Erichsen é um número adimensional e depende da espessura do material ensaiado, em que maiores índices Erichsen indicam boa estampabilidade, não procede estabelecer correlação entre materiais de espessuras diferentes.

O ensaio de embutimento Olsen, Figura 3.11, é semelhante ao Erichsen, sendo que a diferença é o diâmetro do punção esférico, que agora é de 22,2mm e os blanks de 76mm. O índice de ductilidade Olsen é obtido por meio da medição contínua da profundidade da calota, em milésimos de polegada, no instante em que a carga começa a diminuir (NBR16281, 2014; SCHAEFFER, 2004).

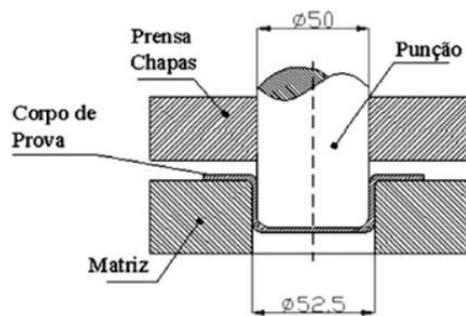
Figura 3.11 – Representação do ensaio de embutimento Olsen.



Fonte: BASTOS, 2009.

Em contextos de estampagem profunda, o ensaio Swift (*Swift Cup Test*) é realizado em série com o aumento gradativo do tamanho do blank, preso em uma prensa de duplo efeito pelo prensa-chapas em forma de anel, Figura 3.12. Nesse caso, a chapa é forçada para dentro da matriz até que ocorra a conformação. O diâmetro utilizado para o punção é de 50 mm, diâmetro interno da matriz de 52,50 mm, a espessura de 0,60 mm da chapa recomendada e uma folga radial de 0,70 mm. O prensa chapas não impede o movimento do material para o interior da matriz, sendo sua principal função diminuir o enrugamento. São exemplos de peças produzidas por embutimento profundo: reservatórios de óleo, cilindros de extintores de incêndio, compressores de refrigeração, pias e cubas (PINHEIRO, RODRIGUES e ABRÃO; 2010).

Figura 3.12 – Representação do ensaio Swift.



Fonte: BASTOS, 2009.

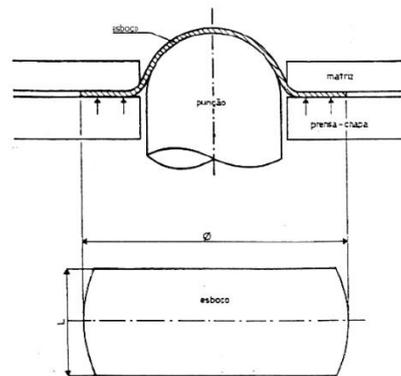
Comumente utilizado para medir a ductilidade e a capacidade de estiramento do material durante a conformação, o parâmetro a ser avaliado é a Razão Limite de Estampagem (β) ou LDR (*Limiting Drawing Ratio*), que é obtido através da razão entre o diâmetro do blank e o diâmetro da punção, independente da espessura do blank, Equação 3.2.

$$\beta = \text{LDR} = \frac{D_0}{d_p} \quad (3.2)$$

Onde D_0 e d_p são, respectivamente, diâmetro do blank e diâmetro da punção (Bastos, 2009).

Ferro (2015) avaliou a conformabilidade de um aço C80M laminado a quente e esferoidizado através de ensaios básicos (ensaio Erichsen/Nakazima) visando obter as curvas limite de conformação para as condições analisadas. O ensaio de Nakazima reproduz, com um único ferramental, os estados de deformação uniaxial e biaxial, através da deformação imposta por um punção semi-esférico em chapas metálicas retangulares que variam de largura e são fixadas por uma matriz e um prensa-chapas, Figura 3.12.

Figura 3.13 – Representação do ferramental no ensaio Nakazima



Fonte: FERRO (2015).

Por fim, o ensaio Fukui consiste na combinação dos processos de estiramento e embutimento na conformação de um copo cônico. O valor medido é a média dos diâmetros máximo e mínimo (BASTOS, 2009).

3.3.2 Variáveis que influenciam a estampabilidade de um material

A estampabilidade das chapas de aço de baixo teor de carbono é influenciada por uma combinação de fatores que precisam ser controlados durante o processo para minimizar possíveis defeitos que podem aparecer nas peças estampadas. Dentre esses fatores podem ser divididos em três categorias principais: propriedades do material, como tensão de escoamento, coeficiente de encruamento e coeficiente anisotrópico; parâmetros de processo, como força de suporte de blanks, coeficiente de atrito e velocidade de prensagem; parâmetros geométricos de

ferramentas, como raio do punção, raio da matriz e folga. Durante o processo de estampagem é essencial reduzir o atrito entre a chapa de aço e as ferramentas de estampagem. O uso de lubrificantes durante o processo garante uma boa aderência, além de minimizar o desgaste das ferramentas, melhorar o fluxo do material pela introdução de uma interface facilmente cisalhada, diminuindo possíveis defeitos, como rasgos e rugas na superfície da peça estampada (BRESCIANI, 2011; FREITAS, *et. al.*, 2003; BASTOS, 2009).

Outro fator que necessita de controle para que possa evitar fraturas no processo de estampagem é a velocidade de deformação. A fabricação de uma peça, se o material não escoar com a velocidade adequada, pode ocasionar a estricção localizada na folga entre o punção e a matriz. Para garantir uma deformação uniforme do material durante o processo de estampagem, observa-se também a geometria da peça a ser estampada e a geometria das ferramentas de estampagem (BRESCIANI, 2011; BASTOS, 2009).

Em relação à geometria do ferramental na estampabilidade, é observado, a partir de variações nos raios da matriz e da punção, que o raio da matriz deve variar de 5 a 10 vezes a espessura do material. Em compensação, o retorno elástico é cada vez maior. Quando o raio da matriz diminui, aumenta a tensão de compressão, gerando mais atrito e mais desgaste na matriz. Já o raio do punção deve variar de 2 a 5 vezes o raio da matriz, também dependendo do material, e quanto maior o raio do punção, mais estiramento ocorrerá no fundo da peça, sendo isto favorável para materiais com elevado coeficiente de encruamento (BASTOS, 2009).

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 Material

A chapa de aço selecionada para este estudo é classificada como um aço de baixo teor de carbono, o aço SAE 1008, com espessura, 0,75 mm, cuja composição química (% em peso), está apresentada na Tabela 4.1.

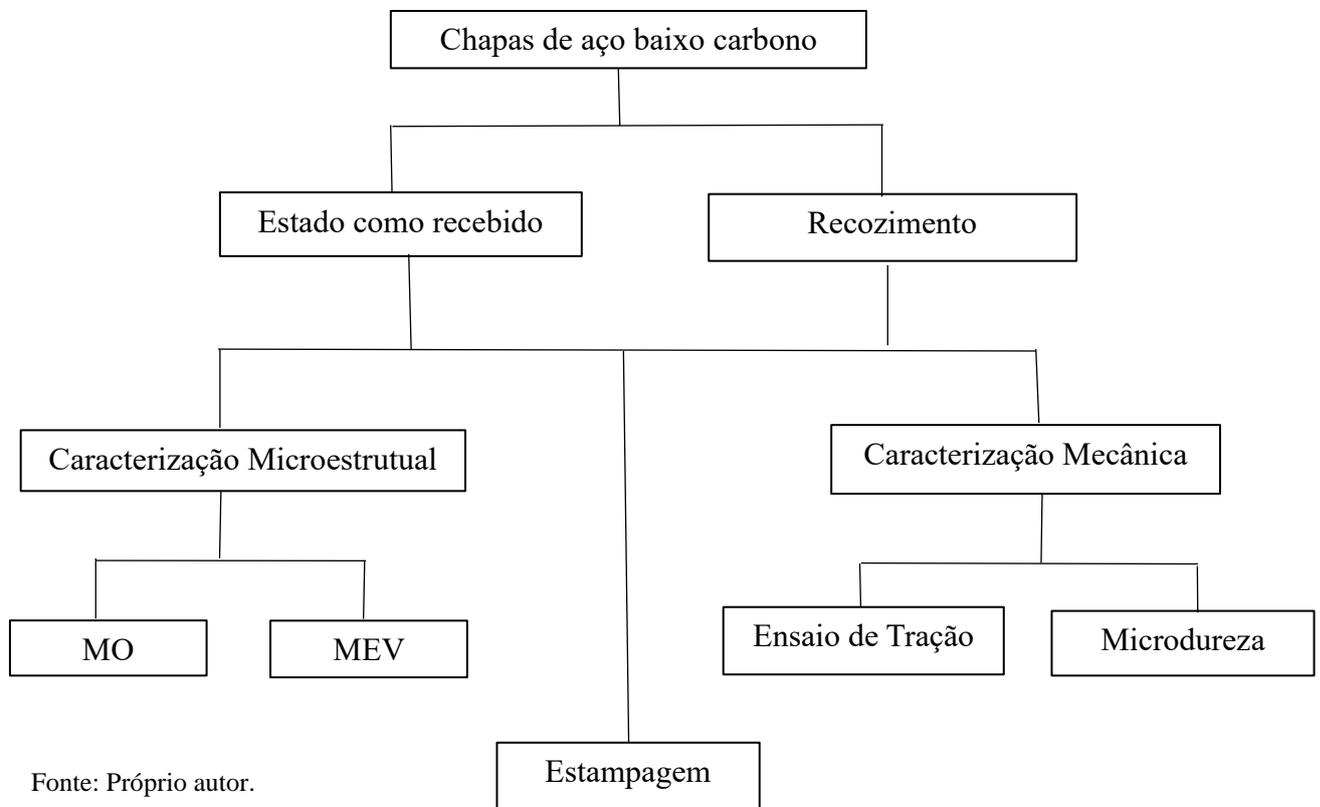
Tabela 4.1 – Composição química (% em peso) da chapa de aço.

Espessura (mm)	Composição química (%)										
0,75 x 1200	C	Si	Mn	P	S	Al	Cu	Ni	Cr	Mo	
	0,0682	0,004	0,324	0,015	0,0061	0,038	0,007	0,007	0,023	0,001	

Fonte: Certificado de qualidade emitido pelo fornecedor (2023).

Procedimentos metalográficos foram necessários para identificar a microestrutura do aço SAE 1008 e em seguida submetê-lo a uma operação de estampagem, como descrito no fluxograma da Figura 4.1.

Figura 4.1 – Fluxograma das etapas

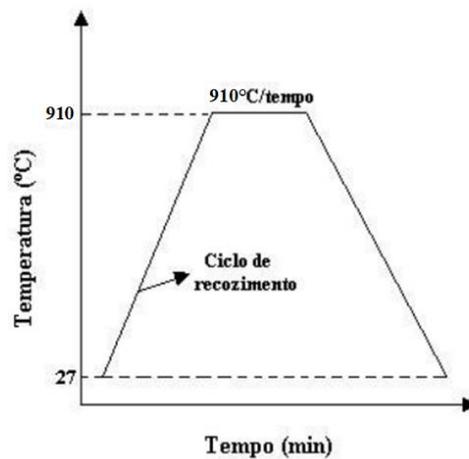


Fonte: Próprio autor.

4.2 Recozimento

A rota térmica foi definida de forma a obter uma microestrutura inicial diferente da original classificada como recebido, permitindo assim, a análise da influência do arranjo microestrutural na estampabilidade do aço SAE 1008. Com base no diagrama de fases Fe-C para obtenção das rotas térmicas, os corpos de prova de tração confeccionados, conforme a norma ASTM A370, passaram pelo processo térmico de recozimento mediante aquecimento até 910 °C, durante 30 minutos, com resfriamento no interior do próprio forno, no caso, um forno tipo mufla analógica modelo ATN 1221 do Laboratório de Tratamentos Térmicos do Departamento de Engenharia de Materiais do CEFET-MG, Figura 4.2.

Figura 4.2 – Ciclo do recozimento



Fonte: Adaptado FREITAS, 2003.

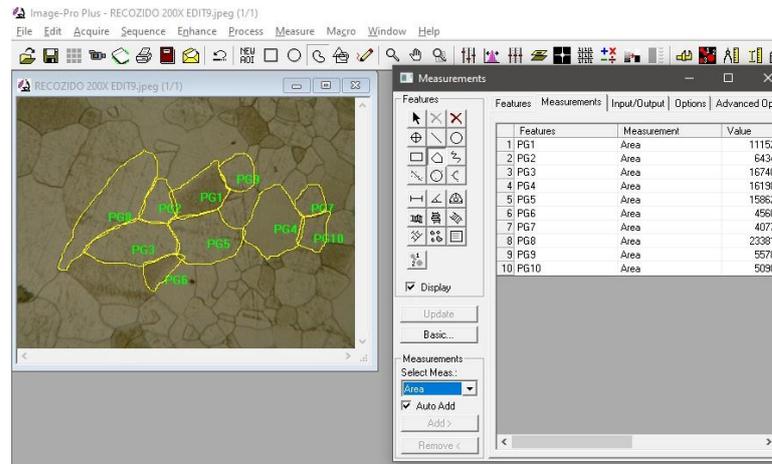
4.3 Caracterização Microestrutural

Após os tratamentos térmicos, a análise da microestrutura do aço SAE 1008 foi feita por meio de técnicas metalográficas. Neste caso, as amostras de cada condição foram cortadas para permitir a caracterização microestrutural por meio de microscopia óptica (MO), microscopia eletrônica de varredura (MEV), além de possibilitar a realização de ensaio de microdureza Vickers.

Em seguida, as amostras foram embutidas a frio com uso de resina acrílica autopolimerizadora para serem lixadas (mecanicamente) com uso de lixas de granulometria #240, #320, #400 e #600, com a rotação de 90° e limpeza com água entre os passes de lixamento. A próxima etapa foi o polimento das amostras com pasta de 9µm e 3µm, para serem atacadas com reagente Nital 3%, sendo adotado o método de aplicação para o ataque químico com uso de chumaço de algodão contendo a solução ácida, sobre a superfície polida das amostras por 30 s. Após o ataque, prosseguiu-se com lavagem da amostra em água corrente acompanhada de secagem com uso de álcool e secador. A obtenção das imagens foi observada em um microscópio óptico Fortel com sistema de digitalização Kontrol.

O tamanho de grão foi medido de acordo com a norma ASTM E 112-13, utilizando o software *Image Pro Plus 6.0* a partir da medição da área de 200 grãos nas micrografias de cada condição (como recebido e recozido). Na Figura 4.3 é exibida, como exemplo, a técnica desse software após a determinação da área de 200 grãos para cada condição. A média da área dos grãos, A , foi calculada e, a partir deste valor foi calculado o valor do diâmetro médio dos grãos, com uso da Equação 4.1.

Figura 4.3 – Software utilizado para medição da área dos grãos na amostra tratada termicamente.



Fonte: Próprio autor.

$$D = 2 \cdot \sqrt{A/\pi} \quad (4.1)$$

Por fim, as amostras do aço SAE 1008 foram caracterizadas pela técnica microscopia eletrônica de varredura (MEV), no qual foram depositadas em fita de carbono, metalizadas por 3 minutos com corrente de 1,5 mA no Quick Coater Sanyo Electron SSX-550 e, posteriormente analisadas no equipamento Shimadzu SSX-550, elétrons secundários, com diferentes ampliações.

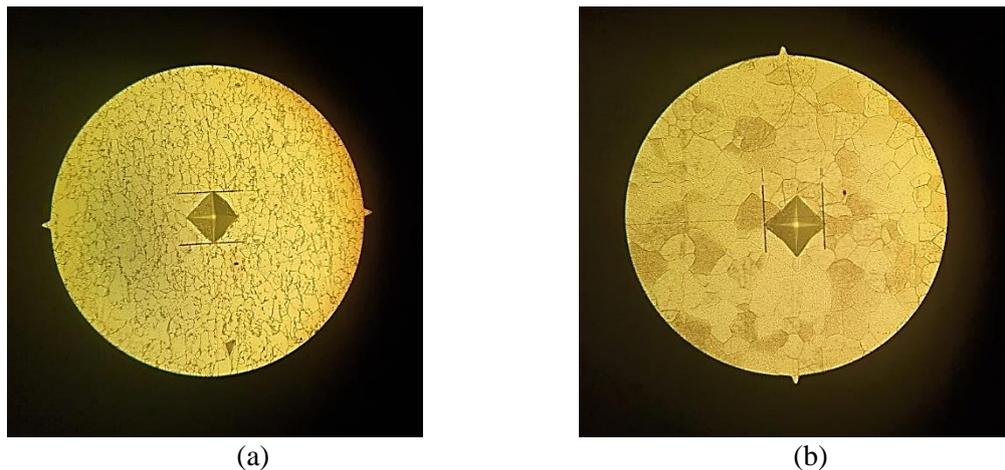
4.4 Caracterização Mecânica

Com a finalidade de avaliar o efeito da microestrutura (como recebido e recozido) na resistência mecânica do aço SAE 1008 foram realizados ensaios mecânicos de microdureza Vickers e de tração. Por meio desses experimentos foram avaliados parâmetros de resistência mecânica (tensão limite de escoamento, LE, tensão limite de resistência à tração, LRT) e ductilidade (alongamento uniforme, AU),

4.4.1 Ensaio de Microdureza Vickers

Para determinação da dureza Vickers, utilizou-se microdurômetro Shimadzu, modelo HMV-2T, em que as amostras foram ensaiadas com uma carga de 200gf e tempo de penetração de 15 segundos, definido pela norma ABNT NBR NM 188-1 (1999). A dureza Vickers (HV) foi calculada a partir da média das diagonais impressas na superfície do material, considerando que tais valores variam em função das regiões da amostra. Para cada estado do aço SAE 1008 foram feitas 12 medições espaçadas de 0,5mm em dois eixos: longitudinal (seis medições) e transversal (seis medições) de modo a obter um valor médio de dureza Vickers para cada condição do aço SAE 1008 (como recebido e recozido), Figura 4.4.

Figura 4.4 – Fotomicrografias do ensaio de microdureza Vickers do aço SAE 1008.



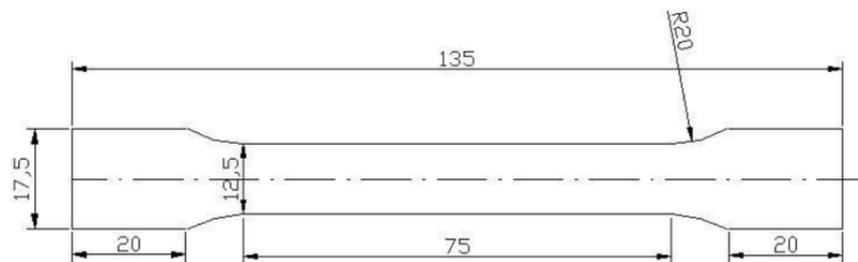
- (a) como recebido
- (b) recozido.

Fonte: Próprio autor

4.4.2 Ensaio de Tração

Para realização ensaio de tração, foram utilizados corpos de prova definidos pela norma ASTM E8/E8M, 2015, Figura 4.5, sendo este ensaio realizado em uma máquina universal de ensaios Instron 5982 com capacidade de 100kN, adotada taxa de deformação inicial de 0,001/s, com uso de sistema de aquisição de dados *Blue Hill 3* e com uso de um extensômetro mecânico do tipo agulhas com abertura de 25 mm.

Figura 4.5 – Desenho esquemático do corpo de prova para o ensaio de tração.



Fonte: Adaptado Benazzi; Caversan (2012).

A partir dos resultados do ensaio de tração, foram elaboradas curvas tensão x deformação convencional e obtidos os valores dos seguintes parâmetros de resistência mecânica: tensão limite de escoamento, LE (MPa), tensão limite de resistência à tração, LRT (MPa) e de ductilidade: alongamento uniforme, AU (%), além do expoente de encruamento n .

4.5 Estampagem

As amostras para o ensaio de estampagem do aço SAE 1008 foram feitas a partir de blanks, obtidos de corte por jato d'água com diâmetro de 50mm, 60mm, 65mm com espessura média de 0,75mm sendo utilizadas 3 amostras para cada valor de diâmetro e condição do aço SAE 1008, como exibido na Figura 4.6. As amostras no estado recozido foram devidamente lixadas (mecanicamente) com uso de lixas de granulometria #240, para reduzir a oxidação dos blanks.

Figura 4.6 – Blanks e respectivos diâmetros.



Fonte: Próprio autor.

O ensaio de estampagem foi conduzido em uma máquina de ensaio universal (EMIC) com capacidade de 300kN, Figura 4.5, adotando velocidade de deslocamento do punção de 7mm/min. O blank foi posicionado na matriz, exibido nas Figuras 4.7 e 4.8, com as seguintes especificações de dimensões: diâmetro da matriz de 30mm, profundidade máxima de 60 mm, raio de 7 mm, prensa chapas com diâmetro externo de 60 mm, diâmetro interno de 30 mm, sendo a carga aplicada controlada por meio do torque de 8 parafusos Allen com diâmetro de 8 mm, comprimento total de 50 mm com torque de 30 N.m, além de um punção esférico com diâmetro de 27,5 mm e raio de 7 mm. O ensaio foi realizado nas instalações do Laboratório de Comportamento Mecânico do Departamento de Engenharia Civil do CEFET-MG.

Figura 4.7 – Máquina universal de ensaio universal (EMIC).



Fonte: Próprio autor.

Figura 4.8 – Matriz do ensaio de estampagem.



Fonte: Próprio autor.

As superfícies de contato do punção e da chapa foram suficientemente lubrificadas com uso de bissulfeto de molibdênio para minimizar o efeito do atrito. A sequência do ensaio foi posicionar a chapa na matriz, Figura 4.8, para que o punção exerça uma força sob o material na cavidade da matriz de modo que ocorra o estiramento e a formação final de uma peça em formato de copo, projetada para controlar a variação de espessura dentro do limite permitido. A estampabilidade do aço SAE 1008 para os estados como recebido e recozido foi avaliada a partir do cálculo do LDR, que consiste a razão entre os valores do maior diâmetro de blank estampado pelo diâmetro do punção .

5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

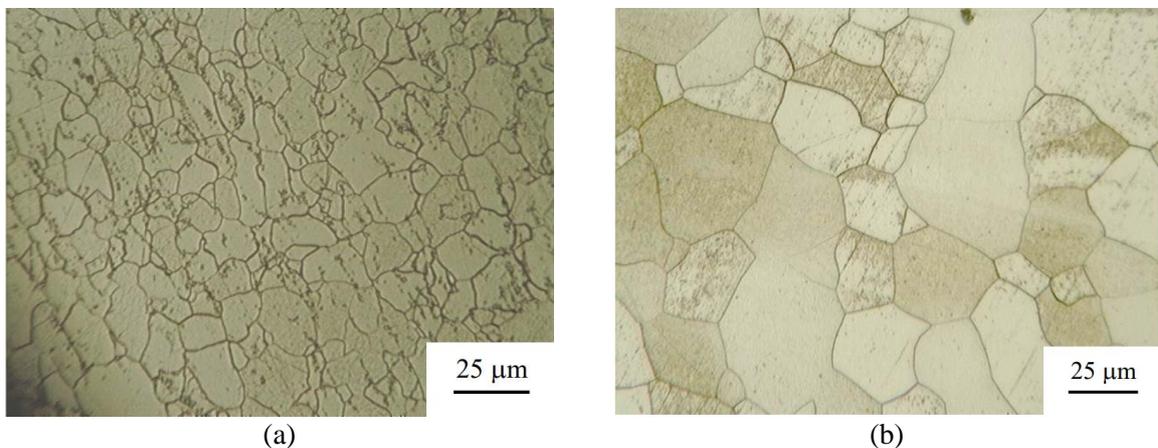
5.1 Caracterização Microestrutural

5.1.1 Microscopia óptica

De acordo com os resultados observados pela análise das fotomicrografias das chapas de aço SAE 1008, exibidos na Figura 5.1, nos estados recebido e recozido, as microestruturas são típicas de um aço baixo carbono hipoeutetoide. A microestrutura do aço baixo carbono no estado como recebido, Figura 5.1.a, é composta de uma parte significativa de ferrita (constituente cor clara) e em pequena proporção de perlita (constituente escura) se formou preferencialmente no interior dos grãos. Com isso, já era esperado a predominância da fase ferrita devido pelo histórico do material fornecido pelo fabricante, laminado a frio e sua composição química de baixa porcentagem de carbono.

Após tratamento térmico de recozimento, a Figura 5.1,b é percebido o crescimento dos grãos do aço SAE 1008.

Figura 5.1 – Fotomicrografias do aço SAE 1008.



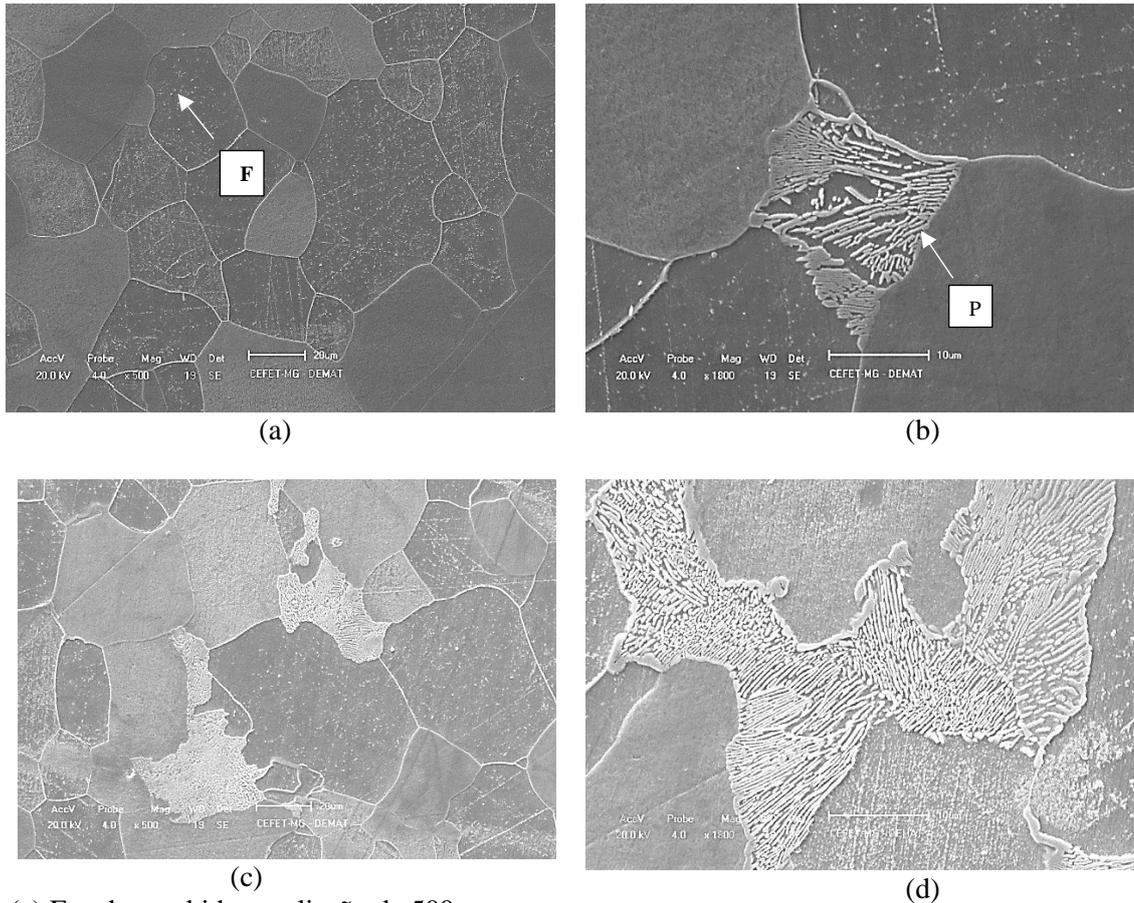
Fonte: Próprio autor.

5.1.2 Microscopia eletrônica de varredura

Nas Figuras 5.2 são apresentadas as micrografias obtidas por MEV, para os estados como recebido e recozido, no qual foi possível observar melhor detalhamento da

microestrutura, delineamento dos contornos dos grãos e a presença de uma estrutura predominantemente ferrítica, com porções menores de perlita. A matriz ferrítica (F) corresponde as regiões em baixo relevo, enquanto a perlita (P) está exposta em alto relevo com o detalhamento das lamelas de cementita.

Figura 5.2 – Imagens obtidas a partir da microscopia eletrônica de varredura (MEV) do aço SAE 1008.



(a) Estado recebido ampliação de 500x;
 (b) Estado recebido ampliação de 1800x;
 Fonte: Próprio autor.

(c) Estado recozido ampliação de 500x;
 (d) Estado recozido ampliação de 1800x.

5.1.3 Análise do crescimento dos grãos

Após a coleta das 200 medições de área dos grãos nos estados como recebido e recozido do aço SAE 1008 foi identificado o valor dos respectivos diâmetros dos grãos, como exposto na Tabela 5.1.

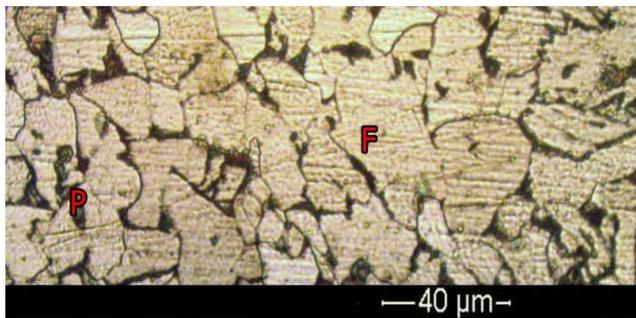
Tabela 5.1 – Valores médios dos diâmetros dos grãos em cada condição da chapa de aço.

Condições das Amostras	Diâmetro Médio (μm)
Como recebido	29,51
Recozido	85,5

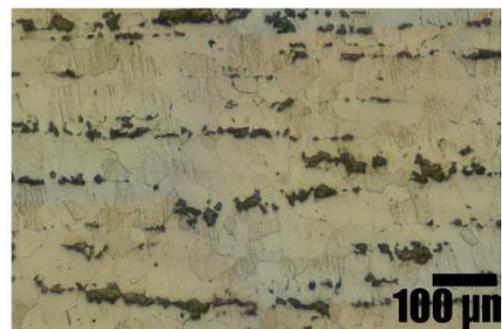
Fonte: Próprio autor.

Verificando os resultados obtidos em relação ao tamanho de grão, nota-se um aumento no tamanho de grão pós-tratamento térmico de recozimento. À medida que a temperatura aumenta para um determinado período de tempo, a energia vibracional dos átomos também aumenta. Portanto, a velocidade de movimentação dos átomos é maior, o que resulta em uma difusão mais intensa. Esse mecanismo, por sua vez, contribui para o crescimento dos grãos, com tempo de encharque e resfriados no forno, pelo fato de que, quanto mais lento for o resfriamento e/ou quanto maior o tempo de tratamento térmico (ABBASCHIAN *et al.*, 2010; CHEN *et al.*, 2018).

Uma chapa de aço 0,12C-1,11Mn-0,16Si (% em peso) foi avaliada por Balavar *et al.* (2018), em condições recebida e após tratamento térmico de recozimento a 1050°C durante 15 minutos resfriamento no forno. Em termos de tamanho de grão, as amostras no estado recebida, representado na Figura 5.2a, apresentaram um diâmetro médio dos grãos de ferrita de $15 \pm 1,1 \mu\text{m}$ e ainda colônias de perlita constituindo a microestrutura. Para a amostra recozida, os grãos de ferrita exibiram $35 \pm 1,3 \mu\text{m}$ em média, com colônias de perlita dispostas alternativamente em faixas distintas, Figura 5.3b.

Figura 5.3 – Fotomicrografias de uma estrutura convencional aço.

(a) Microestrutura da amostra no estado recebido.



(b) Microestrutura da amostra após o tratamento térmico recozimento.

Fonte: Balavar *et al.* (2018).

5.2 Caracterização Mecânica

5.2.1 Ensaio de Microdureza Vickers

Na Tabela 5.2 estão demonstrados os valores médios e os respectivos desvios padrão da microdureza Vickers. Observa-se uma correlação com o tamanho médio dos grãos e a dureza nas condições que o material foi recebido e pós tratamento térmico, sendo que a dureza do aço no estado recozido diminuiu com aumento dos grãos. Esse fato está atrelado à mobilidade das discordâncias, em que os grãos, quando maiores, as discordâncias têm maior mobilidade. Já os grãos menores limitam a deformação plástica, causando uma dureza maior.

Em adição à presença de grãos de tamanho reduzido, o aço SAE1008, apresenta dureza média maior que o estado recozido. No estado inicial processo de laminação a frio, no qual resulta em diminuição da ductilidade devido os processos de trabalho a frio aumentam, característica do fenômeno do encruamento.

Tabela 5.2 – Valores médios da dureza Vickers (HV).

Condições das Amostras	Dureza Vickers Média
Como recebido	115 ± 5 HV
Recozido	88 ± 3 HV

Fonte: Próprio autor.

5.2.2 Ensaio de Tração

Na Tabela 5.3 estão apresentados os valores médios obtidos dos parâmetros de resistência mecânica: tensão limite de escoamento, LE (MPa), tensão limite de resistência à tração, LRT (MPa) e de ductilidade: alongamento uniforme, AU (%), além do expoente de encruamento n dos corpos de provas no estado como recebido e recozido. Nota-se que a ductilidade, em termos do valor do alongamento uniforme, não exibiu mudança relevante, apenas os parâmetros de resistência mecânica que ficaram menores após o recozimento do aço SAE 1008.

As curvas tensão x deformação convencional exibidas nas Figuras 5.4 e 5.5 demonstram uma correlação das amostras com a realização do tratamento térmico quando comparado com a curva na condição como recebido, os valores do limite de escoamento e da resistência à tração

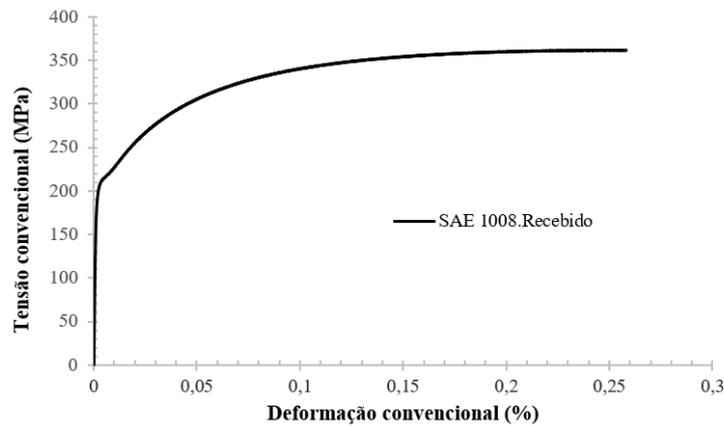
diminuíram com a realização do recozimento, o que pode estar atrelado ao aumento do grão e a remoção dos efeitos do encruamento, conseqüentemente, a dureza do material também diminuiu. Em relação à amostra no estado recebido, o material que teve influência do processo de laminação a frio, uma pré deformação, que demonstra o fenômeno de encruamento.

Tabela 5.3 – Valores de resistência à tração, limite de escoamento e alongamento uniforme determinados a partir de ensaios de tração.

Condição	LE (MPa)	LRT (MPa)	AU (%)
Como recebido	$205 \pm 13,4$	$362 \pm 13,1$	$25,4 \pm 0,65$
Recozido	$200 \pm 9,4$	$308 \pm 5,8$	$24,8 \pm 0,31$

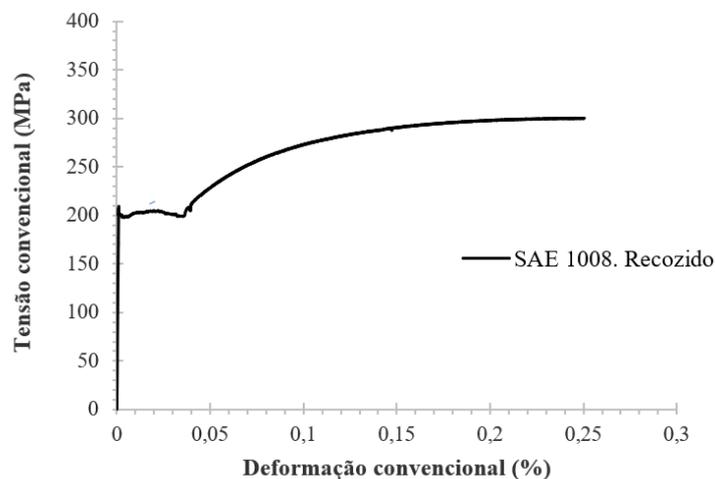
Fonte: Próprio autor.

Figura 5.4 - Gráfico Tensão x Deformação da amostra recebida



Fonte: Próprio autor.

Figura 5.5 - Gráfico Tensão x Deformação da amostra recozida



Fonte: Próprio autor.

A partir dos resultados do ensaio de tração convencional, determinou-se o valor do expoente de encruamento n , a partir da equação de Hollomon (Eq. 5.2), pode ser calculado a partir da inclinação da curva tensão-deformação verdadeira, quando esta é apresentada em escala logarítmica.

$$\sigma = k \cdot \varepsilon^n \quad (5.2)$$

onde:

k – coeficiente de resistência;

σ – tensão verdadeira

ε – deformação verdadeira correspondente.

Na Tabela 5.4, são exibidos os valores de n e R^2 , indicando uma boa confiabilidade dos números apresentados, quanto esse valor se aproxima de 1, maior é a confiabilidade do modelo, ou seja, melhor consegue explicar os valores observados.

Tabela 5.4 – Expoente de encruamento e fator de correlação para análise de encruamento obtidos pelo método de linearização da curva $\sigma \times \varepsilon$

Corpos de provas (CP)	n	R^2
CP - Recebido	0,218	0,999
CP - Recozido	0,277	0,998

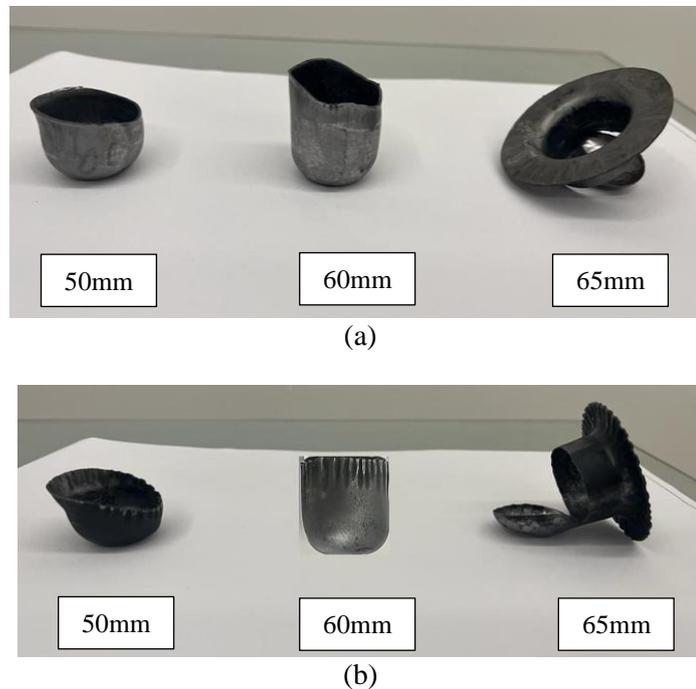
Fonte: Próprio autor.

Em termos de estampabilidade do aço, é desejável um alto valor de n , consequentemente, a tensão de escoamento cresce garantindo uniformidade sendo um parâmetro útil para prever o comportamento da chapa no processo de conformação. Para aços baixo teor de carbono destinados à estampagem, os valores típicos de n estão entre 0,16 e 0,26 e com limite de escoamento menor que 345 MPa. Com isso, a chapa tem um bom desempenho no estiramento e tem efeito indireto no enrugamento que ocorre nas operações de embutimento, pois valores de n elevados permitem aumentar a força na prensa chapas, o que reduz o enrugamento (GARCIA *et al.*, 2012; IVODITOV *et al.*, 2007; BASTOS 2009).

5.3 Análise de estampabilidade

A estampabilidade do aço SAE 1008 foi investigada a partir da estampagem de blanks com diâmetros de 50, 60 e 65 mm de modo a prever o valor da Razão Limite de Estampagem (β) ou LDR (*Limiting Drawing Ratio*), determinado por meio da razão entre o maior diâmetro de blank pelo diâmetro do punção (27,5mm). Neste caso, ambos os estados do aço SAE 1008 exibiram a fratura para o blank com diâmetro de 65 mm. Deste modo, o maior diâmetro de blank estampado foi de 60 mm, gerando o valor de LDR igual a 2,18.

Figura 5.4 – Corpos de prova ensaiado a partir dos blanks de 50mm, 60mm e 65 mm, respectivamente, após ensaio de estampagem.



(a) Como recebido. (b) Recozido.

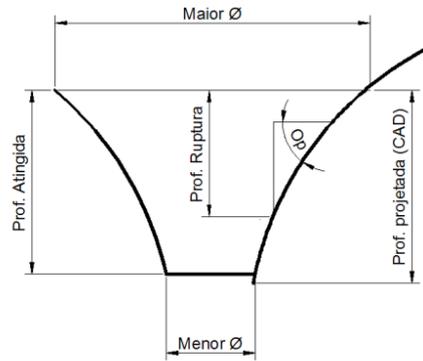
Fonte: Próprio autor

Sabe-se que a maioria dos materiais apresenta valores de LDR aproximadamente $2 \pm 0,20$, sendo utilizado na maioria dos ensaios de 6 a 10 blanks, variando o diâmetro em incrementos de 1mm (intervalos de $0,02 D/d$) diâmetro utilizado para o punção é de 50 mm (PINHEIRO *et al.*, 2010).

Para o blank de 65mm, foi observado o rompimento da chapa, na região do raio inferior, região essa tipicamente com menor valor de espessura Figura 5.4. Através dos parâmetros limite de conformação, a espessura e ângulo limite de espessura, podem ser avaliados no ensaio de

estampagem. A Figura 5.5 demonstra uma simulação do rompimento da chapa, através da diferença entre a profundidade atingida e a profundidade projetada da matriz, comum em operações de estampagem (HUSSAIN *et al.*, 2007).

Figura 5.5 – Comportamento de um blank durante o teste de estampagem.



Fonte: Hussain *et al.* (2007).

Na Tabela 5.5 são apresentados os valores da altura dos copos (h) correspondente à profundidade de embutimento e os valores de força máxima (F) para cada diâmetro dos blanks. A máquina universal de ensaios forneceu os valores de deslocamento e força, permitindo a análise do comportamento durante a estampagem. Nota-se que os blanks no estado recozido obtiveram menores valores de força máxima, conforme esperado devido ao fato de apresentarem facilidade de embutimento por apresentar maior alongamento uniforme e menor resistência à deformação.

Tabela 5.5 – Valores médios dos parâmetros de profundidade e força máxima aplicada em cada condição da chapa de aço SAE 1008.

Diâmetro do blank (mm)	h (mm)		F (kN)	
	Recebido	Recozido	Recebido	Recozido
50	19,6	20,3	14,9	9,4
60	29,7	31,8	24,2	18,0
65	-	-	28,0	22,0

Fonte: Próprio autor

De modo geral, a chapa do SAE 1008 na qual foram confeccionados os blanks já apresentava alguns pontos de corrosão, contendo alguns defeitos. A conservação do material foi através de lubrificantes para retardar o processo de corrosão. Os blanks submetidos ao

tratamento térmico de recozimento, tiveram que passar pela etapa de lixamento, que pode ter acarretado tensões residuais, planos na superfície e ter contribuído para o surgimento das rugas dificultando a ação do prensa chapas.

A presença de rugas na região da aba dos copos pode ser associada aos seguintes aspectos, conforme Pinheiro, Rodrigues e Abrão (2010):

- a) a superfície e o raio de canto da matriz devem estar polidas, garantindo baixa rugosidade;
- b) deve haver uma lubrificação nas interfaces (prensa-chapas/blank) e (prensa-chapas/matriz);

Outra variável que justifica a formação do orelhamento, como exibido na Figura 5.6, é a anisotropia da chapa de aço. Apesar deste trabalho não ter feito a análise da anisotropia, os resultados indicam que a realização do recozimento modificou a condição inicial do aço SAE 1008, que contribuiu para a formação desse tipo de imperfeição no produto estampado.

Figura 5.6 – Exemplo orelhamento no blank de 60 mm aço SAE 1008 como recebido.



Fonte: Próprio autor.

6 CONCLUSÕES

A partir dos ensaios realizados nas chapas do aço SAE 1008 nos estados como recebido e recozido, verificou-se:

- a) as microscopias óptica e eletrônica de varredura revelaram a presença de uma microestrutura composta por ferrita pró-eutetoíde e perlita para ambos os estados do aço SAE 1008, com maior tamanho de grão no estado recozido (85,5 μm) que na condição como recebido (29,91 μm);
- b) a redução da resistência mecânica do aço SAE 1008 após a realização do tratamento térmico de recozimento;
- c) a manutenção da ductilidade, indicada pelo valor do alongamento uniforme, para os estados, como recebido e recozido do aço SAE 1008;
- d) da indicação de um limite de estampagem com valor para a razão limite de estampagem, LDR, de 2,18, para o aço SAE 1008, para ambos os estados analisados neste estudo com uso de blanks de diâmetro de 50 mm, 60 mm e 65 mm;
- e) a tendência de maior quantidade de imperfeições superficiais nos copos estampados no estado recozido, sendo isso associado ao processo de oxidação do aço SAE 1008 e à presença de maior rugosidade nos blanks.

REFERÊNCIAS

ABBASCHIAN, R.; ABBASCHIAN, L.; REED-HILL, R.E.; **Principles of Physical Metallurgy**. CL-Engineering; 4 Edition, p.593-595, 2010.

AL-QAWABAH, S.M.A., NABEEL, A., AL-QAWABEHA, U.F. **Effect of Annealing Temperature on the Microstructure, Microhardness, Mechanical Behavior and Impact Toughness of Low Carbon Steel**, International Journal of Engineering Research and Applications, Grade 45,p.1550-1553, 2012.

ASKELAND, D. R, FULAY, P.P.; WRIGHT,W. J. **Ciência e Engenharia dos Materiais**, 6ª Edição, Ed. Cengage Learning, 2010.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. NBR 5915 - **Bobinas e chapas finas a frio de aço carbono para estampagem** - especificação. Rio de Janeiro, 2023.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. ABNT NBR16281: **Determinação do índice de embutimento em chapas de aço pelo método Erichsen modificado**. Rio de Janeiro, 2014.

ASTM A370, **Standart Test Methods and Definitions for Mechanical Testinhg of Steel Products**, ASTM International, USA, p.19.

ASTM E112-13. **Standard Test Methods for Determining Average Grain Size**. West Conshohocken: ASTM International, 2013.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM E8/E8M: **Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials**. West Conshohocken, PA, 2015.

BALAVAR M., MIRZADEH H. **Enhancement of mechanical properties of low carbon steel based on heat treatment and thermo-mechanical processing routes**. Journal of Ultrafine Grained and Nanostructured Materials. Vol. 51, N°.2, pp. 169-173, dezembro. 2018.

BASTOS, Alexandre Lundgren. **Análise do processo de estampagem de chapas de aço através da curva limite de conformação**. 2009. 148 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia Civil, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2009.

BENAZZI Junior, Ivar; CAVERSAN, Elpidio Gilson. **Tecnologia de estampagem I: Corte**. FATEC, 2012.

BHADESHIA, H.K.D.H.; HONEYCOMBE, R. **Steels: Microstructure and Properties**, 3rd ed.; Butterworth-Heinemann: Oxford, UK, 2006.

BRESCIANI FILHO, E.; SILVA, I. S.; BATALHA, G. F.; BUTTON, S. T. **Conformação plástica dos metais**. 6 ed. rev. (1 ed. Digital). São Paulo: EPUSP, 258p, 2011.

BUDINSKI, K. and Budinski, M., **Engineering materials: properties and selection**, 7^a ed, Prentice Hall, New Jersey, 2002.

CALLISTER, W.; RETHWISCH, D. **Ciências e engenharia de materiais: uma introdução**. 8.ed. São Paulo: LTC, 2012.

CANALE, L. C. F., ALBANO, L., TOTTEN, G. E., e MEEKISHO, L. **Hardenability of Steel. Comprehensive Materials Processing**. Local: Elsevier, 2014. p. 39-97.

CHIAVERINI, Vicente. **Aços e ferros fundidos**. 7^a Edição. ABM – Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais. São Paulo, 2008.

CHEN, R.; ZHENG, Z.; LI, N.; LI, J.; FENG, F. **In-situ investigation of phase transformation behaviors of 300M steel in continuous cooling process**. Materials Characterization, n. 144, p.400-410, China, 2018.

COLPAERT, H. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**. 4. ed. rev. ampl. André Luiz V. Costa e Silva. São Paulo: Blücher, 2008.

DE SOUZA, L. M.; DE OLIVEIRA, B. F. **Análise da microestrutura e das propriedades mecânicas de um fio de aço carbono aisi 1065 submetido ao processo de soldagem por resistência e ao tratamento térmico de revenido.** Exatas & Engenharias, v. 8, n. 22, 14 nov, 2018.

BILLUR, E., ALTAN, T. **Three generations of advanced high-strength steels for automotive applications**, Part III, Stamping Journal, 12-13, 2014.

FERRO, Daniel Augusto. **Caracterização e estampabilidade de um aço SAE 1080 fosfatizado.** 2015. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) - Escola Politécnica, Université de São Paulo, São Paulo, 2015.

FREITAS, F. N. C., RIBEIRO, J. E. M., ABREU, H. F. G., **Adequabilidade das Condições de Laminação de um Aço Baixo-Carbono à Estampagem Profunda**, In: Congresso Conamet/Jornadas Sam/ Simposio Matéria, pp. 278-281, Bariloche, 2003.

GARCIA, A.; SPIM, J.A.; SANTOS, C. A. dos. **Ensaio dos materiais.** Rio de Janeiro, LTC, 2012.

GHASSEMALI, E.; KERMANPUR A.; NAJAFIZADEH A., **Microstructural Evolution in a Low Carbon Steel During Cold Rolling and Subsequent Annealing.** Journal of Nanoscience and Nanotechnology. Vol. 10, 6177–6181, 2010.

HAN, F.; TANG, B.; KOU, H.; LI, J.; FENG, Y. **Effects of subgrain size and static recrystallization on the mechanical performance of polycrystalline material: a microstructure-based crystal plasticity finite element analysis.** Progress in Natural Science: Materials International, v. 25, p. 58-65, 2015.

HORIUCHI, K.; OGAWA, T.; WANG, Z.; ADACHI, Y. **Three-Dimensional Analysis of Ferrite Grains Recrystallized in Low-Carbon Steel during Annealing.** Materials 2021, 14, 4154. Disponível em: < <https://doi.org/10.3390/ma14154154> > Acesso em: 13 abril, 2023.

HOSFORD, W. F.; CADDELL, R. M. **Metal Forming – Mechanics and Metallurgy**: Ed Cambridge University Press; 3ª edição, 2007.

HOU, J.; He, B. **Effect of Starting Microstructures on the Reverse Transformation Kinetics in Low-Carbon Steel**. *Metals* 2020, 10, 1601. <https://doi.org/10.3390/met10121601>.

HUMPHREYS, F.J.; HATHERLY, M. **Recrystallization and related annealing phenomena**. 2 ed. Oxford: Elsevier, 2004. 574p.

HUSSAIN G., et al. **A comparative study on the forming limits of an aluminum sheetmetal in negative incremental forming**. *Journal o Materials Processing Technology*. p. 98–94, 2007.

IBGE -**Painel de Indicadores**. Disponível em: < <https://www.ibge.gov.br/indicadores#variacao-do-pib>>. Acesso em: 13 abril, 2023.

IVODITOV, V.A., PERKAS, M.M., SHELEST, A.E. et al. **Stampability parameters of automotive steel**. *Russian Metallurgy (Metally)*, 304–309, 2007.

INSTITUTO AÇO BRASIL - **História do aço - Ferragem + Sistema**. Disponível em: <https://acobrasil.org.br/site/historia-do-aco/> > Acesso em: 12 abril 2023.

JASINSKI C., KOCANDA A. **Application of laser speckles to localized necking and cracking detection in Erichsen cupping**. *Mgr inz. Cezary Jasifski – Wydzia[] In"ynierii Produkcji, P olitechnika Warszawska, ul. Narbutta 85, 02-524 War-szawa ROK WYD. LXXIII.ZESZYT 9, 2014.*

JHA, S. K. **Investigation of micro-structure and mechanical properties of three steel alloys**. *International Journal of Automotive and Mechanical Engineering*. V. 14, Issue 2 pp. 4315-4331, 2017.

JOSEPH, O. O., ALO, F. I., **An assessment of the microstructure and mechanical properties of 0.26% low carbon steel under different cooling media: Analysis by one-way ANOVA**, Industrial Engineering Letters, Vol.4, No.7, pp 39 – 45, Retrieved, 2014 Disponível em: <<http://www.iiste.org/Journals/index.php/IEL/article/view/14180/14488>> Acesso em: 15 jun. 2023.

KRAUSS, G. **Steels: processing, structure, and performance**. Ohio: ASM International, 602 p, 2005.

L. SAMEK, D. KRIZAN: **Steel—material of choice for automotive lightweight applications. Metal. Review**, p.1–6, 2012.

LOPES, André Sereno. **Aspectos da melhoria da estampabilidade de chapas de aço baixo teor de carbono**. 2006. Dissertação (Mestrado) – Universidade de São Paulo, São Paulo, 2006. Disponível em: <http://www.teses.usp.br/teses/disponiveis/3/3133/tde-01122006-125826/>. Acesso em: 15 jun. 2023.

MAZAHERI, Y., KERMANPUR, A., NAJAFIZADEH, A. **A novel route for development of ultrahigh strength dual phase steels**. Materials Science & Engineering A, Iran, p. 1-11, 2014.

MOHAMED. I. M., “**Studies of the Properties and Microstructure of Heat Treated 0.27% C and 0.84% Mn Steel**”, Eng. Technol. Appl. Sci. Res., vol. 8, no. 5, pp. 3484–3487, 2018.

NARAYANA MURTY; S. V. S.; TORIZUKA, S. **Microstructure-Mechanical Properties Correlation in Ultrafine Grained Steels Processed by Large Strain Warm Deformation**. ISIJ International, v. 48, n. 8, pp. 1088-1095, 2008.

OCHERI C, AJANI OO, DANIEL A, AGBO N.; **The Steel Industry: A Stimulus to National Development**. J Powder Metall Min 6: 156. 2017.

PADILHA, A. F.; SICILIANO Jr, F. **Encruamento, recristalização, crescimento de grão e textura**. São Paulo: ABM, 232p, 2005.

PINHEIRO, Bruno Lopes; RODRIGUES, Paulo César de Matos; ABRÃO, Alexandre Mendes. **Desenvolvimento de ferramental para a realização do Ensaio de Swift em uma máquina universal.** In: VI CONGRESSO NACIONAL DE ENGENHARIA MECÂNICA, Campina Grande, Paraíba, Brasil, 2010.

PLAUT, RONALD L.; PADILHA, ANGELO F.; LIMA, N.B.; HERRERA, CLARA; FERREIRA FILHO, ANTENOR; YOSHIMURA, LEANDRO H. **Medium carbon steel deep drawing: A study on the evolution of mechanical properties, texture and simulations, from cold rolling to the end product.** Materials Science and Engineering, A, v. 499, n. 1-2, p. 337-341, 2009.

RAJI, Nurudeen; OLUWOLE, Leke. **Effect of Soaking Time on the Mechanical Properties of Annealed Cold-Drawn Low Carbon Steel.** Materials Science and Applications. 3. 513-518. 10.4236/msa.2012.38072, 2012.

SPEER, J.G., MATLOCK, D.K. **Recent developments in low-carbon sheet steels.** Jom 54, p.19–24, 2002.

SANTOS, Tiago F. A *et al.* **Caracterização microestrutural de aços baixo carbono por microscopia de força atômica.** Rev. LatinAm. Metal. Mater., Caracas, v. 35, n. 1, p. 118-133, jun. 2015.

SCHAEFFER, L. **Conformação mecânica: estampagem.** 2a ed., p.136-140. Porto Alegre: Imprensa Livre, 2004.

SCHAEFFER, L.; **Conformação de chapas metálicas;** Imprensa Livre Editora, Porto Alegre, 2004.

SIEGERT, K.; WAGNER, S.. TALAT Lecture 3701: Formability Characteristics of Aluminium Sheet, 2010.

SILVA, André Luiz da Costa ; MEI, Paulo Roberto. **Aços e ligas especiais**. 2. ed. Sumaré,Sp: Edgar Blucher, 2006.

SONI, P. K.; SOMKUWAR, V.; **IJSRD - International Journal for Scientific Research & Development**| Vol. 4, Issue 12, 2017.

SOUZA, S. A., **Ensaio Mecânicos de Materiais Metálicos: Fundamentos Teóricos e Práticos**. 5 ed. São Paulo, Edgard Blucher, 1982.

STÜWE, H. P.; PADILHA, A. F.; SICILIANO, F. **Competition between recovery and recrystallization**. Materials Science and Engineering A, v. 333, p. 361-367, 2002.

TIRUMALASETTY, G. K. **Mechanics in Steels through Microscopy**. Disponível em: <www.academia.edu>, Acesso 20 jun 2023[s.d.].

THOMSON, T. R.; **Pole figures and tensile tests for sheet steels**. *The Journal of the Australian Institute of Metals* 1; Vol. 18; p.14-21; Mar 1973.

TYUTYUNIK, S.V., KLACHKOV, A. A. **Trends in Technologies for the Production of Quality Steels**. *Metallurgist* ; Vol. 59, p. 149–151, 2015.

WORLD STEEL ASSOCIATION. **World Steel in Figures**. Disponível em: <<https://worldsteel.org/steel-topics/statistics/world-steel-in-figures/>>. Acesso em: 13 abril, 2023.

YÁNEZ A., NARVÁEZ E. A., SALINAS L. F., BONIFAZ E. A; **Annealing and Normalizing of AISI 1045 Steel: A Lamellae Analysis**. *Int J Metall Met Phys*, v. 5, ed 2. 2020.

YOSHIDA, S. **Seleção de aços, tratamentos térmicos e engenharia de superfícies para ferramentas de conformação de metais**. In: Congresso de Corte e Conformação, São Paulo, SP, 2001.

ZARUR, D. G.; **Tratamento Térmico dos Aços de Construção Mecânica**. Universidade Federal de Santa Catarina – Campus Blumenau – Blumenau, Santa Catarina, Brasil. 2018. Disponível em: <https://www.academia.edu/39507837/TRATAMENTO_T%C3%89RMICO_DOS_A%C3%87OS_DE_CONSTRU%C3%87%C3%83O_MEC%C3%82NICA_HEAT_TREATMENT_OF_MECHANICAL_CONSTRUCTION_STEELS> Acesso em: 13 junho, 2023.

ZHENG, C.; LI, L.; YANG, W.; SUN, Z. **Relationship between microstructure and yield strength for plain carbon steel with ultrafine or fine (ferrite+cementite) structure**. Materials Science and Engineering, v. 617, p. 31-38, 2014.