

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO  
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL  
Escola de Engenharia  
Departamento de Metalurgia

ESTUDO DA FORJABILIDADE A FRIO DO AÇO BAINÍTICO HSX 130HD E HSX  
130HD – XTP® COM REFINO MICROESTRUTURAL

**Nícolas Lopes Mazzilli**

Trabalho de Diplomação

Orientador: Professor Dr. Alexandre da Silva Rocha

Porto Alegre  
2024

## CIP - Catalogação na Publicação

Mazzilli, Nicolas Lopes  
ESTUDO DA FORJABILIDADE A FRIO DO AÇO BAINÍTICO HSX  
130HD E HSX 130HD - XTP® COM REFINO MICROESTRUTURAL /  
Nicolas Lopes Mazzilli. -- 2024.  
59 f.  
Orientador: Alexandre da Silva Rocha.

Trabalho de conclusão de curso (Graduação) --  
Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Escola de  
Engenharia, Curso de Engenharia Metalúrgica, Porto  
Alegre, BR-RS, 2024.

1. Forjabilidade a Frio. 2. Aço bainítico. I.  
Rocha, Alexandre da Silva, orient. II. Título.

Elaborada pelo Sistema de Geração Automática de Ficha Catalográfica da UFRGS com os dados fornecidos pelo(a) autor(a).



## AGRADECIMENTOS

A toda minha família, em especial meus pais, Carla e Eduardo, e minha irmã Natália, por todo suporte e apoio incondicional em todas as etapas da minha vida.

A minha namorada, Luana, por sempre estar ao meu lado. Por todo amor, carinho e companheirismo que foram e sempre serão fundamentais.

Ao meu orientador, Prof. Dr. Alexandre da Silva Rocha pela oportunidade e pelos ensinamentos e auxílios no desenvolvimento deste trabalho.

Aos amigos e colegas do Laboratório de Transformação Mecânica (LdTM), em especial ao Eng. Morvan Franco por todo auxílio e paciência ao longo da realização deste trabalho.

Aos demais colegas e amigos de graduação da Engenharia Metalúrgica que passaram pela minha vida ao longo destes anos.

## SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS .....	VI
LISTA DE TABELAS .....	VII
RESUMO .....	VIII
ABSTRACT .....	IX
1 INTRODUÇÃO.....	1
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	3
2.1 Forjabilidade a Frio dos Materiais .....	3
2.1.1 Fratura Dúctil.....	4
2.1.2 Fratura Dúctil no Forjamento a Frio.....	5
2.1.3 Parâmetros da Deformabilidade .....	7
2.1.4 Deformações.....	7
2.1.5 Velocidade de Deformação .....	1
2.2 Tensão de Escoamento.....	9
2.2.1 Ensaio de Compressão.....	11
2.2.2 Atrito.....	12
2.2.3 Rugosidade .....	15
2.2.4 Fatores Metalúrgicos .....	16
2.2.5 Composição Química .....	16
2.3 Aços bainíticos de baixo carbono para forjamento.....	18
2.3.1 Bainita clássica e bainita livre de carbonetos .....	18
2.3.2 Propriedades mecânicas e metalúrgicas .....	20
2.3.3 Aços bainíticos em produtos forjados .....	23
2.3.4 Processo XTP® .....	24
3 PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS.....	26
3.1 Materiais .....	26
3.1.1 Composição química .....	27
3.1.2 Análise microscópica.....	27
3.1.3 Rugosidade .....	27
3.1.4 Medições de Microdureza .....	27
3.2 Ensaio de Compressão .....	28
3.2.1 Corpos de Prova .....	28

3.2.2	Análise de Falhas.....	30
3.2.3	Metalografia.....	30
3.2.4	Microdureza pós Ensaio de Compressão.....	30
3.3	Simulação Numérica.....	31
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO .....	32
4.1	Materiais na condição de recebimento.....	32
4.1.1	Composição química .....	32
4.1.2	Microestrutura .....	33
4.1.3	Microdureza.....	34
4.1.4	Rugosidade .....	35
4.2	Resultados após o ensaio de compressão a frio .....	36
4.2.1	Forjamento a Frio .....	36
4.2.2	Microestrutura .....	37
4.2.3	Microdureza.....	38
4.2.4	Curvas de Escoamento.....	39
4.3	Simulação Numérica.....	40
5	CONCLUSÕES .....	42
6	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	43
7	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	44

## LISTA DE FIGURAS

<b>Figura 2.1</b> Principais defeitos que limitam a deformabilidade em processos de forjamento a frio. ....	4
<b>Figura 2.2</b> Comportamento entre fratura dúctil e frágil (ŠEBEK, 2016). ....	5
<b>Figura 2.3</b> Tipos de fratura dúctil típicas de forjamento a frio, (ROSIK, 2020). ....	6
<b>Figura 2.4</b> Impacto do aumento da velocidade de deformação na curva de escoamento do aço CE45E4 esferoidizado (TOZAWA, 1986). ....	9
<b>Figura 2.9</b> Esquema do ensaio de compressão. ....	11
<b>Figura 2.5</b> Zonas de deformação em amostra cilíndrica com atrito (DIETER, 2003). .	14
<b>Figura 2.6</b> Efeito do atrito na deformabilidade (KOBAYASHI, 1970). ....	14
<b>Figura 2.7</b> Rugosidade média (Ra). ....	15
<b>Figura 2.8</b> Altura máxima do perfil de rugosidade (Rz). ....	16
<b>Figura 2.10</b> Propriedades mecânicas de acordo com o processamento. (SUGIMOTO; HOJO; SRIVASTAVA, 2019). ....	21
<b>Figura 2.11</b> Principais influências na resistência mecânica da bainita. (BHADESHIA, 2019). ....	22
<b>Figura 2.12</b> Esquema do processo de laminação XTP, (BURDA, et al., 2022). ....	24
<b>Figura 3.1</b> Fluxograma da metodologia do trabalho. ....	26
<b>Figura 3.2</b> Corpos de prova (C.P.). ....	28
<b>Figura 3.3</b> Estado inicial dos billets e das matrizes. ....	29
<b>Figura 3.4</b> Ensaio de compressão. ....	29
<b>Figura 3.5</b> Zonas de deformação em amostra cilíndrica com atrito (DIETER, 2003). .	30
<b>Figura 4.1</b> Microestrutura inicial dos aços. a) HSX. b) XTP® ....	34
<b>Figura 4.2</b> Microdureza como recebido. ....	35

<b>Figura 4.3</b> Rugosidade corpos de prova e matrizes.....	35
<b>Figura 4.4</b> Microestrutura pós processamento. a) HSX. b)XTP®. ....	37
<b>Figura 4.7</b> Microdureza pós forjamento. ....	38
<b>Figura 4.5</b> Curva de escoamento para o aço DIN 18MnCrSiMo6-4 XTP® obtida por ensaio de compressão. ....	39
<b>Figura 4.6</b> Curva de escoamento para o aço DIN 18MnCrSiMo6-4 (HSX 130HD). ...	39
<b>Figura 4.8</b> Tensão de escoamento após a compressão. ....	40
<b>Figura 4.9</b> Gráfico Força X Distância de Deformação.....	41

## LISTA DE TABELAS

<b>Tabela 3.1</b> Parâmetros utilizados na simulação numérica.....	31
<b>Tabela 4.1</b> Composição química dos aços (% em massa).....	32
<b>Tabela 4.3</b> Resultados dos Ensaio de Compressão HSX.....	36
<b>Tabela 4.4</b> Resultados dos Ensaio de Compressão XTP®.....	36

## RESUMO

O avanço na criação de aços bainíticos para forjamento tem proporcionado microestruturas com propriedades aprimoradas, eliminando a necessidade de tratamentos após o forjamento. Aliado a isso, a nova tecnologia de laminação a quente, XTP®, é aplicada aos aços para se obter uma microestrutura mais refinada. O presente trabalho visa, estudar a forjabilidade a frio dos aços bainíticos HSX 130HD e HSX 130HD com tratamento de refino microestrutural, XTP®, em busca de se obter as curvas de escoamento e máximas deformações destes aços. Para atingir estes objetivos, inicialmente foi realizada a análise das características metalúrgicas e do comportamento mecânico do material. Em seguida, foram realizados ensaios de compressão a frio utilizando uma prensa de ensaio universal EMIC com capacidade de 600 kN. Foram empregadas reduções na altura dos corpos de prova, a fim de determinar o limite de deformabilidade do material, obtendo trincas superficiais. Os resultados mostram que o aço ultra refinado, HSX 130HD que passou pelo processo XTP®, possui maior resistência mecânica que o aço não ultra refinado.

**Palavras- chave:** Forjabilidade a frio; HSX 130HD; XTP®; Aço bainítico; Forjamento a frio.

## ABSTRACT

The advancement in the development of bainitic steels for forging has led to microstructures with enhanced properties, eliminating the need for post-forging treatments. Additionally, coupled with this, the new hot rolling technology, XTP®, is applied to the steels to achieve a finer microstructure. This study aims to investigate the cold forgeability of bainitic steels HSX 130HD and HSX 130HD with microstructural refinement treatment, XTP®, in order to obtain the flow curves and maximum deformations of these steels. To achieve these objectives, an analysis of the metallurgical characteristics and mechanical behavior of the material was initially conducted. Subsequently, cold compression tests were performed using a universal testing machine EMIC with a capacity of 600 kN. Reductions in the height of the specimens were applied to determine the material's deformability limit, resulting in surface cracks. The results indicate that the ultra-refined steel, HSX 130HD, which underwent the XTP® process, exhibits higher mechanical strength than the non-ultra-refined steel.

Keywords: Cold forgeability; HSX 130HD; XTP®; Bainitic steel; Cold forging.

## 1 INTRODUÇÃO

Atualmente, o setor industrial representa mais de 37% de todo o gasto energético no Brasil (EPE, 2023). O país está entre os maiores consumidores de energia elétrica, ocupando a sexta colocação entre os países que mais consomem. (CIA, 2024). Apesar da constante busca por aumentar a produção de energia, estima-se que até 2026 o setor industrial consumirá 33,5% da energia elétrica produzida, mantendo-se como o setor com a maior demanda energética (EPE, 2017). O mercado global de produtos forjados a frio atingiu um valor de 11,63 bilhões de dólares em 2017, com uma projeção de crescimento para 17,25 bilhões até 2025 (HEXA RESEARCH, 2019). O contínuo aumento desse mercado é atribuído à capacidade dos processos de forjamento a frio em fabricar componentes de geometrias complexas com excelentes tolerâncias e acabamento superficial, de forma muito próxima à configuração final (near-net-shape).

A deformação a frio desempenha um papel crucial no aprimoramento das propriedades mecânicas das peças forjadas, resultando em um aumento da resistência mecânica. Além disso, micro estruturalmente, esse processo gera uma estrutura granular orientada na direção da deformação mecânica. Veículos como carros, caminhões e tratores podem abrigar mais de 250 componentes forjados. Para alcançar as propriedades mecânicas desejadas, esses componentes são submetidos a tratamentos térmicos como normalização, têmpera, revenimento e alívio de tensões residuais. É comum aplicar todos esses tratamentos durante a fabricação de uma única peça (MOHANTY, 2016). Com isso, para a produção destes componentes forjados, requeresse diversos ciclos térmicos, o que aumenta o tempo para a produção e conseqüentemente, aumenta o custo de fabricação.

O avanço na criação de uma nova geração de aços bainíticos para forjamento tem proporcionado microestruturas com propriedades aprimoradas, adequadas para aplicações de alto desempenho e eficiência, eliminando a necessidade de uma extensa cadeia de tratamentos após o forjamento. É possível alcançar as melhores combinações de resistência mecânica, ductilidade e tenacidade ao modificar a composição química, evitando a formação de carbonetos durante a transformação bainítica. Resultando em uma

microestrutura refinada composta por ferrita bainítica, austenita e martensita (BHADESHIA, 2019).

Uma nova tecnologia de laminação, o tratamento XTP® (Xtreme Performance Technology), consiste em realizar uma deformação severa em uma única etapa de laminação, dentro de uma faixa de temperatura específica, para refinar os grãos de austenita.

A fim de estudar o comportamento do aço bainítico com e sem o tratamento XTP®, o presente trabalho tem como objetivo geral, estudar a forjabilidade a frio dos aços bainíticos HSX 130HD e HSX 130HD com tratamento de refino microestrutural, XTP®. Sendo os objetivos específicos, avaliar as propriedades mecânicas e metalúrgicas, obter a curva de escoamento e determinar a máxima deformabilidade de cada aço a partir da conformação a frio. Este trabalho pretende fornecer informações sobre a conformação a frio do aço bainítico HSX 130HD, que é extremamente limitada na literatura.

## 2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

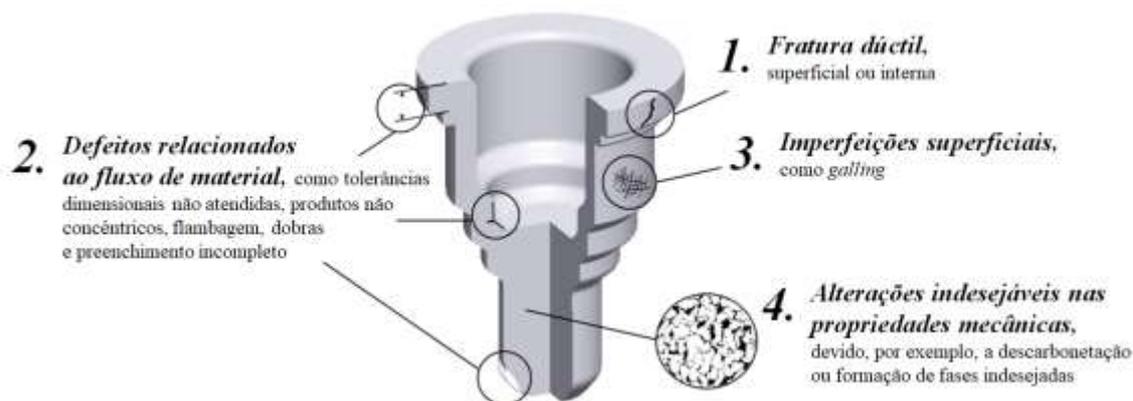
O estudo da forjabilidade envolve uma análise completa dos parâmetros do processo de conformação mecânica, assim como das características do material de trabalho. Portanto, neste item serão revisadas as principais informações que sustentam este trabalho. Foi realizada uma breve revisão sobre os principais assuntos contidos neste trabalho: Forjabilidade, processo de forjamento a quente e a frio, fenômenos físicos-metalúrgicos envolvidos no forjamento e propriedades dos aços bainíticos.

### 2.1 Forjabilidade a Frio dos Materiais

Em um processo de forjamento é fundamental que o projeto garanta que a peça seja obtida livre de defeitos. Habitualmente associa-se a falha durante o processamento exclusivamente às características do material de trabalho. Contudo, o sucesso do processamento mecânico depende de inúmeros fatores. Os estados de tensão e de deformação desenvolvidos no processo, a velocidade de deformação e a temperatura, em combinação com as características do material, tais como, inclusões e tamanho de grão são alguns desses fatores (KUHN, 1973).

A forjabilidade ou deformabilidade pode ser definida como a capacidade de um material ser deformado, em um processo de conformação específico, sem a ocorrência de defeitos. É considerado defeito, qualquer instabilidade que acarrete na distribuição desigual e inaceitável das propriedades da peça, fazendo com que o produto não esteja em conformidade com as especificações do projeto (Rosiak, 2020).

Foram elaboradas diversas classificações dos defeitos que limitam a deformabilidade nos processos de conformação a frio (DIETER, 2002 e DEVEDZIC, 2003). A Figura 2.1 apresenta uma síntese destas classificações, concentrando-se nos defeitos relacionados ao material de trabalho no forjamento a frio



**Figura 2.1** Principais defeitos que limitam a deformabilidade em processos de forjamento a frio.

Na avaliação da deformabilidade, é crucial identificar o tipo de defeito que pode comprometer o atendimento às exigências do projeto. Devido à variedade extensa de parâmetros que influenciam a deformabilidade, um material específico pode exibir alta deformabilidade em relação à fratura dúctil, mas apresentar baixa deformabilidade em relação ao desgaste por aderência, por exemplo. Essa resposta pode ser ainda mais influenciada pelo tipo de operação de conformação realizado.

Apesar da possibilidade de diversos defeitos surgirem durante o processamento mecânico do material, em grande parte dos procedimentos de conformação mecânica, a deformabilidade é predominantemente restringida pela presença de fratura dúctil (RODRIGUES, 2010). Durante o trabalho a frio, no qual a ductilidade do material é significativamente reduzida, esses defeitos tornam-se ainda mais frequentes, destacando a fratura dúctil como o critério de deformabilidade mais relevante e amplamente estudado (INTERNATIONAL COLD FORGING GROUP, 2001).

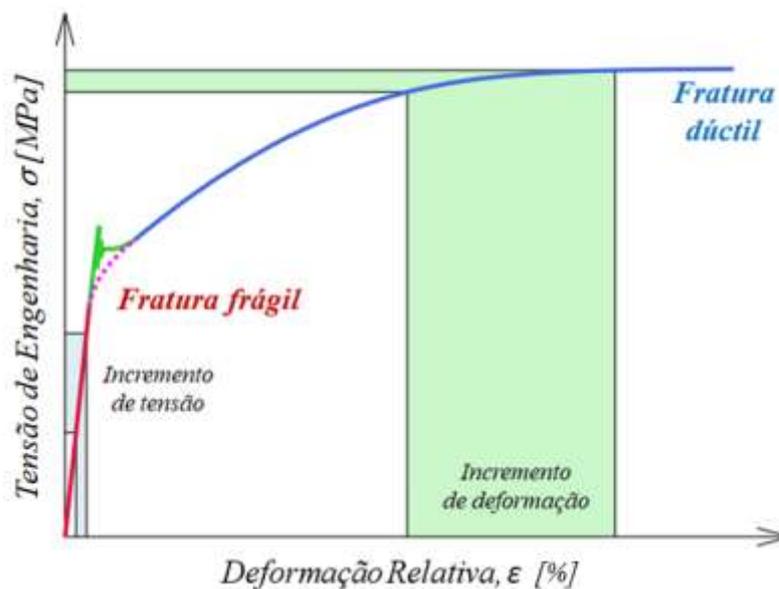
### 2.1.1 Fratura Dúctil

A problemática da fratura dúctil tem desafiado os engenheiros desde o início da revolução industrial, marcada pelo uso generalizado de diversas ligas e aços estruturais. A incorporação de ligas metálicas na construção civil e em diversos setores da engenharia intensificou a complexidade da previsão da fratura, sendo um desafio considerável,

especialmente em áreas em que a ocorrência desse defeito poderia acarretar consequências fatais (ŠEBEK, 2016).

Nas aplicações industriais de conformação mecânica, a situação não difere. Produtos semiacabados são submetidos a várias operações que impõem grandes deformações, sendo a fratura indesejável. No entanto, a ocorrência de fratura dúctil pode ser uma parte intrínseca do processo, como em operações de corte e usinagem, que envolvem a separação de peças pelo início e propagação de trincas (GOUVEIA, 2000).

A fratura refere-se à separação de um corpo sólido em duas ou mais partes devido à ação de uma tensão. Quando essa fragmentação é acompanhada por uma deformação plástica significativa e pela dissipação de uma quantidade considerável de energia, ela é denominada fratura dúctil. Esse tipo de fratura se desenvolve de maneira relativamente lenta, à medida que uma trinca estável se propaga como resultado de intensa deformação plástica próxima à ponta da trinca (DIETER, 2003). A Figura 2.2 ilustra os comportamentos distintos de materiais que apresentam fratura dúctil e frágil (BAU Y., 2008).

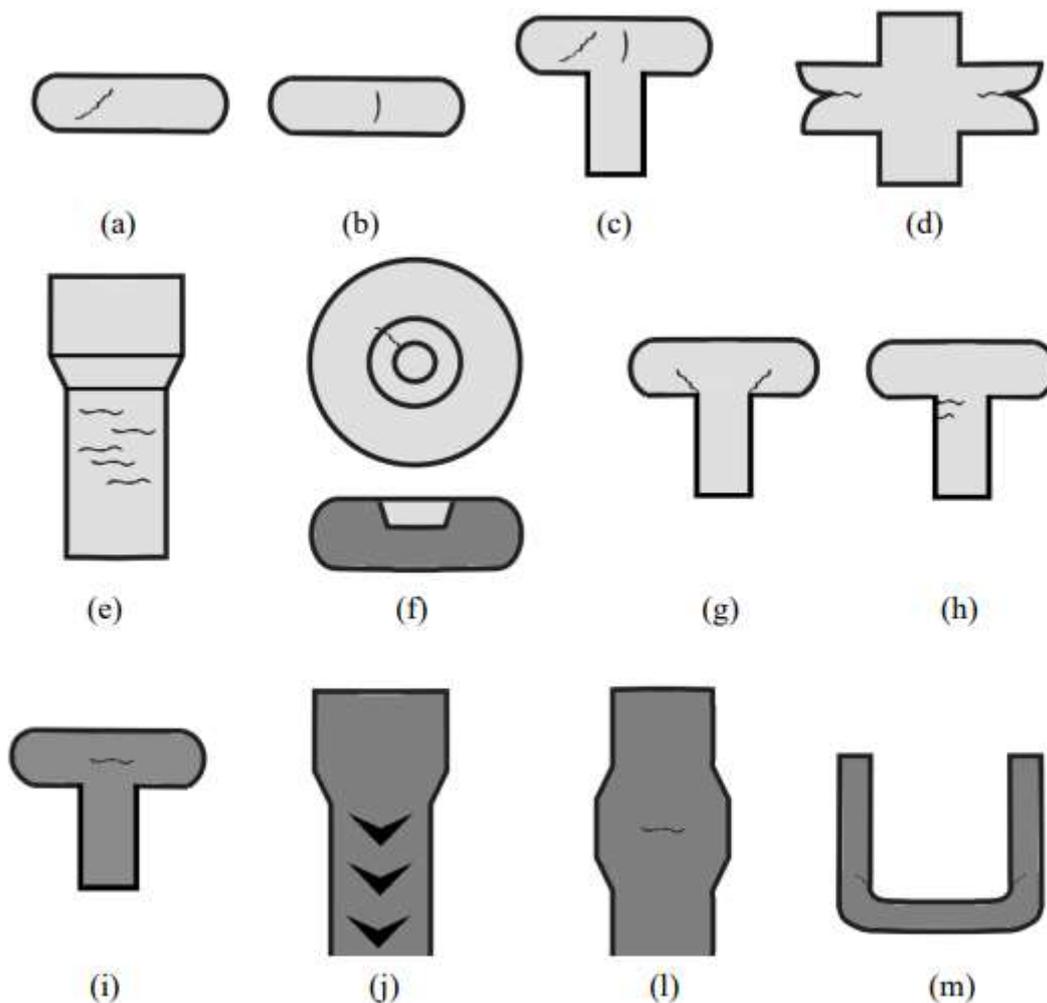


**Figura 2.2** Comportamento entre fratura dúctil e frágil (ŠEBEK, 2016).

### 2.1.2 Fratura Dúctil no Forjamento a Frio

No processo de forjamento a frio, embora não seja o único defeito de importância, a fratura dúctil é o defeito mais amplamente estudado e, na maioria dos

casos, é o único reconhecido como tal. A literatura sugere uma classificação dos tipos de trincas, dividindo a fratura dúctil em três grupos: trincas na superfície livre, trincas na superfície em contato com a ferramenta e trincas internas. A Figura 2.3 esquematiza alguns exemplos desses defeitos, conforme descrito em (HYUNKEE, 2008).



**Figura 2.3** Tipos de fratura dúctil típicas de forjamento a frio, (ROSIK, 2020).

As trincas (a), (b), (c) e (d) na Figura 2.3 exemplificam fraturas na superfície livre. Essas trincas podem ocorrer durante operações de recalque, prensagem e extrusão radial, nas quais as tensões de tração se desenvolvem na superfície livre, levando à possibilidade de fratura prematura (FUKUDA, 1971). A natureza das trincas, se longitudinais, oblíquas ou mistas, depende das condições de atrito na interface entre a peça e a ferramenta, bem como da geometria inicial da amostra, representando combinações de trincas longitudinais e oblíquas.

As fraturas que ocorrem na superfície em contato com as ferramentas, especialmente quando há restrição ao escoamento do material, são exemplificadas pelas trincas em (e), (f), (g) e (h) na Figura 2.3. Essas trincas são comuns em processos como extrusão inversa e prensagem. A seleção apropriada dos parâmetros geométricos das ferramentas, como diâmetro, altura e conicidade do punção, por exemplo, pode prevenir a formação dessas trincas. Uma descrição mais detalhada desse tipo de defeito, está descrita nas referências (HAGITA, 1970) e (SACHS, 1954).

Os exemplos de defeitos internos são representados pelas trincas (i), (j), (l) e (m) na Figura 2.3. Esses defeitos ocorrem quando deformações severas e tensões de tração estão concentradas no centro da geratriz. Além disso, as tensões residuais e térmicas geradas após a deformação intensa também podem resultar em rupturas internas. Um exemplo típico desse tipo de defeito é a fratura interna que pode ocorrer no processo de extrusão, conhecida como chevron (Figura 2.3), (j). Esse defeito é causado por tensões de tração decorrentes de deformações não homogêneas na seção transversal da peça (HYUNKEE, 2008).

### 2.1.3 Parâmetros da Deformabilidade

É comum associar a ocorrência de defeitos exclusivamente a fatores relacionados ao material; no entanto, a viabilidade de uma operação de forjamento a frio também depende do processo em si. Portanto, a deformabilidade pode ser expressa pela Equação 2.1, da seguinte forma (DIETER, 2003):

$$\text{Deformabilidade} = f_1(\text{material}) \cdot f_2(\text{processo}) \quad (\text{Equação 2.1})$$

Onde  $f_1$  e  $f_2$  são, respectivamente, funções da ductilidade do material e dos estados de tensão e deformação desenvolvidos no processo.

### 2.1.4 Deformações

Para investigar o escoamento plástico de forma quantitativa, é necessário definir as deformações. A deformação é caracterizada em termos da variação nas dimensões de uma linha no corpo deformado. A deformação relativa, representada por  $\epsilon$ , é expressa pela Equação 2.2:

$$\varepsilon = \frac{l-l_0}{l_0} \quad (\text{Equação 2.2})$$

Para grandes deformações, como aquelas que ocorrem no forjamento, comumente utiliza-se o conceito de deformação verdadeira ou logarítmica, representada por  $\varphi$  na Equação 2.3:

$$\varphi = \ln \frac{l}{l_0} \quad (\text{Equação 2.3})$$

A deformação verdadeira e a deformação relativa são facilmente relacionadas e demonstradas na Equação 2.4:

$$\varphi = \ln (\varepsilon + 1) \quad (\text{Equação 2.4})$$

Na análise da deformabilidade, comumente utiliza-se o conceito de deformação equivalente, representada por  $\varphi_{eq}$ , Equação 2.5:

$$\varphi_{eq} = \left[ \frac{2}{3} (\varphi_1^2 + \varphi_2^2 + \varphi_3^2) \right]^{\frac{1}{2}} \quad (\text{Equação 2.5})$$

Onde  $\varphi_1$ ,  $\varphi_2$  e  $\varphi_3$  são as deformações verdadeiras, definidas pela equação 2.3, nas três direções principais.

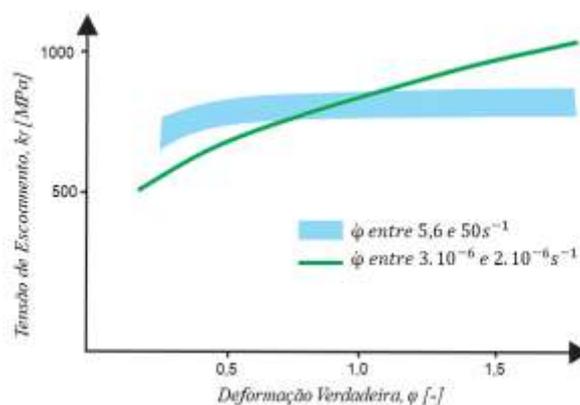
### 2.1.5 Velocidade de Deformação

A velocidade de deformação,  $\dot{\varphi}$ , é definida como a variação da deformação verdadeira,  $\varphi$ , em função do tempo,  $t$ . Se considerarmos um cilindro de altura,  $h$ , sendo comprimido por ferramentas planas a uma velocidade de ferramenta,  $V_F$ , a velocidade de deformação é dada pela Equação 2.6 (HOSFORD, 2007):

$$\dot{\varphi} = \frac{d\varphi}{dt} = \frac{dh}{h} \frac{1}{dt} = \frac{V_F}{h} \quad (\text{Equação 2.6})$$

O impacto da velocidade de deformação na deformabilidade é amplamente dependente das propriedades específicas do material em questão. Em materiais sensíveis à velocidade de deformação, o aumento desse parâmetro geralmente requer um aumento correspondente na tensão necessária para induzir deformação plástica no material. Esse fenômeno pode culminar em falhas devido ao aumento da resistência do material, conhecido como encruamento.

Em materiais caracterizados por baixos valores de condutividade térmica e calor específico, altas velocidades de deformação têm o potencial de aumentar a temperatura do material de trabalho devido ao aquecimento adiabático (INTERNATIONAL COLD FORGING GROUP, 2007). Nessas circunstâncias, os mecanismos de recuperação durante a deformação tornam-se eficazes, atenuando o efeito do encruamento, como evidenciado na Figura 2.4 (TOZAWA, 1986). Contudo, é importante ressaltar que tal efeito pode resultar em deformações instáveis, levando à formação de deformações localizadas ou bandas de cisalhamento.



**Figura 2.4** Impacto do aumento da velocidade de deformação na curva de escoamento do aço CE45E4 esferoidizado (TOZAWA, 1986).

Embora esses efeitos prejudiciais à deformabilidade se manifestem, o aumento na velocidade de deformação também oferece um efeito benéfico, melhorando a lubrificação na interface entre a ferramenta e o metal, contanto que a película lubrificante possa ser mantida (DIETER, 2003).

## 2.2 Tensão de Escoamento

Para compreender como as tensões nos processos de conformação impactam a deformabilidade, é fundamental definir o conceito de tensão de escoamento. Quando as tensões atuam sobre um metal em condições de carregamento uniaxial e atingem um valor específico conhecido como tensão ou resistência ao escoamento,  $k_f$ , ocorre o início do escoamento ou deformação plástica do material.

Esse valor de tensão é influenciado por vários fatores relacionados ao processo de deformação, como a deformação,  $\varphi$ , a velocidade de deformação,  $\dot{\varphi}$ , a temperatura,  $T$ , e fatores associados ao material, como composição química, microestrutura, segregação e histórico de deformação. De maneira geral, qualquer fator, seja relacionado ao material ou ao processo, que aumente a tensão de escoamento do metal de trabalho tem um efeito negativo na deformabilidade. A tensão de escoamento determina as tensões necessárias para a instalação e manutenção da deformação plástica. Assim, o aumento de  $k_f$  resulta na redução da deformabilidade, pois maiores resistências levam à alcançar de tensões de fratura mais cedo.

Além disso, a tensão de escoamento, em conjunto com a geometria da peça e as condições de atrito, influencia as tensões nas ferramentas. Materiais com alta tensão de escoamento e coeficiente de encruamento impõem esforços significativos nas ferramentas, podendo limitar a complexidade geométrica da peça, uma vez que elementos complexos aumentam a tensão, podendo exceder a resistência do material da ferramenta.

Através da curva de escoamento, que relaciona a tensão de escoamento com a deformação verdadeira, é possível determinar parâmetros cruciais nos processos de conformação mecânica, como força, energia e potência, além das distribuições de tensões, deformações e temperaturas. Portanto, as curvas de escoamento são indispensáveis no planejamento dos processos de fabricação e são atualmente incorporadas em programas de simulação numérica que permitem a otimização desses processos (KNOLL, 2007).

A influência da temperatura na tensão de escoamento pode ser desconsiderada em operações a frio realizadas em velocidades baixas, devido ao pequeno aumento de temperatura. Para essas condições, devido à forma convexa da curva de escoamento, a tensão de escoamento,  $k_f$ , em função da deformação verdadeira,  $\varphi$ , pode ser representada pela Equação 2.7, Equação de Hollomon, expressa por (SCHAEFFER, 2006):

$$k_f = K \cdot \varphi^n \quad (\text{Equação 2.7})$$

Onde  $K$  é o coeficiente de resistência, dependente do material e das condições de ensaio, e  $n$  é o coeficiente de encruamento do material, variando entre 0,1 e 0,5 para a maioria dos metais.

As curvas de escoamento são determinadas por ensaios mecânicos, sendo a escolha apropriada do método de teste dependente do processo de conformação a ser

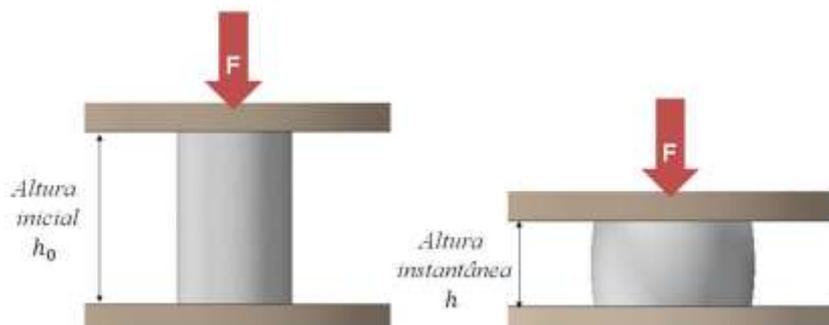
simulado. Os métodos comumente empregados incluem os de tração, compressão e torção (BANABIC, 2000).

### 2.2.1 Ensaio de Compressão

O procedimento para criar a curva de escoamento através do ensaio de compressão envolve a aplicação de uma força axial compressiva uniforme em toda a seção transversal de um corpo de prova cilíndrico. Durante o ensaio, é registrado simultaneamente o aumento no comprimento em relação à carga aplicada. A partir desses dados, a tensão de escoamento, representada por  $kf$ , é determinada utilizando a Equação 2.8. Além disso, a deformação verdadeira, denotada por  $\varphi$ , é calculada conforme:

$$\varphi = \ln \frac{h}{h_0} \quad (\text{Equação 2.8})$$

Onde  $h_0$  e  $h$  são a altura inicial e instantânea, respectivamente, do corpo de prova. Como mostrado na Figura 2.9.



**Figura 2.5** Esquema do ensaio de compressão.

Além de fornecer informações sobre a curva de escoamento, o ensaio de compressão também oferece dados significativos relacionados à deformabilidade. A redução crítica,  $Rc$ , que representa a diminuição em altura até a fratura da amostra, é frequentemente adotada como um limite de deformabilidade (INTERNATIONAL COLD FORGING GROUP, 2007).

O ensaio de compressão uniaxial apresenta duas vantagens fundamentais: as tensões envolvidas no ensaio têm a mesma natureza das tensões presentes na maioria dos processos tecnológicos, onde os estados de tensão são predominantemente compressivos; e são obtidos resultados confiáveis para níveis elevados de deformação, uma vez que não

há limitação causada pela estricção (FERESHTEH-SANIEE, 2006). Para materiais dúcteis, as curvas resultantes do ensaio de compressão uniaxial podem se estender para deformações superiores a 2,0 (DIETER, 1981).

No entanto, o ensaio apresenta uma limitação importante: o efeito do atrito nas interfaces de contato entre a amostra e as matrizes planas de compressão. Além de dificultar a manutenção de uma compressão homogênea ao provocar o embarrilamento da amostra, o atrito aumenta a força necessária para gerar um determinado incremento de deformação, alterando a curva de escoamento. Para mitigar esse efeito, além da lubrificação, foram desenvolvidas outras práticas. SIEBEL e POMP (SIEBEL, 1927), por exemplo, propuseram deformar a amostra entre cones para evitar o embarrilamento.

Apesar de eliminar o embarrilamento, esse método gera uma distribuição não uniforme de tensões durante o ensaio. Outra abordagem envolve a usinagem de ranhuras concêntricas nas faces das amostras para reter o lubrificante (LOIZOU, 1953) e (ASTM STANDARDS, 1969). A realização de testes de compressão em incrementos de deformação, permitindo a troca de lubrificantes nos intervalos, é uma técnica que pode reduzir o efeito do atrito (ASTM STANDARDS, 1969).

A intensidade do efeito do atrito e do embarrilamento da amostra durante a compressão é fortemente influenciada pela relação entre as dimensões iniciais do cilindro. Com base nesse conceito, o método de extrapolação para eliminar o efeito do atrito na curva de escoamento tem sido empregado (JOHNSON, 1962) e (SCHEY, 1982). Neste método, cilindros com diferentes razões entre a altura e o diâmetro inicial ( $h_0/d_0$ ) são comprimidos, e diferentes relações entre a tensão de escoamento,  $k_f$ , e a deformação verdadeira,  $\phi$ , são obtidas. Esses resultados são correlacionados com a razão entre as dimensões finais das amostras para remover o efeito do atrito e construir a curva de escoamento do material de maneira precisa.

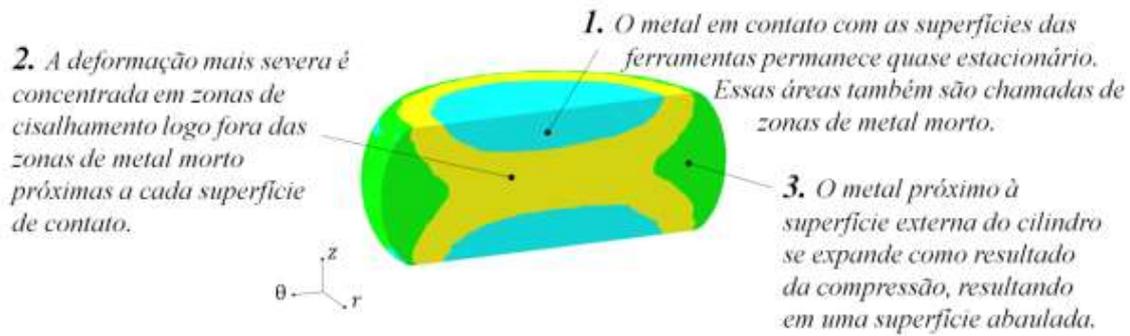
### 2.2.2 Atrito

O atrito manifesta-se como um fenômeno físico nas interfaces onde ocorre movimento relativo entre o material e as ferramentas, desempenhando um papel crucial no processamento mecânico de metais (RODRIGUES, 2010). Além de amplificar as forças de deformação, o excesso de atrito resulta em tensões elevadas, tanto na peça quanto nas ferramentas, podendo restringir a deformabilidade de diversas maneiras.

Uma lubrificação inadequada pode levar à ruptura prematura e ao surgimento de trincas, impedindo a realização da deformação desejada. Ademais, o atrito elevado pode acarretar diversos problemas relacionados ao acabamento superficial do produto, como a transferência de material da peça para as ferramentas, conhecido como "pickup", e a soldagem a frio localizada entre a ferramenta e a peça, denominada "galling". O atrito intenso também intensifica o desgaste das ferramentas devido ao aumento das tensões interfaciais (DIETER, 1981).

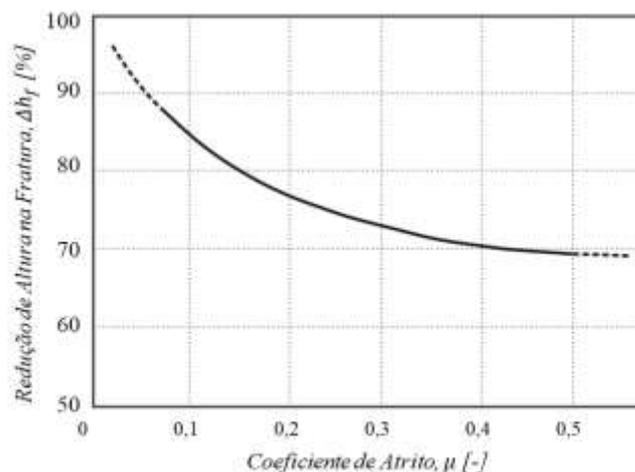
No forjamento a frio de aços, são criadas condições tribológicas extremas. A expansão da superfície pode atingir até 3000%, a pressão normal na interface da ferramenta pode chegar a 2500 MPa e a temperatura média da ferramenta pode atingir até 600°C (BAY, 1994). Nessas operações, o controle do atrito e a otimização do sistema de lubrificação tornam-se ainda mais vitais para assegurar uma produção isenta de defeitos. Revisões abrangentes sobre atrito e lubrificação em operações de forjamento a frio podem ser encontradas em (BAY, 1994). Sob a perspectiva da fratura dúctil, o efeito do atrito pode ser observado em um ensaio de compressão com atrito. Durante a compressão de uma amostra cilíndrica ferramentas-amostra. Por outro lado, na altura média da amostra, o material escoava livremente, gerando uma superfície protuberante, como mostrado no corpo de prova na Figura 3.10. Esse abaulamento resulta no desenvolvimento de tensões de tração na direção circunferencial do cilindro. Em casos de embarrilamento severo, a tensão axial na superfície em expansão também pode tornar-se de tração. O estado de tensão predominante na superfície do cilindro, principalmente de tração, cria condições para a ocorrência de fratura prematura do material.

Durante a compressão, o atrito ainda gera uma distribuição não homogênea da deformação no material, formando três zonas de deformação distintas na seção longitudinal, conforme ilustrado na Figura 2.5 (DIETER, 2003).



**Figura 2.6** Zonas de deformação em amostra cilíndrica com atrito (DIETER, 2003).

Durante a compressão, a região de metal não deformado criada próxima às superfícies das ferramentas (Figura 2.5) pode se aproximar e até mesmo se sobrepor, resultando em um aumento na força necessária para gerar um determinado incremento de deformação. Assim, na compressão de amostras cilíndricas com um diâmetro inicial fixo,  $d_0$ , quanto menor a altura inicial,  $h_0$ , maior será a força axial necessária para produzir a mesma redução em altura devido à região não deformada relativamente maior. Por essa razão, uma das abordagens frequentemente adotadas para minimizar a deformação não uniforme e o embarrilamento é utilizar um valor elevado de  $h_0/d_0$  (DIETER, 1981). KOBAYASHI (1970) investigou o efeito do atrito na deformabilidade por meio da compressão de amostras cilíndricas de aço SAE 1040 em diferentes condições de atrito. Conforme mostra a Figura 2.6, à medida que o coeficiente de atrito aumentou, a redução em altura que o material suportou sem a ocorrência de trincas foi significativamente reduzida (KOBAYASHI, 1970).

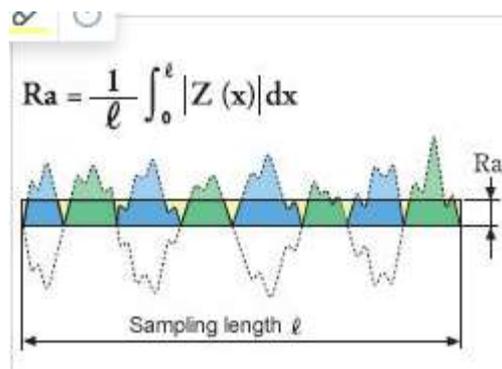


**Figura 2.7** Efeito do atrito na deformabilidade (KOBAYASHI, 1970).

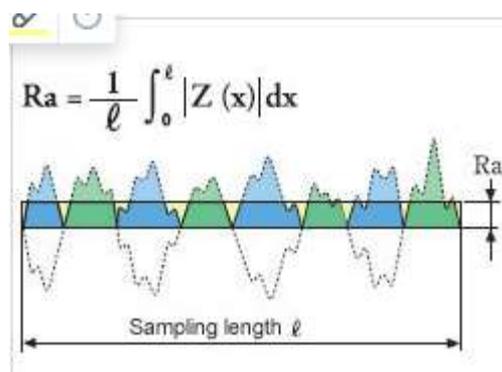
### 2.2.3 Rugosidade

A rugosidade pode ser definida como a variação no relevo de uma superfície, tanto no processo de fabricação de peças quanto ao longo do tempo devido a fatores como desgaste e corrosão. De acordo com Forouzbakhsh (2008), não existem superfícies totalmente lisas, todas apresentam algum nível de rugosidade, mesmo que em escalas atômicas. A rugosidade resulta de diversos processos de fabricação, como deposição química e polimento, desempenhando um papel crucial no funcionamento adequado de componentes, especialmente em peças de aço, onde proporciona uma superfície de atrito essencial para aderência de revestimentos industriais, como no processo de colagem. A rugosidade pode ser observada em níveis macroscópicos e microscópicos, sendo decomposta em erro de forma, ondulações e rugosidade, baseando-se no comprimento de onda da superfície analisada ou no espalhamento entre picos (De Maré et al., 1997).

A rugosidade pode ser calculada medindo os picos e vales médios da superfície. A rugosidade média (Ra) pode ser medida projetando a superfície que se encontra abaixo da linha média para cima desta mesma linha e calcula-se a média desses novos valores, como observado na Figura 2.7. Já, a Altura máxima do perfil de rugosidade (Rz), é calculado pela soma do tamanho maior do maior vale e do maior pico ao longo do comprimento de medição. Figura 2.8. (MONFERRATO, 2024).



**Figura 2.8** Rugosidade média (Ra).



**Figura 2.9** Altura máxima do perfil de rugosidade (Rz).

#### 2.2.4 Fatores Metalúrgicos

O ciclo de produção dos aços, incluindo as diversas etapas de conformação para melhoria da qualidade interna e da superfície, pode introduzir, no material, descontinuidades prejudiciais a deformabilidade. Imperfeições como segregação e porosidade são defeitos em potencial e, uma vez presentes nos lingotes, podem ser passados para a forma forjada ou acarretar a fratura prematura durante o processamento (DIETER, 2003).

Para possuir uma boa deformabilidade o material deve apresentar uma distribuição uniforme das propriedades mecânicas. Contudo, na prática, as propriedades do material não são distribuídas uniformemente ao longo do billet. As propriedades mecânicas variam ao longo da seção transversal, geralmente, como resultado do processo de fabricação, consequência da segregação de elementos de liga ou impurezas. As etapas de tratamento térmico que precedem a conformação mecânica também podem prejudicar a qualidade do material. Um exemplo é a descarbonetação da camada superficial gerada pelo contato do material com atmosferas oxidantes durante o aquecimento (INTERNATIONAL COLD FORGING GROUP, 2007).

Todos estes aspectos podem afetar a deformabilidade do material. Além disso, as propriedades relativas à ductilidade do material ainda dependem, fundamentalmente, da composição química, da microestrutura e do conteúdo de inclusões do aço.

#### 2.2.5 Composição Química

A composição química de um aço, aliada ao tratamento térmico, desempenha um papel crucial na garantia das propriedades necessárias durante seu processamento e

aplicação final. No forjamento a frio, onde o material é submetido a uma extensa deformação plástica, a composição química deve ser cuidadosamente ajustada para assegurar, principalmente, uma ductilidade satisfatória. O impacto da composição na curva de escoamento, especialmente no limite de escoamento e no coeficiente de encruamento, é de suma importância para a deformabilidade.

Um teor mais elevado de liga geralmente reduz a ductilidade dos aços. Manter um baixo teor de carbono é essencial para garantir boa deformabilidade, visto que esse elemento aumenta significativamente a tensão de escoamento e o coeficiente de encruamento. Na faixa de carbono entre 0,40 e 0,55, há uma tendência maior à segregação central, propiciando a formação de trincas internas, especialmente em presença de elementos de liga propensos à segregação, como S, Mn ou Mo (INTERNATIONAL COLD FORGING GROUP, 2007).

Elementos como Si, Mg, Ni, Mo e P também contribuem para o aumento da tensão de escoamento e do coeficiente de encruamento. Manter os teores desses elementos o mais baixo possível é crucial para garantir a ductilidade do material. O enxofre (S) tem um efeito fraco na tensão de escoamento e no coeficiente de encruamento quando o aço é resfriado ao ar devido à sua ligação com o manganês. Entretanto, devido à formação de inclusões de MnS, o S tem um impacto negativo forte no limite de compressão, enquanto melhora a usinabilidade e reduz o desgaste das ferramentas de alta velocidade, melhorando o acabamento superficial. O cromo (Cr) tem um efeito pouco expressivo na tensão de escoamento e no coeficiente de encruamento em aços recozidos e um impacto um pouco maior em aços resfriados ao ar. Em comparação com outros elementos de liga, como Mn, Mo ou Ni, o Cr é menos prejudicial ou até benéfico para a deformabilidade. Além de aumentar a tensão de escoamento e o coeficiente de encruamento, o nitrogênio (N) pode induzir envelhecimento por deformação a temperaturas entre 150 e 300°C, alcançáveis durante o forjamento a frio, elevando ainda mais a resistência mecânica do aço. Portanto, é crucial manter baixo o conteúdo de N em solução, ligando-o a elementos formadores de nitretos, como Al, V, Ti e Nb. O boro, embora geralmente não ultrapasse 0,003 nos aços, pode influenciar a temperabilidade, afetando a ductilidade quando se liga ao N para formar grandes partículas de nitretos. Isso pode prejudicar significativamente a ductilidade do material, enfraquecendo também a resistência ao crescimento dos grãos. Elementos residuais como Cu, Ni e Mo, embora tenham impacto individual limitado nas

propriedades do aço, sua soma pode significativamente aumentar a resistência da matriz de ferrita por solução sólida (INTERNATIONAL COLD FORGING GROUP, 2007).

### 2.3 Aços bainíticos de baixo carbono para forjamento

Com o objetivo de aprimorar a resistência mecânica dos componentes sem recorrer aos processos de têmpera e revenimento, os aços bainíticos de baixo carbono surgiram como uma excelente alternativa (SOURMAIL, T., 2017). Com rotas de processamento tão eficientes quanto as dos aços FPEP e uma resistência mecânica comparável à dos aços T&R, os aços bainíticos estão conquistando espaço não apenas na indústria de fabricação de componentes mecânicos, mas também em outros produtos conformados (SOURMAIL, T.; SMANIO, 2013).

Os aços bainíticos destinados ao forjamento apresentam características que possibilitam atingir um limite de resistência à tração semelhante ao dos aços T&R, dispensando o uso de tratamento térmico. Isso ocorre porque suas propriedades mecânicas finais são alcançadas durante o resfriamento pós-deformação a quente. Enquanto os aços convencionais para forjamento resultam em uma microestrutura típica de ferrita-perlita, os aços bainíticos possuem uma composição química ajustada para gerar uma microestrutura de matriz bainítica durante o resfriamento natural após o forjamento ou laminação (SOURMAIL, T., 2017; SOURMAIL, T.; SMANIO, 2013).

#### 2.3.1 Bainita clássica e bainita livre de carbonetos

As microestruturas bainíticas são não lamelares, constituídas por agregados de placas de ferrita, também denominadas subunidades, e microestruturas secundárias (BHADESHIA, 2019; PERELOMA; EDMONDS, 2012). Os agregados de placas de ferrita formam feixes conhecidos como Ferrita Bainítica (FB). Essas subunidades estão interconectadas tridimensionalmente com a mesma orientação cristalográfica (BHADESHIA, 2019), sendo separadas por pequenos ângulos nos contornos de grãos onde se encontram (PERELOMA; EDMONDS, 2012). Tanto as subunidades quanto os feixes bainíticos podem também ser separados por cementita, austenita retida e/ou martensita, contribuindo para a formação da microestrutura secundária.

O processo de formação da microestrutura secundária tem início com a nucleação de subunidades de ferrita nos contornos de grão austenítico. Essas subunidades expulsam o carbono para a austenita ao seu redor, enriquecendo essas regiões (BHADESHIA, 2019). Posteriormente, com o resfriamento, essas regiões enriquecidas formarão a microestrutura secundária, decompondo-se em cementita ou gerando filmes de austenita e/ou constituintes M/A.

De acordo com a formação da microestrutura secundária, que depende da composição química, a microestrutura do material pode ser dividida em duas classes: bainita clássica e bainita livre de carbonetos. As características microestruturais da bainita clássica variam com a composição química e temperatura de transformação, identificando-se basicamente em duas variedades morfológicas: Bainita Superior (BS) e Bainita Inferior (BI) (PERELOMA; EDMONDS, 2012). A bainita superior é formada em alta temperatura, composta por feixes bainíticos com cementita entre as subunidades de ferrita. Por outro lado, a bainita inferior é formada em temperaturas mais baixas e contém finas partículas de cementita entre e dentro das placas de ferrita (BHADESHIA, 2019; PERELOMA; EDMONDS, 2012). A adição de elementos de liga, como Si e Al, pode suprimir a formação de carbonetos. A bainita livre de carbonetos, sem a presença de cementita, é uma microestrutura não lamelar, composta por agregados de ferrita bainítica, austenita retida e/ou constituintes M/A (LI, Y. et al., 2016; PERELOMA; EDMONDS, 2012). Esta microestrutura pode apresentar diferentes morfologias, sendo as principais granular e em ripas. Devido à combinação desta microestrutura composta por subunidades refinadas e dos filmes de austenita, a resistência mecânica e a ductilidade podem ser melhoradas simultaneamente (HOFER et al., 2015). O termo M/A foi introduzido devido à dificuldade de se determinar a fração de austenita e martensita que compõem os constituintes (HOFER et al., 2015). Os constituintes M/A podem apresentar ampla variação de tamanho e morfologia, e cada variação exerce diferentes efeitos nas propriedades mecânicas (LI, B. et al., 2019; RAMACHANDRAN et al., 2020; TAKAYAMA; MIYAMOTO; FURUHARA, 2018). A austenita em temperatura ambiente proporciona um aumento do alongamento por meio do efeito TRIP (Transformation Induced Plasticity), enquanto a martensita contribui para o aumento da resistência mecânica e redução da ductilidade (KICHKINA et al., 2018).

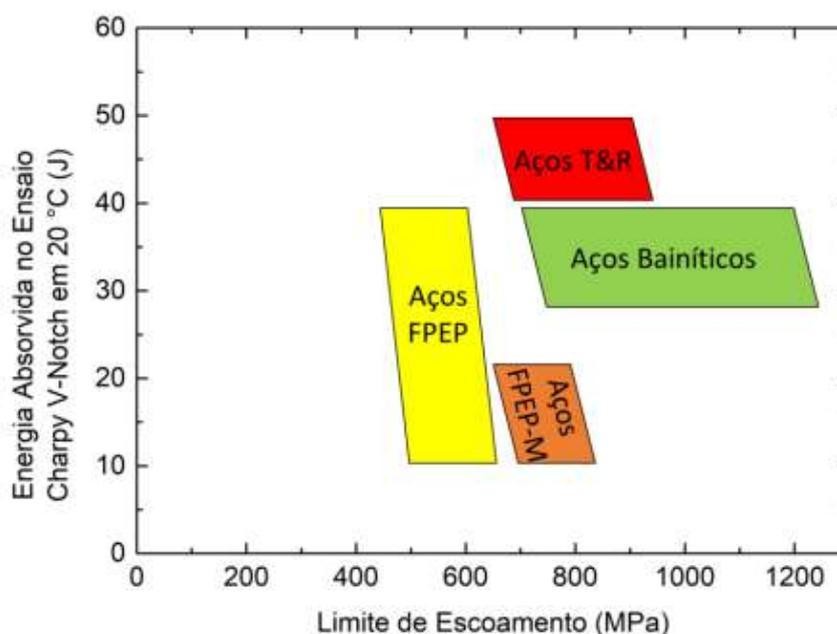
Conforme Bhadeshia (BHADESHIA, 2019), as principais vantagens da microestrutura bainítica livre de carbonetos em relação à bainita clássica podem ser resumidas em:

- A cementita é responsável pelo início da fratura em aços de alta resistência, e a sua inexistência torna a microestrutura mais resistente à fratura por clivagem e coalescência de microcavidades (voids);
- A ferrita bainítica é praticamente livre de C, o que melhora a sua resistência mecânica e tenacidade;
- O refino das subunidades de ferrita é o principal mecanismo para ganho de resistência mecânica, a qual apresenta espessura menor que 1  $\mu\text{m}$ . Este refino é capaz de perfeição ambas as propriedades: resistência mecânica e tenacidade;
- Os filmes de austenita dispersos entre as subunidades e feixes de ferrita bainítica têm um efeito positivo para a tenacidade pois aumentam a resistência frente ao campo de propagação da trinca devido a transformação martensítica induzida; 35
- A corrosão sob tensão pode ser aperfeiçoada devido à existência da austenita, a qual apresenta difusão de hidrogênio mais lenta do que a ferrita.

### 2.3.2 Propriedades mecânicas e metalúrgicas

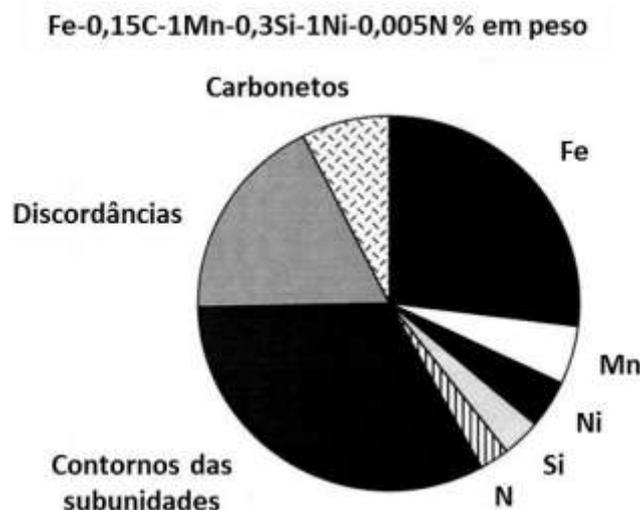
As novas ligas de aços bainíticos de baixo carbono e baixa liga demonstram excelentes propriedades mecânicas. A formação de microestruturas livres de carbonetos tem proporcionado combinações notáveis de tenacidade, resistência mecânica e ductilidade, tornando essas ligas competitivas com os aços para cementação e/ou têmpera e revenimento (BUCHMAYR, 2016; KEUL; WIRTHS; BLECK, 2012; SOURMAIL, T.; SMANIO, 2013; XU, Z. et al., 2017).

As variações na composição química e nas condições de resfriamento a partir do campo austenítico permitem uma ampla gama de propriedades. Diversos estudos (BUCHMAYR, 2016; RAEDT; SPECKENHEUER; VOLLRATH, 2012; SUGIMOTO; HOJO; SRIVASTAVA, 2019) contribuem para a compreensão do patamar de propriedades alcançado por essa classe de aços. A Figura 2.10 ilustra a região de propriedades abrangida pelos aços bainíticos de baixo carbono em comparação com outros grupos de aços.



**Figura 2.10** Propriedades mecânicas de acordo com o processamento. (SUGIMOTO; HOJO; SRIVASTAVA, 2019).

A Figura 2.11 apresenta as principais contribuições para a resistência mecânica da microestrutura bainítica em temperatura ambiente. De acordo com (BHADESHIA, 2019), se o tamanho das subunidades de ferrita que formam os feixes bainíticos for grande, o número de discordâncias que podem participar de empilhamentos aumenta. Um maior campo de tensão nesses empilhamentos de discordâncias estimula mais facilmente a geração de fontes distantes de empilhamento de discordâncias, levando a uma redução do limite de escoamento (GUO; BRITTON; WILKINSON, 2014). No entanto, quando o tamanho das subunidades é reduzido, o plano de deslizamento torna-se pequeno, impedindo o empilhamento de discordâncias (BHADESHIA, 2019). Assim, o tamanho das subunidades dos feixes bainíticos é um dos principais fatores para a resistência mecânica do material.



**Figura 2.11** Principais influências na resistência mecânica da bainita. (BHADESHIA, 2019).

A resistência à fadiga é uma propriedade crucial em componentes mecânicos e representa um critério importante na seleção de materiais (BUCHMAYR, 2016). Estudos indicam que os aços bainíticos demonstram uma boa resistência à fadiga em diversas situações de esforços cíclicos (AGLAN; FATEH, 2007; LONG et al., 2018; SOURMAIL, T., 2017; WIRTHS et al., 2015; XU, X. et al., 2009). Wirths et al. investigaram o comportamento de microestruturas bainíticas livres de carbonetos sob carregamentos cíclicos e encontraram resultados que superam os obtidos com aços T&R (WIRTHS et al., 2014). Outros estudos examinam a combinação de microestruturas bainíticas com processos de nitretação, indicando a necessidade de uma investigação mais aprofundada nos resultados de resistência à fadiga (CITTI; GIORGETTI; MILLEFANTI, 2018b, 2018a).

A soldabilidade é outra propriedade desejável nos aços bainíticos, especialmente considerando a aplicação dessa classe de aços em setores como construção naval, geração de energia e indústria automobilística, que frequentemente utilizam processos de soldagem (CAPDEVILA; CABALLERO; DE ANDRÉS, 2003; RANA; SINGH, 2016). Uma maneira de avaliar a soldabilidade dos aços é através da composição química, utilizando o Carbono Equivalente (CE), que pode ser calculado de acordo com a Equação 2.11 (BHADESHIA, 2019). Quanto maior o valor do CE, menor será a soldabilidade do material.

$$CE = \%C + \frac{(\%Mn + \%Si)}{6} + \frac{(\%Ni + \%Cu)}{15} + \frac{(\%Cr + \%Mo + \%V)}{5} \quad (\text{Equação 2.11})$$

O carbono (C) é o principal elemento que afeta a soldabilidade; no entanto, o teor de outros elementos, como Mn, Si e Cr, também deve ser considerado, assim como a microestrutura presente no material a ser soldado (RANA; SINGH, 2016). A maioria das classes de aços bainíticos para forjamento contém um teor de carbono em torno de 0,2% em massa, e, de maneira geral, a composição química desses aços resulta em uma boa soldabilidade (BUCHMAYR, 2016).

### 2.3.3 Aços bainíticos em produtos forjados

O forjamento a quente de aços é amplamente empregado na produção de componentes mecânicos para setores como indústria automotiva, off-road e mineração. Esse método é favorecido devido à sua alta produtividade em larga escala e à capacidade de obter propriedades mecânicas desejáveis. Exemplos de componentes forjados incluem virabrequins, pinhão e cremalheira do sistema de direção, partes do sistema de injeção, bielas, eixo dianteiro e braço de direção (SOURMAIL, T., 2017; SOURMAIL, T.; SMANIO, 2013; WANG, Z. et al., 2020; WU et al., 2006). Esses componentes são tradicionalmente fabricados com aços ao carbono, carbono-manganês, ferrítico-perlíticos para endurecimento por precipitação, aços microligados ou por aços para cementação/têmpera e revenimento, dependendo dos requisitos específicos de cada componente (EGGBAUER; BUCHMAYR, 2015; RAEDT; SPECKENHEUER; VOLLRATH, 2012; SANG KO et al., 2006).

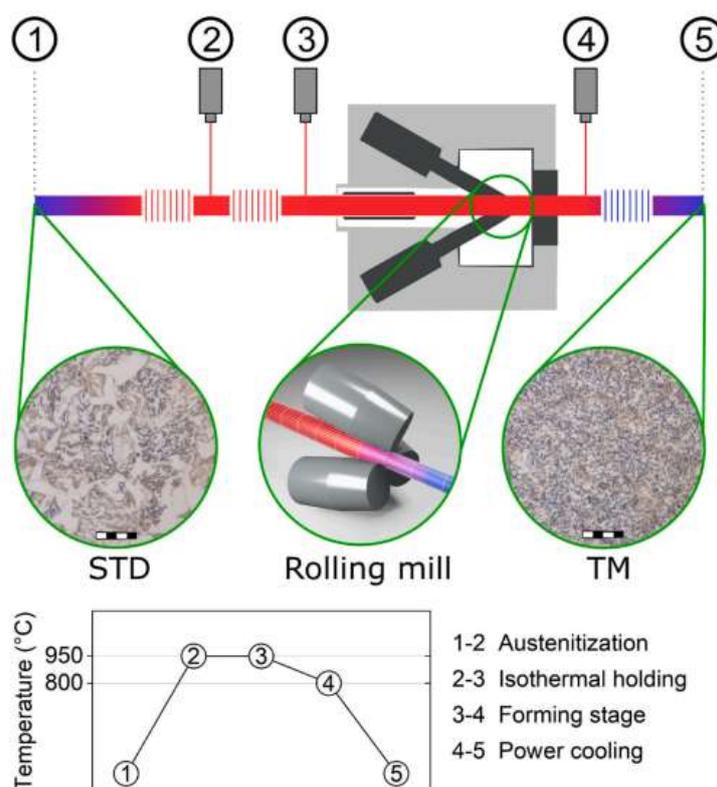
As excelentes propriedades mecânicas das microestruturas dos aços bainíticos têm despertado o interesse da indústria automotiva, visando substituir aços que requerem tratamentos de têmpera e revenimento. Conseqüentemente, os aços bainíticos para forjamento estão se tornando cada vez mais atrativos para a indústria automotiva (RAEDT; SPECKENHEUER; VOLLRATH, 2012)(KEUL; WIRTHS; BLECK, 2012)(RAEDT; SPECKENHEUER; VOLLRATH, 2012)(EGGBAUER; BUCHMAYR, 2016).

Diversos estudos recentes têm avaliado a aplicação dos aços bainíticos em produtos forjados por meio de diferentes processamentos (BUCHMAYR, 2016; EGGBAUER; BUCHMAYR, 2016; KEUL; WIRTHS; BLECK, 2012; RAEDT; SPECKENHEUER; VOLLRATH, 2012; SILVEIRA et al., 2020; SOURMAIL, Thomas et al., 2012; WANG, Z. et al., 2020; XU, Z. et al., 2017). Alguns desses estudos destacam

o desempenho dos aços bainíticos em virabrequins para motores a diesel de alto desempenho, com microestrutura bainítica, apresentando limite de escoamento de 700 MPa, limite de resistência à tração de 980 MPa, aliado a boa resistência à fadiga e tenacidade (SOURMAIL, T., 2017). Citti et al. analisaram a viabilidade de substituição de materiais na fabricação de virabrequins de alta performance, concluindo que os aços bainíticos têm um potencial significativo para essa aplicação (CITTI; GIORGETTI; MILLEFANTI, 2018a). Outros estudos indicam grande potencial para a aplicação desses aços em processos de forjamento, combinados com tratamentos de endurecimento superficial após o forjamento, como deep rolling e nitretação (DALCIN et al., 2019; SOURMAIL, T., 2017).

#### 2.3.4 Processo XTP®

O processo XTP® consiste numa nova tecnologia de laminação a quente, que utiliza deformação severa em uma única etapa de laminação dentro de uma faixa de temperatura de 700 a 800 °C para refinar os grãos de austenita. (BURDA, et. al., 2022). O layout esquemático da linha de laminação é mostrado na Figura 2.12.



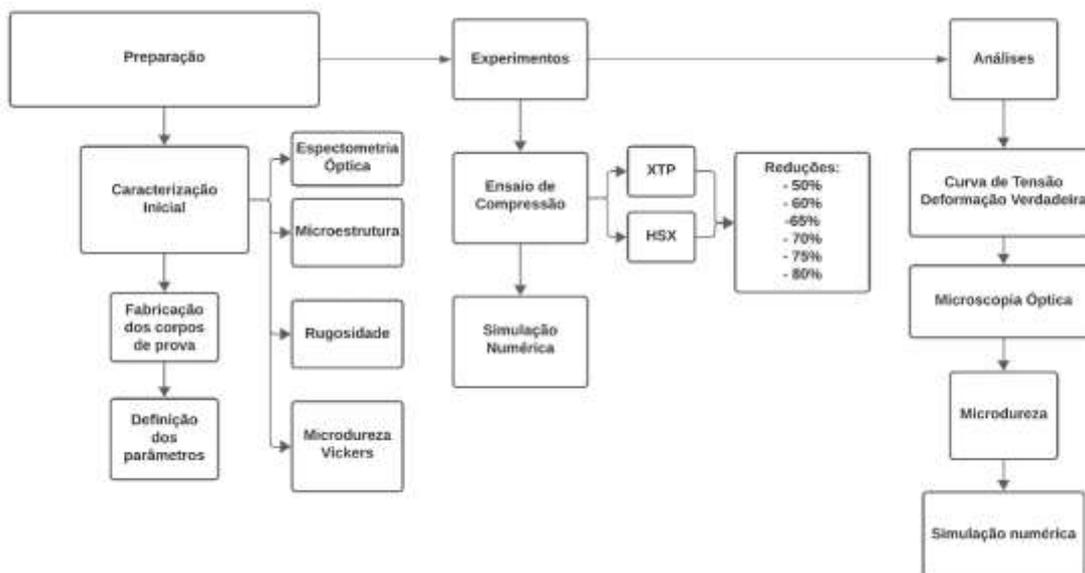
**Figura 2.12** Esquema do processo de laminação XTP, (BURDA, et al., 2022).

A primeira etapa do processo implica no aquecimento por indução de uma barra até a temperatura de austenitização, cerca de 950 °C. Isso é seguido por uma manutenção isotérmica para a homogeneização da temperatura no interior da barra. A etapa de formação é realizada por meio de um laminador, que consiste em três rolos cônicos. O laminador induz uma deformação plástica severa na barra, levando a um significativo refinamento de grãos em sua microestrutura. Após a laminação a quente, é aplicado um resfriamento rápido utilizando três caixas d'água. Como resultado, uma camada superficial mais dura e rica em martensita é obtida. (BURDA, et al, 2022).

### 3 PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS

A metodologia adotada no presente trabalho está resumida na Figura 3.1. Nela é mostrado o fluxograma metodológico simplificado que contém as principais etapas experimentais. Inicialmente foram realizadas análises da composição química dos dois aços estudados, preparação dos corpos de prova e definição dos parâmetros dos experimentos.

**Figura 3.1** Fluxograma da metodologia do trabalho.



**Fonte:** Autor

#### 3.1 Materiais

Para o presente trabalho, foram utilizados dois tipos de aços, fornecidos pela empresa Swiss Steel, como matéria-prima para a confecção dos corpos de prova. O aço DIN 18MnCrSiMo6-4 (HSX 130HD), nomenclatura comercial e o aço DIN 18MnCrSiMo6-4 que passou pela nova tecnologia de laminação que visa o ultra refino de grão austenítico (XTP®). Os aços, no estado como recebido, encontram-se em forma de tarugo com seção circular de 43 mm. Embora o aço tenha nomenclatura DIN, este aço ainda não possui uma norma específica, com tolerâncias de composição química.

Para fins de simplificação da nomenclatura dos aços utilizados neste trabalho, o aço DIN 18MnCrSiMo6-4 (HSX 130HD) será referenciado como HSX, já o aço DIN 18MnCrSiMo6-4, que passou pelo processo XTP®, será referenciado como XTP®.

### 3.1.1 Composição química

Para se obter a composição química dos aços que serão avaliados neste trabalho, foi realizada a análise da composição química utilizando o espectrômetro de emissão óptica por centelha Q2 ION, da marca BRUKER, disponível no Laboratório de Fundição (LAFUN – UFRGS).

### 3.1.2 Análise microscópica

Para obter as características iniciais, foram realizadas análises metalográficas, por meio de microscopia óptica (MO) através do microscópio óptico invertido da marca OLYMPUS, modelo GX-51, disponível no Laboratório de Transformação Mecânica (LdTM – UFRGS).

A fim de se obter a microestrutura dos dois aços no estado como recebido, as amostras foram cortadas e preparadas seguindo a recomendação da literatura (ASM INTERNATIONAL, 2004), por meio de lixamento e polimento. Para a revelação da microestrutura, foi realizado o ataque químico com o reagente Nital 2% (98% de álcool etílico e 2% de ácido nítrico) por submersão das amostras por cerca de 15 segundos. As amostras foram lavadas em água corrente e secas com um fluxo de ar quente.

### 3.1.3 Rugosidade

Para avaliar o nível de polimento dos corpos de prova e das matrizes, foi realizado o ensaio de Rugosidade. Para isso, foi utilizado o rugosímetro Mitutoyo SJ-210 e realizado 3 medições em cada matriz e 3 medições em um corpo de prova de cada aço.

### 3.1.4 Medições de Microdureza

As amostras dos dois aços foram submetidas as medições de microdureza com a carga de 1 kgf. Para tanto, foi utilizado um microdurômetro da marca INSIZE modelo ISH-TDV1000, disponível no Laboratório de Transformação Mecânica (LdTM –

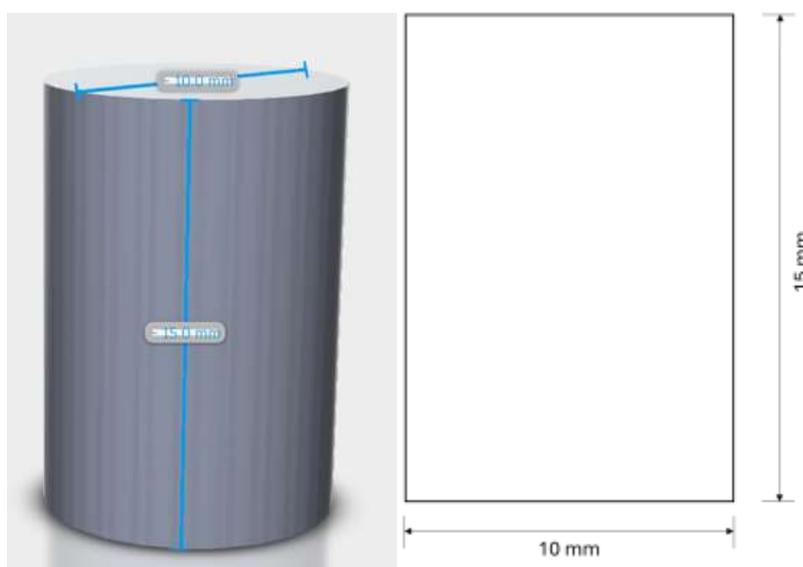
UFRGS). A fim de se obter um resultado mais preciso, foram realizadas 3 indentações, seguindo o espaçamento mínimo recomendado pela norma (ASTM INTERNATIONAL, 2017) no meio raio da barra.

### 3.2 Ensaio de Compressão

#### 3.2.1 Corpos de Prova

Para realizar os ensaios de compressão, foram usinados cinco corpos de prova de cada aço. Todos realizados com a mesma geometria cilíndrica (billet). A Figura 3.2 apresenta esquematicamente as dimensões do billet.

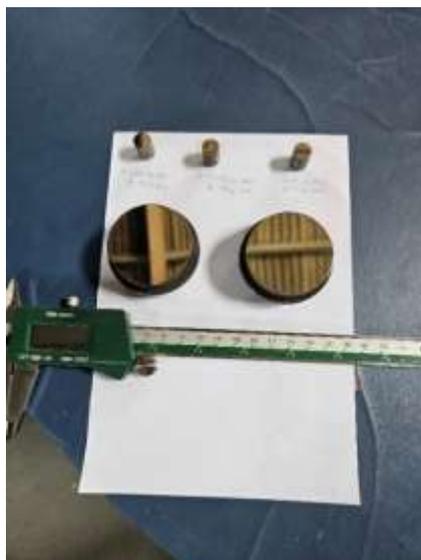
**Figura 3.2** Corpos de prova (C.P.).



**Fonte:** Autor

A fim de reduzir a perda por atrito no ensaio de compressão, os billets e as matrizes foram polidas. No ensaio, foi utilizado como lubrificante lâmina de Teflon®, aplicadas entre o billet e a matriz inferior e superior. A Figura 3.4 demonstra o estado inicial dos billets e das matrizes.

**Figura 3.3** Estado inicial dos billets e das matrizes.



**Fonte:** Autor.

O ensaio de compressão a frio foi realizado em uma prensa de ensaio universal EMIC com capacidade de 600 kN. Com o objetivo de chegar até a falha do material, foram realizados ensaios variando a altura de deformação. Para o primeiro aço ensaiado, XTP, foram realizados 5 ensaios, 50%, 60%, 65%, 70% e 75% de redução da altura do corpo de prova. Já, para o segundo aço, HSX, foram realizados 4 ensaios, sendo eles com reduções de 65%, 70%, 75% e 80% da altura do corpo de prova. A Figura 3.4 demonstra a realização do ensaio de compressão.

**Figura 3.4** Ensaio de compressão.



**Fonte:** Autor

### 3.2.2 Análise de Falhas

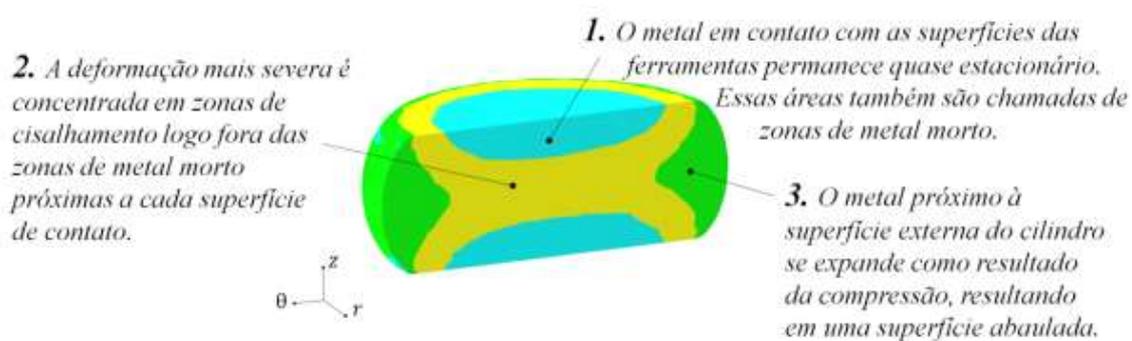
Após a realização dos ensaios de compressão a frio, foi realizado o ensaio não destrutivo de Líquidos Penetrantes nas amostras do aço HSX, a fim de verificar se houveram trincas nos corpos de prova. Para tanto, foi utilizado o líquido penetrante VP-30 da marca METAL-CHEK.

### 3.2.3 Metalografia

Os corpos de prova que sofreram trincas foram preparados para a realização da análise metalográfica a partir de microscopia óptica. Para isso, os corpos de prova foram cortados transversalmente com uma serra fita. Foi realizado o lixamento e polimento da face cortada, seguindo a orientação da literatura (ASM INTERNATIONAL, 2004).

### 3.2.4 Microdureza pós Ensaio de Compressão

As amostras dos dois aços que foram submetidos ao ensaio de compressão a frio, foram submetidas as medições de microdureza com a carga de 1 kgf. Para tanto, foi utilizado um microdurômetro da marca INSIZE modelo ISH-TDV1000. Para cada uma das três regiões de deformação do corpo de prova, foram realizadas 5 indentações, seguindo o espaçamento mínimo recomendado pela norma (ASTM INTERNATIONAL, 2017). A Figura 3.5 representa essas regiões.



**Figura 3.5** Zonas de deformação em amostra cilíndrica com atrito (DIETER, 2003).

### 3.3 Simulação Numérica

A fim de se realizar uma análise complementar para demonstrar e validar o ensaio de compressão a frio, foi utilizado o software QForm® para de simular o ensaio de compressão realizado na Máquina Universal de Ensaio, EMIC, e se obter a curva de escoamento e a força necessária para deformar os corpos de prova em 50% da altura. Os principais parâmetros da simulação estão apresentados na Tabela 3.1.

**Tabela 3.1** Parâmetros utilizados na simulação numérica.

Parâmetros Utilizados	
Dimensões do bilet	10 mm x 15 mm
Composição Química	XTP®
Curva de escoamento	XTP®
Lei de atrito	Levanov
Coefficiente de atrito	0,2
Coefficiente de Levanov	1,25
Coefficiente de transmissão de Calor	40000 W/(m <sup>2</sup> .K)

**Fonte:** Autor.

## 4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Nesta seção serão apresentados os resultados obtidos em duas partes, caracterização dos materiais nas condições como recebido (item 4.1) e resultados após realizado os ensaios de compressão a frio (item 4.2).

### 4.1 Materiais na condição de recebimento

#### 4.1.1 Composição química

A composição química dos aços analisados neste trabalho, são apresentados na Tabela 4.1.

**Tabela 4.1** Composição química dos aços (% em massa).

Aço	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Co	Nb	Ti	V	Fe
DIN 18MnCrSiMo6-4 - HSX	0,173	1,443	1,397	<0,01	0,022	1,137	0,284	0,074	0,011	<0,005	<0,003	<0,005	95,35
DIN 18MnCrSiMo6-4 - XTP®	0,185	1,047	1,39	0,014	0,02	1,282	0,293	0,076	0,013	0,0053	<0,003	0,009	95,57

Fonte: Autor.

O material em questão pode ser categorizado como um aço de baixo teor de carbono e baixa liga, apresentando concentrações inferiores a 2% de Mn, Cr e Si. Destaca-se que o Si, em particular, desempenha um papel fundamental ao classificar o material como um aço bainítico. A composição química dos aços bainíticos para forjamento é ajustada com o objetivo de promover a formação de uma microestrutura isenta de carbonetos (cementita), visando alcançar níveis aprimorados de resistência e tenacidade.

O silício (Si) destaca-se como o elemento mais frequentemente adicionado a esses aços bainíticos, devido à sua baixa solubilidade, impedindo assim a formação de cementita (BHADESHIA, 2019; BHADESHIA; EDMONDS, 1983; CHANG, 2004; GOMEZ; PEREZ; BHADESHIA, 2008; KOZESCHNIK; BHADESHIA, 2008).

Elementos como C, Mn e Ni são incorporados com o propósito de aprimorar a temperabilidade (processo de endurecimento com profundidade) e estabilizar a austenita (CHANG, 2004; GOMEZ; PEREZ; BHADESHIA, 2008; SHEN et al., 2013). O níquel (Ni), em particular, contribui para a melhoria da tenacidade e impede a formação de

cementita devido à sua baixa solubilidade, apresentando um efeito semelhante ao silício, embora seja menos utilizado devido ao seu custo elevado (HASAN et al., 2020).

Os elementos C, Mn e Mo desempenham um papel crucial na redução da temperatura Bs, proporcionando a formação de uma microestrutura mais refinada, conhecida como "lath-like" (em forma de ripas) (CHEN, J. et al., 2013; GOMEZ; PEREZ; BHADESHIA, 2008; HU et al., 2016; KONG; XIE, 2006; WANG, M. et al., 2017). Notadamente, o Mn e o Mo têm a particularidade de diminuir a formação de ferrita e favorecer a formação de bainita (BHADESHIA, 2019; HU et al., 2015; WANG, M. et al., 2017).

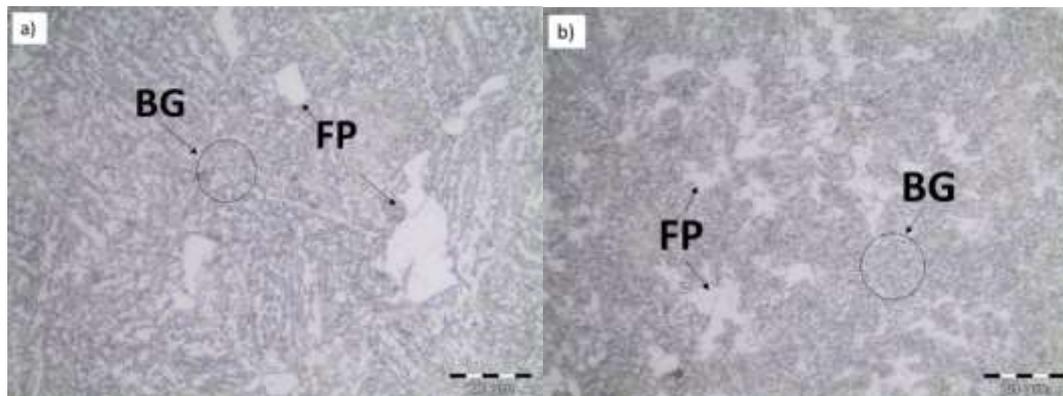
O cromo (Cr) é adicionado para aprimorar a temperabilidade (GOMEZ; PEREZ; BHADESHIA, 2008) e a resistência mecânica, promovendo a formação de uma maior quantidade de bainita transformada e martensita (BALART; DAVIS; STRANGWOOD, 2002; GOMEZ; PEREZ; BHADESHIA, 2008; TIAN et al., 2017). Entretanto, esse efeito resulta em uma diminuição no alongamento devido à formação de menos Austenita Retida (AR) (ZHOU et al., 2017). Além disso, o Cr exerce efeitos significativos no diagrama CCT (Continuous Cooling Transformation), reduzindo a temperatura de início da transformação martensítica (Ms), retardando a transformação de fase em alta temperatura durante o super resfriamento, e retardando a transformação bainítica (YOU et al., 2007).

Elementos micro ligantes, como V, B, Nb e Ti, podem estar presentes em aços bainíticos para desempenhar funções específicas ou particularidades, tais como o aumento da resistência mecânica através do refinamento da microestrutura devido ao retardo na transformação bainítica (microestrutura em ripas), o refinamento dos feixes bainíticos devido ao refinamento do grão austenítico, e a redução na formação de Ferrita Alotriomórfica (FA) (BHADESHIA, 2019; HU et al., 2015; WANG, Z. et al., 2020).

#### 4.1.2 Microestrutura

As microestruturas dos aços no estado de recebimento são mostradas na Figura 4.1. As imagens representam a região transversal da barra, próximo ao meio-raio.

**Figura 4.1** Microestrutura inicial dos aços. a) HSX. b) XTP®. BG = Bainita granular. FP = Ferrita Proeutetóide.



**Fonte:** Autor

As composições microestruturais dos dois aços são parecidas, livre de carbonetos e compostas por Bainita Granular (BG) e Ferrita Proeutetóide (FP). A bainita granular é composta por ferrita bainítica mais martensita e austenita, esses dois últimos, dificilmente é caracterizado separadamente. A ferrita proeutetóide é uma microestrutura macia e está sujeita a uma maior deformação plástica quando comparada à perlita ou a ferrita bainítica (BASANTIA et al., 2021), fazendo com que o limite de escoamento e dureza, diminuam.

Observando a Figura 4.1, pode-se notar que o aço XTP® apresenta uma microestrutura mais refinada em comparação ao HSX, apresentando maior quantidade de (FP), porém menores que no aço HSX. Isso é explicado, já que o processo XTP® consiste no micro refino de grão austenítico prévio.

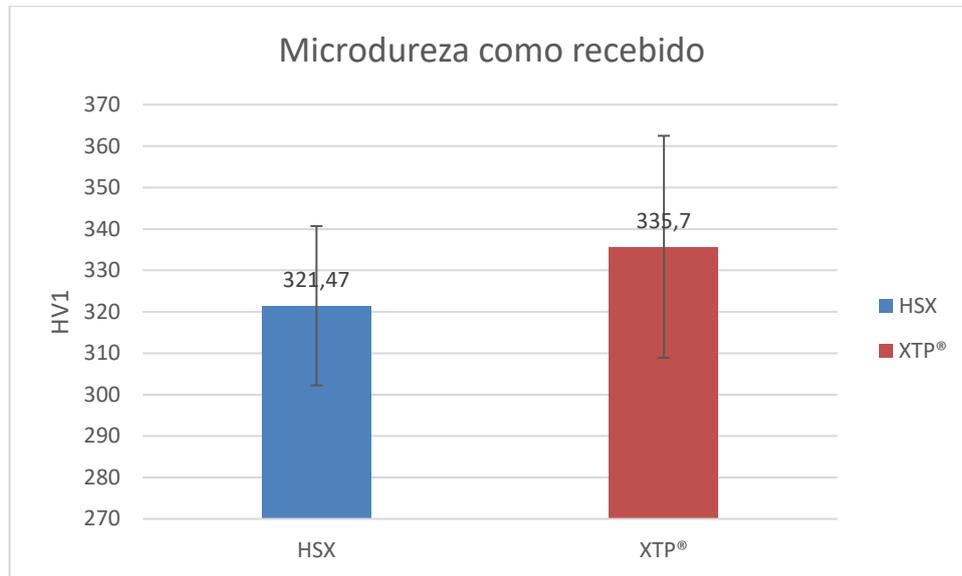
Grãos austeníticos menores apresentam mais área de contornos de grão austenítico por unidade de volume, e isto implica em mais locais para a nucleação de ferrita proeutetóide e ferrita bainítica, as quais nucleiam preferencialmente nestas regiões mais difusionais (TURRA, 2021).

#### 4.1.3 Microdureza

Os resultados de Microdureza do material como recebido, são apresentados na Figura 4.2. Como os aços possuem microestrutura semelhantes, os resultados de Microdureza Vickers foram parecidos. Porém, como o aço com o processamento XTP® apresenta menos formação de ferrita proeutetóide, há um favorecimento de bainita granular junto com M/A, o que leva a uma maior dureza. A ferrita proeutetóide é uma microestrutura macia e está sujeita a uma maior deformação plástica quando comparada

à ferrita bainítica (BASANTIA et al., 2021), o que faz reduzir o limite de escoamento, limite de resistência à tração e dureza.

**Figura 4.2** Microdureza como recebido

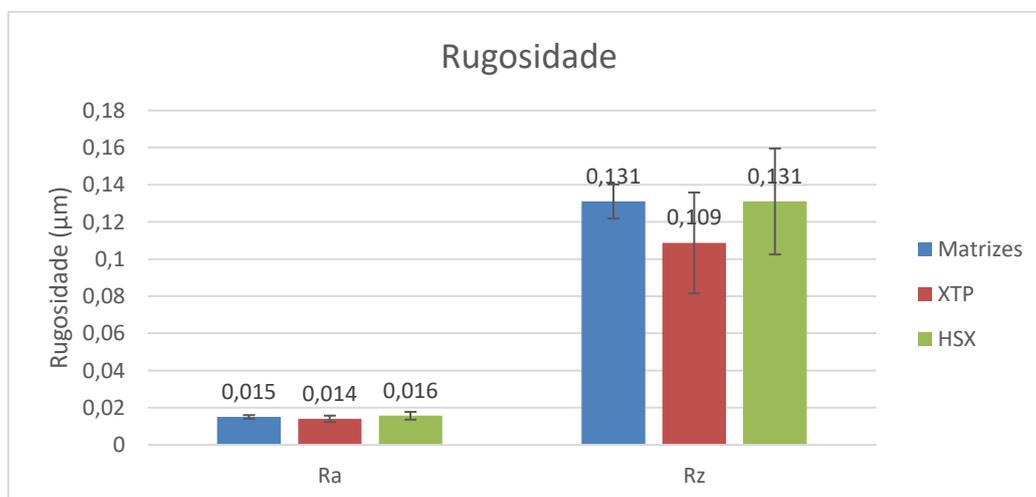


**Fonte:** Autor

#### 4.1.4 Rugosidade

Com intuito de reduzir o efeito do atrito no ensaio de compressão, foram polidos as matrizes e os corpos de prova. O resultado do polimento é mostrado na Figura 4.3, a partir do ensaio de rugosidade.

**Figura 4.3** Rugosidade corpos de prova e matrizes.



**Fonte:** Autor

Os resultados obtidos nos ensaios de rugosidade, mostram que, segundo a norma ABNT NBR ISSO 4288:2002, que define os conceitos de rugosidade superficial, os resultados de Ra e Rz são satisfatórios para um polimento.

#### 4.2 Resultados após o ensaio de compressão a frio

##### 4.2.1 Forjamento a Frio

Os resultados dos ensaios de compressão a frio do aço HSX e XTP®, estão apresentados nas Tabelas 4.3 e 4.4, respectivamente.

**Tabela 4.2** Resultados dos Ensaio de Compressão HSX.

HSX				
	CP 01	CP 02	CP 03	CP 04
<b>h0 (mm)</b>	15,01	15,05	15,06	14,97
<b>h1 (mm)</b>	6,37	5,79	5,12	4,49
<b>ø0 (mm)</b>	10,07	10,23	10,09	10,13
<b>ø1 (mm)</b>	15,78	16,90	17,73	19,00
<b>Trincou?</b>	<b>Não</b>	<b>Não</b>	<b>Não</b>	<b>Sim</b>
<b>% Redução</b>	57,56%	61,53%	66,00%	70,01%

**Fonte:** Autor.

**Tabela 4.3** Resultados dos Ensaio de Compressão XTP®.

XTP®					
	CP 01	CP 02	CP 03	CP 04	CP 05
<b>h0 (mm)</b>	15,26	15,26	15,13	15,20	15,33
<b>h1 (mm)</b>	8,77	7,25	6,51	5,89	5,26
<b>ø0 (mm)</b>	10,30	10,12	10,39	10,35	10,37
<b>ø1 (mm)</b>	13,85	15,21	17,17	17,01	18,28
<b>Trincou?</b>	<b>Não</b>	<b>Não</b>	<b>Não</b>	<b>Sim</b>	<b>Sim</b>
<b>% Redução</b>	42,53%	52,49%	56,97%	61,25%	65,69%

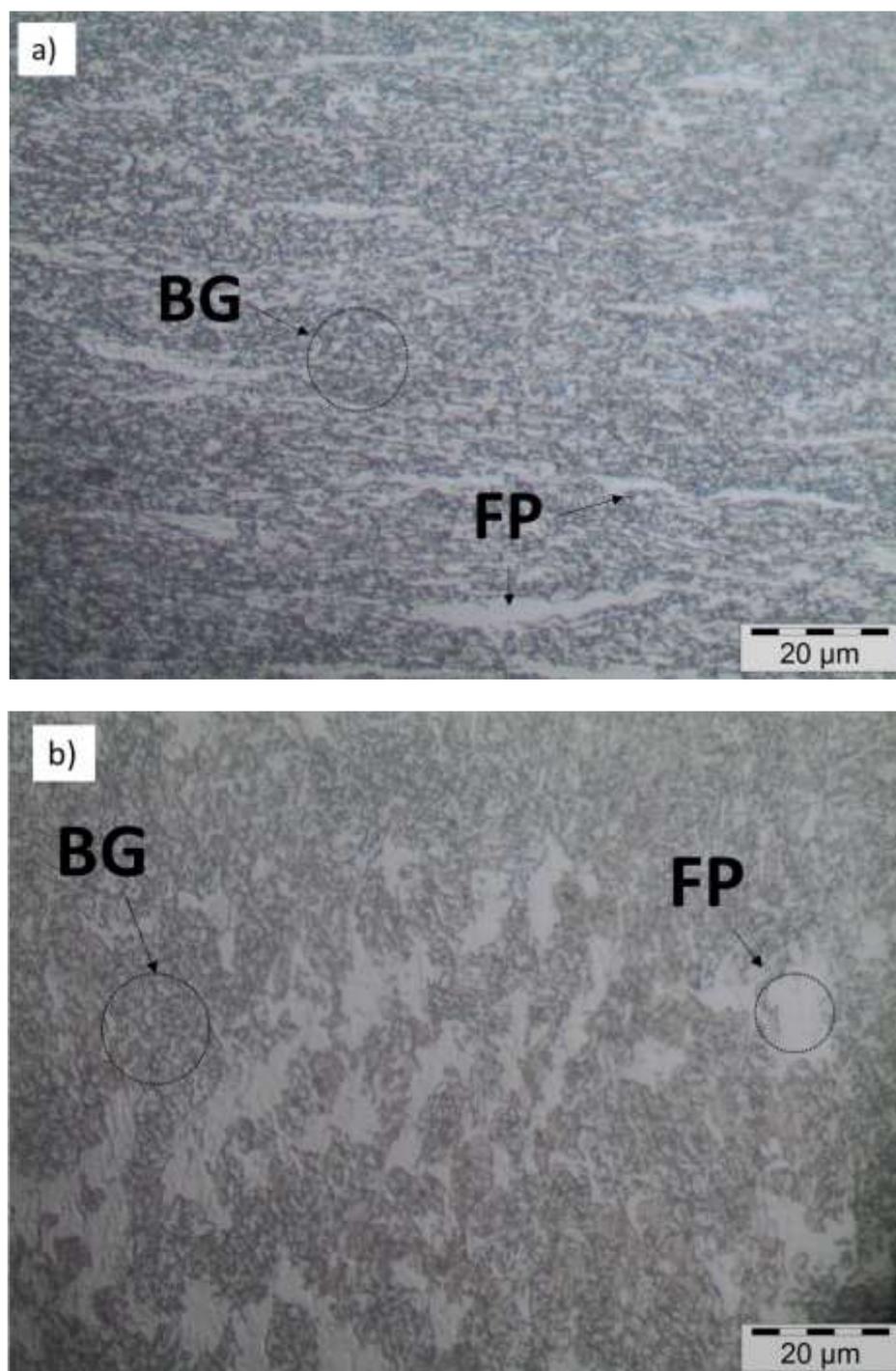
**Fonte:** Autor.

Para o aço HSX apresentar trinca superficial vista a olho nu, precisou ser reduzido em 70,01% da sua altura. Já, para o aço XTP® apresentar trinca superficial vista a olho nu, precisou ser reduzido em 61,25% da sua altura. O que representa um aumento de 14,30% na capacidade de se deformar do aço HSX se deformar em relação ao aço XTP®.

#### 4.2.2 Microestrutura

Após o ensaio de compressão a frio, foi realizado o corte da seção transversal do corpo de prova ensaiado que sofreu fratura e realizado a análise da microestrutura via microscopia óptica. A Figura 4.4 mostra as fotografias destes dois aços ensaiados.

**Figura 4.4** Microestrutura pós processamento. a) HSX. b)XTP®. BG=Bainita Granular. FP = Ferrita Proeutetóide.



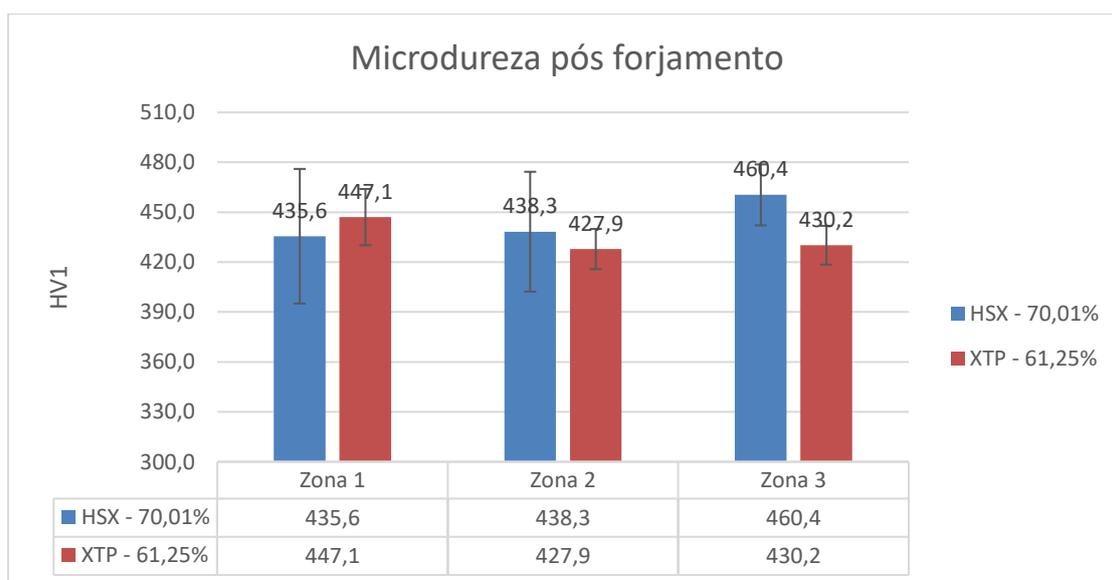
**Fonte:** Autor.

Na Figura 4.4 (b), é possível observar que a ferrita proeutetóide não foi tão comprimida e alongada em relação ao aço HSX. No aço XTP®, a FP é mais visível e de tamanho maior, porém a BG possui menor dimensão. O maior alongamento da ferrita proeutetóide no aço HSX, se deve a maior deformação que foi atingida no ensaio de compressão a frio, 70,01%.

#### 4.2.3 Microdureza

Os resultados de Microdureza Vickers, realizados após o forjamento a frio, são apresentados na Figura 4.7. Para os dois aços, foram utilizadas as amostras que sofreram fraturas. Para o XTP® foi utilizado a amostra que teve 61,25% de deformação na altura, já para o HSX, foi utilizada a amostra que deformou 70,01% na altura.

**Figura 4.5** Microdureza pós forjamento.



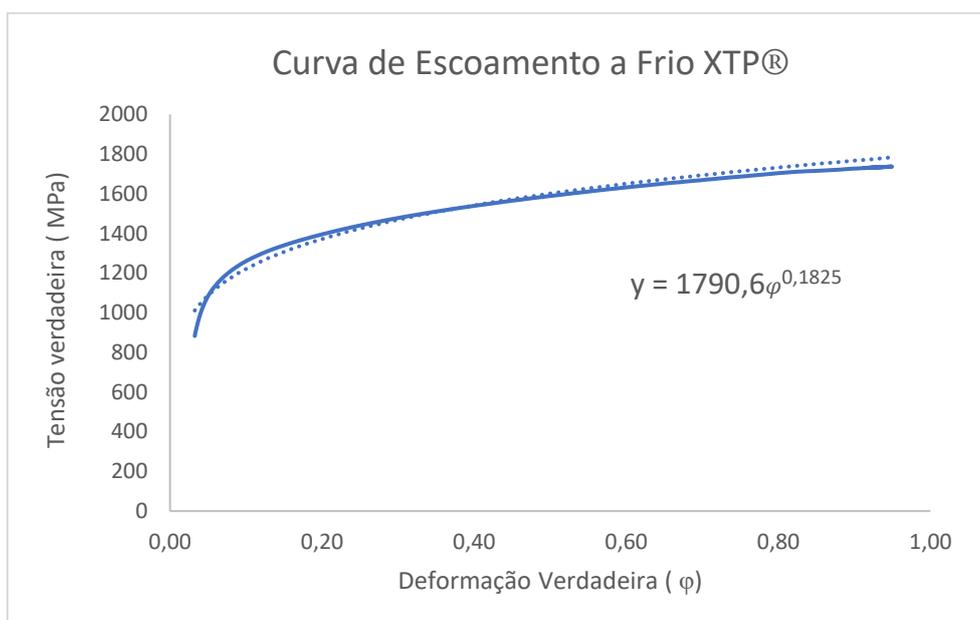
**Fonte:** Autor.

Foram obtidos resultados de microdureza Vickers nas três zonas de deformação, conforme a Figura 3.5. Analisando os resultados da Figura 4.7, é possível notar que a microdureza na Zona 1, na qual é a zona de metal morto, onde praticamente o material fica em estado estacionário, o resultado foi maior para o aço XTP®. Esse resultado corrobora com o resultado que é obtido no estado de recebimento do material. Já nas zonas 2 e 3, que são as zonas de deformações mais severas, o resultado foi maior para o aço HSX. Isso se deve ao maior grau de encruamento da amostra, já que a amostra utilizada obteve maior deformação na altura.

#### 4.2.4 Curvas de Escoamento

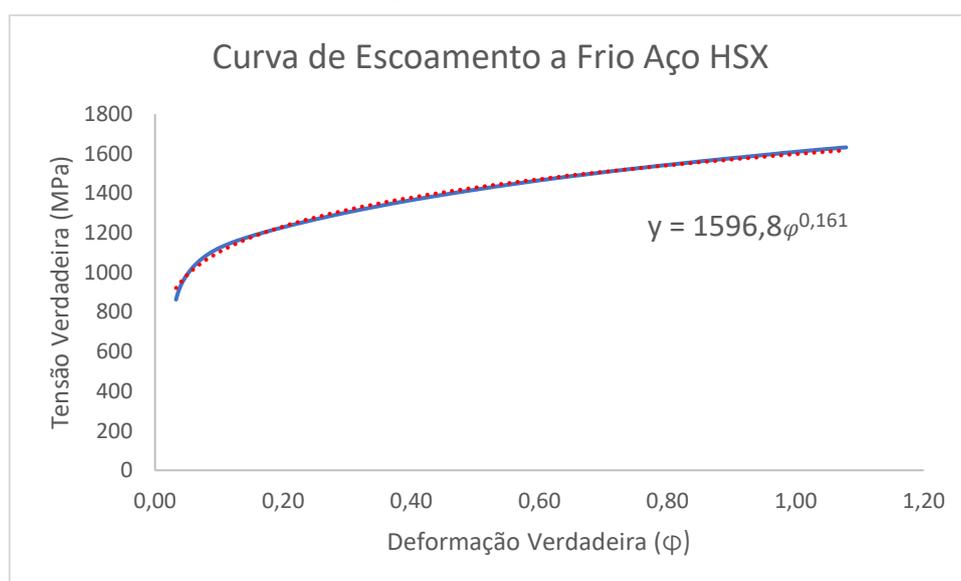
A curva de escoamento obtida nos ensaios de compressão em temperatura ambiente para o aço XTP® é mostrada na Figura 4.5. Já, na figura 4.6, é apresentado a curva de escoamento para o aço HSX.

**Figura 4.6** Curva de escoamento para o aço DIN 18MnCrSiMo6-4 XTP® obtida por ensaio de compressão.



**Fonte:** Autor.

**Figura 4.7** Curva de escoamento para o aço DIN 18MnCrSiMo6-4 (HSX 130HD).



**Fonte:** Autor.

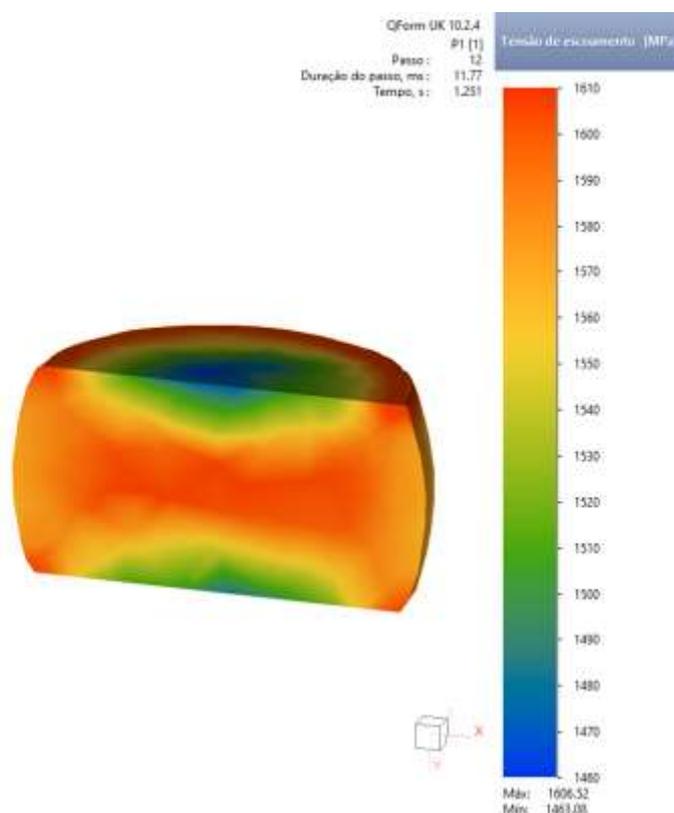
A partir da obtenção das curvas de escoamento para os dois aços, podemos definir a tensão de escoamento,  $k_f$ , o coeficiente de encruamento,  $n$  e o coeficiente de resistência,  $K$ , para os dois materiais. A tensão de escoamento e o coeficiente de encruamento são maiores para o aço XTP® em relação ao aço HSX.

O resultado obtido pelas curvas de escoamento vem de encontro ao resultado obtido na análise de microdureza inicial e à literatura. Já que como o aço XTP® apresenta maior microdureza Vikers no estado como recebido e menor tamanho de grão em relação ao aço HSX. Com isso, possui maior resistência mecânica, devido a maior densidade de discordâncias e maior índice de encruamento.

#### 4.3 Simulação Numérica

Foi realizada a simulação para um corpo de prova do aço XTP® com redução de 50% na sua altura. A Figura 4.8 demonstra o estado da tensão de escoamento após a compressão do billet.

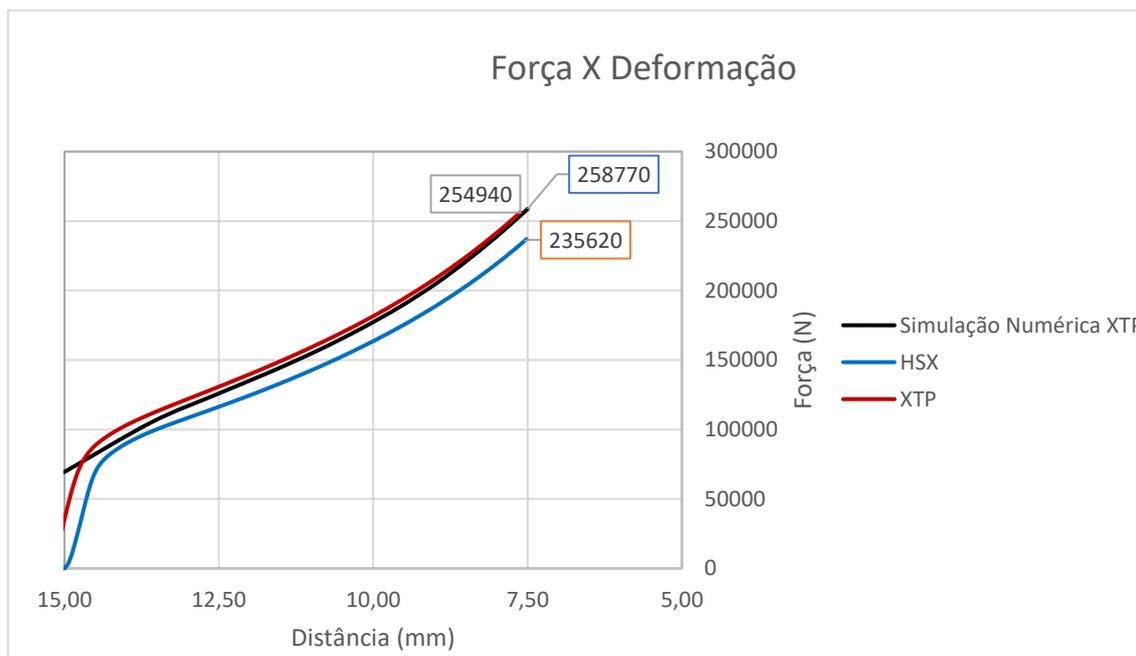
**Figura 4.8** Tensão de escoamento após a compressão.



**Fonte:** Autor.

Para validar a simulação numérica, foi plotado na Figura 4.9, a curva da força necessária para deformar o corpo de prova em 50% da altura versus a distância de deformação. Neste gráfico está plotada as curvas da simulação numérica realizada do aço bainítico XTP® e as curvas extraídas dos ensaios realizados de compressão a frio, dos aços XTP® e HSX.

**Figura 4.9** Gráfico Força X Distância de Deformação.



**Fonte:** Autor.

A partir da Figura 4.9, pode-se observar que o resultado da simulação numérica converge aos valores obtidos no ensaio de compressão a frio do aço XTP®, o que valida os parâmetros utilizados para esta simulação e abre possibilidades para novas simulações, alterando a geometria do corpo de prova.

## 5 CONCLUSÕES

No presente trabalho, foram realizados ensaios de forjamento a frio com o objetivo de estudar a forjabilidade dos aços bainíticos HSX 130HD e HSX 130HD com o tratamento XTP® e avaliar as propriedades mecânicas e metalúrgicas destes aços. Com base nos resultados e discussões apresentados, é possível realizar as seguintes conclusões:

- O aço ultra refinado, XTP®, possui menor forjabilidade em relação ao aço HSX, já que apresentou trincas superficiais sendo deformado em cerca de 61% da sua altura e o aço HSX, precisou ser deformado em 70% da sua altura para apresentar trincas superficiais.
- O aço ultra refinado, XTP®, possui maior resistência mecânica em relação ao aço HSX, já que tanto a tensão de escoamento, quanto o índice de encruamento são maiores, cerca de 6% e 13% respectivamente.
- Os ensaios de Microdureza Vickers demonstraram que, tanto antes do forjamento a frio, quanto depois, o aço XTP® possui maior Microdureza, na região 1, mesmo sofrendo uma menor deformação.
- A simulação numérica realizada, se mostrou eficaz em prever a força necessária para a redução em 50% da altura do aço bainítico XTP®, já que convergiu com o resultado experimental.

## **6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS**

- Realizar análise do tamanho de grão.
- Realizar medições de microdureza nas amostras que sofreram as mesmas reduções de altura.
- Realizar simulações numéricas para prever a falha do material.

## 7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AGLAN, H.; FATEH, M. Fracture and fatigue crack growth analysis of rail steels. **Journal of Mechanics of Materials and Structures**, [s. l.], v. 2, n. 2, p. 335–346, 2007.

ASM INTERNATIONAL. **Volume 9: Metallography and Microstructure**. 9. ed. Materials Park, OH: ASM International, 2004.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. NBR ISO 4287. Termos, Definições e Parâmetros de Rugosidade, Especificações Geométricas do produto (GPS) – Rugosidade – Método do Perfil, 18p., 2002.

ASTM INTERNATIONAL. E384 Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials. **ASTM International**, [s. l.], p. 1–40, 2017.

ASTM STANDARDS, Standard Methods of Compression Testing of Metallic Materials at Room Temperature, ASTM Standards. pl. 31. Designation E9-70; T. C. Hsu. *Maler. Res. Stand.*, vol. 9. pp. 20-25,47-53, 1969.

BAI Y. Effect of loading history on necking and fracture. Ph.D. Thesis, Massachusetts Institute of Technology, 2008.

BANABIC, D., *Formability of Metallic Materials*, 2000.

BASANTIA, S. K. et al. Plastic Behavior of Ferrite–Pearlite, Ferrite–Bainite and Ferrite–89 Martensite Steels: Experiments and Micromechanical Modelling. **Metals and Materials International**, [s. l.], v. 27, n. 5, p. 1025–1043, 2021.

BAY, N., The state of the art in cold forging lubrication, *Journal of Materials Processing Technology* 46, 1994.

BHADESHIA, H. K. D. H. **Bainite in Steels Theory and Practice**. 3aed. [S. l.: s. n.], 2019.

BHADESHIA, H. K. D. H.; EDMONDS, D. V. Bainite in silicon steels: new composition–property approach Part 1. **Metal Science**, [s. l.], v. 17, n. 9, p. 420–425, 1983.

BRITO, A. M. G., *Análise Teórico-Experimental dos Processos de Expansão, Redução e Inversão de Extremidades de Tubos de Parede Fina em Matriz*, 2006.

BUCHMAYR, B. Critical Assessment 22: bainitic forging steels. **Materials Science and Technology**, [s. l.], v. 32, n. 6, p. 517–522, 2016.

CAPDEVILA, C.; CABALLERO, F. G.; DE ANDRÉS, C. G. Austenite Grain Size Effects on Isothermal 90 Allotriomorphic Ferrite Formation in 0.37C-1.45Mn-0.11V

Microalloyed Steel. **MATERIALS TRANSACTIONS**, [s. l.], v. 44, n. 6, p. 1087–1095, 2003.

CHANG, L.. Microstructures and reaction kinetics of bainite transformation in Si-rich steels. *Materials Science and Engineering: A*, [s. l.], v. 368, n. 1–2, p. 175–182, 2004.

CITTI, P.; GIORGETTI, A.; MILLEFANTI, U. Current challenges in material choice for high- performance engine crankshaft. **Procedia Structural Integrity**, [s. l.], v. 8, p. 486–500, 2018a.

CITTI, P.; GIORGETTI, A.; MILLEFANTI, U. Mechanical characterization of a new low carbon bainitic steel for high performance crankshaft. **Procedia Structural Integrity**, [s. l.], v. 12, p. 438–447, 2018b.

Contry-comparation.CIA.<<https://www.cia.gov/the-world-factbook/field/electricity/country-comparison>>, Acesso em 20/01/2024

D. C. LEMMON, O. D. SHERBY. *J. Mater.*, 1969, vol. 4, p. 444.

DALCIN, R. L. et al. Surface processing to improve the fatigue strength of bainitic steels - An overview. **International Journal of Engineering & Technology**, [s. l.], v. 8, n. 3, p. 324–332, 2019.

DEVEDZIC, B., Evaluation of the plastic workability of metals – Possible approaches and specific problems, Proc. 26th Int. MTDR Conf., 1986, Macmillan Ltd., pp. 443-451.

DIETER, G. E. *Metalurgia Mecânica*. 2ª Ed. Editora Guanabara, 1981.

DIETER, G. E., KUHN, H. A., SEMIATIN, S. L., *Handbook of Workability and Process Design*, ASM International, 2003.

EGGBAUER, G.; BUCHMAYR, B. Optimized Cooling Strategies for Bainitic Forging Steels. **Key Engineering Materials**, [s. l.], v. 716, p. 472–480, 2016.

FAN, Z., The grain size dependence of ductile fracture toughness of polycrystalline metals and alloys, *Materials Science and Engineering A* 91 (1995) 73- 83.

FERESHTEH-SANIEE F., An investigation on determination of flow curves at room temperature and under forming conditions, *Journal of Materials Processing Technology*, Volume 177, pages 478–482, 2006.

FUKUDA, T., Preprint of Japan Spring Conference on Plastic Working, 1971.

GOMEZ, G.; PEREZ, T.; BHADESHIA, H. K. P. H. Strong bainitic steels by continuous cooling transformation. In: , 2008, Buenos Aires. *New Developments on Metallurgy and Applications of High Strength Steels*. Buenos Aires: [s. n.], 2008. p. 571–582.

GOUVEIA, B.P.P.A., RODRIGUES, J.M.C., MARTINS, P.A.F., Ductile fracture in metalworking: experimental and theoretical research, *Journal of Materials Processing Technology* 101, 2000.

GUO, Y.; BRITTON, T. B.; WILKINSON, A. J. Slip band–grain boundary interactions in commercial-purity titanium. **Acta Materialia**, [s. l.], v. 76, p. 1–12, 2014.

H. A. KUHN e P. W. LEE, A Fracture Criterion for Cold Forming, *Metallurgical Transactions*, Volume 4, p. 969-974, 1973.

HAGITA, H.; Preprint of 21st Japan Spring Conference on Plastic Working, 1970.

HASAN, S. M. et al. Development of continuously cooled low-carbon, low-alloy, high strength carbide-free bainitic rail steels. *Materials Science and Engineering: A*, [s. l.], v. 771, n. October 2019, p. 138590, 2020.

HEXA RESEARCH, Cold Forged Products Market Size and Forecast, By Material (Stainless Steel, Aluminium, Copper), By Application (Industrial, Aerospace, Automotive, Building & Construction, Consumer Goods) And Segment Forecast, 2015 – 2025, 2019.

HOFER, C. et al. Structural characterization of “carbide-free” bainite in a Fe–0.2C–1.5Si–2.5Mn steel. **Materials Characterization**, [s. l.], v. 102, p. 85–91, 2015.

HOSFORD, W., *Metal Forming Mechanics and Metallurgy*, 2007.

HYUNKEE KIM e MASAHITO YAMANAKA, Prediction and elimination of ductile fracture in cold forgings using FEM simulations, 2008.

I. Burda, K. Zweiacker, A. Arabi-Hashemi, P. Barriobero-Vila, A. Stutz, R. Koller, H. Roelofs, L. Oberli, M. Lembke, C. Affolter, C. Leinenbach, Fatigue crack propagation behavior of a micro-bainitic TRIP steel, *Materials Science and Engineering: A*, Volume 840, 2022.

ICFG Document 8/91 - Lubrication aspects in cold forging of carbon steels and low alloy steels, *Wire*, 42, No. 5, 471, 1992.

Inspeção de Rugosidade, MONSFERRATO. <<https://monferrato.com.br/inspecao-de-rugosidade/>>, acesso em 29/01/2024.

INTERNATIONAL COLD FORGING GROUP, document No.18/07, 40 Years History Document, 2007.

INTERNATIONAL COLD FORGING GROUP, *Steels for Cold Forging: Their Behavior and Selection*, Document No. 11/01, International Cold Forging Group, 2001.

JOHNSON, W., AND MELLOR, P. B. (1962). "Plasticity for Mechanical Engineers," D. Van Nostrand Company LTD, London.

K. NAKASE e I. M. BERNSTEIN, The Effect of Alloying Elements and Microstructure on the Strength and Fracture Resistance of Pearlitic Steel, *Metallurgical Transactions*, Volume 19, Issue 11, pp 2819–2829, 1988.

KEUL, C.; WIRTHS, V.; BLECK, W. New bainitic steels for forgings. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, [s. l.], v. 12, n. 2, p. 119–125, 2012.

KICHKINA, A. A. et al. M/A-Constituent in Bainitic Low Carbon High Strength Steel Structure. Part 1. **Metallurgist**, [s. l.], v. 62, n. 7–8, p. 772–782, 2018.

KNOLL, P, LIMA., & SCHAEFFER, L. Estudo descreve a obtenção da curva de escoamento do Alumínio por ensaio de compressão. *Revista Corte e Conformação de Metais*, n.28, p. 74-79, 2007.

KOBAYASHI, S., 1970. Deformation characteristics and ductile fracture of 1040 steel in simple upsetting of solid cylinders and rings. *Trans. ASME J. Eng. Ind.* 92 (2), 391-399.

KOZESCHNIK, E.; BHADESHIA, H. K. D. H. Influence of silicon on cementite precipitation in steels. *Materials Science and Technology*, [s. l.], v. 24, n. 3, p. 343–347, 2008.

LAN, L.; CHANG, Z.; FAN, P. Exploring the Difference in Bainite Transformation with Varying the Prior Austenite Grain Size in Low Carbon Steel. *Metals*, [s. l.], v. 8, n. 12, p. 988, 2018.

LI, B. et al. Effect of M–A constituents formed in thermo-mechanical controlled process on toughness of 20CrNi2MoV steel. **Journal of Iron and Steel Research International**, [s. l.], v. 26, p. 1340–1349, 2019.

LI, Y. et al. Effects of deformation on the microstructures and mechanical properties of carbide-free bainitic steel for railway crossing and its hydrogen embrittlement characteristics. **Materials Science and Engineering: A**, [s. l.], v. 651, p. 945–950, 2016.

LOIZOU, N., AND SIMS, R. B. (1953). The yield stress of pure lead in compression. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 1, 234-243.

MILLER, L.E., SMITH, G.C., 1970. Tensile fracture in carbon steels. *J. Iron Steel Inst.* 208 (11), 998-1005.

MOHANTY, O. N. Forging Grade Steels for Automotives. In: *Automotive Steels: Design, Metallurgy, Processing and Applications*. [s.l: s.n.], 2016.

PERELOMA, E.; EDMONDS, D. V. Volume 1: Fundamentals and diffusion-controlled 96 transformations. In: *PHASE TRANSFORMATIONS IN STEELS*. [S. l.: s. n.], 2012. v. 1, p. 1–656. E-book.

RAEDT, H.-W.; SPECKENHEUER, U.; VOLLRATH, K. New Forged Steels Energy-efficient Solutions for Stronger Parts. **ATZ worldwide eMagazine**, [s. l.], v. 114, n. 3, p. 4–9, 2012.

RAMACHANDRAN, D. C. et al. Classification of martensite-austenite constituents according to its internal morphology in high-strength low alloy steel. **Materials Letters**, [s. l.], v. 278, p. 128422, 2020.

RANA, R.; SINGH, S. B. **Automotive Steels: Design, Metallurgy, Processing and Applications**. [S. l.: s. n.], 2016.

RODRIGUES, J., & MARTINS, P. *Tecnologia Mecânica: Tecnologia da deformação Plástica*. Escolar Editora, 2010.

ROSENFELD, A.R., HAHN, G.T., EMBURY, J.D., 1972. Fracture of steels containing pearlite. *Metall. Trans.* 3 (11), 2797-2804.

ROSIK, A., Estudo da Deformabilidade a Frio do Aço Microaligado ao Vanádio DIN30MnVS6. Dissertação. PPGEM:UFRGS, 2020.

SACHS, G.; *Fundamentals of the working of metals*, Pergamon Press, London, 1954.

SANG KO, Y. et al. Application of High Strength Microalloyed Steel in a New Automotive Crankshaft. In: , 2006. **Anais [...]**. [S. l.: s. n.], 2006. p. 3–8.

SCHAEFFER, L. Forjamento - Introdução ao Processo. Porto Alegre: Imprensa Livre, 2006.

SCHEY, J. A., VENNER, T. R., AND TAKOMANA, S. L. (1982). The effect of friction on pressure in upsetting at low diameter-to-height ratios. *Journal of Mechanical Working Technology* 6,23-33.

ŠEBEK, F., *Ductile Fracture Criteria in Multiaxial Loading – Theory, experiments and application*, Brno University of Technology, Faculty of Mechanical Engineering, Institute of Solid Mechanics, Mechatronics and Biomechanics, 2016.

SHEN, Y. F. et al. Improved ductility of a transformation-induced-plasticity steel by nanoscale austenite lamellae. *Materials Science and Engineering: A*, [s. l.], v. 583, p. 1–10, 2013.

SIEBEL, E., POMP, A. (1927). Die Ermittlung der Formänderungsfestigkeit von Metallen durch den Stauchversuch. *Mitt. K-WInst. Eisenforsch* 9, 157.

SILVEIRA, A. C. de F. et al. Influence of Hot Forging Parameters on a Low Carbon Continuous Cooling Bainitic Steel Microstructure. **Metals**, [s. l.], v. 10, n. 5, p. 601, 2020.

SOURMAIL, T. Bainite and Superbainite in Long Products and Forged Applications. **HTM Journal of Heat Treatment and Materials**, [s. l.], v. 72, n. 6, p. 371–378, 2017.

SOURMAIL, T.; SMANIO, V. Optimisation of the mechanical properties of air cooled bainitic steel components through tailoring of the transformation kinetics. **Materials Science and Engineering: A**, [s. l.], v. 582, p. 257–261, 2013.

SUGIMOTO, K.; HOJO, T.; SRIVASTAVA, A. Low and Medium Carbon Advanced High-Strength Forging Steels for Automotive Applications. **Metals**, [s. l.], v. 9, n. 12, p. 1263, 2019.

TAKAYAMA, N.; MIYAMOTO, G.; FURUHARA, T. Chemistry and three-dimensional morphology of martensite-austenite constituent in the bainite structure of low-carbon low-alloy steels. **Acta Materialia**, [s. l.], v. 145, p. 154–164, 2018.

TOZAWA, Y., *Flow Stress and Ductility of Cold Forging Steels under Forming Speed*; Forging Committee in Japan Soc. Tech. Plasticity, 1986.

Turra, C. J. Caracterização mecânica e metalúrgica de um aço bainítico de resfriamento contínuo aplicado no processo industrial de forjamento a quente. 2021.

WANG, Z. et al. Effect of vanadium on microstructure and mechanical properties of bainitic forging steel. **Materials Science and Engineering: A**, [s. l.], v. 771, p. 138653, 2020.

WIRTHS, V. et al. Karbidfreie bainitische Schmiedestähle mit verbesserter Betriebsfestigkeit. **Schmiede Journal**, [s. l.], p. 28–32, 2015.

WU, H. et al. Design of air-cooled bainitic microalloyed steel for a heavy truck front axle beam. **Materials & Design**, [s. l.], v. 27, n. 8, p. 651–656, 2006.

XU, X. et al. Ultra-high cycle fatigue behavior of high strength steel with carbide-free bainite/martensite complex microstructure. **International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials**, [s. l.], v. 16, n. 3, p. 285–292, 2009.

XU, Z. et al. Mechanical properties of a microalloyed bainitic steel after hot forging and tempering. **Journal of Iron and Steel Research International**, [s. l.], v. 24, n. 11, p. 1085–1094, 2017.