



Universidade Federal de Ouro Preto - UFOP
Escola de Minas
Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais
Campus Morro do Cruzeiro
Ouro Preto – Minas Gerais – Brasil



MONOGRAFIA DE GRADUAÇÃO
EM ENGENHARIA METALÚRGICA

RESISTÊNCIA AO DESGASTE ABRASIVO DO AÇO IF SOB
DIFERENTES CONDIÇÕES DE LAMINAÇÃO A FRIO

Maria Laura Nunes da Silva

Ouro Preto, junho de 2023

Maria Laura Nunes da Silva

Resistência ao desgaste abrasivo do aço IF sob diferentes condições de laminação a frio

Monografia apresentada ao Curso de Engenharia Metalúrgica da Escola de Minas da Universidade Federal de Ouro Preto como parte dos requisitos para a obtenção do Grau de Engenheira Metalurgista.

Orientadora: Prof.^a. Dr.^a. Maria Aparecida Pinto

Ouro Preto, junho de 2023

SISBIN - SISTEMA DE BIBLIOTECAS E INFORMAÇÃO

S586r Silva, Maria Laura Nunes da.
Resistência ao desgaste abrasivo do aço IF sob diferentes condições de laminação a frio. [manuscrito] / Maria Laura Nunes da Silva. - 2022.
51 f.

Orientadora: Profa. Dra. Maria Aparecida Pinto.
Monografia (Bacharelado). Universidade Federal de Ouro Preto. Escola de Minas. Graduação em Engenharia Metalúrgica .

1. Metais - Aço IF. 2. Microestrutura. 3. Laminação (Metalurgia). 4. Desgaste mecânico - Microabrasivo. I. Pinto, Maria Aparecida. II. Universidade Federal de Ouro Preto. III. Título.

CDU 669.1

Bibliotecário(a) Responsável: Maristela Sanches Lima Mesquita - CRB-1716



FOLHA DE APROVAÇÃO

Maria Laura Nunes da Silva

Resistência ao desgaste abrasivo do aço IF sob diferentes condições de laminação a frio

Monografia apresentada ao Curso de Engenharia Metalúrgica da Escola de Minas da Universidade Federal de Ouro Preto como requisito parcial para obtenção do título de Engenheira Metalurgista

Aprovada em 7 de Junho de 2023

Membros da banca

Dr.^a Maria Aparecida Pinto - Orientadora - Escola de Minas - Universidade Federal de Ouro Preto
Dr.^a Paula Cibely Alves Flausino - Escola de Minas - Universidade Federal de Ouro Preto
Dr. Daniel Fraga Pinto - Instituto Federal de Minas Gerais - Campus Ouro Preto

Maria Aparecida Pinto, orientadora do trabalho, aprovou a versão final e autorizou seu depósito na Biblioteca Digital de Trabalhos de Conclusão de Curso da UFOP em 30/06/2023



Documento assinado eletronicamente por **Maria Aparecida Pinto, PROFESSOR DE MAGISTERIO SUPERIOR**, em 15/01/2025, às 21:04, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



A autenticidade deste documento pode ser conferida no site http://sei.ufop.br/sei/controlador_externo.php?acao=documento_conferir&id_orgao_acesso_externo=0, informando o código verificador **0840798** e o código CRC **75297A07**.

RESUMO

Os aços IF (*Interstitial Free*) têm sido utilizados nos últimos anos, principalmente, para aplicações na indústria automotiva, pois eles possuem baixos teores de carbono e impurezas, o que implica no alto nível de conformabilidade e estampabilidade. A microestrutura dos aços IF é normalmente composta por ferrita equiaxial, com carbonitreto de Ti e/ou Nb, sendo que estes elementos atuam como agentes estabilizadores de C e N, retirando-os da solução sólida e formando precipitados. Os aços IF possuem valores muito baixos de átomos intersticiais, o que confere a estes materiais um baixo limite de escoamento, alta resistência à redução de espessura e um coeficiente de anisotropia mais elevado. A evolução microestrutural desse tipo de aço, quando deformado plasticamente por laminação a frio, tem sido estudada por diversas técnicas experimentais. Todavia, o comportamento em desgaste tem sido pouco estudado, mesmo sendo esse fator fundamental para a vida útil dos componentes fabricados a partir desses aços. Neste trabalho amostras do aço IF laminadas a frio em diferentes condições de redução e número de passes foram analisadas quanto à resistência ao desgaste, utilizando o ensaio de desgaste microabrasivo com esfera rotativa. A amostra laminada em passe único com redução de 30% foi a que apresentou maior valor de dureza, entretanto foi a que apresentou menor resistência ao desgaste, indicando que nem sempre a dureza elevada leva a uma resistência ao desgaste elevada. O menor desgaste observado na amostra com 30% de deformação em vários passes pode estar relacionado à forma como os esforços durante o ensaio de desgaste são acomodados pela deformação plástica, resultando em menor perda de material. Os mecanismos de desgaste atuantes nas amostras analisadas foram sulcamento e rolamento, verificando-se, também, a presença de micro-rolamento nas bordas dos sulcos no sulcamento.

Palavras-chave: Aço IF. Microestrutura. Laminação. Desgaste microabrasivo.

ABSTRACT

IF steels (Interstitial Free) have been used in recent years mainly for applications in the automotive industry, as they have low carbon and impurity contents, which implies a high level of formability and drawability. The microstructure of IF steels is normally composed of equiaxed ferrite, with Ti and/or Nb carbonitrides, and these elements act as stabilizing agents for C and N, removing them from the solid solution and forming precipitates. IF steels have very low values of interstitial atoms, which gives these materials a low yield strength, high resistance to thickness reduction and a higher anisotropy coefficient. The microstructural evolution of this type of steel, when plastically deformed by cold rolling, has been studied by several experimental techniques. However, wear behavior has been little studied, even though this factor is fundamental for the useful life of components manufactured from these steels. In this study, samples of IF steel cold-rolled under different reduction conditions and number of passes were analyzed for wear resistance using micro-scale (ball-cratering) abrasion wear tests. The sample cold-rolled in a single pass with a reduction of 30% presented the highest hardness value, however, it presented the lowest wear resistance, indicating that high hardness does not always lead to high wear resistance. The lower wear observed in the sample with 30% reduction in several passes may be related to the way in which the stresses during the wear test are accommodated by plastic deformation, resulting in less material loss. The wear mechanisms acting on the samples analyzed were grooving and rolling, and the presence of micro-rolling on the edges of the grooves was also verified.

Keywords: IF steel. Microstructure. Rolling. Micro-abrasion wear test.

LISTA DE FIGURAS

Figura 3. 1 - Relação entre resistência mecânica e formabilidade de aços convencionais e de aços avançados de elevada resistência mecânica	17
Figura 3. 2 - (a) Microestrutura de um aço IF com tamanho de grão médio de 15 μ m (Saray et al., 2011); (b) Micrografia de um aço IF com grãos irregulares de ferrita e algumas inclusões na matriz ferrítica (Corrêa Jr., 2012).	18
Figura 3. 3 - Efeito da adição de fósforo na resistência do aço IF-Nb ou IF-Ti.....	19
Figura 3. 4 - Efeito da adição de B na temperatura de transição dúctil-frágil.....	20
Figura 3. 5 - Relação entre o Ti em excesso e as propriedades mecânicas do aço IF-Ti 22	
Figura 3. 6 - Variação das propriedades mecânicas com o teor de Nb em excesso em aço IF estabilizado com Ti + Nb.....	23
Figura 3. 7 - Influência da relação Nb/C (em massa) na temperatura de recristalização	24
Figura 3. 8- Processamento industrial típico dos aços IF.....	24
Figura 3. 9 - Principais mecanismos de desgaste	29
Figura 3. 10 - a) Desgaste por rolamento e b) Desgaste por riscamento	30
Figura 3. 11 - a) Desenho esquemático e b) Máquina real.....	31
Figura 4. 1 - Amostras de aço IF laminadas a frio.....	34
Figura 4. 2 - Microestrutura da Amostra 2 com 20% de redução em passe único: (a) seção transversal e (b) seção longitudinal	36
Figura 4. 3 - Microestrutura da amostra 5 com 30% de redução em 5 passes: (a) seção transversal, (b) seção longitudinal	37
Figura 4. 4 - Máquina Ensaio de Desgaste Abrasivo do Tipo esfera Rotativa.....	38
Figura 5. 1 - Calotas das amostras analisadas	39

Figura 5. 2 - Diâmetro médio das calotas de acordo com as condições de laminação ...	40
Figura 5. 3 - Comparação dos coeficientes de desgaste de acordo com as condições de laminação.....	40
Figura 5. 4 - Dureza Rockwell A das amostras analisadas de acordo com a condição de laminação.....	41
Figura 5. 5 - Superfície de desgaste da amostra em Estado de Entrega: (a) 500x; (b) 1000x; (c) 5000x	42
Figura 5. 6 - Superfície de desgaste da amostra laminada com 10% de redução e 1 passe: (a) 500x e (b) 1000x.....	43
Figura 5. 7 - Superfície de desgaste da amostra laminada com 10% de redução e 1 passe destacando as regiões com deformação plástica nas bordas dos sulcos caracterizando o mecanismo de micro-rolamento (5000x)	43
Figura 5. 8 - Superfície de desgaste da amostra laminada com 20% de redução e 1 passe: (a) 500x; (b) 1000x	44
Figura 5. 9 - Superfície de desgaste da amostra laminada com 30% de redução e 1 passe: (a) região central (500x); (b) região da borda (1000x)	44
Figura 5. 10 - Superfície de desgaste da amostra laminada com 20% de redução e 3 passes: (a) região central (500x); (b) região da borda da calota (1000x).....	45
Figura 5. 11 - Superfície de desgaste da amostra laminada com 30% de redução e 5 passes: (a) região central (500x); (b) região da borda da calota (1000x).....	45

LISTA DE TABELAS

Tabela 3. 1 - Faixa de composição típica dos aços IF (% em peso)	17
Tabela 3. 2 - Controle dos parâmetros para otimização da textura em aços IF.....	28
Tabela 3. 3 - Descrição dos elementos de um sistema tribológico.....	28
Tabela 4. 1 - Composição química do material (% em peso).....	34
Tabela 4. 2 - Identificação das amostras	35
Tabela 4. 3 - Número de passes da laminação do aço IF	35

LISTA DE SÍMBOLOS

AL - alongamento

b – diâmetro interno da calota gerada no ensaio de desgaste abrasivo

d – diâmetro da calota esférica resultante do ensaio de desgaste abrasivo

F_N – Força normal

h – profundidade da calota gerada no ensaio de desgaste abrasivo

H – dureza do material desgastado

K – severidade do desgaste

k – coeficiente de desgaste

LE – limite de escoamento

LR – limite de resistência à tração

n_{EFS} – rotação da esfera

n_P – número de partículas abrasivas atuantes no sistema

Q – taxa de desgaste

r – coeficiente de anisotropia

R – raio da esfera

S – distância de deslizamento

t – tempo de ensaio

V – volume da calota gerada no ensaio de desgaste abrasivo

LISTA DE SIGLAS

ASTM – American Society for Testing and Materials (Sociedade Americana para Testes de Materiais)

CCC - estrutura cristalina cúbica de corpo centrado

DEMET – Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais

EM – Escola de Minas

IF - *Interstitial Free* ou livre de intersticiais

IF-Nb - aço IF estabilizado ao Nb

IF-Ti - aço IF estabilizado ao Ti

IF Ti-Nb - aço IF estabilizado ao Ti e Nb

IF-P - aço IF refosforado

LTM – Laboratório de Tratamentos Térmicos e Microscopia Óptica

MET – Microscopia Eletrônica de Transmissão

REDEMAT - Rede Temática em Engenharia de Materiais

UFMG – Universidade Federal de Minas Gerais

UFOP – Universidade Federal de Ouro Preto

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO.....	13
2 OBJETIVOS.....	15
2.1 Objetivo Geral.....	15
2.2 Objetivos Específicos.....	15
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	16
3.1 Aços IF.....	16
3.1.1 Microestrutura do aço IF.....	17
3.2 Impactos da Utilização dos Elementos de Liga nos Aços IF.....	18
3.2.1 Efeitos do fósforo nos aços IF.....	18
3.2.2 Efeitos do titânio nos aços IF.....	20
3.2.3 Efeitos do nióbio nos aços IF.....	22
3.3 Tratamentos Termomecânicos dos Aços IF.....	24
3.3.1 Laminação dos aços IF.....	24
3.3.2 Laminação a quente.....	25
3.3.3 Laminação a frio.....	26
3.4 Textura de Deformação.....	27
3.4.1 Textura de recristalização.....	27
3.5 Desgaste.....	28
3.6 Ensaio de Desgaste Microabrasivo.....	29
3.6.1 Parâmetros do ensaio de desgaste microabrasivo.....	31
3.6.2 Equação de Archard para o desgaste abrasivo.....	32
3.6.3 Equações para o cálculo do coeficiente de desgaste.....	33
4 MATERIAIS E MÉTODOS.....	34
4.1 Laminação das Amostras.....	34
4.2 Caracterização Microestrutural das Amostras Laminadas.....	35

4.3 Microdureza Vickers das Amostras Laminadas	37
4.4 Dureza Rockwell A das Amostras Laminadas	37
4.5 Ensaio de Desgaste Microabrasivo.....	38
5 RESUSLTADOS E DISCUSSÃO	39
6 CONCLUSÕES.....	46
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	47

1 INTRODUÇÃO

Os aços livres de intersticiais, denominados aços IF (*interstitial free*), possuem baixos teores de carbono e impurezas, o que implica no seu alto nível de conformabilidade e estampabilidade. Devido a isso, eles têm sido utilizados nos últimos anos, principalmente, para aplicações em operações de estampagem profunda de peças para a indústria automotiva. Esse setor tem grande interesse e necessidade de desenvolver chapas de aço capazes de suportar elevadas taxas de deformação antes que ocorram falhas mecânicas (Andrade, 2016; Fieto, 2013). O estudo e desenvolvimento desses aços mais maleáveis e macios que os aços convencionais teve início em meados dos anos 1970 (Fieto, 2013).

De maneira geral, os aços IF passam por uma série de etapas de processamentos termomecânicos que afetam sua microestrutura, textura, distribuição dos solutos (precipitação, quantidade, tamanho e a distribuição dos precipitados), tamanho do grão ferrítico e suas propriedades finais. Essas etapas são: reaquecimento da placa, laminação a quente, resfriamento e bobinamento, laminação a frio, recozimento ou galvanização, laminação de acabamento e eletro galvanização (Fieto, 2013).

A evolução microestrutural desse tipo de aço, quando deformado plasticamente por laminação a frio, tem sido intensamente estudada por diversas técnicas experimentais, incluindo microscopia ótica, microscopia eletrônica de transmissão (MET) e de varredura (MEV) (Andrade, 2016).

A microestrutura do substrato dos aços IF é normalmente composta por ferrita equiaxial, com carbonitreto de Ti e/ou Nb (Soneghet, 2017). Estes elementos atuam como agentes estabilizadores de C e N, retirando-os da solução sólida e formando precipitados. Então, o aço IF apresenta um valor extra baixo de átomos intersticiais, C e N, chegando a números inferiores a 0,003% e 0,004% em peso, respectivamente (Hoile, 2000). Estes percentuais, conferem ao material baixo limite de escoamento e alta resistência à redução de espessura. Além do mais, essa baixa quantidade de intersticiais eleva o coeficiente de anisotropia do aço IF (Soneghet, 2017). O processo de fabricação das chapas e tiras de aço IF também favorece o aumento do coeficiente de anisotropia do material, conferindo à tira ou chapa um maior grau de estampabilidade (Gorni; Silveira; Almeida Filho, 2002).

Dessa forma, três progressos significativos levaram aos principais desenvolvimentos para atender à demanda de utilização dos aços IF: (a) a compreensão do efeito dos teores dos elementos residuais em solução sólida na ferrita (CCC) sobre a textura cristalográfica, (b) o entendimento do efeito de outros elementos químicos sobre a recristalização e sobre a segregação para os contornos de grão e (c) a compreensão e determinação das fases que podem precipitar, nesses aços, removendo elementos relevantes de solução (Pereira, *et al.*, 1999).

Os aços IF têm sido utilizados para amplas aplicações, desde carrocerias automotivas a componentes eletrônicos, bem como de utensílios esmaltados a eletrodomésticos. O aço IF tem baixo limite de escoamento, entretanto, uma baixa resistência ao amassamento, o que é indesejável para certas aplicações automotivas (Fonseca; Alves; Lacerda, 2009).

Muitos estudos têm sido feitos sobre os aços IF relacionados a sua microestrutura, textura e estampabilidade, mas há pouco conhecimento sobre as condições de desgaste destes materiais. Levando em consideração os materiais metálicos, o desgaste em si é o resultado dos quatro mecanismos de desgaste: adesão, fadiga superficial, reação triboquímica e abrasão (De La Rosa, 2018).

O objetivo principal deste trabalho é relacionar o comportamento em desgaste de amostras de aço IF submetidas à diferentes rotas de conformação via laminação a frio, com reduções de 10%, 20% e 30% em passe único e em múltiplos passes.

2 OBJETIVOS

Com a finalidade de desenvolver este trabalho, foram considerados os seguintes objetivos:

2.1 Objetivo Geral

Investigar o efeito da deformação plástica produzida pelo processo de laminação a frio, com diferentes percentuais de redução de área e número de passes, no comportamento em desgaste do aço IF.

2.2 Objetivos Específicos

- Avaliar o comportamento em desgaste, via ensaios de microabrasão com esfera rotativa, em amostras de aço IF laminadas a frio com reduções de 10%, 20% e 30% em passe único;
- Avaliar o comportamento em desgaste, via ensaios de microabrasão com esfera, em amostras de aço IF laminadas a frio com reduções de 20% e 30% em vários passes;
- Analisar, por microscopia eletrônica de varredura, as superfícies de desgaste para determinar os mecanismos de desgaste atuantes;
- Comparar o comportamento em desgaste das amostras do aço IF no estado de entrega e laminadas a frio em passe único e em vários passes;

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Neste capítulo, é abordada uma revisão da literatura para fundamentar a base científica deste estudo.

3.1 Aços IF

Os aços IF (do inglês, *interstitial free*) são aços livres de intersticiais. Eles possuem propriedades que garantem uma ótima conformabilidade e, também, o não envelhecimento, o que implica na sua vasta gama de aplicações (Dias *et al.*, 2012). Os estudos e desenvolvimento desses materiais tiveram início na década de 1970, mas sua produção com características comerciais foi efetivada em meados de 1979. Os custos de fabricação de peças estampadas foram reduzidos com a sua utilização e houve aumento no nível de qualidade desses produtos (Silva *et al.*, 2006).

Os aços IF possuem teor de carbono baixíssimo e têm como elementos de liga adicionados, titânio e nióbio. O carbono e o nitrogênio do aço, são retirados da solução sólida por meio da precipitação de carbonitreto de titânio ou nióbio, pois estes elementos apresentam grande afinidade com o carbono e nitrogênio. Mesmo quando adicionado em baixos teores, o titânio e o nióbio promovem a retirada de carbono e nitrogênio dessa solução e o processamento efetivo na laminação e recozimento posterior fornecem um aço com baixo limite de escoamento, elevado alongamento total e excelentes propriedades de estampagem. Tal combinação de propriedades faz com que os aços IF sejam ideais para aplicações na indústria automotiva, para fabricação de produtos com geometrias complexas e elevadas deformações durante os processos de conformação. Sendo assim, a designação IF se deve ao baixo teor de carbono desses aços e à adição de elementos que formam carbonitreto estáveis, como nióbio e titânio, fazendo com que os átomos de carbono e nitrogênio não possam transladar livremente pelos interstícios da rede cristalina do ferro (Fonseca; Alves; Lacerda, 2009).

Vários precipitados podem ser formados com base na combinação do elemento adicionado com os elementos intersticiais residuais presentes na composição química dos aços IF. Todavia, não há uma padronização na classificação dos aços IF e os mesmos costumam ser distinguidos pelo elemento estabilizante como, por exemplo, aços IF estabilizados ao Ti ou ao Nb que são denominados, respectivamente, aços IF-Ti e aços IF-Nb (Costa e Silva; Avillez, 2001; Cezário, 2018).

A faixa de variação típica da composição química destes aços é mostrada na Tabela 3.1 (Krauss; Wilshynsky; Matlock, 1991).

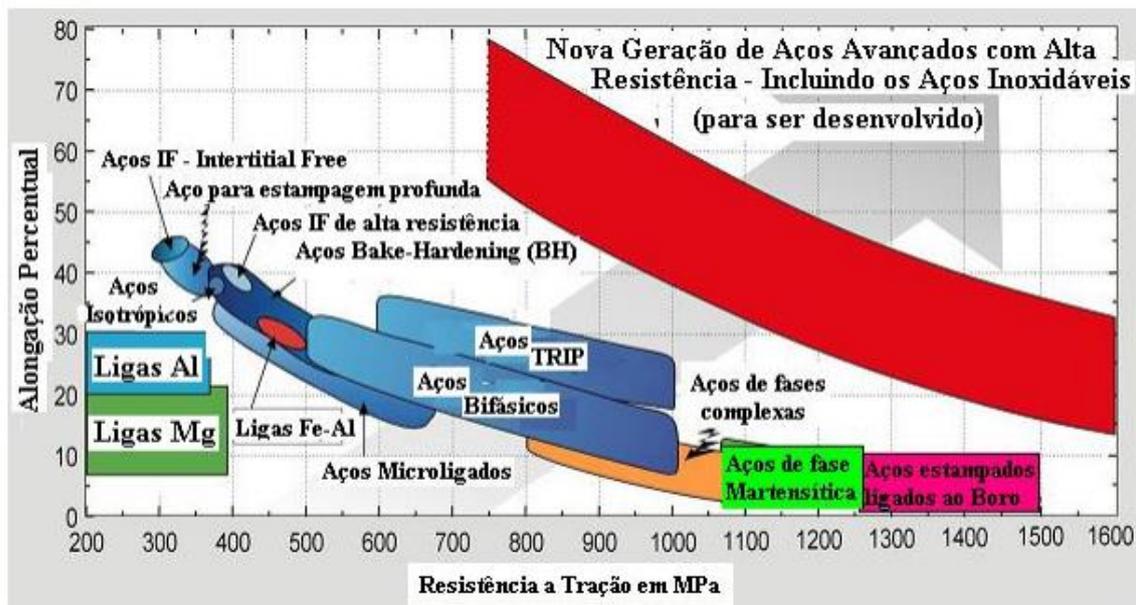
Tabela 3. 1 - Faixa de composição típica dos aços IF (% em peso)

C	Si	Mn	P	Al	N	Nb	Ti	S
0,002 – 0,008	0,01 – 0,03	0,1 – 0,34	0,01 – 0,02	0,03 – 0,07	0,001 – 0,005	0,005 – 0,040	0,01 – 0,11	0,004 – 0,010

Fonte: Adaptado de Krauss; Wilshynsky; Matlock, 1991.

Na Figura 3.1, são apresentados alguns dos aços que são utilizados na indústria automotiva, relacionando conformabilidade com resistência mecânica. É apresentada, também, a faixa de geração de novos aços avançados com alta resistência a serem desenvolvidos. Já na extrema esquerda do gráfico, estão representados os aços IF, apresentando excelente ductilidade, no entanto, baixa resistência mecânica, mesmo para os aços IF de alta resistência (ULSAB-AVC, 2001 *apud* Santana *et al.*, 2007; Manfridini, 2014).

Figura 3. 1 - Relação entre resistência mecânica e formabilidade de aços convencionais e de aços avançados de elevada resistência mecânica



Fonte: ULSAB-AVC, 2001 *apud* Santana *et al.*, 2007.

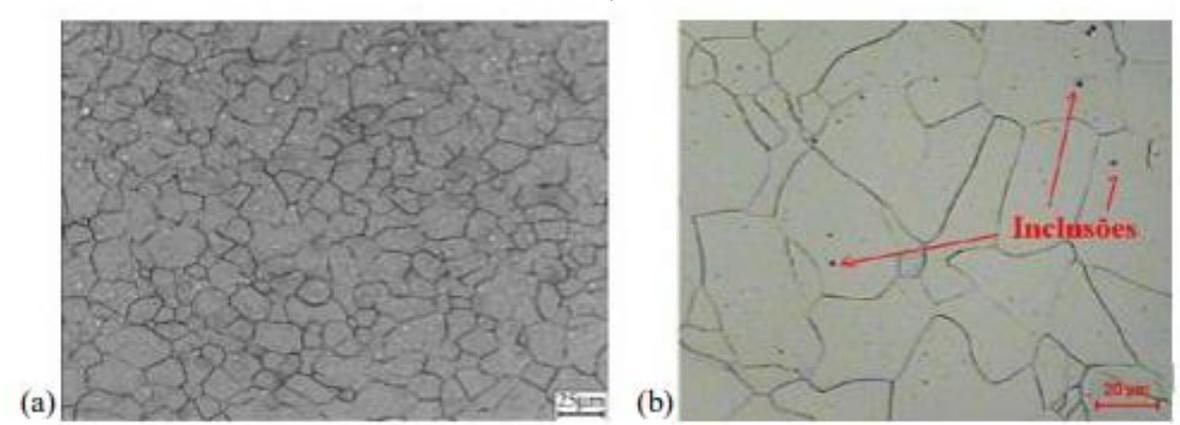
3.1.1 Microestrutura do aço IF

Como mencionado anteriormente, os aços IF apresentam teores extremamente baixos de carbono e nitrogênio, na ordem de 50ppm, e a adição de pequenas quantidades de elementos

de ligas nesse tipo de aço infere que sua microestrutura seja basicamente uma matriz ferrítica extremamente limpa, com inclusões e alguns elementos em solução sólida (Lascosqui; Rodrigues, 2007; Corrêa Jr., 2012).

A Figura 3.2 (a) (Saray *et al.*, 2011) e 3.2 (b) (Corrêa Jr., 2012) apresentam as micrografias de aços IF. Utilizando a técnica de microscopia óptica, foi realizada a caracterização microestrutural, em que é possível observar uma estrutura de grãos irregulares de ferrita e algumas inclusões de carbonetos e nitretos na matriz ferrítica (Corrêa Jr., 2012).

Figura 3. 2 - (a) Microestrutura de um aço IF com tamanho de grão médio de $15\mu\text{m}$ (Saray *et al.*, 2011); (b) Micrografia de um aço IF com grãos irregulares de ferrita e algumas inclusões na matriz ferrítica (Corrêa Jr., 2012).



Fonte: Saray *et al.*, 2011; Corrêa Jr., 2012

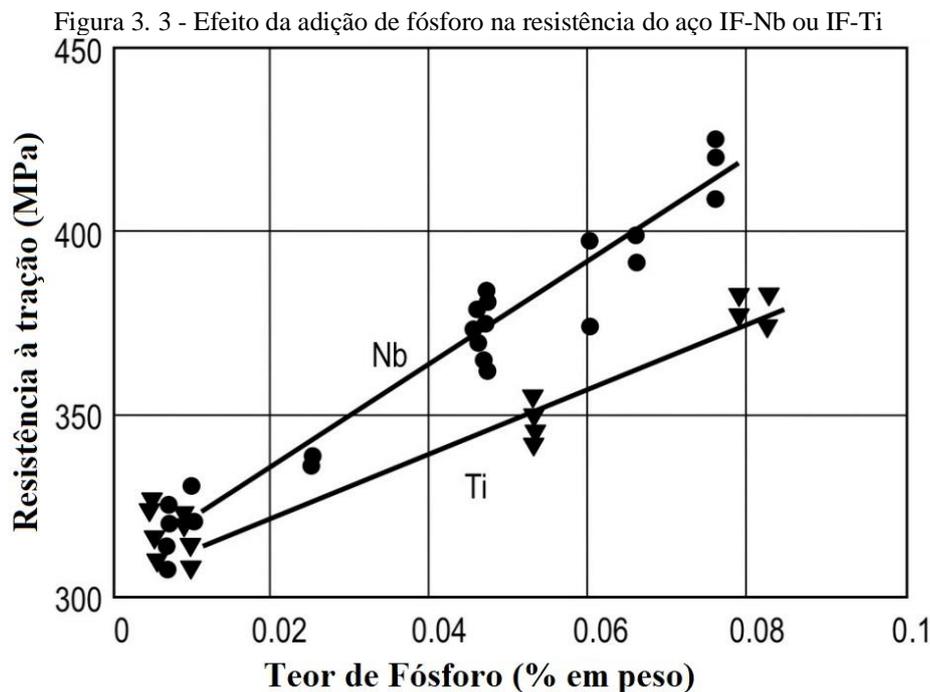
3.2 Impactos da Utilização dos Elementos de Liga nos Aços IF

Conforme a composição química do aço, a adição de elementos de determinado grupo de elementos químicos impactará de forma positiva, acarretando efeitos macroscópicos desejáveis a esse aço. Não há uma padronização na classificação dos aços IF. Normalmente, são classificados pelo elemento que estabiliza os solutos, como por exemplo, aços IF estabilizados por titânio, por nióbio ou pelos dois. Também existem aços IF *Bake Hardenable*, que são os aços “envelhecíveis” e os aços IF de alta resistência. Quando o endurecimento por solução sólida se dá por adições de fósforo, ele é chamado de aço IF refosforado (IF-P) (Fieto, 2013).

3.2.1 Efeitos do fósforo nos aços IF

O fósforo influencia diretamente no endurecimento dos aços IF, pois ele aumenta a resistência mecânica desses aços por meio do efeito de endurecimento por solução sólida. É

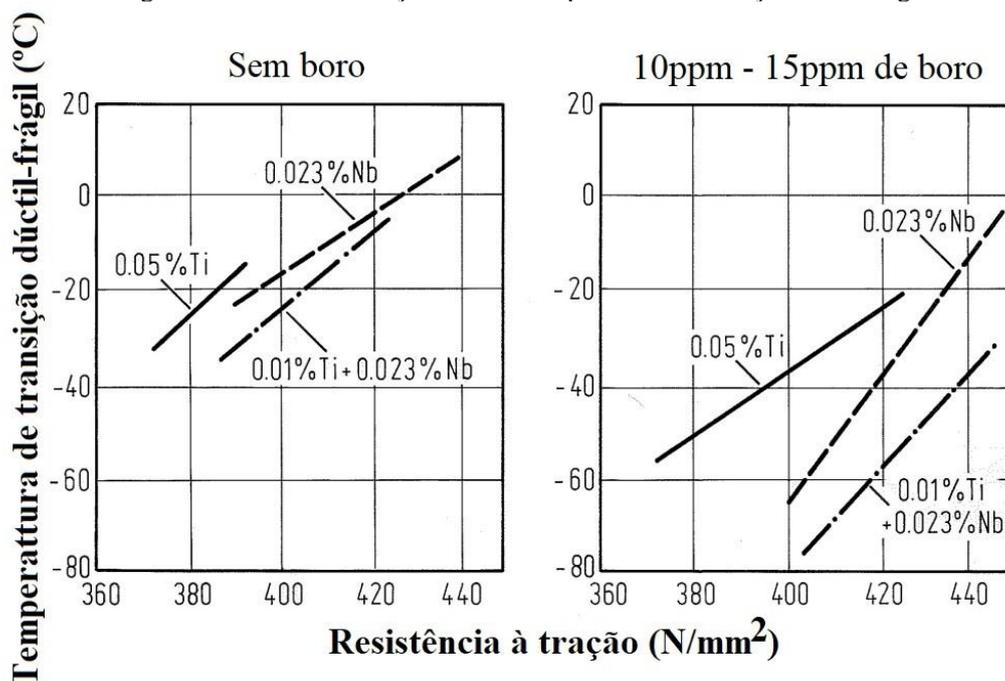
um elemento muito eficaz e amplamente utilizado, pois para cada 0,1% de fósforo em peso, há um aumento de 100MPa na resistência mecânica. O aumento dessa resistência por meio da adição de fósforo é significativamente maior em um aço IF estabilizado por nióbio em comparação ao estabilizado por titânio (Figura 3.3), o que pode ser explicado pelo fato que o titânio forma também fosforetos de titânio, além de óxidos, nitretos, sulfetos e carbonetos. Conseqüentemente, a quantidade de fósforo na solução sólida, ou seja, a fração responsável pelo aumento da resistência, é reduzida para teores mais elevados de titânio (Mohrbacher, 2010).



Fonte: Adaptado de Mohrbacher, 2010.

O menor efeito do aumento da resistência do aço IF-Ti pode ser explicado pela formação de uma fase $FeTiP$, o que diminui o efeito do endurecimento pelo fósforo. No entanto, o fósforo pode segregar para o contorno de grão, causando, assim, fragilização secundária por trabalho a frio. Para solucionar este problema, geralmente é adicionada uma pequena quantidade de boro, pois este elemento ocupa sítios no contorno de grão, deixando o fósforo em solução dentro da estrutura (Figura 3.4). A adição de boro também aumenta a temperabilidade e também atrasa a recristalização da austenita, a última ocorrendo novamente a partir do mecanismo de arrastamento do soluto nos contornos de grão (Mohrbacher, 2010).

Figura 3. 4 - Efeito da adição de B na temperatura de transição dúctil-frágil



Fonte: Adaptado de Mohrbacher, 2010.

A segregação de fósforo é influenciada pela presença de alguns elementos de liga. Elementos como boro, carbono e nióbio competem com o fósforo pelos sítios dos contornos de grãos devido à repulsividade entre esses átomos. Sendo assim, a segregação de fósforo pode ser corrigida pela presença desses elementos no aço IF. Entretanto, o nióbio, tem grande afinidade com o fósforo e, assim como o titânio, é forte formador de carboneto, o que pode promover a retirada do carbono da matriz causando o aumento da segregação de fósforo para os contornos por falta de elementos competidores segregantes. Já quando o nióbio e o titânio estão em alta concentração, estes podem reduzir a atividade do fósforo na matriz, aumentando a sua solubilidade e diminuindo a sua segregação (Fieto, 2013).

3.2.2 Efeitos do titânio nos aços IF

A estampagem profunda dos aços IF é melhorada de forma significativa com a adição de titânio, pois ele estabiliza o carbono, formando o TiC. Porém, os aços que apresentam maior tendência à fragilização são aqueles com titânio. O aumento da resistência mecânica proporcionada pelo fósforo é menos efetivo devido ao agregado de titânio, pois tende a formar fosfato (Oliveira, 2003). Os aços IF ao titânio também têm uma tendência forte à formação de defeitos de perda de aderência no revestimento na galvanização devido à formação da liga Fe-Zn. Isso se deve ao fato de o titânio promover um contato de grão mais

limpo e com fácil difusão na camada Fe-Zn. Sendo assim, os aços IF-Nb ou IF-Ti-Nb são mais usados para fabricação de chapas que necessitam de baixa anisotropia planar e/ou boa aderência da camada galvanizada (Oliveira, 2011).

O titânio é muito efetivo ao ser combinado com nitrogênio, enxofre e carbono, formando facilmente TiN e TiS, antes do TiC. A quantidade mínima utilizada para que o Ti combine com todos esses elementos e estabilize o aço IF-Ti é dada pela relação estequiométrica da Equação 3.1 (Rodrigues Jr., 2010):

$$\text{Ti}(\text{estequiométrico}) = 4(\%C) + 3,42 (\%N) + 1,5 (\%S) \quad (3.1)$$

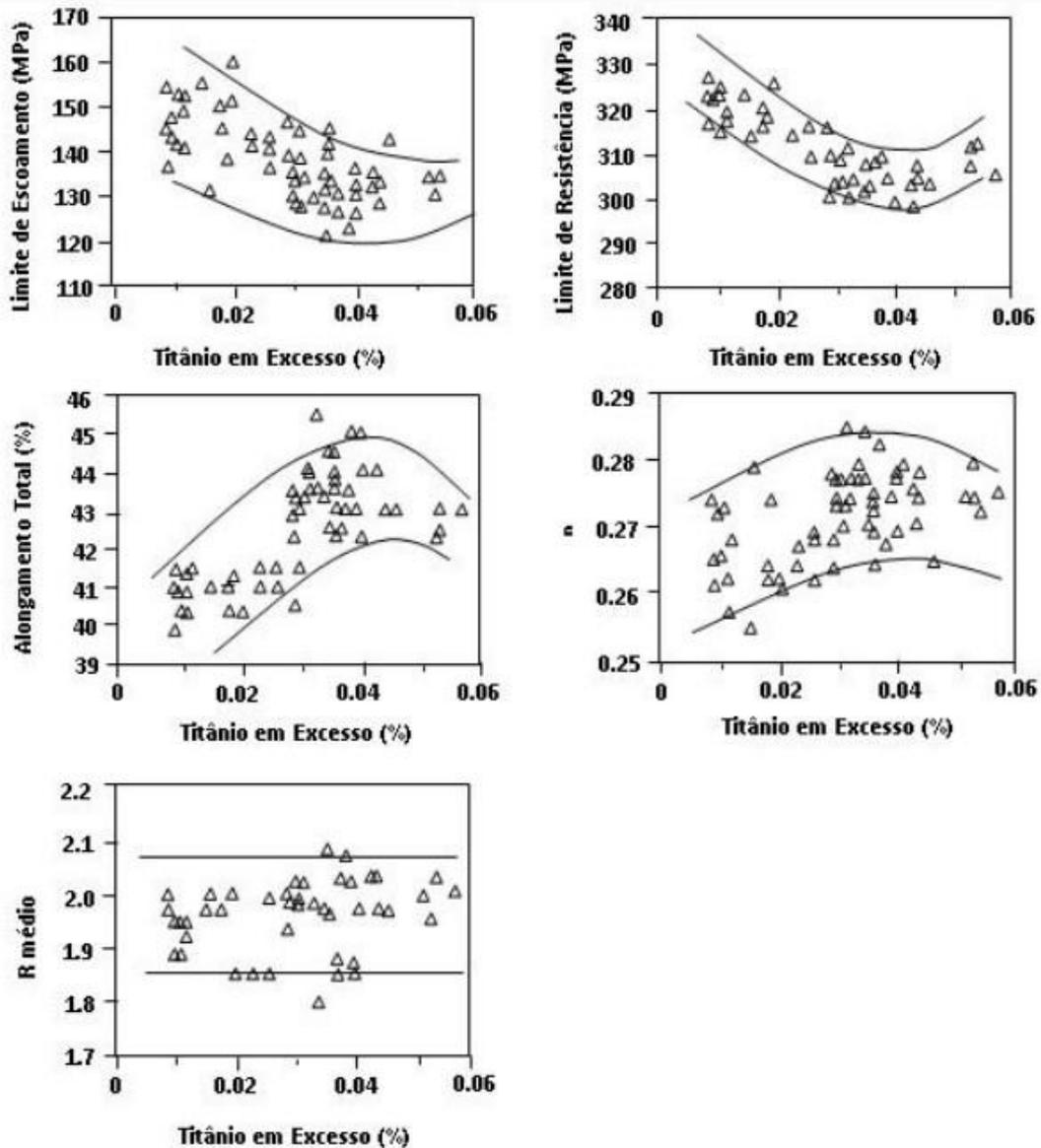
Tem sido proposto que a adição de Ti acima da quantidade requerida para combinar com todo o C, N e S é benéfica no aumento do coeficiente r (Bhattacharya; Gupta, 1990, *apud* Rodrigues Jr., 2010; Pradhan, 1994, *apud* Rodrigues Jr., 2010).

O Ti em excesso (Ti(exc)) para estabilizar nitrogênio, enxofre e carbono é dado pela Equação 3.2:

$$\text{Ti}(\text{exc}) = \% \text{ Ti}(\text{total}) - 4(\%C) - 3,42(\%N) - 1,5(\%S) \quad (3.2)$$

O efeito do Ti(exc) nas propriedades mecânicas do aço IF-Ti é apresentado na Figura 3.5. O efeito positivo do Ti(exc), até um valor de 0,04%, está de acordo com vários estudos (Bhattacharya; Gupta, 1990, *apud* Rodrigues Jr., 2010).

Figura 3. 5 - Relação entre o Ti em excesso e as propriedades mecânicas do aço IF-Ti



Fonte: Pradhan, 1994 *apud* Rodrigues Jr., 2010.

3.2.3 Efeitos do nióbio nos aços IF

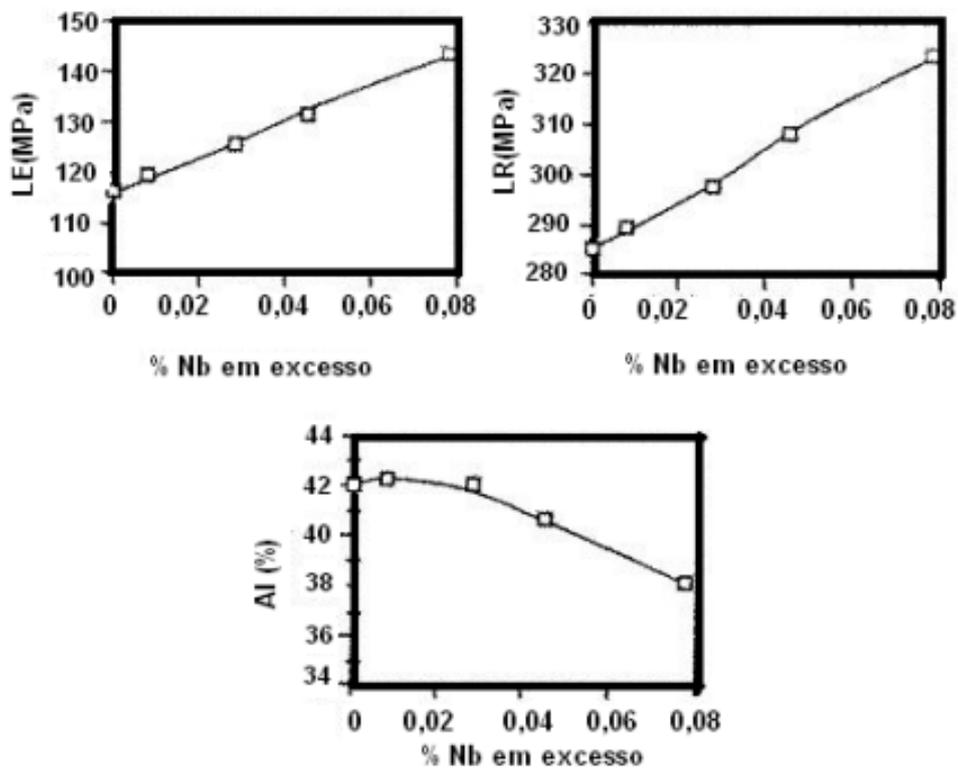
O efeito de elementos microligantes como nióbio e/ou titânio não é apenas para eliminar carbono e nitrogênio. O nióbio é um soluto que retarda a recristalização da austenita durante a laminação a quente, pois o átomo de nióbio impede o crescimento de grão devido ao seu tamanho e, por isso, o material apresentará grãos menores contribuindo, assim, para o aumento de resistência (Najafi-Zadeh; Yue; Jonas, 1992).

Devido ao efeito retardador de recristalização, os aços IF estabilizados por nióbio precisam de temperaturas mais elevadas na etapa de recozimento em comparação aos estabilizados ao

titânio, para que ocorra a recristalização completa após a laminação a frio. Dessa forma, os aços IF estabilizados por titânio e nióbio sempre exibem ductilidade inferior aqueles estabilizados por titânio. Os aços IF estabilizados apenas por titânio são mais adequados para aplicações que envolvem a necessidade de ductilidade ligeiramente maior (Fieto, 2013).

A variação das propriedades mecânicas em relação ao nióbio, Figura 3.6, observadas devido ao aumento do nióbio em excesso (Nb(exc)), podem ser explicadas pelo efeito de endurecimento por solução sólida deste elemento e pelo refino de grão (Rodrigues Jr., 2010).

Figura 3. 6 - Variação das propriedades mecânicas com o teor de Nb em excesso em aço IF estabilizado com Ti + Nb

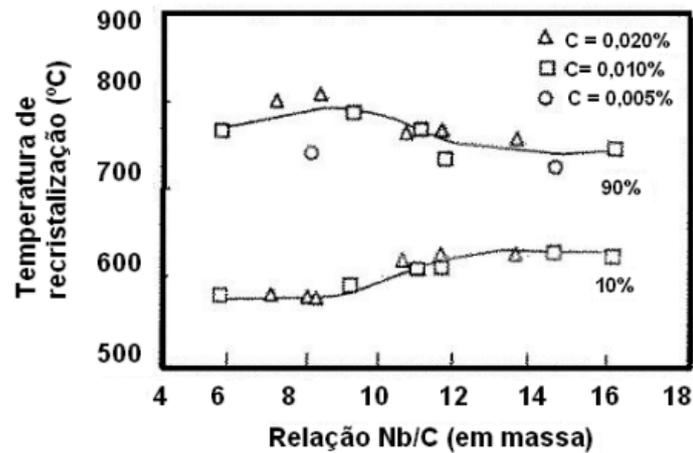


Fonte: Pradhan, 1994 *apud* Rodrigues Jr., 2010

Quando se têm relações atômicas nióbio/carbono próximas da estequiometria, o que seria equivalente a um teor de Nb(exc) = 0, isso mostra a existência de refino do grão ferrítico, retardando a cinética de recristalização (Storojeva *et al.*, 2000).

O tamanho dos precipitados não é afetado de forma significativa pelo Nb(exc), ou seja, parte do nióbio total que fica em solução sólida, o que reflete na temperatura de recristalização que permanece alta (Rodrigues Jr., 2020), conforme mostrado na Figura 3.7.

Figura 3. 7 - Influência da relação Nb/C (em massa) na temperatura de recristalização

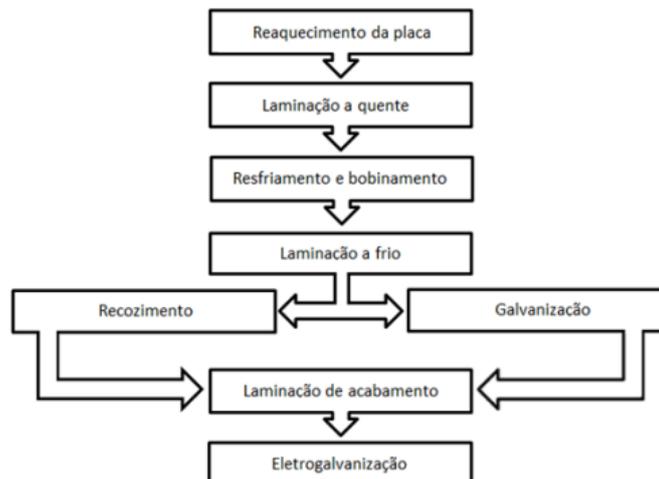


Fonte: Bleck; Bode; Hahn, 1990 *apud* Rodrigues Jr., 2010.

3.3 Tratamentos Termomecânicos dos Aços IF

Logo após o lingotamento contínuo, os aços IF, em geral, tendem a seguir uma sequência característica de processos termomecânicos conforme mostrado na Figura 3.8 (Gomes Segundo, 2016).

Figura 3. 8- Processamento industrial típico dos aços IF



Fonte: Gomes Segundo, 2016

3.3.1 Laminação dos aços IF

A laminação é um processo de transformação mecânica, no qual a peça metálica passa entre dois cilindros que induzem uma tensão compressiva com magnitude maior que o limite de

escoamento do material conformado, causando redução da sua seção transversal (Fieto, 2013).

Os processos de transformação mecânica podem ser a frio ou a quente. A laminação é um exemplo disso, sendo uma etapa extremamente importante, pois, por meio dela, é possível obter formas adequadas dos produtos em aço para uso comercial, como barras, chapas, perfis, etc. (Tamura *et al.*, 1998 *apud* Corrêa Jr., 2012).

3.3.2 Laminação a quente

A etapa de laminação a quente é realizada acima da temperatura de recristalização do aço, fazendo com ele fique mais dúctil e, conseqüentemente, facilitando sua conformação. Após a deformação, os grãos do material em questão recristalizam-se sob a forma de pequenos grãos (Tamura *et al.*, 1998 *apud* Corrêa Jr., 2012).

Segundo Corrêa Jr. (2016), a laminação de chapas de aço a quente é constituída basicamente de quatro estágios: reaquecimento (tratamento de solubilização), desbaste (laminação no campo austenítico em temperaturas elevadas), acabamento (laminação em temperaturas no campo austenítico ou bifásico) e controle no resfriamento (basicamente temperatura de bobinamento).

Uma consequência para os aços IF, após a laminação a quente, é a obtenção de um tamanho de grão fino. Sendo assim, este processo deve ser bem programado, para que, durante o mesmo, alguns carbonitretos se precipitem e impeçam o crescimento de grão de austenita. O refino dos grãos pode ser associado ao grau de deformação e à temperatura de laminação. Portanto, os últimos passes na laminação a quente são realizados tipicamente com grandes reduções, utilizando uma temperatura de laminação relativamente baixa, com o objetivo de obtenção de uma estrutura final ferrítica refinada (Verlinden *et al.*, 2007, *apud* Corrêa Jr., 2012).

A redução da temperatura de reaquecimento tem um efeito positivo nas propriedades de estampabilidade dos aços IF, pois, durante o encharque, geralmente o Ti se precipita de forma grosseira quando a temperatura é baixa, fazendo com que o C seja retirado da solução sem prejudicar a mobilidade dos contornos de grão, ajudando no aumento das propriedades de estampabilidade (Corrêa Jr., 2012).

Corrêa Jr. (2012) afirma que outro aspecto favorável em se utilizar baixas temperaturas de reaquecimento de placas é relativo aos precipitados formados. Diversas publicações comprovam que nos aços IF-Ti há a formação dos seguintes precipitados: -TiN normalmente acima de 1350°C; -TiS entre 1350°C e 1400°C; -Ti₄C₂S₂ em torno de 1250°C; -TiC entre 850°C e 900°C.

Utilizando-se temperaturas de reaquecimento inferiores a 1250°C, evita-se a resolubilização de Ti₄C₂S₂, havendo uma redução na quantidade de C livre para formação de TiC. Isso é benéfico, pois dificulta a recristalização da ferrita durante o recozimento. Geralmente são indicadas altas velocidades de laminação, bem como altas reduções no acabamento e baixas reduções de temperatura no acabamento para que haja uma microestrutura mais homogênea, após recozimento em caixa, formando uma textura favorável com orientação {111}. Quanto à temperatura de bobinamento, como nos aços IF-Ti, o nitrogênio forma TiN, não é necessário utilizar baixas temperaturas de bobinamento quando o material for submetido ao recozimento em caixa, com a finalidade de forçar a precipitação de AlN no recozimento (Corrêa Jr., 2012).

3.3.3 Laminação a frio

No processo de laminação a frio, o aço adquire uma série de propriedades para as mais distintas aplicações, fazendo com que se torne um produto de alta qualidade devido à versatilidade com que pode ser conformado. O aumento da resistência mecânica e dureza por encruamento, aumento de precisão dimensional, elevação da qualidade superficial e obtenção de espessura adequada para fabricação de produtos especificados pelo cliente ao qual se destina a chapa são as principais funções da redução a frio (Moraes; Carvalho, 2016).

Os aços IF utilizados para aplicação na indústria automobilística são produzidos via laminação a frio seguida de recozimento. No mundo, os processos para recozer aços laminados a frio são recozimentos em caixa e contínuo, sendo que cada um possui suas especificidades, devido aos seus princípios diferenciados. O recozimento em caixa trata termicamente o material na forma de bobina em um período da ordem de dias, sendo que o contínuo trata o material desbobinado num período mais curto, em minutos (Corrêa Jr., 2012).

Para restaurar as propriedades que são essenciais para aplicação dos aços IF, faz-se a utilização do processo de recozimento, pois ele reduz a energia armazenada no material. A

restauração dessas propriedades é resultante de dois processos distintos, que ocorrem a temperaturas elevadas, a recuperação e a recristalização. Na faixa das temperaturas de 0,4-0,5 da temperatura absoluta de fusão do material, ocorre a recuperação. Neste processo, parte da energia acumulada é eliminada pela redução e rearranjo de discordâncias, mas a textura cristalográfica do material não é afetada, pois não envolve migração de contornos de alto ângulo (são aqueles contornos em que a desorientação/alinhamento entre os grãos vizinhos é maior que 10° a 15°), influenciando apenas propriedades como a dureza e a ductilidade (Verlinden *et al.*, 2007 *apud* Santos, 2015).

3.4 Textura de Deformação

Na laminação de chapas metálicas, as mudanças dimensionais são acompanhadas pela deformação plástica do metal, por meio, principalmente, do escorregamento dos cristais ao longo de determinadas direções cristalográficas. O escorregamento citado ocorre, de maneira preferencial, ao longo dos planos cristalinos ocupados mais densamente pelos átomos. A fim de que a deformação ocorra no material, os grãos sofrem rotações em suas direções iniciais para orientações cristalográficas mais favoráveis, fazendo com se desenvolva a chamada textura de deformação. Essa textura final, depende, de forma geral, da orientação inicial dos grãos, da mudança de forma feita na conformação e da temperatura na qual esse material foi deformado (Andrade, 2016).

3.4.1 Textura de recristalização

A textura de recristalização, não necessariamente, tem a mesma orientação da de deformação, elas podem ser diferentes. Isso se deve à recristalização, que pode conduzir à ausência de textura cristalográfica, à geração de componentes muito intensas ou não alterar a textura cristalográfica de deformação. Para materiais com estrutura cúbica de face centrada, a textura cristalográfica de recristalização é dependente da textura cristalográfica de deformação, que é dependente da energia de falha de empilhamento do material/liga. No mais, o tratamento térmico de recozimento em temperaturas altas, e após baixos graus de deformação, pode levar à recristalização secundária, na qual a textura cristalográfica resultante, em geral, difere das texturas cristalográficas de deformação de recristalização (Low, 2000, *apud* Andrade, 2016).

Na Tabela 3.2, segundo Hutchinson (1994 *apud* Santos, 2015), são exibidos dados que mostram a influência de diversos parâmetros para a otimização de uma textura ideal para estampabilidade em aços IF quando comparado a um aço baixo carbono típico.

Tabela 3. 2 - Controle dos parâmetros para otimização da textura em aços IF

Parâmetro	Aços baixo carbono típico		Aço IF
	Rec. Caixa	Rec. Contín.	Contín.
Tipo de Recozimento	Rec. Caixa	Rec. Contín.	Contín.
% C	Baixa (*)	Baixa (**)	Baixa (***)
% Mn	Baixa (*)	Baixa (**)	()
Microligantes (Al, Ti ou Nb)	Al (***)	()	Ti/Nb (***)
Temp. de reaquecimento	Alta (***)	Baixa (*)	Baixa (*)
Temp. de acabamento	> A3 (**)	> A3 (**)	≤ A3 (*)
Temp. de bobinamento	Baixa, < 600° C (***)	Alta, >700° C (***)	Alta (*)
Grau de redução a frio	≈70%	≈85%	≈90%
Temp. máxima no recozimento	≈720° C	≈850° C	≈900° C

() sem muita importância	(*) significativa	(**) importante	(***) vital
---------------------------	-------------------	-----------------	-------------

Fonte: Hutchinson, 1994 *apud* Santos, 2015.

3.5 Desgaste

O desgaste pode ser definido como a degradação de um material em função da combinação de parâmetros operacionais, estruturais e características tribométricas, de acordo com a norma ASTM G40-22 (2022).

Tribologia é o campo da ciência e tecnologia responsável pelo estudo de superfícies em movimento relativo. A interação entre essas superfícies implica na ocorrência de uma série de efeitos, dentre eles a dissipação de energia por atrito e a perda da matéria sob a forma de fragmentos ou desgaste (Hutchings, 1992).

Os itens que são envolvidos no processo de desgaste que compõem um sistema tribológico estão listados na Tabela 3.3.

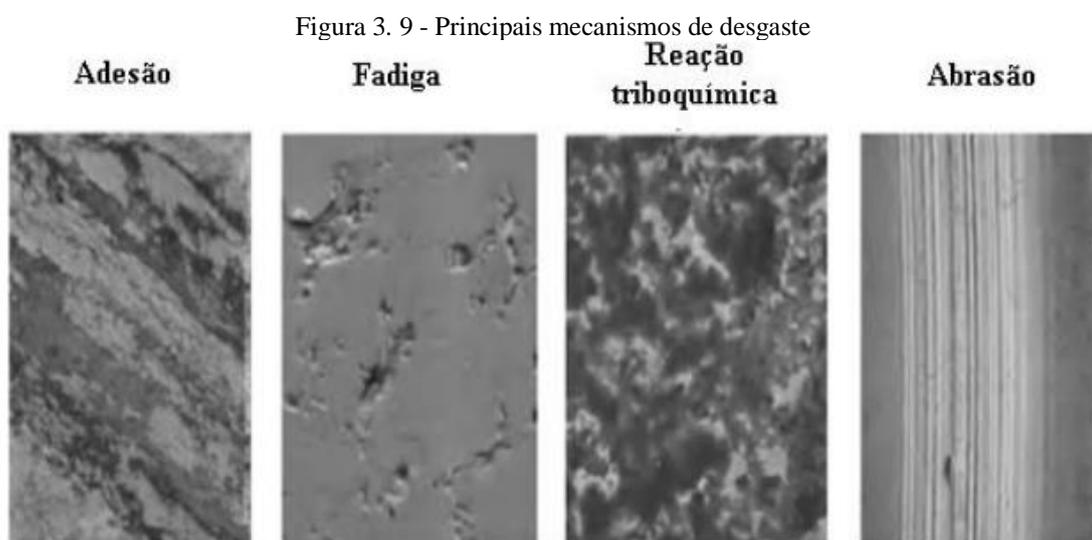
Tabela 3. 3 - Descrição dos elementos de um sistema tribológico

Elemento	Descrição
Corpo (1)	Elemento de interesse no processo de desgaste.
Contra corpo (2)	Elemento de interesse sob o aspecto da geometria do contato.
Meio interfacial (3)	Elemento presente entre o corpo e o contra corpo.
Meio circunvizinho (4)	Envolve os demais elementos.

Fonte: Adaptado de: ASM Handbook, 2017.

Segundo Mang, Bobzin e Bartels (2010, *apud* De La Rosa, 2018), cada mecanismo de desgaste pode ocorrer sozinho, mas um exame da superfície de desgaste indica que há quase sempre uma superposição de vários mecanismos de desgaste, o que dificulta qualquer análise de desgaste e prevenção do mesmo.

Levando-se em conta os materiais metálicos, o desgaste, em si, é o resultado dos quatro mecanismos de desgaste: adesão, fadiga superficial, reação triboquímica e abrasão, conforme apresentado na Figura 3.9 (De La Rosa, 2018).



Fonte: Mang; Bobzin; Bartels, 2010 *apud* De La Rosa, 2018.

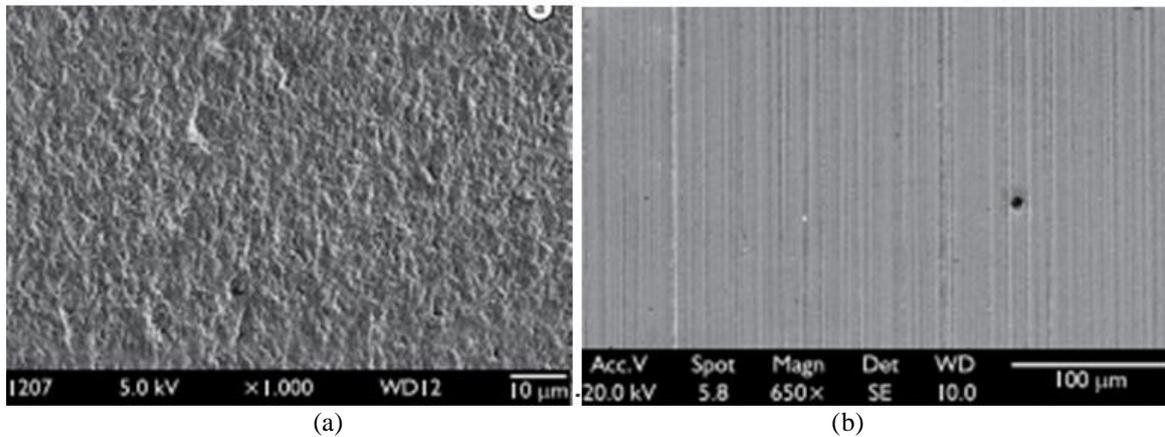
3.6 Ensaio de Desgaste Microabrasivo

O ensaio de desgaste microabrasivo por esfera rotativa tem uma participação significativa em pesquisas que envolvem desgaste abrasivo. O contato entre um corpo de prova e uma esfera em movimento de rotação e a inserção de partículas abrasivas entre estes dois tipos de elementos forma uma calota no corpo ensaiado, por meio da qual é analisado o comportamento do material frente ao desgaste. Este ensaio pode ser utilizado em materiais metálicos e não metálicos, sujeitos a ação do desgaste microabrasivo (Cozza, 2013).

Dois tipos de desgaste abrasivos são atuantes neste ensaio: o de rolamento das partículas abrasivas sobre a amostra, caracterizando o mecanismo por rolamento, enquanto o outro mecanismo de desgaste atuante denominado riscamento (ou sulcamento), ocorre quando as partículas abrasivas deslizam sobre a superfície. Eles podem acontecer ao mesmo tempo,

recebendo o nome de desgaste abrasivo misto (rolamento+riscamento). A Figura 3,10 ilustra os tipos de mecanismos atuantes neste ensaio, onde as imagens foram obtidas por meio de microscopia eletrônica de varredura (Cozza, 2013).

Figura 3. 10 - a) Desgaste por rolamento e b) Desgaste por riscamento



Fonte: (Cozza *et al.*, 2010).

A composição química da polpa abrasiva que auxilia no ensaio de desgaste microabrasivo, é constituída majoritariamente por carbeto de silício (SiC) e água destilada para sua preparação. Existem dois tipos de SiC, sendo eles o carbeto de silício verde e o carbeto de silício preto, que recebem essas denominações devido a presença de impurezas presentes em cada um desses materiais. Eles também apresentam diferenças em relação à propriedade chamada friabilidade, que mede a capacidade do abrasivo manter, constantemente, arestas cortantes (Cozza, 2013).

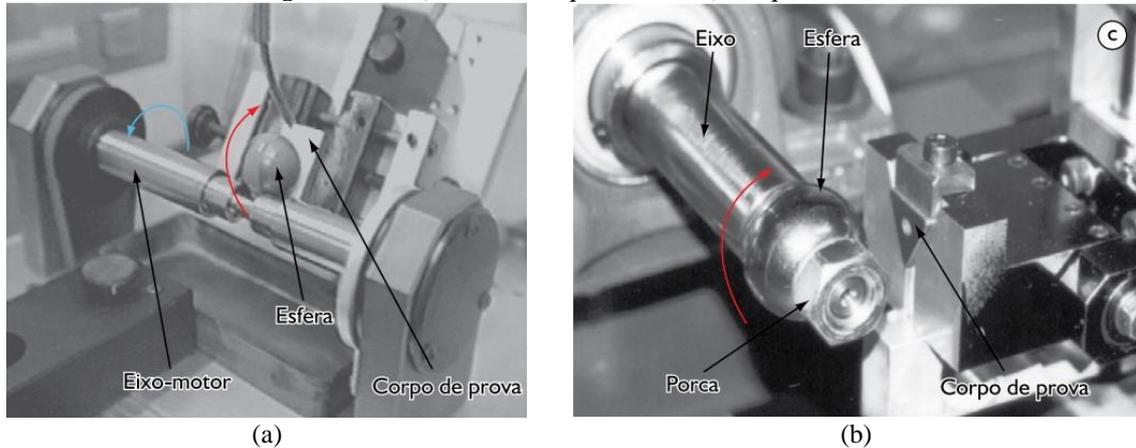
A Figura 3.11 esquematiza os dois tipos de máquinas de microabrasão com esfera rotativa, sendo 3.11a com esfera livre e 3.11b com esfera fixa. Inicialmente é aplicada uma força normal (F_n) que é definida pelo pesquisador. Quando o ensaio se inicia, a polpa abrasiva devidamente preparada é inserida entre a amostra e a esfera, que se encontra em movimento. O comportamento em desgaste abrasivo de diferentes materiais é realizado com base nas dimensões das calotas geradas e nos métodos atuantes de desgaste abrasivo (Cozza, 2013).

De acordo com Cozza *et al.* (2010), o diâmetro da calota de desgaste pode ser medido por meio de microscopia ótica ou eletrônica de varredura, embora existam outros métodos possíveis. O volume (V) e a profundidade da calota (h) gerada no ensaio de desgaste podem ser calculados em função do diâmetro da calota (b) e do raio da esfera (R), a partir das Equações (3.1) e (3.2):

$$V = \frac{\pi b^4}{64R} \quad (3.1)$$

$$h = \frac{b^2}{8R} \quad (3.2)$$

Figura 3. 11 - a) Desenho esquemático e b) Máquina real



Fonte: Cozza *et al.*, 2010.

3.6.1 Parâmetros do ensaio de desgaste microabrasivo

Propriedades como dureza e tenacidade à fratura, e alguns parâmetros microestruturais, como porosidade e tamanho de grão, podem influenciar na resistência ao desgaste microabrasivo de um determinado material (Dogan; Hawk, 2001; Erickson; Hawthorne; Troczynski, 2001). Porém, a resistência ao desgaste abrasivo não é uma propriedade do material e depende, também, dos parâmetros de ensaio (Dogan; Hawk, 2001; Kato, 2000). Considerando que o desgaste é uma resposta do sistema e não do material, a resistência ao desgaste de um material pode variar muito caso diferentes mecanismos de desgaste sejam induzidos devido a diferentes condições de ensaio (Adachi; Kato; Chen, 1997). Para uma repetibilidade e reprodutibilidade satisfatória dos resultados, as condições de ensaio devem ser cuidadosamente controladas de modo que o mecanismo de desgaste seja previsível e reprodutível (Adachi e Hutchings, 2003).

De acordo com Cozza (2006), os parâmetros que podem ser controlados no ensaio de desgaste microabrasivo são:

- Força normal atuante sobre o corpo de prova;
- Rotação da esfera de ensaio;

- Distância de deslizamento entre a esfera e o corpo de prova;
- Concentração da polpa abrasiva;
- Vazão da polpa abrasiva sobre a amostra.

Deve-se considerar o tempo de ensaio como um parâmetro relevante, sendo este determinado em função da distância de deslizamento e da rotação da esfera. Características do material como a dureza e o tamanho das partículas abrasivas, além da concentração da suspensão abrasiva, também precisam ser considerados. A combinação dessas variáveis pode fazer com que, durante o ensaio, ocorra à transição do tipo de desgaste atuante. A variação destes fatores pode induzir a alteração do desgaste gerado na amostra, que pode resultar em um aumento ou diminuição da taxa de desgaste, do coeficiente de desgaste, ou pelo volume de desgaste da calota formada (Cozza, 2006).

3.6.2 Equação de Archard para o desgaste abrasivo

De acordo com Hutchings (1992), considerando-se n_p partículas abrasivas atuantes no sistema, a Equação (3.3) de Archard pode ser definida para o desgaste abrasivo como sendo:

$$Q = K \frac{F_N}{H} \quad (3.3)$$

onde, Q é a taxa de desgaste, representando o volume de material removido de acordo com a unidade de distância de deslizamento (mm^3/m), K representa a severidade do desgaste, sendo tanto maior o desgaste quanto maior este parâmetro (este valor é adimensional e menor que 1). F_N é a força normal total aplicada sobre o sistema e H é a dureza do material desgastado. Pode-se considerar $k = K/H$, que substituído na Equação 3.3, a equação de Archard para o desgaste abrasivo torna-se correspondente a Equação 3.4:

$$Q = kF_N \quad (3.4)$$

Neste caso, o coeficiente de desgaste, k , pode ser interpretado como o volume de material desgastado por unidade de força e por unidade de distância de deslizamento ($\text{mm}^3/\text{N.m}$). Pode-se dizer, também, que k é a taxa de desgaste, considerando, além da distância de deslizamento, a força normal. Segundo Cozza (2006), a Equação 3.4 apresenta algumas limitações como:

- Não considera se o desgaste é por sulcamento ou por rolamento;
- Não são considerados a dureza e o tamanho médio das partículas abrasivas;
- Todas as partículas são consideradas como cones ideais (o que na prática não se observa).

3.6.3 Equações para o cálculo do coeficiente de desgaste

As equações que permitem calcular o coeficiente de desgaste a partir do volume de material removido em ensaios de desgaste microabrasivo com contracorpo esférico foram inicialmente estabelecidas por Kassman *et al.* (1991). Posteriormente, Rutherford e Hutchings (1996) generalizaram estas equações para o caso de amostras planas e para o cálculo independente do coeficiente de desgaste (k) de um filme e do substrato. O coeficiente de desgaste pode ser determinado a partir da Equação 3.5:

$$k = \frac{\pi d^4}{64 R F_N S} [m^3 / Nm] \quad (3.5)$$

sendo, d = diâmetro da calota esférica resultante; R = raio da esfera; F_N = força normal; S = distância de deslizamento.

De acordo com Cozza (2006) a Equação 3.6 pode ser escrita na forma da Equação 3.6:

$$k = \frac{\pi d^4}{128 \cdot t \cdot n_{ESF} F_N R^2} \quad (3.6)$$

Na Equação 3.6, R é o raio da esfera, F_N , n_{ESF} e t são parâmetros de ensaio (força normal, rotação da esfera e tempo de ensaio, respectivamente).

4 MATERIAIS E MÉTODOS

Neste trabalho, o aço IF utilizado foi fornecido em chapas de 1230mmx500mmx6mm provenientes da laminação a quente. As amostras foram cortadas com as dimensões 250mmx80mmx6mm e laminadas a frio.

A composição química do aço IF, apresentada na Tabela 4.1, foi fornecida pela Usiminas.

Tabela 4. 1 - Composição química do material (% em peso)

Elementos	C	Mn	Al	P	S	Nb	Si
	0,10 máx.	1,3 máx.	0,010 mín.	0,03 máx.	0,030 máx.	0,02- 0,06	0,6 máx.

Fonte: Usiminas, 2024

4.1 Laminação das Amostras

As amostras utilizadas neste trabalho são provenientes dos trabalhos de Campolina (2019), apresentadas na Figura 4.1, e Santos (2019), foram laminadas a frio, em um laminador de laboratório, seguindo os seguintes percentuais de redução: 10%, 20% e 30%, em passe único (Campolina, 2019) e 20% e 30% de redução em múltiplos passes (Santos, 2019). Na Tabela 4.2, é apresentada a identificação das amostras.

Figura 4. 1 - Amostras de aço IF laminadas a frio



Fonte: Campolina, 2019.

Tabela 4. 2 - Identificação das amostras

Amostras	Identificações
Amostra EE	Amostra no estado de entrega
Amostra 1	Laminada com 10% de redução em 1 passe
Amostra 2	Laminada com 20% de redução em 1 passe
Amostra 3	Laminada com 30% de redução em 1 passe
Amostra 4	Laminada com 20% de redução em 3 passes
Amostra 5	Laminada com 30% de redução em 5 passes

Fonte: Própria autora.

O laminador utilizado para execução dos ensaios em passe único foi o do Laboratório de Conformação Mecânica a Quente do DEMET-UFMG com força máxima de laminação de 40t, cilindros com diâmetro de 200mm, largura de 250mm e velocidade de laminação de 6,25m/min.

A laminação a frio das amostras do aço IF em múltiplos passes foi executada no Laboratório de Ensaio Mecânicos do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais (DEMET) da Escola de Minas (EM) da Universidade Federal de Ouro Preto (UFOP). Foram consideradas duas reduções de 20% e 30% em passes sucessivos com variação de 8% em cada passe. Na laminação com redução de 20%, foram realizados três passes consecutivos e na laminação com redução de 30% foram realizados cinco passes, conforme mostrado na Tabela 4.3 (Santos, 2019).

Tabela 4. 3 - Número de passes da laminação do aço IF

Redução 20%	Passe	1	2	3		
	Espessura final (mm)		5,52	5,08	4,67	-
Redução 30%	Passe	1	2	3	4	5
	Espessura final (mm)	5,52	5,08	4,67	4,30	3,95

Fonte: (Santos, 2019).

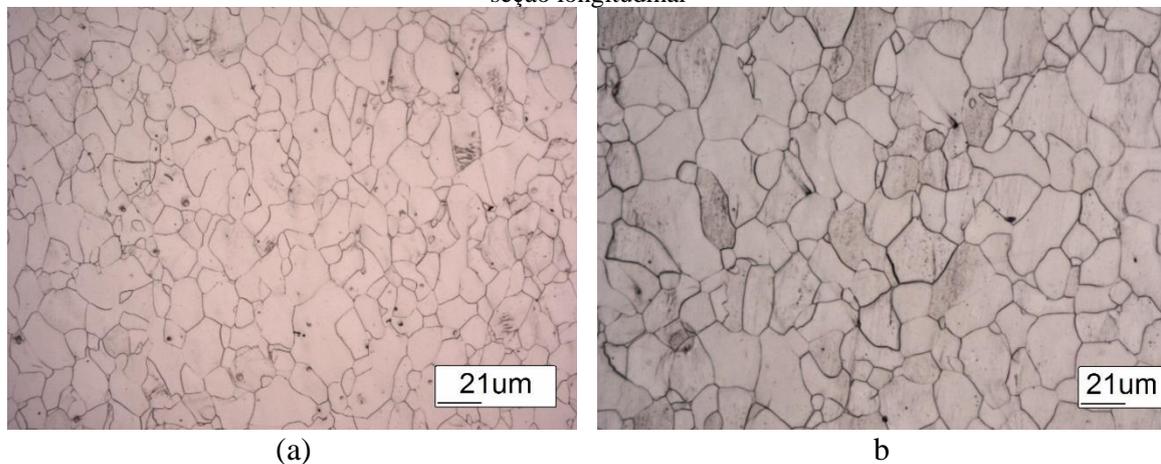
4.2 Caracterização Microestrutural das Amostras Laminadas

A caracterização microestrutural das amostras tanto no estado de entrega quanto laminadas foi executada nos trabalhos de Campolina (2019) e Santos (2019). Um fato que chamou a atenção nos dois trabalhos, foi o tempo de ataque com Nital 2% para revelar a microestrutura.

Foi necessário um tempo menor de ataque com o aumento do grau de redução na laminação causado pela modificação microestrutural decorrente da deformação plástica.

A microestrutura das amostras é formada por grãos ferríticos equiaxiais heterogêneos em tamanho com a presença de pequenas inclusões. As imagens da Figura 4.2 exemplificam a microestrutura das amostras laminadas em passe único nas seções transversal e longitudinal em relação à direção de laminação. Observou-se para essas amostras o aumento da presença grãos com bandas de deformação nítidas com o aumento do percentual de redução.

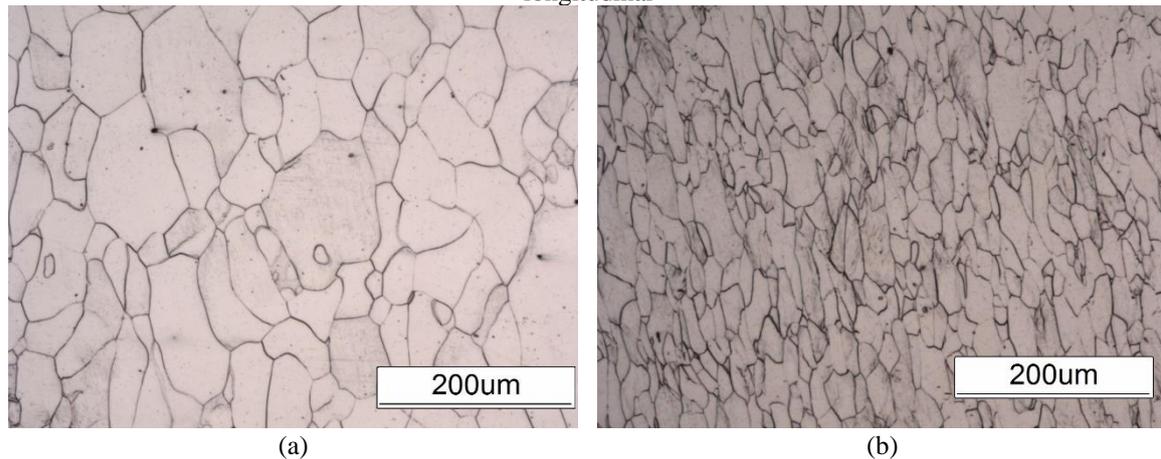
Figura 4. 2 - Microestrutura da Amostra 2 com 20% de redução em passe único: (a) seção transversal e (b) seção longitudinal



Fonte: Campolina, 2019.

As amostras laminadas em múltiplos passes apresentaram uma maior tendência a orientação preferencial dos grãos, que se encontram alongados na direção de laminação, como pode ser observado na Figura 4.3. Para a amostra laminada com 30% de redução em 5 passes que ocorreu um aumento da quantidade de contornos de grãos, provavelmente contornos de alto ângulo, indicando um refinamento no tamanho de grão nas regiões de grandes deformações. Entretanto, isso não foi observado para a amostra com 20% de redução em 3 passes.

Figura 4. 3 - Microestrutura da amostra 5 com 30% de redução em 5 passes: (a) seção transversal, (b) seção longitudinal



Fonte: (Santos, 2019)

4.3 Microdureza Vickers das Amostras Laminadas

Nos trabalhos de Campolina (2019) e Santos (2019), fez-se a comparação da microdureza dos grãos com e sem bandas de deformação nítidas. Entretanto, essa comparação só foi possível para as amostras laminadas com 30% de redução, tanto em passe único quanto em 5 passes, pois para as outras amostras o aumento máximo possível no microdurômetro não permitiu identificar os grãos com bandas de deformação nítidas.

Para as amostras laminadas em passe único, verificou-se um aumento no valor médio de microdureza de 21,5% para os grãos com bandas de deformação em comparação com os grãos sem bandas de deformação nítidas. No caso das amostras laminadas em múltiplos passes, o aumento no valor médio da microdureza foi de 12,5% comparando-se os grãos sem e com bandas de deformação nítidas.

4.4 Dureza Rockwell A das Amostras Laminadas

A dureza Rockwell A das amostras foi determinada utilizando um penetrador de diamante, com carga de 60kgf, de acordo com a Norma ASTM E18 (2022). Foram realizadas 12 medições em cada amostra.

4.5 Ensaio de Desgaste Microabrasivo

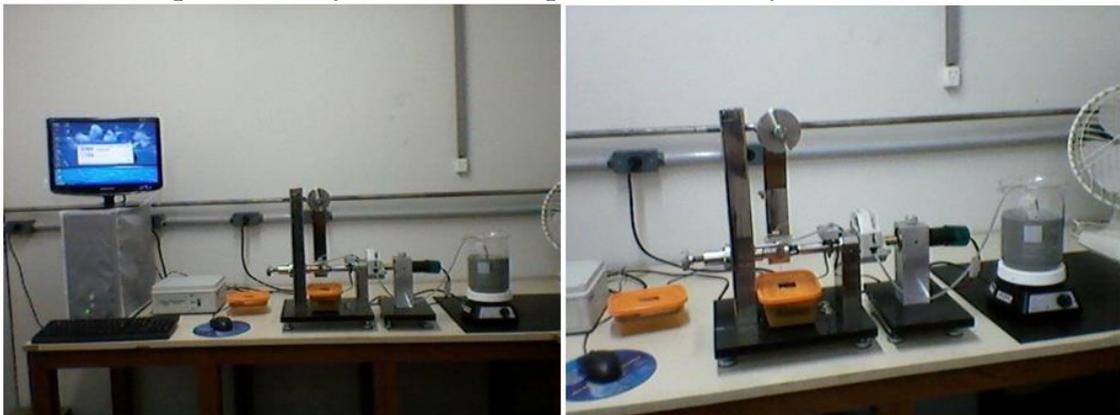
Os ensaios de resistência ao desgaste foram executados em equipamento pertence ao Laboratório de Fundição do DEMET/EM, apresentado na Figura 4.4.

As amostras no estado de entrega e laminadas foram submetidas ao ensaio de desgaste microabrasivo do tipo esfera rotativa. Nos ensaios de desgaste foi aplicada uma carga normal sobre a amostra de 0,5N. A esfera usada foi de aço AISI 52100 com diâmetro de 25mm. A suspensão abrasiva foi constituída de carboneto de silício F1200 e água destilada na concentração de 200g/L. A velocidade de rotação da esfera foi de 100rpm e a distância de rodagem de 180m.

Com a utilização do microscópio eletrônico de varredura (MEV) do Laboratório Nanolab da REDEMAT/UFOP foram feitas as medições dos diâmetros das calotas resultantes do ensaio de desgaste, utilizando-se os recursos de medição via *software* Essence Tes5 acoplado ao MEV, e a caracterização das superfícies de desgaste das amostras para determinar os mecanismos de desgaste atuantes.

A partir dos valores dos diâmetros das calotas foi possível determinar o coeficiente de desgaste k das amostras, a partir da Equação 3.5 e avaliar o comportamento em desgaste abrasivo das amostras.

Figura 4. 4 - Máquina Ensaio de Desgaste Abrasivo do Tipo esfera Rotativa



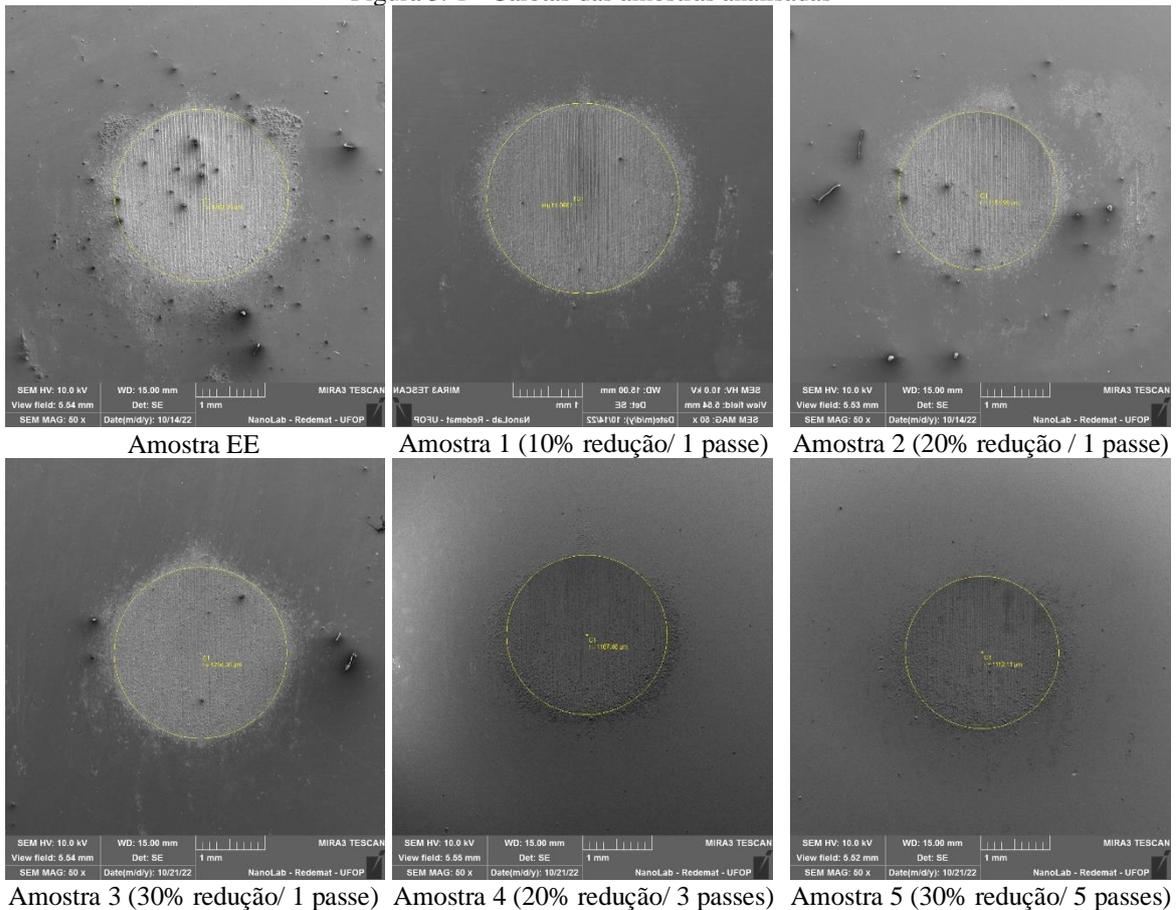
Fonte: Própria autora

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Neste capítulo são apresentados e discutidos os resultados das análises dos ensaios de desgaste microabrasivos e os mecanismos de desgaste apresentados pelas amostras estudadas.

Na Figura 5.1 são apresentadas as calotas formadas nas 6 amostras do aço IF analisadas neste trabalho e as correspondentes medidas dos diâmetros.

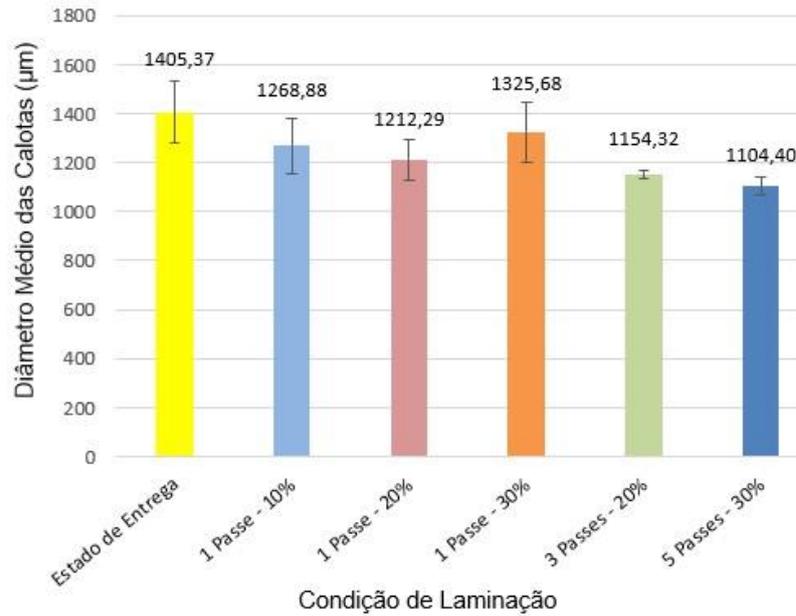
Figura 5. 1 - Calotas das amostras analisadas



Fonte: Própria autora

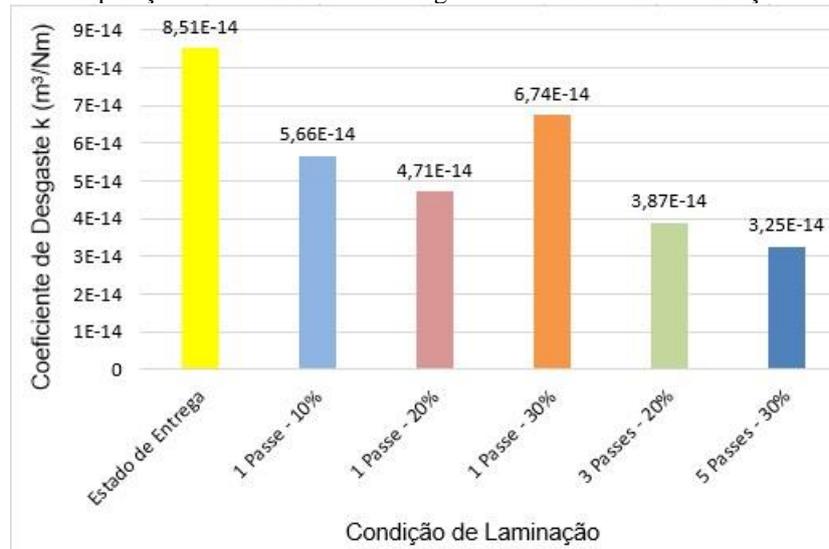
Na Figura 5.2 são apresentados os valores médios dos diâmetros das calotas produzidas nos ensaios de microabrasão. A partir desses valores foram calculados os Coeficientes de Desgaste (k), a partir da Equação 4.5, para cada condição de laminação, e os valores desse coeficiente são apresentados na Figura 5.3.

Figura 5. 2 - Diâmetro médio das calotas de acordo com as condições de laminação



Fonte: Própria autora

Figura 5. 3 - Comparação dos coeficientes de desgaste de acordo com as condições de laminação



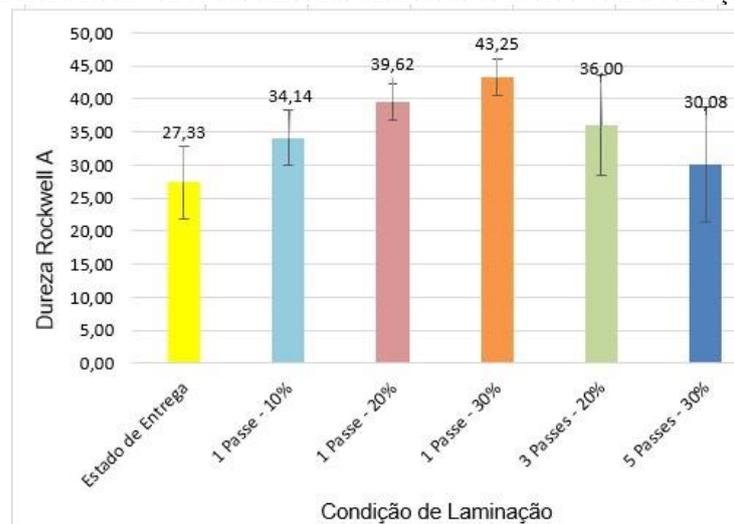
Fonte: Própria autora

As amostras em estado de entrega e com apenas um passe de laminação apresentaram maior heterogeneidade, implicando em maiores diâmetros de calota e um desvio padrão maior. Já as amostras laminadas em mais passes apresentaram menor variabilidade de comportamento, com menor desvio padrão, e menores diâmetros de calotas (Figura 5.2).

Na análise dos coeficientes de desgaste, apresentados na Figura 5.3, verificou-se menores valores para as amostras laminadas em mais passes o que implica na maior resistência ao desgaste.

Na Figura 5.4 são apresentados os resultados das medidas de dureza Rockwell A (HRA) para cada condição de laminação. Fazendo-se a comparação entre o coeficiente de desgaste e os valores de dureza das amostras, verificou-se que a amostra laminada com redução de 30% em um passe, apesar de registrar o maior valor de dureza, apresentou o maior valor de coeficiente de desgaste, ou seja, menor resistência ao desgaste. Esse comportamento pode ser explicado pelo fato que, na laminação em mais passes, a deformação plástica atinge maior profundidade na amostra, mas com menor encruamento e maior ductilidade do material, contribuindo de forma mais efetiva para a resistência ao desgaste.

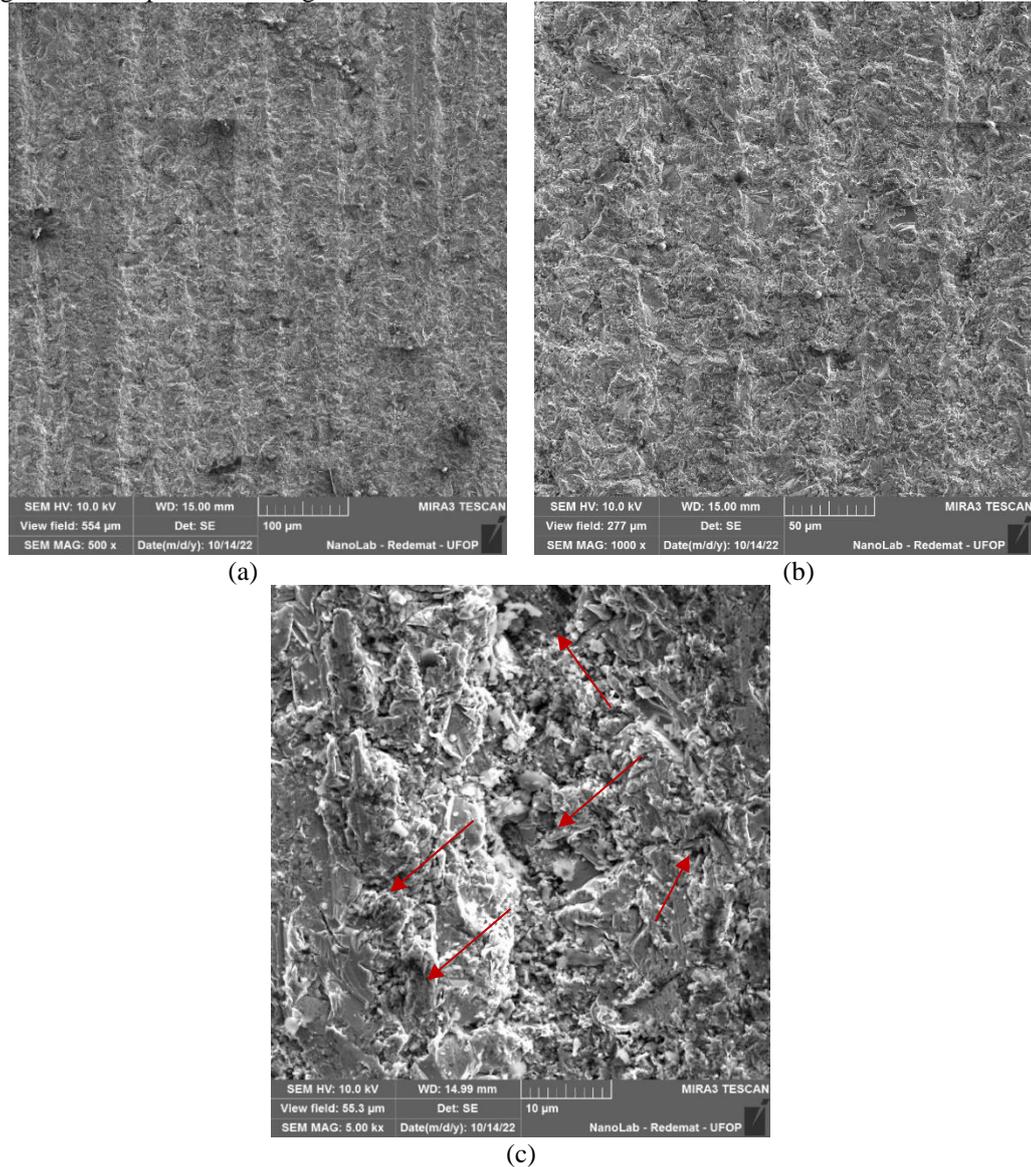
Figura 5. 4 - Dureza Rockwell A das amostras analisadas de acordo com a condição de laminação



Fonte: Própria autora

Analisando a superfície de desgaste das amostras, verificou-se que na amostra em estado de entrega ocorreu o desgaste misto por sulcamento e por rolamento, como pode ser observado na Figura 5.5. Entretanto, há a predominância de desgaste por rolamento, caracterizado por indentações com deformação plástica, indicadas por setas na Figura 5.5c, acarretando maior perda de material e, conseqüentemente, menor resistência ao desgaste.

Figura 5. 5 - Superfície de desgaste da amostra em Estado de Entrega: (a) 500x; (b) 1000x; (c) 5000x

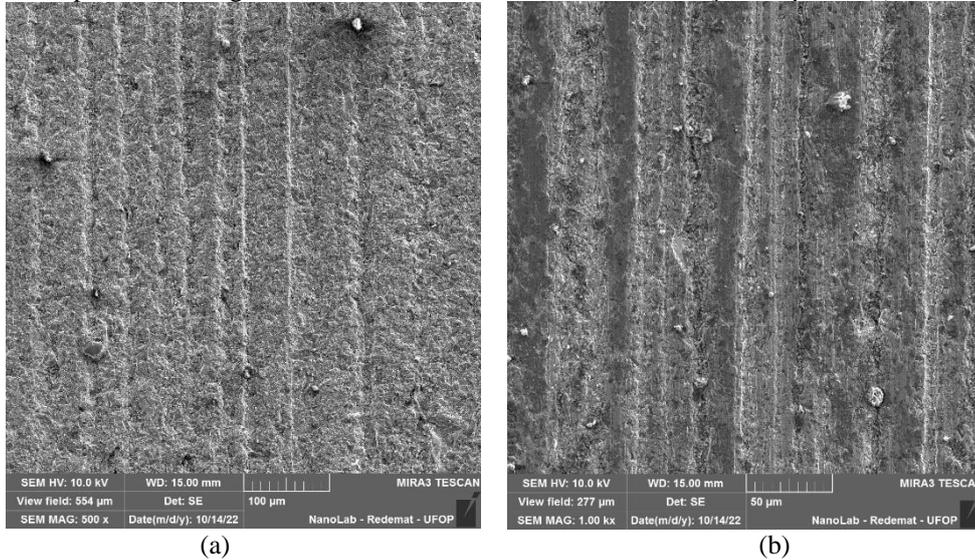


Fonte: Própria autora

Na superfície de desgaste da amostra com redução de 10% e um passe de laminação, apresentada na Figura 5.6, há predominância de desgaste por sulcamento. Na Figura 5.7, verifica-se a presença de deformação plástica nas bordas dos sulcos caracterizada pela presença do mecanismo de microrrolamento (*micro-rolling abrasion*), mecanismo descrito por Cozza (2011) como a ocorrência de desgaste abrasivo por rolamento, na superfície dos sulcos da superfície de desgaste, indicado pelas setas vermelhas na Figura 5.7. No microrrolamento, observado nas análises mais detalhadas realizadas por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) das superfícies de desgaste, diferentes níveis de desgaste abrasivo por

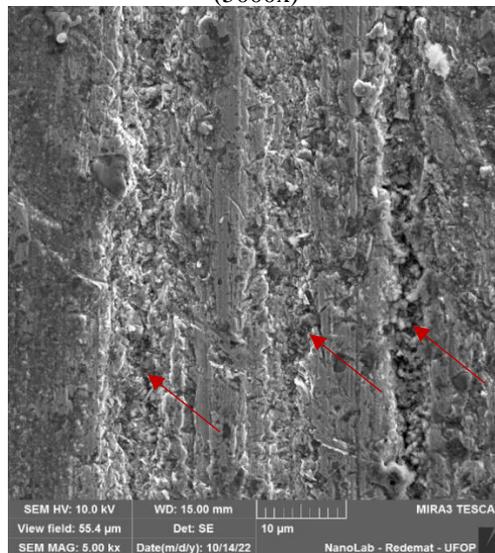
rolamento atuam ao longo dos sulcos, para as condições de ensaio com “força normal constante” e “pressão constante” (Cozza, 2011).

Figura 5. 6 - Superfície de desgaste da amostra laminada com 10% de redução e 1 passe: (a) 500x e (b) 1000x



Fonte: Própria autora

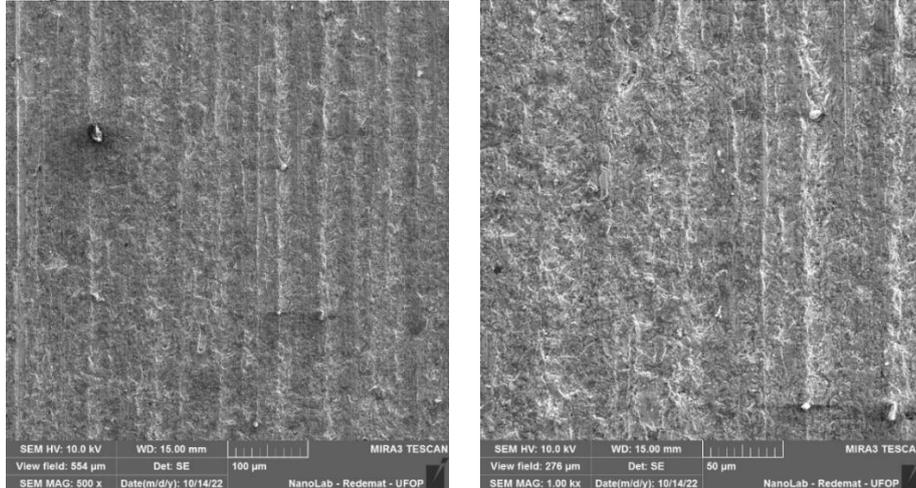
Figura 5. 7 - Superfície de desgaste da amostra laminada com 10% de redução e 1 passe destacando as regiões com deformação plástica nas bordas dos sulcos caracterizando o mecanismo de microrrolamento (5000x)



Fonte: Própria autora

Na amostra com redução de 20% e 1 passe de laminação, há predominância de desgaste também por sulcamento (Figuras 5.8a), porém com sulcos menos profundos, e uma pequena presença de desgaste por micro-rolamento nas bordas dos sulcos (Figura 5.8b), mas em grau bem menor em comparação com a amostra reduzida a 10% em 1 passe de laminação.

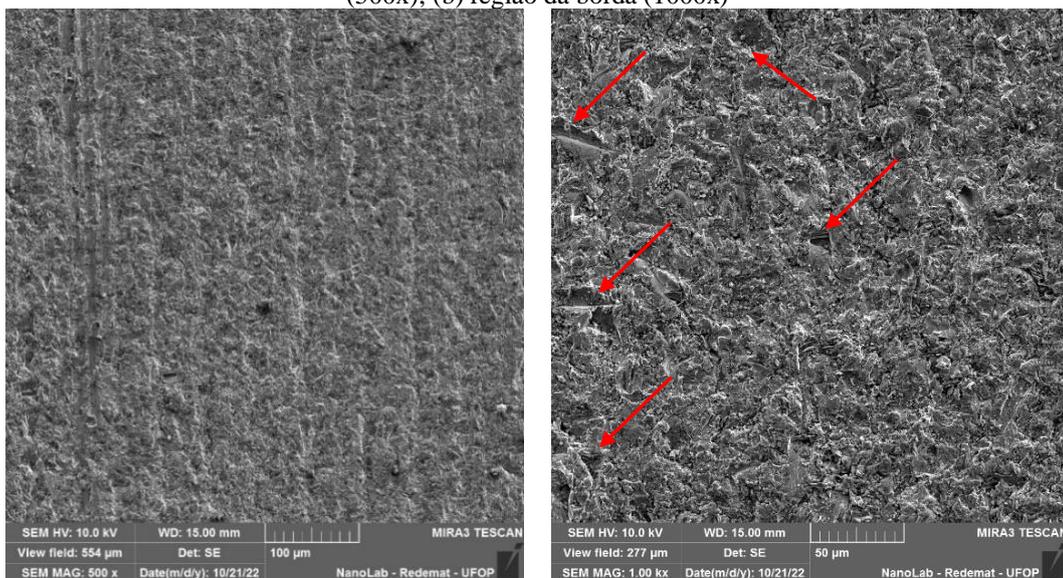
Figura 5. 8 - Superfície de desgaste da amostra laminada com 20% de redução e 1 passe: (a) 500x; (b) 1000x



Fonte: Própria autora

Na amostra com redução de 30% e 1 passe de laminação, há a presença dos mecanismos misto de desgaste por sulcamento e rolamento (Figuras 5.9a). Percebeu-se o mecanismo de desgaste por rolamento mais acentuado nas bordas da calota, apresentando também pontos de arrancamento de material, indicados na Figura 5.9b, acarretando maior desgaste. Na Figura 5.9 (a), também verificou-se a presença de micro-rolamento. Essa amostra foi a que apresentou menor resistência ao desgaste, indicando que nem sempre a dureza elevada leva a uma resistência ao desgaste elevada.

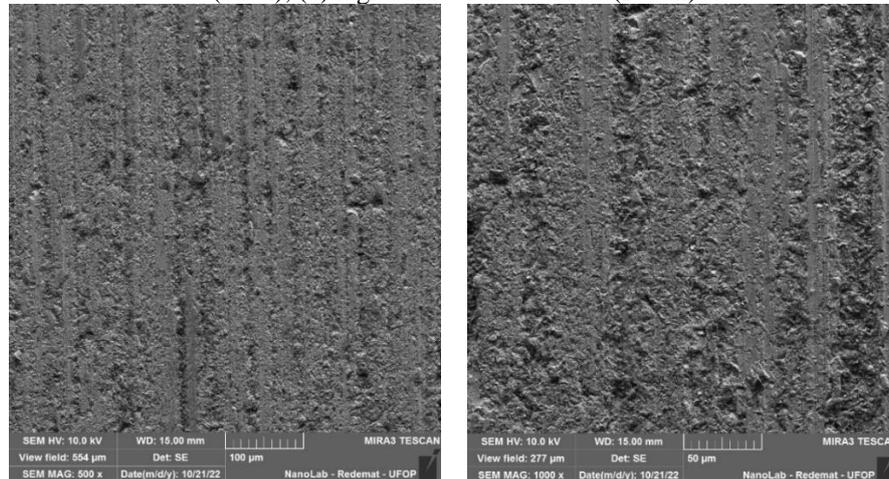
Figura 5. 9 - Superfície de desgaste da amostra laminada com 30% de redução e 1 passe: (a) região central (500x); (b) região da borda (1000x)



Fonte: Própria autora

Na amostra com redução de 20% e 3 passes de laminação, há dois mecanismos de desgaste atuantes: sulcamento e rolamento (Figuras 5.10a), observou-se os mesmos mecanismos também na borda das calotas e também a presença de micro-rolamento (Figura 5.10b).

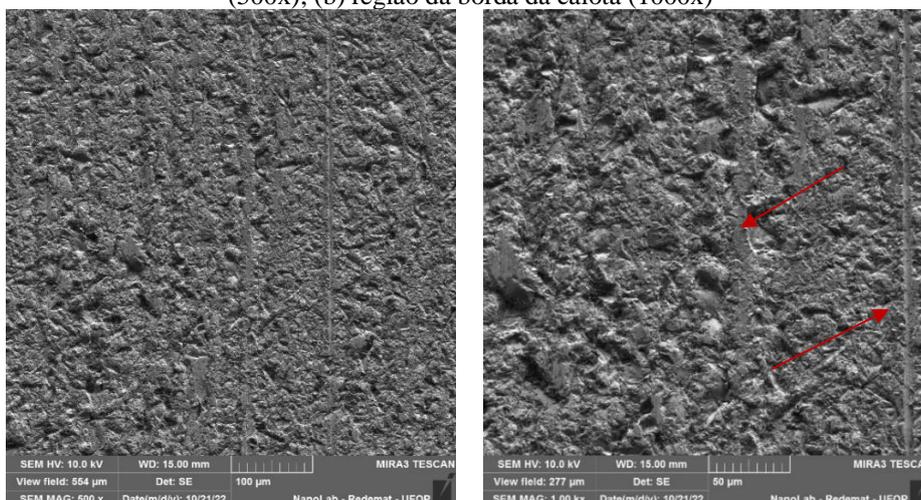
Figura 5. 10 - Superfície de desgaste da amostra laminada com 20% de redução e 3 passes: (a) região central (500x); (b) região da borda da calota (1000x)



Fonte: Própria autora

Na amostra com redução de 30% e 5 passes de laminação, há predominância de desgaste por rolamento, como apresentado na Figuras 5.11a. Verificou-se, também, presença de sulcos mais profundos em algumas regiões da calota, conhecidos como *ridging*, que corresponde a regiões nas quais ocorre o contato direto entre a esfera e o corpo-de-prova quando a “camada” de partículas abrasivas deixa de atuar (Figura 5.11b). Verificou-se, também, a presença de micro-rolamento.

Figura 5. 11 - Superfície de desgaste da amostra laminada com 30% de redução e 5 passes: (a) região central (500x); (b) região da borda da calota (1000x)



Fonte: Própria autora

6 CONCLUSÕES

A deformação em um único passe resultou em maior encruamento do material, aumentando sua dureza. Em contrapartida, ao aplicar a mesma deformação em vários passes, a deformação por passe é reduzida, levando a um encruamento final menor e, consequentemente, a uma dureza inferior.

A amostra laminada em passe único com redução de 30% foi a que apresentou maior valor de dureza, entretanto foi a que apresentou menor resistência ao desgaste, indicando que nem sempre a dureza elevada leva a uma resistência ao desgaste elevada.

O menor desgaste observado na amostra com 30% de deformação em vários passes pode estar relacionado à forma como os esforços durante o ensaio de desgaste são acomodados pela deformação plástica, resultando em menor perda de material.

Os mecanismos de desgaste atuantes nas amostras analisadas foram sulcamento e rolamento, verificando-se, também, a presença de micro-rolamento nas bordas dos sulcos no sulcamento.

Para melhor compreender a relação entre resistência ao desgaste e dureza, são necessários ensaios adicionais, como o EBSD, para avaliar a condição de deformação dos grãos.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- ADACHI, K., HUTCHINGS, I.M. Wear-mode mapping for the micro-scale abrasion test, **Wear**, v. 255, p. 23–29, 2003.
- ADACHI, K., KATO, K., CHEN, N. Wear map of ceramics, **Wear**, v. 203-204, p. 291–301, 1997.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS – **ASTM E18-22: Standard Test Methods for Rockwell Hardness of Metallic Materials**. West Conshohocken: ASTM, International, 2022. 12p.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS – **ASTM G40-22: Standard Terminology Relating to Wear and Erosion**. West Conshohocken: ASTM, International, 2002. 5p.
- ANDRADE, B. V. **Fragmentação de grãos em um aço livre de intersticiais** 2016. 113f. Dissertação (Mestrado em Ciência dos Materiais) - Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2016.
- ASM HANDBOOK. **Friction, Lubrication and Wear Technology**, v. 18. Ed. TOTTEN, G. E. Ohio: ASM International, Materials Park, 2017. 1879 p.
- BHATTACHARYA, D.; GUPTA, I. **Metallurgy of formable vacuum degassed interstitial free steels**. In: Metallurgy of Vacuum Degassed Steels Products, Ed. R. Pradhan. Warrendale PA: TMS, p. 43–72. 1990.
- BLECK, W.; BODE, R.; HAHN, F. J. Production and properties of IF steel. **Thyssen Technische Berichte**, v. 22, n.1, p. 69-85, 1990.
- CAMPOLINA, G. C. C. **Relação entre a deformação macroscópica e a microscópica nos processos de conformação mecânica do aço IF**. 2019. 28f. Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação em Engenharia Metalúrgica) – Escola de Minas, Universidade Federal de Ouro Preto, Ouro Preto, MG, Brasil, 2019.
- CEZÁRIO, A. L. S. **Caracterização e avaliação de modelos de previsibilidade da cinética de transformação de fases austenita/ferrita de três aços IF** 2018. 93f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) – Rede Temática em Engenharia de Materiais, Universidade Federal de Ouro Preto, Ouro Preto, MG, Brasil, 2018.
- CORRÊA Jr., J. G. **Efeito do processamento termomecânico na resistência à fadiga de um aço IF** 2012. 88f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) – Rede Temática em Engenharia de Materiais, Universidade Federal de Ouro Preto, Ouro Preto, MG, Brasil, 2012.
- COSTA e SILVA, A. L. V.; AVILLES, R. R. Avaliação de precipitados em aços baixo carbono e IF (Interstitial Free) através da termodinâmica computacional. In: CONGRESSO ANUAL DA ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METALURGIA E MATERIAIS, 56, 2001, Belo Horizonte – MG. **Anais ...** São Paulo: ABM, 2001.

COZZA, R.C. Análise sobre a reprodutibilidade de resultados e fragmentação de partículas abrasivas em ensaios Ball-Cratering. **Tecnologia em Materiais, Metalurgia e Mineração**. São Paulo, v.10, n. 2, p.103-111, 2013.

COZZA, R.C. **Estudo do comportamento do coeficiente de desgaste e dos modos de desgaste abrasivo em ensaios de desgaste microabrasivo**. 2006, 217p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo – EPUSP, Universidade de São Paulo – USP, São Paulo, 2006.

COZZA, R.C. **Estudo do desgaste e atrito em ensaios micro-abrasivos por esfera rotativa fixa em condições de força normal constante e pressão constante**. 2011, 327P. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo – EPUSP, Universidade de São Paulo – USP, São Paulo, 2011.

COZZA, R.C.; RECCO, A.A.C.; TSCHIPTSCHIN, A.P.; SOUZA, R.M.; TANAKA, D.K. Análise comportamental dos coeficientes de atrito e desgaste de sistemas revestidos submetidos a desgaste micro-abrasivo. **Tecnologia em Materiais, Metalurgia e Mineração**. São Paulo, v. 6, n. 4, p. 237-244, 2010.

DE LA ROSA, Y. E. N. **Resistência ao desgaste, corrosão e sinergia do aço duplex UNS S32205 com e sem nitretação a plasma em baixa temperatura**. 2018. 120f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica e de Materiais) - Universidade Federal do Paraná, Curitiba, PR, Brasil, 2018.

DIAS, F. M. S.; FONSECA, A. V.; HAUEGEN, C. G.; LINS, J. F. C.; CAMPOS, M. F. Textura e comportamento mecânico de aços IF estabilizados ao Ti e Nb-Ti. **Tecnologia em Metalurgia, Materiais e Mineração**, v. 9, n.4, p. 2094-301, 2012, São Paulo - SP, Brasil.

DOGAN, C.P., HAWK, J.A. Microstructure and abrasive wear in silicon nitride ceramics. **Wear**, v. 250, p. 256 - 263, 2001.

ERICKSON, L.C., HAWTHORNE, H.M., TROCZYNSKI, T. Correlations between microstructural parameters, micromechanical properties and wear resistance of plasma sprayed ceramic coatings. **Wear**, v. 250, p. 569-575, 2001.

FIETO, B. M. **Evolução da microestrutura e das propriedades mecânicas de aços IF tratados termomecanicamente** 2013. 75f. Trabalho de Conclusão de Curso (Projeto de Graduação em Engenharia de Materiais) - Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2013.

FONSECA, M. A.; ALVES, W. B.; LACERDA, J. C. Estampabilidade dos aços IF e AA para aplicação automotiva. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO, 5, 2009, Belo Horizonte - MG, Brasil. **Anais ...** Belo Horizonte: COBEF, 2009. p. 1-6.

GOMES SEGUNDO, H.V. **Efeito da Variação do teor de P e da Adição Conjunta de TiNb nas Propriedades Mecânicas dos Aços IF** 2016. 90f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) - Instituto Alberto Luiz Coimbra de Pós-Graduação e Pesquisa de Engenharia (COPPE), Universidade Federal do Rio de Janeiro, RJ, 2016.

GORNI, A. A.; SILVEIRA, J. H. D.; ALMEIDA FILHO, C. Efeito do processo de laminação a quente sobre as propriedades mecânicas de chapas finas de aço IF laminadas a

frio. In: SEMINÁRIO DE LAMINAÇÃO – PROCESSOS E PRODUTOS LAMINADOS E REVESTIDOS, 39, 2002, Ouro Preto, Brasil. **Anais ...** São Paulo: ABM, 2002. p. 1-10.

HOILE, S. Processing and properties of mild interstitial free steels. **Materials Science and Technology**, v.16, n.10, p. 1079-1093, 2000.

HUTCHINGS, I.M. **Tribology: Friction and Wear of Engineering Materials**. 7th. edition. London: Edward Arnold, 1992.

HUTCHINSON, W. B. Practical aspects of texture control in low carbon steels. **Materials Science Forum**, v. 157-162, p. 1917-1928, 1994.

KASSMAN, A.; JACOBSON, S.; ERICKSON, L.; HEDENQVIST, P.; OLSSON, M. A new test method for the intrinsic abrasion resistance of thin coatings. **Surface and Coatings Technology**, v. 50, p. 75–84, 1991.

KATO, K. Wear in relation to friction - a review. **Wear**, v. 241, p. 151-157, 2000.

KRAUSS, G.; WILSHYNSKY, D.O.; MATLOCK, D.K., Processing and Properties of Interstitial-Free Steels. In: INTERNATIONAL SYMPOSIUM ON INTERSTITIAL FREE STEEL SHEET: PROCESSING, FABRICATION AND PROPERTIES. Ed. L.E. Collins; D.L. Baragar, Ottawa, Canada: **CIM**, 1991. p. 1-14.

LASCOSQUI, P. S. B.; RODRIGUES, F. J. S. Desenvolvimento de aços ultra baixo carbono estabilizados ao Ti na CST Arcelor Brasil para aplicação automobilística. In: CONGRESSO ANUAL DA ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METALURGIA E MATERIAIS, 62, 2007, Vitória – ES, Brasil. **Anais ...** São Paulo: ABM, 2007.

LOW, M. **Determinação do estágio inicial da recristalização em ligas de Al e difração de raios X** 2000. 113f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) – Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares/Comissão Nacional de Energia Nuclear, São Paulo, SP, 2000.

MANFRIDINI, A. P. A. **Avaliação da estrutura e da resistência mecânica de aços IF nitretados a plasma com pré-encruamento** 2014. 104f. Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Minas) - Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, MG, Brasil, 2014.

MANG, T.; BOBZIN, K.; BARTELS, T. **Industrial Tribology: Tribosystems, Friction, Wear and Surface Engineering, Lubrication**. Germany: Wiley -VCH, 2010. 672p.

MOHRBACHER, H. Niobium based metallurgical concepts and strategies for the production of IF-HS and IF-BH steel grades. In: PROCEEDINGS OF THE INTERNATIONAL CONFERENCE ON INTERSTITIAL FREE STEELS: MANUFACTURING APPLICATIONS IFSTEEL-2010; 2010; Jamshedpur, India. Belgium: NiobelCon; 2010. 12 p.

MORAES, A. L.; CARVALHO, F. A. **Análise da microestrutura e das propriedades mecânicas do aço IF – Nb/Ti** 2016. 50f. Trabalho de Conclusão de Curso (Projeto de Graduação em Engenharia Mecânica) - Centro Federal de Educação Tecnológica, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2016.

NAJAFI-ZADEH, A.; YUE, S.; JONAS, J. J. Influence of Hot Strip Rolling Parameters on Austenite Recrystallization in IF Steel. **ISIJ International**, v. 32, n. 2, p. 213-221, 1992.

OLIVEIRA, D. L. S. **Otimização do corte de pontas de um aço livre de intersticiais laminado a quente usando tesoura do tipo guilhotina**. 2011. 136f. Dissertação (Mestrado em Ciências na Área de Concentração: Materiais Metálicos, Cerâmicos e Poliméricos) - Escola de Engenharia de Lorena da Universidade de São Paulo, Lorena, SP, Brasil, 2011.

OLIVEIRA, M. P. **Estudo de Envelhecimento em aços galvanizados por imersão a quente**. 2003. Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação em Engenharia Metalúrgica) - Universidade Federal Fluminense, Volta Redonda, RJ, Brasil, 2003.

PEREIRA, L. R. A.; FREITAS, M. C. S. R.; SÁ, L. G. S.; ARAÚJO, V. H. L.; MATTOS, G. B. Análise comparativa dos materiais para estampagem profunda via recozimento contínuo e em caixa. In: CONGRESSO ANUAL ABM, 54, 1999, São Paulo, Brasil.

PRADHAN, R. Cold-rolled interstitial-free steels: a discussion of some metallurgical topics. In: PROCEEDINGS OF INTERNATIONAL FORUM FOR PHYSICAL METALLURGY OF IF STEELS, **ISIJ International**, p.165-177, 1994.

RODRIGUES JÚNIOR, J. P. **Influência das temperaturas de encharque e superenvelhecimento nas propriedades mecânicas de um aço ultra baixo carbono com características BH processado via recozimento contínuo** 2010. 75f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Minas) - Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2010.

RUTHERFORD, K.L., HUTCHINGS, I.M., A micro-abrasive wear test, with particular application to coated systems. **Surface and Coatings Technology**. v. 79, p. 231–239, 1996.

SANTANA, V. G.; MARTINS, C. A.; PORTO, R.; BELLON, J. C.; CARVALHO, R. D.; GODEFROID, L. B. Desenvolvimento de aços com microestrutura controlada para rodas automotivas na AM-Tubarão. In: CONGRESSO DA ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METALURGIA E MATERIAIS, 62, 2007, Vitória, ES, Brasil. **Anais ...** São Paulo: ABM, 2007.

SANTOS, I. C. **Modelo computacional de previsão de embutibilidade em um aço livre de intersticiais** 2015. 126f. Dissertação (Mestrado em Ciência dos Materiais) - Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2015.

SANTOS, F. H. **Distribuição da Deformação no Aço IF Laminado**. 2019. 29f. Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação em Engenharia Metalúrgica) – Escola de Minas, Universidade Federal de Ouro Preto, Ouro Preto, MG, Brasil, 2019.

SARAY, O.; PURCEK, G.; KARAMAN, I.; NEINDORF, T.; MAIER, H. J. Equal-channel angular sheet extrusion of interstitial-free (IF) steel: Microstructural evolution and mechanical properties. **Materials Science and Engineering**, v.528, p.6573-6583, 2011.

SILVA, M. R. S.; VALLIM, P. S. S.; SILVEIRA, J. H. D.; GOMES, H. L.; GORNI, A. A.; GUIA, J. R. P.; SILVA, M. A.; FILHO, C. C. Estudo da laminação de Aços IF no Laminador de tiras a Quente da COSIPA. In: SEMINÁRIO DE LAMINAÇÃO - PROCESSOS E PRODUTOS LAMINADOS E REVESTIDOS, 43, 2006, Curitiba - PR. **Anais...** São Paulo: ABM, 2006. p.323-331.

SONEGHET, N. F. **Análise de tensões residuais em juntas soldadas a laser de aço IF submetidas a dobramento** 2017. 44f. Trabalho de Conclusão de Curso (Projeto de Graduação em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal Fluminense, Niterói, RJ, Brasil, 2017.

STOROJEVA, L.; ESCHER, C.; BODE, R.; HULKA, K.; BURKO, D. Effect of Nb/C ratio and processing conditions on aging behavior and BH-effect of ULC sheet steels. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON THE PROCESSING, MICROSTRUCTURE AND PROPERTIES OF IF STEELS, 2000, Pittsburg. IF steels 2000. **Proceedings ...** Warrendale: Iron & Steel Society, 2000, p. 201-213.

TAMURA, I.; SEKINE, H.; TANAKA, T.; OUCHI, C. **Thermomechanical Processing of High-Strength Low Alloy Steel**, London: Butterworth-Heinemann, 1988. 248p.

VERLINDEN, B.; DRIVER, J.; SAMAJDAR, I.; DOHERTY, R. Thermo-Mechanical Processing of Steel. Series. Ed. Robert W. Cahn. Chapter 15: **Thermo-Mechanical Processing of Metallic Materials**. Amsterdam: Elsevier, 2007, p. 407-448.

ULSAB-AVC Program, 2001. Technical Transfer Dispatch #6, 05-01-2001. ULSAB-AVC Body Structures Materials. www.ulsab-avc.org/ulsab_ttd