

UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
ESCOLA DE ENGENHARIA
PROGRAMA DA PÓS GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MINAS,
METALÚRGICA E DE MATERIAIS – PPGE3M

ESTUDO DOS PROCESSOS DE FABRICAÇÃO DE LÂMINAS DE FACAS EM AÇO
INOXIDÁVEL MARTENSÍTICO COMPARANDO DOIS MATERIAIS ALTERNATIVOS

MIGUEL CARLOS MANFRIN

Dissertação para obtenção do título de Mestre em Engenharia

Porto Alegre

2020

UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
ESCOLA DE ENGENHARIA
PROGRAMA DE PÓS GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MINAS
METALÚRGICA E DE MATERIAIS - PPGE3M

**ESTUDO DOS PROCESSOS DE FABRICAÇÃO DE LÂMINAS DE FACAS EM AÇO
INOXIDÁVEL MARTENSÍTICO COMPARANDO DOIS MATERIAIS ALTERNATIVOS**

Dissertação submetida ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Rio Grande do Sul, como requisito parcial à obtenção do título de Mestre em Engenharia, modalidade Acadêmica.

Área de Concentração: Processos de Fabricação

Porto Alegre
2020

Esta dissertação foi analisada e julgada adequada para a obtenção do título de Mestre em Engenharia na área de Processos de Fabricação e aprovada em sua forma final pelo Orientador e pela Comissão Examinadora designada pelo Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Rio Grande do Sul.

Prof. Dr. Lirio Schaeffer
Orientador

Prof. Dr. Afonso Reguly
Coordenador do PPGEM

Aprovado em: ____/____/____

BANCA EXAMINADORA

Prof. Dr. Mario Wolfart Junior – IFC _____

Prof. Dr. Alberto Moreira Guerreiro Brito – UFRGS _____

Prof. Dr. Jorge Luis Braz Medeiros – FURGS _____

AGRADECIMENTOS

Inicialmente a Deus, por me proporcionar mais esta Conquista, pelas oportunidades colocadas em minha vida e por sua presença constante.

A minha família, em especial minha esposa Mara e filho Lorenzo, pelo apoio, paciência e alegria; fazendo parte da minha história.

Aos meus pais Plácido e Ingrid, ambos falecidos, que me criaram, educaram e foram os responsáveis pela formação do meu caráter.

Ao meu orientador Prof. Dr. Ing. Lirio Schaeffer, pelos conselhos, ensinamentos, incentivos, oportunidades e direcionamento.

A MUNDIAL S/A, empresa onde trabalho, por me proporcionar a utilização da sua estrutura na realização de alguns trabalhos, em especial: Sr. Geominário Zanoti, Sra. Marcia Passos, Sr. Lucas Mendonça e Sr. Matheus Souza.

A todos os colegas dos Laboratórios de Transformação Mecânica (LdTM), Fundação (LAFUN) e de Metalurgia Física (LAMEF), todos pertencentes a Universidade Federal do Rio Grande do Sul, que me auxiliaram na realização de vários trabalhos.

A todos os amigos, colegas de trabalho e professores que participaram e auxiliaram nestes anos de pesquisa.

RESUMO

Devido à concorrência Internacional os frigoríficos Brasileiros que abatem e processam carne bovina estão tendo que maximizar os rendimentos nos processos de desossa. Para isso estão em constante busca por novos processos e ferramentas que atendam as novas exigências. Alguns frigoríficos estão importando facas que tenham materiais e processos de fabricação que sejam compatíveis aos altos níveis de esforços a que estão sendo submetidas. Dentro deste contexto, neste trabalho foram analisados dois Aços Inoxidáveis Martensíticos que são indicados e utilizados internacionalmente na fabricação de facas: Aços DIN 1.4116, fornecedor “A” e DIN 1.4034, fornecedor “B”. Tendo como Objetivo Principal “Determinar as principais diferenças existentes entre os dois Aços e qual deles é o mais indicado para a fabricação de facas a serem utilizadas nas desossas de carne”; e como Objetivos Específicos, “Definir qual o Aço que possui melhor Resistência a Fadiga, quando submetido a esforços cíclicos e repetitivos; e melhor Resistência ao Desgaste, quando são utilizados em operações que desgastam o fio de corte”. Para isso foram analisados suas Composições Químicas, Estruturas Metalográficas e Propriedades Mecânicas através da realização do Ensaio de Tração. Também foram realizados dois ensaios simulando suas utilizações durante as operações de desossas de carnes: Ensaio de Desgaste do Fio de Corte e Ensaio de Fadiga de Lâmina de Facas. Os dois aços apresentaram Composições Químicas parecidas para a maioria dos elementos químicos presentes, porém o aço DIN 1.4116 possui uma porcentagem maior de Molibdênio. Com relação as Metalografias, o aço DIN 1.4034 apresentou quantidades e tamanhos menores de Carbonetos, estando dispersos na matriz metálica; o que demonstrou ser benéfico quando utilizado em esforços cíclicos com relação a vida em fadiga. Com relação as propriedades mecânicas, os dois materiais apresentaram similaridades, conforme verificado nos testes de Tração. Os resultados deste trabalho mostraram que as diferenças entre os dois Aços não impedem a fabricação de facas com qualidade superior em termos de boas propriedades mecânicas com qualquer um dos dois aços. Sendo que o DIN 1.4116, mais indicado para facas que necessitem de maior Resistência ao Desgaste na região do fio de corte e o DIN 1.4034, para facas que necessitem maior resistência a esforços cíclicos repetitivos, proporcionando uma maior Resistência a Fadiga.

Palavras-chave: aços inoxidáveis martensíticos, facas para desossas de carnes, desgaste de fio de corte e fadiga em lâminas de facas.

ABSTRACT

Due to international competition Brazilian slaughterhouses that slaughter and process beef are having to maximize efficiency in deboning processes, for this they are in constant search for new processes and tools that meet these requirements. Some slaughterhouses are importing knives that have materials and manufacturing processes that meet the high levels of effort being subjected to. Within this context, this work analyzed two Martensitic Stainless Steels that are indicated and used internationally in the manufacture of knives: Steel DIN 1.4116, supplier “A” and DIN 1.4034, supplier “B”. Having as main objective to determine the main differences between the two steels and which one is the most suitable for the manufacture of knives; and as Specific Objectives, to define which Steel has the best resistance to fatigue, when subjected to cyclic and repetitive stresses, and the best resistance to the wear of the cutting edge during meat boning operations. For that were compared their Chemical Compositions, Metallographic Structures and Mechanical Properties with Tensile Test performed with determination of the Engineering Curves and Elasticity Modules. Also within this same context, two tests were carried out simulating their use during meat boning operations: Cutting Edge Wear Test (EDF) and Knife Blade Fatigue Test (EFL). The two steels showed similar chemical compositions for most of the chemical elements present, but the steel DIN 1.4116, showing a higher percentage of Molybdenum and Vanadium. Regarding its Metallographic Structures, DIN 1.4034 steel presented smaller quantities and sizes of Carbides, being well dispersed in the metallic matrix; which has been shown to be beneficial when used in cyclical efforts with respect to life in fatigue. Regarding the mechanical properties, the two materials showed similarities as verified in the Tensile tests. The results of this work showed that the differences between the two materials do not prevent the manufacture of a superior product in terms of good mechanical properties with any of the two steels, with DIN 1.4116 steel being more suitable for blades that require greater resistance to wear which provides you with greater cutting edge durability and DIN 1.4034 for knife blades that require greater efforts in cyclic loading providing greater resistance to fatigue.

Keywords: martensitic stainless steels, slaughterhouse, meat boning knives, cutting edge wear and knife blade fatigue.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1: Exemplo de Lâmina de facas para utilização em desossas de carnes.....	15
Figura 2: Diagrama representativo das etapas do estudo realizado: parte teórica	17
Figura 3: Diagrama de fases ferro-carbono (CALLISTER, 2012)	20
Figura 4: Diagrama Pseudobinário do sistema ferro-carbono-cromo (BUNGARDT, 1958)	22
Figura 5: Fotomicrografias de aços inoxidáveis martensíticos temperados e revenidos: (a) aço AISI 410 e (b) aço AISI 420 (ASM Handbook, 2004)	26
Figura 6: Influência da temperatura de revenimento x dureza do aço inoxidável martensítico AISI 420 (0,22%C) (adaptado de WISTON, 2011)	27
Figura 7: (a) Distribuição dos carbonetos no estado recozido e no, (b) temperado à 1025°C (PINEDO, 2004)	28
Figura 8: Curva Tempo-Temperatura-Transformação (TTT) Aço AISI 420 (Adaptado de BONIARDI. M e CASAROLI. A, 2014)	31
Figura 9: (a) grãos polidos e atacados quimicamente. (b) fotomicrografia de uma amostra de latão policristalina. 60X (CALLISTER, 2012)	33
Figura 10: (a) seção de um contorno de grão e o sulco superficial produzido por ataque químico. (b) fotomicrografia da superfície de uma liga ferro-carbono polida e atacada quimicamente, onde os contornos de grão aparecem escuros.100X (CALLISTER,2012)	34
Figura 11: Difrátograma para uma amostra policristalina de ferro α (CALLISTER, 2012)	35
Figura 12: Representação esquemática do equipamento para realizar ensaio de tração (CALLISTER, 2001)	36
Figura 13: Dimensões esquemáticas de um ensaio de tração (SCHAEFFER, 2004)	37
Figura 14: Curva de engenharia: tensão (σ) x deformação relativa (ϵ)	39
Figura 15: Efeito do tamanho de grão na vida em fadiga no aço 6C22Mn (adaptado de HAMADA, A.S. e KARJASNEN, 2010)	42
Figura 16: Matriz de aço inoxidável martensítico (41 HRC) (ASM Metals Handbook, vol 9, 2004)	43
Figura 17: Diagrama de Schaeffer (OCHOS, 2007)	44
Figura 18: Tensão quando solicitado ciclicamente em (a) amplitude de deformação constante, (b) endurecimento cíclico, (c) amolecimento cíclico (STEPHENS, 2001)	48

Figura 19: Curva da deformação total: vida em fadiga x deformação total (adaptado de STEPHENS, 2001)	49
Figura 20: Efeito do acabamento superficial x Resistência à tração. (STEPHENS, 2001)	51
Figura 21: Típica superfície de fratura em fadiga (STEPHENS, 2001)	53
Figura 22: Escorregamento esquemático devido a carregamentos externos: (a) carregamento monotônico, (b) carregamento cíclico, (c) progressão de um para intrusão / extrusão (STEPHENS, 2001)	55
Figura 23: Crescimento esquemático de uma trinca de fadiga transcrystalina: estágio 1 (cisalhamento) e o estágio 2 (tração) de crescimento (adaptado de STEPHENS, 2001)	57
Figura 24: Influência da temperatura de austenitização na dureza (CANDELARIA, A.F. PINEDO, C.E.)	58
Figura 25: Diagrama representativo das etapas do estudo realizado: parte experimental	59
Figura 26: (a) Chapa em bobina aço DIN 1.4116 esp. 2,9 mm; (b) chapa em bobina aço DIN 1.4034 esp. 2 mm; (c) corte de tira aço DIN 1.4116; (d) corte de tira aço DIN 1.4034	60
Figura 27: Imagem do MEV SHIMADZU SSX-550.....	62
Figura 28: (a) medidas do CP; (b) imagem do CP	63
Figura 29: Prensa servo-hidráulica do tipo MTS 810	64
Figura 30: Extensômetro usado para medir o alongamento do CP	64
Figura 31: CPs utilizados para o teste de Desgaste de Fio de Corte	65
Figura 32: Rebolo helicoidal utilizado para afiação de facas	66
Figura 33: Desenho do fio de corte de uma faca	66
Figura 34: Máquina de teste de desgaste de fio de facas	67
Figura 35: Dispositivo de fixação da faca e do maço de papel	68
Figura 36: Desenho 2D Equipamento de teste de fadiga de lâmina de facas	69
Figura 37: Movimento de flexão da lâmina de faca	70
Figura 38: (a) lâmina posicionada em P1, (b) lâmina posicionada em P1'.....	71
Figura 39: Lâmina quebrada durante ensaio de fadiga	72
Figura 40: localização onde foi realizada a microestrutura	73
Figura 41: Microestrutura do aço DIN 1.4116: (a) regiões A1; (b) A3 e (c) A2 (100X)	74
Figura 42: Microestrutura do aço DIN 1.4034: (a) regiões A1; (b) A3 e (c) A2 (100X)	76

Figura 43: (a) Imagem MEV (5000X) e (b) gráfico do espectro de emissão de raios X para o carboneto do aço DIN 1.4116.....	76
Figura 44: (a) Imagem MEV (5000X) e (b) gráfico do espectro de emissão de raio X para o carboneto do aço DIN 1.4034.....	77
Figura 45: fração de volume dos carbonetos precipitados: (a) metalografias da fig.41 na região A3 do aço DIN 1.4116 e (b) metalografia da fig.42 na região A3 do aço DIN 1.4034 (100X)	78
Figura 46: Curva do Aço DIN 1.4116: Tensão de engenharia (σ) x Deformação relativa (ϵ)	81
Figura 47: Curva do Aço DIN 1.4034: Tensão de engenharia (σ) x Deformação relativa (ϵ)	81
Figura 48: Curvas de desgaste do fio de corte dos CPs1 (aço DIN 1.4116) e CPs2 (aço DIN 1.4034)	83
Figura 49: Curvas de fadiga dos aços: (a) CPs1 (aço DIN 1.4116) e (b) CPs2 (aço DIN 1.4034)	84
Figura 50: Imagem gerada pelo microscópio OLYMPUS SZ-CTV para o CP1a (aço DIN 1.4116)	85
Figura 51: Imagem gerada pelo microscópio OLYMPUS SZ-CTV para o CP2c (aço DIN 1.4034)	86
Figura 52: Imagem gerada pelo MEV para o CP1a (aço DIN 1.4116) (80X)	86
Figura 53: (a) Imagem ampliada da “seção A” da fig. 52 gerada pelo MEV para o CP1a (aço DIN 1.4116) (700X), (b) gráfico da composição química da inclusão na matriz metálica gerado pelo espectro de emissão de raios X	87
Figura 54: Imagem gerada pelo MEV para o CP2c (aço DIN 1.4034) (60X)	88
Figura 55: Imagem ampliada da “seção A” da figura 54 gerada pelo MEV (300X)	88

LISTA DE TABELAS

Tabela 1: Especificações, composições, propriedades mecânicas e aplicações para aços Inoxidáveis Austeníticos, Ferríticos, Martensíticos e endurecíveis por precipitação	19
Tabela 2: Composição química dos aços inoxidáveis (NBR5601 de 12/2011)	20
Tabela 3: Composição química dos aços DIN 1.4116 e DIN 1.4034 (% em massa)	23
Tabela 4: Propriedades Mecânicas do aço DIN 1.4116.....	23
Tabela 5: Propriedades Mecânicas do aço DIN 1.4034.....	24
Tabela 6: Módulos de Elasticidade (E) e tensão limite de escoamento (Re) para alguns materiais comerciais	40
Tabela 7: Adequação relativa dos aços inoxidáveis para vários métodos de conformação.....	45
Tabela 8: Dados dos CPs utilizados no teste de desgaste do fio de corte (fig.33)	67
Tabela 9: Dados dos CPs utilizados no teste de fadiga de lâmina de facas (fig.33)	70
Tabela 10: Porcentagem dos elementos químicos encontrados no carboneto do aço DIN 1.4116	77
Tabela 11: Porcentagem dos elementos químicos encontrados no carboneto do aço DIN 1.4034	77
Tabela 12: Resultados médios dos ensaios de dureza Rocwell B e C	79
Tabela 13: Resultados das análises das composições químicas dos aços	79
Tabela 14: Propriedades mecânicas dos aços DIN 1.4116 e DIN 1.4034	80
Tabela 15: Resultados do desgaste do fio de corte dos CPs1(aço DIN 1.4116) e CPs2 (aço DIN 1.4034)	82
Tabela 16: Resultados do teste de fadiga com os CPs1(aço DIN 1.4116) e CPs2 (aço DIN 1.4034)	84

LISTA DE ABREVIATURAS

ABNT	Agência Brasileira de Normas Técnicas
AHSS	Aço Avançado de Alta Resistência (Advanced High Strength Steel)
AISI	American Iron and Steel Institute
ANVISA	Agência Nacional de Vigilância Sanitária
CP	Corpo de Prova
EDF	Ensaio de Desgaste do fio de corte de facas
EFL	Ensaio de Fadiga de Lâmina de facas
FR	Fragilização ao revenido
HB	Dureza Brinell
HRB	Dureza Rockwell B
HRC	Dureza Rockwell C
HSLA	Aço de Alta Resistência e Baixa Liga (High Strength Low Alloy Steel)
HV	Dureza em Vickers
INMETRO	Instituto Nacional de Metrologia
kHz	Kilo-hertz (1000 Hz): Unidade de frequência
LAMEF	Laboratório de Metalurgia Física
LdTM	Laboratório de Transformações Mecânicas
MEV	Microscópio eletrônico de varredura
NBR	Norma Brasileira Regulamentadora
UFRGS	Universidade Federal do Rio Grande do Sul
UNS	Sistema Unificado de Numeração

LISTA DE SÍMBOLOS

A	Área	$[mm^2]$
A_0	Área da secção inicial	$[mm^2]$
b_0	Largura inicial	$[mm]$
b_1	Largura final	$[mm]$
E	Energia	$[KeV]$
E	Módulo de elasticidade	$[MPa]$
d	Distância entre planos atômicos	$[Å]$
F	Força	$[N]$
FV	Fração Volumétrica de Carbonetos na liga	$[%]$
I	Intensidade luminosa	$[ct/s]$
K_s	Fator de superfície	$[-]$
l	Comprimento instantâneo	$[mm]$
l_0	Comprimento inicial	$[mm]$
l_1	Comprimento final	$[mm]$
M_s	Temperatura de início da transformação da austenita em martensita	$[°C]$
M_f	Temperatura onde a transformação da austemita em martensita está completa	$[°C]$
N_f	Vida em fadiga	$[Hz]$
R_m	Resistência à tração	$[MPa]$
R_e	Tensão de escoamento	$[MPa]$
s	Desvio padrão.....	$[-]$
S_0	Espessura inicial da chapa	$[mm]$
S_1	Espessura final da chapa	$[mm]$
T	Temperatura	$[°C]$
T_R	Temperatura de Revenimento	$[°C]$
t	Tempo	$[s]$

SÍMBOLOS GREGOS

Δl	Deformação absoluta no comprimento	$[mm]$
Δb	Deformação absoluta na largura	$[mm]$
Δs	Deformação absoluta na espessura	$[mm]$
δ	Alongamento do CP	$[%]$
ε	Deformação relativa	$[%]$
σ	Tensão normal	$[MPa]$
$\Delta\sigma$	Varição total na tensão real	$[MPa]$
$\Delta\varepsilon$	Varição total na deformação relativa	$[%]$
γ	Campo de fases da Austenita	$[-]$
α	Campo de fases da Ferrita	$[-]$
λ	Comprimento de onda	$[Å]$
θ	Ângulo de incidência do feixe de radiação em relação ao plano considerado	$[°]$

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	15
1.1 FORMULAÇÃO DO PROBLEMA.....	15
1.2 OBJETIVO PRINCIPAL.....	15
1.2.1 Objetivos Específicos	16
1.3 ESTRUTURA DO TRABALHO.....	16
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	18
2.1 HISTÓRIA DA FABRICAÇÃO DE FACAS.....	18
2.2 AÇOS INOXIDÁVEIS.....	18
2.2.1 Propriedade dos Aços Inoxidáveis Martensíticos.	21
2.2.2 Propriedades dos Aços DIN 1.4116 e DIN 1.4034	23
2.2.2.1 <i>Composição Química</i>	23
2.2.2.2 <i>Propriedades Mecânicas</i>	23
2.2.3 Tratamento térmico dos Aços Inoxidáveis Martensíticos	24
2.2.3.1 Processo de Tempera dos Aços	24
2.2.3.2 Processo de Revenimento.....	25
2.2.4 Diagrama Tempo-Temperatura-Transformação.....	30
2.2.5 Caracterização da microestrutura	32
2.2.6 Microscopia ótica	32
2.2.6.1 <i>Microscópio Ótico</i>	33
2.2.6.2 <i>Microscópio Eletrônico</i>	34
2.2.7 Difração de Raio X	35
2.3 PROPRIEDADES MECÂNICA DOS MATERIAIS.....	36
2.3.1 Ensaio de Tração	36
2.3.2 Curva de Engenharia (Convencional)	38
2.3.2.1 <i>Tensão de escoamento, Tensão máxima e Tensão de ruptura</i>	38
2.3.2.2 <i>Módulo de elasticidade</i>	39
2.3.3 Efeitos do tamanho e contorno de grãos nos Aços Inoxidáveis	40
2.3.4 Imperfeições nos Aços Inoxidáveis	42

2.3.5	Efeitos da morfologia nos Aços Inoxidáveis	42
2.3.6	Trabalhabilidade dos Aços Inoxidáveis Martensíticos	44
2.3.7	Resistência ao desgaste dos Aços	46
2.3.8	Efeito do comportamento cíclico nas tensões e deformações nos Aços.....	47
2.3.8.1	<i>Estimativa de vida em fadiga</i>	48
2.3.8.2	<i>Efeito da microestrutura no comportamento cíclico dos Aços</i>	49
2.3.8.3	<i>Efeito do acabamento superficial no comportamento cíclico dos Aços</i>	50
2.3.8.4	<i>Efeito da frequência no comportamento cíclico dos Aços</i>	51
2.3.8.5	<i>Superfície da fratura e suas características macroscópicas</i>	52
2.3.8.6	<i>Mecanismos de fadiga e aspectos microscópicos da fratura</i>	54
2.3.8.7	<i>Comportamento da fadiga de Aços Inoxidáveis</i>	57
3.	METODOLOGIA E PLANEJAMENTO EXPERIMENTAL	59
3.1	MATERIAIS UTILIZADOS.....	60
3.2	CARACTERIZAÇÃO DOS MATERIAIS	61
3.2.1	Análise metalográfica	61
3.2.2	Determinação do tamanho de grão	61
3.2.3	Determinação da Fração de Volume de Carbonetos na liga	62
3.2.4	Medição de dureza	62
3.2.5	Análise da Composição Química	62
3.3	DETERMINAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS	63
3.3.1	Ensaio de tração	63
3.4	ENSAIO DE DESGASTE DO FIO DE CORTE	65
3.4.1	Determinação da curva de Desgaste do Fio de Corte	67
3.5	ENSAIO DE FADIGA DE LÂMINAS DE FACAS	69
3.5.1	Determinação da curva de Vida em Fadiga	71
3.5.2	Análise das superfícies de fratura (fractografia).....	72
4.	ANÁLISE EXPERIMENTAL	73
4.1	RESULTADOS DA CARACTERIZAÇÃO DOS MATERIAIS	73

4.1.1	Análises Metalografias	73
4.1.2	Determinação do Tamanhos de grão	78
4.1.3	Determinação da Fração Volumétrica dos Carbonetos na liga	78
4.1.4	Determinação das Durezas	79
4.1.5	Análise das Composições Químicas	79
4.2	DETERMINAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS	80
4.2.1	Determinação da Curva de Engenharia	80
4.3	ENSAIO DE DESGASTE DO FIO DE CORTE	82
4.3.1	Determinação da Curva de desgaste do Fio de Corte	82
4.4	ENSAIO DE FADIGA DE LÂMINAS DE FACAS	83
4.4.1	Determinação da Curva de vida em fadiga	83
4.4.2	Análise fractográfica	85
5.	DISCUSSÕES DOS RESULTADOS	89
6.	CONCLUSÕES	92
7.	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	93
8.	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	94

1. INTRODUÇÃO

1.1 FORMULAÇÃO DO PROBLEMA

Assim como em todos os seguimentos das Indústrias Nacionais, os frigoríficos também estão em busca de reduções de custos nos seus processos de fabricação.

Analisando mais especificamente os processos de desossas de carnes nos frigoríficos de bovinos, as exigências são por um rendimento próximo a 100% na retirada de carne dos ossos (<https://portaldbo.com.br/revista-dbo-edicao-421-novembro-de-2015/>).

As lâminas de facas (figura 1) estão sendo submetidas aos seus limites máximos de resistência mecânica, ocasionando um aumento no consumo devido aos seguintes fatores:

- Diminuição na vida útil, consequência da exigência por reafiações mais frequentes devido aos maiores desgastes que ocorrem na região do fio de corte;
- Quebra prematura das lâminas devido aos maiores esforços a que estão sendo submetidas ciclicamente.

Estes problemas estão fazendo com que este seguimento industrial tenha que importar alguns modelos de facas para estes tipos de operações, com materiais e processos compatíveis com as novas exigências.

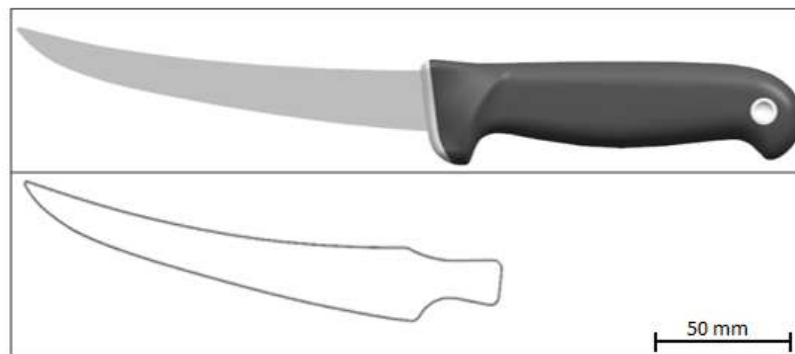


Figura 1 – Exemplo de Lâmina de facas para utilização em desossas de carnes
Fonte: (www.hercules.ind.br/#/categorias/facas-profissionais-facas-e-churrasco)

1.2 OBJETIVO PRINCIPAL

Devido à necessidade por ferramentas que atendam as novas exigências, fazem-se necessárias pesquisas por novos materiais e processos para a adequação dos fabricantes de facas

Nacionais para a nova realidade do mercado dos Frigoríficos.

Desta forma, este trabalho tem por Objetivo Principal “Determinar as principais diferenças existentes entre os dois Aços Inoxidáveis Martensíticos, DIN 1.4116 e DIN 1.4034, e determinar qual deles é o mais indicado para a fabricação de facas a serem utilizadas nas desossas de carne”.

1.2.1 Objetivos Específicos

Definir, através de vários ensaios realizados com os dois materiais, qual o Aço que possui melhor Resistência a Fadiga, quando submetido a esforços cíclicos repetitivos, e melhor Resistência ao Desgaste, quando submetido a esforços de desgaste na região do fio de corte.

1.3 ESTRUTURA DO TRABALHO

Primeiramente, foram definidos os materiais a serem avaliados e realizado um estudo teórico a partir de diversas bibliografias, incluindo livros, normas técnicas, artigos nacionais e internacionais objetivando definir quais Ensaio realmente representam e demonstram tecnicamente as características que um determinado material deve possuir na fabricação de facas para atender as novas necessidades nos processos de desossas de carnes.

A segunda fase da pesquisa consistiu na etapa experimental que se subdividiu em:

- I. Ensaio Metalúrgicos: Análises Metalográficas, Análise das Composições Químicas, Medições de Dureza e Medições do Tamanho de Grão;
- II. Ensaio Mecânicos: Tração, Desgaste de Fio de Corte e Fadiga de Lâmina de Facas.

O Ensaio de Tração foi realizado com o objetivo de avaliar as propriedades mecânicas dos materiais (curvas de Engenharia e módulos de elasticidade). O Ensaio de Desgaste de Fio de Corte, com o objetivo de verificarmos a durabilidade do fio de corte; e o Ensaio de Fadiga de Lâmina de Facas, para avaliarmos a vida em fadiga dos dois materiais. Sempre comparando os dois materiais que estão sendo estudados neste trabalho.

O diagrama de bloco na figura 2 ilustra as principais etapas do trabalho.

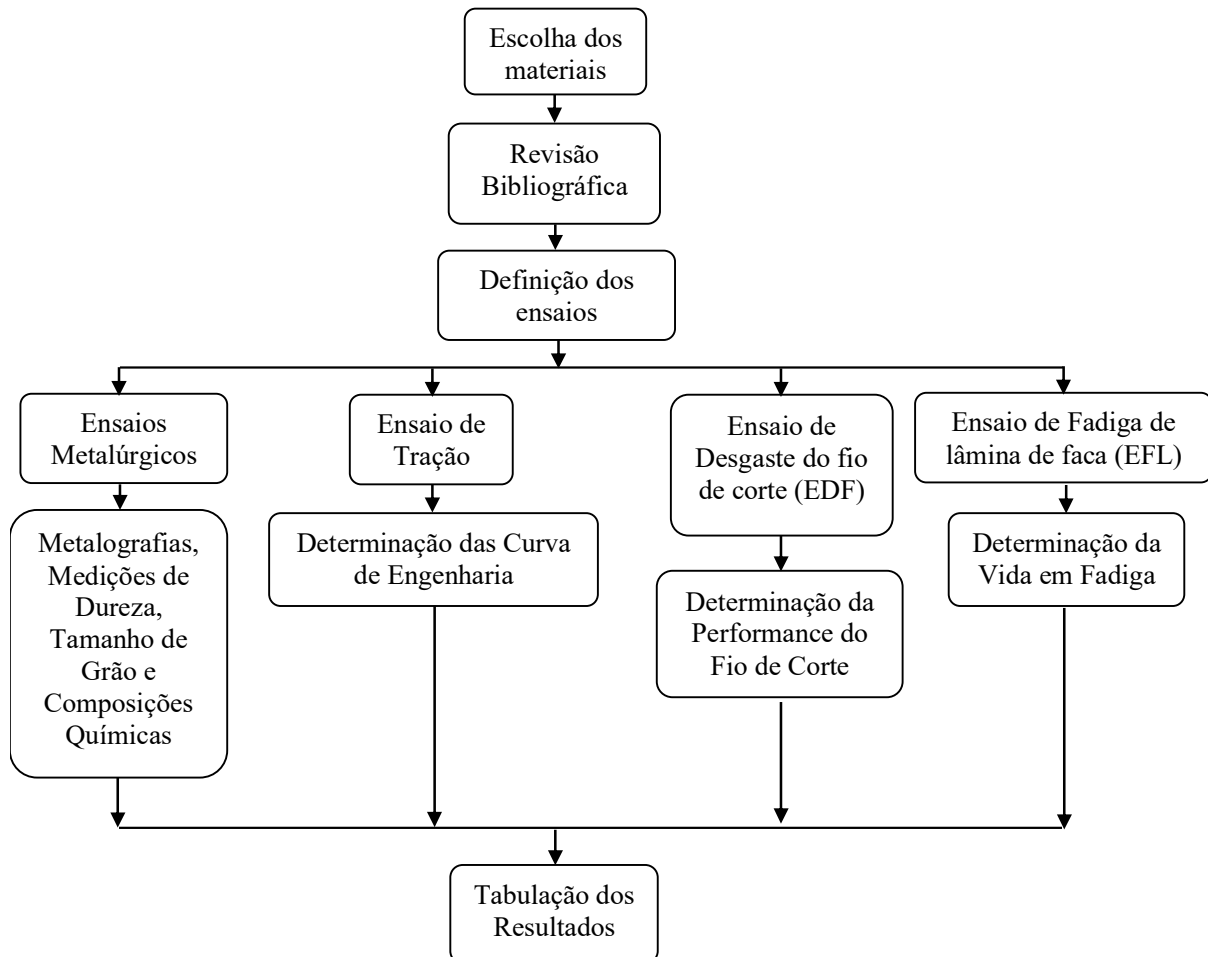


Figura 2 - Diagrama representativo das etapas do estudo realizado: parte teórica

Fonte: Autor

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 HISTÓRIA DA FABRICAÇÃO DE FACAS

Na história da **cutelaria** (*A cutelaria é a arte de fabricar, de forma artesanal ou industrial, instrumentos de corte, como facas, punhais, espadas, machados etc.*), muita coisa já mudou desde a época das cavernas, quando os primeiros cuteleiros criaram instrumentos de corte a partir da pedra lascada. Nessa escalada em busca de ferramentas mais precisas e resistentes, os seres humanos dominaram o cobre, o bronze, o ferro e o aço até chegar ao Aço Inoxidável.

No Brasil, as facas com lâminas em Aço Inoxidável conquistaram de vez as cozinhas a partir da década de 1990. Para cada uso, um tipo de faca e Aço utilizado. Nos modelos domésticos, o inox utilizado apresenta menos dureza e é mais fácil de afiar. As facas profissionais requerem aços inoxidáveis mais resistentes e duráveis, são mais difíceis de afiar.

No caso das facas esportivas, podem-se encontrar as mesmas especificações das facas profissionais. A diferença entre as facas profissionais e esportivas está no tamanho e espessuras das lâminas, no teor mais elevado de carbono, que confere melhores performances nos golpes e longa duração ao fio de corte.

Com relação à utilização no segmento profissional, os Aços Inoxidáveis para cutelaria atendem as exigências legais com relação às “Boas Práticas de Fabricação”. São aprovados e indicados para serem utilizados em contato com alimentos, segundo ANVISA (Resolução RDC nº 216 de 15/09/2004).

2.2 AÇOS INOXIDÁVEIS

Os Aços Inoxidáveis são altamente resistentes à corrosão em diversos ambientes, seu elemento de liga predominante é o cromo, pelo menos 11% de Cr é necessária.

Com base na fase predominante em sua microestrutura, os Aços Inoxidáveis são divididos em classes: Martensíticos, Ferríticos, Austeníticos, Duplex e Endurecíveis por precipitação.

A tabela 1, que lista vários Aços Inoxidáveis, por classe, juntamente com a composição, as propriedades mecânicas típicas e as aplicações. Uma ampla variedade de

propriedades mecânicas, combinadas com excelente resistência à corrosão, torna os aços inoxidáveis muito versáteis em termos de aplicações.

Tabela 1: Especificações, Composições, Propriedades Mecânicas e Aplicações para Aços Inoxidáveis Austeníticos, Ferríticos, Martensíticos e Endurecíveis por Precipitação.

Número AISI	Número UNS ¹	Composição (% p) ²	Condição	Limite de Resistência à tração, Rm [Mpa (Ksi)]	Limite de Escoamento, Re [Mpa (Ksi)]	Ductilidade [% Al em 50 mm (2pol)]	Aplicações típicas	
<i>Ferríticos</i>								
409	540900	0,08C, 11,0Cr, 1,0Mn, 0,5Ni, 0,75Ti	Recozido	380 (55)	205 (30)	20	Componentes de exaustão automotivos, tanques para pulverização agrícola	
446	544600	0,20C, 25,0Cr, 1,5Mn	Recozido	515 (75)	275 (40)	20	Válvulas para alta temperatura e moldes para vidro	
<i>Austeníticos</i>								
304	530400	0,8C, 19Cr, 9Ni, 2,0Mn	Recozido	515 (75)	205 (30)	40	Equipamentos para processamentos químicos e alimentos	
316L	531603	0,03C, 17Cr, 12Ni, 2,5Mo, 2,0Mn	Recozido	485 (70)	170 (25)	40	Construções com solda	
<i>Martensítico</i>								
410	54100	0,15C, 12,5Cr, 1,0Mn	Recozido T&R	485 (70) 825 (120)	275 (40) (90)	20 12	Canos de rifles, cutelaria, peças de motores de jatos	
440*	544002	0,7C, 17Cr, 0,75Mo, 1,0Mn	Recozido T&R	725 (105) 1790 (260)	415 (60) (240)	1650 5	20 5	Cutelaria, mancais, instrumentos cirúrgicos
<i>Endurecível por Precipitação</i>								
17-7PH	517700	0,09C, 17Cr, 7Ni, 1,0Al, 1,0Mn	Endurecido por Precipitação	1450 (210)	1310 (190)	1-6	Molas, facas e vasos de pressão	

*O restante da composição é constituído por ferro

Fonte: Adaptado de KALLISTER, 2012

Os Aços Inoxidáveis Martensíticos são capazes de ser tratados termicamente, de tal maneira que a martensita é o principal microconstituente. As adições de elementos de liga em concentrações significativas produzem mudanças drásticas no diagrama de fases para ferro-carbono (figura 3).

Para os Aços Inoxidáveis Austeníticos, o campo de fases da austenita (γ) é estendido até a temperatura ambiente. Os Aços Inoxidáveis Ferríticos são compostos pela fase ferrita (α). Os Aços Inoxidáveis Austeníticos e Ferríticos são endurecidos por deformação plástica e tem sua resistência Mecânica aumentada pelo trabalho a frio (CALLISTER, 2012).

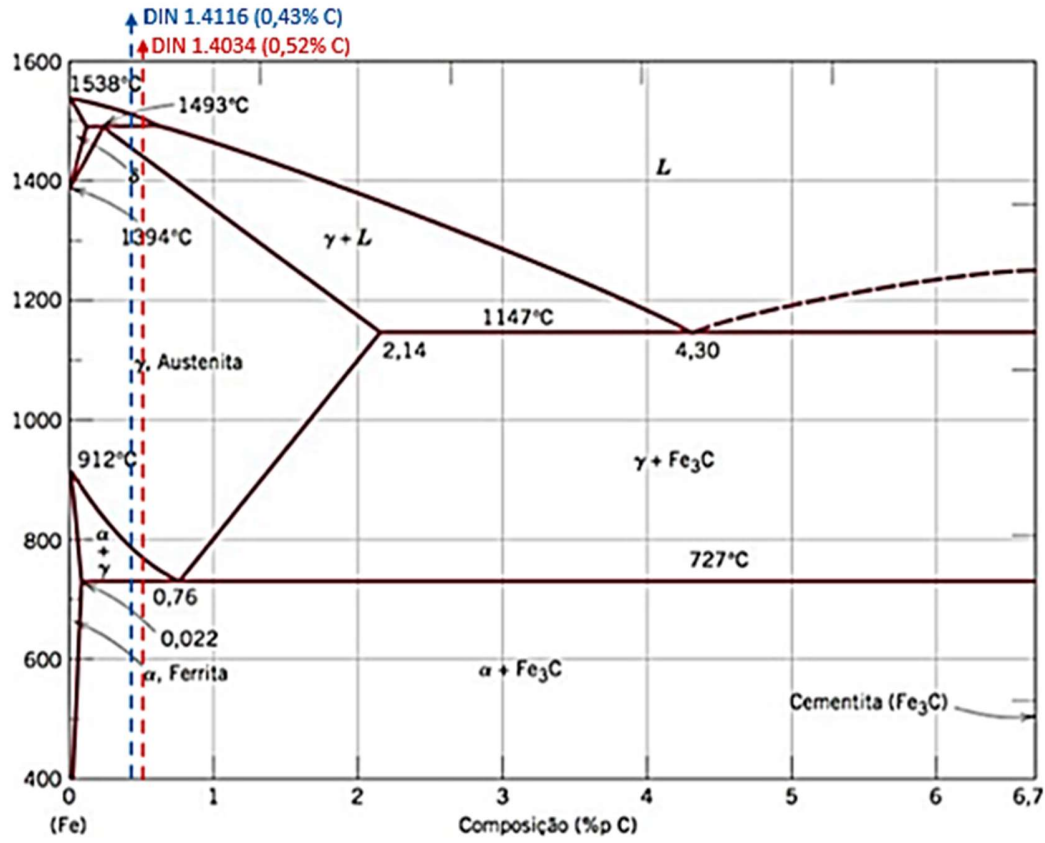


Figura 3 – Diagrama de fases ferro-carbono.

Fonte: Adaptado de CALLISTER, 2012.

A Tabela 2 apresenta a composição química completa dos principais Aços Inoxidáveis fabricados.

Tabela 2: Composição química dos Aços Inoxidáveis (NBR5601 de 12/2011)

	% C	% Si	% Mn	% P	% S	% Ni	% Cr	% Mo
301	≤ 0,15	≤ 1,00	≤ 2,00	≤ 0,045	≤ 0,03	6,0/ 8,0	16,0/ 18,0	-
302	≤ 0,15	≤ 1,00	≤ 2,00	≤ 0,045	≤ 0,03	8,0/ 10,0	17,0/ 19,0	-
304	≤ 0,08	≤ 0,75	≤ 2,00	≤ 0,045	≤ 0,03	8,0/ 10,5	18,0/ 20,0	-
304 L	≤ 0,03	≤ 0,75	≤ 2,00	≤ 0,045	≤ 0,03	8,0/ 12,0	18,0/ 20,0	-
316	≤ 0,08	≤ 0,75	≤ 2,00	≤ 0,045	≤ 0,03	10,0/ 14,0	16,0/ 18,0	2,0/ 3,0
316 L	≤ 0,03	≤ 0,75	≤ 2,00	≤ 0,045	≤ 0,03	10,0/ 14,0	16,0/ 18,0	2,0/ 3,0
321	≤ 0,08	≤ 0,75	≤ 2,00	≤ 0,045	≤ 0,03	9,0/ 12,0	17,0/ 19,0	-
409	≤ 0,03	≤ 1,00	≤ 1,00	≤ 0,040	≤ 0,02	≤ 0,50	10,5/ 11,75	-
410	≤ 0,15	≤ 1,00	≤ 1,00	≤ 0,040	≤ 0,03	-	11,5/ 13,5	-
420	≥ 0,15	≤ 1,00	≤ 1,00	≤ 0,040	≤ 0,03	≤ 0,75	12,0/ 14,0	0,50
430	≤ 0,12	≤ 1,00	≤ 1,00	≤ 0,040	≤ 0,03	≤ 0,75	16,0/18,0	-

Fonte: Adaptado de NBR5601, 12/2011

Os principais elementos de liga para Aços Inoxidáveis e suas características são: O alumínio é altamente ferritizante, podendo ser encontrados nos aços inoxidáveis para estabilizar a ferrita. O carbono é um elemento austenitizante, aumenta fortemente a resistência mecânica e dureza e afeta negativamente a resistência à corrosão e tenacidade a baixa temperatura. O cobre aumenta a resistência à corrosão em meios líquidos redutores. O cromo é um formador de ferrita e de carboneto, é o elemento principal para a resistência à corrosão. O manganês é um formador de austenita, aumenta a resistência à fissuração da solda com estrutura completamente austenítica. O molibdênio é um formador de ferrita e carboneto, aumenta a resistência mecânica e a fluência à temperatura elevada e melhora a resistência à corrosão em geral em meios oxidantes e a resistência à corrosão puntiforme em todos os meios. O níquel é elemento austenitizante, aumenta a resistência à corrosão geral em meios não oxidantes e em pequenas quantidades, melhora a tenacidade e a solubilidade de ligas ferríticas e martensíticas. O nitrogênio é um forte formador de austenita, aumenta a resistência mecânica e degrada fortemente a soldabilidade de ligas ferríticas. O silício é um formador de ferrita, melhora a resistência à formação de carepa e à carburização a alta temperatura. O titânio é um forte formador de carboneto, nitreto e de ferrita; melhora a resistência mecânica a alta temperatura. O tungstênio aumenta a resistência mecânica à alta temperatura e à fluência a temperatura elevada, sendo um forte formador de ferrita. O vanádio é um formador de carbonetos e com pequenas adições aumentam a dureza a quente e diminuem o tamanho do grão. (CHIAVERINI, 1988).

2.2.1 Propriedades dos Aços Inoxidáveis Martensíticos

Os Aços Inoxidáveis Martensíticos, que são basicamente ligas Fe-Cr-C, que requerem determinadas condições para a sua produção. Os aços pertencentes a esta família são ligas ferromagnéticas que podem ser endurecidas através de tratamento térmico, apresentando, neste estado, uma estrutura Tetragonal de Corpo Centrado (TCC), devido a transformação da Austenita que apresenta uma estrutura Cúbica de Face centrada (CFC). O percentual de cromo nesses aços pode variar entre 11,5 e 18% em peso e com um percentual de carbono geralmente superior a 0,15% (CALLISTER, 2012).

A figura 4 apresenta o diagrama pseudobinário do sistema Fe-C-Cr para a composição fixa de 13,0% de cromo. As principais transformações de fase que ocorrem na

composição base Fe-0,4%C-13%Cr, podem ser observadas pela linha tracejada marcada no diagrama para o teor de 0,4% em massa de carbono. Nos aços AISI 420, DIN 1.4116 e DIN 1.4034 a solidificação se inicia pela formação de ferrita. No estado sólido, a característica mais importante é a presença do campo monofásico de estabilidade da austenita, bifásico de austenita/carboneto $M_{23}C_6$ e trifásico de austenita/ $M_{23}C_6$ / M_7C_3 , em uma ampla faixa de temperatura, que permite a têmpera do aço. Na temperatura ambiente, a microestrutura é composta de uma matriz ferrítica com carbonetos tipo $M_{23}C_6$ (BUNGARDT, 1958).

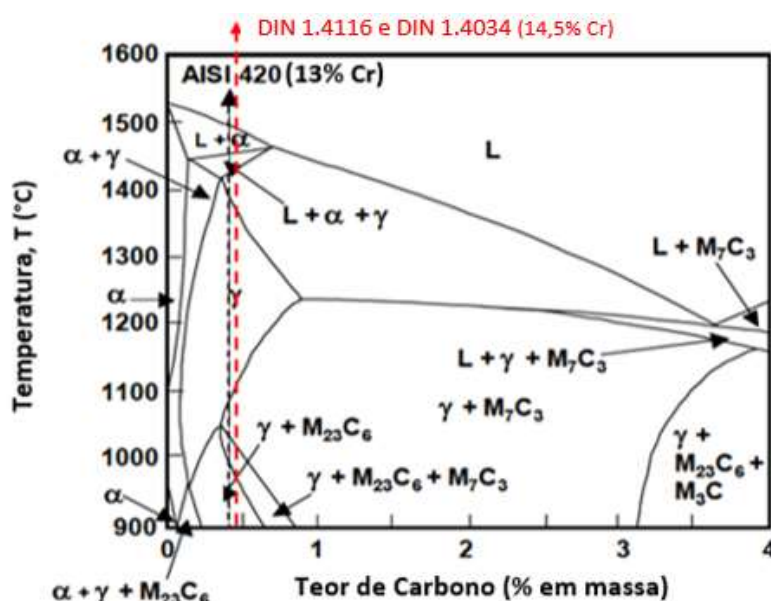


Figura 4 – Diagrama pseudobinário do sistema ferro-carbono-cromo

Fonte: Adaptado de BUNGARDT, 1958.

As propriedades mecânicas dos Aços Inoxidáveis Martensíticos são fortemente afetadas pela concentração de carbono e elementos de liga, pelo processo de fabricação e pelos parâmetros de tratamento térmico empregado. Em geral, os aços desta família possuem elevada dureza, boa resistência à fadiga e uma excelente resistência ao desgaste. Eles, porém, apresentam uma menor resistência a corrosão quando comparados com os Aços Inoxidáveis Ferríticos e Austeníticos (ASM Handbook Stainless Steels, 1999).

A combinação dessas propriedades faz com que os Aços Inoxidáveis Martensíticos sejam amplamente utilizados na confecção de instrumentos cirúrgicos e odontológicos, em cutelaria, ferramentas de corte, válvulas, engrenagens, peças de turbinas a vapor, dispositivos de fixação (VILLARES, 2014).

Desse modo, os Aços Inoxidáveis Martensíticos, necessitam ser submetidos ao tratamento de têmpera, para obtenção da microestrutura martensítica. Nesta condição, tanto o carbono quanto o cromo estarão dissolvidos na martensita (ASM Handbook Stainless Steels, 1999).

2.2.2 Propriedades dos aços DIN 1.4116 e DIN 1.4034

Estes dois aços são da família dos Aços Inoxidáveis Martensíticos, são aços comerciais e amplamente indicados pelos seus respectivos fabricantes para serem utilizados na indústria da cutelaria como ferramentas para utilização na cozinha, açougues e frigoríficos (facas, cutelos, espátulas, lâminas em geral e tesouras), por combinarem boas resistências ao desgaste e oxidação e possuir excelente tenacidade quando tratados termicamente, podendo trabalhar nos variados tipos e níveis de solicitação, ambos se assemelham ao Aço Inoxidável AISI 420.

2.2.2.1 Composição Química:

Tabela 3: Composição química dos aços DIN 1.4116 e DIN 1.4034 (% em massa)

Aço	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	N
DIN 1.4116	0,45-0,55	≤ 0,75	≤ 1,00	≤ 0,040	≤ 0,015	14,00-15,00	0,50-0,80	0,10-0,20	≤ 0,02
DIN 1.4034	0,43-0,50	0,4	0,6	≤ 0,025	≤ 0,010	12,50-14,50	–	–	–

Fontes:

- 1) aço DIN 1.4116: <https://www.acerinox.com/opencms901/export/sites/acerinox/.content/galerias/galeria-descargas/galeria-documentos-producto/ACX380-low.pdf>
- 2) aço DIN 1.4034: a) <https://www.materials.sandvik/pt-br/centro-de-materiais/datasheets-do-material/strip-steel/sandvik-12c27m/>.

2.2.2.2 Propriedades Mecânicas:

Aço DIN 1.4116:

As informações técnicas deste aço estão na tabela 4.

Tabela 4: Propriedades Mecânicas do aço DIN 1.4116

Fornecimento	Resistência à tração	Dureza
	Rm(MPa)	HB
Recozido mole	max 780	max 250

Fonte: <https://www.acerinox.com/opencms901/export/sites/acerinox/.content/galerias/galeria-descargas/galeria-documentos-producto/ACX380-low.pdf>

Aço DIN 1.4034:

As informações técnicas deste aço estão na tabela 5.

Tabela 5: Propriedades Mecânicas do aço DIN 1.4034

Fornecimento	Resistência à tração	Dureza
	Rm(MPa)	HRB
Recozido mole	max 700	max 94,3
Recozido	750 ± 100	97,4 ± 6
Laminados a frio	700-1000	94,3 - 106,6

Fonte: <https://www.materials.sandvik/pt-br/centro-de-materiais/datasheets-do-material/strip-steel/sandvik-12c27m/>

2.2.3 Tratamento térmico dos Aços Inoxidáveis Martensíticos

Os tratamentos térmicos aplicados nos Aços Inoxidáveis Martensíticos são similares aos utilizados nos Aços Martensíticos convencionais, sendo estes endurecidos por têmpera, e então revenidos para otimização das propriedades mecânicas.

Diversos são os meios de têmpera que são empregados, como salmoura (têmpera em banho de sal), água, soluções aquosas de polímeros, óleos de diferentes viscosidades ou mesmo meios gasosos.

O sucesso de um tratamento térmico de aços para produzir uma microestrutura predominantemente martensítica depende principalmente de três fatores: composição química, tipo e natureza do meio de têmpera e o tamanho e forma da amostra (CALLISTER, 2012).

2.2.3.1 Processo de têmpera dos Aços

O processo de têmpera, nos Aços Inoxidáveis Martensíticos, consiste no aquecimento da liga até o campo austenítico seguido de um resfriamento rápido (velocidade acima da velocidade crítica) até a temperatura ambiente, de modo a possibilitar a transformação martensítica. Devido à grande quantidade de cromo presente nestas ligas, que abaixa a temperatura de transformação da martensita e produz elevadíssima temperabilidade, elas podem ser resfriadas em óleo ou até mesmo ao ar (KRAUSS 1990).

O ganho de resistência mecânica pelo tratamento de têmpera é diretamente dependente da quantidade de carbono presente na liga. Aumentando o teor de carbono, aumenta-se também

a resistência mecânica do material, porém observa-se uma queda mais acentuada da ductilidade e da tenacidade (ASM Handbook Stainless Steels, 1999).

O tratamento térmico de têmpera nos Aços Inoxidáveis Martensíticos também se faz necessário para dissolver parte dos carbonetos formados nos processos anteriores, onde com essa dissolução, tem-se um maior teor de cromo e carbono dissolvido na matriz proporcionando, conseqüentemente, um aumento da resistência mecânica e da resistência a corrosão do material. Desse modo, a temperatura de austenitização, utilizada durante a têmpera, deve ser selecionada de maneira que não seja tão baixa, pois não promoveria a completa dissolução dos carbonetos, mas também não tão alta, a fim de evitar a formação de ferrita delta e o crescimento acentuado dos grãos austeníticos.

Para os aços Inoxidáveis Martensíticos esta faixa de temperaturas situa-se entre 925 a 1070 °C (COLPAERT, 2008).

2.2.3.2 Processo de Revenimento:

Após a realização do tratamento de têmpera, as tensões residuais presentes no material são tão altas e a ductilidade e a tenacidade são tão baixas que inviabilizam o seu uso na maioria das aplicações. Em função disso é realizado o tratamento térmico de revenimento, que consiste em um reaquecimento do material em temperaturas inferiores à sua temperatura de austenitização (tratamento subcrítico), aumentando assim a sua ductilidade e a tenacidade, através da conversão da martensita numa estrutura de finos carbonetos de liga precipitados na ferrita (KRAUSS, 1990).

Na Figura 5 são exibidas imagens da microestrutura dos aços inoxidáveis martensíticos AISI 410 e AISI 420, ambos tratados termicamente por têmpera seguida de revenimento (ASM Handbook, 2004).

Observa-se que para as duas ligas a microestrutura predominante é a martensita revenida.

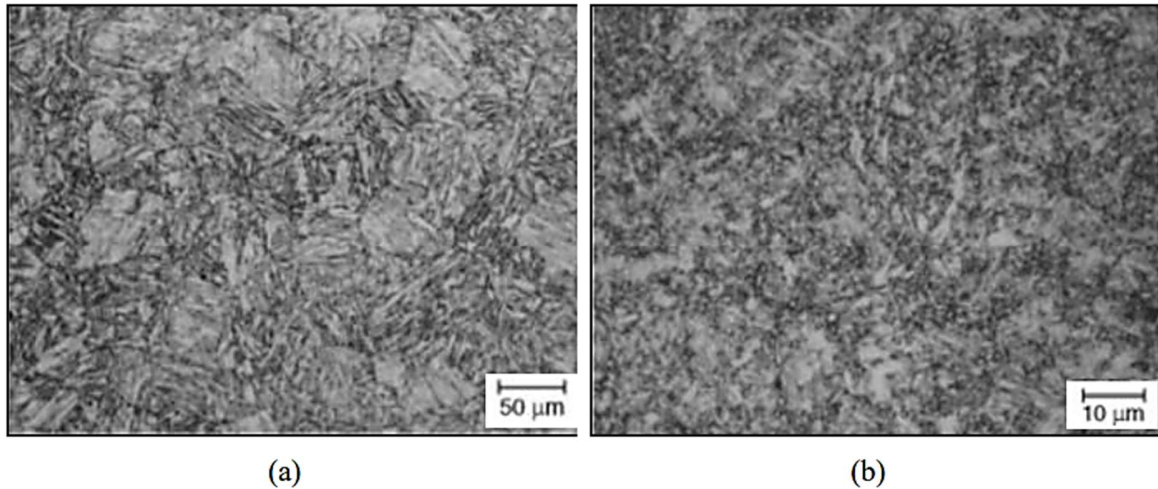


Figura 5- Fotomicrografias de aços inoxidáveis martensíticos temperados e revenidos: (a) aço AISI 410 e (b) aço AISI 420 (ASM Handbook, 2004).

O efeito que a temperatura de revenimento exerce sobre as propriedades mecânicas em um Aço Inoxidável Martensítico pode ser visto na Figura 6.

Analisando a figura 6, observa-se que tanto a tensão de escoamento quanto a tensão máxima do material se mantêm elevadas para valores até aproximadamente 450°C, quando a partir deste ponto ocorre uma redução abrupta. Pode-se notar ainda, que quando revenido próximo a 400°C ocorre um leve aumento da tensão de escoamento. Esse fenômeno, conhecido como endurecimento secundário, é apontado como sendo devido à precipitação de finos carbonetos de liga do tipo $M_{23}C_6$ na matriz martensítica. Este carboneto é rico em cromo e se forma com uma estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC), apresentando alta solubilidade de ferro e manganês (HU e YANG, 2004).

De acordo com Kuo no sistema Fe-C-Cr podem ser formados carbonetos complexos ligados ao cromo (KUO, K). O cromo pode ser dissolvido na cementita formando o carboneto $(Fe,Cr)_3C$ ou M_3C ou formar mais dois tipos de carbonetos de cromo com novas estequiometrias, dissolvendo ferro simultaneamente, como: $(Cr,Fe)_{23}C_6$ e $(Cr,Fe)_7C_3$, ou $M_{23}C_6$ e M_7C_3 , onde $M = Cr, Fe$ ou outro elemento de liga formador de carboneto presente na composição da liga em menor concentração.

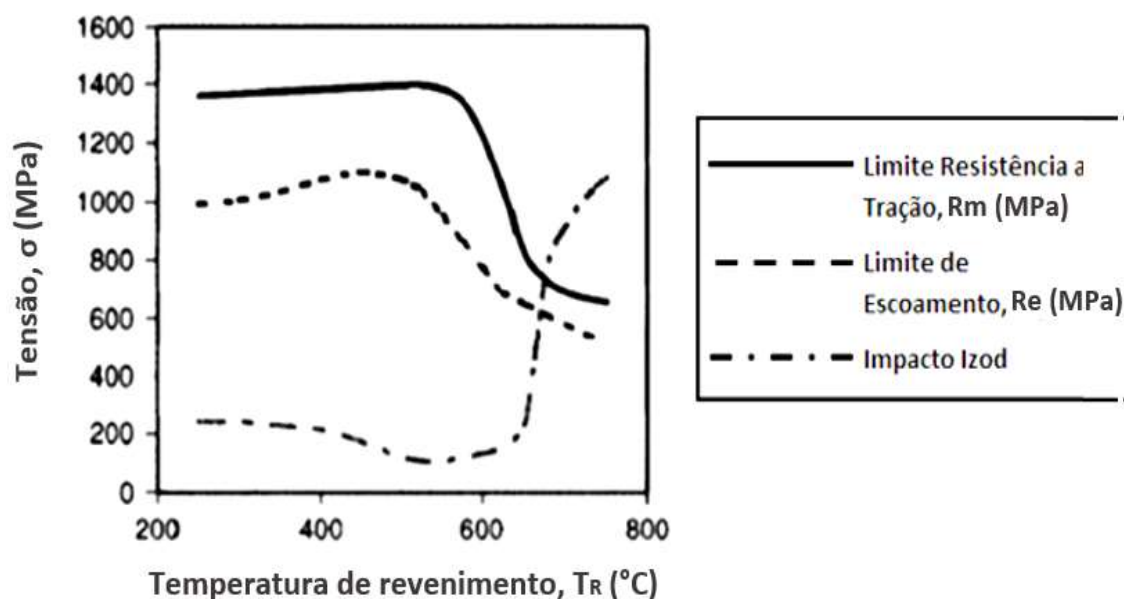


Figura 6 - Influência da Temperatura de Revenimento, T_R (°C) x Tensão, σ (MPa) do aço inoxidável AISI 420. Fonte: Adaptado de WINSTON, 2011

Como a transformação da austenita em martensita não é dependente do tempo e sim do grau de resfriamento, após a têmpera, pode-se ter à temperatura ambiente certa quantidade de “austenita retida” ou “austenita residual” que degrada as propriedades mecânicas dos aços temperados e ainda, ao se transformar posteriormente, pode ocasionar o fenômeno de instabilidade.

A transformação dessa austenita residual é realizada por intermédio de diversos procedimentos. Um deles é o revenido, como se viu anteriormente, o outro método é o resfriamento “sub-zero”, ou seja, resfriamento após o aquecimento para têmpera a temperaturas abaixo de zero. Quanto mais baixa a temperatura no “sub-zero”, mais completa a transformação da austenita e menos provável o fenômeno de instabilidade dimensional. Além disso, observa-se redução da tenacidade e modesto aumento da resistência ao desgaste (CHIAVERINI, 2008).

Neste caso, a maior parte da austenita residual transforma-se em martensita com um aumento da dureza. Quanto maior a quantidade de austenita transformada em martensita, maior o aumento da dureza. Dependendo da posição da linha M_f , que é função da composição do aço, poderá haver necessidade recorrer-se a meios de resfriamento drásticos, como nitrogênio líquido (-200°C), gelo seco (-68°C) ou hélio líquido (-268°C) (CHIAVERINI, 2008).

- Matriz Martensítica com Precipitados:

Como demonstrado no equilíbrio pseudobinário na figura 4, na temperatura de 1025 °C os carbonetos secundários presentes na microestrutura não são totalmente solubilizados.

Primeiro, a martensita não revenida original transforma-se num tipo especial de martensita de baixo carbono, mais um precipitado de carbeto metaestável, chamado carbeto épsilon, cuja estrutura é Hexagonal Compacta (HC). Com o posterior aquecimento, a estrutura então muda para ferrita e cementita finamente divididas.

Como foi visto anteriormente, a ductilidade e a tenacidade da martensita podem ser aprimoradas e as tensões internas podem ser aliviadas através do revenido ou revenimento, realizado em temperaturas entre 250 e 650°C.

Utilizando-se de Técnica de Microscopia Ótica e ferramentas de processamento digital de imagens é possível calcular as Frações de Volume destes carbonetos (FV).

A figura 7 apresenta um exemplo de variação na fração volumétrica de carbonetos (FV) existentes entre a estrutura do aço AISI 420 no estado recozido (figura a) e após a têmpera à 1025°C (figura b).

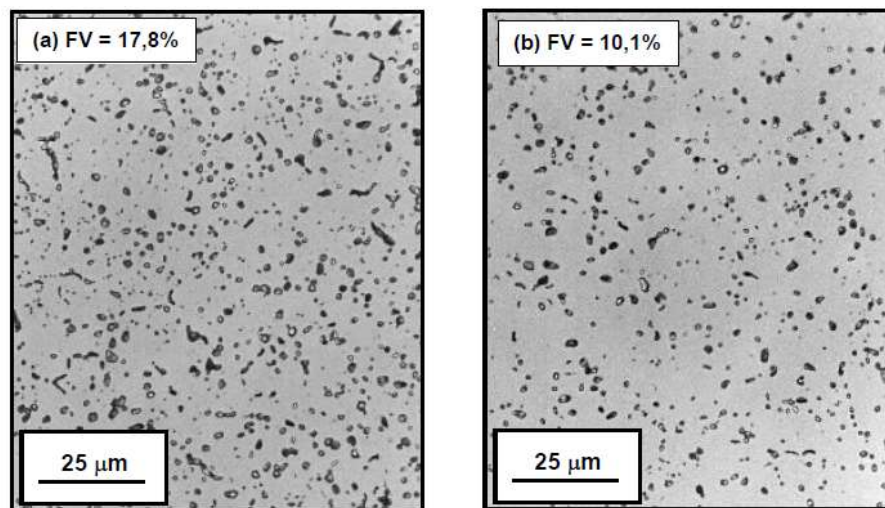


Figura 7. (a) Distribuição de carbonetos no estado recozido e (b) no estado temperado à 1025 °C.

Ataque seletivo Ácido Crômico 4%, eletrolítico.

Fonte: PINEDO, 2004.

Como demonstrado no equilíbrio pseudobinário da Figura 4, na temperatura à 1025°C os carbonetos secundários presentes na microestrutura não são totalmente solubilizados. A

figura 7 apresenta a variação na fração de volume de carbonetos existente entre a estrutura no estado recozido e após austenitização à 1025°C. Os valores medidos mostram que a fração de carbonetos diminui de 17,8 % no estado recozido para 10,1 % após a austenitização e têmpera.

No estado recozido a microestrutura do Aço Inoxidável AISI 420 é composta de ferrita e uma dispersão de carbonetos tipo M₂₃C₆. A diferença de 7,72% se deve que na têmpera ocorre a dissolução parcial destes carbonetos, responsável pelo aumento da dureza da martensita com o aumento na temperatura de austenitização. O aumento na fração de austenita retida diminui a dureza após a têmpera após austenitização a 1050°C (PINEDO, C. E, 2004).

A concentração e o tamanho dos carbonetos, juntamente com a quantidade de austenita retida, presentes na microestrutura do Aço Inoxidável são fatores determinantes em suas propriedades de dureza, resistência mecânica, tenacidade, resistência à corrosão e resistência ao desgaste (RAJASEKHAR, A. 2009).

Resistência ao desgaste de um determinado Aço depende da dureza, tamanho, forma e quantidade de componentes estruturais duros e suas distribuições na matriz do material. O aumento da dureza destas fases e suas quantidades na microestrutura aumenta a resistência à abrasão do material. Por exemplo, em microestruturas com base em perlita e carbonetos, a dureza e a resistência à abrasão aumentam com o crescimento do volume de carbonetos (FV) até 35% (SUCHÁNEK; KUKLÍK, 2009).

- Fragilização ao revenido:

Na etapa de revenimento, alguns aços podem ter sua tenacidade reduzida medida através do ensaio de impacto (Charp), devido a um fenômeno chamado “fragilidade do revenido”. Isso normalmente ocorre em uma determinada faixa de temperatura, entre 375°C e 575°C (vide fig.6) onde a presença de elementos de liga como cromo, manganês ou níquel, e a presença de impurezas como fósforo, estanho, antimônio e arsênio segregam na região intergranular. A presença desses elementos de liga e das impurezas desloca a transição dúctil-frágil, para temperaturas mais elevadas; a temperatura ambiente está, dessa forma, abaixo dessa transição, no regime de fragilidade (CALLISTER, 2012).

Essa perda de tenacidade, chamada de fragilização ao revenido, é um fenômeno bastante comum em alguns aços temperados e revenidos e ocorre quando os aços atravessam lentamente, durante o aquecimento ou resfriamento, a faixa crítica de temperatura.

Este tipo de fragilização promove uma acentuada queda na tenacidade do material, porém, vale ressaltar, que não afeta de forma significativa a sua dureza e resistência ao escoamento. Por essa razão deve-se evitar esta faixa de temperatura durante o revenimento nos Aços Inoxidáveis Martensíticos.

2.2.4 Diagrama Tempo-Temperatura-Transformação

O diagrama Tempo-Temperatura-Transformação (TTT) é formado de curvas que apresentam o início e término de transformações microestruturais dos aços, advindas de tratamentos térmicos onde uma determinada temperatura e tempo.

Tratamentos térmicos são processos que permitem alterar as propriedades físico-mecânicas dos aços, utilizando ciclos de aquecimento e resfriamento, sob condições controladas de temperatura, tempo, atmosfera e velocidade de resfriamento. Tal processo é empregado quando se deseja adequar as características do material a uma etapa do processo de fabricação ou à condição de produto pronto. Para determinadas aplicações pode existir o interesse de alterar parcialmente características específicas, nestes casos é preciso combinar as etapas de aquecimento e resfriamento sob determinadas atmosferas ou meios que permitam atender esta alteração

Alguns fatores têm influência direta na posição das linhas de início e fim de transformação das curvas TTT. Um deles é o teor de carbono. O tamanho dos grãos e a homogeneidade da austenita também podem influenciar no diagrama. Além disso, os elementos de liga (com exceção do cobalto) que são adicionados nos aços, deslocam as curvas de início e fim da transformação para a direita, o que significa que o processo será mais demorado.

Então, o diagrama TTT serve para auxiliar metalurgistas nos processos de tratamento térmico. Trata-se de uma espécie de diagrama que descreve o que acontece com o aço, por meio de um resfriamento a diferentes velocidades, em diversas temperaturas. Os diagramas TTT são, normalmente, produzidos por exame metalográfico de uma série de corpos de prova mantidos por vários tempos em várias temperaturas entre os pontos de transformação microestrutural dos aços. Frequentemente, mais que uma centena de corpos de prova são necessários para determinar um diagrama completo.

O procedimento usado na construção do diagrama TTT dos aços é aquecer o corpo de prova metalográfico até o campo austenítico por um tempo suficiente até se homogeneizar (normalmente 1 hora). Uma vez que a austenitização esteja completa, uma série de amostras é resfriada rapidamente, normalmente por imersão em banho de sal fundido, até uma dada temperatura de transformação isotérmica. Os corpos de prova são mantidos, no banho de sal fundido, durante tempos variados e temperados até a temperatura ambiente. As amostras mantidas em tempos mais curtos se transformam completamente em martensita durante o resfriamento, pois não existe tempo suficiente para que haja transformação controlada por difusão. A Austenita, nas amostras mantidas por longos períodos de tempo, se transformará em Ferrita, Cementita, Perlita e/ou Bainita, dependendo da temperatura e da composição do aço, pois a detenção das primeiras pequenas quantidades destas fases, combinadas com a Martensita restante, estabelecerão o tempo necessário para o início da transformação numa dada temperatura. Finalmente, após mantidos em um determinado tempo, numa dada temperatura, e não constatada a presença da Martensita pode ser estabelecido o final da transformação.

Quando este procedimento é repetido para uma larga faixa de temperaturas, então o diagrama TTT está completo (RODRIGUES, 2017).

Na figura 8 pode-se ver uma curva TTT, no estado inicial do Aço AISI 420.

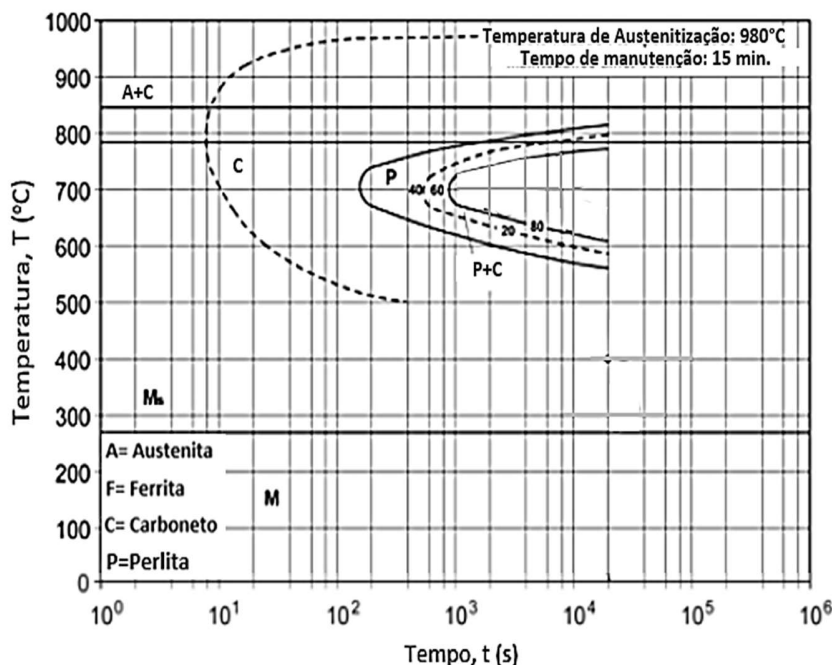


Figura 8- Curva Tempo-Temperatura-Transformação (TTT), Aço AISI 420

Fonte: Adaptado de BONIARDI. M e CASAROLI. A, 2014.

2.2.5 Caracterização da Microestrutura:

A estrutura do metal reflete as suas propriedades mecânicas. Assim, checar se o produto atende as especificações fornecidas pelo fabricante do aço é uma questão de segurança.

Se um determinado material a ser utilizado necessite suportar tensões elevadas, por exemplo, e se a sua estrutura não esteja especificada conforme as normas, este poderá não resistir à tensão e romper, causando acidentes.

Existem diversos equipamentos e técnicas a serem utilizados para caracterizar um metal, as mais utilizadas são a Microscopia Ótica e a Microscopia eletrônica.

A caracterização dos metais trata-se de uma análise com padrões qualitativos e, ou quantitativos para identificar como o metal pode ser classificado. O aspecto qualitativo busca determinar quais são os constituintes daquele material. Já o aspecto quantitativo permite quantificar os elementos presentes no material, isto é, encontrar as concentrações de cada fase ou componente.

Basicamente a Metalografia pode ser aplicada em dois campos de pesquisa: o quantitativo e o qualitativo.

Metalografia quantitativa: é o estudo que permite determinar o tamanho médio dos grãos, a porcentagem de cada fase presente no material, a forma e o tipo de constituinte, parâmetros de aspectos mais específicos, como por exemplo, a recristalização.

Metalografia qualitativa: esse campo de estudo procura entender como é a microestrutura a ser analisada para determinar quem são os seus microconstituintes. Tais componentes dependem do tratamento térmico e mecânico que foi realizado, do tipo de liga utilizada e do processo de fabricação desse material (CALLISTER, 2012).

2.2.6 Microscopia Ótica

Alguns elementos estruturais possuem dimensões macroscópicas, isto é, são suficientemente grandes para serem observados a olho nu. Por exemplo, a forma e o tamanho de grãos de uma amostra policristalina são características importantes. Grãos macroscópicos ficam frequentemente evidentes nos postes de iluminação de rua feitos em alumínio. No entanto, na maioria dos materiais os grãos constituintes possuem dimensões microscópicas, com diâmetros

na ordem de micra. O tamanho e forma de grãos são apenas duas características de uma microestrutura. O exame microscópico é uma ferramenta extremamente útil e que permite o estudo para a caracterização dos materiais (CALLISTER, 2012).

2.2.6.1 Microscópio ótico

O microscópio ótico é empregado para estudar a microestrutura dos materiais, os sistemas ótico e iluminação são seus elementos básicos. Os contrastes na imagem produzida resultam das diferenças na refletividade de várias regiões da microestrutura.

A figura 9(a) mostra a estrutura da superfície da maneira como ela pode parecer quando vista ao microscópio, o brilho ou textura de cada grão depende de suas propriedades de refletância. Uma fotomicrografia de uma amostra policristalina está mostrada na figura 9(b) (CALLISTER, 2012).

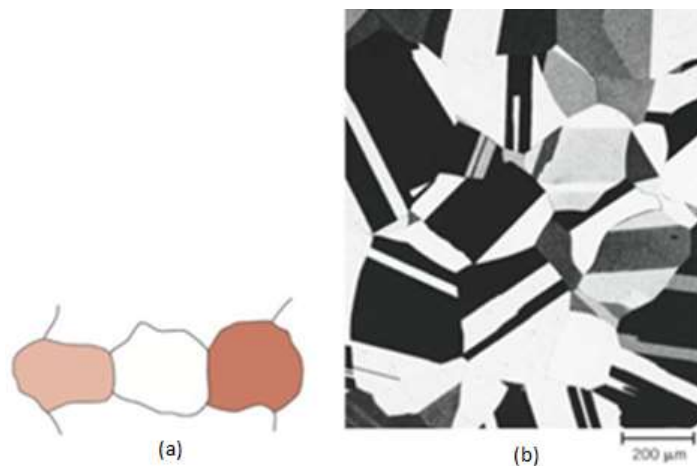


Figura 9. (a) Grãos polidos e atacados quimicamente. (b) Fotomicrografia de amostra de latão policristalina. 60X.

Fonte: CALLISTER, 2012

Os átomos localizados ao longo das regiões dos contornos de grão são quimicamente mais reativos, eles se dissolvem em uma maior taxa que aqueles localizados no interior dos grãos. Esses sulcos podem ser identificados quando vistos sob um microscópio, pois refletem a luz em ângulos diferentes daqueles dos grãos propriamente ditos.

Este efeito está mostrado na figura 10(a). A figura 10(b) em uma fotomicrografia de uma amostra policristalina onde os sulcos nos contornos de grãos estão claramente visíveis em linha escura (CALLISTER, 2012).

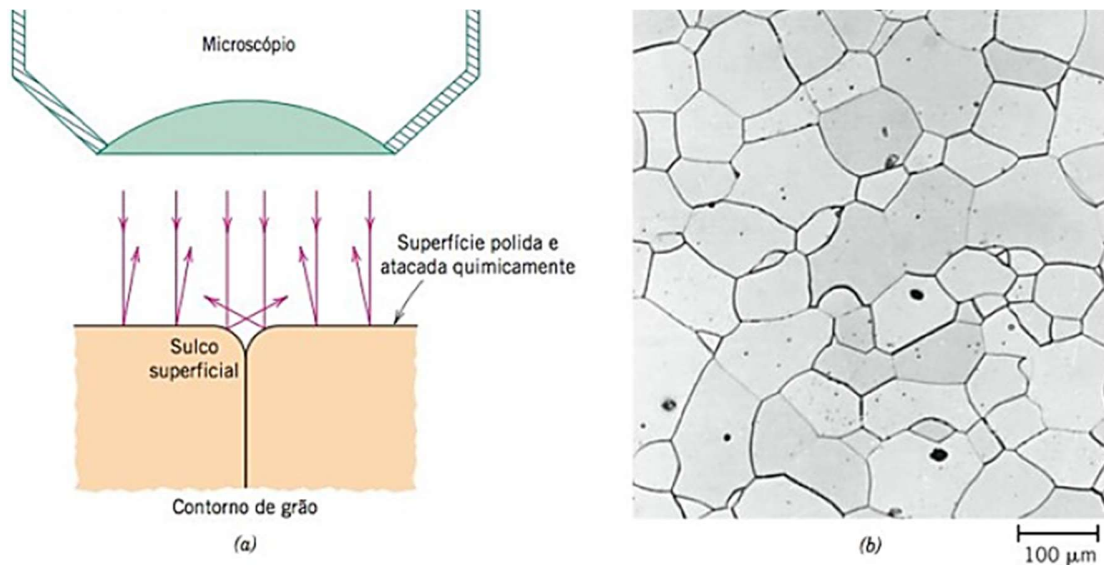


Figura 10. (a) Seção de um contorno de grão e o sulco superficial produzido por um ataque químico. (b) Fotomicrografia da superfície de uma amostra policristalina de uma liga ferro-cromo, polida e atacada quimicamente, onde os contornos de grãos aparecem escuros. 100X.

Fonte: CALLISTER, 2012.

2.2.6.2 Microscópio Eletrônico

O limite superior da magnificação possível de um microscópio ótico é de aproximadamente 2000X. Conseqüentemente, alguns elementos estruturais são muito finos ou pequenos para permitir sua observação usando microscopia ótica. Sob tais circunstâncias, o microscópio eletrônico, que é capaz de aumentos muito maiores pode ser empregado.

Uma imagem da estrutura sob investigação é formada usando feixes de elétrons, em lugar de radiação luminosa. O feixe de elétrons é focado e a imagem é formada com lentes magnéticas. Basicamente existem dois tipos de Microscopia eletrônica:

- Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV):

A superfície da amostra a ser examinada é varrida com um feixe de elétrons e este é refletido, ou retroespalhado para ser coletado e exibido em um tubo de raios catódicos

(semelhante a tela de uma TV), a imagem pode ser fotografada e representa as características da superfície da amostra. A superfície pode ou não estar polida e ter sido atacada quimicamente. São possíveis ampliações que variam entre 10 e mais 50.000X. Muito utilizados par análises de superfícies e com a utilização de equipamentos acessórios, permitem análises qualitativas e semi-quantitativas da composição elementar em áreas muito localizadas da superfície (CALLISTER, 2012).

2.2.7 Difração de Raios X

A difração de raios X é uma técnica muito utilizada na área de caracterização microestrutural de materiais. Através dela é possível obter informações da ordem de 10^{-8} cm (1Å). Com esta técnica, pode-se identificar e semi quantificar as fases, analisar a textura e tensão residual de materiais, além de várias outras aplicações (CULLITY, 1978).

Na figura 11 vemos um padrão de difração obtido por contagens de um detector, esse é um difratograma da intensidade, onde o eixo das ordenadas (I) é medido em contagens por segundo, em função da posição angular, medida em 2θ (CALLISTER, 2012).

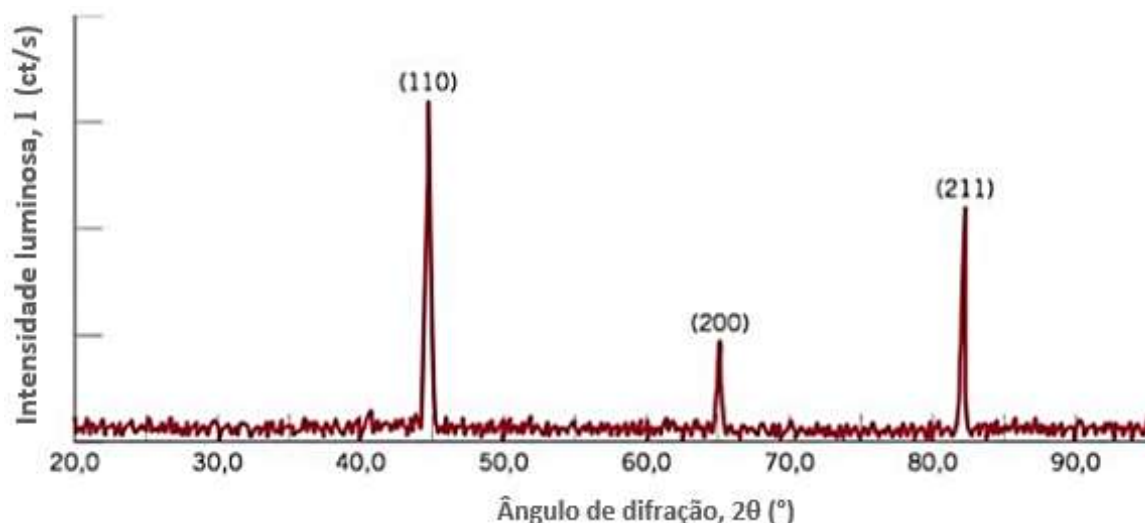


Figura 11. Difratograma para uma amostra policristalina de ferro α .

Fonte: CALLISTER, 2012

2.3 PROPRIEDADE MECÂNICA DOS MATERIAIS

2.3.1 Ensaio de tração

O ensaio de tração é um ensaio destrutivo, ou seja, submete o material a um esforço uniaxial a fim de alongá-lo e deformá-lo até a ruptura. A partir desse ensaio é possível conhecer o comportamento dos materiais em relação às tensões de tração, identificar quais os limites de tração que suportam e a partir de que momento se rompem (PERINI, 2008).

É muito utilizado na engenharia com o objetivo de fornecer informações básicas sobre as características mecânicas dos materiais para aplicação em projeto estrutural e seleção de materiais (SCHMITZ, 2013).

A máquina de ensaio de tração, representada esquematicamente na figura 12.

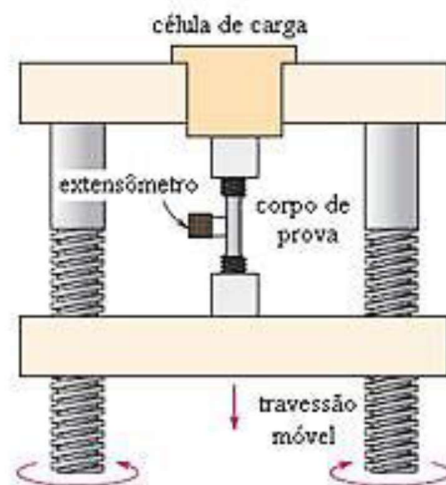


Figura 12 – Representação esquemática do equipamento utilizado para realizar ensaios de tração.

Fonte: CALLISTER, 2001.

Esta máquina é projetada para alongar o corpo de prova a uma velocidade constante e mensurar simultaneamente a força instantânea aplicada (F) e o deslocamento (δ) resultante. A força instantânea (F) é mensurada com o auxílio de uma célula de carga, enquanto o deslocamento (δ) é medido por um extensômetro acoplado ao corpo de prova.

Os ensaios utilizados na caracterização dos materiais são de relevante importância para confrontar com seus respectivos Certificados de Qualidade e, especialmente nos processos que envolvem ferramentas complexas, comparar com os resultados das simulações.

O resultado de um ensaio de tração é registrado em um gráfico de linhas, através de um computador: força (F) versus deformação absoluta (Δl).

Essas características, força-deformação absoluta dependem do tamanho do corpo de prova. A partir das medições de força (F), comprimento (l) e dimensões de secção é possível se obter as tensões e deformações relativas do material.

Assim, a tensão de engenharia (σ) é definida pela relação:

$$\sigma = F/A_0 \text{ [N/mm}^2\text{]} \quad \text{Eq.2}$$

Onde F é a força instantânea aplicada perpendicularmente na secção do corpo de prova e A_0 é a área da secção inicial antes da aplicação da força.

As deformações podem ser absolutas e relativas.

As deformações absolutas podem ser determinadas em função dos parâmetros de um ensaio de tração e estão representadas esquematicamente pela figura 13.

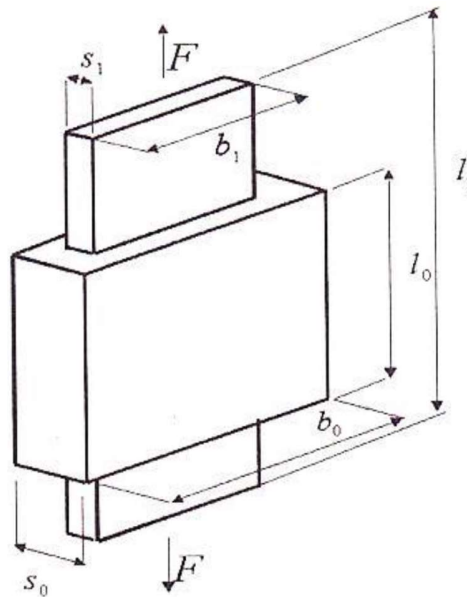


Figura 13 - Dimensões esquemáticas em um ensaio de tração.

Fonte: SCHAEFFER, 2004.

Deformações absolutas:

$$\Delta l = l_1 - l_0 \text{ (no comprimento)} \quad \text{Eq.3}$$

$$\Delta b = b_1 - b_0 \text{ (na largura)} \quad \text{Eq.4}$$

$$\Delta s = s_1 - s_0 \text{ (na espessura)} \quad \text{Eq.5}$$

O deslocamento sofrido para um determinado comprimento inicial (l_0) é designado por deformação absoluta (SILVA, 2012).

As deformações relativas (ε), também denominadas de deformações de engenharia são definidas de acordo com a equação 6.

$$\varepsilon = [(l_1 - l_0) / l_0] \times 100 = (\Delta l / l_0) \times 100 \text{ [%]} \quad \text{Eq.6}$$

Onde l_1 é o comprimento instantâneo do corpo de prova e l_0 é o comprimento inicial do corpo de prova. Algumas vezes a quantidade $l_1 - l_0$ é indicada como Δl , e é a deformação no comprimento do corpo de prova.

2.3.2 Curva de Engenharia (convencional)

Na curva de engenharia, ou convencional, a tensão é calculada pela divisão da força aplicada pela área inicial da amostra. A deformação Relativa é obtida pela razão do alongamento sobre o comprimento inicial do corpo de prova.

Na elaboração da curva de engenharia não é considerada a variação que ocorre na área da seção transversal à força aplicada do material que esteja sendo testado.

2.3.2.1 Tensão de escoamento, Tensão máxima e Tensão de ruptura

Para SCHAEFFER (2009), o parâmetro mais importante nos processos de conformação é a tensão de escoamento (R_e), pois após o escoamento inicia a fase de encruamento do material.

A figura 14 apresenta esses parâmetros na curva de engenharia:

No eixo “Y”: Tensão de Escoamento (R_e), Tensão Máxima (R_m) e Tensão de Ruptura (R_u);

No eixo “X”: Deformações Relativas (ε).

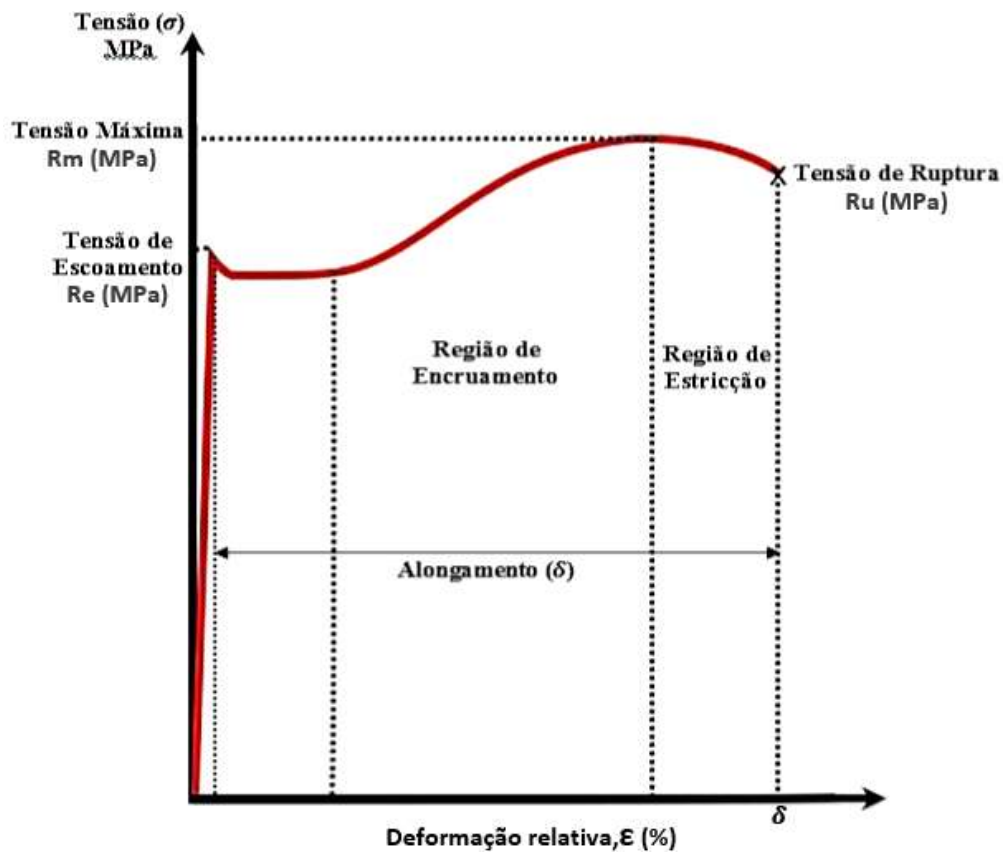


Figura 14 – Curva de engenharia: tensão (σ) x deformação relativa (ϵ)

A tensão máxima (R_m), representa a máxima resistência à tração, a partir daí o material entra na região de instabilidade, ou seja, quando o material começa a sofrer estrição finalizando com o rompimento no ponto indicado como limite de ruptura.

2.3.2.2 Módulo de Elasticidade

O módulo de Elasticidade ou módulo de Young é a medida da rigidez do material, ou seja, quanto maior o módulo menor será a deformação elástica resultante da aplicação de uma tensão e mais rígido será o material. Entretanto, o módulo de elasticidade é inversamente proporcional à temperatura, sendo assim aumentando-se a temperatura decresce o valor de E .

A constante de proporcionalidade entre σ e ϵ é denominada Módulo de Elasticidade E , como demonstrado nas equações 7 até 11.

$$\sigma = E \times \epsilon \text{ [MPa]} \quad \text{Eq.7}$$

$$E = \sigma / \epsilon \text{ [MPa]} \quad \text{Eq.8}$$

Como:

$$\sigma = F/A \quad \text{Eq.9}$$

$$\varepsilon = \Delta l/l_0 \quad \text{Eq.10}$$

Tem-se:

$$E = (F/A) / (\Delta l/l_0) \quad \text{Eq.11}$$

Esta expressão é conhecida por Lei de Hook, onde:

Δl = alongamento do campo elástico;

E = Módulo de Elasticidade;

l_0 = comprimento inicial do corpo de prova;

A = área da seção transversal do corpo de prova;

F = carga aplicada.

No campo elástico ocorrem mudanças nas distâncias das ligações Inter atômicas. O valor de E representa uma medida da resistência à quebra das ligações.

Tabela 6: Módulos de Elasticidade (E) e Tensão de Escoamento (Re) para alguns materiais comerciais.

Material	E (GPa)	Re (MPa)
Aço baixo carbono	150-220	270
Aço Inoxidável AISI 420	200-250	400-500
Aço mola SAE5160	200-300	1000-1200
Ferro fundido	170-190	220-1030
Tungstênio	406	1000
Cobre	124	60
Alumínio	69	40
Magnésio e ligas	41-43	80-300
Concreto	45-50	20-30

Fonte: Adaptado de Souza, 1995.

2.3.3 Efeitos do tamanho e contorno de grãos nos Aços Inoxidáveis

O tamanho dos grãos, ou o diâmetro médio do grão, em um metal policristalino influencia suas propriedades mecânicas. Os grãos possuem, normalmente, orientações cristalográficas diferentes e, obviamente, um contorno de grão comum.

Contorno de Grão é definido como sendo o contorno que separa dois pequenos grãos com diferentes orientações cristalográficas nos Aços. Na região do contorno existe algum

desajuste atômico na transição da orientação cristalina de um grão para a orientação de um grão adjacente. Quando este desajuste de orientação é pequeno, da ordem de alguns graus, chama-se contorno de grãos de baixo ângulo.

Os átomos são ligados de maneira menos regular ao longo de um contorno de grão e, conseqüentemente existe uma energia interfacial, ou de contorno de grãos. Os contornos de grão são quimicamente mais reativos que os grãos propriamente ditos, como uma consequência desta energia de contorno. O que faz que frequentemente átomos de impurezas segregam-se preferencialmente nos contornos (CALLISTER, 2012).

Durante a deformação plástica, o escorregamento ou movimento das discordâncias deve ocorrer através desse contorno comum. O contorno de grão atua como uma barreira ao movimento das discordâncias por duas razões:

- a) uma vez que os dois grãos têm orientações diferentes, uma discordância que passe para o grão terá que mudar a direção do seu movimento, isso se torna mais difícil conforme aumenta a diferença na orientação cristalográfica;
- b) falta de ordem atômica na região de contorno de grão resultará em uma descontinuidade dos planos de escorregamento de um grão para o outro.

Deve ser mencionado que, para os contornos de grão de alto ângulo, pode ocorrer de as discordâncias atravessarem os contornos de grão durante a deformação; em vez disso, as discordâncias tendem a se empilhar nos contornos de grão. Esses empilhamentos introduzem concentrações de tensão à frente dos seus planos de escorrega, o que gera novas discordâncias nos grãos adjacentes.

Um material com granulação fina tem dureza maior e é mais resistente que um material com granulação grosseira, uma vez que o primeiro possui maior área total de contornos de grão para impedir o movimento das discordâncias.

Também deve ser mencionado que a redução no tamanho de grão não melhora apenas a resistência, mas também a tenacidade de muitas ligas (CALLISTER, 2012).

Na figura 15 pode se ver o efeito do tamanho de grão na vida em fadiga do material C622Mn.

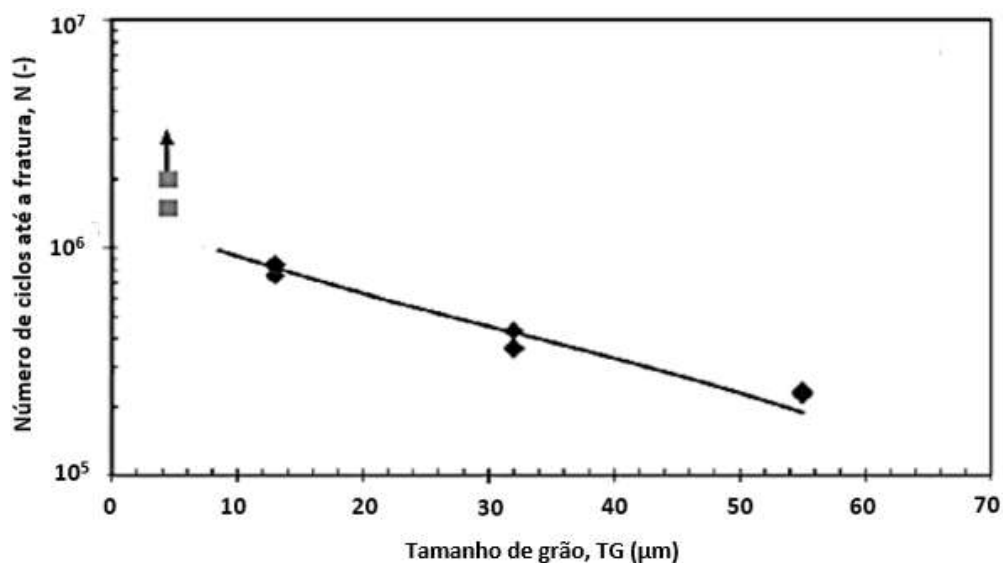


Figura 15 – Efeito do tamanho grão na vida em fadiga no aço 6C22Mn.

Fonte: Adaptado de HAMADA, A.S., KARJALAINEN, 2010.

2.3.4 Imperfeições nos Aços Inoxidáveis

Todos os materiais contêm grandes números de uma variedade de defeitos ou imperfeições. Muitas das propriedades dos materiais são profundamente sensíveis a desvios em relação à imperfeição cristalina; a influência não é sempre adversa e, com frequência, características específicas são deliberadamente obtidas pela introdução de quantidades ou números controlados de defeitos específicos. Várias imperfeições diferentes são possíveis, tais como: defeitos pontuais (aqueles associados a uma ou duas posições atômicas), defeitos lineares (ou unidimensionais) e os defeitos interfaciais, ou contornos, que são bidimensionais.

As impurezas nos sólidos também são discutidas, uma vez que os átomos de impurezas podem existir como defeitos pontuais (CALLISTER, 2012).

2.3.5 Efeito da morfologia nos Aços Inoxidáveis Martensíticos

Segundo o ASM Metals Handbook, vol 1, 1990, os Aços Inoxidáveis Martensíticos são essencialmente ligas de ferro, cromo e carbono, sendo o teor de cromo na faixa de 10,5 a 18%, são ferromagnéticos, endurecíveis por tratamentos térmicos e geralmente só resistem à corrosão em ambiente não muito agressivo. Possuem estrutura cúbica de corpo centrado CFC e quando

endurecidos apresentam estrutura tetragonal de corpo centrado (TCC). O cromo e o carbono são equilibrados para garantir a estrutura martensítica após o endurecimento.

Excessos de carbonetos podem estar presentes para aumentar a resistência ao desgaste ou manter arestas cortantes. Elementos como o nióbio, silício, tungstênio e vanádio podem ser adicionados para modificar a temperabilidade. Pequenas quantidades de níquel podem ser adicionadas para melhorar a resistência à corrosão. O enxofre e o selênio podem ser adicionados para melhorar a usinabilidade (ASM Metals Handbook, vol 1, 2004).

O aumento da dureza destes aços está relacionado com o teor de carbono que pode variar amplamente e com estabilidade da ferrita à temperatura de austenitização. O aumento da temperabilidade deste aço está relacionado com o aumento dos níveis de cromo presente.

Com o aumento do teor de carbono a estrutura martensítica torna-se mais fina, e a quantidade da austenita retida aumenta, mas sem causar danos, a menos que temperaturas muito altas de austenitização tenham sido utilizadas.

A figura 16 apresenta a microestrutura de um Aço Inoxidável Martensítico atacado com reagente Villela (ASM Metals Handbook, vol 9, 2004, p.1651).



Figura 16 – Matriz de Aço Inoxidável Martensítico (41 HRC)
Fonte: ASM Metals Handbook, vol 9, 2004, p.1651.

Uma das ferramentas comumente utilizada para representar o efeito de diferentes elementos na microestrutura dos Aços Inoxidáveis é o Diagrama de Schaeffer-DeLong, apresentado na figura 17.

O diagrama mostra os limites de campos das fases austenita, ferrita e martensita em termos de níquel e cromo equivalentes, à temperatura ambiente, após resfriamento brusco a partir de temperaturas na faixa de 1100°C.

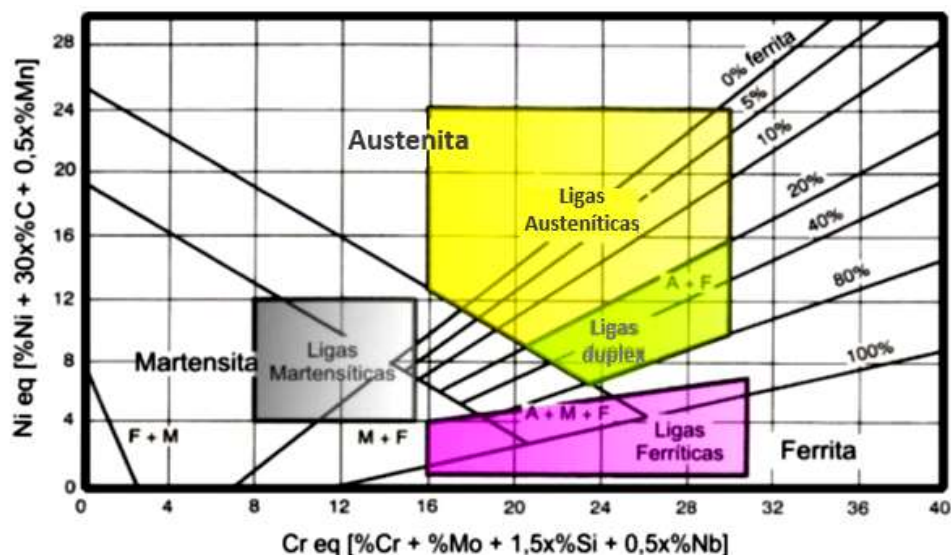


Figura 17 – Diagrama de Schaeffer.
Fonte: OCHOA, 2007

Ele foi inicialmente desenvolvido para soldagem, com intuito de prever a microestrutura da solda, e determinar aspectos tais como, se o depósito irá conter uma pequena quantidade de ferrita, prever a composição do eletrodo para evitar a formação de ferrita ou evitar a formação de martensita quando se quer máxima ductilidade. (OCHOA, 2007).

2.3.6 Trabalhabilidade dos Aços Inoxidáveis Martensíticos

Os Aços Inoxidáveis são recortados, perfurados, estampados e desenhados basicamente nas mesmas ferramentas e máquinas de prensagem usadas para outros metais. No entanto, como os Aços Inoxidáveis têm maior resistência e são mais propensos à abrasão que os aços com baixo teor de carbono e por apresentarem um acabamento superficial que muitas vezes deve ser preservado, as técnicas usadas na fabricação de peças de chapa de Aço Inoxidável são mais precisas que as usadas aços de baixo carbono.

Em geral, Aços Inoxidáveis têm as seguintes características, comparadas com as dos aços carbono:

- Necessita de maior força;
- Maior suscetibilidade ao endurecimento quando encruado;
- Maior propensão para soldar ou bater em ferramentas;
- Menor Condutividade térmica.

A adequabilidade dos tipos de Aços Inoxidáveis Martensíticos é dada na Tabela 7. Essas classificações são baseadas na capacidade de conformação e na potência requerida para a formação (ASM Handbook, vol.18. “Friction, Lubrification, and wear technology”, 1992).

Dos Aços Martensíticos, no entanto, apenas os tipos 403, 410 e 414 são geralmente recomendados para aplicações de conformação a frio. Devido ao maior teor de carbono nos Aços Inoxidáveis Martensíticos limita severamente sua conformação a frio, sendo às vezes conformados a quente.

Tabela 7: Adequação relativa dos Aços Inoxidáveis Martensíticos para vários métodos de conformação

Aço	Adequado para:							
	Cortar	Furar	Estampagem	Estampagem profunda	Trefilar	Laminar	Cunhagem	Gravação em relevo
Aço Martensítico								
403, 410	A	A-B	A	A	A	A	A	A
414	A	B	A(a)	B	C	C	B	C
416, 416(Se)	B	A-B	C(a)	D	D	D	D	C
420	B	B-C	C(a)	C-D	D	C-D	C-D	C
431	C-D	C-D	C(a)	C-D	D	C-D	C-D	C-D
440A	B-C	...	C(a)	C-D	D	C-D	D	C
440B	D	...	D	D
440C	D	...	D	D

(a) Curvas acentuadas devem ser evitadas

Notas: A = excelente; B = bom; C = justo; D = geralmente não recomendado.

Fonte: Adaptado do ASM Handbook, vol.18. “Friction, Lubrification, and wear technology”, 1992.

Como foi visto anteriormente no capítulo das Propriedades dos Aços Inoxidáveis Martensíticos, estes são amplamente utilizados na confecção de instrumentos cirúrgicos e odontológicos, em cutelaria, ferramentas de corte, válvulas, engrenagens, peças de turbinas a vapor, dispositivos de fixação (VILLARES, 2014).

2.3.7 Resistência ao desgaste dos Aços Inoxidáveis

Os Aços Inoxidáveis são caracterizados como tendo uma boa resistência ao desgaste e frequentemente são utilizados em determinadas aplicações devido à sua boa resistência à corrosão. Portanto, encontrar um material que seja eficaz para suportar determinados tipos de desgastes pode ser um problema difícil para engenheiros de projeto. Lubrificantes e revestimentos são frequentemente usados para reduzir o desgaste, embora o seu uso seja evitado em algumas aplicações, como ambientes com alta temperatura ou de processamento de alimentos e farmacêuticos, que requerem saneamento.

Os Aços Inoxidáveis Martensíticos são similares às ligas de ferro-carbono que são austenitizadas, endurecidas por têmpera e revenido para maior ductilidade e resistência. Estas ligas são magnéticas, e sua estrutura tratada termicamente é tetragonal de corpo centrado (TCC). Na condição recozida, eles têm uma resistência à tração de cerca de 275 MPa. A resistência obtida pelo tratamento térmico depende do teor de carbono da liga. O aumento do conteúdo de carbono aumenta força, mas diminui a ductilidade e resistência. A liga mais comumente utilizada nesta família é o AISI 410, que contém cerca de 12% de Cr e 0,1% de C. Esta liga é temperada a uma variedade de níveis de dureza. Tanto o cromo quanto os teores de carbono aumentam nas ligas AISI 420, AISI 440. O primeiro deles contém 14% de Cr e 0,3% C e tem uma capacidade de dureza de 50 HRC, a outra liga contém 16% de Cr e de 0,6 a 1,1% de C. são capazes de atingir 60 HRC, e um limite de elasticidade de 1900 MPa. A quantidade de carbonetos primários aumenta com o aumento do teor de carbono.

A resistência ao desgaste dos Aços Inoxidáveis Martensíticos depende do teor de carbono. O aço AISI 440 (1.1% C) tem excelente resistência ao desgaste adesivo e abrasivo, similar aos aços-ferramenta, enquanto o AISI 410 (0,1% C) tem uma resistência ao desgaste relativamente baixa. A chave para a resistência ao desgaste adesivo é uma alta dureza do aço aliado à resistência devido aos carbonetos primários.

O molibdênio e o níquel podem ser adicionados ao Aço Inoxidável Martensítico para melhorar as propriedades de corrosão e tenacidade. No entanto, a adição desses elementos é um pouco restrita porque quantidades maiores resultam em uma microestrutura não totalmente martensítico.

Para materiais ferrosos, a resistência à abrasão é altamente dependente de quatro

variáveis metalúrgicas: microestrutura, dureza, teor de carbono e alguns elementos de ligas especialmente inseridos na matriz metálica. A estrutura martensítica inerentemente dura é preferível às estruturas ferríticas e austeníticas mais macias. Isto é especialmente significativo em abrasão de baixo estresse, onde ocorre pouca deformação subsuperficial.

Embora Aços Inoxidáveis Austeníticos endurecem mais prontamente do que as outras famílias de ligas inoxidáveis, as ligas Inoxidáveis Martensíticas são preferidas em aplicações onde abrasão é encontrada, devido à sua maior dureza pelo tratamento térmico.

No caso mais específico das Indústrias de Alimentos, a manipulação de carnes é realizada (cortes e desossas) com a utilização de facas que são fabricadas em Aço Inoxidável Martensítico temperado e revenido.

Basicamente o desgaste se dá na região do fio de corte. Para este tipo de desgaste existem alguns testes que são normatizados e realizados com o objetivo de medir a capacidade de retenção do fio de corte de um determinado material. Uma das normas utilizadas é a norma EN ISO 8442-5:2004.

2.3.8 Efeito do comportamento cíclico nas tensões e deformações nos Aços

A curva tensão-deformação obtida através de um teste monotônico de tração ou compressão é diferente da obtida em um carregamento cíclico. Isso foi percebido durante o século 19 por Baüchinger. O experimento dele indicou que o limite de escoamento em tração ou compressão sofreu uma redução depois de aplicado um carregamento de sinais opostos que causa uma deformação inelástica. Portanto, uma única inversão de deformação inelástica pode mudar o comportamento de tensão-deformação dos metais.

A amplitude e a taxa de endurecimento ou amolecimento cíclico sob as condições de um teste de deformação controlada podem ser avaliadas pela variação de tensão em função do número de ciclos, como mostra a figura 18.

Endurecimento cíclico (figura 18b) indica o aumento da resistência à deformação, assim como amolecimento cíclico (figura 18c) indica o efeito contrário. Mudanças no comportamento da deformação cíclica são mais pronunciadas no começo do ensaio cíclico, pois os materiais normalmente se estabilizam gradualmente com a continuação da ciclagem. Entretanto, muitos comportamentos de deformação cíclica são referidos como um

“comportamento cíclico transiente”. A estabilização cíclica é razoavelmente completa com cerca de 10 a 40 por cento de toda a vida em fadiga do material.

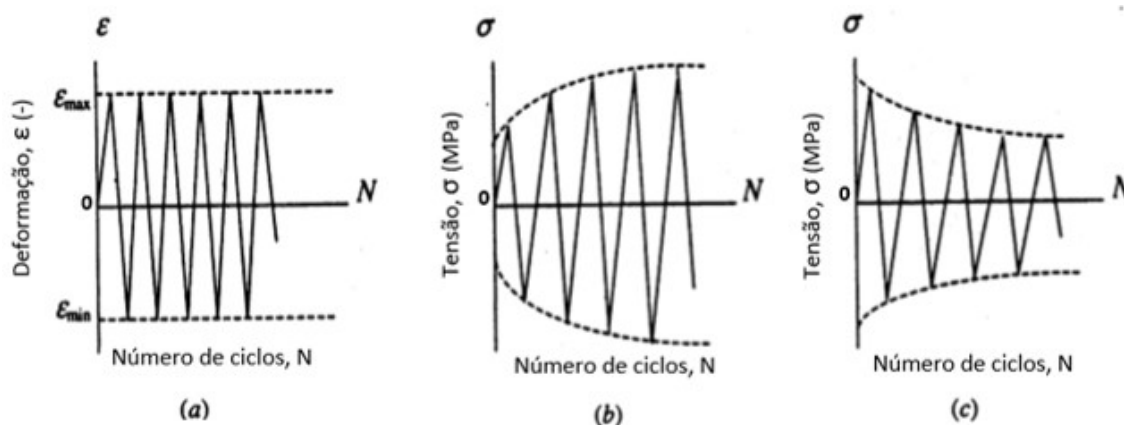


Figura 18- Tensão quando solicitado ciclicamente em, (a) Amplitude de deformação constante, (b) Endurecimento cíclico, (c) Amolecimento cíclico.

Fonte: Adaptado de STEPHENS, 2001.

2.3.8.1 Estimativa de vida em fadiga

Outro parâmetro muito importante na caracterização do comportamento de materiais solicitados ciclicamente é a Vida à fadiga (N_f), que consiste no número de ciclos que causará a ruptura para um determinado nível de tensão. Em função do número de ciclos necessários para que ocorra a fratura, os ensaios de fadiga são divididos em fadiga de baixo ciclo, para casos donde ocorre à fratura abaixo de 10.000 ciclos, e fadiga de alto ciclo, para casos que ultrapassem esse limite. Normalmente, a fadiga de alto ciclo (baixos níveis de tensão) está relacionada com as propriedades elásticas do material (resistência mecânica), já que as deformações empregadas durante o carregamento cíclico são predominantemente elásticas, enquanto que, a fadiga de baixo ciclo (altos níveis de tensão) é caracterizada pela presença de deformação plástica cíclica acentuada, possibilitando determinações do comportamento dúctil do material.

As Curvas de deformação-vida à fadiga podem ser descritas em escala log-log, como mostra esquematicamente a figura 19, onde N_f é o número de ciclos até a fratura.

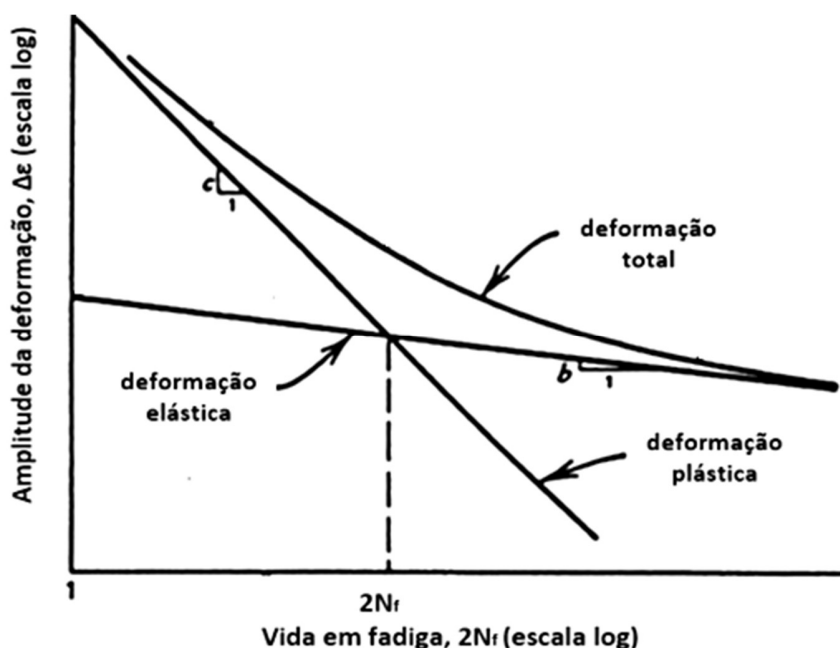


Figura 19: Curva da deformação total ($\Delta\varepsilon$) x vida em fadiga (N_f).
 Fonte: Adaptado de STEPHENS, 2001).

A amplitude total da deformação mostrada nessa figura pode ser resolvida em componentes de deformação plástica e elástica no estado constante de patamar da histerese.

Para um certo número de ciclos N_f , a deformação total é a soma das parcelas das deformações plástica e elástica. Tanto a curva plástica como a elástica podem ser aproximadas em linhas retas no gráfico bi-logarítmico. Para grandes deformações ou pequenas vidas a deformação plástica é a componente mais predominante, e para pequenas deformações ou grandes vidas a deformação elástica é a componente mais influente. Isso está indicado pelas curvas retilíneas e pelo tamanho do laço de histerese na figura 19. As inclinações das curvas elástica e plástica são 'b' e 'c', respectivamente.

A Principal norma para ensaios de vida em fadiga sob carregamentos controlados por amplitude de deformação é a ASTM E 606-92.

2.3.8.2 Efeito da microestrutura no comportamento cíclico dos Aços

Nos mecanismos sólidos, normalmente são usados modelos de metais homogêneos, isotrópicos e linearmente elásticos. Mas a um nível microscópico nenhuma dessas suposições são válidas e a fadiga de metais é significativamente influenciada pela microestrutura. Isso inclui

natureza química do metal, tratamento térmico, trabalho a frio, contorno de grão, anisotropia, inclusões, vazios/porosidade, e outras descontinuidades e imperfeições.

A natureza química, o tratamento térmico, e trabalho a frio têm uma grande influência no limite de resistência à tração do material, e quanto maior o limite de resistência à tração maior será o limite de resistência à fadiga para um dado número de ciclos para a falha. Grãos pequenos geralmente fornecem melhor resistência à fadiga do que grãos grandes, exceto em elevadas temperaturas, onde existe uma interação entre fadiga e fluência. Grãos pequenos reduzem as deformações localizadas nas faixas de bandeamento causadas pela laminação, diminuindo a quantidade de escorregamentos irreversíveis, e fornece mais contornos de grão para ajudar a interromper a trinca transgranular.

Anisotropia causada por trabalho a frio aumenta a resistência à fadiga quando solicitada na direção do trabalho, mas causa um decréscimo na resistência à fadiga se solicitado na direção transversal. Inclusões, vazios/porosidade e o ato da laminação são concentradores de tensão, e por isso normalmente induzem sítios capazes de nuclear uma microtrinca da solitação cíclica. Minimizar inclusões, vazios/porosidade, laminações, e outras descontinuidades é a chave para uma boa resistência à fadiga (STEPHENS, 2001).

2.3.8.3 Efeito do acabamento superficial no comportamento cíclico dos Aços

Como a maioria das falhas por fadiga tem origem na superfície, pode-se esperar que o acabamento superficial tenha grande efeito no comportamento à fadiga. Os efeitos da superfície são causados por diferentes rugosidades, microestrutura, composição química e tensão residual. Essa influência é mais pronunciada em grandes vidas, onde normalmente uma grande porcentagem dos ciclos está envolvida na nucleação da trinca. Generalizações sobre efeito da retífica e da usinagem são difíceis de se fazer, pelo fato de existirem muitas variáveis envolvidas.

A figura 20 mostra o efeito do fator de superfície (k_s) em função do limite de resistência à tração (R_m) envolvendo as condições de superfície obtidas na retífica, usinagem, laminação à quente, forjamento e polimento brilhoso (STEPHENS, 2001).

O decréscimo da resistência à tração causa um decréscimo no limite de resistência à fadiga.

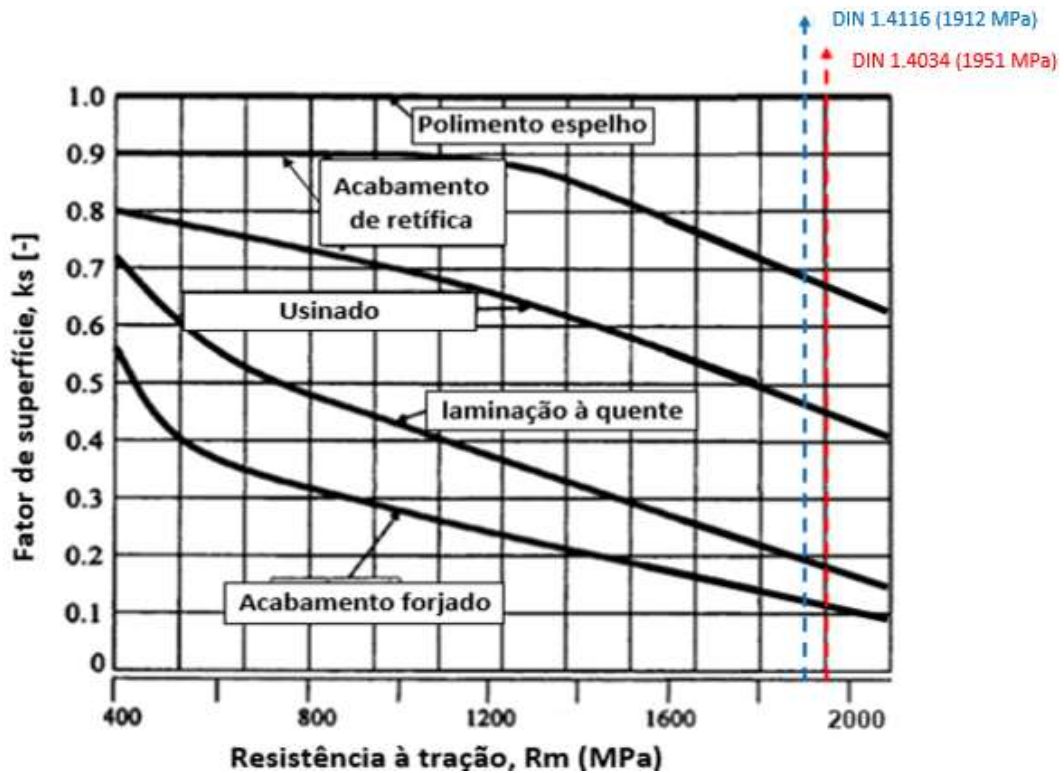


Figura 20: Efeito do acabamento superficial x Resistência à tração.

Fonte: Adaptado de STEPHENS, 2001.

A redução causada pela retífica e pela usinagem é mais restrita à rugosidade da superfície e pela tensão residual, enquanto na laminação à quente e o forjamento inclui dois fatores importantes como a microestrutura e a composição química da superfície, pois estes são significativamente alterados por causa da descarbonetação causada por estes processos.

Uma conclusão óbvia aqui é que se devem evitar as condições de superfície provenientes da laminação à quente e forjamento de regiões sensíveis à fadiga. Isso pode ser feito retirando a superfície indesejável por retífica ou usinagem. Nota-se ainda que superfícies polidas não reduzem a vida em fadiga, devido ao k_s ser igual a 1 e, portanto, nessas condições se tem o real comportamento do material à fadiga (STEPHENS, 2001).

2.3.8.4 Efeito da frequência no comportamento cíclico dos Aços

O aquecimento corpo-de-prova devido ao amortecimento da histerese pode aumentar sua temperatura significativamente, ocultando assim o verdadeiro comportamento em fadiga à temperatura ambiente. Isso é mais relevante em metais de baixa resistência mecânica. Geração

de calor devido ao carregamento cíclico depende do volume de solitação do material. Carregamento axial e corpo-de-prova largo irão gerar mais calor do que corpo-de prova fino, ou corpo-de-prova entalhado, conseqüentemente o efeito da frequência pode ser diferente nessas situações. Se o efeito do aquecimento for desprezível devido às várias técnicas de esfriamento e/ou baixa amplitude de tensão durante o teste, junto com desprezível efeito da corrosão, então o efeito da frequência pode ser avaliado. Nessas condições, usando corpo-de-prova axial ou curvo, com frequências menores do que 1Hz tem-se um pequeno efeito no comportamento à fadiga dos metais de estruturas. Em altas frequências, mas ainda menor do que 200 Hz, o limite de resistência à fadiga a 106 até 108 ciclos tem um pequeno aumento de até 10%. Em alguns casos excepcionais à vida à fadiga decresce com o aumento da frequência.

Assim, considerando a ausência dos efeitos da temperatura e da corrosão, e outras variáveis agressivas, o efeito da frequência em faixa de até 200Hz tem sido desprezado em projetos e testes em fadiga. A chave, entretanto, está na ausência da corrosão e de aumento da temperatura (STEPHENS, 2001). Em faixas de kHz, ocorrem grandes mudanças na resistência à fadiga em comparação a menos do que 200Hz.

O aumento de temperatura nessas frequências (1 a 25kHz) é mais difícil de controlar e o componente é esfriado pelo ar, água ou óleo que faz contato com sua superfície. Testes descontínuos têm sido usados para manter as condições isotérmicas.

Máquinas de testes para kHz são pneumáticas, piezelétricas, ou magnetostrictivas, e os corpos-de-prova são lisos, entalhados ou trincados. Na maioria dos casos, a resistência ao crescimento da trinca é aumentada em frequências de kHz. Porém, apesar de muitos tenderem para o aumento da resistência à fadiga em frequências de kHz, ainda é difícil de fazer essa generalização devido ao grande número de complexas variáveis teste/material envolvidas (STEPHENS, 2001).

2.3.8.5 Superfície da fratura e suas características macroscópicas

Antes de examinar os aspectos microscópicos do processo de fadiga, examina-se alguns aspectos representativos da superfície da fratura de fadiga. Muitas superfícies de fraturas de fadiga têm alguns aspectos comuns, apesar de existir algumas atípicas. A figura 21 mostra uma típica superfície de fratura de fadiga.

Algumas trincas iniciais podem ser vistas próximas à superfície, e estas estão indicadas pelas setas pretas. As linhas radiais escuras enfatizam que essas pequenas trincas nuclearam e cresceram com uma pequena diferença de amplitude pela raiz da rosca. Essas pequenas trincas cresceram e eventualmente se juntaram e formaram uma grande trinca que cresceu por aproximadamente 40 % da superfície da fratura na direção indicada pela seta branca. A ponta da seta branca identifica a frente final de crescimento da trinca de fadiga e o começo da fratura final. Fica evidente a presença de marcas de praia, e com uma inspeção mais detalhada, essas marcas de praias mostram uma descoloração e detritos de corrosão indicando uma contribuição ambiental para o crescimento da trinca.

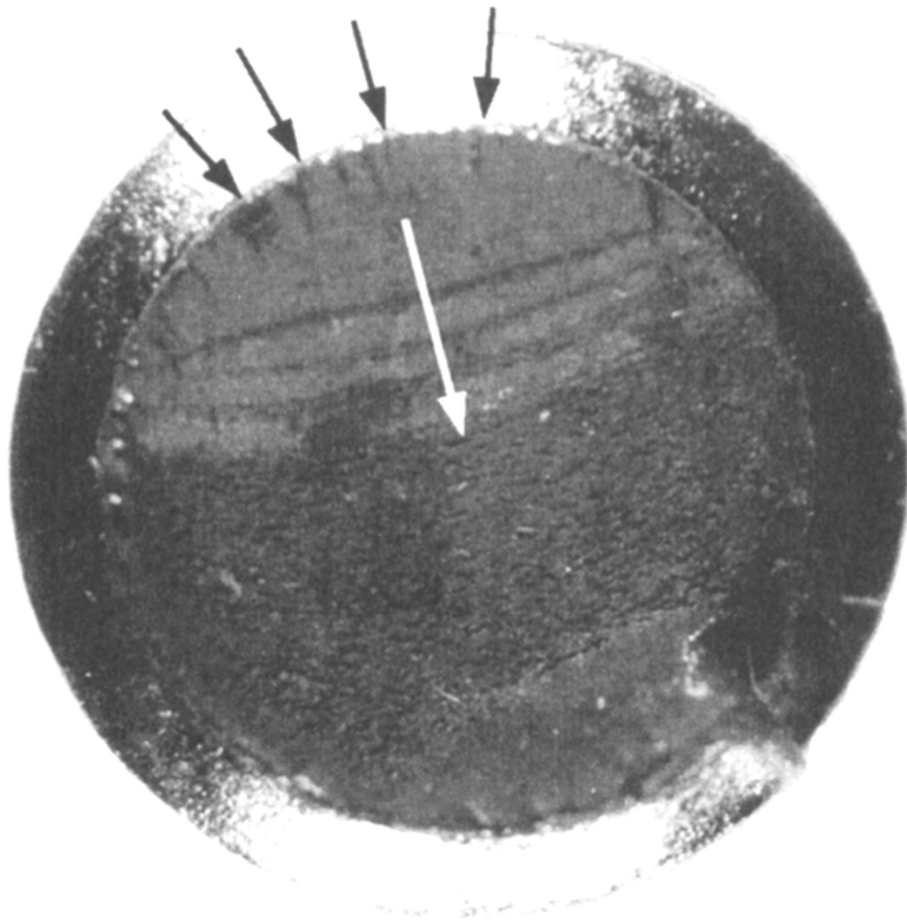


Figura 21: Típica superfície de fratura por fadiga.
Fonte: STEPHENS, 2001

A região da fratura final está mostrada na parte de baixo da figura 21. A parte mais de baixo da direita da região da fratura final é onde o do parafuso estava inclinado quando se rompeu, causando assim um estado de flexão, caracterizando a aparência.

2.3.8.6 *Mecanismo de fadiga e aspectos microscópios da fratura*

Aplicações cíclicas de deformação inelástica em um metal podem causar mudanças contínuas até que a estabilidade cíclica seja alcançada. Alguns metais nunca se estabilizam, enquanto outros são ciclicamente estáveis desde o começo. Baseado na curva tensão deformação monotônico pode-se determinar se a liga endurece ou amolece durante o carregamento cíclico. Com a ocorrência de deformação inelástica devido à tensão ou deformação cíclica, a densidade de discordâncias aumenta rapidamente.

Esse aumento da densidade de discordâncias tende a decrescer a mobilidade destas. Com isso é dificultado a movimentação das discordâncias, e o material sofreu um endurecimento cíclico, e o limite de escoamento cíclico se torna maior de que o limite de escoamento monotônico.

Para materiais que são inicialmente duros ou estejam endurecidos, a deformação inelástica cíclica causa rearranjo das discordâncias já existentes em uma configuração de menor resistência a deformação. A reconfiguração das discordâncias tende a promover uma maior mobilidade destas. Portanto o material sofre amolecimento cíclico, e o limite de escoamento cíclico se torna menor do que o limite de escoamento monotônico. Essas duas características cíclicas podem ocorrer em uma escala global por todo o corpo-de-prova, ou de uma forma mais localizada, normalmente em descontinuidades metalúrgicas, trincas ou entalhes. Descontinuidades metalúrgicas, trincas e entalhes podem então aumentar localmente a tensão ou deformação o que pode causar deformação plástica localizada no material.

A escala de deformação plástica é muito localizada quando a maior parte do material sofre deformação elástica ou reversível. Para materiais que apresentam um comportamento frágil, as discordâncias são praticamente imóveis e o grau de escorregamento é muito limitado.

Já para metais que tem um comportamento dúctil as discordâncias têm poucas restrições para se movimentarem e os escorregamentos são abundantes. Para metais que apresentam um comportamento intermediário, as discordâncias têm mobilidade, mas se restringem a poucos planos de escorregamentos. Portanto o mecanismo de nucleação de trinca é muito dependente do tipo de material que se está considerando.

Observando a figura 22a mostra esquematicamente um grão com escorregamentos grosseiros normalmente associados à um carregamento estático ou monotônico. Sob carregamento cíclico ocorrem escorregamentos finos, e é o que mostra a figura 22b.

Escorregamentos grosseiros podem ser considerados uma avalanche de escorregamentos finos nos quais poucas faixas de escorregamentos adjacentes e paralelas movem-se em relação às outras. A figura 22c mostra o desenvolvimento progressivo de um par de extrusão/intrusão sob carregamento cíclico. As setas verticais indicam a direção do carregamento (tensão ou compressão), e as setas horizontais identificam a progressão dos escorregamentos.

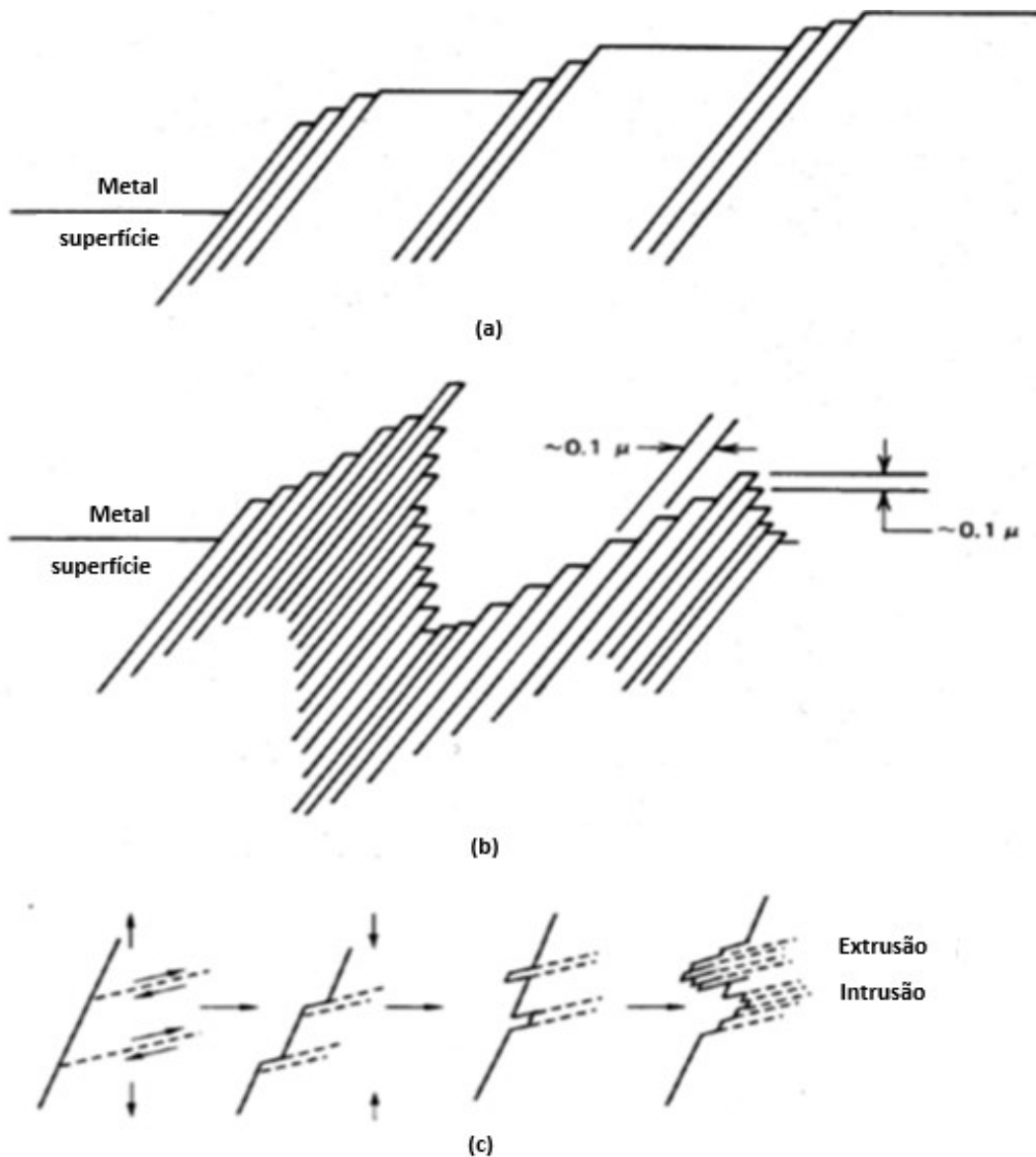


Figura 22: Escorregamentos esquemáticos devido a carregamentos externos: (a) carregamento monotônico, (b) carregamento cíclico e (c) progressão de um par de extrusão/intrusão.

Fonte: Adaptado STEPHENS, 2001.

Trincas de fadiga que se nucleiam em faixas de escorregamentos tendem a crescer sob o plano de maior tensão de cisalhamento. O crescimento de microtrincas é extremamente influenciado pelas características dos sistemas de escorregamento do material, pelo tamanho de grão, e pela extensão da plasticidade próxima a ponta da trinca. Quando o tamanho da trinca é limitado a alguns diâmetros de grãos, o crescimento da trinca ocorre predominantemente por processo de cisalhamento

Esse comportamento de trinca é conhecido como “crescimento de microtrincas”. Entretanto o tamanho físico que a trinca cresce devido cisalhamento varia de material para material, sendo dependente também do seu tamanho de grão (STEPHENS, 2001).

Nem todas as trincas de fadiga se nucleiam em faixas de escorregamentos. Sob carregamento em condições de fadiga, trincas de fadiga podem nuclear-se próximas às descontinuidades do material como inclusões, partículas de segunda fase, corrosão por pite, contornos de grãos, contornos de maclas, poros vazios, e faixas de escorregamentos. As vezes pode-se nuclear trinca em contornos de grãos quando a temperatura ultrapassa aproximadamente 50 por cento da temperatura de fusão absoluta do material ou também devido a grandes amplitudes de deformação.

Em temperaturas moderadas os precipitados no contorno de grão aumentam a sua resistência. Já em altas temperaturas, esses precipitados podem abaixar a resistência do contorno, e com a introdução de um período de pausa, quando o mecanismo de fluência pode ocorrer, o contorno de grão se trinca e trincas intergranulares podem ocorrer.

Impurezas que se agregam aos contornos de grãos podem causar fragilização em alguns metais, e assim é favorecida a nucleação e o crescimento de trincas intergranulares. Microtrincas podem estar presentes no material antes de qualquer carregamento, devido aos processos e tratamentos a que este é imposto. Desse modo, a fase de nucleação da trinca pode não existir se a trinca já existe antes do primeiro carregamento cíclico.

O crescimento de uma trinca de fadiga está mostrado esquematicamente na figura 23.

Uma vez presente microtrinca ou microtrincas e a ciclagem continua, as trincas tendem a se coalescer e crescer ao longo do plano de maior tensão de tração. Então dois estágios de crescimento da trinca existem, o “estágio 1” é de modo cisalhante e o “estágio 2” é de modo trativo.

A nucleação da trinca inicia na superfície, e esta cresce controlada primeiramente por cisalhamento, e depois de uma maneira de “zigzag” mas essencialmente perpendicular à direção do carregamento, e esta parte foi controlada por tração.

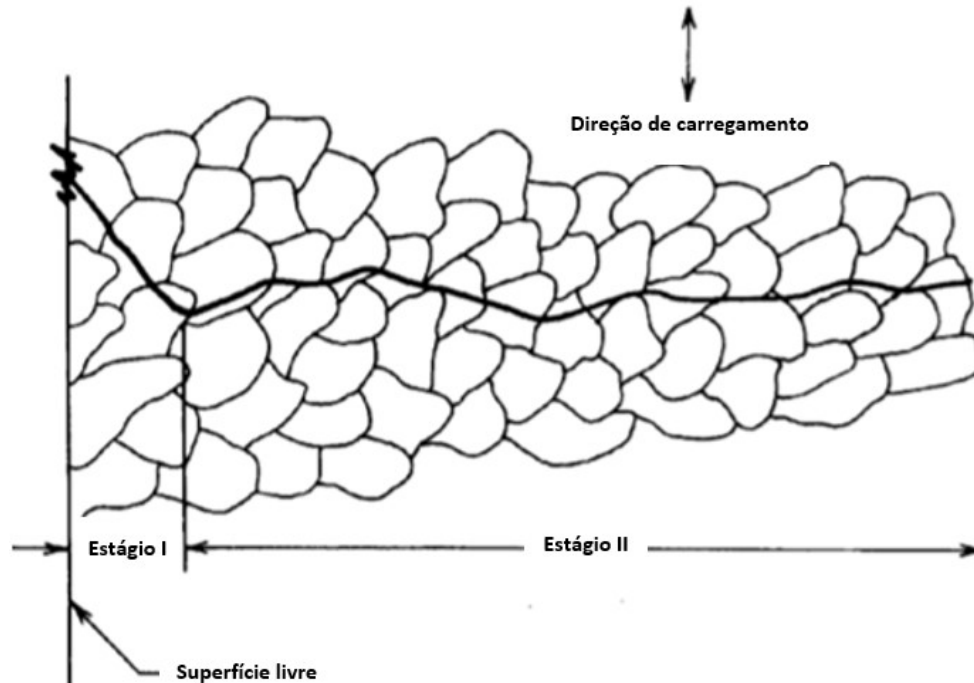


Figura 23: Crescimento esquemático de uma trinca de fadiga transcristalina.
Fonte: Adaptado STEPHENS, 2001.

2.3.8.7 Comportamento da fadiga de Aços Inoxidáveis Martensíticos

Com base em outros estudos realizados pela sociedade acadêmica internacional, podemos ter uma ideia de qual será o comportamento do Aço Inoxidável Martensítico UNS S42000 (AISI 420) à solitação cíclica. Esse tipo de aço é muito sensível a carbonetos grandes, pois estes são ótimos lugares para a nucleação de trincas de fadiga. Com base nisso seria melhor usar a maior temperatura de austenitização possível, pois desta forma se dissolveria mais carbonetos diminuindo a quantidade de carbonetos grandes ao final do tratamento térmico. Porém a temperatura de austenitização tem outros efeitos importantes sobre a microestrutura do material (NERI, M.A. e COLAS, R., 2001).

A figura 24 mostra a influência da temperatura de austenitização na dureza obtida após a têmpera. A dureza aumenta com o aumento da temperatura de austenitização até 1050°C e depois cai até 1100°C. A dureza aumenta devido a maior dissolução de carbonetos de cromo, o

que aumenta o teor de carbono da martensita e promove uma maior deformação no reticulado cristalino. Após 1050°C a fração volumétrica de austenita retida começa a ser mais significativa a ponto de abaixar a dureza após têmpera (CANDELÁRIA e PINEDO, 2003).

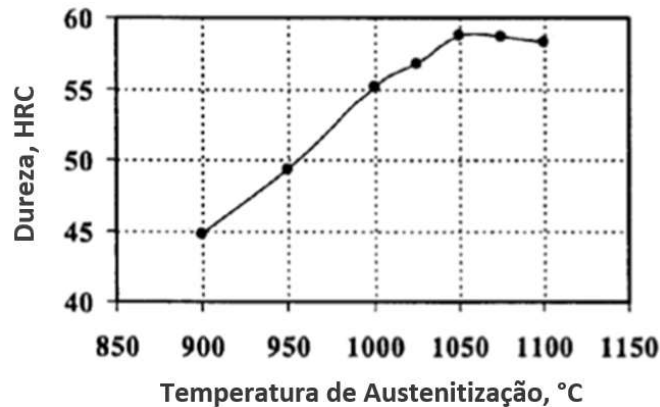


Figura 24: Influência da temperatura de austenitização na dureza.
Fonte: CANDELÁRIA e PINEDO, 2003

Como foi visto anteriormente os Aços DIN 1.4034 e DIN 1.4116 quando temperados à 1060°C e subzerados à -120°C atingem durezas próximas a 59 HRC, sendo que após e revenimento à 300°C, baixam para 55 HRC.

Analisando a figura acima mais as figuras 6 e 8 vistas anteriormente, pode-se constatar que utilizando-se os parâmetros no tratamento térmico citados acima, os resultados obtidos com estes 2 aços terão boas propriedades mecânicas e suas resistências à fadiga aumentadas.

3. METODOLOGIA E PLANEJAMENTO EXPERIMENTAL

A etapa experimental dessa pesquisa se subdividiu nos seguintes Ensaio: Metalúrgicos, de Tração, de Desgaste do Fio de Corte e Fadiga de lâminas de Facas. Como pode ser observado no diagrama da figura 25.

Com relação aos Ensaio Metalúrgicos, foram realizados Análises Metalográficas, Medições de Dureza, Medições do Tamanhos de grãos, Medição da Fração de Volume dos carbonetos na liga e Análises das Composições Químicas.

O Ensaio de Tração teve a finalidade de verificar as propriedades mecânicas dos materiais a partir da construção das curvas de engenharia, obtendo informações como a tensão de escoamento (R_e), tensão máxima (R_m), deformação relativa (ϵ) e Módulo de Elasticidade (E).

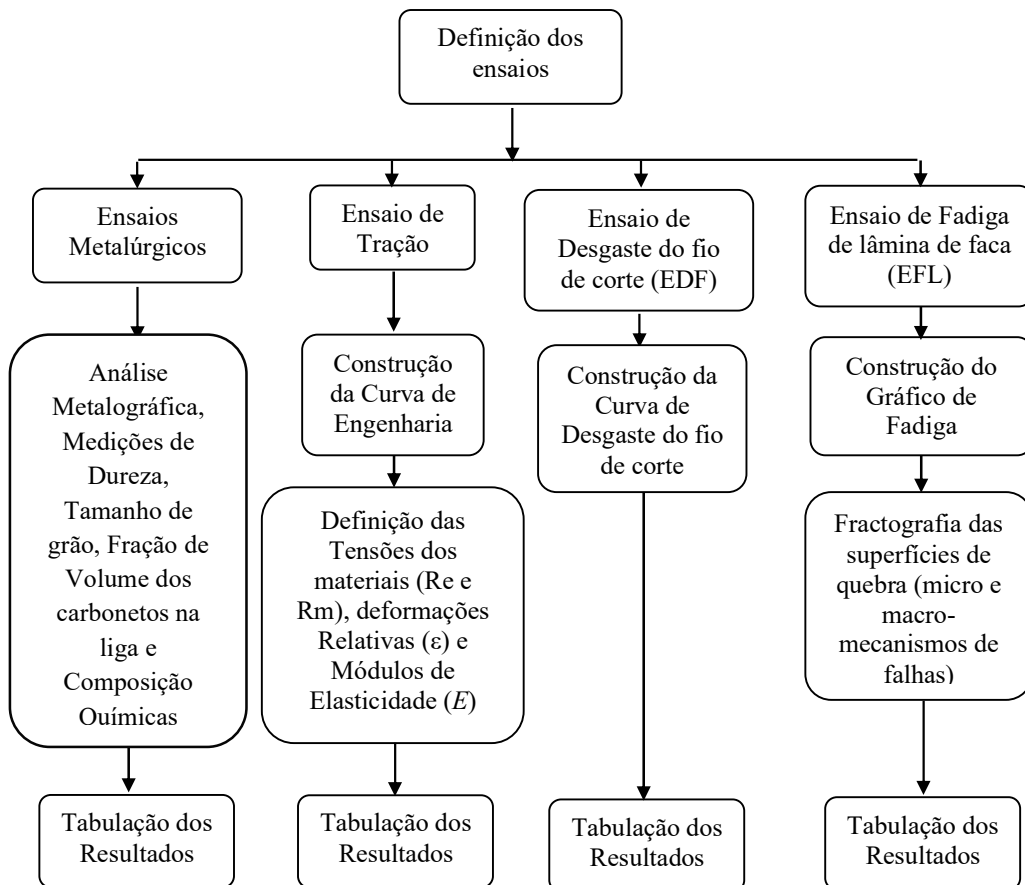


Figura 25: Diagrama representativo das etapas do estudo realizado: parte experimental

O Ensaio de Desgaste do fio de Corte teve a finalidade de verificar a resistência ao desgaste do fio de corte a partir da construção das curvas de desgaste do fio de corte; e o Ensaio de Fadiga de Lâminas de Facas, entender o comportamento dos materiais quando submetidos a uma determinada carga cíclica até a ruptura e analisar os macro e micro mecanismos de falha.

3.1 MATERIAIS UTILIZADOS

No desenvolvimento dessa pesquisa foram utilizados 2 Aços Inoxidáveis Martensíticos: Aço DIN 1.4116 do fornecedor “A” e o Aço DIN 1.4034 do fornecedor “B” (fig.26).

Os corpos de prova (CP) utilizados nos experimentos foram retirados de amostras fornecidas em tiras provenientes de bobinas, conforme figura 29, onde foram doadas por uma empresa do setor de Cutelaria fabricante de facas de Gravataí– RS.

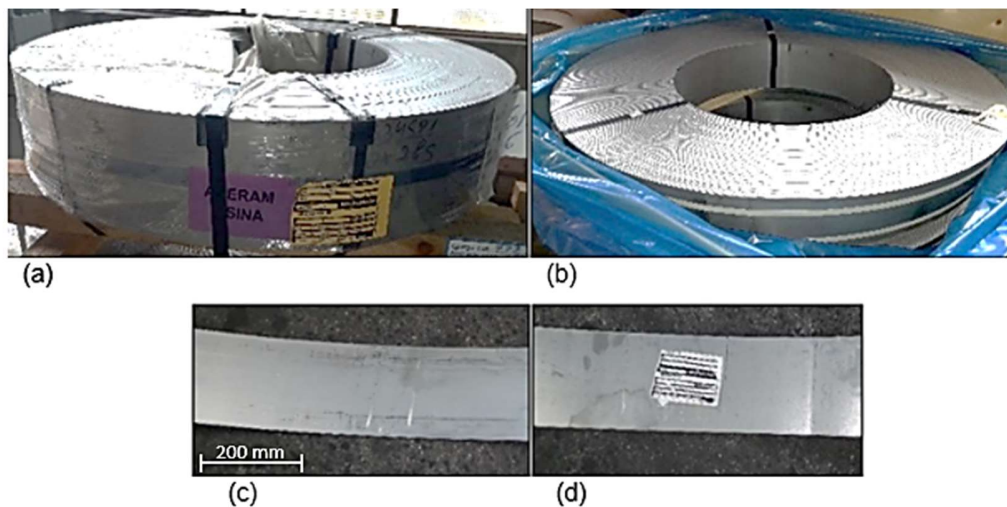


Figura 26: (a) chapas em bobina aço DIN 1.4116 (largura 200mm e espessura 2,9 mm); (b) chapas em bobina aço DIN 1.4034 largura (200mm e espessura 2mm); (c) Corte de tira aço DIN 1.4116; (d) Corte de tira aço DIN 1.4034

Tais materiais vêm sendo largamente aplicados na indústria de Cutelaria na fabricação de facas profissionais.

Em todos os testes e ensaios realizados neste trabalho os CPs foram tratados termicamente com têmpera em banho de sal, subzero e revenido em forno de poço.

Na têmpera foram aquecidos   1060 C e mantidos por 10 minutos com resfriamento   160 C por 5 minutos; no subzero foram resfriados   -120 C e mantidos por 40 minutos, e no revenimento, aquecidos   300 C e mantidos por 1,5 horas. Após o forno foi aberto, resfriando-os   temperatura ambiente.

3.2 CARACTERIZA O DOS MATERIAIS

Foram realizados diversos experimentos para melhor entender as características de cada um dos 2 materiais: análises metalográficas, medi es de tamanho de grãos, fra es de volume da martensita precipitada, medi es de dureza e análise da composi o química.

3.2.1 Análise Metalográfica

As análises metalográficas foram realizadas no Laboratório de Metalurgia em uma empresa do ramo da cutelaria fabricante de facas em Gravataí, RS e seguiu a norma *“Prepara o de corpos-de-prova para análise metalográfica - Procedimento” ABNT NBR 13284-1995*.

3.2.2 Determina o do Tamanho de Grão Austenítico

As medi es do tamanho de grão da Austenita prévia foram mensuradas no Laboratório de Fundi o – LAFUN da UFRGS utilizando a norma *ASTM E112-96 - Standard Test Methods for Determining Average Grain Size*. As imagens metalográficas utilizadas foram as mesmas geradas no processo da análise metalográfica.

A revela o dos contornos de grão da austenita prévia se deu través do ataque químico com o seguinte reagente: 6g ácido pícrico / 3ml HCl / 100ml  ter etílico / 100ml de água destilada.

O método utilizado para a determina o do tamanho de grão foi o Método de Interceptos Lineares, também denominado Método de Heyn. Por este método, ao se investigar o número de gr os por unidade de área, são contados os grãos interceptados por várias linhas teóricas traçadas na superfície da amostra.

3.2.3 Determinação das Frações de Volume de Carbonetos na Liga

As medições da Fração de Volume de Carbonetos existentes nas ligas das amostras dos 2 aços foram mensuradas no Laboratório de Transformação Mecânica (LdTM) da UFRGS.

Foi utilizando o software de plataforma livre “Image J” que possibilita a quantificação de microconstituintes em metais utilizando redes neurais artificiais.

Para melhor esclarecer a respeito dos carbonetos precipitados nas amostras foram realizadas análises em MEV no LAMEF da UFRGS para verificar suas composições químicas, utilizando o equipamento SHIMADZU modelo SSX-550 (figura 27).



Figura 27: Imagem do MEV SHIMADZU SSX-550

3.2.4 Medição de Dureza Rockwell C

As medições de dureza foram realizadas no Laboratório de Metalurgia de uma empresa do ramo da cutelaria fabricantes de facas em Gravataí, RS com o auxílio de um Durômetro Universal Acco Wilson Instrument Rockwell e seguiu a norma “*Materiais metálicos – Ensaio de dureza Rockwell*” ABNT NBR-ISO 6508-1/2019.

3.2.5 Análise das Composições Químicas

Os aços foram submetidos a análise de composição química no Laboratório de Fundição-LAFUN da UFRGS através da utilização do Espectrômetro de emissão Ótica marca Spectro

modelo Spectrolab. Com estes dados pode-se confrontar com as composições químicas informadas pelas fabricantes dos materiais.

3.3 DETERMINAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS

3.3.1 Ensaio de Tração

Com o objetivo de obter as principais propriedades mecânicas do material em análise, foi realizado o ensaio de tração em chapas de aço. Através desse ensaio é possível verificar características do aço tais como: tensão de escoamento (R_e), tensão máxima de resistência (R_m), deformação relativa (ϵ) e módulo de elasticidade (E).

Os corpos de prova (CPs) foram preparados de acordo com a figura 28 e tratados termicamente (temperados, sub-zero e revenidos) conforme citado anteriormente. O ensaio executado seguiu as diretrizes da norma técnica NBR ISO 6892-1/2013 (ASTM E8/E8M-09).

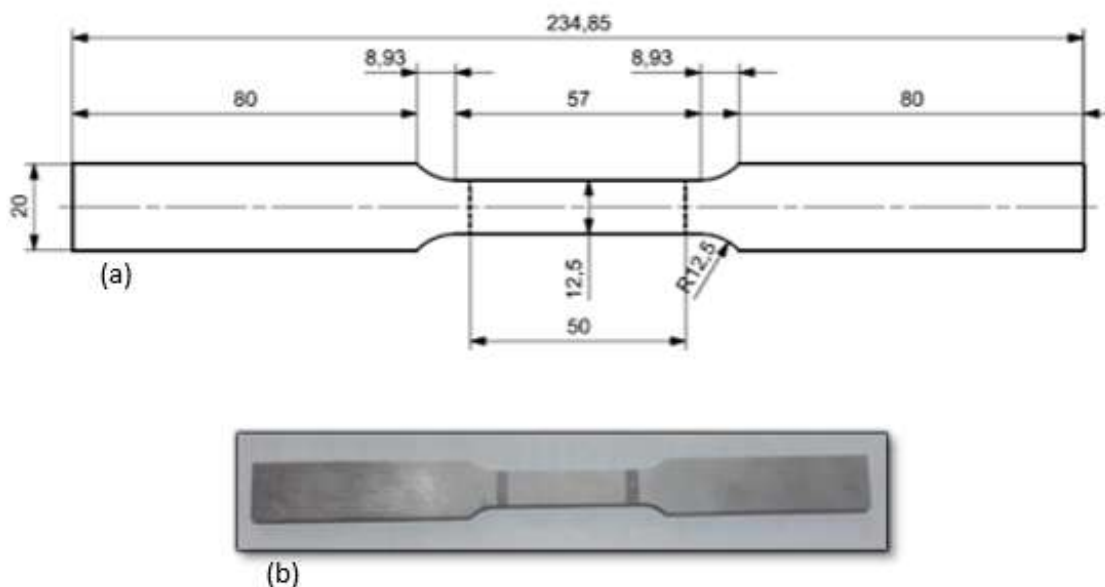


Figura 28: (a) medidas do CP (mm); (b) imagem do CP

Os CPs foram cortados em eletro-erosão a fio no sentido paralelo as linhas de laminação (0°) e tiveram suas arestas desbastadas com lixa nº 150 a fim de remover rebarbas que pudessem gerar pontos de concentração de tensões e interferir no resultado dos ensaios.

Os ensaios de tração foram realizados nos Laboratórios de Metalurgia Física LAMEF na UFRGS Porto Alegre, RS. foi utilizado uma máquina servo-hidráulica do tipo MTS 810, com capacidade de 11 kN, à temperatura ambiente (figura 29).



Figura 29: Prensa servo-hidráulica tipo MTS 810

Para o levantamento dos dados foram considerados três ensaios válidos para cada aço, utilizando para cada ensaio um corpo de prova, sendo: **CP1**: aço DIN 1.4116 e **CP2**: aço DIN 1.4034. Sendo identificados como: CP1a, CP1b, CP1c, CP2a, CP2b e CP2c.

Considerou-se um comprimento útil inicial (l_0) de medição do alongamento de 50mm, representado na figura 28(a).

Um extensômetro foi fixado no corpo de prova na marcação de l_0 , conforme figura 30, para que o alongamento do material (δ) pudesse ser mensurado.



Figura 30: Extensômetro usado para medir o alongamento

Com a finalidade de visualizar o comportamento de deformação dos dois aços sob uma força de tração uniaxial, e obter valores das principais tensões que caracterizam o material (R_e e R_m) e o módulo de elasticidade (E), utilizou-se dos dados obtido em ensaio de tração para gerar a curva de engenharia ($\sigma \times \epsilon$).

Através do relatório gerado no ensaio de tração foi possível definir a tensão de engenharia (σ) dividindo-se a força aplicada (F) pela secção transversal inicial (A_0) do corpo de prova, e a deformação de engenharia (ϵ) através da relação alongamento sofrido pelo CP pelo seu comprimento inicial ($\Delta l/l_0$).

3.4 ENSAIO DE DESGASTE DO FIO DE CORTE

Com o objetivo de obter informações comparativas entre os dois materiais no que diz respeito à resistência ao desgaste do fio de corte das facas, foi realizado o teste de desgaste de fio de Corte. A norma que trata deste ensaio é a EN ISO 8442-5:2004.

Este teste foi realizado no Laboratório de Metalurgia de uma empresa do ramo da cutelaria fabricante de facas em Gravataí, RS e a metodologia utilizada difere em alguns pontos do que a norma especificada. Como por exemplo, o papel utilizado para realização do teste.

Os CPs (figura 31) são facas cujas lâminas foram fabricadas utilizando os 2 tipos de aços inoxidáveis: temperados, revenidos e sub-zeroados, O cabo plástico foi injetado sobre a espiga da lâmina em polipropileno.



Figura 31: CPS utilizados para o teste de Desgaste de Fio de Corte

Na fabricação destes CPs, primeiramente foram produzidas as lâminas, onde foram recortadas em matriz de corte com auxílio de prensas, depois tratadas termicamente (têmpera, sub-zero e revenido) e por último, foram retificadas e polidas em equipamentos especiais. Com

as lâminas prontas, o próximo passo foi injetar o cabo de polipropileno, que é feito em moldes especiais com auxílio injetoras de plástico.

A última etapa do processo foi a formação (usinagem) do gume de corte nas facas (figura 33), através do processo de afiação controlado, em máquina que utiliza rebolos de retífica grão 120 refrigerados à água (figura 32).

É na etapa de afiação que se deve garantir que as geometrias e acabamentos na região do fio de corte sejam exatamente as mesmas em todos os CPs para que durante os testes de desgaste do fio de corte somente as características dos aços sejam analisadas.



Figura 32: Rebolos helicoidais utilizados para afiação das facas

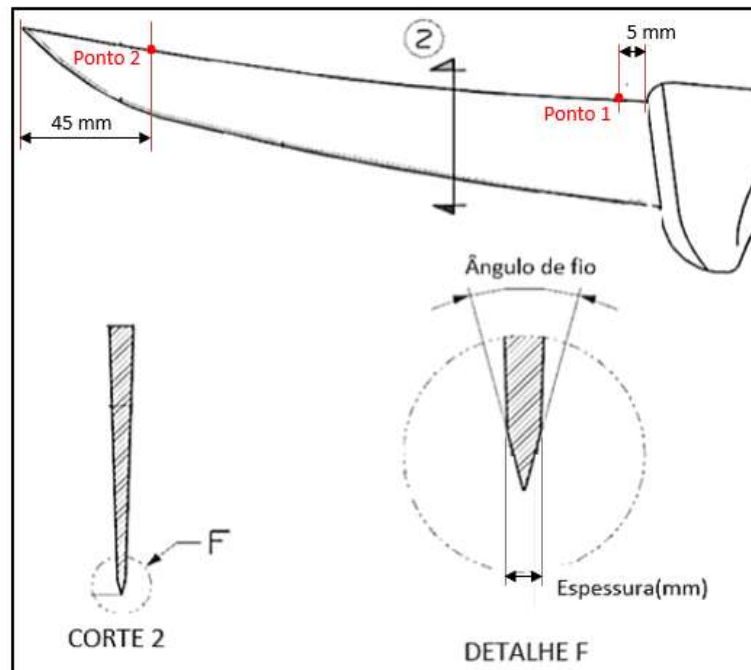


Figura 33 – Desenho do fio de corte de uma faca

Para obter os dados desejados, foram feitos três ensaios válidos para cada aço, sendo: **CP1**: aço DIN 1.4116 e **CP2**: aço DIN 1.4034, sendo identificados como: CP1a, CP1b, CP1c, CP2a, CP2b e CP2c, cujas especificações e características estão na tabela 8.

Tabela 8: Dados dos CP utilizados no teste de desgaste do fio de corte (figura 33)

Medida	CP1a	CP1b	CP1c	CP2a	CP2b	CP2c
Dureza (HRC)	55	55	55	55	55	55
Espessura no Ponto 1 (mm)	2,02	2,00	2,00	1,95	2,03	2,05
Espessura no ponto 2 (mm)	0,68	0,68	0,64	0,62	0,68	0,69
Espessura do fio (mm)	0,35	0,37	0,35	0,32	0,37	0,39
Ângulo de afiação (°)	34	34	34	34	34	34

3.4.1 Determinação da Curva de Desgaste do Fio de Corte

O equipamento utilizado foi a Máquina de Teste de desgaste de fio de facas (figura 34).



Figura 34 – Máquina de teste de desgaste de fio de facas

Primeiramente fixou-se a faca e o maço de papel de folhas de ofício no dispositivo de fixação (figura 35).

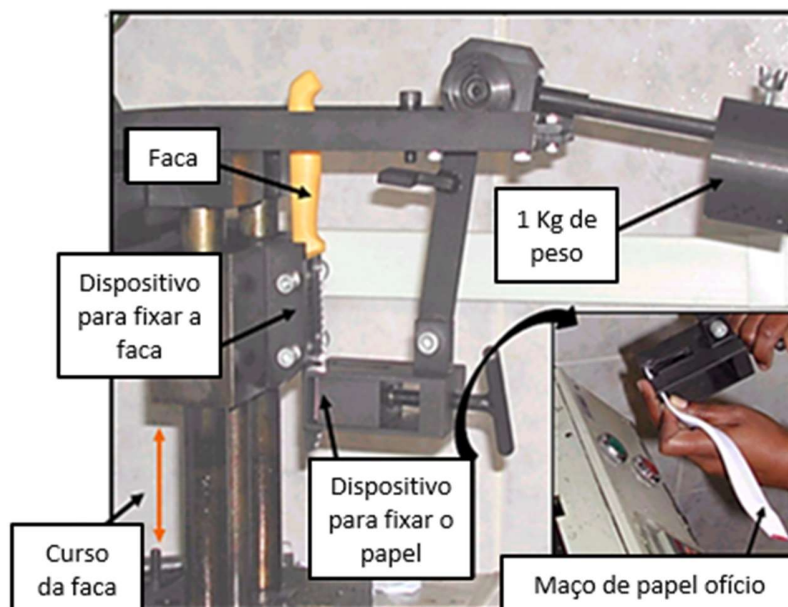


Figura 35 – Dispositivo de fixação da faca e maço de papel.

Seguem as medidas do maço de papel de ofício:

- 1 maço de papel contém 25 folhas de papel ofício com granulação 75 g/m²;
- medidas do maço de papel: 20 mm x 210 mm x 2,32 mm.

Após ter-se posicionado a faca e o maço de papel, zera-se o contador e o equipamento é ligado. A faca se movimentará ciclicamente na vertical com movimentos de sobe e desce, numa amplitude de 30 mm, ao mesmo tempo o maço de papel pressionará contra o fio da faca que por consequência disso, será cortado.

O objetivo é determinar o comportamento do fio de corte de cada CP durante o corte progressivo do total de 40 maços de papel ofício, verificando a quantidade de ciclos necessários para que isso aconteça.

Após os 6 CPs terem sido submetidos ao teste gera-se um gráfico: “Espessura do papel cortado/ciclo (mm/ciclo) x Somatório de papel cortado/ciclo (Σ mm/ciclo)”.

Com este gráfico consegue-se verificar o comportamento dos 2 tipos de aços com relação a resistência ao desgaste no fio de corte.

3.5 ENSAIO DE FADIGA DE LÂMINAS DE FACAS

Este teste foi realizado no Laboratório de Metalurgia de uma empresa do ramo de cutelaria fabricante de facas em Gravataí, RS e foi especialmente desenvolvido para testar a fadiga de lâminas de facas.

Basicamente trata-se de um equipamento (figura 36) que possui um plano inclinado, semelhante a uma came, que se movimenta ciclicamente na verticalmente com movimentos de sobe e desce.

A superfície do plano inclinado (came) foi temperada e revenida, possuindo dureza de 60HRC e polida (brilhosa espelhada) para diminuir o atrito durante o ensaio.

Para obter os dados desejados nos ensaios de fadiga foram feitos três ensaios válidos para cada aço, sendo: **CP1**: aço DIN 1.4116 e **CP2**: aço DIN 1.4034, sendo identificados como: CP1a, CP1b, CP1c, CP2a, CP2b e CP2c.

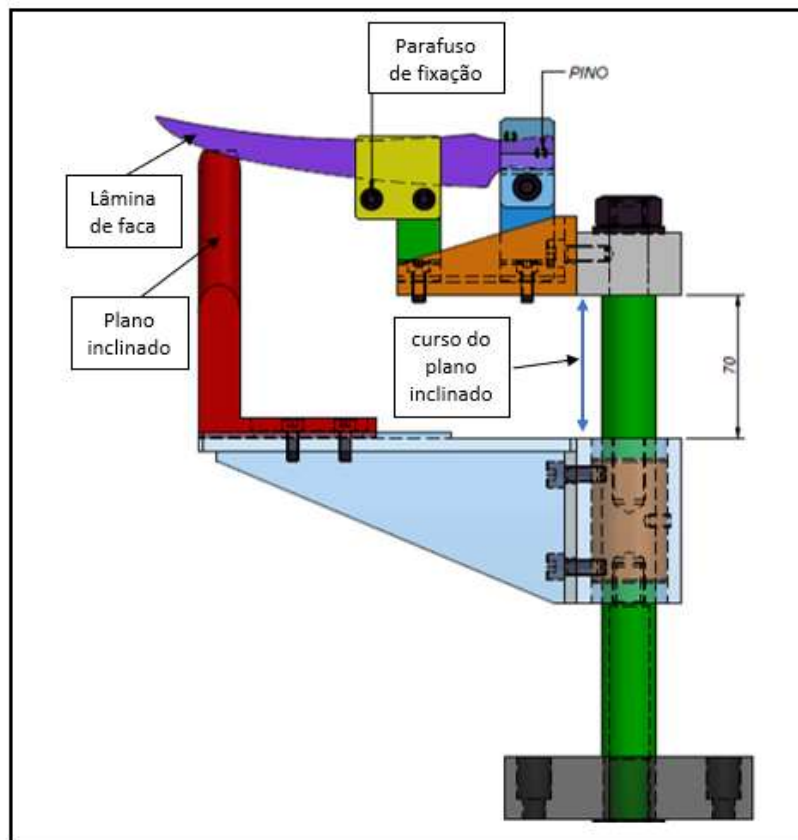


Figura 36: Desenho 2D equipamento de teste de fadiga de lâmina de facas

A lâmina é fixada no suporte acoplado à máquina, a região do fio está em contato com o plano inclinado que, ao se mover verticalmente, faz com que deslize num movimento de flexão constante e cíclico a uma frequência de 50 ciclos/minuto. (figura 37).

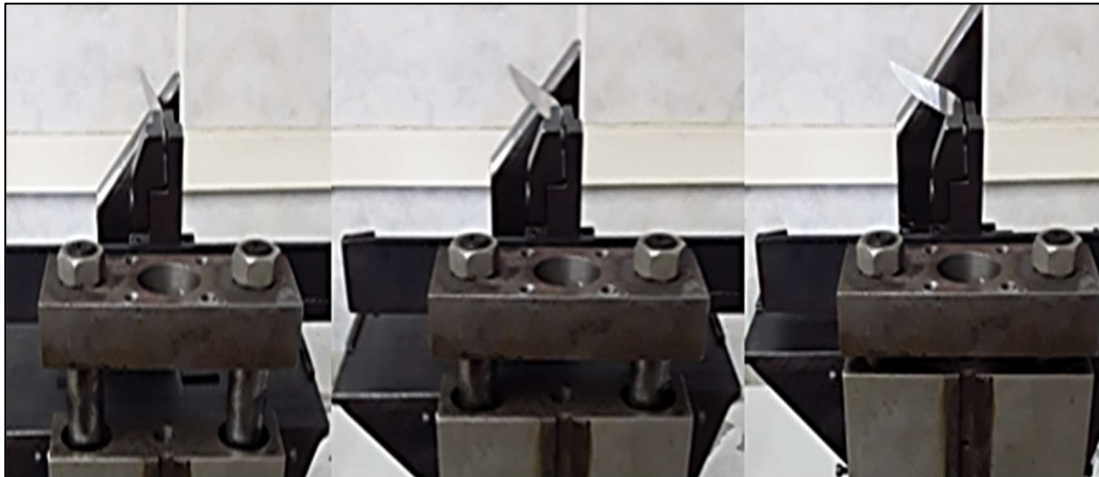


Figura 37: Movimento de flexão da lâmina de facas

Durante a preparação cuidou-se para que todos os CPs tivessem as mesmas medidas e acabamentos, para que durante os ensaios de fadiga somente as características dos aços fossem analisadas (tabela 9).

Tabela 9: Dados dos CP utilizados no teste de fadiga de lâmina de facas (figura 33)

Medida	CP1a	CP1b	CP1c	CP2a	CP2b	CP2c
Dureza (HRC)	55	55	55	55	55	55
Espessura no ponto 1 (mm)	2,07	2,01	2,03	2,04	2,07	2,03
Espessura no ponto 2 (mm)	0,63	0,72	0,69	0,69	0,68	0,67
Espessura do fio (mm)	0,3	0,3	0,3	0,3	0,3	0,3
Rugosidade Longitudinal, Ra (μm)	0,064	0,064	0,064	0,064	0,064	0,064
Rugosidade transversal, Ra (μm)	0,133	0,133	0,133	0,133	0,133	0,133

Na fabricação dos CPs, primeiramente as lâminas foram recortadas em matriz de corte com auxílio de prensas, suas arestas desbastadas com lixa nº 150 a fim de remover rebarbas que pudessem gerar pontos de concentração de tensões e interferir no resultado dos ensaios, depois foram tratadas termicamente (têmpera, sub-zero e revenido) e por último, foram retificadas e

polidas em equipamentos especiais para garantir acabamento brilhoso e minimizar o efeito do atrito durante o ensaio.

3.5.1 Determinação da Curva de Vida em fadiga

Para realização do ensaio, primeiramente fixou-se a lâmina no dispositivo de fixação e ajustou-se o curso do came de maneira que a flexão da lâmina no seu ponto “P1” seja igual a 50° (figura 38b), após isso, lubrificou-se a superfície do came com óleo Industrial *SINGER* modelo 120965 para diminuir o atrito.

Estando o equipamento e o CP regulados, zerou-se o contador mecânico e a máquina foi ligada, dando início ao teste.

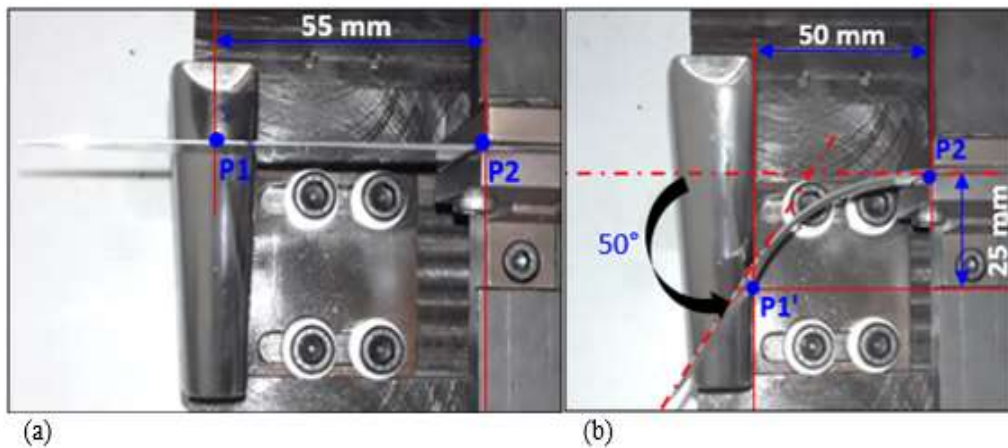


Figura 38: (a) lâmina posicionada em P1, (b) lâmina posicionada em P1'

Para cada CP mediu-se a força resultante aplicada em P1' (figura 38b) com auxílio de um dinamômetro analógico marca CHATILOLON modelo ECQ4890.

Em virtude de não possuir sensor no equipamento para medir automaticamente a força aplicada nos CPs para cada ciclo executado, realizou-se medidas de força no início do teste, quando da nucleação da trinca no dorso dos CPs e a cada 1.000 ciclos.

O ensaio se estendeu até a lâmina se romper (figura 39) e ao final do teste chegou-se ao número de ciclos que o CP suportou até a ruptura, o que gerou o gráfico com os valores médios dos 3 CPs: “Força aplicada (Newtons) x Número de ciclos (Nf)”.

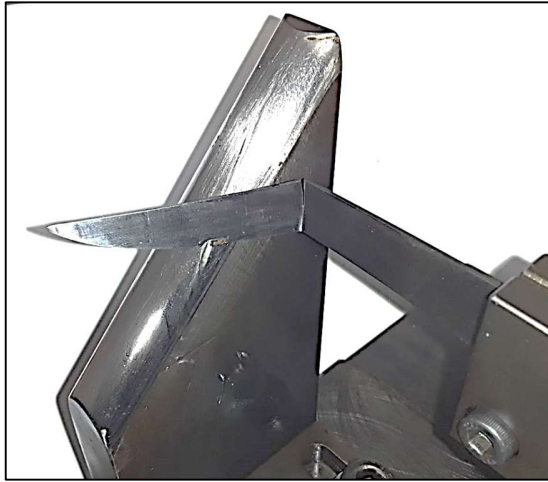


Figura 39: Lâmina quebrada durante ensaio de fadiga

Com este gráfico e as análises Macro e Micrográficas das superfícies de quebra (Microscopia ótica e MEV), conseguiu-se descobrir os macro e micro-mecanismos que originaram as falhas com posterior ruptura.

3.5.2 Análise das superfícies das fraturas (fractografia)

Para analisar as superfícies fraturadas dos CPs e seus macro e micro-mecanismos que originaram as respectivas fraturas, utilizou-se o Microscópio OLYMPUS modelo SZ-CTV e o Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) SHIMADZU modelo SSX-550 (figura 27) ambos pertencentes ao LAMEF da UFRGS.

4. ANÁLISE EXPERIMENTAL

4.1 RESULTADOS DA CARACTERIZAÇÃO DOS MATERIAIS

4.1.1 Análises Metalográficas

As análises microestruturais das amostras tratadas termicamente foram avaliadas através de microscopia ótica. Para revelação da microestrutura foi utilizando o reagente Villella.

A Figura 40 mostra a localização onde foram realizadas as microestruturas nos CPs.

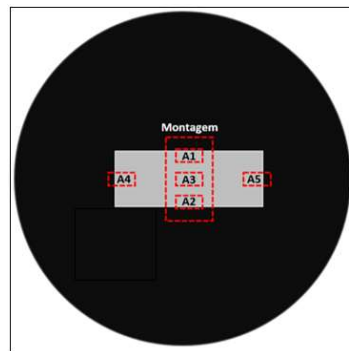
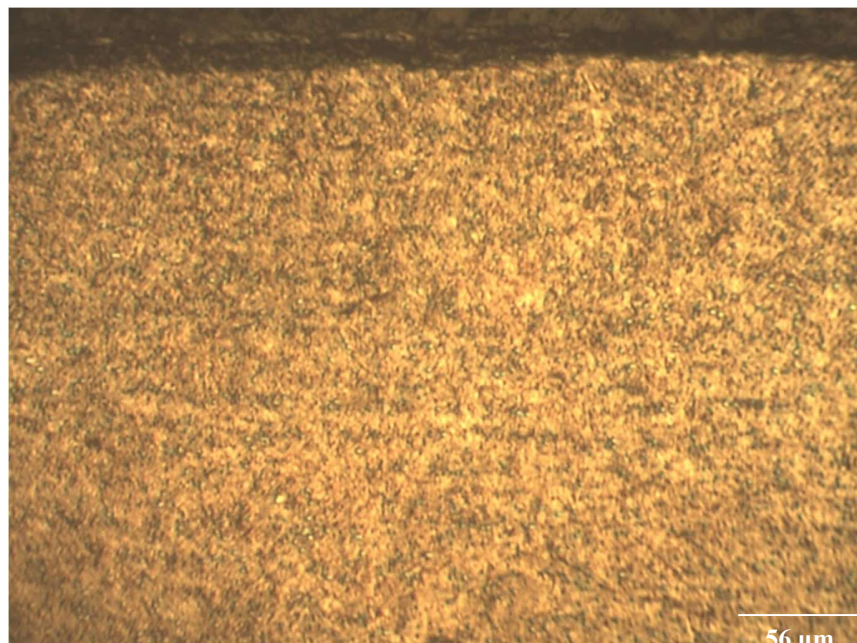
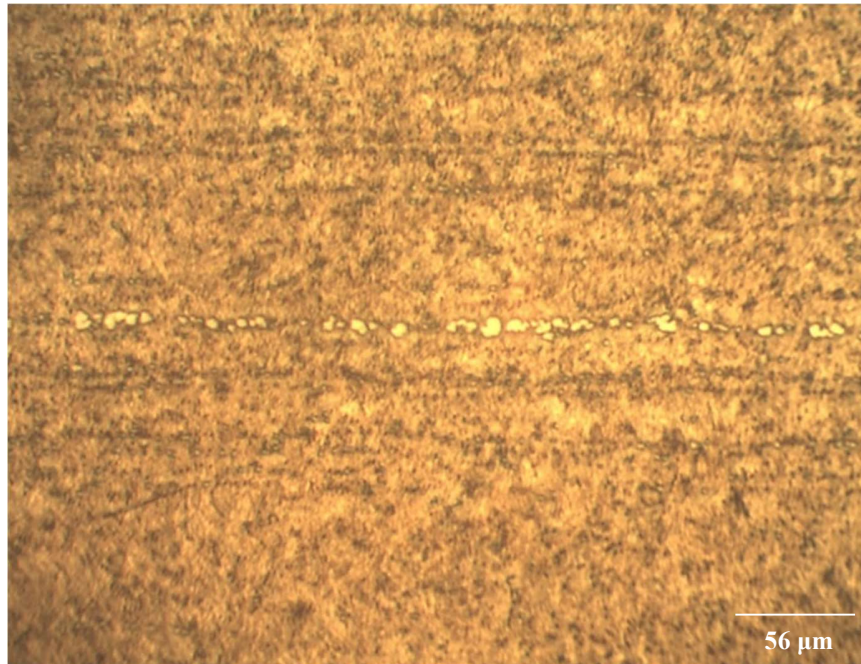


Figura 40: localizações onde foram realizadas as microestruturas

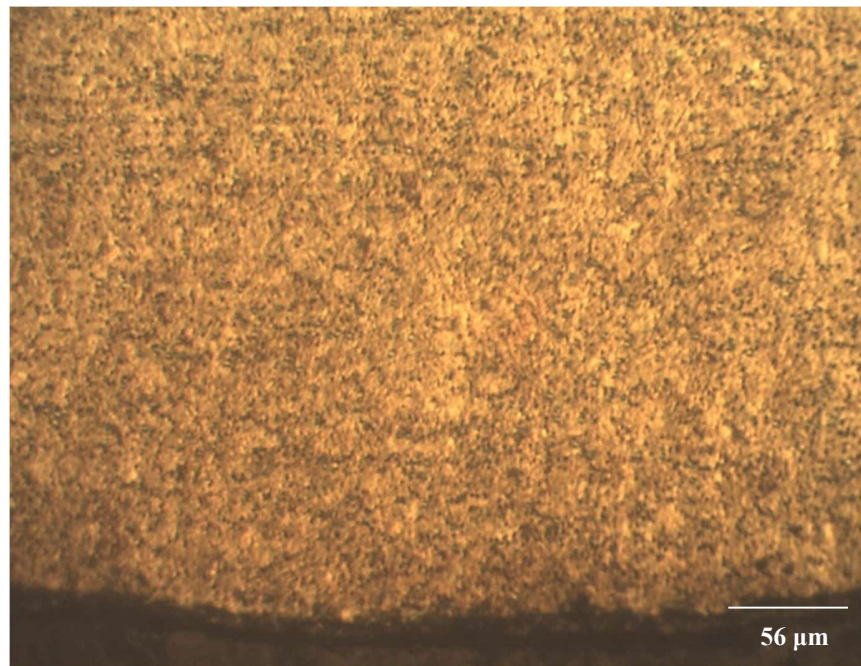
Seguem abaixo as micrografias realizadas com os dois tipos de aços.



(a)

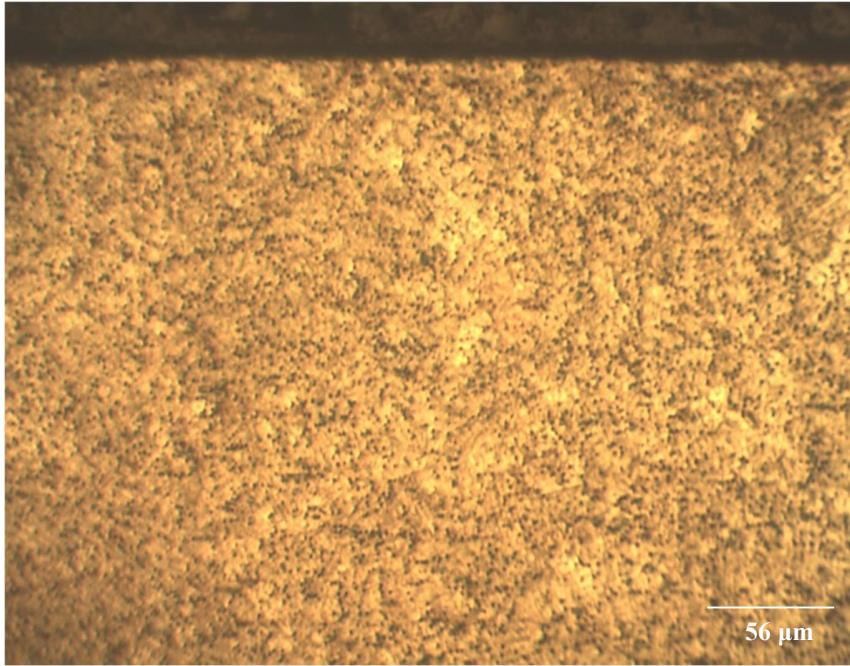


(b)

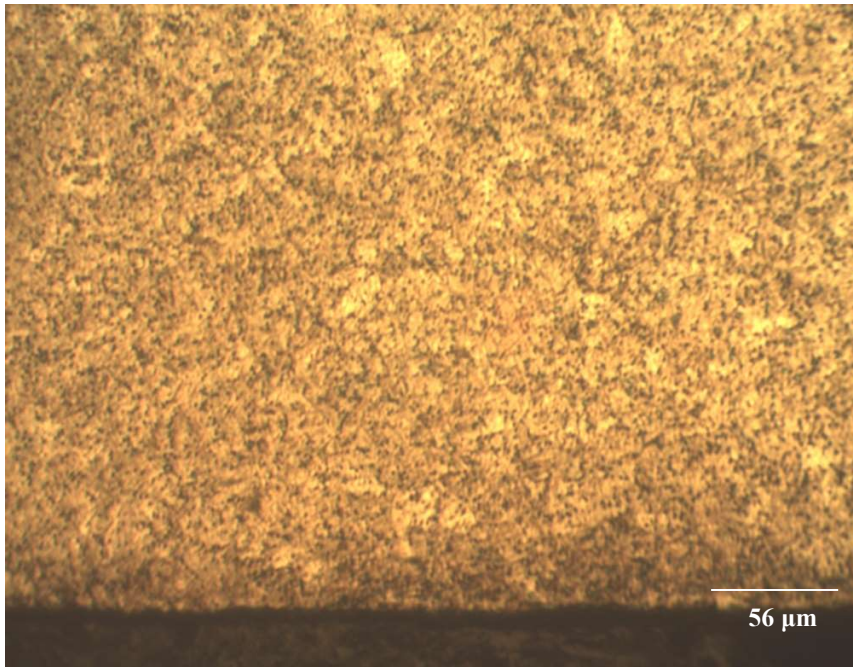


(c)

Figura 41: Microestrutura do aço DIN 1.4116 temperado, sub-zero e revenido:
(a) região A1; (b) região A3 e (c) região A2. (100X)



(a)



(b)

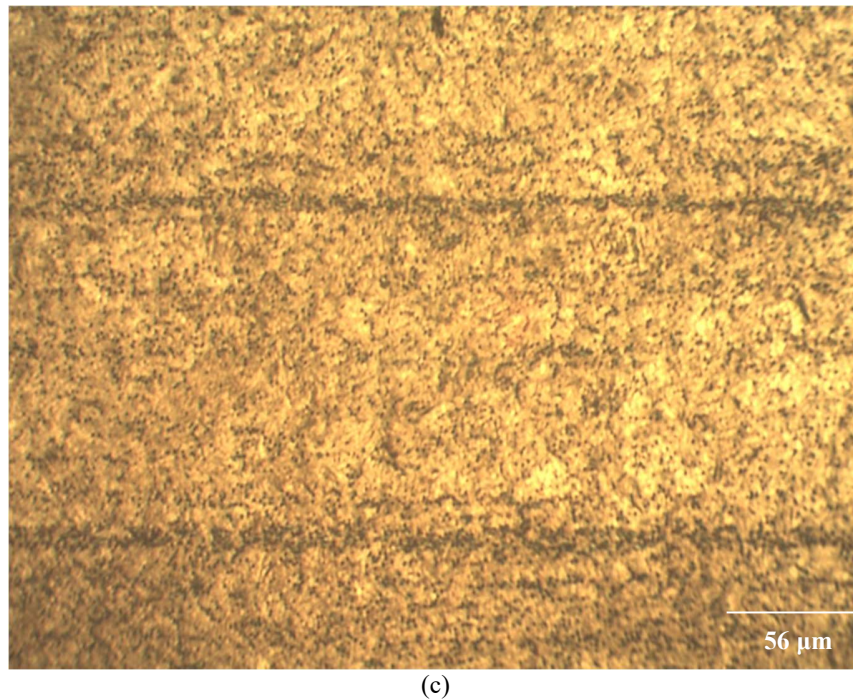


Figura 42: Microestrutura do aço DIN 1.4034 temperado, sub-zero e revenido: conforme fig.49: (a) região A1; (b) região A3 e (c) região A2. (100X)

A microestrutura observada para os 2 tipos de aço é constituída basicamente por martensita revenida com uma grande quantidade de carbonetos, sendo no DIN 1.4116 (figura 41), maiores, mais concentrados e alinhados no centro; e no DIN 1.4034 (figura 42), menores, bem distribuídos e dispersos na matriz.

Através da análise semi-quantitativa do MEV realizado no LAMEF na UFRGS conseguiu-se determinar a composição química dos carbonetos existentes nas 2 amostras, veja as figuras 43 e 44 e tabelas 10 e 11.

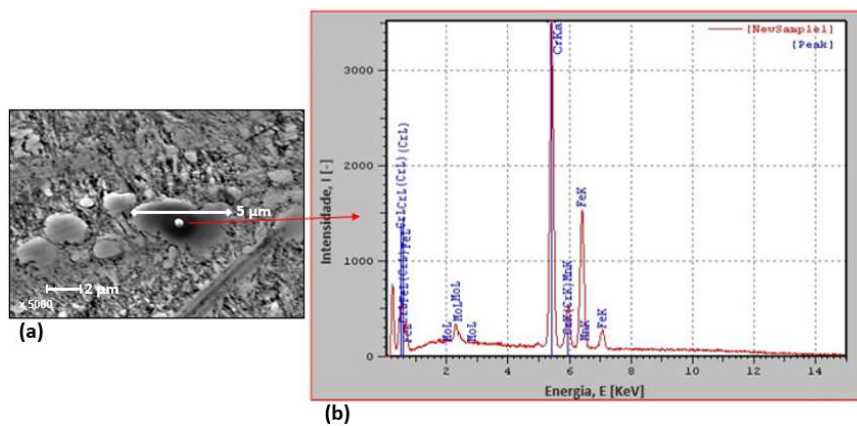


Figura 43: (a) imagem MEV (5000X) e (b) gráfico da composição química da inclusão no aço DIN 1.4116 gerado pelo espectro de emissão de raio X

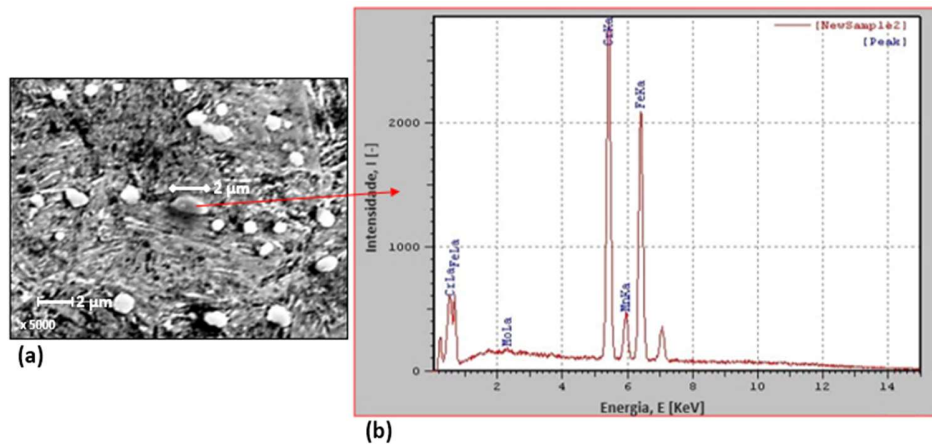


Figura 44: (a) imagem MEV (5000X) e (b) gráfico da composição química da inclusão no aço DIN 1.4034 gerado pelo espectro de emissão de raio X

Seguem abaixo as tabelas com a composições química dos carbonetos gerado pelo espectro de emissão de raio X para os 2 aços.

Tabela 10: Porcentagem de cada elemento químico encontrado no carboneto do aço DIN 1.4116.

Elemento	Intensidade (I)	Peso (%)
Cr	34,816	54,871
Mn	2,224	4,554
Fe	14,348	38,289
Mo	2,154	2,286
total		100,000

Tabela 11: Porcentagem de cada elemento químico encontrado no carboneto do aço DIN 1.4034.

Elemento	Intensidade (I)	Peso (%)
Cr	27,477	42,439
Mn	1,844	3,801
Fe	19,935	53,123
Mo	0,535	0,637
total		100,000

Analisando as tabelas 10 e 11 pode-se constatar que os carbonetos existentes nos dois tipos de aço são carbonetos de FeCr. Também se verificou nas figuras 43 e 44 que os carbonetos existentes no aço DIN 1.4116 são maiores, medindo aproximadamente até 5µm, e os do aço DIN 1.4034, aproximadamente até 2µm.

4.1.2 Determinação do Tamanho de Grão da Austenita

As micrografias dos contornos de grãos austeníticos das amostras apresentaram para o aço DIN 1.4034 tamanho de grão ASTM 9,82 que equivale ao diâmetro médio de $12\mu\text{m}$ (desvio padrão 2,83). Para o aço DIN 1.4116, tamanho de grão ASTM 9,5 que equivale ao diâmetro de $13,3\mu\text{m}$ (desvio padrão 3,1).

4.1.3 Determinação da Fração Volumétrica de Carbonetos na Liga

A figura 45 mostra a variação na fração de carbonetos existente na estrutura dos dois aços após o tratamento térmico.

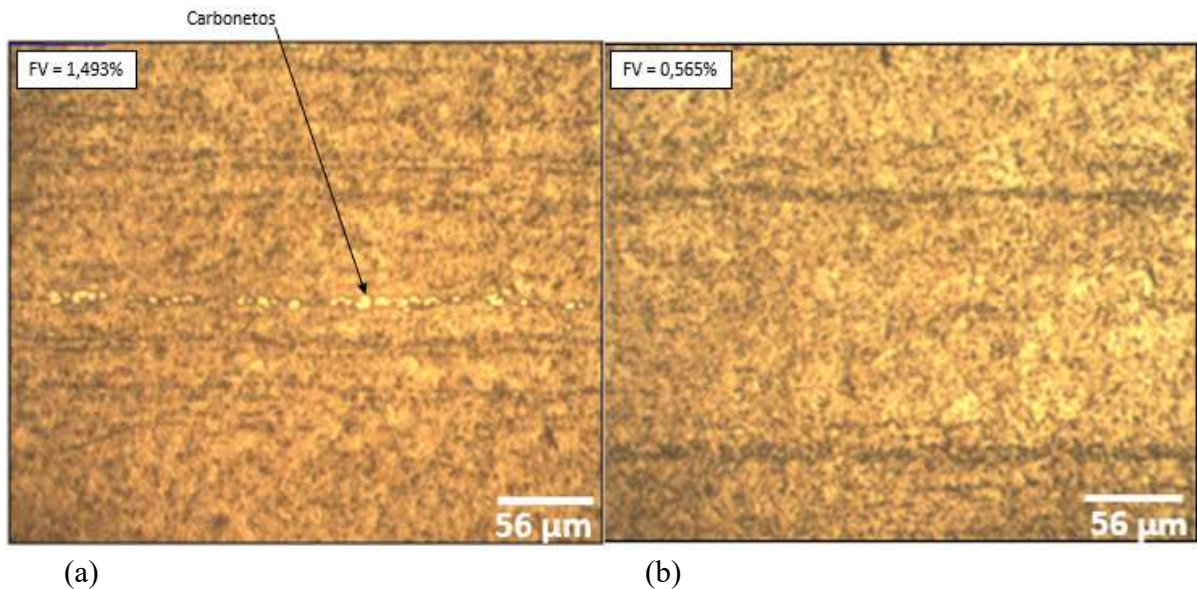


Figura 45: fração de volume dos carbonetos precipitados: (a) metalografia da figura 41 na região A3 do aço DIN 1.4116 e (b) metalografia da figura 42 na região A3 do aço DIN 1.4034 (100X)

Os valores medidos para as micrografias de cada aço (figuras 45 “a” e “b”) mostraram que as Frações de Volume dos carbonetos existentes no aço DIN 1.4116 é de 1,493% e no DIN 1.4034 de 0,565%. Foram medidos na região central de cada aço devido apresentarem visualmente maiores quantidades de carbonetos agrupados e alinhados, que por consequência ser a região mais crítica a ser analisada.

4.1.4 Determinação das Durezas

Os ensaios de dureza foram realizados com 3 amostra de cada aço. As médias dos resultados destas análises estão na Tabela 12, onde são apresentados os valores das medições realizadas na escala Rocwell para o aço vindo das respectivas usinas (recozidos) e após terem sido tratados termicamente (temperados, sub zerados e revenidos), sendo que o desvio padrão das medidas foi zero.

Tabela 12: Resultados médios dos ensaios de dureza Rocwell B e C

Estágio	DIN 1.4116	DIN 1.4034
Vindo da Usina (recozido)	95 HRB	88 HRB
Temperado + revenido	55 HRC	55 HRC

As durezas encontradas para os 2 aços apresentaram valores diferentes quando no estado recozido vindos das usinas, porém após o tratamento térmico os valores se igualaram.

4.1.5 Análise das Composições químicas

Conhecer as propriedades químicas de um material, tais como seus elementos de liga e respectivas quantidades, auxilia na especificação técnica adequada e na conferência do aço recebido comparativamente com as especificações presentes em suas fichas técnicas.

A tabela 13 mostra a quantidade em porcentagem de peso (%) de cada elemento de liga identificado nas análises realizadas nos dois tipos de aços, sendo que os elementos existentes estão muito próximos dos dados fornecidos pelos fabricantes dos respectivos aços, com exceção do cromo onde a especificação do aço DIN 1.4116 é de 14 a 15%; e apresentou 12,51%, o que iguala os 2 aços na % deste elemento.

Tabela 13: Resultados das análises das composições químicas dos aços

Aço	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Ti	Cu	Co	V
DIN 1.4116	0,412	0,37	0,56	0,025	0,012	12,51	0,12	0,538	<0,003	0,017	0,032	0,06
DIN 1.4034	0,457	0,59	0,51	0,026	0,013	12,65	0,139	0,123	<0,003	-	-	0,02

Analisando a tabela, também pôde-se observar que o aço DIN 1.4116 apresentou porcentagens maiores para os elementos Molibdênio, responsável por aumentar a resistência à oxidação e abrasão. Já o DIN 1.4034 apresentou porcentagem maior com relação ao elemento Manganês, que é um formador de austenita.

4.2 DETERMINAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS

4.2.1 Determinação da Curva de Engenharia

As curvas de engenharia foram obtidas através da análise dos dados gerados pelo sistema computacional ligado a máquina de ensaio. Informações como a razão da força aplicada (F) em cada instante pela seção transversal inicial (A_0) do corpo de prova, determinou a tensão de engenharia (σ), enquanto a razão entre o alongamento (Δl) sofrido pelos CPs e o seu comprimento inicial (l_0) definiu a deformação relativa do material (ϵ). Também foram determinados os módulos de elasticidade (E).

Ambas as relações mencionadas são expressas respectivamente pelas equações 2 até a 11 que estão citadas na revisão bibliográfica e os resultados estão descritos na tabela 14.

Cada curva foi obtida a partir de uma média de três ensaios realizados.

Tabela 14: Propriedades mecânicas dos aços DIN 1.4116 e DIN 1.4034

Aço	Limite de Escoamento "Re" (MPa)	Limite de Resistência "Rm" (MPa)	Deformação Relativa " ϵ " (%)	Módulo Elasticidade E (Mpa)
DIN 1.4116	1.591	1.912	1,82	212.000
DIN 1.4034	1.572	1.951	2,2	217.500

Analisando a tabela 14, os corpos de prova submetidos ao ensaio de tração apresentaram valores para tensão máxima (R_m) e tensão de escoamento (R_e) muito próximos. O aço DIN 1.4116 com tenção de escoamento um pouco maior que o DIN 1.4034 e a tenção máxima, um pouco menor. Observa-se também que a Deformações Relativas (ϵ) foram: 1,82% para o Aço DIN 1.4116, contra 2,2% do Aço DIN 1.4034.

As figuras 46 e 47 representam as curvas de engenharia ($\sigma \times \epsilon$) dos aços.

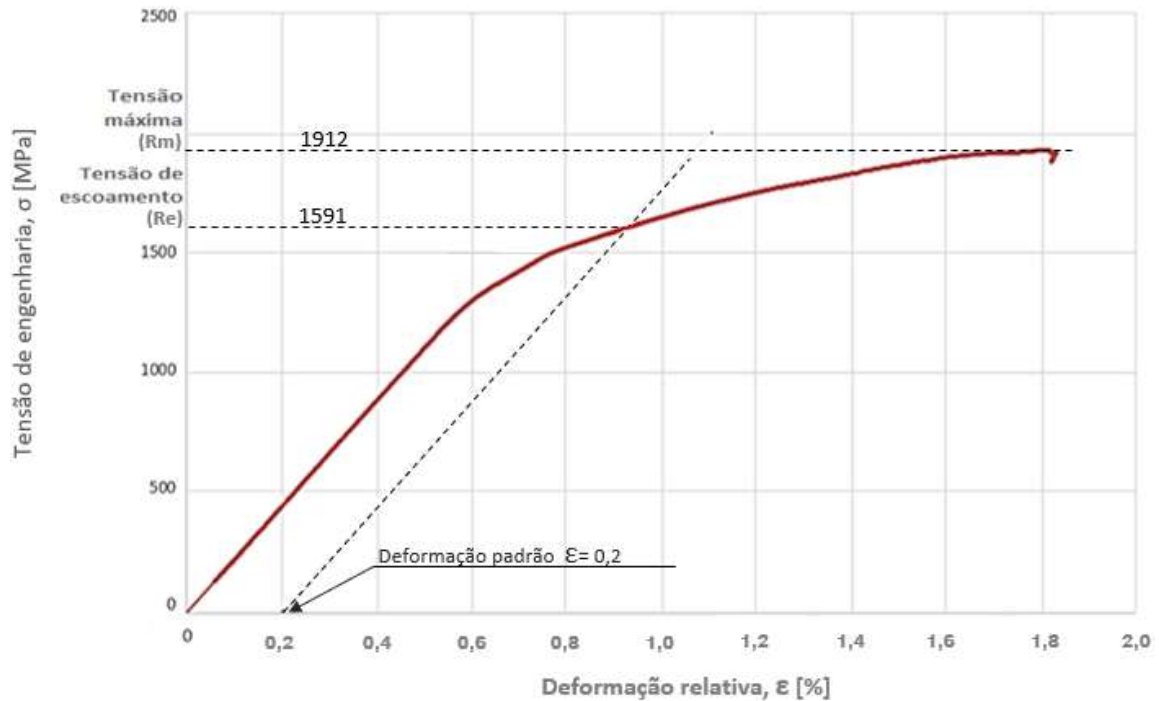


Figura 46: Curva do Aço DIN 1.4116: Tensão de engenharia (σ) x Deformação relativa (ϵ)

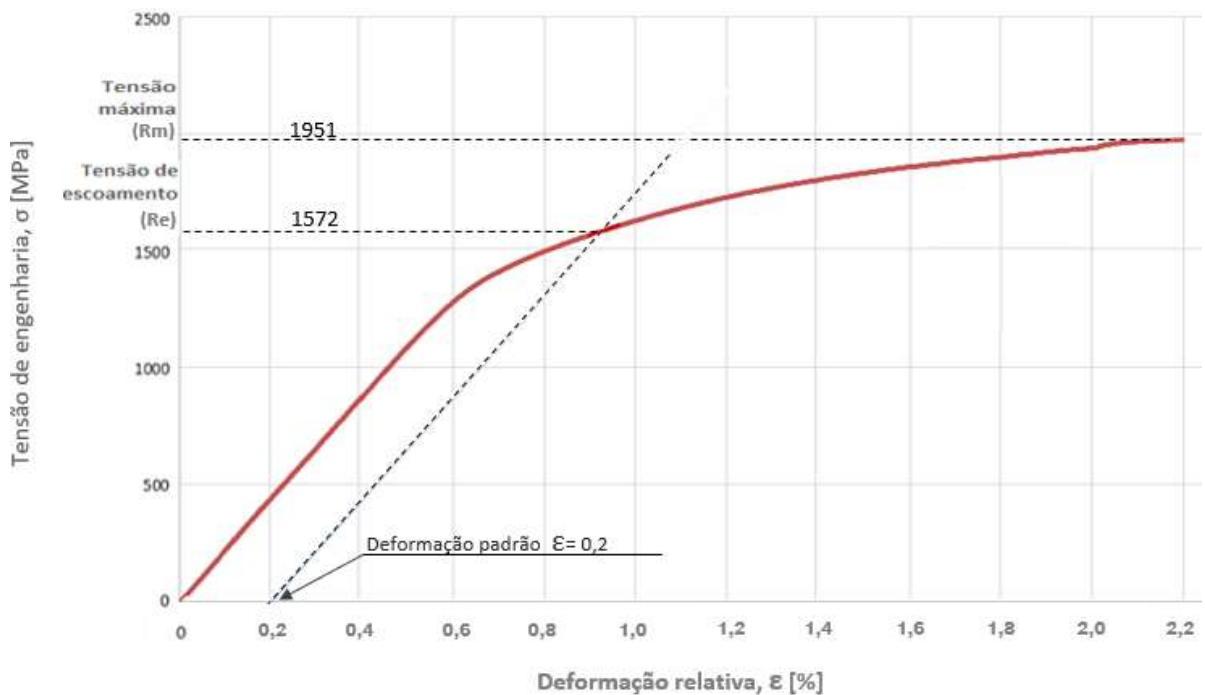


Figura 47: Curva do Aço DIN 1.4034: Tensão de engenharia (σ) x Deformação relativa (ϵ)

4.3 ENSAIO DE DESGASTE DO FIO DE CORTE

4.3.1 Determinação da Curva de desgaste do Fio de Corte

Foram realizados teste de desgaste do fio de corte utilizando 40 maços de papel ofício para cada corpo de prova. As médias dos resultados dos 3 CPs de cada aço estão na tabela 15.

Tabela 15: Resultados do desgaste do fio de corte dos CPs1 (DIN 1.4116) e CPs2 (DIN 1.4034)

nº do maço de papel	CP1 (média dos 3 CPs)				CP2 (média dos 3 CPs)			
	Nº de ciclos para cortar 1 maço de papel (média 3 CPVs)	Desvio padrão (s)	espessura papel cortado por ciclo (mm/ciclo)	acumulado de papéis cortados por ciclo (mm/ciclo)	Nº de ciclos para cortar 1 maço de papel (média 3 CPVs)	Desvio padrão (s)	espessura papel cortado por ciclo (mm/ciclo)	acumulado de papéis cortados por ciclo (mm/ciclo)
1	2,00	0,00	1,16	1,16	1,67	0,58	1,39	1,39
2	2,00	0,00	1,16	2,32	1,67	0,58	1,39	2,78
3	2,00	0,00	1,16	3,48	1,67	0,58	1,39	4,18
4	2,00	0,00	1,16	4,64	2,00	1,00	1,16	5,34
5	2,00	0,00	1,16	5,80	2,33	0,58	0,99	6,33
6	2,00	0,00	1,16	6,96	2,33	0,58	0,99	7,32
7	2,00	0,00	1,16	8,12	2,33	0,58	0,99	8,32
8	2,00	0,00	1,16	9,28	2,33	0,58	0,99	9,31
9	2,00	0,00	1,16	10,44	2,67	1,15	0,87	10,18
10	2,00	0,00	1,16	11,60	2,67	1,15	0,87	11,05
11	2,00	0,00	1,16	12,76	2,67	1,15	0,87	11,92
12	2,00	0,00	1,16	13,92	3,00	1,00	0,77	12,70
13	2,00	0,00	1,16	15,08	3,33	0,58	0,70	13,39
14	2,33	0,58	0,99	16,07	3,33	1,53	0,70	14,09
15	2,33	0,58	0,99	17,07	3,67	2,08	0,63	14,72
16	3,00	0,00	0,77	17,84	4,00	1,73	0,58	15,30
17	2,67	0,58	0,87	18,71	4,00	1,73	0,58	15,88
18	3,00	0,00	0,77	19,49	4,00	1,73	0,58	16,46
19	3,00	0,00	0,77	20,26	4,33	1,53	0,54	17,00
20	3,00	0,00	0,77	21,03	4,67	2,08	0,50	17,49
21	3,00	0,00	0,77	21,81	5,00	1,73	0,46	17,96
22	3,33	0,58	0,70	22,50	4,67	2,08	0,50	18,45
23	3,33	0,58	0,70	23,20	5,00	1,73	0,46	18,92
24	3,33	0,58	0,70	23,89	4,67	2,08	0,50	19,42
25	3,33	0,58	0,70	24,59	5,00	2,00	0,46	19,88
26	3,33	0,58	0,70	25,29	5,33	1,53	0,44	20,32
27	3,67	0,58	0,63	25,92	5,33	1,53	0,44	20,75
28	3,67	0,58	0,63	26,55	5,33	1,53	0,44	21,19
29	3,67	0,58	0,63	27,18	5,33	1,53	0,44	21,62
30	4,33	0,58	0,54	27,72	5,33	1,53	0,44	22,06
31	4,33	0,58	0,54	28,25	5,67	1,53	0,41	22,46
32	4,67	1,15	0,50	28,75	5,67	1,53	0,41	22,87
33	5,00	1,00	0,46	29,22	6,00	2,00	0,39	23,26
34	5,33	1,53	0,44	29,65	6,33	1,53	0,37	23,63
35	5,33	1,53	0,44	30,09	6,33	1,53	0,37	23,99
36	5,33	1,53	0,44	30,52	6,67	2,08	0,35	24,34
37	6,00	2,00	0,39	30,91	6,33	1,53	0,37	24,71
38	5,67	2,08	0,41	31,32	7,00	1,73	0,33	25,04
39	6,00	2,00	0,39	31,70	8,00	3,46	0,29	25,33
40	6,00	2,00	0,39	32,09	8,67	4,62	0,27	25,60

Com os dados da tabela acima gerou-se o gráfico da figura 48 onde tem-se as curvas dos DIN 1.4116 e DIN 1.4034 que mostram as performances de cada aço com relação à resistência ao desgaste abrasivo na região do fio de corte.

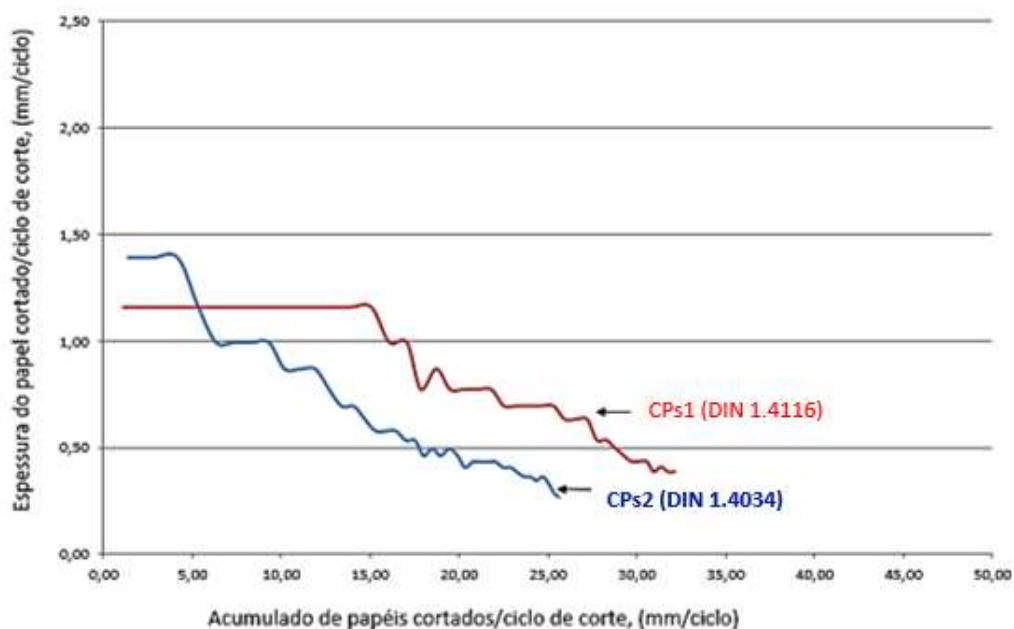


Figura 48: Curvas de desgaste do fio de corte dos CPs1 (aço DIN 1.4116) e CPs2 (aço DIN 1.4034)

Analisando o gráfico acima, pode-se notar que os CPs2 começaram cortando melhor que os CPs1. Quando o teste alcançou aproximadamente o acumulado de papéis cortados de 5 mm/ciclo, houve uma inversão na performance de corte e os CPs1 passaram a cortar melhor, e essa situação continuou até o final do teste.

4.4 ENSAIO DE FADIGA DE LÂMINAS DE FACAS

4.4.1 Determinação da Curva de vida em fadiga

Os valores obtidos no ensaio de fadiga estão mostrados na tabela 16, estes representam a média de 3 ensaios para os CPs. Os ensaios de fadiga foram realizados variando inicialmente a força (F) sobre os CPs de zero à 36N ciclicamente e submetendo-os ao total de número de ciclos (Nf) até acontecer as suas falhas (rompimento).

Tabela 16: Resultados do teste de fadiga com os CPs1(aço DIN 1.4116) e CPs2 (aço DIN 1.4034)

Total de ciclos até quebrar			
CP1a	CP1b	CP1c	Média
7809	17850	17850	14503
CP2a	CP2b	CP2c	Média
33665	52500	28500	38222

Com os dados da tabela acima elaborou-se os gráficos “Força x Número de ciclos” (figura 49), onde pôde-se verificar as curvas geradas pelas médias dos CPs1 e CPs2.

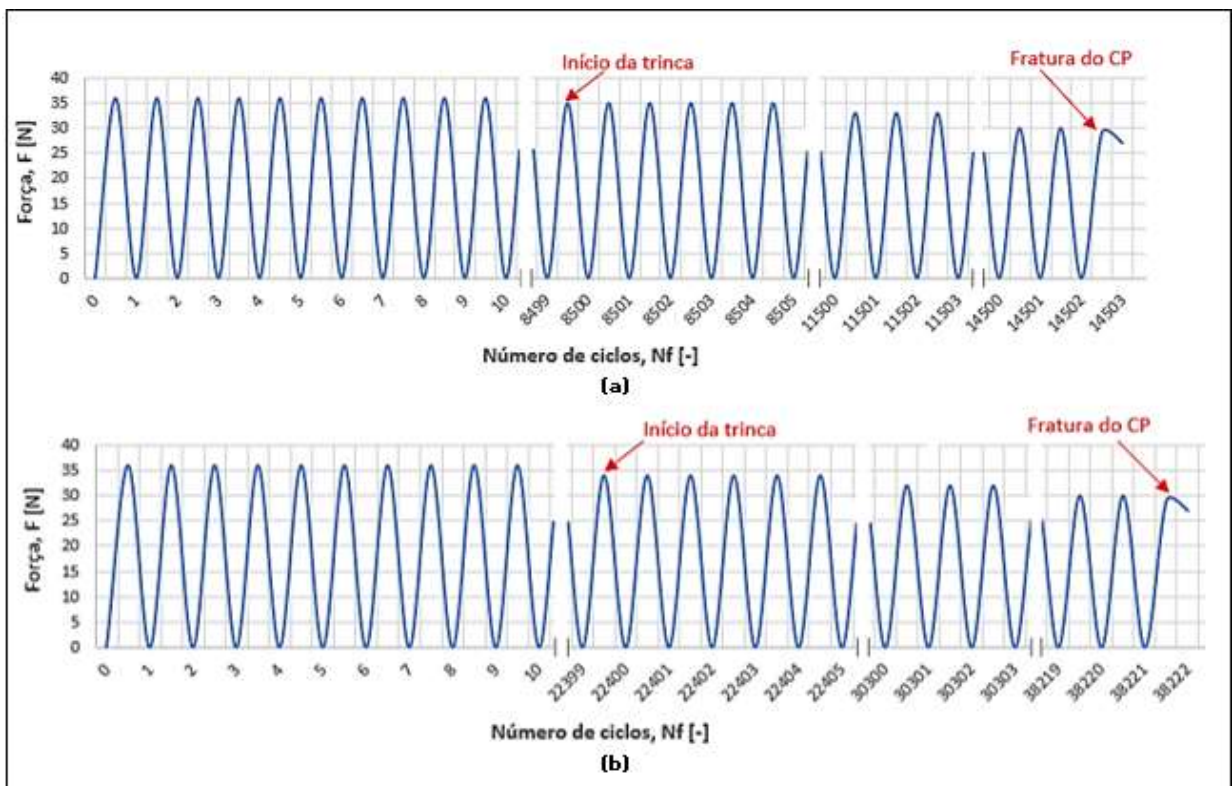


Figura 49: Curvas de fadiga para os aços (a) CPs1 (aço DIN 1.4116) e (b) CPs2 (aço DIN 1.4034): Força (N) x Número de ciclos (Nf)

Como pode ser observado no gráfico acima, os CPs2 (aço DIN 1.4034) resistiram por um número maior de ciclos até a sua ruptura, média de 38.222 contra 14.503 ciclos dos CPs1.

Com relação as forças aplicadas, os CPs1 tiveram a redução da força com a nucleação da trinca próximo dos 8.500 ciclos. Já os CPs2 tiveram a redução da força e nucleação da trinca próximo dos 22.500 ciclos.

4.4.2 Análise Fractográfica

Nas figuras 50 e 51 pôde-se observar as imagens da superfície de fratura dos 2 tipos de materiais e seus respectivos macro-mecanismos de falhas que originaram as respectivas rupturas. Nestas imagens foram utilizados os CPs que romperam com menor número de ciclos, sendo na figura 50, o CP1a (aço DIN 1.4116) e na figura 51, o CP2c (aço DIN 1.4034).

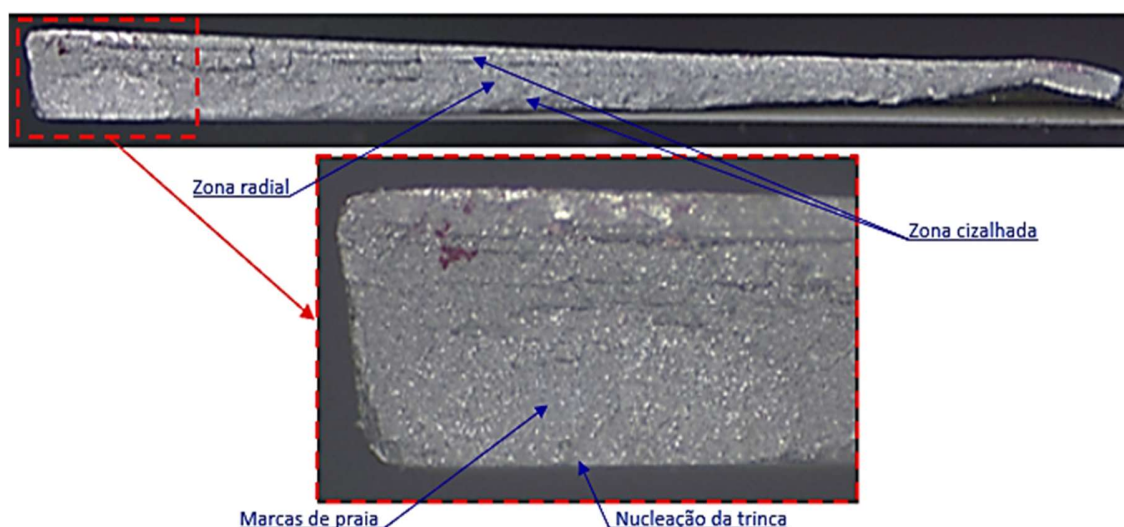


Figura 50: Imagem gerada pelo microscópio OLYMPUS SZ-CTV para o CP1a (aço DIN 1.4116)

Na figura acima, CP1a, verificou-se nitidamente a zona fibrosa, local da nucleação da trinca próximo ao dorso da lâmina e sua propagação estável (marcas de praia); a zona radial, com a propagação instável e rápida da trinca e as zonas cisalhadas, onde ocorreram as deformações plásticas no contorno da peça consequência do alívio da triaxialidade devido a presença da superfície livre.

Na figura abaixo, CP2c, também verificou o local da nucleação da trinca próximo ao dorso da lâmina e sua propagação estável (marcas de praia), a zona radial, com a propagação instável e rápida da trinca e as zonas cisalhadas, onde ocorreram as deformações plásticas no contorno da peça também consequência do alívio da triaxialidade devido a presença da superfície livre.

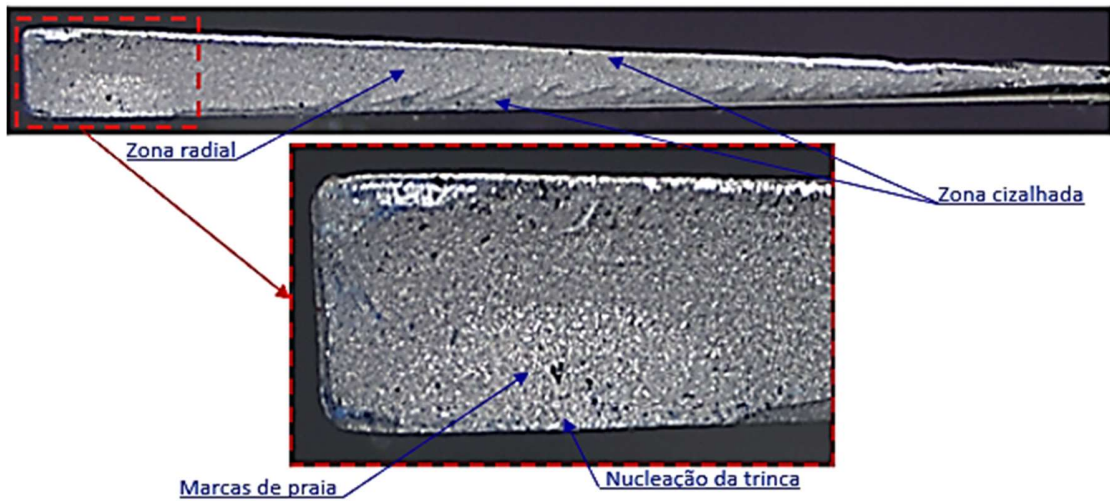


Figura 51: Imagem gerada pelo microscópio OLYMPUS SZ-CTV para o CP2c (aço DIN 1.4034)

Utilizando a técnica do MEV pôde-se gerar as imagens da superfície de fratura dos 2 CPs. Foram utilizados os mesmos CPVs das figuras 50 e 51 e as ampliações foram feitas na região onde ocorreu a nucleação das trincas e sua propagação estável.

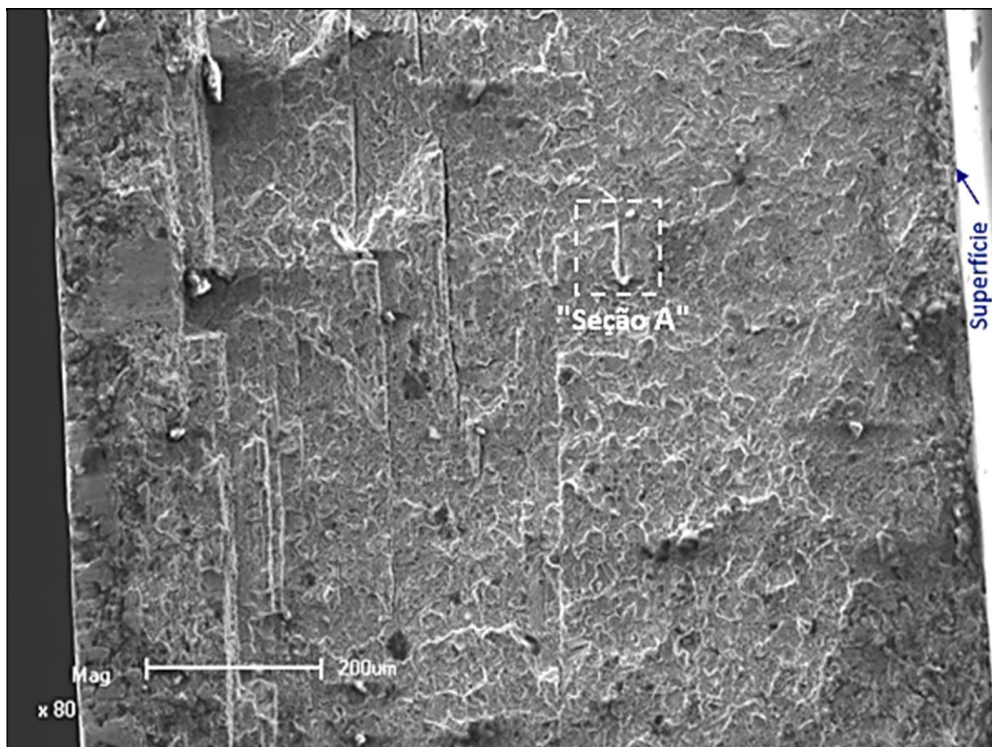


Figura 52: Imagem gerada pelo MEV para o CP1a (aço DIN 1.4116) (80X)

Segue abaixo imagem ampliada (figura 53) referente a “seção A” da figura 52 onde pôde-se ver qual é a inclusão presente ao lado de uma possível trinca.

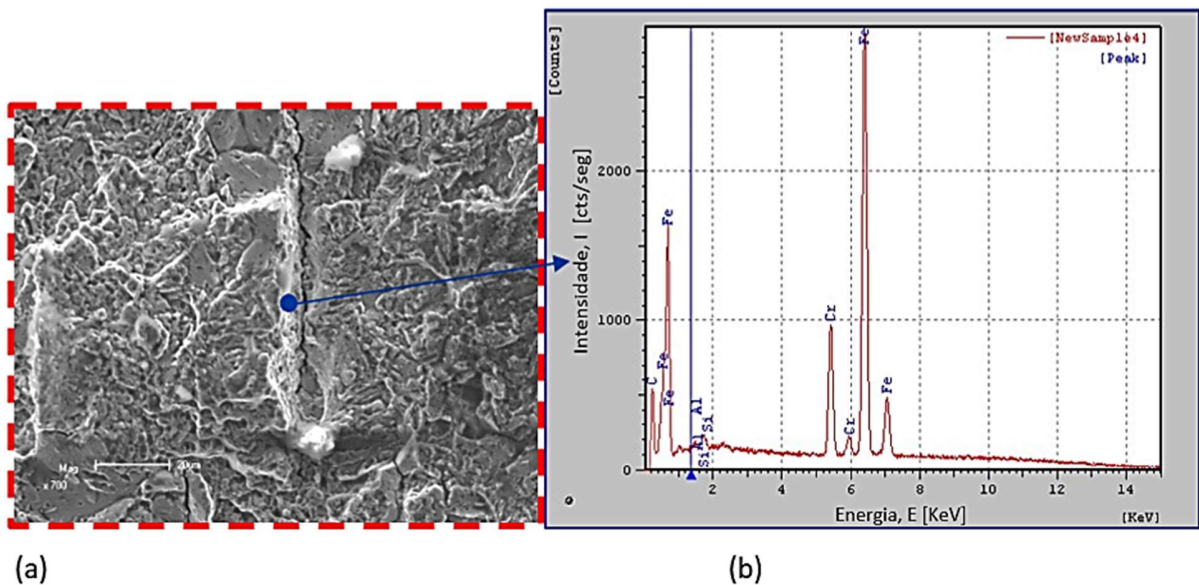


Figura 53: (a) Imagem ampliada da “seção A” da figura 52 gerada pelo MEV para o CP1a (aço DIN 1.4116) (700X), (b) gráfico da composição química da inclusão na matriz metálica gerado pelo espectro emissão de raio X.

Verificando o gráfico na figura 53(b) gerado pela análise semi-quantitativa feita pelo MEV pôde-se concluir que a inclusão presente na “seção A” se trata de carboneto de cromo (FeCr), e que ao seu lado aparenta ser uma trinca que se propagou ao longo desta inclusão.

Nas figuras 52 e 53(a) observou-se a imagem da superfície de fratura do CP1a (aço DIN 1.4116) e seus respectivos micro-mecanismos de falhas, dando a ideia de ser por Clivagem com facetas de contornos de grão.

Com relação ao aço DIN 1.4034, figura 54 e 55, observou-se a imagem da superfície de fratura do CP2c e seus respectivos micro-mecanismos de falhas.

Na figura 55 ampliamos a “seção A” da figura 54, onde verificou-se a região onde houve a nucleação e propagação estável da trinca (marcas de praia) e constatou-se que o micro-mecanismo de fratura também nos dá uma ideia de ser por Clivagem com facetas de contornos de grão. Sendo o aspecto fractográfico caracterizado pelos seguintes aspectos:

- Facetas de clivagem, que são formadas por numerosos platôs e Marcas de clivagem;
- Marcas de rio, que são resultantes do crescimento de trincas simultaneamente em dois ou mais planos cristalográficos paralelos.

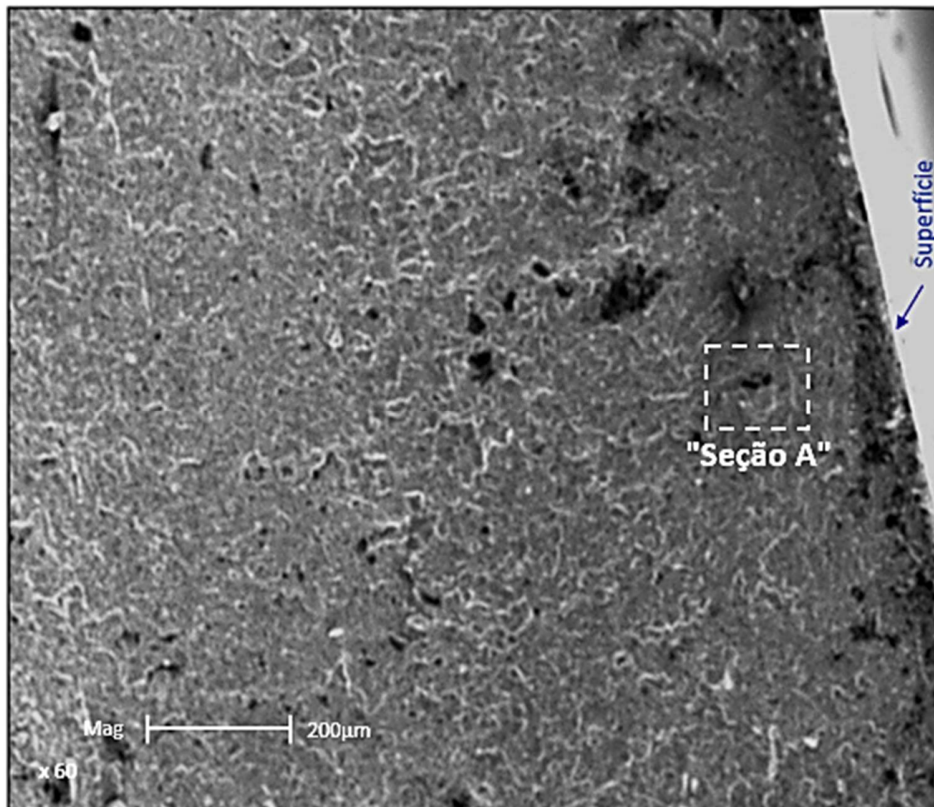


Figura 54: Imagem gerada pelo MEV para o CP2c (aço DIN 1.4034) (60X)

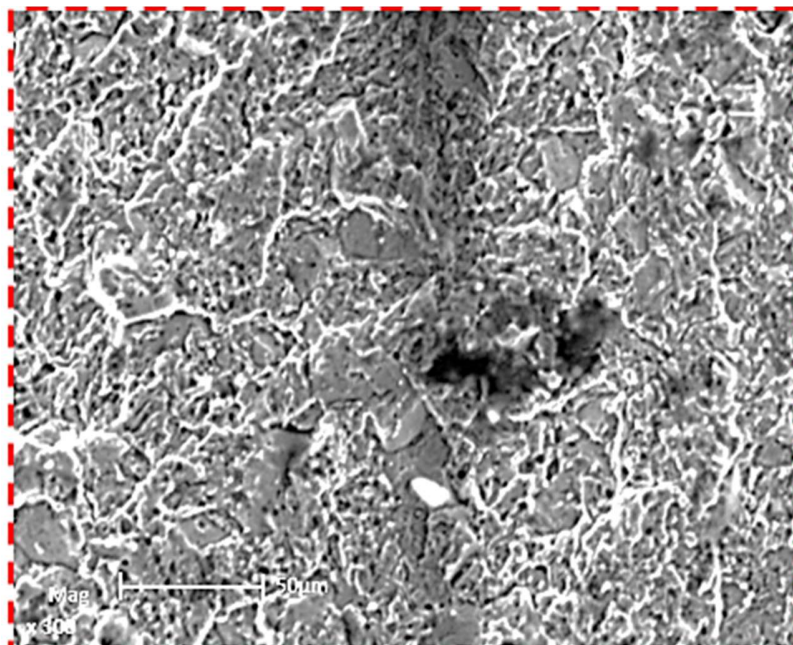


Figura 55: Imagem ampliada da "seção A" da figura 54 gerada pelo MEV (300X)

5. DISCUÇÕES DOS RESULTADOS

Como vimos anteriormente vários ensaios e análises foram realizados para melhor entendermos as diferenças existentes entre os dois aços estudados, DIN 1.4116 e DIN 1.4034, e que estão discutidos abaixo.

Começando com as **Composições Químicas** (tab. 13) os resultados das análises comprovaram o especificado para o Aço DIN 1.4034, porém, para o Aço DIN 1.4116 houve variação na % de cromo encontrado, o especificado é de 14 a 15% e foi encontrado 12,51%.

Basicamente os dois Aços divergem somente com relação ao molibdênio, presente somente no aço DIN 1.4116 (0,5 %), o que pode lhe conferir uma vantagem com relação a resistência a corrosão e ao desgaste, *conforme citação de CHIAVERINI de 1988*.

Analisando as **Metalografias** (fig. 41 e 42) evidenciamos que são imagens características de aços inoxidáveis martensíticos tratados termicamente, basicamente constituídos por martensita revenida com grandes quantidades de carbonetos de cromo (fig.43 e 44). Sendo no aço DIN 1.4034, menores, bem distribuídos e dispersos na sua matriz o que favorece para uma boa resistência a fadiga do Aço. Já no aço DIN 1.4116 os carbonetos são maiores e concentrados na região central dos CPs (fig.41b e 43a), podendo serem excelentes pontos para nucleação de trincas e por consequência, diminuição da resistência a fadiga.

A medição do tamanho dos carbonetos presente nos 2 aços (fig. 43 e 44), verificou-se que no aço DIN 1.4116 os maiores medem aproximadamente até 5 μ m, e no DIN 1.4034 medem aproximadamente até 2 μ m.

A quantidades de carbonetos presente (FV) para o aço DIN 1.4116 é de 1,493%, contra 0,565% do DIN 1.4034 (figuras 45a e 45b).

Com relação aos 3 parágrafos anteriores, *STEPHENS em 2001 citou em seu trabalho que carbonetos com grãos pequenos e dispersos, geralmente fornecem melhor resistência à fadiga do que grãos grandes, pois estes são ótimos lugares para nucleação de trincas por fadiga*.

Continuando com a análise das Metalografias, foram medidos o tamanho de grão da Austenita prévia, e no aço DIN 1.4116 apresentou um diâmetro médio de 13,3 μ m, contra 12 μ m no aço DIN 1.4034.

Na figura 15 temos um gráfico onde estão relacionados “Vida em Fadiga x Tamanho de grão Austenítico” e podemos verificar que tamanhos menores de Grãos Austeníticos favorecem no aumento da vida em fadiga.

CALLISTER em 2012 também comentou que um material com granulação fina possui melhores propriedades mecânicas e é mais resistente à fadiga do que um material com granulação grosseira, uma vez que possui maior área total de contornos de grão para impedir o movimento das discordâncias.

Com relação ao **Teste de Tração** (tab.14 e fig.46 e 47); os 2 Aços apresentaram valores para tensão de escoamento (R_e) e tensão máxima (R_m) muito próximos, o aço DIN 1.4116 com tenção de escoamento um pouco maior que o DIN 1.4034 e a tenção máxima um pouco menor. Observa-se também que a variação na deformação relativa (ϵ) teve uma melhor performance para o aço DIN 1.4034, apresentando 2,2% contra 1,82% do aço DIN.4116. Com relação aos Módulos de Elasticidade, também quase se igualaram.

Sendo assim foi possível verificar que o Aço DIN 1.4034 obteve maiores valores de Resistência a Tração (1.951MPa contra 1912MPa do aço DIN 1.4116) e Deformação Relativa (21% a mais de deformação que o material DIN 1.4116), mostrando assim, ser um aço com melhor resistência Mecânica.

Com relação aos **Ensaio de Fadiga** com os 2 materiais, o aço DIN 1.4034 apresentou uma vida em fadiga de 38.222 ciclos, contra 14.503 ciclos do DIN 1.4116.

Esses resultados confirmam toda a discussão realizada nos parágrafos anteriores, onde constatamos que o Aço DIN 1.4034 apresentou várias características que propiciam para uma maior Vida em Fadiga, tais como:

- Menores tamanho e quantidade de Carbonetos presentes, sendo que estão bem distribuídos na matriz metálica;
- Menor tamanho de grão da Austenita prévia;
- Maior Resistência a Tração.

Analisando as superfícies fraturadas e o macro e micro-mecanismos das respectivas falhas evidenciamos os seguintes aspectos:

Os macro-mecanismos que geraram as falhas dos 2 materiais estão nas figuras 50 e 51, e foi evidenciado o local da **nucleação das trincas** (região do dorso dos CPs) e suas respectivas

propagações estáveis (marcas de praia), as respectivas **zonas radiais** com as propagações instáveis e rápidas das trincas; e as **zonas cisalhadas**, onde ocorreram as deformações plásticas (próximas as superfícies dos CPs) e são consequência do alívio da triaxialidade devido a presença da superfície livre.

Os micro-mecanismos que geraram as falhas para o aço DIN 1.4116 estão visíveis nas imagens nas figuras 52 e 53, e figuras 54 e 55 para o aço DIN 1.4034 e nos dão uma ideia de ser por Clivagem com facetas de contornos de grão.

Sendo o aspecto fractográfico caracterizado por:

- Facetas de clivagem, que são formadas por numerosos platôs e Marcas de clivagem;
- Marcas de rio, que são resultantes do crescimento de trincas simultaneamente em dois ou mais planos cristalográficos paralelos.

Analisando sob o aspecto da **Resistência ao Desgaste**, sabemos que é diretamente proporcional a sua microestrutura, dureza, teor de carbono e alguns elementos de ligas especialmente inseridos na matriz metálica. Nas composições químicas dos 2 aços (tab.13) verificamos que ambos se igualam nas % de Carbono (0,4%), também foram tratados termicamente com os mesmos parâmetros de tempera, sub-zero e revenido e alcançaram basicamente as mesmas durezas (55HRC). Com relação ao elemento químico Molibdênio, o aço DIN 1.4116 possui em sua composição 0,5%, o que pode aumentar sua resistência a corrosão e abrasão.

Conforme citação de SUCHANEK e KUKLIK em 2009, *a resistência ao desgaste de um determinado Aço depende da dureza, tamanho, forma e quantidade de componentes estruturais duros e suas distribuições na matriz do material. O aumento da dureza destas fases e suas quantidades na microestrutura aumenta a resistência à abrasão do material.*

O aço DIN 1.4116 apresentou não só uma quantidade maior de carbonetos (fig.45) mas também tamanhos maiores (fig.43), e estão agrupados no centro dos CPs.

Estas características puderam ser evidenciar no **Ensaio de Desgaste do fio de corte** realizado com os 2 materiais (tabela 14 e fig.57), onde o Aço DIN 1.4116 obteve uma Resistência ao Desgaste maior, resultando um acumulado de papéis cortados por ciclo de 32,09 contra 25,61 do aço DIN 1.4034.

6. CONCLUSÕES

Após todas as avaliações e discussões realizadas nesse trabalho conclui-se que os Objetivos Principal e Específicos propostos foram alcançados.

Com relação aos Objetivos Específicos de definir qual dos dois Aços estudados que possui melhores Resistências a Fadiga e ao Desgaste, chegamos à conclusão de que o aço DIN 1.4034 mostrou ter melhor Resistência a Fadiga, visto que apresentou um melhor resultado nos Ensaio de Fadiga. Com respeito a Resistência ao Desgaste, o aço DIN 1.4116 apresentou ser melhor, pois teve uma performance superior nos Ensaio de Resistência ao Desgaste realizados.

Para o Objetivo Principal, que é determinar qual dos 2 aços estudados é o mais adequado a ser utilizado na fabricação de facas a serem utilizadas na desossas de carnes, chegamos à conclusão de que ambos os aços são bons para serem utilizados na fabricação de facas. Porém, o DIN 1.4034, mostrou ser o mais indicado para a fabricação de facas onde a operação de desossas de carnes estejam mais sujeitas a movimentos e esforços de flexão e torção cíclicos repetitivos, visto que apresentou um resultado melhor nos Ensaio de Fadiga.

Já o aço DIN 1.4116, especificamente para este lote de fabricação estudado, é recomendado para ser utilizado na fabricação de facas onde estejam mais sujeitas ao desgaste abrasivo na região do fio de corte, pois apresentou resultados melhores nos Ensaio de Desgaste do fio de corte.

Para finalizar, vale ainda salientar que caso o aço DIN 1.4116 utilizado neste trabalho tivesse sido produzido com os mesmos controles de processos utilizados pelo aço DIN 1.4034 durante as etapas de Solidificação e Laminação nas respectivas Usinas não teria as quantidades e tamanhos dos Carbonetos de Cromo presentes e agrupados em sua matriz metálica, o que certamente poderia alterar alguns dos resultados dos testes realizados.

7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Realizar tratamentos térmicos diferentes para os 2 aços deste trabalho, variando as temperaturas e tempos, a fim de verificar o comportamento dos diferentes materiais em ensaios de fadiga e desgaste do fio de corte;
- Realizar ensaios de fadiga e desgaste do fio de corte em corpos de prova considerando os 3 sentidos de laminação para ambos os materiais;
- Variar as porcentagens dos elementos químicos molibdênio e vanádio em um Aço Martensítico para verificar as suas influências nas propriedades mecânicas do material;
- Acrescentar análises de resistência a corrosão para os aços estudados;
- Analisar a influência das Inclusões (carbonetos) no desgaste do fio de corte.

8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

BONIARDI, M. e CASAROLI, A. **Stainless steels**. Dipartimento Di Meccanica, Politecnico Di Milano, 2014, p.28.

BUNGARDT, V. K. – **Untersuchungen über der Aufbau des Systems Eisen-Chrom-Kohlenstoff**, Arch Eisenhüttenwesen, vol. 29, 1958, p.193-203.

CANDELÁRIA, A.F e PINEDO, C.E. Journal of Material Science Letters 22, 2003, p.1151-1153.

CARR, F. L., M GOLDAN, L. D. JAFFEE, e D. C. BUFFUM. **Isothermal Temper Embrittlement of SAE 3140 Steel**, Trans TMS-AIME 197, 1953.

CHAKRABORTYA, GOPA, et al. **Study on tempering behaviour of AISI 410 stainless Steel**, Materials Characterization 100, 2015, p.81–87.

DAVIS, J. R., ed. ASM International Handbook. Specialty Handbook. **Stainless Steel**. ASM International, 2012, p.340.

GUILIOU, R., GUTTMANN, M. e PH DUMOULIN. **Role of molybdenum in phosphorousinduced temper embrittlement of 12% Cr martensitic stainless steel**, Mater. Sci. 15, 1981, p.63–72

HAMADA, A.S. e KARJALAINEN, L.P. **High-cycle fatigue behavior of ultrafine-grained austenitic stainless and TWIP steels**, Mater. Sci. Eng., 2010, p.5715–5722.

HU, Z.F.; YANG, Z.G.; 2004, **An investigation of the embrittlement in X20CrMoV12.1 power plant steel after long-term service exposure at elevated temperature**, Mater. Sci. Eng, 2004, p. 224-228.

KEEÇER, S. e KIMCHI, M. **Advanced High-Strength Steels Applications Guidelines Version 5.0**, Disponível em <http://www.worldautosteel.org/projects/advanced-high-strength-steel-application-guidelines/>, acesso em 20 novembro 2014.

KRAUSS, G. **Steels - Heat treatment and Processing Principles**, ASM, 1990.

LANGE, K. e LIEWALD, M. Umformtechnik: **Handbuch für Industrie und Wissenschaft**. Bearb, Springer-Verlag: Berlin, 1990, p.629.

LIM, L.C, M. O LAI, e J MA. **Tempering of AISI 403 stainless steel**, Mater. Sci. Eng. 171p, 1993, p.13–19.

NERI, M.A. e COLAS, R. **Analysis of a martensitic stainless steel that failed due to the presence of coarse carbide**, Materials Characterization 47, 2001, p.283–289.

OCHOA, D.M.L. **Estudo de desgaste erosivo-corrosivo de aços inoxidáveis de alto nitrogênio em meio lamacento**, Tese de Doutorado, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 2007, 176p.

PRABHU GAUNKAR, G. V, A.M HUNTZ, e P LACOMBE. **Role of carbon in embrittlement phenomena of tempered martensitic 12Cr–0.15%C steel**, Mater. Sci. 14, 1980, p.241–252.

RAJASEKHAR, A. et al. **Influence of austenitizing temperature on microstructure and mechanical properties of AISI 431 martensitic stainless steel electron beam welds**. **Materials and Design**, vol. 30, n.5, 2009, p.1612–1624.

SUCHÁNEK, J.; KUKLÍK, V. **Influence of heat and thermochemical treatment on abrasion resistance of structural and tool steels**. **Wear**. Vol. 267, 2009, p.2100-2108.

SURYANARAYANA, C., NORTON, M.G. **X-Ray Diffraction: A Practical Approach**. 1 ed., New York, Plenum Press, 1998.

TSAY, L.W., Y.M. CHANG, S. TORNG, e H.C. WU. Improved Impact Toughness of 13Cr Martensitic Stainless Steel Hardened by Laser. **Journal of Materials Engineering and Performance**. 2002, p.422-427

WINSTON REVIE, R. **Uhlig's Corrosion Handbook**. 3 ed, Ottawa, Canadá, CANMET Materials Technology Laboratory, ECS, 2011.

ACERINOX – Ficha Técnica do aço DIN 1.4116, disponível em:

<https://www.acerinox.com/opencms901/export/sites/acerinox/.content/galerias/galeria-descargas/galeria-documentos-producto/ACX380-low.pdf>

ASTM E 606-92 – Standard practice for strain-controlled fatigue testing, ASTM - American Society for testing and Materials, Philadelphia, USA, 1993, p.525-539.

ASM METALS HANDBOOK, **Handbook Stainless Steels**, ASM International, 1999.

ASM METALS HANDBOOK, vol. 1. **Properties and Selection Irons, Steel and High-Performance Alloy**, 2005.

ASM METALS HANDBOOK, vol. 4. **Heat Treating**, 1991.

ASM METALS HANDBOOK, vol. 9. **Metallography and Microstruture**, 2004.

ASM METALS HANDBOOK, vol. 18. **Friction, Lubrication and Wear Technology**, 1992.

BRASIL - Agência Nacional de Vigilância Sanitária ANVISA. Resolução **RDC n°216** de 15 de setembro de 2004. Dispõe sobre Regulamento Técnico de Boas Práticas para serviços de alimentação.

BRASIL - **NBR5601** de 12/2011 – Aços inoxidáveis – Classificação e composição química.

BHAMBRI, S.K. **Intergranular fracture in 13 wt.% chromium martensitic stainless steel**, Mater. Sci. vol. 21, 1986, p.1741–1746.

CALLISTER, W. D. **Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução 8ª edição**, LTC- Livros Técnicos e Científicos Editora Ltda, 2012, 845p.

CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos: características gerais, tratamentos térmicos**, ABM, 1988.

COLPAERT, H. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**. 4ª edição - São Paulo: Blücher, 2008. 672p.

CULLITY, B.D. **Elements of X-Ray Diffraction**, 1 ed., Addison-Wesley Publishing Company, 1978.

MARIANO, N.A., PEREIRA, V. F., RODRIGUES, C., DI LORENZO, P. L. e ROLO, J.M.D. **Caracterização da temperabilidade e das curvas de transformação de fases de aços inoxidáveis martensíticos do tipo FeCrNi**, REVISTA ESCOLA DE MINAS - Ouro Preto-SP, vol.60 no.1, Jan/Mar 2007.

MODENESI, P.J. **Soldabilidade dos Aços Inoxidáveis**, Centro Nacional de Tecnologia em Metalurgia. Escola SENAI, Osasco-SP, 2001, 110p.

NASCIMENTO, A.M. **Obtensão por tratamento a laser e caracterização de compósito superficial em aços inoxidáveis duplex fundidos**, Tese Doutorado, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2007, 142p.

PADILHA, A. F. **Aços Inoxidáveis Austeníticos**, Hemus, São Paulo, 1994, p.27-61.

PERINI, F.G. **Propriedades mecânicas e microestruturais de aços de alta resistência e baixa ligas soldados**, Dissertação Mestrado – Programa de Pós-Graduação em Materiais, Universidade de Caxias do Sul, 2008, p.20.

PINEDO, C. E. **Tratamento Térmico e Superficial do Aço Inoxidável Martensítico AISI 420**, Encontro da Cadeia de Ferramentas, Moldes e Matrizes – ABM, 2004, p.283 e 287.

REVISTA DBO – São Paulo, DBO Editores Associados. Nº 421 –, p.32-33, novembro 2015.

RODRIGUES, F. L. **Construção de Curvas Tempo-Temperatura-Transformação para um Aço Supermartensítico através de Difração de Raios X**, Projeto de Graduação no Curso de Engenharia Metalúrgica- Escola Politécnica, 2017, p.16-17.

SANDVIK – **Ficha Técnica do aço DIN 1.4034**, disponível em: <https://www.materials.sandvik/pt-br/centro-de-materiais/datasheets-do-material/strip-steel/sandvik-12c27m/>. Acesso em: 17 agosto de 2019.

SCHAEFFER, L. **Conformação de Chapas Metálicas**. Porto Alegre, **Imprensa Livre**, 2004.

SCHAEFFER, L. **Conformação Mecânica**. Porto Alegre, **Imprensa Livre**, 2009.

SCHMITZ, S. **Aços planos aplicados na indústria automobilística**, Material do Departamento de Engenharia de Materiais da UFPR, 2013, 87p.

SILVA, L.F.M. **Comportamento Mecânico dos Materiais**, Universidade do Porto, editora Publindústria, 2012.

STEPHENS, R.I. **Metal Fatigue in Engineering**, John Wiley & Sons, Inc., New York, USA, 2. Ed., 2001, p.33-117.

VILLARES, METALS. **Aços Ferramenta Villares - Catálogo Técnico**. Disponível em: <http://www.villaresmetals.com.br/villares/pt/Produtos/Acos-Inoxidaveis>, Acesso em: 17 agosto de 2019.