



UNIVERSIDADE FEDERAL DE CAMPINA GRANDE  
CENTRO DE CIÊNCIAS E TECNOLOGIA  
UNIDADE ACADÊMICA DE ENGENHARIA MECÂNICA  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA  
MECÂNICA



ESTUDO DA VIABILIDADE DE USO DO AÇO FERRAMENTA AISI D6  
PARA CORTE DE PLACAS DE BATERIAS CHUMBO-ÚMIDO

Wellington Cordeiro Oliveira

Campina Grande/PB  
Abril de 2018

UNIVERSIDADE FEDERAL DE CAMPINA GRANDE  
CENTRO DE CIÊNCIAS E TECNOLOGIA  
UNIDADE ACADÊMICA DE ENGENHARIA MECÂNICA  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

ESTUDO DA VIABILIDADE DE USO DO AÇO FERRAMENTA AISI D6  
PARA CORTE DE PLACAS DE BATERIAS CHUMBO-ÚCIDO

Wellington Cordeiro Oliveira

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica do Centro de Ciências e Tecnologia da Universidade Federal de Campina Grande, como requisito final para obtenção do título de MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA.

Orientadores: Prof. Dr. Theophilo Moura Maciel e Prof. Dr. João Baptista da Costa Agra de Melo

Campina Grande/PB  
Abril de 2018

O48e Oliveira, Wellington Cordeiro.  
Estudo da viabilidade de uso do aço ferramenta AISI D6 para corte de placas de baterias chumbo-ácido / Wellington Cordeiro Oliveira. – Campina Grande, 2018.  
135 f. : il. color.

Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal de Campina Grande, Centro de Ciências e Tecnologia, 2018.

"Orientação: Prof. Dr. Theophilo Moura Maciel e Prof. Dr. João Baptista da Costa Agra de Melo".

Referências.

1. Aço Ferramenta. 2. Têmpera e Revenido. 3. Microestrutura. 4. Dureza. 5. Tenacidade a Fratura. 6. Lâmina de Corte. I. Maciel, Theophilo Moura. II. Melo, João Baptista da Costa Agra de. III. Título.

CDU 621.9(043)

ESTUDO DA VIABILIDADE DE USO DO AÇO FERRAMENTA AISI D6 PARA  
CORTE DE PLACAS DE BATERIAS CHUMBO-ÁCIDO”.

WELLINGTON CORDEIRO OLIVEIRA

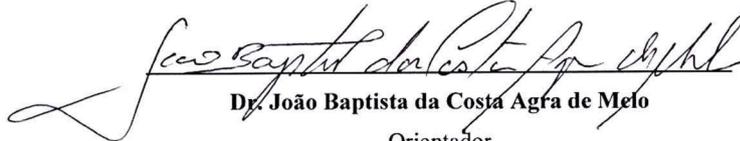
Dissertação Aprovada em 06/04/2018 pela Banca Examinadora constituída dos seguintes  
membros:



**Dr. Theophilo Moura Maciel**

Orientador

PPGEM/UAEM/CCT/UFCG



**Dr. João Baptista da Costa Agra de Melo**

Orientador

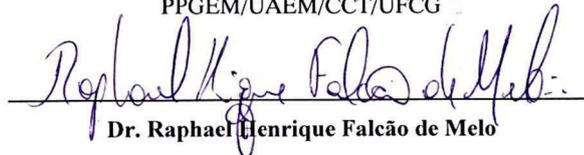
UAEM/CCT/UFCG



**Dr. Marco Antonio dos Santos**

Examinador Interno

PPGEM/UAEM/CCT/UFCG



**Dr. Raphael Henrique Falcão de Melo**

Examinador Externo

IFPB – Campina Grande-PB.

## DEDICATÓRIA

A minha família, em especial aos meus pais Henrique Cordeiro e Berenice Teodoro Cordeiro pelo amor incondicional, dedicação na minha formação e incentivo aos estudos.

À minha esposa Pollyanna Rocha Bezerra pelo apoio incessante em todos os momentos, principalmente nos de incerteza e adversidades.

## AGRADECIMENTOS

A princípio agradeço a DEUS por me dar a oportunidade de concretizar esse sonho e também de colocar pessoas preciosas no meu caminho.

A MINHA FAMÍLIA, especialmente a minha esposa pela compreensão nos momentos de ausência. Aos meus pais Henrique Cordeiro e Berenice Teodoro Cordeiro, mesmo estando a alguns quilômetros de distância, se mantiveram incansáveis em suas manifestações de apoio.

À Accumuladores Moura S.A., ao Gerente Industrial Fabiano Vieira e o Gerente de Engenharia de Manutenção Gesildo Serralva pela crença, compreensão e todo suporte para a realização deste trabalho.

Ao Prof. Dr. Marco Antonio dos Santos por sua valiosa colaboração, conselhos e por me orientar não somente na área acadêmica, mas também na vida pessoal.

Ao Prof. Dr. João Baptista da Costa Aguiar de Melo pela presteza nas orientações técnicas, bem como no auxílio dos ensaios laboratoriais e por me orientar tanto na área acadêmica como na vida pessoal.

Ao Prof. Dr. Celso Rosendo Bezerra Filho por acreditar e me ajudar a realizar este sonho tão importante em minha vida pessoal e profissional.

Ao Prof. Dr. Theophilo Moura Maciel pela sua valiosa colaboração e presteza na orientação deste trabalho.

Ao técnico de laboratório Fernando José da Silva que desde a graduação se fez presente, marcando muito minha trajetória acadêmica e profissional.

A todos os amigos, funcionários do Laboratório de Ensaios Mecânicos e demais professores do Departamento de Engenharia Mecânica - UFCG, que direta ou indiretamente colaboraram com a realização deste trabalho.

# ESTUDO DA VIABILIDADE DE USO DO AÇO FERRAMENTA AISI D6 PARA CORTE DE PLACAS DE BATERIAS CHUMBO-ΞCIDO

## RESUMO

Os aços ferramenta têm uma importante participação no mercado mundial no que se refere a engenharia. São usados na indústria metal-mecânica como ferramentas de corte, moldes, punções, entre outras aplicações. Devido a sua grande importância, é imprescindível discutir a relação entre a microestrutura e as propriedades mecânicas, devido ser uma prática comum na indústria especificar os tratamentos térmicos com base principalmente na dureza final do material, sem considerar que para um mesmo valor de dureza um aço ferramenta pode apresentar diferentes propriedades mecânicas, isto dependendo do ciclo de tratamento térmico aplicado. Logo, a seleção do tratamento térmico é um aspecto tecnológico relevante no desempenho destes aços. Tendo em vista a vasta possibilidade de propriedades mecânicas obtidas (tenacidade a fratura) com diferentes tratamentos térmicos, esse trabalho teve como objetivo especificar um aço ferramenta nacional e um conjunto de parâmetros de tratamento térmico que possibilite a utilização deste material como forma de substituição de um outro aço importado utilizado na confecção de lâminas de corte usadas no processamento de placas de chumbo. O aço selecionado para o desenvolvimento deste trabalho foi o aço AISI D6, a seleção desse aço foi feita tomando-se como base as características obtidas através de análises realizadas em campo e de microdureza e microestrutura das lâminas de corte já existentes no processo confeccionadas com aço importado. Com o aço selecionado em metros, aplicou-se dois tratamentos térmicos diferentes de tempera e revenido (um proposto pelo fabricante e outro proposto pelo trabalho em execução), onde avaliou-se o efeito dos tratamentos térmicos sobre as propriedades mecânicas e microestrutural do material. Através da análise dos resultados da relação entre dureza e tenacidade, constatou-se que para os dois tratamentos térmicos aplicados, não houve variações significativas das propriedades mecânicas do material, e que os dois tratamentos apresentaram resultados satisfatórios. O aço ferramenta nacional especificado apresentou-se como alternativa para substituição do aço importado utilizado atualmente. Testes obtidos em campo com a lâmina fabricada com o aço nacional especificado nesse estudo e que recebeu o tratamento térmico proposto pelo fabricante (FAB), corroboraram com a análise das propriedades, visto que se constatou aumento do tempo de vida de corte em mais de 30%.

Palavras chave: Aço ferramenta. Tempera e revenido. Microestrutura. Dureza. Tenacidade a fratura. Lâmina de corte.

# STUDY OF VIABILITY OF USE OF STEEL AISI D6 TOOL FOR CUTTING PLATES OF LEAD-ACID BATTERIES

## ABSTRACT

The tool steels have an important participation in the world market with regard to engineering. They are used in the metal-mechanic industry as cutting tools, molds, punches, among other applications. Because of its great importance, it is essential to discuss the relationship between the microstructure and the mechanical properties, since it is a common practice in industry to specify thermal treatments based mainly on the final hardness of the material, without considering that for a same hardness value a steel tool may have different mechanical properties, depending on the heat treatment cycle applied. Therefore, the selection of heat treatment is a relevant technological aspect in the performance of these steels. Considering the wide possibility of mechanical properties obtained (fracture toughness) with different thermal treatments, this work had the objective of specifying a national tool steel and a set of thermal treatment parameters that allow the use of this material as a substitute for a another imported steel used in the manufacture of cutting blades used in the processing of lead plates. The steel selected for the development of this work was AISI D6 steel, the selection of this steel was made taking as a base the characteristics obtained through field analysis and microhardness and microstructure of the cutting blades already in the process made with steel imported. With the selected steel in hand, two different tempering and tempering treatments were applied (one proposed by the manufacturer and another proposed by the work in progress), where the effect of the thermal treatments on the mechanical and microstructural properties of the material was evaluated. By analyzing the results of the relationship between hardness and toughness, it was found that for the two thermal treatments applied, there were no significant variations of the mechanical properties of the material, and that both treatments presented satisfactory results. The specified national steel tool was presented as an alternative to replace the currently used imported steel. Field tests with the blade manufactured with the national steel specified in this study and that received the thermal treatment proposed by the manufacturer (FAB), corroborated with the analysis of the properties, as it was observed an increase in the cutting life time in more than 30 %.

Keywords: Tool steel. Quenching and tempering. Microstructure. Toughness. Toughness to fracture. Cutting blade.

## ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1 - Fotografia da lâmina de corte.....	22
Figura 2 - Detalhe do desgaste (por falha do gume) da lâmina de corte. ....	23
Figura 3 - Sistema de corte contínuo de placas de chumbo.....	23
Figura 4 - Microestrutura do aço ferramenta AISI T15 (a) metalurgia convencional (carbonetos grosseiros); e a microestrutura (b) metalurgia do pó (carbonetos finos). ....	30
Figura 5 - Esquema de uma microestrutura típica dos aços-ferramenta e seus principais constituintes.....	33
Figura 6 - Representação das estruturas cúbicas de corpo centrado (a), cúbica de faces centradas (b) e estrutura tetragonal de corpo centrado (c).....	35
Figura 7 - Representação do modelo de esferas da estrutura cúbica de corpo centrado e também da estrutura cúbica de faces centradas.....	35
Figura 8 - Representação gráfica da variação da temperatura de Ms conforme a variação dos teores de %C.....	37
Figura 9 - Temperaturas de revenimento em função da dureza desejada.....	39
Figura 10 - Diagrama de transformação com resfriamento isotérmico do aço AISI M2. ....	40
Figura 11 - Micrografias do aço AISI D6 temperado ao ar com temperatura de austenitização de 970°C.....	41
Figura 12 - Micrografias do aço AISI D6 temperado ao ar com temperatura de austenitização de 1120°C.....	41
Figura 13 - Morfologias do carboneto MC.....	48
Figura 14 - Morfologia do carboneto M <sub>6</sub> C.....	49
Figura 15 - Morfologias do carboneto M <sub>2</sub> C.....	50
Figura 16 - Morfologia do carboneto M <sub>7</sub> C <sub>3</sub> .....	51
Figura 17 - Representação esquemática do processo de falha mecânica.....	52
Figura 18 - Causas de falha e sua perda relativa sobre a economia.....	53
Figura 19 - Categorias para o desgaste por impacto.....	55
Figura 20 - Efeito da temperatura de revenimento na dureza e na resistência ao impacto.....	57
Figura 21 - Fluxograma da metodologia empregada para o desenvolvimento do trabalho.....	59
Figura 22 - Metalografia realizada na seção transversal de uma lâmina com aço importado. ....	61
Figura 23 - Forno utilizado para realização do tratamento térmico nas lâminas de corte e corpos de prova.....	62
Figura 24 - Sequência de tratamentos térmicos aos quais foram submetidos os CP's (FAB). ....	63
Figura 25 - Sequência de tratamentos térmicos aos quais foram submetidos os CP's (PROP). ....	63
Figura 26 - Temperaturas de revenimento em função da dureza desejada nos corpos de prova com tratamento térmico proposto pelo fabricante (FAB).....	64
Figura 27 - Temperaturas de revenimento em função da dureza desejada nos corpos de prova com tratamento térmico proposto pelo trabalho (PROP). ....	65
Figura 28 - Disco contendo 12 lâminas de corte após tratamento térmico de tempera e revenimento.....	66
Figura 29 - Corpo de prova de ensaio mecânico de tração.....	66
Figura 30 - Corpo de prova de ensaio mecânico de tenacidade à fratura (K <sub>IC</sub> ).....	67
Figura 31 - Tarugo laminado de aço AISI D6. ....	67
Figura 32 - Plano de orientação Z - X, sentido de retirada do material para usinagem dos CP's de tenacidade.....	68
Figura 33 - Sentido radial utilizado para retirada do material para usinagem dos CP's de tração.....	69

Figura 34 - Identificação dos CP's.....	70
Figura 35 - Máquina de corte Policorte Arotec COR 80 (a) e máquina politriz lixadeira de velocidade variável (b). .....	71
Figura 36 - Fotografias das amostras de CP's traço.....	72
Figura 37 - Fotografias das amostras de CP's tenacidade a fratura ( $K_{IC}$ ).....	72
Figura 38 - Microscópio Óptico Olympus BX 51M.....	73
Figura 39 - Microscópio Eletrônico de Varredura Shimadzu VEGA 3 SBH.....	74
Figura 40 - Regiões características da superfície de fratura. ....	74
Figura 41 - EDS Shimadzu VEGA 3 SBH. ....	75
Figura 42 - Durômetro Albert Gnehm OM 150 utilizado na análise do perfil de dureza dos CP's de tenacidade a fratura ( $K_{IC}$ ).....	76
Figura 43 - Esquema de microdureza realizada nas amostras de CP's de traço. ....	76
Figura 44 - Esquema de macrodureza realizada nas amostras de CP's de tenacidade a fratura ( $K_{IC}$ ).....	77
Figura 45 - Ultra microdurômetro H-211S Shimadzu. ....	78
Figura 46 - Penetrador tipo Berkovich. ....	78
Figura 47 - Máquina universal de ensaios mecânicos MTS 810. ....	79
Figura 48 - Máquina universal de ensaios mecânicos MTS 810 utilizado para os ensaios mecânicos de tenacidade a fratura ( $K_{IC}$ ).....	80
Figura 49 - Esquema geral utilizado na preparação dos corpos de prova para o ensaio mecânico de tenacidade a fratura ( $K_{IC}$ ). ....	81
Figura 50 - Desenho esquemático do corpo de prova para ensaio mecânico de tenacidade a fratura.....	81
Figura 51 - Forma representativa da aplicação da carga para abertura da trinca de fadiga. ....	82
Figura 52 - Tipos de força versus o deslocamento no teste de fratura.....	83
Figura 53 - Divider de corte de placas.....	85
Figura 54 - Solicitação de manutenção para troca de lâminas.....	86
Figura 55 - Gráfico com valores de dureza dos CP's. ....	87
Figura 56 - Gráfico com valores de ultra microdureza dos carbonetos presentes nas amostras retirados dos CP's tenacidade a fratura ( $K_{IC}$ ). ....	89
Figura 57 - Imagem de identações realizadas nos carbonetos presentes nas amostras retirados do CP que recebeu o tratamento proposto pelo trabalho (PROP). ....	91
Figura 58 - Imagem de identações realizadas nos carbonetos presentes nas amostras retirados do CP que recebeu o tratamento proposto pelo fabricante (FAB).....	91
Figura 59 - Micrografia do CP do aço AISI D6 apresentando carbonetos primários e secundários na matriz martensítica revenida (FAB).....	92
Figura 60 - Micrografia do CP do aço AISI D6 apresentando carbonetos primários grosseiros e secundários na matriz martensítica (PROP). ....	93
Figura 61 - Micrografia representando o tamanho dos carbonetos nos CP's (PROP (a) e FAB (b)). ....	94
Figura 62 - Micrografia do CP de tenacidade a fratura ( $K_{IC}$ ) apresentando carbonetos primários na matriz martensítica revenida (FAB). ....	95
Figura 63 - Micrografia do CP de tenacidade a fratura ( $K_{IC}$ ) apresentando carbonetos primários na matriz martensítica revenida (FAB). ....	96
Figura 64 - Micrografia do CP de tenacidade a fratura ( $K_{IC}$ ), apresentando carbonetos primários grosseiros na matriz martensítica (PROP). ....	96
Figura 65 - Micrografia do CP de tenacidade a fratura ( $K_{IC}$ ), apresentando carbonetos primários grosseiros na matriz martensítica (PROP). ....	97
Figura 66 - Imagem da região do CP's de tenacidade a fratura ( $K_{IC}$ ) com aumento de 10x. ..	98

Figura 67 - Análise fractográfica da região de propagação de trinca de fadiga com aumento de 40x.....	99
Figura 68 - Imagem da região da fratura do CP's de tenacidade - fratura (PROP) do aço AISI D6 com aumento 500x.....	100
Figura 69 - Imagem da região da fratura do CP's de tenacidade - fratura (FAB) de aço AISI D6 com aumento 500x.....	100
Figura 70 - Imagem da região da fratura do CP's de tração (FAB) do aço AISI D6 com aumento 3000x. ....	101
Figura 71 - Imagem da região de fratura dos CP's de tração (FAB) com fratura tipicamente frágil com aumento 20x.....	102
Figura 72 - Imagem da região da fratura do CP's (PROP) de ensaio de tração com aumento 3000x. ....	103
Figura 73 - Imagem da região de fratura de CP (PROP) com fratura tipicamente frágil com aumento 20x. ....	103
Figura 74 - Imagem obtida por EDS no carboneto da amostra 1 e 2 do CP (PROP) com 1500x. ....	106
Figura 75 - Imagem obtida por EDS no carboneto da amostra 3 do CP (PROP) com 1500x. ....	106
Figura 76 - Imagem obtida por EDS no carboneto das amostras 4 e 5 do CP (FAB) com 1500x. ....	107
Figura 77 - Imagem obtida por EDS no carboneto da amostra 6 do CP (FAB) com 1500x. ....	107
Figura 78 - CP's que não se romperam na parte útil.....	109
Figura 79 - Gráfico de ensaio de tração do CP que recebeu o tratamento proposto pelo trabalho (PROP). ....	110
Figura 80 - Gráfico de ensaio de tenacidade do 3º CP que recebeu o tratamento proposto pelo trabalho (PROP). ....	111
Figura 81 - Gráfico de ensaio de tenacidade do 2º CP que recebeu o tratamento proposto pelo fabricante (FAB).....	112
Figura 82 - SM's abertas no período de 2015.....	113
Figura 83 - SM's abertas no período de 2016.....	114
Figura 84 - SM's abertas no período de 2017.....	115
Figura 85 - Gráfico do consumo de l <sup>o</sup> minas no período de 2015 a 2017. ....	116
Figura 86 - Divider com l <sup>o</sup> minas de corte danificadas. ....	116

## ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 1 - Classificação de aços ferramentas mais comuns do mercado. ....	25
Tabela 2 - Composições químicas dos principais aços ferramenta para trabalho a frio. ....	28
Tabela 3 - Composições químicas dos principais aços ferramenta para trabalho a frio no mercado. ....	29
Tabela 4 - Propriedades mecânicas do AISI D6: dureza, módulo de ..... 31	31
Tabela 5 - Principais constituintes microestruturais e propriedades relacionadas.....	34
Tabela 6 - Tratamento térmico de revenido de um aço carbono e um aço ferramenta.....	44
Tabela 7 - Temperatura de formação dos carbonetos durante o processo de revenimento. ....	46
Tabela 8 - Principais características dos carbonetos que podem estar presentes nos aços ferramenta.....	47
Tabela 9 - Principais elementos químicos encontrados no carboneto $M_7C_3$ . ....	47
Tabela 10 - Composição química do aço ferramenta AISI D6 (Villares Metals VC 131). ....	60
Tabela 11 - Valores médios de dureza e características de microestrutura encontradas nas lâminas de aço importado. ....	60
Tabela 12 - Parâmetros dos tratamentos térmicos utilizados nos CP's. ....	62
Tabela 13 - Detalhes das etapas de lixamento e polimento dos corpos de prova. ....	71
Tabela 14 - Dimensões do corpo de prova de tenacidade a fratura ( $K_{IC}$ ). ....	82
Tabela 15 - Teste em campo de lâminas com os dois tipos de tratamento térmico (PROP e FAB). ....	84
Tabela 16 - Valores de dureza dos CP's. ....	87
Tabela 17 - Valores de ultra microdureza dos carbonetos nos CP's tenacidade a fratura ( $K_{IC}$ ). ....	89
Tabela 18 - Valores de área dos carbonetos para os CP's com os dois tipos de tratamento térmico. ....	94
Tabela 19 - Percentual em peso dos principais elementos de liga do aço AISI D6.....	105
Tabela 20 - Resultados dos ensaios de tração.....	108
Tabela 21 - Resultados dos valores de $K_Q$ e $K_{IC}$ . ....	111
Tabela 22 - Quantidade de SM's abertas no período de 2015 a 2017. ....	113

## LISTA DE ABREVIATÓES E SIGLAS

ABNT - Associação Brasileira de Normas Técnicas  
AISI - American Iron and Steel Institute  
AISI A - Aços temperáveis ao ar  
AISI D - Aços alto cromo e alto carbono  
AISI H - Aços ligados ao Cr, W e Mo  
AISI L - Aços alto teor de carbono  
AISI M - Aços ligados ao Mo  
AISI O - Aços temperáveis em óleo  
AISI P - Aços baixo carbono  
AISI S - Aços médio carbono  
AISI T - Aços ligados ao W  
AISI W - Aços temperáveis em água  
AOD - Descarbonização com Argônio e Oxigênio  
ASM - American Society of Materials  
ASME - American Society of Mechanical Engineers  
CCC - Cúbica de corpo centrada  
CFC - Cúbica de Face Centrada  
CFC - Cúbica de faces centradas  
CP - Corpo de Prova  
EDS - Espectroscopia por Dispersão de Energia  
ESR - Ressonância sob excitação  
FAB - Tratamento térmico proposto pelo fabricante  
FEA - Forno Elétrico a Arco  
HC - Hexagonal compacta  
HC - Hexagonal Compacto  
HRC - Dureza Rockwell  
HV - Hardness Vickers  
LABMET - Laboratório de Metalografia  
Máx. - Máximo  
MET - Microscopia eletrônica de transmissão  
MEV - Microscopia Eletrônica de Varredura

M<sub>f</sub> - Temperatura final da transformação martensítica

M<sub>n</sub> - M<sub>n</sub>imo

MP - Metalurgia do PÆ

M<sub>s</sub> - Temperatura de formação inicial da martensita

Né - Número

PROP - Tratamento térmico proposto pelo trabalho

SMC - Solicitação de manutenção corretiva

SMP - Solicitação de manutenção planejada

TCC - Tetragonal de corpo centrado

UFCG - Universidade Federal de Campina Grande

VAR - Refusão sob vácuo

VD - Degaseificação a vácuo

VOD - Descarbonização a vácuo de Oxigênio

WC - Carboneto de Tungstênio

## LISTA DE SIMBOLOS

Letras Latinas

Å - Angström

C - Carbono

cm - Centímetro

cmE - Centímetro cúbico

Co - Cobalto

Cr - Cromo

dm<sup>2</sup> - Decímetro cuadrado

Fe - Ferro

g - Grama

H - Hidrógeno

kg - Quilogramas

l - Litro

M - Mega

m - Metro

min - Minuto

mm - Milímetro

Mn - Manganés

Mn - Manganés

Mo - Molibdeno

MPa - Megapascal

Nb - Nióbio

Ni - Níquel

°C - Graus Celsius

Pa - Pascal

s - Segundo

Si - Silício

V - Vanádio

W - Tungstênio

:- Eta

## Letras Gregas

$\mu$  - Coeficiente de atrito / Micron

$\tau_{máx}$  - Tensão máxima de cisalhamento

## Outros

$\text{CH}_3\text{COOH}$  - Ácido Acético Glacial

$^{\circ}\text{C}$  - Grau Celsius

GL - Fração em volume

$\text{HNO}_3$  - Ácido Nítrico

$\text{H}_2\text{O}$  - Água

% - Porcentagem

## SUMÉRIO

1 INTRODUÇÃO.....	20
1.2 RELEVANCIA DA PESQUISA .....	22
1.3 OBJETIVOS .....	24
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....	25
2.1 CLASSIFICAÇÃO DOS AÇOS FERRAMENTA .....	25
2.2 AÇOS FERRAMENTA PARA TRABALHO A FRIO.....	27
2.2.1 Propriedades do aço AISI D6.....	30
2.3 MICROESTRUTURA E TRATAMENTO TÉRMICO DOS AÇOS FERRAMENTA.....	31
2.3.1 Martensita.....	34
2.3.2 Martensita revenida .....	38
2.3.3 Temperatura.....	39
2.3.4 Primeiro revenido .....	42
2.3.5 Segundo revenido .....	42
2.3.6 Terceiro revenido.....	43
2.3.7 Revenido em aços ferramentais.....	43
2.3.8 Carbonetos.....	45
2.4 PROPRIEDADES MECÂNICAS .....	52
2.4.1 Processo de falha mecânica.....	52
2.4.2 Classificação dos processos de desgaste .....	53
2.4.3 Desgaste por impacto .....	54
2.5 DUREZA .....	56
2.6 TENACIDADE E FRATURA .....	56
3.0 MATERIAIS E MÉTODOS.....	58
3.1 MATERIAIS .....	58

3.1.1 Composi <sup>2</sup> o qu <sup>o</sup> mica .....	59
3.2 M <sup>S</sup> TODOS .....	60
3.2.1 Prepara <sup>2</sup> o dos corpos de prova .....	60
3.2.2 Identifica <sup>2</sup> o dos corpos de prova .....	69
3.3 CARACTERIZA <sup>ç</sup> ÃO .....	70
3.3.1 Prepara <sup>2</sup> o das amostras.....	70
3.3.2 Prepara <sup>2</sup> o metalogr <sup>á</sup> fica .....	71
3.3.3 An <sup>á</sup> lise microestrutural.....	72
3.3.4 Espectroscopia de energia dispersiva .....	74
3.3.5 Perfil de macrodureza.....	75
3.3.6 Perfil de ultra microdureza .....	77
3.4 ENSAIOS MECMNICOS DE TRA <sup>ç</sup> ÃO .....	79
3.5 ENSAIOS DE TENACIDADE A FRATURA ( $K_{IC}$ ).....	80
3.6 ENSAIOS DE CAMPO .....	84
4.0 RESULTADOS E DISCUSS <sup>ã</sup> O .....	86
4.1 VALORES DE DUREZA.....	86
4.2 VALORES DE ULTRA MICRODUREZA .....	88
4.3 CARACTERIZA <sup>ç</sup> ÃO MICROESTRUTURAL .....	92
4.3.1 Caracteriza <sup>2</sup> o microgr <sup>á</sup> fica CP <sup>ç</sup> s tra <sup>2</sup> o .....	92
4.3.2 Caracteriza <sup>2</sup> o microgr <sup>á</sup> fica dos CP <sup>ç</sup> s do ensaio de tenacidade <sup>-</sup> fratura ( $K_{IC}$ ).....	95
4.3.3 An <sup>á</sup> lise fractogr <sup>á</sup> fica.....	97
4.3.4 An <sup>á</sup> lise de espectroscopia de energia dispersiva.....	104
4.4 ENSAIO DE TRA <sup>ç</sup> ÃO .....	108
4.5 ENSAIO DE TENACIDADE <sup>-</sup> FRATURA ( $K_{IC}$ ) .....	110
4.6 ANE LISE DE CAMPO .....	112
5.0 CONCLUS <sup>õ</sup> ES .....	118

6.0 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	120
7.0 REFERÊNCIAS .....	121
APNDICE .....	129
APNDICE A .....	130
FIGURA A1 - ESPECIFICAÇÕES DIMENSIONAIS PARA USINAGEM DAS LÂMINAS DE CORTE. ....	130
FIGURA A2 - ESPECIFICAÇÕES DIMENSIONAIS PARA USINAGEM DOS CP'S DE TENACIDADE. ...	131
FIGURA A3- ESPECIFICAÇÕES DIMENSIONAIS PARA USINAGEM DOS CP'S DE TRAÇÃO.....	132
APNDICE B.....	133
FIGURA B1 - GRÁFICO DE ENSAIO DE TENACIDADE DO 1º CP QUE RECEBEU O TRATAMENTO PROPOSTO PELO TRABALHO. ....	133
FIGURA B2 - GRÁFICO DE ENSAIO DE TENACIDADE DO 2º CP QUE RECEBEU O TRATAMENTO PROPOSTO PELO TRABALHO. ....	133
FIGURA B3 - GRÁFICO DE ENSAIO DE TENACIDADE DO 1º CP QUE RECEBEU O TRATAMENTO PROPOSTO PELO FABRICANTE.....	134
FIGURA B4 - GRÁFICO DE ENSAIO DE TENACIDADE DO 3º CP QUE RECEBEU O TRATAMENTO PROPOSTO PELO FABRICANTE.....	134
FIGURA B5 - GRÁFICO DE ENSAIO DE TENACIDADE DO 4º CP QUE RECEBEU O TRATAMENTO PROPOSTO PELO FABRICANTE.....	135

## 1 INTRODUÇÃO

Cada vez é mais crescente o interesse pela otimização dos custos de transformação de produtos nas mais diversas cadeias industriais no mundo. Apresentam-se como uma maior relevância os fatores que influenciam nos custos de transformação, no meio ambiente, na segurança e na qualidade do produto.

Atrelado aos custos de transformação de bens e produtos, temos os custos gerados por desgaste de conjuntos e equipamentos que representa um fator relevante para geração de produtos não-conforme, redução da eficiência produtiva e custos elevados com manutenibilidade (T.L. ANDERSON, 2005).

Pensando na melhoria contínua dos processos e redução de desgastes em peças e equipamentos os aços ferramentas constituem uma das bases mais fortes para o desenvolvimento dos processos industriais. O desenvolvimento dos aços ferramentas surgiu após a revolução industrial onde teve-se a necessidade de se obter ferramentas que tivessem uma maior durabilidade, melhor desempenho sob solicitações de trabalho mais severas, dando início a uma acelerada busca de materiais para confecção de ferramentas (SILVA & MEI, 2014).

Os aços ferramentas representam uma importante fatia do segmento de aços especiais. Produzido e processado para atingir um alto grau de qualidade, o aço ferramenta é empregado na fabricação de matrizes, moldes, ferramentas de corte intermitente e contínuo, ferramentas para conformação de chapas, corte a frio e componentes de máquinas. Afastecem os segmentos de autopeças, automobilístico, eletroeletrônico e extrusão de alumínio (SILVA & MEI, 2014).

A principal característica deste tipo de aço é a elevada dureza e resistência à abrasão. Possuem boa tenacidade e mantêm as propriedades de resistência mecânica mesmo sob elevadas temperaturas. Tais características são obtidas com a adição de elementos de ligas como tungstênio, molibdênio, vanádio, manganês e cromo. A maior parte dos aços ferramenta é forjada e a outra parte é produzida por fundição de precisão ou por metalurgia do pó.

Segundo Celestino (2007), os materiais ferrosos encontrados no comércio, na maioria das vezes, antes de sua utilização final, são submetidos a diferentes tipos de tratamentos térmicos. Os aços ferramentas são geralmente fornecidos pelos fabricantes na condição de recozidos e com uma matriz ferrítica com a presença de carbonetos primários e secundários precipitados. A dureza deste material em estado recozido geralmente encontra-se na faixa de 220HB a 300HB, o que permite uma fácil conformação mecânica e favorece o processo de

usinagem. Após os processos de usinagem e ou conformação mecânica, são utilizados uma sequência de tratamentos térmicos: austenitização, tempera e revenido, para que adquiram as propriedades mecânicas adequadas ao uso.

Outro fator metalúrgico que deve ser igualmente considerado é a estrutura do aço, pois se deve procurar produzir uma matriz relativamente mole com partículas duras uniformemente dispersas, geralmente de carbonetos. Mesmo com aplicações de grande responsabilidade, há pouca informação disponível a respeito da correlação entre a microestrutura e as propriedades mecânicas, além disso, é prática comum na indústria a especificação de tratamentos térmicos baseada exclusivamente na dureza final da peça. Ocorre que, para uma mesma dureza, um aço pode apresentar variações nos limites de resistência e na tenacidade, dependendo do ciclo térmico aplicado. Conseqüentemente, é possível ter-se duas peças fabricadas com o mesmo aço e apresentando a mesma dureza, mas com desempenho em uso completamente diferente. Assim, a seleção do tratamento térmico é um aspecto tecnologicamente relevante na aplicação dos aços ferramenta para lâminas e corte a frio.

Observando as propriedades citadas acima e relacionando-as com o grande número de solicitações de manutenções (SM's) para substituição de lâminas de corte de placas de chumbo fabricadas com o aço importado que apresentaram em campo, trincas e foram trocadas no período mais crítico analisado que vai de 2015 a 2016, intervenções que geraram um custo significativo para a manutenção dos dividers, além da redução da disponibilidade destes para a produção, torna-se de fundamental importância a análise das propriedades mecânicas das lâminas importadas ao qual o fornecedor canadense destas não passavam nenhum tipo de informação técnica do material e ou processo de fabricação e tratamento térmico, com o propósito de aumentar o tempo de vida destas lâminas, disponibilidade de equipamentos e conseqüentemente a redução dos custos, buscou-se analisar e propor um aço ferramenta nacional que atendesse estas características.

Diante disto, este trabalho propõe a realização de análises de microdureza e microestrutura de lâminas de corte fabricadas com o aço importado, e através dos resultados, propor um aço ferramenta para trabalho a frio nacional, que tenha potencial para substituí-lo. Após a seleção do aço ferramenta nacional, foram propostos dois ciclos de tratamento térmico diferentes com o intuito de selecionar o que produza as melhores propriedades, como resistência mecânica associada a elevada tenacidade, tendo em vista a utilização específica de corte de placas de chumbo a frio e o aumento do seu tempo de vida útil em trabalho.

## 1.2 Relevância da pesquisa

A Acumuladores Moura S/A Unidade 01, percebeu, ao longo dos anos, que ocorriam perdas em seu processo produtivo de corte de placas de chumbo, as lâminas responsáveis por este processo de corte a frio sofriam um alto desgaste (por falha do gume da lâmina) gerando custos e paradas de produção. Ou seja, as lâminas que realizam a etapa de corte contínuo das placas sofrem desgaste (corte contínuo a frio). A Figura 1 ilustra as lâminas de corte utilizada para o corte contínuo de placas de chumbo. Na Figura 2, é possível verificar o desgaste da lâmina (por falha do gume), provocando uma troca prematura desta gerando aumento de custos e redução da produtividade e qualidade.

O equipamento responsável pelo corte das placas é na realidade um sistema composto que inclui um conjunto de lâminas, uma estrutura metálica aonde as lâminas são fixadas via parafusos, rolos, guias para guiar as placas antes do corte, engrenagens para a transmissão de movimento contínuo e um motoredutor. O conjunto responsável pelo corte das placas encontra-se ilustrado na Figura 3.

Figura 1 - Fotografia da lâmina de corte.



(Fonte: Autoria própria).

Figura 2 - Detalhe do desgaste (por falha do gume) da 1ª mina de corte.



(Fonte: A autoria própria).

Figura 3 - Sistema de corte contínuo de placas de chumbo



(Fonte: A autoria própria).

As 1ª minas de corte são peças fundamentais para o processo de fabricação de placas positivas e placas negativas para a fabricação de baterias chumbo-ácido. Sendo assim, de acordo com a natureza, bem como os mecanismos de desgaste aos quais as 1ª minas estão expostas (impacto constante), ocasionam por si mesmo o desgaste prematuro destes componentes. Para que se tenha uma ideia da magnitude do problema, as 1ª minas usadas nesta operação de corte de placas duravam em média de vinte a trinta dias. Estas 1ª minas eram fabricadas com um aço importado (canadense) fornecidas pelo próprio fabricante do equipamento e sem nenhum controle de qualidade, tanto no quesito de usinagem, especificações dimensionais e na especificação e controle do tratamento térmico.

Este `descontrole\_ de qualidade gerava um número de trocas de lâminas elevado, sem essas características, o desgaste por impacto resulta em altos custos de manutenção, paradas de produção, baixa qualidade do corte e conseqüentemente da superfície cortada e ineficiência geral da planta.

Percebe-se que o desgaste (por falha do gume) severo sofrido pelas lâminas no processo de corte das placas gera um alto custo agregado, logo, a substituição destes implementos, através da técnica de tratamentos térmicos e escolha de um material adequado,  de fundamental relevância, pois com esta aplicação tem-se um aumento da vida da ferramenta, e conseqüentemente, ter-se- uma redução considerável nos custos de manutenção, bem como maior confiabilidade deste conjunto mecânico.

### 1.3 Objetivos

#### GERAL:

-  Analisar e avaliar lâminas utilizadas no processo para corte a frio de placas de chumbo e propor um ação ferramenta nacional que atenda às necessidades de obtenção de uma maior resistência mecânica e durabilidade de corte contínuo dessas placas e conseqüentemente obter uma redução considerável nos custos de manutenção, por meio do aumento da vida útil da ferramenta.

#### ESPECIFICOS:

-  Caracterizar mecanicamente as lâminas utilizadas no processo de corte de placas;
-  Selecionar um ação ferramenta nacional para trabalho a frio com potencial de substituir o material empregado atualmente;
-  Propor e avaliar novos parâmetros de tratamento térmico (tratamento térmico proposto pelo trabalho) e comparar com os tratamentos sugeridos pelos catálogos técnicos do fabricante através da caracterização das propriedades mecânicas necessárias ao processo;
-  Avaliar as características mecânicas do novo ação ferramenta tais como: microestrutura através de análise metalográfica, análise fractográfica, ensaios de dureza, ensaios mecânicos de tração e tenacidade a fratura ( $K_{IC}$ ).

## 2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1 Classificação dos aços ferramenta

Os aços ferramenta convencionais podem ser classificados de acordo com a AISI (American Iron and Steel Institute) em função de suas aplicações comerciais mais comuns no mercado. Algumas aplicações são genéricas, podendo o aço ferramenta ser usado em outra aplicação de forma eficiente. Na Tabela 1 verifica-se a classificação de aços ferramentas mais comuns do mercado (MACIEL; NAVES; FRANÇA, 2004).

Embora exista uma quantidade de mais de 100 tipos de aços ferramentas, normalizados internacionalmente e desenvolvidos com a finalidade de suprir as mais diversas aplicações e solicitações, a indústria de ferramentaria utiliza uma quantidade reduzida de tipos de aços, os quais apresentam propriedades e desempenho consagrados ao longo do tempo, como por exemplo, AISI H13, AISI D6 e AISI M2 (GABARDO, 2008).

Tabela 1 - Classificação de aços ferramentas mais comuns do mercado.

Grupo	Características	Símbolo AISI	Aplicações
Aços para trabalho a frio	Alto C, alto Cr	D	Conformação mecânica de aços a frio e corte (D2, D3, D5, D6, D7).
	Endurecido ao ar	A	Conformação de chapas, corte e repuxo (A1, A2, A3, A6).
	Endurecido ao óleo	O	Ferramentas de corte e dobra de chapas (O1, O2, O3, O6).
Aços rápidos	Ligado ao W	T	Ferramenta de corte de metais duros e aços de alta resistência (T1 e T15).
	Ligado ao Mo	M	Ferramentas de corte para torno, plainas, fresas, brocas e ferramentas em geral (M2 e M35).

Aços para trabalho a quente	Ligados ao Cr, W e Mo	H	Matrizes para trabalho a quente: Forjamento de aço ou injeção de aço-ferrosos (H11, H12, H13, H20).
Aços ferramenta baixa Liga	Temperáveis em água	W	Matrizes de cunhagem (W2, W 360, W390).
Aços resistentes ao choque	Médio carbono (tenacidade)	S	Facas para corte de chapas grossas a frio, celulose (S1, S2, S3, S6, S7).
Aços para fins especiais	Aços com alto teor de carbono, sendo seu principal elemento de liga o cromo	L	Confecção de calibres de precisão, tesouras, brocas para rochas, ferramentas para madeira entre outros (L2 e o L6).
	Baixo carbono (Estampabilidade)	P	Aço para fabricação de moldes (P-20, P420, P50).

(Fonte: Adaptado de PAZ, 2016).

De maneira geral pode-se definir os aços ferramenta como uma classe de aços utilizados para transformação de outros materiais e com uma importante aplicação dentro da indústria. A correta escolha do aço ferramenta para trabalhar em condições denominadas de trabalho a frio e trabalho a quente, corte, incluindo aplicações tais como blocos e inserts de matrizes, ferramentas para prensagem e estampagem profunda, matrizes e punções para recalque a frio, ferramentas para extrusão e aplicações semelhantes e outras aplicações é a garantia de que o desempenho esperado será atendido.

As propriedades mecânicas como uma alta dureza atrelada a uma boa tenacidade e a resistência a abrasão, são propriedades desejadas no material de fundamental importância para a correta escolha do aço, portanto, algumas características gerais como por exemplo a homogeneidade de composição química e microestrutura, são determinantes para a garantia das propriedades citadas acima.

## 2.2 Aços ferramenta para trabalho a frio

A esta família aplica-se os processos que envolvem conformação a frio de peças e componentes em aços, ferros fundidos e materiais não ferrosos com um grande destaque para a fabricação de ferramentas para dobramento, conformação, estampagens, extrusão, alívio de punções, matrizes de perfis, laminadores de rosca e ferramentas para calibração entre outras aplicações.

De modo geral, as principais características dos aços ferramenta para trabalho a frio são alta dureza, tenacidade e resistência à abrasão. Alguns tipos apresentam pequena deformabilidade. Estas propriedades muitas vezes não ocorrem simultaneamente, devendo a escolha do aço levar em consideração a melhor combinação possível dependendo da aplicação (GERDAU, 2003).

As principais famílias AISI de aços para trabalho a frio são as séries D, O, A e W, sendo que os aços para trabalho a frio da série D (Ver Tabela 2) são de alto cromo e alto carbono, possuindo uma elevada resistência ao desgaste e baixo distorção no processo de tratamento térmico. Tendo como os aços mais populares da família D o aço D2 e o D6, mas no Brasil o aço D6 ainda não é mais empregado (SILVA & MEI, 2014, p. 367).

Normalmente os aços ferramenta para trabalho a frio não apresentam elementos de liga em teores suficientes que possam promover o endurecimento secundário, evitando assim a queda das propriedades mecânicas quando expostos a temperaturas superiores a 250°C. Exceção feita para aços alto C e alto Cr. Como na maioria das famílias dos aços ferramenta ligados, a estrutura destes aços consiste em uma matriz de martensita revenida contendo dispersão de carbonetos complexos. Pelas próprias aplicações, os aços ferramenta para trabalho a frio apresentam alta resistência ao desgaste, alta dureza e estabilidade dimensional. Como no caso dos demais aços desta classe, as propriedades mecânicas se apresentam como fator relevante para estes materiais, uma vez que tais aços ficam sujeitos a elevadas solicitações mecânicas, estáticas e dinâmicas (JUNIOR, 2006).

Como os aços ferramentas são utilizados em condições severas, estes necessitam que as propriedades mecânicas requeridas tenham um alto desempenho e confiabilidade, por isto, o processo de solidificação pode causar ao material uma considerável segregação dos elementos de liga apresentados na Tabela 2, fato que se constitui em desvantagem pela anisotropia gerada na ferramenta.

Na Tabela 2 estão apresentados os principais aços ferramenta para trabalho a frio e suas respectivas composições químicas.

Tabela 2 - Composições químicas dos principais aços ferramenta para trabalho a frio.

Designação AISI	Composição Química (%)								
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	W	V	Co
Temperáveis ao ar									
A2	0,95 a 1,05	1,00	0,50	4,75 a 5,50	0,30	0,90 a 1,40	-	0,15 a 0,50	-
A3	1,20 a 1,30	0,40 a 0,60	0,50	4,75 a 5,50	0,30	0,90 a 1,40	-	0,80 a 1,40	-
A4	0,95 a 1,05	1,80 a 2,20	0,50	0,90 a 2,20	0,30	0,90 a 1,40	-	-	-
A6	0,65 a 0,75	1,80 a 2,50	0,50	0,90 a 1,20	0,30	0,90 a 1,40	-	-	-
A7	2,00 a 2,85	0,80	0,50	5,00 a 5,75	0,30	0,90 a 1,40	0,50 a 1,50	3,90 a 5,15	-
A8	0,50 a 0,60	0,50	0,75 a 1,10	4,75 a 5,50	0,30	1,15 a 1,65	1,00 a 1,50	-	-
A9	0,45 a 0,55	0,50	0,95 a 1,15	4,75 a 5,50	1,25 a 1,75	1,30 a 1,80	-	0,80 a 1,40	-
A10	1,25 a 1,50	1,60 a 2,10	1,00 a 1,50	-	1,55 a 2,05	1,25 a 1,75	-	-	-
Alto carbono e alto cromo									
D2	1,40 a 1,60	0,60	0,60	11,00 a 13,00	0,30	0,70 a 1,20	-	1,10	-
D4	2,05 a 2,40	0,6	0,60	11,00 a 13,00	0,30	0,70 a 1,20	-	1,10	-
D5	1,40 a 1,60	0,60	0,60	11,00 a 13,00	0,30	0,70 a 1,20	-	1,10	2,50 a 3,50
D6	2,00 a 2,35	0,60	0,60	11,00 a 13,50	0,30	-	1,0	1,00	-
D7	2,15 a 2,50	0,60	0,60	11,50 a 13,50	0,30	0,70 a 1,20	-	3,80 a 4,40	-
Temperáveis em óleo									
O1	0,85 a 1,00	1,00 a 1,40	0,50	0,40 a 0,60	0,30	-	-	0,30	-
O2	0,85 a 0,95	1,40 a 1,80	0,50	0,50	0,30	0,30	-	0,30	-

O6	1,25 a 1,55	0,30 a 1,10	0,55 a 1,50	0,30	0,30	0,30	-	-	-
O7	1,10 a 1,30	1,00	1,00	0,35 a 0,85	0,30	0,30	1,00 a 2,00	0,40	-

(Fonte: A daptado de J UNIOR, 2006).

Pode ser observado na Tabela 3 a composi<sup>2</sup>o qu<sup>o</sup>mica e suas respectivas normas AISI dos a<sup>o</sup>s ferramentas para trabalho a frio mais utilizados na ind<sup>3</sup>stria atualmente, al<sup>m</sup> de dois a<sup>o</sup>s obtidos pelo processo de metalurgia do p<sup>A</sup>E o SINTER 23 e o SINTER 30.

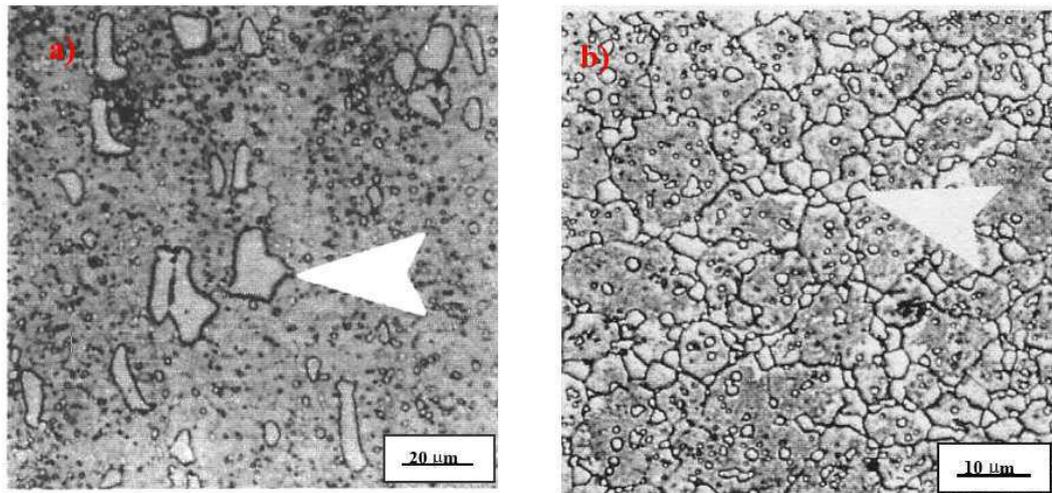
Tabela 3 - Composi<sup>o</sup>es qu<sup>o</sup>micas dos principais a<sup>o</sup>s ferramenta para trabalho a frio no mercado.

A <sup>o</sup> O	AISI	DIN	C	Si	Mn	Cr	Mo	W	V	Outros
VC131	D6	1.2436	2,10	0,3	0,3	11,5	-	0,7	0,2	-
VD2	D2	1.2379	1,50	0,3	0,3	12,0	1,0	-	0,9	-
VF800AT	-	-	0,85	1,0	0,3	8,5	2,1	-	0,5	Nb = 0,15
VND	O1	1.2510	0,95	0,3	1,3	0,5	-	0,5	0,1	-
VW3	S1	1.2542	0,45	1,0	0,3	1,4	0,2	2,0	0,2	-
VWM2	M2	1.3343	0,89	0,4	0,3	4,2	5,0	6,1	1,9	-
SINTER 23 (MP)	M3	1.3344	1,28	0,4	0,3	4,2	5,0	6,3	3,0	-
SINTER 30 (MP)	-	-	1,28	0,4	0,3	4,2	5,0	6,3	3,0	-

(Fonte: A daptado de SCHLATTER, 2012).

Na Figura 4 pode ser observado uma compara<sup>o</sup> entre microestrutura de dois a<sup>o</sup>s ferramentas que receberam o mesmo tratamento t<sup>o</sup>rmico de t<sup>o</sup>mpera, um produzido pelo m<sup>o</sup>todo da metalurgia do p<sup>A</sup>E(microestrutura (b)) e o outro a<sup>o</sup> ferramenta produzido pelos m<sup>o</sup>todos convencionais (microestrutura (a)).

Figura 4 - Microestrutura do aço ferramenta AISI T15 (a) metalurgia convencional (carbonetos grosseiros); e a microestrutura (b) metalurgia do pÆ(carbonetos finos).



(Fonte: A adaptado de JUNIOR, 2006).

Observando a Figura 4, verifica-se que o aço produzido a partir do processo da metalurgia do pÆ (microestrutura b) não apresenta uma microestrutura caracterizada por estrias ou bandejamento, mostrando tamanho, distribuição e morfologia homogênea dos carbonetos. Tais características são responsáveis pelo incremento da resistência ao desgaste, capacidade de corte, a tenacidade, além de reduzir distorções típicas durante os tratamentos térmicos (JUNIOR, 2006).

Segundo Paz (2016), o processo de metalurgia do pÆ para fabricação de aços ferramenta, proporciona uma menor segregação dos elementos de liga no aço ferramenta, isto se deve em função da rápida solidificação em formato de microesferas de aço durante o processo de atomização. Uma das grandes vantagens neste processo é a formação de uma microestrutura homogênea e bem mais limpa, sem a presença de inclusões, comparativamente ao processo convencional de obtenção de aços ferramenta.

### 2.2.1 Propriedades do aço AISI D6

O aço AISI D6 encontra-se classificado no grupo dos aços para trabalho a frio de alta liga e temperáveis em água. Este aço possui carbono e cromo elevados, cerca de 2,1% C e 12% Cr, possui uma excelente resistência ao desgaste, que lhe é atribuída pelos numerosos carbonetos de cromo, os quais são duros e não deformáveis.

O aquecimento para tempera deve ser lento e uniforme. As temperaturas de tempera variam de 950 °C a 970 °C. O revenido deve ser realizado entre temperaturas de 200 °C a 600 °C com o objetivo de aliviar as tensões resultantes da tempera e promover a precipitação de carbonetos secundários, responsáveis por aumentar a resistência ao desgaste (AÑOS VILLARES, 2009). A dureza final de trabalho varia de 45 a 67 Rockwell C. É preciso observar que estes aços estão sujeitos ao fenômeno de endurecimento secundário quando temperados a partir de temperaturas superiores a 1000 °C (CHIAVERINI, 2013).

É usado para matrizes de corte para espessuras mais finas (< 2 mm), corte de papel e plásticos, repuxo, calibres, núcleo de fiação para trefilação, rolos para brunimento e polimento, lâminas de cisalhamento e ferramentas para estampagem profunda (AÑOS VILLARES, 2017).

A Villares Metals apresenta o aço VC131 como aço ferramenta para trabalho a frio similar ao AISI D6 e afirma que seu aço é adequado para cortes de chapa de alto silício e chapas de aço de até 4 mm de espessura, podendo ser aplicado em guias para máquinas operatrizes, máquinas para retificadoras, peças de desgaste de calibres, micrômetros e ferramentas em geral, que necessitam possuir máxima resistência à abrasão e retenção de corte (AÑOS VILLARES, 2017). Na Tabela 4, pode ser visto algumas propriedades mecânicas do aço ferramenta AISI D6.

Tabela 4 - Propriedades mecânicas do AISI D6: dureza, módulo de Elasticidade e limite de escoamento.

Propriedade	Limite de escoamento (σ <sub>0.2</sub> )	Módulo de Elasticidade (E)	Dureza (HV)
AISI D6 temperado e revenido	636	210000	2120
AISI D6 normalizado	450	210000	1500

(Fonte: Adaptado de Effting C, 2004).

### 2.3 Microestrutura e tratamento térmico dos aços ferramenta

Os aços ferramentas encontrados no comércio, na maioria das vezes, antes de sua utilização final, são submetidos a diferentes tratamentos térmicos ou termoquímicos. Estes tratamentos podem ser descritos como, procedimentos utilizados para modificação da estrutura interna ou obtenção de nova forma estrutural do material.

Segundo Celestino (2007), o tratamento térmico de tempera consiste num resfriamento brusco do material, após ter atingido a temperatura de austenitização. Na tempera obtém-se a

estrutura martensita, com a finalidade de melhorar as propriedades mecânicas dos metais. Assim podemos aumentar a dureza, de maneira prática, de modo que proporcione uma maior resistência ao desgaste, abrasão e dessa forma aumentando sua durabilidade e confiabilidade na conclusão de projetos.

Os aços para trabalho a frio da série D possuem um alto teor de cromo e um alto teor de carbono, com uma elevada resistência ao desgaste (associada à presença de carbonetos de cromo) e uma baixíssima distorção no tratamento térmico, sendo também chamados de aços "indeformáveis". Desta série o mais utilizado é o aço AISI D6 (Villares VC 131). O cromo é adicionado, juntamente com Mn, principalmente, para aumentar a temperabilidade, tornando o aço temperável em água. A temperatura aumenta a resistência ao desgaste e aumenta a dureza, sem prejudicar sensivelmente a ductilidade. O vanádio forma carbonetos estáveis e melhora a temperabilidade dos aços ferramenta. O carboneto formado pelo vanádio é considerado como sendo o carboneto mais duro encontrado nos aços, com dureza superior ao carboneto de cromo, ao tungstênio ou ao óxido de alumínio. O principal efeito é impedir o crescimento do grão, tornando o material mais refinando (FERRARESI, 1970).

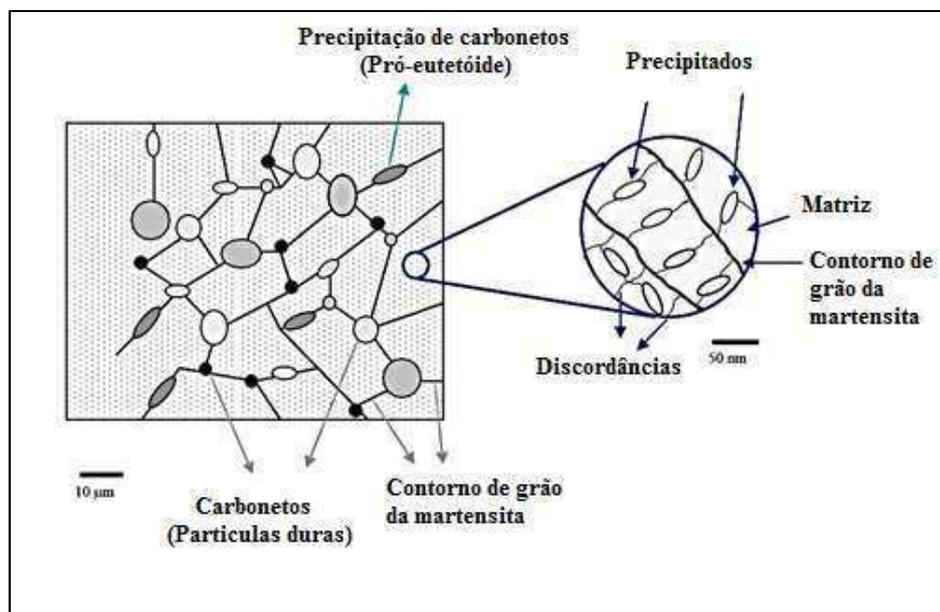
Como em todos os aços hipereutetóides, a resposta ao tratamento térmico é excepcionalmente influenciada pelas condições de austenitização, que definem a quantidade de carbono e elementos de liga dissolvidos na austenita e presentes sob a forma de carbonetos, além, evidentemente, do tamanho de grão austenítico. Assim, a temperabilidade, a quantidade de austenita retida e o comportamento no revenimento e as propriedades da ferramenta, são fundamentalmente alterados pelos parâmetros de austenitização. Observadas estas limitações, informações como dureza e seu comportamento no revenimento podem ser obtidos das curvas de revenimento, sendo que a adição dos elementos de liga 0,7%W e 0,2%V melhora a resposta ao revenimento (SOUSA et al., 2008).

A forma e a distribuição dos carbonetos do tipo  $M_7C_3$  exerce uma forte influência na tenacidade deste aço. Sendo que as melhores distribuições desses carbonetos, bem como a sua menor dimensão fazem, também, com que tenham a resistência à fadiga bastante melhorada. Os carbonetos MC,  $M_2C$ ,  $M_6C$  e  $M_7C_3$  são os exemplos de partículas duras, onde "M" representa um elemento de liga metálica. A ocorrência de microlascamentos e microtrincamento, importantes mecanismos de desgaste em várias operações de trabalho a frio, é também reduzida em relação à ocorrência nos aços da série D. Esta dependência de carbonetos é de particular importância medida que a dimensão do material de partida deve ser adequada à dimensão final da ferramenta, principalmente quando a matéria prima é proveniente de

material cortado em distribuidores destes aços. Sua sequência de solidificação se inicia pela formação da austenita ( $\gamma$ ), com o líquido sofrendo uma reação eutética para:  $\gamma + M_7C_3$ . Os carbonetos eutéticos são os principais responsáveis pela elevada resistência ao desgaste desse aço (JUNIOR, 2001).

A Figura 5, mostra de forma ilustrativa os principais elementos microestruturais presentes nos aços ferramenta após tratamento térmico de tempera e revenimento.

Figura 5 - Esquema de uma microestrutura típica dos aços-ferramenta e seus principais constituintes.



(Fonte: Adaptado de JUNIOR, 2001).

Na Tabela 5, está apresentada uma relação entre os principais constituintes da microestrutura dos aços ferramenta (Figura 5), e suas respectivas propriedades:

Tabela 5 - Principais constituintes microestruturais e propriedades relacionadas.

Constituinte	Propriedades Relacionadas
Matriz metálica (martensita revenida)	- Tenacidade - Dureza - Fonte de C para endurecimento secundário - Fixar e estabilizar precipitados duros
Precipitados finos e discordâncias	- Dureza - Resistência ao desgaste - Resistência ao revenido
Partículas duras e precipitados proeutetóides	- Resistência ao desgaste - Dureza

(Fonte: Adaptado de JUNIOR, 2001).

Observando a Tabela 5 e a Figura 5, alguns aços ferramenta para trabalho a frio, seus principais constituintes microestruturais passam por uma otimização no processo com o objetivo de se alcançar cada vez mais melhores propriedades específicas para cada tipo de aplicação.

### 2.3.1 Martensita

Segundo Junior (2001), para o caso dos aços ferramentas, a martensita é o produto do resfriamento rápido da austenita, caracterizando a transformação de fase pela não presença da difusão atômica. Isto significa que sob determinadas taxas de resfriamento, os átomos de carbono podem se difundir fora da estrutura austenítica (cúbica de face centrada) quando esta lentamente se transforma em ferrita (cúbica de corpo centrada). Esta transformação da austenita para ferrita ocorre através do processo de nucleação e crescimento, e depende do tempo, com um significativo aumento na taxa de resfriamento, o carbono não tem tempo suficiente para se difundir, embora os átomos de ferro tenham se movimentado.

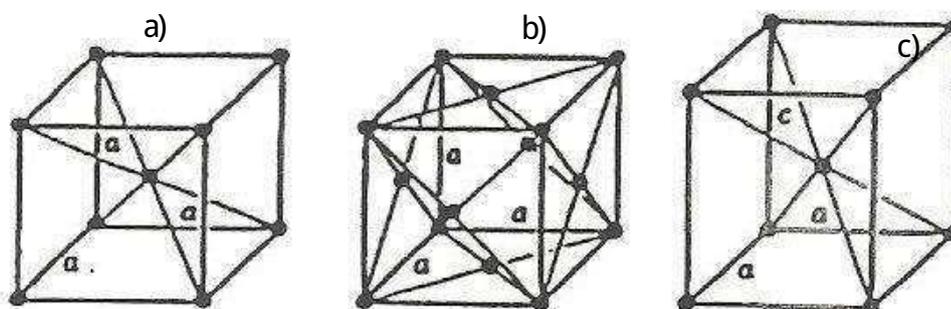
A estrutura resultante deste processo, não se transforma em cúbica de corpo centrada, uma vez que o carbono fica "aprisionado". A estrutura resultante chamada martensita é supersaturada em carbono, e responsável pela alta resistência mecânica, associada à alta dureza e resistência ao desgaste. Tais características são atribuídas a estrutura supersaturada em carbono (ROBERTS et al., 1998).

De acordo com Scheid (2017), a martensita é um composto que se deriva da austenita e apresenta uma estrutura tetragonal de corpo centrado (TCC). Esse fato ocorre porque os átomos de carbono nos aços ferramentas ocupam apenas uma das três possíveis posições intersticiais

do octaedro. A tetragonalidade, medida pela relação entre os eixos  $a$  e  $c$ , aumenta com o teor de carbono (Figura 6).

Dentre os sistemas de estruturas cristalinas, os que mais interessam para o estudo dos tratamentos térmicos são: o sistema cúbico e o sistema tetragonal. A representação das células unitárias da estrutura cúbica de corpo centrado (CCC), cúbica de faces centradas (CFC) e estrutura tetragonal de corpo centrado (TCC) podem ser vistas na Figura 6.

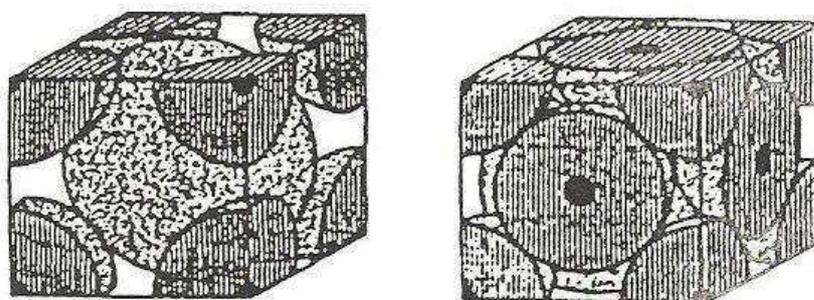
Figura 6 - Representação das estruturas cúbicas de corpo centrado (a), cúbica de faces centradas (b) e estrutura tetragonal de corpo centrado (c).



(Fonte: Adaptado de SCHEID, 2017).

Os átomos em um reticulado cristalino são representados como esferas perfeitas, mas isto não implica em diferenças muito grandes em relação ao caso real. Uma representação deste tipo está apresentada na Figura 7, respectivamente para a estrutura cúbica de corpo centrado para a estrutura cúbica de faces centradas (SCHEID, 2017).

Figura 7 - Representação do modelo de esferas da estrutura cúbica de corpo centrado e também da estrutura cúbica de faces centradas.



(Fonte: Adaptado de SCHEID, 2017).

Segundo Scheid (2017), observando a Figura 7, podemos retirar outros valores que são úteis para comparação entre as várias estruturas cristalinas. Os parâmetros característicos mais utilizados são as medidas características dos vetores, chamado parâmetro de rede, o número de átomos por célula unitária, o número de vizinhos que cada átomo possui (átomos que distam entre si dois raios atômicos), chamado número de coordenação e a relação entre o volume ocupado pelos átomos e o volume da célula unitária, chamado de fator de empacotamento.

Os estudos e pesquisas realizados sobre as estruturas martensítica nos metais ferrosos, obtiveram importantes avanços no que diz respeito as técnicas de microscopia eletrônica de transmissão, empregadas para observação desta estrutura. Os dois mecanismos de deformação plástica, escorregamento e maclação, observados nas transformações martensíticas, puderam ser melhor compreendidos através destes avanços. A partir deste período, sob o ponto de vista cristalográfico, a martensita pode ser classificada em martensita escorregada e martensita maclada (WINCHELL; COHEN, 1962).

A martensita escorregada, mais comum em aços de baixo e médio carbono, possui planos que normalmente podem sofrer variações dentro de cada grupo. O plano de deslizamento muda de acordo com a porcentagem de carbono. Aços com baixos teores de carbono apresentam plano de deslizamento  $\{111\}$ , enquanto que aços com 0,5 a 1,4% de carbono apresentam plano de deslizamento  $\{225\}$ . Aços com carbono superior a 1,4%, apresentam plano  $\{259\}$ . Há também uma relação de orientação entre o novo reticulado martensítico, tetragonal, com a austenita (MARDER; KRAUSS, 1967).

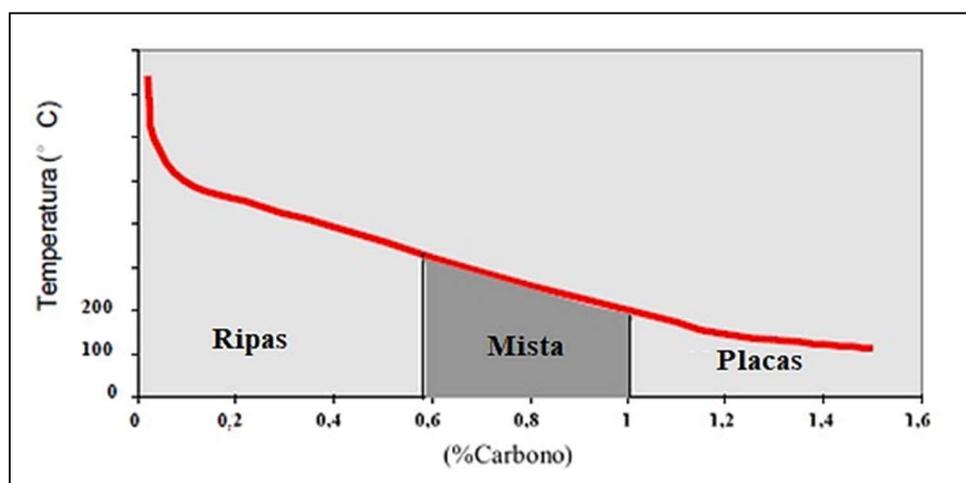
A formação de martensita se dá no contorno das linhas de escorregamento, agrupadas em grandes pacotes. A subestrutura da martensita consiste de alta densidade de discordâncias arranjadas em células. Cada martensita escorregada é composta de inúmeras células de discordâncias com largura média de 2500 Å. A densidade de discordâncias é estimada em 0,3 a 0,9 x 10<sup>11</sup> cm/cmE (SPEICH, 1969).

Além da martensita em forma de ripas, temos a martensita em forma de placas que é bem mais predominante em aços com alto teor de carbono. As unidades de martensita se formam como placas lenticulares individuais. A subestrutura da martensita maclada consiste de camadas finas e macias com espaçamento entre si. Essas camadas macias geralmente não se prolongam para fora dos limites da placa, mas se degeneram em deslocamentos complexos junto à periferia da placa. A temperatura na qual a transformação martensítica se inicia é chamada de "Início da martensita", recebendo a sigla Ms. O Ms de um aço reflete a força

termodinâmica necessária para iniciar a transformação da austenita em martensita (MARDER; KRAUSS, 1967).

A Figura 8 mostra a representação dos valores de temperatura de Ms, esses valores decrescem conforme os valores de carbono aumentam. A participação da martensita em forma de ripas, placas e mista, em ligas Fe-C, também está representada (Figura 8). O início da transformação martensítica consiste em um momento em que coexistem a martensita e a austenita, sendo que se observa um aumento da martensita medida que a temperatura decresce.

Figura 8 - Representação gráfica da variação da temperatura de Ms conforme a variação dos teores de %C.



(Fonte: Adaptado de JUNIOR, 2001).

A temperatura do final da transformação martensítica é chamada de "final da martensita" recebendo a sigla Mf. Atribui-se um valor a Mf, correspondente a 120°C abaixo do Ms, embora esta diferença também varie de acordo com os teores de carbono e elementos de liga. Também podemos verificar na Figura 8 a influência do teor de carbono na morfologia dos cristais na microestrutura martensítica. A martensita de ripas aparece nos aços de baixo carbono, enquanto que a martensita em placas aparece aos aços de alto percentual de carbono, surgindo uma região de separação entre ambas onde uma cristalografia mista se apresenta. No caso específico dos aços ferramenta, elementos de liga formadores de carbonetos, também influenciam as temperaturas Ms. Embora os teores de carbono possuem grande participação na referida influência, elementos como Mn, Cr, Mo e W por exemplo, reduzem os valores das temperaturas Ms. Durante a austenitização a composição da austenita se enriquece de carbono e elementos

de liga (vindos da dissolução de carbonetos) dificultando a transformação martensítica (PAYSON; SAVAGE, 1944).

Com relação aos aços ferramenta com alta liga possuindo microestrutura com importante distribuição de partículas de segunda fase, o crescimento de grão é retardado. Assim, os carbonetos que coexistem em uma estrutura típica de aço ferramenta, atuam com a função extra de controlar o tamanho de grão durante a austenitização. Embora a transformação martensítica ocorra durante o resfriamento brusco da austenita, nos aços ferramenta, as características do grão austenítico estarão presentes após a obtenção da estrutura final temperada e revenida. Estes fatores influenciam diretamente nas propriedades mecânicas e a tenacidade (BROOKS, 1992).

### 2.3.2 Martensita revenida

A realização de um tratamento térmico de revenido após uma têmpera, é a etapa fundamental para a obtenção de alívio de tensões e uma estrutura com maior tenacidade. Na prática, o revenido é um tratamento térmico subcrítico que consiste em submeter os aços temperados a uma faixa de temperatura inferior à eutetóides, promovendo um patamar, seguido novamente de resfriamento até a temperatura ambiente, por repetidas vezes, se necessário. Tal processo envolve a segregação do carbono em defeitos do reticulado, a precipitação de carbonetos, a decomposição da austenita retida e a recuperação e recristalização da estrutura martensítica (CHIAVERINI, 2013).

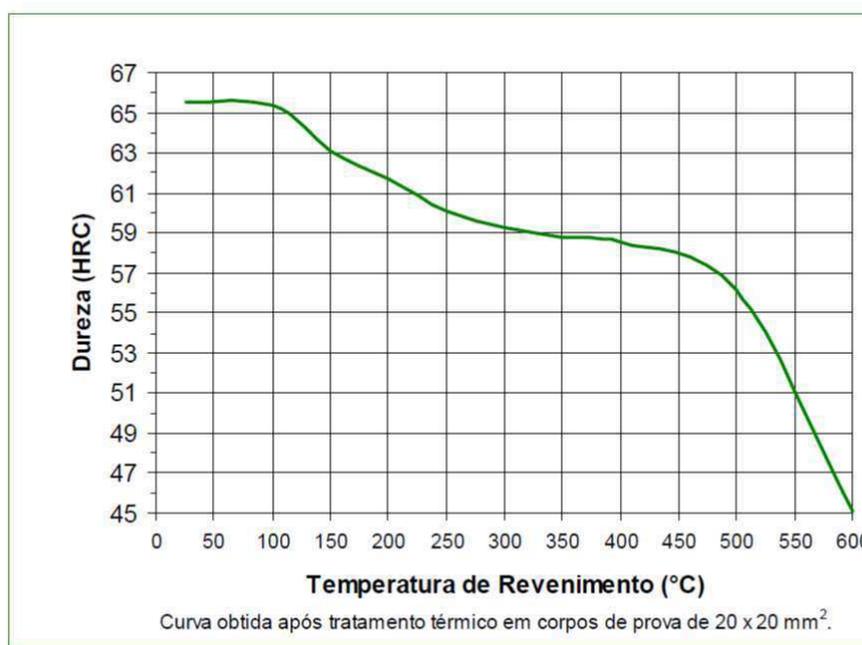
O objetivo do tratamento térmico de revenido é facilitar fenômenos de difusão para se alcançar uma estrutura mais estável e menos frágil. Tais fenômenos ocorrem em escala nanoscópica e, assim como no caso da martensita, somente a partir do aperfeiçoamento das técnicas de microscopia eletrônica de transmissão (MET) em meados da década de 50, o desenvolvimento de ensaios com difração de elétrons em áreas selecionadas, foi possível se compreender com mais exatidão os detalhes de uma estrutura martensítica revenida (JUNIOR, 2001).

Antes de se aplicar o tratamento térmico do revenido, durante o resfriamento da têmpera pode ocorrer um processo de revenimento enquanto se forma a martensita, principalmente quando a temperatura de início de formação da martensita é relativamente elevada, possibilitando assim o processo de difusão do carbono. Este fenômeno recebe o nome de auto revenimento e depende da velocidade de resfriamento, responsável por ditar o tempo de

permanência nessas temperaturas. Especificamente no caso de aços alta liga, isto é, com altos teores de carbono e elementos de liga, a martensita em forma de placas se apresenta como microestrutura predominante (JUNIOR, 2001).

As ferramentas devem ser revenidas imediatamente após a tempera. Deve-se fazer no mínimo, 2 revenimentos e entre cada revenimento as peças devem resfriar lentamente até a temperatura ambiente. Temperaturas de revenimento devem ser escolhidas, conforme a dureza desejada (Figura 9). O tempo de permanência da peça no forno de cada revenimento deve ser de no mínimo 2 horas a fim de alcançar uma total homogeneização da temperatura da peça.

Figura 9 - Temperaturas de revenimento em função da dureza desejada.



(Fonte: Aços VILLARES, 2009)

### 2.3.3 Temperatura

O tratamento térmico de tempera tem por objetivo proporcionar um endurecimento superficial através de um aquecimento seguido de resfriamento brusco da peça. A obtenção de uma estrutura martensítica proporciona uma alta dureza, resistência ao desgaste superficial, aliadas a boa ductilidade e tenacidade (CHIAVERINI, 2013).

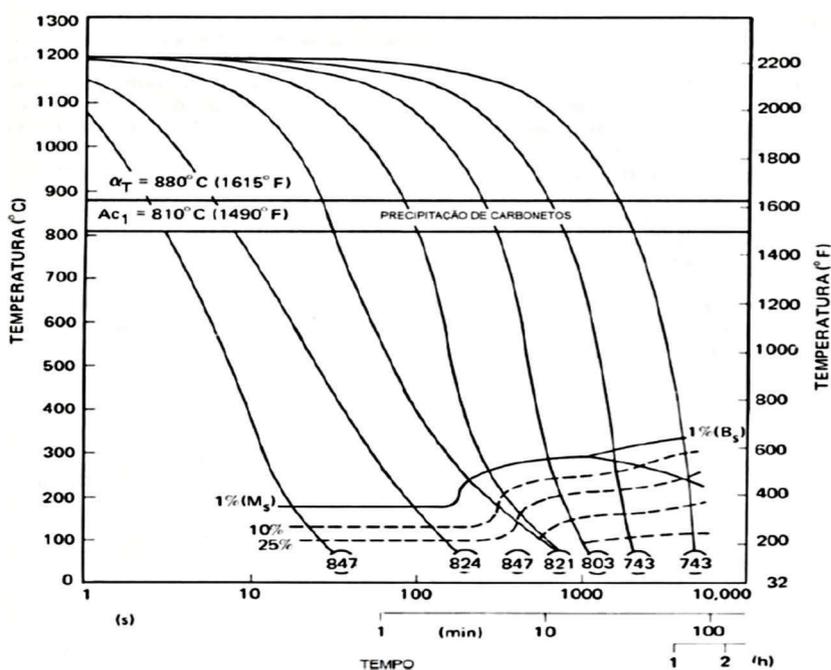
No processo de austenitização que se inicia por volta de 760 °C, a quantidade de carbono na matriz ferrítica é mínima devido a sua baixa solubilidade e a dissolução de carbonetos  $M_{23}C_6$

tem início aos 900 °C com término em 1095 °C. Os carbonetos  $M_6C$  dissolvem-se na faixa de 1095 °C a 1150 °C e os carbonetos MC praticamente não se solubilizam até a temperatura sólida. Assim, medida que se alcança a temperatura de austenitização, a austenita torna-se altamente ligada. Ainda no resfriamento, existe um intervalo considerável de estabilidade desta fase até alcançar uma transformação bainítica e da bainítica até a martensítica (NOGUEIRA et al., 2006).

Segundo Hellman (1975), o modelo considerado para o crescimento de grão austenítico é função dos seguintes aspectos: tamanho médio de carbonetos (proporcional), fração volumétrica de carbonetos (inversamente proporcional) e do fator de correção que advém do tamanho de carbonetos e da curvatura do contorno de grão. Segundo este modelo, quanto menor o tamanho de carbonetos, menor o tamanho de grão austenítico.

Na Figura 10, verifica-se o diagrama de transformação com resfriamento isotérmico do aço AISI M2, onde há uma faixa de temperaturas até aproximadamente 700 °C, que deve ser ultrapassada a fim de se evitar a transformação em ferrita e carbonetos. Prosseguindo o resfriamento, existe um intervalo considerável de estabilidade da austenita até alcançar a transformação bainítica e da bainítica até a martensítica. Os números inscritos nos círculos referem-se à dureza (Vickers) da microestrutura da martensita (SCHLATTER, 2012).

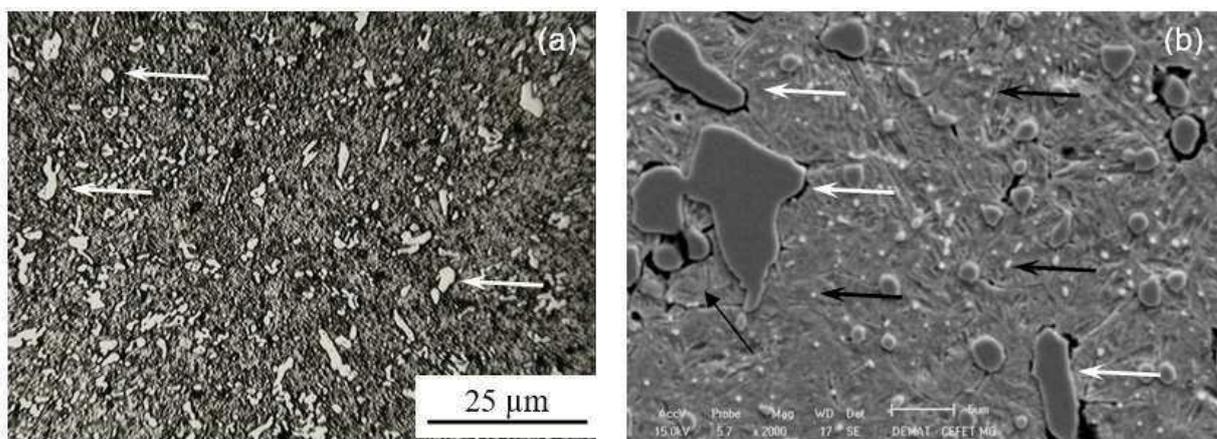
Figura 10 - Diagrama de transformação com resfriamento isotérmico do aço AISI M2.



(Fonte: SCHLATTER, 2012).

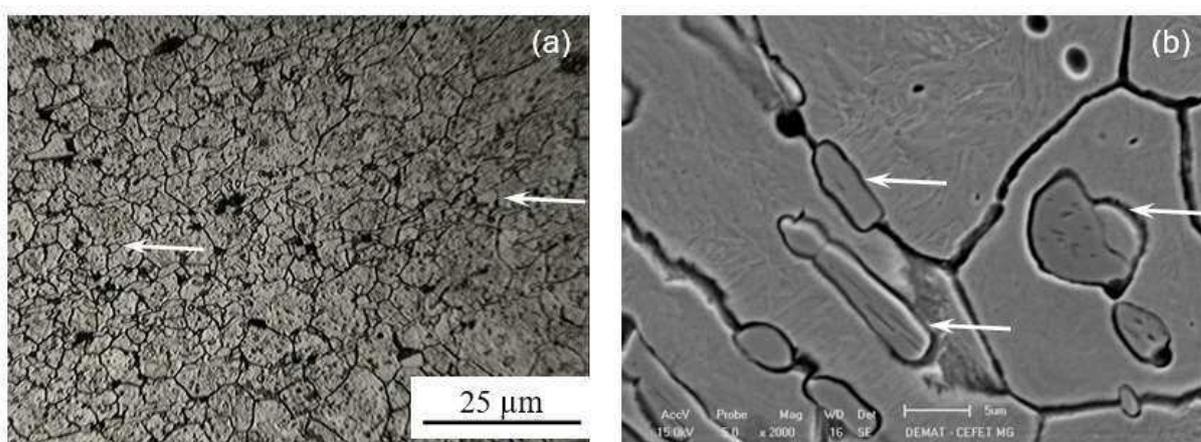
Nas Figuras 11 e 12 observa-se as microestruturas do aço AISI D6 temperado ao ar com tempo de permanência em forno de 60 minutos e temperatura de austenitização de 970°C (Figura 11) e 1120°C (Figura 12). Verifica-se nas imagens uma estrutura predominantemente martensítica com carbonetos diversos, assim como o decréscimo na quantidade desses últimos com o aumento na temperatura de austenitização do aço. A Figura 11(a) foi obtida através de microscopia óptica e a Figura 11(b) através de microscopia eletrônica de varredura (MEV), o mesmo se aplica para as Figuras 12(a) e 12(b).

Figura 11 - Micrografias do aço AISI D6 temperado ao ar com temperatura de austenitização de 970°C.



(Fonte: MARIA et al., 2017)

Figura 12 - Micrografias do aço AISI D6 temperado ao ar com temperatura de austenitização de 1120°C.



(Fonte: MARIA et al., 2017)

### 2.3.4 Primeiro revenido

Como a martensita é formada durante a tempera e este deixa o material mais frágil na temperatura ambiente, assim logo após a tempera deve-se executar o tratamento térmico de revenido. O revenido alivia as tensões internas, minimiza a fragilidade e a instabilidade dimensional da estrutura, sem comprometer significativamente a dureza do material.

No intervalo entre 100°C e 250°C, embora se obtenha um aumento da tenacidade, não se observam alterações estruturais via microscopia óptica. Nesta faixa de temperatura, o carbono pode se difundir através do reticulado da martensita, inicialmente migrando para os locais de baixa energia, como defeitos, formando aglomerados de carbono ou se precipitando na forma de um carboneto metaestável, hexagonal compacto (HC). Tal carboneto é semicoerente e apresenta estequiometria aproximada  $Fe_2C_4$  (SPEICH, 1969).

Nos aços de baixo percentual de carbono, a precipitação do carboneto é inibida durante o tratamento de revenido na faixa de 100 °C a 250 °C justamente porque o carbono nestes aços se encontra preferencialmente nos locais de maiores discordâncias, o que representa uma baixa energia de ativação para formação de precipitados (SPEICH, 1969).

Tratando-se de aços com teores de carbono mais elevados e com presença de elementos de liga, devido à saturação de carbono nestes locais de baixa energia, a precipitação de carbonetos se inicia rapidamente mesmo a temperaturas da ordem de 150 °C. O carboneto de estequiometria  $Fe_5C_2$ , estrutura monoclônica, inicia sua precipitação em aços alto carbono, na faixa de 200 °C. Esse carboneto é metaestável sendo considerado um carboneto intermediário entre o ferrita e a cementita (SPEICH, 1969).

Segundo Speich (1969), um outro importante efeito do primeiro estágio é uma mudança do volume específico do metal, neste caso o metal diminui de volume em vez de se expandir, como se observa na transformação da austenita para martensita. A matriz é dita martensita decomposta sendo uma estrutura tetragonal de baixo carbono.

### 2.3.5 Segundo revenido

Para o segundo estágio de revenimento no processo de tratamento térmico, as frações de austenita retida se transformam em estrutura bainítica em temperaturas entre 100°C e 300°C. Tal estrutura é basicamente composta de ferrita e carboneto. Este estágio é acompanhado de uma importante variação dimensional expansiva. Vale ressaltar a presença do referido

carboneto nos dois estágios iniciais do revenido, destacando-se como diferença, a matriz em que estão inseridos. No segundo estágio destaca-se a matriz bainítica, composta de ferrita de estrutura cúbica (PAYSON; SAVAGE, 1944).

### 2.3.6 Terceiro revenido

Nesta etapa do processo de revenimento que ocorre normalmente na faixa entre 200 °C e 400 °C, os carbonetos vão se dissociam e o carbono em excesso se difunde para fora da martensita, que perde a tetragonalidade, tornando-se essencialmente ferrita encruada e cementita. Assim como no primeiro estágio, o terceiro se caracteriza pela diminuição do volume de metal (SPEICH, 1969).

Em temperaturas superiores a 400°C, observa-se importante decréscimo nos valores de dureza mesmo para aços com médio teor de carbono, uma vez que o mecanismo de recuperação passa a atuar de forma mais intensa, com rearranjo e aniquilamento de discordâncias (PAYSON; SAVAGE, 1944).

### 2.3.7 Revenido em aços ferramentas

Como foi dito anteriormente, as ferramentas devem ser revenidas imediatamente após a tempera, a ferramenta deve passar por no mínimo 2 processos de revenimentos e entre cada revenimento as peças devem resfriar lentamente até a temperatura ambiente.

O objetivo principal do tratamento térmico de revenido é usualmente aplicado para os aços ferramenta com o objetivo de se atingir um balanço entre dureza e tenacidade, dependendo da aplicação final da ferramenta, assim como promover o denominado endurecimento secundário. Este último fenômeno caracteriza-se pela precipitação de carbonetos secundários, responsáveis por importante incremento na resistência ao desgaste dos aços ferramenta (CHIAVERINI, 2013).

A precipitação de carbonetos que ocorre na quarta etapa do revenido a uma temperatura de 500 °C presente nos aços ferramenta pode ser chamado de endurecimento secundário, em termos de propriedades mecânicas, retarda a queda desta propriedade e promove um incremento nos valores de dureza devido à presença de um alto teor de elementos de liga. Os aços ferramenta apresentam variações na sequência de transformações presentes nas etapas do

tratamento térmico de revenido, quando comparados aos aços baixa liga. Verifica-se na Tabela 6 a sequência de transformações que ocorrem em um aço baixa liga e em um aço ferramenta (PAYSON; SAVAGE, 1944).

Tabela 6 - Tratamento térmico de revenido de um aço carbono e um aço ferramenta.

TEMPERATURA DE REVENIDO	AÇO BAIXA LIGA	AÇO FERRAMENTA
Etapa 1 100 a 250 °C 100 a 200 °C	Aglomerados de C e precipitação	Precipitados finos (carbonetos de transição)
Etapa 2 150 a 300 °C 200 a 600 °C	Austenita retida transformada em bainita	Austenita retida transforma-se em M <sub>3</sub> C e ferrita
Etapa 3 200 a 400 °C acima 200 °C	M <sub>3</sub> C Fe <sub>3</sub> C	M <sub>3</sub> C
Etapa 4 acima de 400 °C	-	Endurecimento secundário (Carbonetos ligados)

(Fonte: Adaptado de JUNIOR, 2006)

Foi mencionado anteriormente que poderia ser realizado três revenimentos nos aços ferramentas, entretanto, ao verificar a Tabela 6, podemos ver que os aços ferramenta podem apresentar uma quarta etapa de revenido que ocorre pelo endurecimento secundário, que não se apresenta nos aços de baixa liga.

Para os aços ligados, o revenimento é modificado de acordo com o tipo e o teor dos elementos de liga. Pode-se também dizer que a primeira etapa do revenido também envolve o surgimento de carbonetos de transição e os efeitos dos elementos de liga como V, Cr, W e Mo parecem não ser relevantes uma vez que estes, devido aos seus raios atômicos, ocupam posições substitucionais necessitando temperaturas superiores para se difundirem. As temperaturas mais altas, durante a segunda e terceira etapas, ocorre a formação de carbonetos do tipo M<sub>3</sub>C (KUO, 1956).

No caso dos aços ferramenta, o aquecimento gerado pelo tratamento térmico de revenido promove uma diminuição no supersaturamento do carbono presente na estrutura martensítica,

essas temperaturas elevadas aplicadas nestes aços, permitem a difusão de átomos de elementos de liga substitucionais fazendo com que ocorra a precipitação de carbonetos. Embora a martensita seja descrita nos aços ferramenta como importante matriz e responsável pela manutenção do carbono na estrutura, deve-se ressaltar que esta apresenta um importante papel quando se constitui em fonte de carbono para precipitação de carbonetos, responsáveis, por exemplo, pelo endurecimento secundário (JUNIOR, 2001).

### 2.3.8 Carbonetos

A microestrutura dos aços ferramenta é fortemente influenciada pelo seu histórico termomecânico, sendo que, vários processos de produção têm sido utilizados a fim de atender à aplicação final da ferramenta. O estabelecimento desta variedade de processos implicou na necessidade de se estudar as variáveis de processo que resultam em microestruturas distintas, mesmo não existindo diferenças significativas na composição química e cristalografia dos carbonetos. A matriz dos aços rápidos também reflete as alterações ocorridas ao longo de todo o processo de fabricação de uma ferramenta (HUTCHINGS, 1992).

Atualmente na literatura se classificam os carbonetos em três grupos: os precipitados na decomposição eutética durante a solidificação e que não se dissolvem nos tratamentos posteriores são definidos como primários, os precipitados formados durante o recozimento ou durante a decomposição da austenita e ou durante o revenido são chamados de secundários e os carbonetos que precipitam durante as solicitações mecânicas da ferramenta, atingindo temperaturas próximas de 650 °C, denominados terciários (CESCON, 1990).

Os carbonetos de liga podem precipitar em regiões como discordâncias, contornos de grão e subgrãos. Em muitos casos, o primeiro carboneto de liga formado não é o carboneto de equilíbrio, levando a sequências de precipitação onde o primeiro carboneto é gradualmente substituído por outros mais estáveis. Partículas pré-existentes de cementita podem ser locais de nucleação de carbonetos de liga estáveis (THOMSON, 2000).

Segundo Schlatter (2012), a fração volumétrica total dos carbonetos eutéticos:  $\cdot +MC$ ,  $\cdot +M_2C$ ,  $\cdot +M_6C$ , e a sequência de precipitação dependem da composição química base, dos elementos de liga, da taxa de resfriamento e da adição de elementos modificadores. A reação de decomposição do líquido e principalmente os perfis de segregação resultantes das reações de formação de ferrita e da austenita também influenciam na sequência de precipitação.

Segundo Luan et al. (2010), medida que aumenta a taxa de resfriamento, os carbonetos eutéticos tornam-se mais finos e homogênea e distribuídos ao longo dos contornos e no interior dos grãos. Ao passo que o tamanho médio de carbonetos eutéticos diminui, a fração volumétrica total aumenta e a distância média entre eles diminui e posteriormente, no processo de laminação a quente esta distribuição de carbonetos é alterada, resultando em uma matriz ferrítica com carbonetos grosseiros (1-10 μm de diâmetro) dispersos.

O fato de existir carbonetos na estrutura dos aços ferramentas, afeta substancialmente as propriedades mecânicas em função da sua distribuição, morfologia, granulometria e composição química. Outro aspecto importante é a composição química dos carbonetos que varia de acordo com a temperatura e elementos de liga presentes no material. Por conseguinte, estes fatores acabam influenciando as propriedades dos carbonetos como: entalpia livre de formação, solubilidade e difusividade dos elementos. Podemos ainda encontrar estudos que procuraram identificar as composições típicas dos carbonetos presentes nos aços ferramentas no estado bruto de fusão ou sinterização (GODEC et al., 2010).

Observando a Tabela 7, a representação da temperatura de formação dos carbonetos em aços ferramenta e a sua respectiva morfologia durante o processo de tratamento térmico de revenido.

Tabela 7 - Temperatura de formação dos carbonetos durante o processo de revenimento.

CARBONETO	MORFOLOGIA	TEMPERATURA MÉDIA DE FORMAÇÃO (°C)
$\text{Fe}_3\text{C}$	Ripa	100
Cementita / $\text{M}_3\text{C}$	Ripa	250
$\text{VC} - \text{V}_4\text{C}_3$	Placa	530
$\text{M}_2\text{C}$	-	530
$\text{W}_2\text{C}$	Agulhas	600
$\text{Cr}_7\text{C}_3$	Esfera	500
$\text{Cr}_{23}\text{C}_6$	Placa	-
$\text{M}_6\text{C}$	-	700

(Fonte: Adaptado de JUNIOR, 2006)

Segundo Schlatter (2012), os carbonetos MC e  $\text{M}_6\text{C}$  são encontrados em todos os aços rápidos. Já os carbonetos do tipo  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  ou  $\text{M}_7\text{C}_3$  são encontrados de acordo com o menor ou maior teor de carbono das ligas, onde predomina o  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  para teores menores. Os carbonetos do tipo  $\text{M}_2\text{C}$  são verificados apenas em algumas etapas do processamento dos aços ferramentas.

Tanto os carbonetos preferencialmente intragranulares (MC), quanto os intergranulares ( $M_2C$ ,  $M_6C$ ,  $M_7C_3$ ,  $M_{23}C_6$ ), promovem o aumento da resistência ao desgaste. Entretanto, os carbonetos intergranulares, estando dispersos e coalescidos, geram pontos de nucleação de trincas reduzindo a tenacidade do material (SILVA & MEI, 2014).

Na Tabela 8 verifica-se as principais características dos carbonetos presentes nos aços ferramenta.

Tabela 8 - Principais características dos carbonetos que podem estar presentes nos aços ferramenta.

TIPO	RETICULADO	DUREZA (HV)	CARACTERÍSTICAS
$M_3C$	Ortorrômbico	900	Derivado da cementita; M pode representar Mn, Cr e menos frequente W, Mo, V.
$M_{23}C_6$	CFC	1300	Também presente com alta incidência nos aços-ferramenta alto Cr. O Cr pode ser substituído por W ou Mo.
$M_7C_3$	Hexagonal	1600	Muito presente em aços ferramenta alto Cr. Resistente à dissolução em altas temperaturas.
$M_6C$	CFC	1700	Carboneto onde M tipicamente W ou Mo. Pode conter moderados teores de Cr e V.
$M_2C$	Hexagonal	2200	Carboneto rico em W ou Mo, típico de revenido, dissolvendo também consideráveis teores de Cr.
MC	CFC	3000	Carboneto rico em V. Extremamente estável e resistente ao desgaste.

(Fonte: Adaptado de JUNIOR, 2006).

Observa-se na Tabela 9 o percentual em peso atômico dos principais componentes químicos presentes no carboneto  $M_7C_3$  presente predominantemente no aço ferramenta para trabalho a frio da família AISI D (CASELLAS et al, 2007).

Tabela 9 - Principais elementos químicos encontrados no carboneto  $M_7C_3$ .

COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO CARBONETO $M_7C_3$ (% PESO)					
ÁO	CARBONETO	Fe	Cr	V	Mo
AISI D	$M_7C_3$	40-45	46-51	6,0 - 6,5	2-3

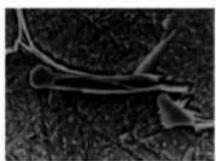
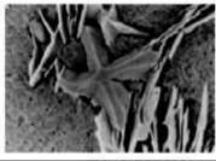
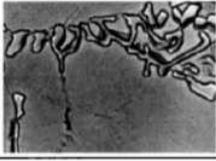
(Fonte: Adaptado de CASELLAS et al, 2007).

### 2.3.8.1 Carboneto MC

O carboneto MC pode ser primário e secundário, estável e constituído basicamente de vanádio, molibdênio, tungstênio e cromo dissolvidos em quantidades menores. Como o cromo, molibdênio e tungstênio não se cristalizam na temperatura ambiente com estrutura cúbica de face centrada, a solubilidade desses elementos no carboneto MC tem sido explicada em função da estequiometria. Sua fórmula pode ser do tipo WC, MoC, VC,  $V_8C_7$  e  $V_6C_5$  (MONOCLÍNICO) apesar de muitos autores referenciar a fórmula  $V_4C_3$ , ou também alguns autores definirem o arranjo  $V_6C_5$  como hexagonal compacto (EPICIER et al., 2007).

O processo de revenido, induz a formação do carboneto MC a partir do carboneto  $M_6C$ . O carboneto MC pode apresentar-se de três maneiras: Divorciado - com cristais massivos isolados sem modificação (dentro do grão); irregular - com formas semelhantes a pétalas; regular complexa - similar ao irregular, mas com ramificações formando pequenas redes de carbonetos (BOCCALINI & GOLDENSTEIN, 2001). A Figura 13 ilustra as morfologias do carboneto MC.

Figura 13 - Morfologias do carboneto MC.

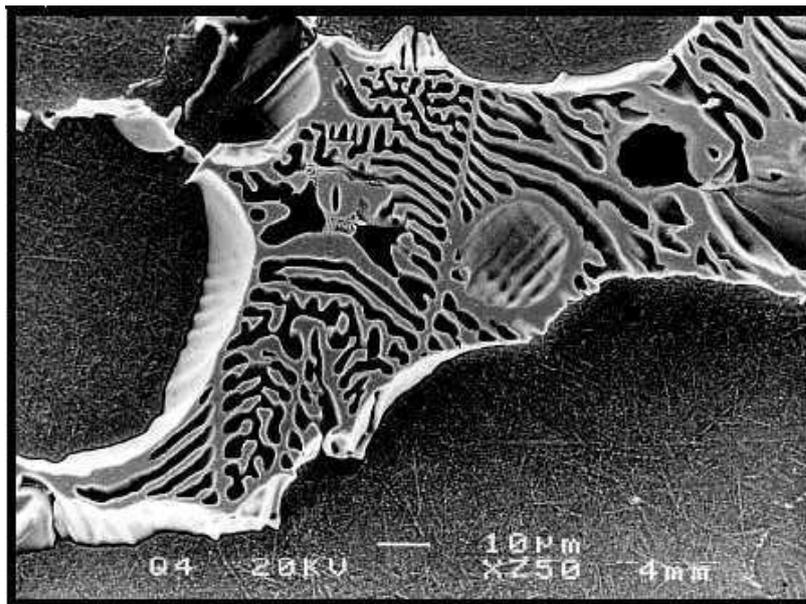
Ótico	MEV	Morfologia dos carbonetos	Classificação Eutética
		Idiomórfico	Divorciado
		Tipo Pétala	Irregular
		Tipo Pétala Ramificado	Complexo Regular

(Fonte: BOCCALINI & GOLDENSTEIN, 2001).

### 2.3.8.2 Carboneto $M_6C$

Segundo Cescon (1990), o carboneto  $M_6C$  é também conhecido como carboneto  $\epsilon$  (eta), é um carboneto primário e/ou secundário, estável, complexo, constituído essencialmente de ferro, tungstênio e molibdênio, com a composição química podendo variar consideravelmente de acordo com a composição do aço, é estabilizado pela presença de tungstênio, silício, nitrogênio, oxigênio e nióbio. O carboneto  $M_6C$  primário contribui significativamente para a resistência a abrasão dos aços rápidos, devido a sua alta dureza. Em geral este carboneto precipita nos contornos de grão e nucleia separadamente do carboneto  $M_2C$ . Entretanto, a nucleação pode ocorrer na interface entre  $M_2C$ /austenita e contornos do carboneto  $M_{23}C_6$ . A Figura 14 ilustra a morfologia do carboneto  $M_6C$  primário.

Figura 14 - Morfologia do carboneto  $M_6C$ .



(Fonte: BOCCALINI & GOLDENSTEIN, 2001).

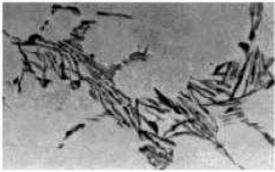
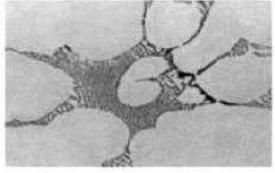
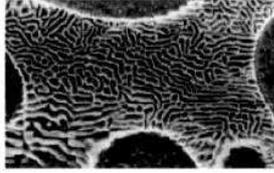
Os carbonetos do tipo  $M_6C$  são frequentemente fonte de trincas porque tendem a coalescer e ter formas mais agudas quando comparados aos do tipo  $M_2C$ , resultando em menor tenacidade à fratura nos aços rápidos (ARAÚJO et al., 2004a).

### 2.3.8.3 Carboneto $M_2C$ e $M_3C$

O carboneto  $M_2C$  é primário e secundário, metaestável, formado principalmente por molibdênio e tungstênio, podendo dissolver em pequenas quantidades cromo e vanádio. A estrutura cristalina hexagonal compacta do carboneto  $M_2C$  é função da distribuição ordenada ou desordenada do carbono. Esta distribuição é determinada pela temperatura de resfriamento, pela cinética de transformação e concentração de carbono. Alguns autores consideram que este carboneto pode formar uma estrutura ortorrômbica, todavia geralmente é aceita como uma estrutura desordenada em transição para a estrutura hexagonal. Os carbonetos tipo  $M_2C$  são estabilizados pelos seguintes elementos; molibdênio, vanádio, carbono, cromo e alumínio (CESCON, 1990; BOCCALINI et al., 1996b).

O carboneto  $M_3C$  (Cementita) é rico em ferro, gradualmente se enriquece de cromo e manganês. É ortorrômbico, tendo um arranjo de átomos metálicos que formam um hexágono regular com distorções localizadas para a acomodação dos átomos de carbono favorecendo a transformação para o carboneto  $M_{23}C$  (CESCON, 1990). A Figura 15 ilustra a morfologia do carboneto  $M_2C$ .

Figura 15- Morfologias do carboneto  $M_2C$ .

Ótico	MEV	Morfologia dos carbonetos	Classificação Eutética
		Irregular	Nervura Tipo Leque Lamelar Tipo Plano
		Complexo regular	Lamelar Tipo Haste

(Fonte: BOCCALINI & GOLDENSTEIN, 2001).

Esta morfologia irregular pode ser obtida principalmente por baixas taxas de resfriamento ou elevados teores de vanádio, enquanto que a morfologia regular complexa é obtida por altas taxas de resfriamento ou adição de elementos tais como nitrogênio e cromo.

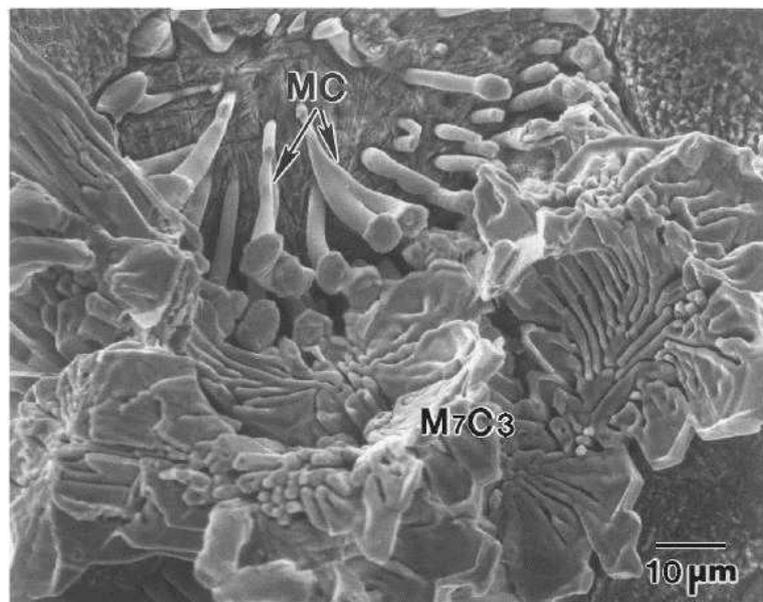
#### 2.3.8.4 Carboneto $M_{23}C_6$

O carboneto  $M_{23}C_6$  é um carboneto rico em cromo e estável no estado recozido. Em aços contendo cromo e molibdênio. O carboneto  $M_{23}C_6$  é considerado um carboneto secundário (aparece após revenido), porque se dissolve totalmente no tratamento térmico, precipitando de modo incoerente no estado recozido em contornos de grão e em forma de ripas. A dissolução do carboneto  $M_{23}C_6$  garante elevada temperabilidade (BOCCALINI & GOLDENSTEIN, 2001).

#### 2.3.8.5 Carboneto $M_7C_3$

O  $M_7C_3$  é um carboneto muito estável, formado essencialmente por cromo, e em ordem decrescente por ferro, manganês, vanádio e molibdênio. É encontrado como partículas grosseiras de formato irregular e arredondado localizado ao longo dos contornos de solidificação dos grãos (NOGUEIRA et al., 2005). A Figura 16 ilustra a morfologia do carboneto  $M_7C_3$ .

Figura 16 - Morfologia do carboneto  $M_7C_3$



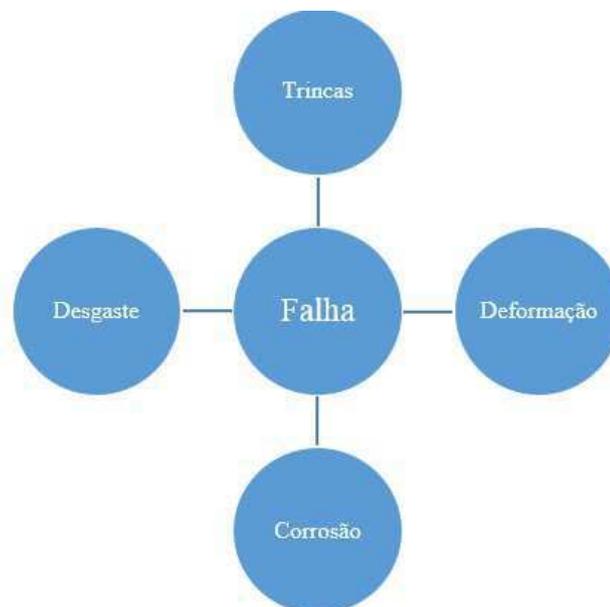
(Fonte: SCHLATTER, 2012).

## 2.4 Propriedades Mec<sup>o</sup>nicas

### 2.4.1 Processo de falha mec<sup>o</sup>nica

A falha pode ser caracterizada como a interrup<sup>ç</sup>o da fun<sup>ç</sup>o especificada de um item ou a incapacidade de satisfazer a um padr<sup>o</sup> de desempenho definido (KARDEC; NASCIF, 2013). Observa-se na Figura 17 que a falha de um componente ou estrutura pode resultar de um processo de deforma<sup>ç</sup>o pl<sup>o</sup>stica, forma<sup>ç</sup>o e propaga<sup>ç</sup>o de trincas, corros<sup>o</sup> e desgaste. O desgaste atinge primeiramente a superf<sup>o</sup>cie do componente (GAHR, 1987).

Figura 17 - Representa<sup>ç</sup>o esquem<sup>o</sup>tica do processo de falha mec<sup>o</sup>nica.

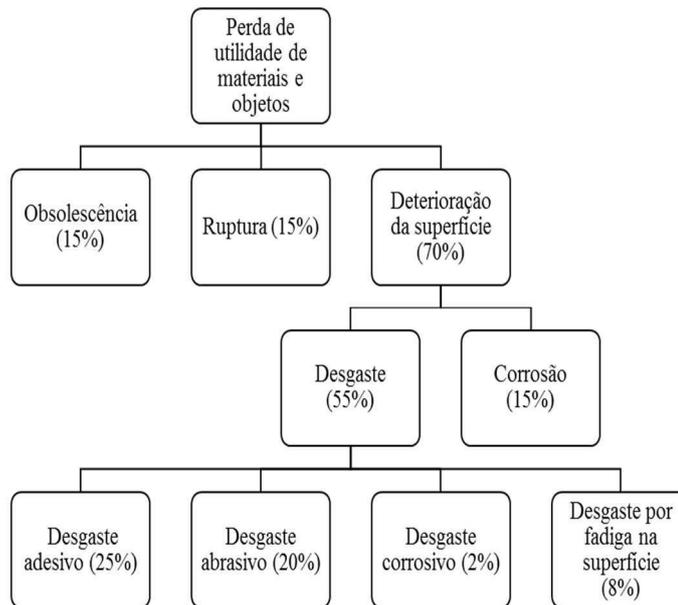


(Fonte: Adaptado de GAHR, 1987).

O fenômeno do desgaste é gerado pela perda progressiva de material da superf<sup>o</sup>cie de um corpo em decorr<sup>ê</sup>ncia do movimento relativo (GAHR, 1987). Nos metais, esse processo pode ocorrer pelo contato com outros metais, s<sup>o</sup>lidos n<sup>o</sup> met<sup>o</sup>licos, l<sup>o</sup>quidos em movimento, ou ainda part<sup>o</sup>culas s<sup>o</sup>lidas ou part<sup>o</sup>culas de l<sup>o</sup>quido transportadas em um fluxo gasoso (RAMALHO, 1997).

Um outro ponto de fundamental import<sup>o</sup>ncia a ser analisado nas falhas mec<sup>o</sup>nicas, é com rela<sup>ç</sup>o ao objetivo de compreender melhor o impacto na economia ocorrido devido a perdas por desgaste, verifica-se na Figura 18 a import<sup>o</sup>ncia relativa do desgaste na economia (PASCOALI; ALARCON, 2004).

Figura 18 - Causas de falha e sua perda relativa sobre a economia.



(Fonte: Adaptado de RABINOWICZ, 1985).

As condições de trabalho de um componente dependem do tipo e da qualidade da produção. O grau de precisão da forma, tamanho e perfil de superfície e rugosidade exercem influência sobre a resistência à fricção e ao desgaste. No entanto, a vida em serviço depende também da precisão da montagem, alinhamento exato, limpeza e cuidados com a superfície do componente (PASCOALI; ALARCON, 2004).

#### 2.4.2 Classificação dos processos de desgaste

A solução para um determinado problema depende da identificação exata da natureza deste e a análise de sistemas pode ser utilizada para identificar os parâmetros do sistema. Dependendo dos parâmetros do sistema, diferentes mecanismos de desgaste podem ocorrer (PASCOALI; ALARCON, 2004).

Para maior facilidade de análise e prevenção, procura-se geralmente identificar o (s) mecanismo (s) predominante (s) de remoção de material. Para tanto, os tipos gerais de desgaste podem ser classificados como (BAPTISTA; NASCIMENTO, 2012):

- a) Desgaste por Abrasão - ocasionado por partículas abrasivas (duras) sob tensão, deslocando-se sobre a superfície;

- b) Desgaste por Adesão ou Fricção - resultante do contato metal - metal, quando superfícies ásperas deslizam entre si;
- c) Desgaste Corrosivo - que envolve a ocorrência de reações químicas superficiais no material, além das ações mecânicas de desgaste;
- d) Desgaste por impacto - ocasionado por choques ou cargas aplicadas pela componente vertical de uma carga sobre uma superfície.

### 2.4.3 Desgaste por impacto

#### 2.4.3.1 Definição

De acordo com Conde (1986), o choque provocado entre dois corpos proporciona uma deformação na área de contato, cuja magnitude estará vinculada a energia consumida no impacto. No desgaste por impacto, atuam dois mecanismos que dependem da dureza e tenacidade dos materiais. No primeiro mecanismo atua a deformação superficial e subsuperficial em ambas as superfícies de contato. No segundo se dá a fratura do material por efeito da fadiga resultante de repetitivos impactos.

#### 2.4.3.2 Fatores que aceleram o desgaste por impacto

Segundo Baptista e Nascimento (2012) os fatores ou variáveis que mais têm influência no desgaste por impacto são:

- a) Frequência do impacto;
- b) Velocidade do impacto;
- c) Dureza do metal (dos metais).

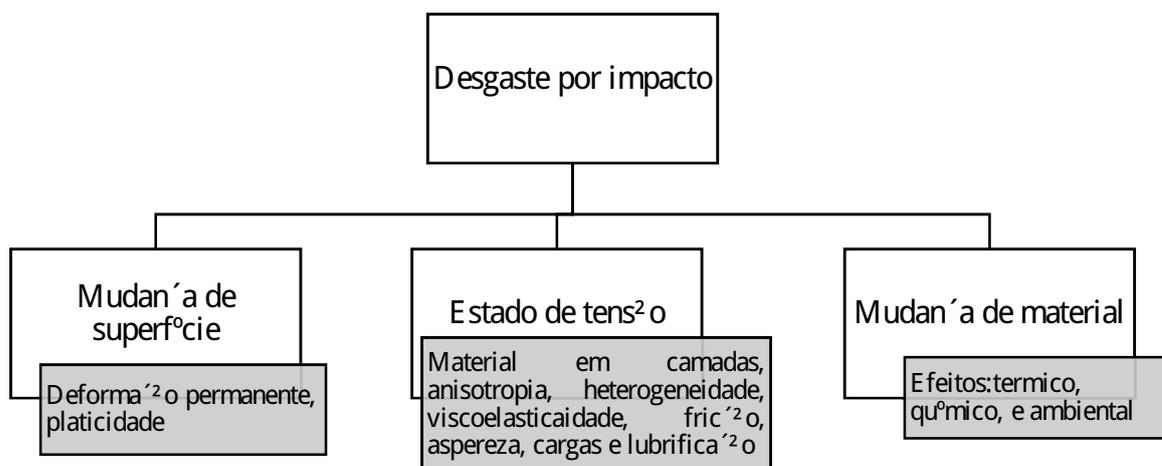
Quanto maior a frequência e a velocidade do impacto, maior será o desgaste, principalmente quando a partícula tiver maior dureza e for angular.

Com relação a dureza do metal (dos metais), podemos afirmar que há duas formas de resistência ao desgaste:

1. Empregando materiais que possuam ductilidade suficiente para absorver o impacto em lugar de opor-se. Materiais com estas características, ao receberem uma pancada ou uma carga concentrada, deformam-se por expansão, aumentando a área de contato. Desta forma, a carga unitária é diminuída, fazendo com que a resistência à ruptura, sob compressão, não seja ultrapassada. Este processo é o mais eficaz e hoje largamente usado;
2. Empregando materiais mais duros e resistentes do que os que produzem choques. Desta forma, o desgaste se transfere para o outro material, permanecendo inalterado o material mais endurecido. Um exemplo típico do que foi mencionado, é o aço manganês austenítico, que é dúctil e absorve impacto, ou seja, com o efeito do trabalho a frio este material inicia o processo de encruamento, aumentando sua dureza e permanecendo tenaz.

De acordo com Peter (1986) o desgaste por impacto pode ser dividido em três categorias, conforme Figura 19.

Figura 19 - Categorias para o desgaste por impacto.



(Fonte: Adaptado de PETER, 1986).

De acordo com o diagrama acima, alguns dos fatores que influenciam o desgaste por impacto podem estar em mais de uma categoria: por exemplo, a lubrificação tem efeito sobre a tensão assim como no efeito químico.

## 2.5 Dureza

A dureza pode ser justificada por alguns fatores microestruturais, por exemplo, no ferro contendo carbono há um endurecimento adicional devido ao carbono. O carbono limita o deslizamento dos planos cristalinos devido à segregação nas discordâncias, nas paredes das células e também endurece por solução sólida (SILVA & MEI, 2014).

De acordo com Junior (2006) a propriedade mais importante nos processos industriais a quente como forjamento, extrusão de metais, corte a frio e laminação é a capacidade do aço manter sua dureza superficial a altas temperaturas (dureza a quente). Para garantir que não haja perda de dureza da ferramenta trabalhando nessas condições, a operação de revenimento no tratamento térmico deverá ser realizada a temperaturas superiores e, para tanto, o aço ferramenta escolhido deverá ter composição química adequada para atender a essa exigência.

Um outro fator bastante relevante é a profundidade de dureza que está relacionada diretamente com o conceito de "temperabilidade" (capacidade do aço de adquirir dureza a uma certa profundidade) e a dureza superficial, essa propriedade diz respeito apenas à superfície de trabalho da ferramenta, independente da profundidade de dureza que se alcança. Geralmente, é essa propriedade que se solicita, e se examina, nos tratamentos térmicos podendo, portanto, ser ajustada conforme aplicação do aço ferramenta (JUNIOR, 2006).

## 2.6 Tenacidade à fratura

Tenacidade à fratura, é a capacidade de o material absorver energia sem apresentar falhas, ou a capacidade de deformação quando as ferramentas estão sujeitas à sobrecarga, choques, cantos vivos, que excedam o limite elástico. Esta propriedade pode ser afetada por fatores como: tensões internas produzidas pela tempera, reaquecimento muito rápido, retificação inadequada, encruamento, granulação grosseira, dureza excessivamente alta, segregação elevada de elementos de liga e teor dos elementos de liga (STEVENSON, 1984).

Alguns estudos mostram que a tenacidade à fratura foi entendida como a capacidade de um material resistir ao crescimento de uma trinca até a ruptura (tenacidade à fratura). A tensão crítica para propagar uma trinca depende principalmente de três fatores: a forma e localização da trinca; o tamanho da trinca e a tenacidade à fratura do material. Nos aços ferramentas para trabalho a frio com elevada dureza, o processo de fratura pode ser dividido em três fases: a

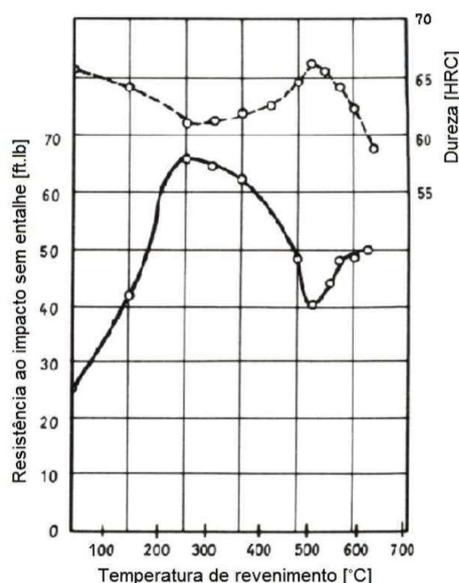
nucleação da trinca pela fratura frágil dos carbonetos de modo que micro trincas preexistentes geram falhas quando o tamanho crítico da trinca é excedido; o crescimento da trinca nos aglomerados de carbonetos e na matriz até um tamanho crítico e a propagação instável da trinca (JOHNSON, 1977).

Segundo Schlatter (2012), para a determinação da tenacidade nos aços ferramentas, os seguintes ensaios são aplicados: flexão em três ou quatro pontos, tenacidade à fratura ( $K_{IC}$ ), impacto (Charpy e Izod), compressão e torção. Em alguns destes ensaios os corpos de prova são fabricados com entalhe. Todavia, dois aspectos reduzem a confiabilidade dos resultados: a garantia do grau de angularidade do entalhe e a queda drástica na energia absorvida total durante o ensaio de impacto de ligas ferrosas sinterizadas.

A tenacidade à fratura é determinada pela fração total de carbonetos, a distribuição de carbonetos localizados ao longo dos contornos de grãos, as características da matriz martensítica temperada, a fração de clivagem e dos modos de fratura dúctil na superfície de fratura. Já a propagação de trincas, está ligada à resistência da matriz martensítica submetida à decoesão do carboneto/matriz ou clivagem dos carbonetos (SCHLATTER, 2012).

Logo, alguns estudos têm procurado relacionar parâmetros do tratamento térmico com as propriedades de tenacidade e dureza. A Figura 20 ilustra o efeito da temperatura de revenido na dureza e na resistência ao impacto para o aço AISI M2. Enquanto, a dureza atinge um pico na temperatura de revenido em aproximadamente 520 °C, a resistência ao impacto apresenta um vale.

Figura 20 - Efeito da temperatura de revenido na dureza e na resistência ao impacto.



(Fonte: Adaptado de SCHLATTER, 2012)

Como a nucleação é determinante neste processo, pode-se explicar o porquê de materiais que possuem carbonetos primários menores e mais bem distribuídos, ou menos porosidades tem maior resistência à ruptura transversal, apesar de menor tenacidade à fratura (SILVA, 2001).

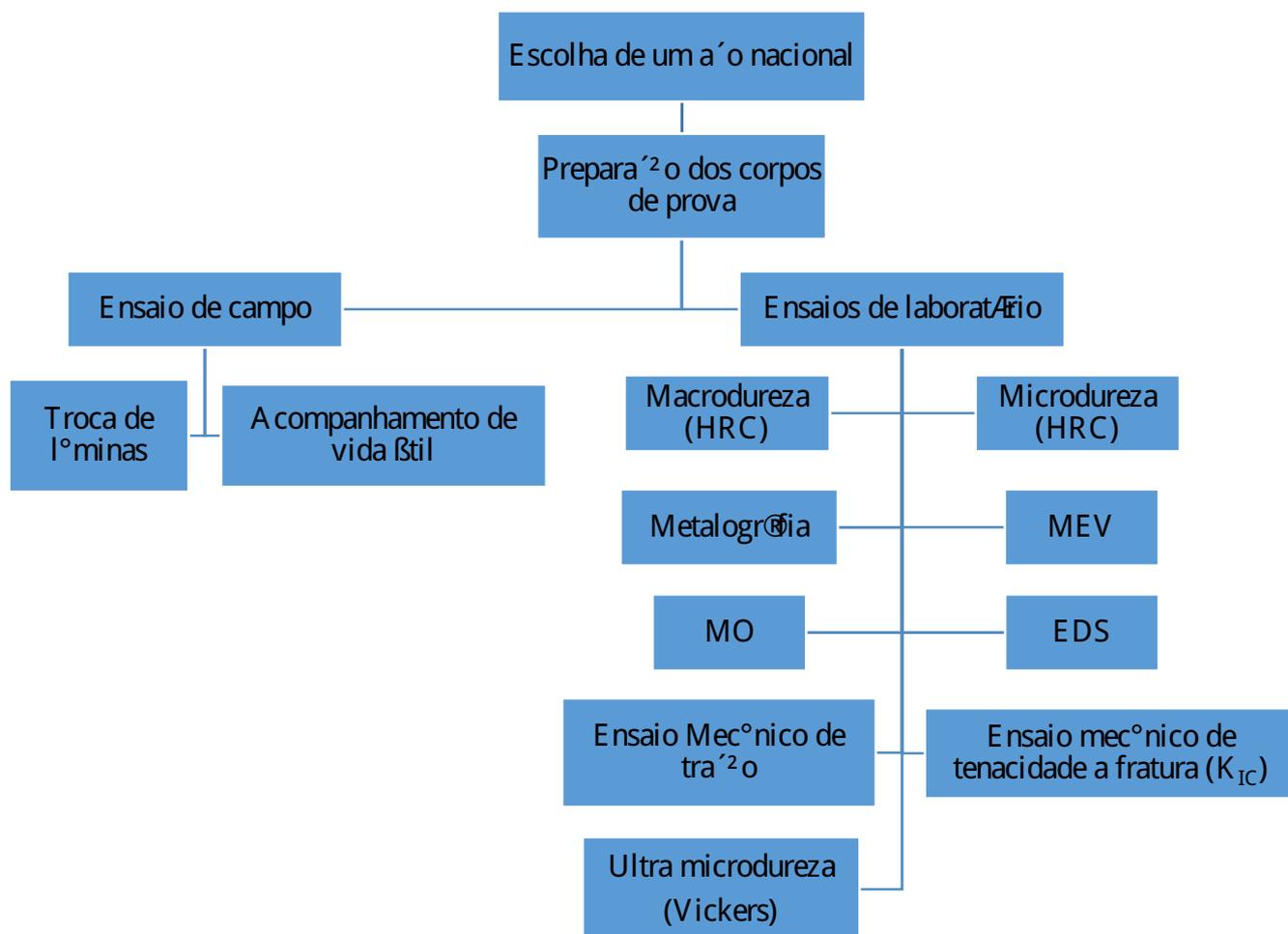
Com o aumento da temperatura de revenido há o coalescimento da martensita enquanto que a dureza diminui. Também que a cada revenido (na mesma temperatura) a martensita e a quantidade de carbonetos MC e M<sub>6</sub>C aumentam. Com isso, a resistência à flexão do material aumenta conforme aumentam a temperatura de revenido (540-560 °C) e o número de revenidos (SCHLATTER, 2012).

### 3.0 MATERIAIS E MÉTODOS

#### 3.1 Materiais

Os materiais e as atividades experimentais desta pesquisa foram desenvolvidos seguindo a sequência proposta no fluxograma da Figura 21. No decorrer deste capítulo cada etapa mencionada no fluxograma abaixo será detalhada, onde serão evidenciados os materiais utilizados, procedimentos, parâmetros e equipamentos de cada fase.

Figura 21 - Fluxograma da metodologia empregada para o desenvolvimento do trabalho.



(Fonte: Autoria própria).

### 3.1.1 Composição química

A composição química nominal do aço ferramenta para trabalho a frio em estudo neste trabalho, responsável pela fabricação das lâminas de corte está apresentada na Tabela 10. As lâminas de corte são originalmente confeccionadas em aço ferramenta para trabalho a frio AISI D6.

Tabela 10 - Composição química do aço ferramenta AISI D6 (Villares Metals VC131).

AÇO FERRAMENTA PARA TRABALHO A FRIO - AISI D6	COMPOSIÇÃO QUÍMICA (%)			
	C	Cr	W	V
	2,10	11,50	0,70	0,15

(Fonte: AÇOS VILLARES, 2009)

## 3.2 Métodos

### 3.2.1 Preparação dos corpos de prova

A preparação dos corpos de prova desenvolvidos para este trabalho foi conduzida, a princípio, com a escolha de um aço ferramenta para trabalho a frio nacional AISI D6 tomando por base as características de dureza e a microestrutura das lâminas de corte anteriormente confeccionadas com um aço importado de origem desconhecida. Os valores médios de dureza e as características de microestrutura realizadas na seção transversal de uma amostra destas lâminas, estão apresentados na Tabela 11 e Figura 22.

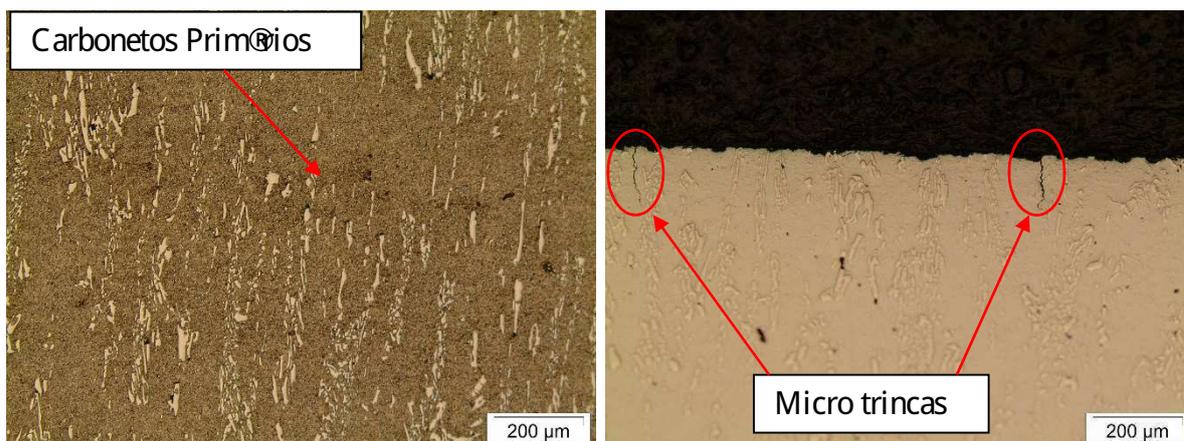
Um elemento de fundamental importância verificado na análise metalográfica realizado nas lâminas usinadas com o aço desconhecido, foi a presença de micro trincas ao longo da face de corte destas (Figura 22), fato extremamente danoso para estas lâminas quando em trabalho, reduzindo drasticamente seu tempo de vida.

Tabela 11 - Valores médios de dureza e características de microestrutura encontradas nas lâminas de aço importado.

VALOR MÉDIO DE DUREZA (HRC)	MICROESTRUTURA
<ul style="list-style-type: none"> <li>¿ Carga de 150 Kg/15 segundos;</li> <li>¿ Dureza média de 52,00 HRC.</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>¿ Presença de carbonetos primários grosseiros em forma de ripas em uma matriz principal de martensita revenida, alinhados no sentido de laminação do material.</li> </ul>

(Fonte: Autoria própria).

Figura 22 – Metalografia realizada na seção transversal de uma lâmina com aço importado.



(Fonte: Autoria própria).

Sobre as lâminas confeccionadas com aços AISI D6, foram obtidos dois grupos de corpos de prova (CP's) que receberam parâmetros de tratamentos térmicos distintos com o objetivo de comparar suas propriedades mecânicas. No primeiro grupo foram feitos tratamentos térmicos de têmpera, seguido de duas etapas de revenido, com o intuito de alívio de tensões internas e melhorar a tenacidade à fratura e refinamento de carbonetos, conforme as especificações do fabricante (FAB – Variáveis de processo indicados pelo fabricante do aço, VILLARES METALS). Para o segundo grupo de CP's, também foram realizados tratamentos térmicos de têmpera (PROP – Variáveis de processo indicadas pelo autor do trabalho proposto) com a utilização de apenas uma etapa de revenido.

Os parâmetros dos tratamentos térmicos de têmpera e revenido usados foram os seguintes, para ambos os grupos de CP's: O tempo de permanência dos corpos de prova após atingir a temperatura de austenitização foi de 40 minutos, o tratamento térmico foi realizado em um forno elétrico JUNG - TB45013 (Figura 23) com atmosfera controlada a fim de garantir a homogeneização e proteção das peças.

Figura 23 - Forno utilizado para realiza'ção do tratamento térmico nas lâminas de corte e corpos de prova.



(Fonte: Autoria Própria)

O processo de resfriamento após o aquecimento especificado das peças, foi realizado em Aréio calmo - temperatura ambiente e logo em seguida realizou-se o revenimento com o mesmo tempo de perman, ncia em forno e com resfriamento ao ar calmo. Na Tabela 12, observa-se o ciclo de tratamento térmico dos dois grupos de CP's.

Tabela 12 - Parâmetros dos tratamentos térmicos utilizados nos CP's.

Aço FERRAMENTA PARA TRABALHO A FRIO	CONDIÇÕES DE TRATAMENTO TÉRMICO			DUREZA (HRC)	TEMPO (min.)
	TEMPERATURA DE AUSTENITIZAÇÃO (°C)	1º REVENIDO (°C)	2º REVENIDO (°C)		
AISI D6 (FAB)	950	250	500	55 a 57 *	40 min. tempera. 40 min. revenido
AISI D6 (PROP)	950	500	-	55 a 57 *	

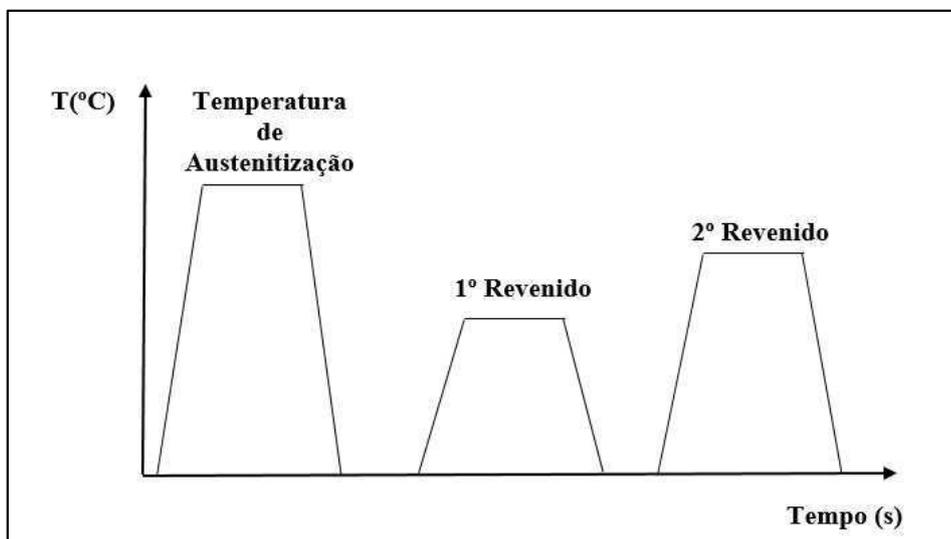
(\*) Valor Previsto.

(Fonte: Autoria Própria).

A sequ, ncia de tratamentos térmicos convencionais aos quais foram submetidos os corpos de prova tanto que receberam o tratamento proposto pelo fabricante (FAB) quanto os

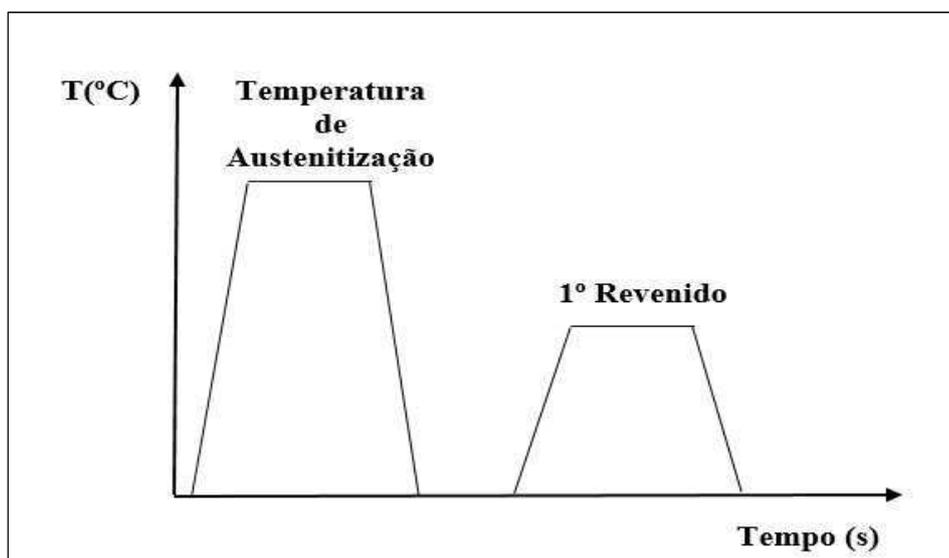
corpos de prova que receberam o tratamento térmico proposto pelo trabalho (PROP) estão representados nas Figuras 24 e 25.

Figura 24 - Sequência de tratamentos térmicos aos quais foram submetidos os CP's (FAB).



(Fonte: Autoria Própria).

Figura 25 - Sequência de tratamentos térmicos aos quais foram submetidos os CP's (PROP).



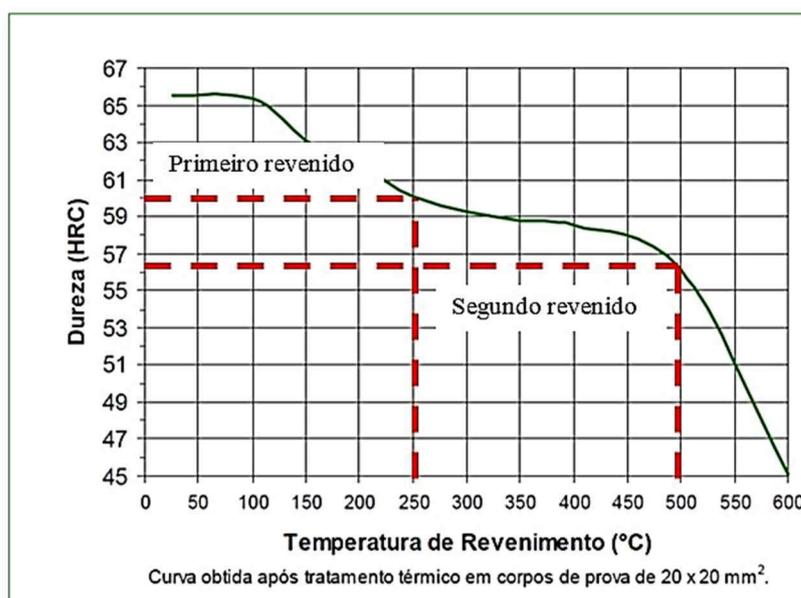
(Fonte: Autoria Própria).

Os parâmetros utilizados no processo de tratamento térmico de revenido tanto nos CP's que receberam o tratamento térmico proposto pelo fabricante (FAB), quanto nos CP's que receberam o tratamento térmico proposto pelo trabalho (PROP) em função da dureza desejada,

foram seguidos de acordo com as orientações do fabricante do aço, como pode ser visto nas Figuras 26 e 27.

Na Figura 26, o gráfico relaciona as temperaturas de revenimento com as respectivas durezas, estes parâmetros foram utilizados nos corpos de prova que receberam o tratamento térmico estabelecidos pelo fabricante (FAB).

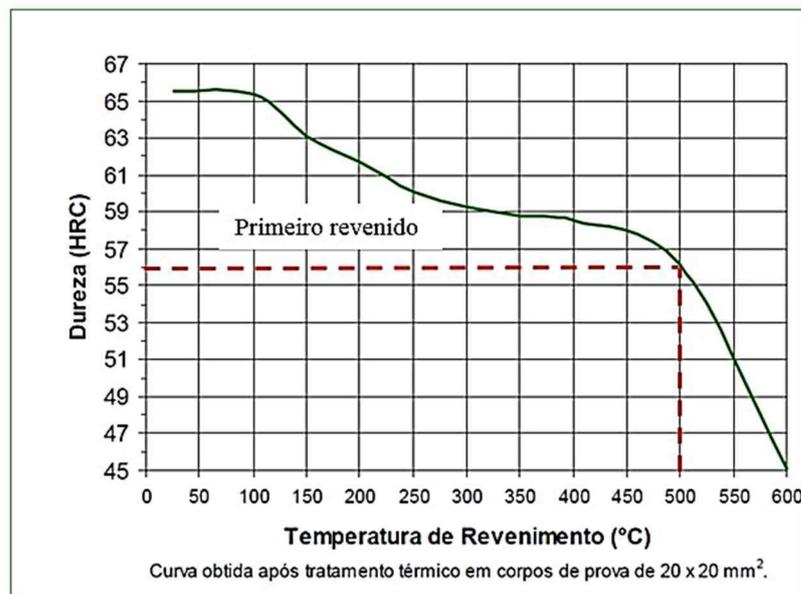
Figura 26 - Temperaturas de revenimento em função da dureza desejada nos corpos de prova com tratamento térmico proposto pelo fabricante (FAB).



(Fonte: Adaptado de ALONSO VILLARES, 2009).

Na Figura 27, verifica-se a relação entre as temperaturas de revenimento para a dureza proposta. Estes parâmetros foram utilizados nos corpos de prova que receberam o tratamento térmico proposto pelo trabalho (PROP).

Figura 27 - Temperaturas de revenimento em função da dureza desejada nos corpos de prova com tratamento térmico proposto pelo trabalho (PROP).



(Fonte: Adaptado de ALVARO OS VILLARES, 2009).

O tratamento térmico realizado nas lâminas de corte ocorreu da seguinte forma: a partir do disco com o qual as lâminas de corte são obtidas (Figura 28), inseridos no forno elétrico (Figura 23) a fim de se proceder o tratamento térmico de tempera e posteriormente o revenido, o ciclo de tratamento térmico para as lâminas foram os mesmos utilizados nos CP's (Tabela 12). Dos discos pode-se obter cerca de 12 peças de lâminas de corte (ANEXO A, FIGURA A1). Após a realização do tratamento térmico, estas seguem para uma máquina de eletroerosão, onde cada peça de lâmina no disco é cortada à temperatura ambiente com o objetivo de não alterar sua microestrutura e, portanto, não modificando assim suas propriedades mecânicas.

Figura 28 - Disco contendo 12 laminas de corte após tratamento térmico de tempera e revenido.



(Fonte: Autoria Própria)

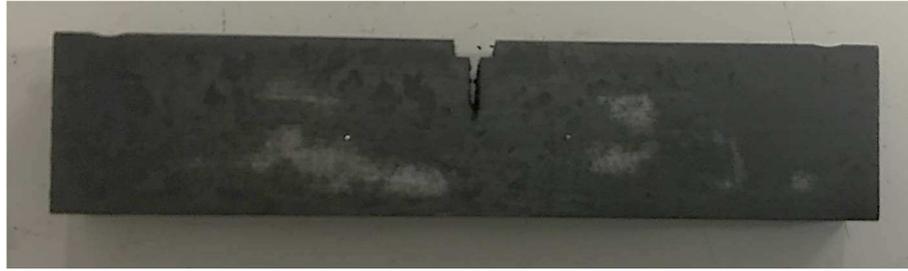
Os procedimentos de tratamento térmico dos CP's de tração e tenacidade à fratura ( $K_{IC}$ ), foram os mesmos para a obtenção das lâminas de corte. Foram confeccionados 10 CP's para ensaio mecânico de tração (Ver Figura 29), obedecendo a norma técnica (ASTM E8/E8M - 13a, 2013) e 10 CP's para ensaio mecânico de tenacidade a fratura (Ver Figura 30), obedecendo a norma técnica (BS 7448 - 1, 1997), sendo que dos 10 CP's de tração, 5 receberam o tratamento térmico estabelecidos pelo fabricante (FAB) e 5 CP's receberam o tratamento térmico propostos pelo trabalho (PROP), da mesma forma procedeu-se com os CP's para ensaio mecânico de tenacidade à fratura ( $K_{IC}$ ).

Figura 29 - Corpo de prova de ensaio mecânico de tração.



(Fonte: Autoria Própria)

Figura 30 – Corpo de prova de ensaio mecânico de tenacidade a fratura ( $K_{IC}$ ).



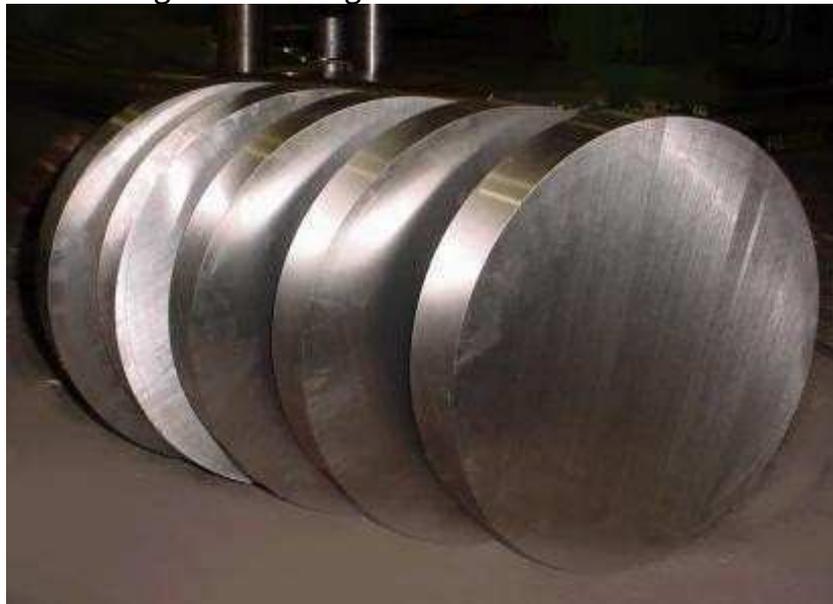
(Fonte: Autoria Própria).

O processo de usinagem tanto dos corpos de prova de tração, tenacidade a fratura ( $K_{IC}$ ) como as laminas de corte para teste de campo, deu-se a partir de um tarugo laminado de aço AISI D6 (Ver Figura 31) com 6 polegadas de diâmetro por 500 mm de comprimento total.

Todas as informações necessárias as especificações dimensionais dos CP's de tração e de tenacidade a fratura ( $K_{IC}$ ) (APNDICE A, FIGURAS A2 e A3) foram seguidas de acordo com as normas técnicas (BS 7448 - 1, 1997; ASTM E8/E8M - 13a, 2013).

A Figura 31, ilustra o tarugo laminado de aço AISI D6 já cortado em fatias para serem levadas ao centro de usinagem e dar início ao processo de usinagem dos CP's.

Figura 31 – Tarugo laminado de aço AISI D6.

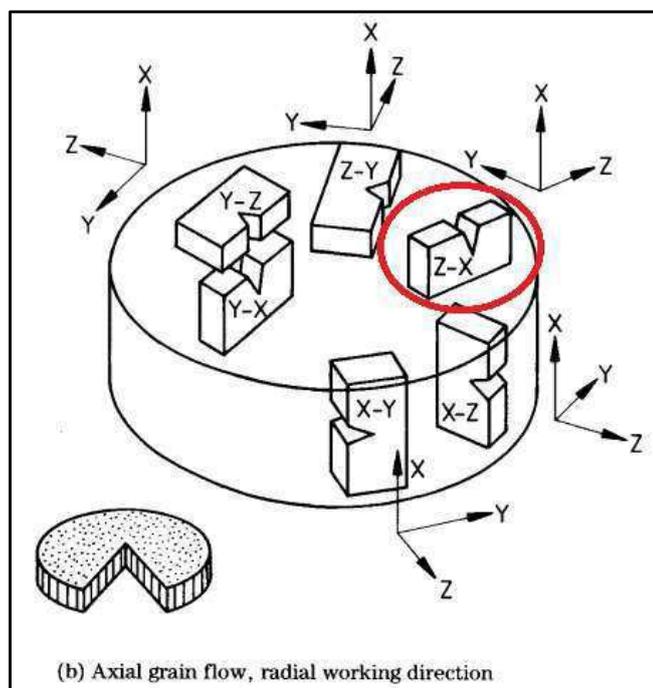


(Fonte: Autoria Própria).

Para a usinagem dos CP's de tenacidade a fratura ( $K_{IC}$ ), os corpos de prova foram retirados na direção do plano Z-X (Ver Figura 32) e para a usinagem dos CP's de tração foi escolhido o sentido radial da superfície plana do tarugo (Ver Figura 33). A importância de se

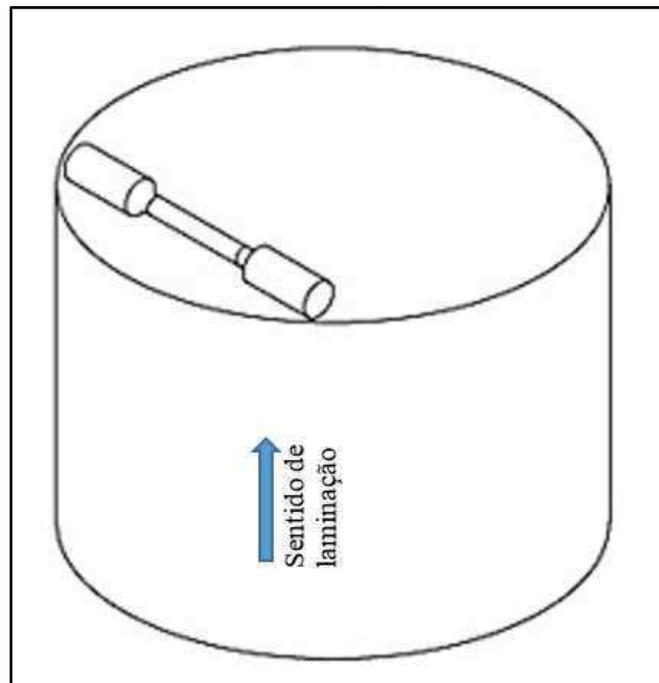
escolher o correto sentido de retirada dos CP's para realiza'2o da usinagem, teve por base as observa'ões realizadas in locu com as l'aminas de corte em trabalho e as observa'ões realizadas das falhas que ocorrem com estas, e por se tratar de um a'ço com alto teor de cromo com possibilidade de forma'2o de carbonetos eut'icos grosseiros em tamanho que geralmente aumentam a anisotropia do material. Esta orienta'2o tem grande influ'ncia para a obten'2o de um resultado de ensaios de laborat'rio o mais pr'ximo poss'vel da realidade de trabalho destas l'aminas de corte.

Figura 32 - Plano de orienta'2o Z - X, sentido de retirada do material para usinagem dos CP's de tenacidade.



(Fonte: BS 7448-1, 1991).

Figura 33 - Sentido radial utilizado para retirada do material para usinagem dos CP's de traço.



(Fonte: Autoria Própria).

### 3.2.2 Identificação dos corpos de prova

Todos os corpos de prova foram codificados com o código do material utilizado para a usinagem de todos os CP's, a ferramenta para trabalho a frio AISI D6 (VC 131) e a identificação para saber se este CP passou pelo processo de tratamento térmico proposto pelo trabalho (PROP) ou pelo processo de tratamento térmico proposto pelo fabricante Villares Metals (FAB).

O objetivo desta identificação realizada nos CP's é facilitar a caracterização destes a fim de não ocorrer falhas nas etapas de caracterização em laboratório destes CP's (Figura 34).

Figura 34 - Identificação dos CP's.



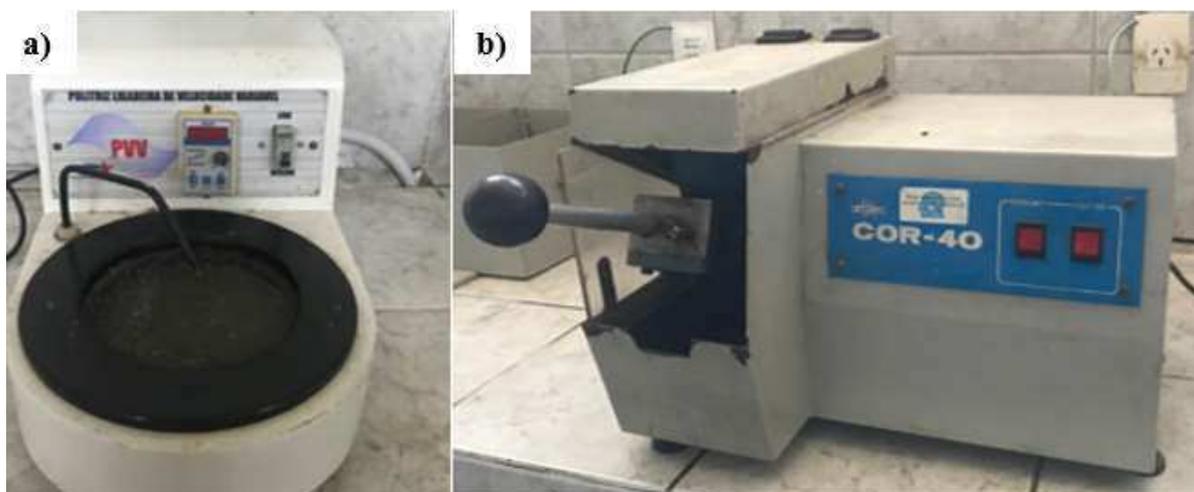
(Fonte: Autoria Própria).

### 3.3 Caracterização

#### 3.3.1 Preparação das amostras

Para realizar a análise metalográfica, cada corpo de prova foi cortado em corte a frio a fim de não ocorrer mudanças microestruturais e preservar suas características mecânicas. Para tanto, os cortes foram realizados com o auxílio de uma máquina Policorte Arotec COR 80 com refrigeração. Após o corte das amostras, foi iniciada a preparação dos CP's para metalografia e aos ensaios de microdureza. A Figura 35 ilustra a máquina de corte Policorte Arotec COR 80 (Figura 35 b) e a máquina politriz lixadeira de velocidade variável (Figura 35 a).

Figura 35 - Máquina de corte Polycorte A rotec COR 80 (a) e máquina politriz lixadeira de velocidade variável (b).



(Fonte: Autoria própria).

### 3.3.2 Preparação metalográfica

Para a preparação das amostras das peças que receberam o processo de tratamento térmico proposto pelo trabalho (PROP), bem como do processo de tratamento térmico proposto pelo fabricante (FAB) foram preparadas de acordo com os procedimentos padrões de preparação metalográfica, ou seja, a metalografia envolveu as etapas de embutimento, desbaste, polimento e ataque com reagente adequado. A Tabela 13 resume os detalhes das etapas de lixamento e polimento utilizados na preparação das amostras.

Tabela 13 - Detalhes das etapas de lixamento e polimento dos corpos de prova.

Fase	Abrasivo	Lubrificante	Limpeza	Secagem
Desgaste	Lixas # 180, 220 e 320	Óleo	Algodão e Etanol 96% GL	Air quente
Acabamento	Lixas # 400, 600 e 1200	Óleo	Algodão e Etanol 96% GL	Air quente
Polimento	Alumina com granulometrias entre 1 e 0,05 μm	Óleo	Algodão e Etanol 96% GL	Air quente

(Fonte: Autoria própria).

O ataque químico das superfícies polidas foi realizado por molhamento, utilizando um reagente de solução alcoólica de ácido nítrico a 3% (Nital) por um tempo que variou de 5 a 10

segundos. As Figuras 36 e 37 respectivamente, revelam as fotografias das amostras dos CP's de traço e de tenacidade a fratura ( $K_{IC}$ ) após a realização de embutimento, lixamento, polimento e ataque químico.

Figura 36 - Fotografias das amostras de CP's traço.



(Fonte: Autoria própria).

Figura 37 - Fotografias das amostras de CP's tenacidade a fratura ( $K_{IC}$ ).



(Fonte: Autoria própria).

### 3.3.3 Análise microestrutural

A análise microestrutural das amostras foi conduzida com o auxílio de um microscópio Óptico Olympus BX 51M, disponível no laboratório de Metalografia (LABMET) da Universidade Federal de Campina Grande (UFCG), (Figura 38).

A observação ao microscópio Óptico permitiu caracterizar a microestrutura ao longo da seção transversal dos CP's, fornecendo uma visão geral sobre a microestrutura e morfologia dos precipitados ao longo da extensão da mesma.

Figura 38 - Microscópio Óptico Olympus BX 51M.



(Fonte: Autoria própria).

Para a execução das análises de fractografia dos CP's de tenacidade a fratura ( $K_{IC}$ ) e tração, utilizou-se o microscópio eletrônico de varredura (MEV) Shimadzu VEGA 3, apresentado na Figura 39 também disponível no LABMET da UFCG, de modo a identificar as características da superfície da trinca. As imagens foram obtidas das amostras dos CP's de tenacidade a fratura ( $K_{IC}$ ) e tração que receberam os dois tipos de tratamento térmico proposto pelo trabalho (PROP) e proposto pelo fabricante (FAB).

Para a análise de fractografia dos CP's de tenacidade a fratura ( $K_{IC}$ ), cada amostra foi analisada de modo que, existem regiões nitidamente diferenciadas pela própria evolução do processo de confecção das amostras, preparo e ensaio do CP estudado (Figura 40), são elas:

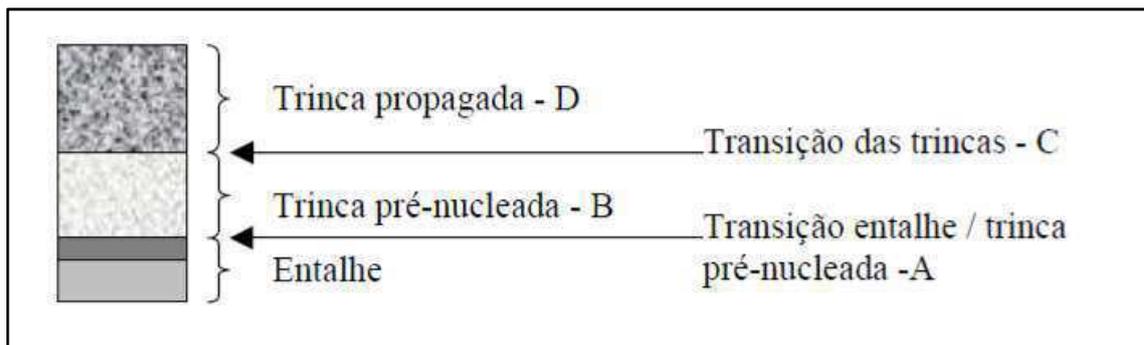
- ¿ A região do entalhe (usado na confecção do CP);
- ¿ A região de transição do entalhe - região da pré-nucleação da trinca (denominada de `A`);
- ¿ Região da trinca pré-nucleada propriamente dita com uma extensão dentro dos parâmetros da norma técnica (BS 7448-1, 1991), denominada de `B`;
- ¿ Região de transição entre a trinca pré-nucleada e a trinca evoluída no ensaio de flexão (denominada de `C`);
- ¿ Região de propagação da trinca (denominada de `D`).

Figura 39 - Microscópio Eletrônico de Varredura Shimadzu VEGA 3 SBH.



(Fonte: Autoria própria).

Figura 40 - Regiões características da superfície de fratura.



(Fonte: Adaptado de Effting C, 2004).

### 3.3.4 Espectroscopia de energia dispersiva

Em paralelo a análise de fractografia, foi realizado a análise de espectroscopia de energia dispersiva por meio de um EDS, apresentado na Figura 41 também disponível no LABMET da UFCG. O equipamento EDS permite determinar com relativa precisão a composição química de qualquer material sólido, por meio do percentual de alguns elementos da tabela periódica. Este tipo de equipamento é especialmente indicado para a análise química de microestruturas, podendo identificar a composição química de partículas a partir de 5 microns de tamanho.

Através do EDS, realizamos a análise química `semi-quantitativa\_ em amostras de carbonetos dos CP's de tenacidade a fratura ( $K_{IC}$ ) que receberam os dois tipos de tratamento térmico proposto pelo trabalho (PROP) e proposto pelo fabricante (FAB).

Figura 41 - EDS Shimadzu VEGA 3 SBH.



(Fonte: Autoria própria).

### 3.3.5 Perfil de macrodureza

O perfil de macrodureza revelam os valores de dureza ao longo da seção transversal do CP. Com estas medições é possível avaliar as especificações e comparações de materiais.

Os perfis de macrodureza Rockwell C (HRC) foram levantados com um durômetro de modelo Albert Gnehm OM 150 (Figura 42), utilizando-se um penetrador cônico de diamante com uma carga de 150 Kg por um período de permanência de 30 segundos.

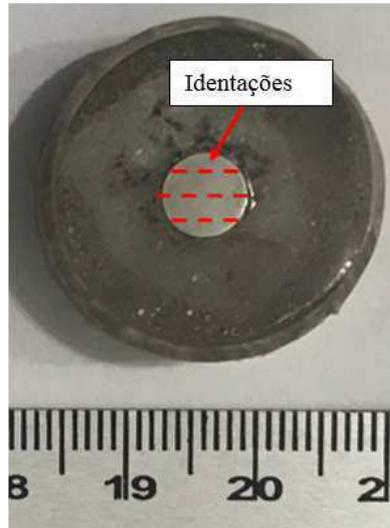
As Figuras 43 e 44 representam o direcionamento das identificações realizadas na seção transversal dos CP's de ensaio mecânico de tração e na direção longitudinal nos CP's de tenacidade a fratura ( $K_{IC}$ ).

Figura 42 - Durômetro Albert Gnehm OM 150 utilizado na análise do perfil de dureza dos CP's de tenacidade à fratura ( $K_{IC}$ ).



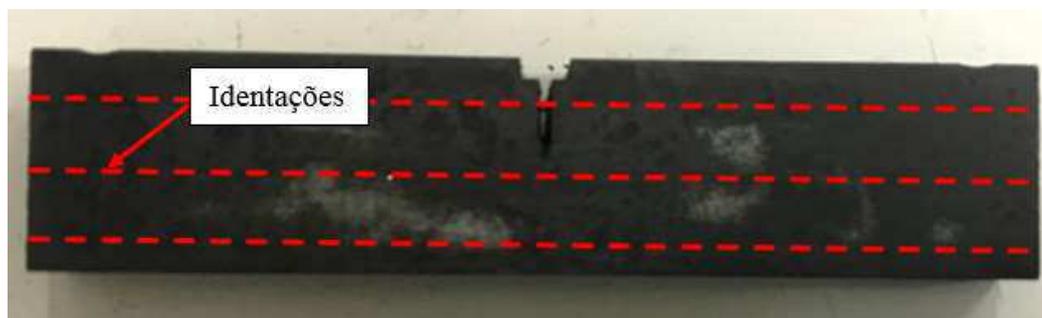
(Fonte: Autoria própria).

Figura 43 - Esquema de microdureza realizada nas amostras de CP's de tração.



(Fonte: Autoria própria).

Figura 44 - Esquema de macrodureza realizada nas amostras de CP's de tenacidade à fratura ( $K_{IC}$ ).



(Fonte: Autoria própria).

### 3.3.6 Perfil de ultra microdureza

Como os carbonetos desempenham um papel importante nas propriedades mecânica dos aços ferramentas atuando como partículas duras e ditando a resistência ao desgaste destas ferramentas, as dimensões e a morfologia dos carbonetos devem ser controladas, já que muitas vezes atuam como um ponto de iniciação de fratura, quebrando sob a tensão aplicada e levando à falha. Assim, as propriedades dos carbonetos provocam tanto o desgaste quanto a resistência à fratura dos aços de ferramenta. Por conseguinte, a relação entre o desgaste e a resistência à fratura dos aços da ferramenta deve ser otimizada considerando as propriedades mecânicas que governam o desgaste e a resistência à fratura, isto é, a dureza. (CASELLAS et al, 2007).

Como o aço em estudo, AISI D6 apresenta em sua grande maioria a presença de carbonetos primários do tipo  $M_7C_3$ , a dureza destes carbonetos eutéticos afetam tanto o desgaste quanto a resistência à fratura (SOUSA et al., 2008).

Conseqüentemente, um conhecimento mais detalhado desta propriedade torna-se importante para o desenvolvimento deste trabalho. A realização de ultra microdureza nestes CP's é capaz de analisar as características mecânicas de carbonetos de tamanho micrométrico.

Os perfis de ultra microdureza (Vickers) foram levantados com um ultra microdurímetro H-211S Shimadzu, disponível no LABMET da UFCG (Figura 45), utilizando-se um penetrador tipo Berkovich (Figura 46) piramidal de base triangular com ângulo de  $115^\circ$ . Este equipamento possui uma variação de carga que vai desde 0,1 mN a 1960 mN. Para o trabalho em questão, foi utilizado uma carga de 50 mN por um período de 15 s e com aumento de 500 vezes para fazer as medições de dureza nos carbonetos. Neste método de análise de ultra

microdureza, após a aplicação da carga é verificado a indentação e realizado a medição das arestas do penetrador tipo Berkovich, chegando no valor de dureza Vickers.

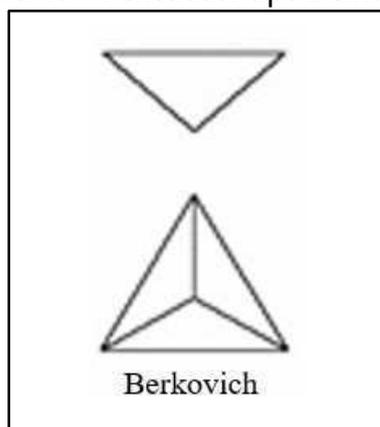
A morfologia final das fendas de indentação depende da carga de indentação, da geometria da ponta do indentador e da dureza do material.

Figura 45 - Ultra microduremetro H-211S Shimadzu.



(Fonte: Autoria própria).

Figura 46 - Penetrador tipo Berkovich.



(Fonte: Adaptado de KATO et al., 2006)

Foi levado em consideração no ato do experimento, que o uso de uma ponta de diamante de três lados (Berkovich) e a orientação do indentador pode ser crítica por se ter efeitos de anisotropia, logo a orientação do indentador foi mantida constante em relação ao direcionamento do carboneto durante as medições.

### 3.4 Ensaios mec<sup>o</sup>nicos de tra<sup>o</sup>

Os testes de tra<sup>o</sup> fornecem informa<sup>es</sup> sobre a resist<sup>ncia</sup> dos materiais sob tens<sup>es</sup> trativas. Estas informa<sup>es</sup> s<sup>o</sup> uteis para quando se quer realizar compara<sup>es</sup> de materiais, desenvolvimento de ligas e controle de qualidade do material.

O ensaio mec<sup>o</sup>nico de tra<sup>o</sup> proposto por este trabalho, consiste na aplica<sup>o</sup> de uma for<sup>a</sup> constante em um corpo s<sup>o</sup>ido (CP), com uma velocidade controlada num corpo de prova de dimens<sup>es</sup> padronizadas (A PNNDICE A, FIGURA A3) via norma t<sup>cnica</sup> (ASTM E8/E8M - 13a, 2013), a fim de promover deforma<sup>es</sup> uniformemente distribu<sup>das</sup> em todo corpo de prova e permitir medir satisfatoriamente a resist<sup>ncia</sup> mec<sup>o</sup>nica do material.

O ensaio mec<sup>o</sup>nico de tra<sup>o</sup> inicia-se com a fixa<sup>o</sup> dos CP<sup>s</sup> na garra especifica, seguindo os procedimentos normativos atrav<sup>s</sup> de uma m<sup>a</sup>quina universal de ensaios mec<sup>o</sup>nicos MTS 810 (Figura 47).

Figura 47 - Maquina universal de ensaios mec<sup>o</sup>nicos MTS 810.

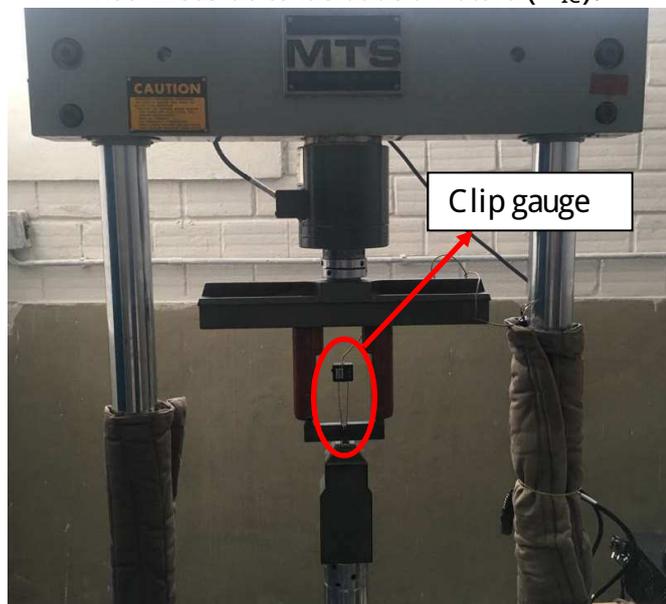


(Fonte: Autoria pr<sup>pria</sup>).

### 3.5 Ensaios de tenacidade a fratura ( $K_{IC}$ )

Para a realização dos ensaios mecânicos de tenacidade a fratura ( $K_{IC}$ ), utilizou-se também a máquina universal de ensaios mecânicos MTS 810 (Figura 48). Os ensaios foram realizados com flexão de três pontos, utilizando-se de um clip gauge para se medir a abertura de início da ponta da trinca. Os corpos de prova foram submetidos a norma técnica (BS 7448 - 4, 1997) bem como o próprio método de ensaio. A norma prevê várias formas de corpos de prova, porém os CP's utilizados para este trabalho foram do tipo SENB. As especificações dimensionais dos CP's estão no APNDICE A, FIGURA A2.

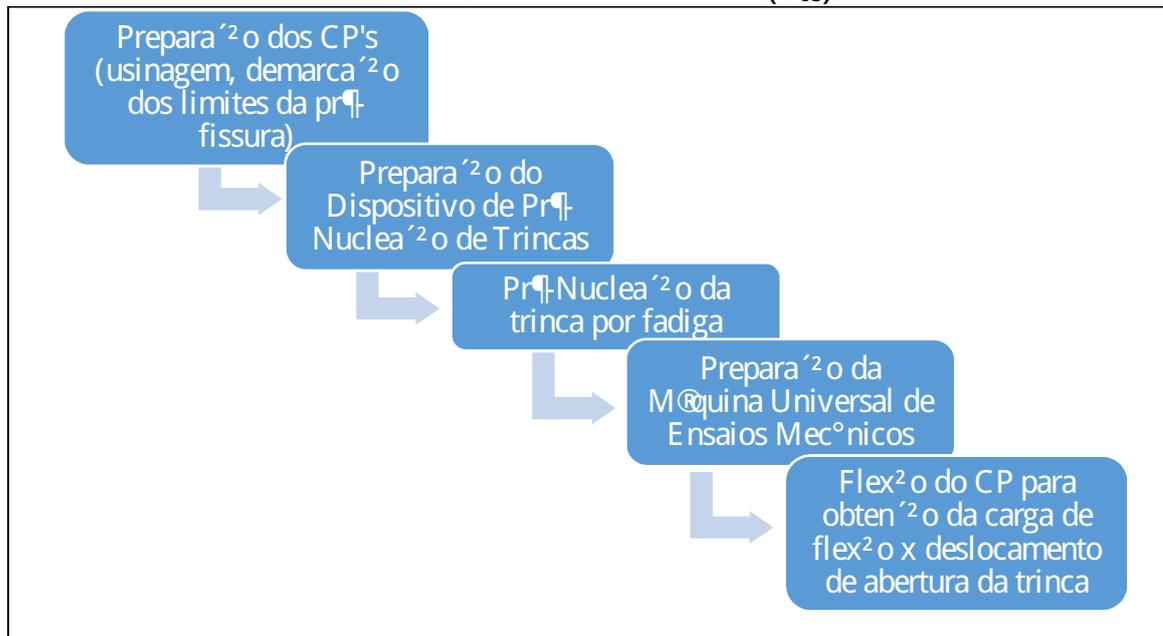
Figura 48 - Máquina universal de ensaios mecânicos MTS 810 utilizado para os ensaios mecânicos de tenacidade a fratura ( $K_{IC}$ ).



(Fonte: Autoria própria).

A Figura 49, ilustra o esquema geral utilizado na preparação dos corpos de prova para o ensaio mecânicos de tenacidade a fratura ( $K_{IC}$ ).

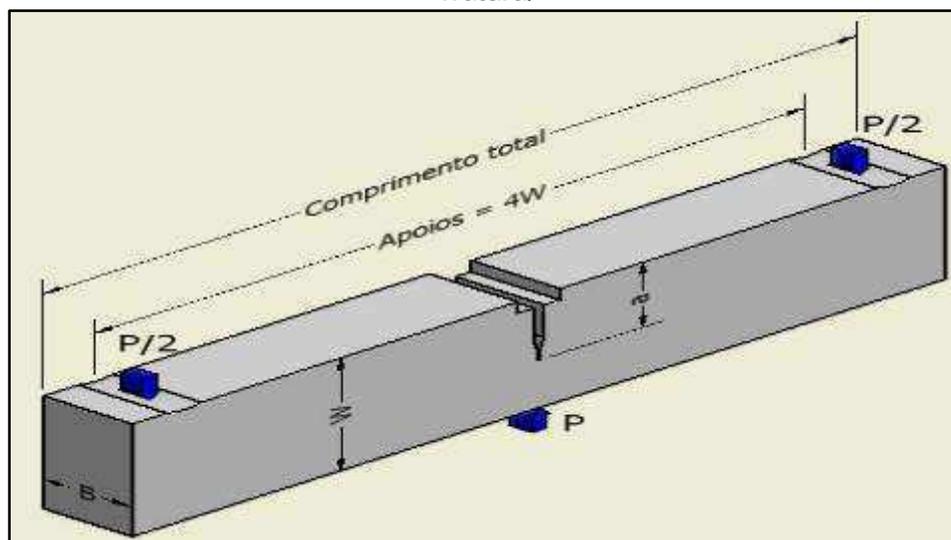
Figura 49 - Esquema geral utilizado na preparação dos corpos de prova para o ensaio mecânico de tenacidade a fratura ( $K_{IC}$ ).



(Fonte: Autoria própria).

Segundo a norma técnica, os CP's apresentam três características dimensionais importantes (APNDICE A, FIGURA A2): o comprimento da trinca ( $a$ ) a ser pré-nucleada, a espessura ( $B$ ) e a altura ( $W$ ), sendo que  $W = 2B$  e  $0,45 \leq a/W \leq 0,55$  (BS 7448 - 1, 1997). A Figura 50, ilustra a representação do CP com as características dimensionais mais importantes, segundo a norma técnica.

Figura 50 - Desenho esquemático do corpo de prova para ensaio mecânico de tenacidade a fratura.



(Fonte: Autoria própria).

A Tabela 14 mostra os principais valores destes fatores para a obtenção do valor do  $K_{IC}$ , submetidos a norma técnica (BS 7448 - 4, 1997).

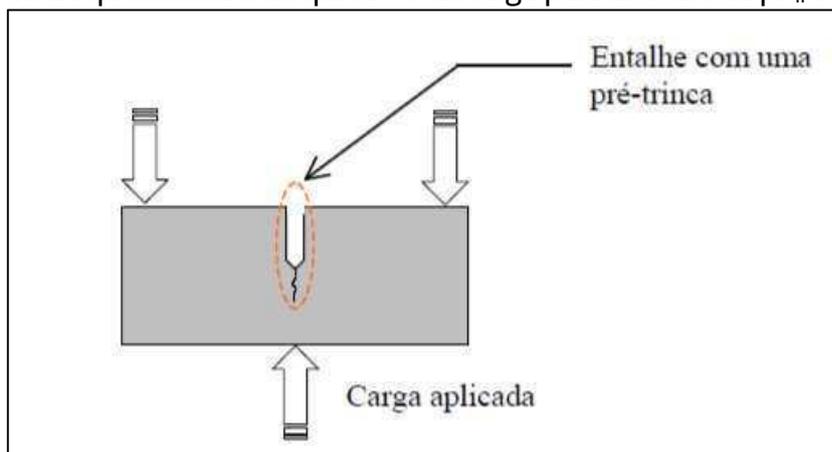
Tabela 14 - Dimensões do corpo de prova de tenacidade a fratura ( $K_{IC}$ ).

CORPOS DE PROVA TENACIDADE A FRATURA							
W (mm)	B (mm)	$a_0$ (mm)	a (mm)	S (mm)	$a_0/W$	$B/W$	$L/W$
25,40	12,70	11,20	$W \cdot 0,5$	101,60	0,50	2,66	

(Fonte: Autoria própria).

Para a realização dos ensaios, os corpos de prova foram submetidos inicialmente a uma pré-trinca na raiz do entalhe obtida por fadiga (Figura 51) por meio de uma carga cíclica constante. A pré-trinca de fadiga foi de aproximadamente 1,5 mm e a velocidade de carregamento foi de 0,5mm/min.

Figura 51 - Forma representativa da aplicação da carga para abertura da pré-trinca de fadiga.



(Fonte: Autoria própria).

Após a preparação dos corpos de prova com a abertura da pré-trinca de fadiga, os CP's foram submetidos ao ensaio de tenacidade - fratura (Figura 48) fazendo-se a leitura da variação da carga com o deslocamento do ponto de aplicação de carga. O deslocamento da abertura do início da trinca foi feito através de um clip gauge.

Após os CP's terem sido submetidos ao ensaio de tenacidade - fratura, a carga crítica ( $F_Q$ ) foi determinada a partir da curva  $P \times \Delta$  de acordo com a norma BS 7448 - 1 e a Figura 52. A partir de então, determinou-se a função  $f(a_0/W)$  e  $K_Q$  utilizando os valores da Tabela 15, de acordo com as expressões (1) e (2).



- ¿ Calcula-se o fator:  $\frac{W-a_0}{B}$  se o comprimento da trinca ( $a_0$ ), a espessura ( $B$ ) e o ligamento ( $W-a_0$ ), for igual ou maior que o valor da expressão (3), então  $K_Q = K_{IC}$ .

### 3.6 Ensaios de campo

O ensaio de campo é fundamental para a análise de como se comporta em trabalho as lâminas de corte, em situação real de trabalho, ou seja, de acordo com a aplicação de campo é possível avaliar a perda da capacidade de corte, redução do tempo de vida das lâminas, o custo envolvido com mão de obra especializada para realização das trocas e a perda da produtividade com as consequentes paradas de equipamentos.

Para tanto, conforme já mencionado, além dos CP's para ensaios mecânicos de laboratório, foram fabricadas 48 lâminas de corte (Tabela 15) e estas receberam os dois tipos de tratamentos térmico com os mesmos cuidados e parâmetros realizados para a fabricação dos CP's de tração e tenacidade à fratura ( $K_{IC}$ ): 24 lâminas receberam o tratamento térmico proposto pelo trabalho (PROP) e 24 lâminas receberam o tratamento térmico proposto pelo fabricante (FAB).

Tabela 15 - Teste em campo de lâminas com os dois tipos de tratamento térmico (PROP e FAB).

LÂMINAS DE CORTE	
Tratamento térmico proposto pelo trabalho (PROP)	Tratamento térmico proposto pelo fabricante (FAB)
24 lâminas	24 lâminas

(Fonte: Autoria própria).

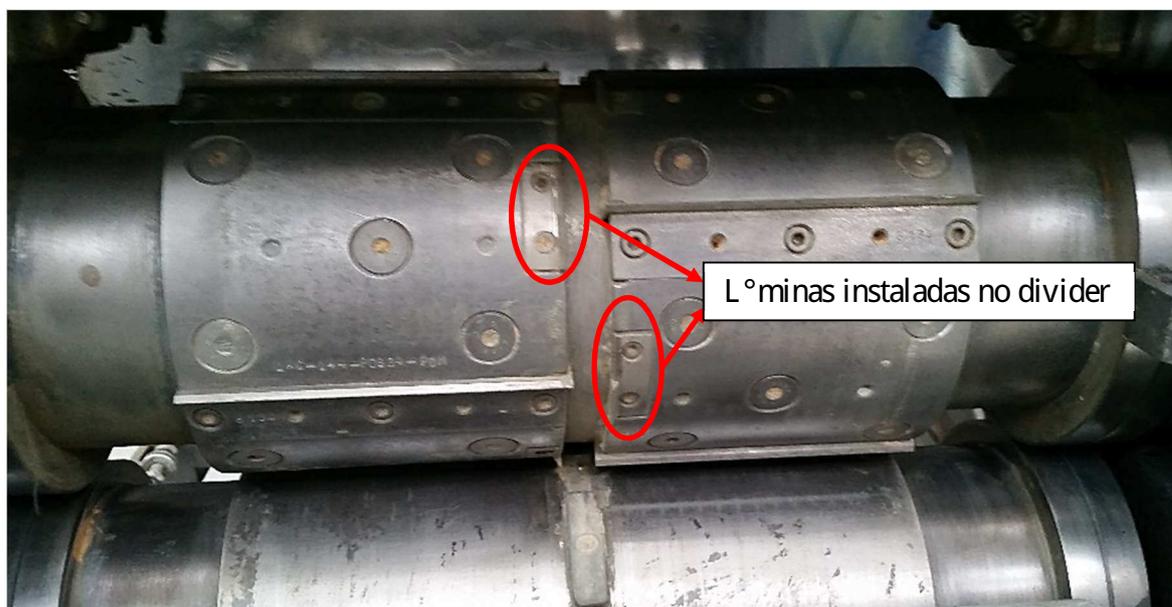
Para a condução dos trabalhos de campo, estas lâminas foram instaladas em dois divisores de corte de placas (Figura 53) simultaneamente e acompanhados o seu tempo de vida e qualidade de corte.

A instalação dos dois tipos de lâminas de corte foi registrada via duas solicitações de Manutenção Planejada (SMP) pois, foi realizado o planejamento da parada do equipamento e instalação das lâminas do novo material proposto para a realização do teste sem que o divisor estivesse parado por algum tipo de quebra (Solicitação de manutenção corretiva - SMC). Esta

solicitação de manutenção planejada (Figura 54) contém os dados referentes a data de realização do serviço de troca das lâminas, tempo decorrido na troca, mantenedor principal e secundário, equipamento, linha e número da SMP. O acompanhamento de troca de lâminas também foi realizado através de solicitações de manutenções corretivas (SMC), quando havia um dano desta em trabalho. Ambos os tipos de SM's contém os mesmos dados e informações. Este acompanhamento se deu no período de 2015 a 2017.

O objetivo do ensaio de campo é comparar os dois tipos de parâmetros de tratamento térmico nas amostras de lâminas de corte em condições reais de trabalho, e por fim, avaliar qual o processo de tratamento térmico é mais viável para a aplicação prática.

Figura 53 - Divider de corte de placas



(Fonte: Autoria própria).

Figura 54 - Solicitação de manutenção para troca de lâminas.

The screenshot shows a software window titled "Gestão de SM's". At the top, there is a menu bar with icons for "Novo", "Salvar", "Excluir", "Localizar", "Fechar", and "Imprimir". Below the menu, the main content area is divided into several sections:

- SM Nº: 97191** and **Status da SM** (Fechada! in a green box).
- Equipamento:** DIV02
- Nome do Cliente:** Cliente
- Mantenedor Principal:** (empty)
- Mantenedor Auxiliar 01:** (empty)
- Mantenedor Auxiliar 02:** (empty)
- Mantenedor Auxiliar 03:** (empty)
- Mantenedor Auxiliar 04:** (empty)
- Mantenedor Auxiliar 05:** (empty)
- Tipo de Problema:** Mecânica
- Gravidade do Problema:** CO
- Status da SM:** Aberta (radio button), Fechada (radio button, selected)
- Abertura da SM em:** 27/01/2016-16:32
- Tempo aberta:** 00:40:26
- Períodicidade (dias):** 0
- Status da Anomalia:** Pendente (radio button), Tratada (radio button), Não exige (radio button, selected)
- Descrição do Problema:** Lamina do dividir danificada :  
>> Aberta por: [input]  
>> Comunicado a: [input]  
Conjunto: div02
- Descrição da Solução:** foi substituída a lâmina ( horizontal ) de cortar contorno das placas

(Fonte: Autoria própria).

## 4.0 RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 4.1 Valores de dureza

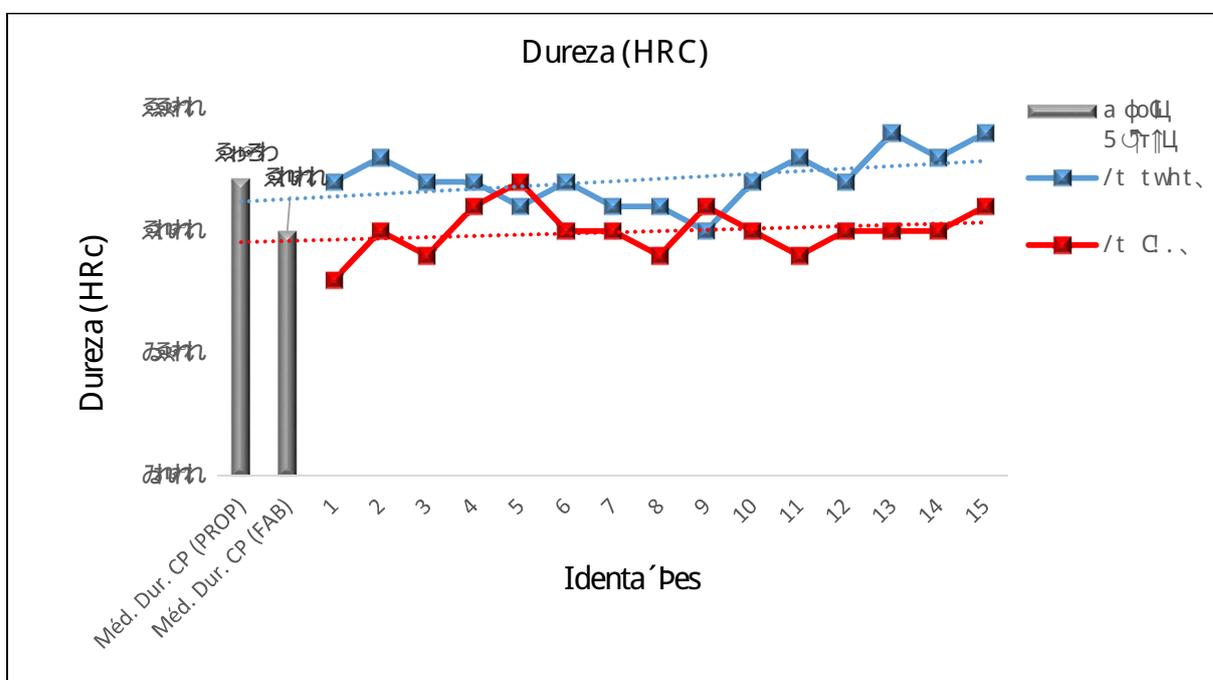
A análise de dureza realizado nos corpos de prova de tração e de tenacidade à fratura ( $K_{IC}$ ), e seus respectivos valores médios estão apresentados na Tabela 16 e na Figura 55. Estas análises foram realizadas nos CP's que receberam os dois tipos de tratamentos térmicos: tratamento proposto pelo trabalho (PROP) e o tratamento térmico proposto pelo fabricante (FAB).

Tabela 16 - Valores de dureza dos CP's.

VALORES DE DUREZA (HRC)		
AMOSTRA	CP (PROP)	CP (FAB)
1	52	48
2	53	50
3	52	49
4	52	51
5	51	52
6	52	50
7	51	50
8	51	49
9	50	51
10	52	50
11	53	49
12	52	50
13	54	50
14	53	50
15	54	51
DESVPAD	1,1	1,0
DUREZA MŚ DIA	52,13	50,00

(Fonte: Autoria prAria).

Figura 55 - Gráfico com valores de dureza dos CP's.



(Fonte: Autoria prAria).

Observando a Figura 55, a curva de dureza dos corpos de prova que receberam o tratamento térmico especificado pelo fabricante (FAB), apresentou uma leve queda de dureza comparado a curva de dureza obtida nos tratamentos térmicos proposto pelo trabalho (PROP).

Por ser um aço hipereutetáctico, a resposta ao tratamento térmico é excepcionalmente influenciada pelas condições de austenitização que definem a quantidade de carbono e elementos de liga dissolvidos na austenita e presentes sob a forma de carbonetos (SOUSA, 2008). Como foi mantida a mesma temperatura de austenitização, a variação de dureza pode ser explicada pelo fato da proposta de tratamento térmico oferecida pelo fabricante conter uma etapa a mais de revenido, aumentando levemente a precipitação e refinamento de carbonetos, com um pouco mais de relaxamento da matriz martensítica e consequentemente uma redução em sua dureza média.

#### 4.2 Valores de ultra microdureza

Por se ter uma falta de conhecimento sobre o comportamento mecânico dos carbonetos nos aços de ferramentas, principalmente devido às dificuldades experimentais associadas à sua meticulosidade e por o ensaio mecânico de ultra microdureza permitir a aplicação de cargas pequenas e que podem ser aplicadas diretamente na matriz ou no próprio carboneto, foram realizados ensaios de ultra microdureza nos carbonetos presentes nas amostras retirados dos corpos de prova de tenacidade a fratura ( $K_{IC}$ ) utilizando uma carga de 50 mN por um período de 15 s e com aumento de 500 vezes, os seus respectivos valores estão apresentados na Tabela 17 e na Figura 56.



Um outro fator importante a ser considerado para a análise desta variação nos valores apresentados na Tabela 17, é com relação à anisotropia.

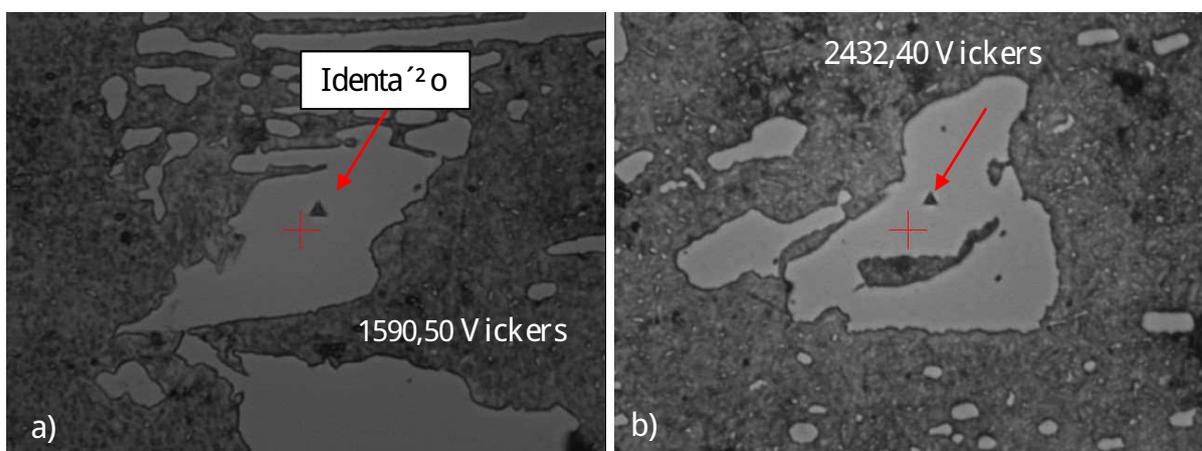
A dureza em carbonetos do tipo  $M_7C_3$ , e que está presente em grandes quantidades nos aços AISI D6 é muito útil na compreensão do efeito da orientação e forma deste carboneto na matriz do material sobre o comportamento mecânico dos aços ferramenta. Considerando que os carbonetos primários atuam como protagonistas para a iniciação da fratura, a anisotropia destes carbonetos, levará a um comportamento anisotrópico macroscópico, (CASELLAS et al, 2007). Este fato pode explicar a variação dos valores de ultra microdureza obtidos.

Na Figura 56, a curva de ultra microdureza realizada nos carbonetos dos corpos de prova que receberam o tratamento térmico especificado pelo fabricante (FAB), apresenta um maior valor de ultra microdureza comparado a curva obtida nos CP's que receberam o tratamento térmico proposto pelo trabalho (PROP), o que pode ser verificado também através da média e desvio padrão dos valores de dureza obtidos a partir da Tabela 17. Pelos valores de dureza obtidos conforme Tabela 17, demonstra que estes valores estão conforme mostra a literatura, pois segundo Junior (2006), os carbonetos do tipo  $M_7C_3$  apresentam uma microdureza média em torno de 1600 Vickers, ver Tabela 8.

Mesmo com uma etapa de revenido a mais nos CP's que receberam o tratamento térmico especificado pelo fabricante (FAB), os valores de ultra microdureza não apresentaram uma diferença significativa comparado com os CP's que receberam apenas uma etapa de revenido (proposto pelo trabalho), lembrando que em ambos os dois tipos de CP's a temperatura final de revenido (ver Tabela 12) para os CP's que receberam o tratamento térmico especificado pelo fabricante (FAB) e para os CP's que receberam o tratamento térmico especificado pelo trabalho (PROP), foi de 500°C.

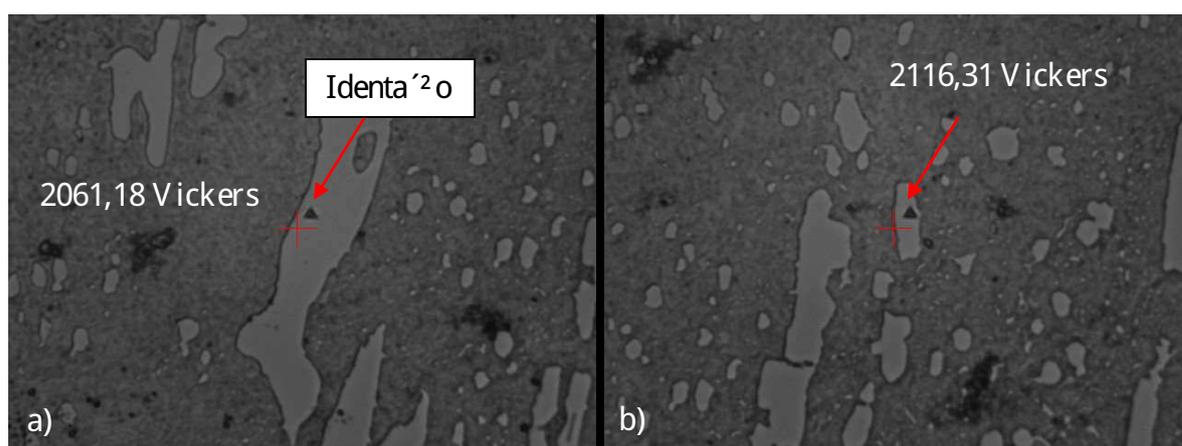
Verifica-se nas Figuras 57 e 58, as imagens com as identificações de ensaio de ultra microdureza realizados nos carbonetos dos CP's que receberam os diferentes tratamentos térmicos.

Figura 57 - Imagem de identificações realizadas nos carbonetos presentes nas amostras retiradas do CP que recebeu o tratamento proposto pelo trabalho (PROP).



(Fonte: Autoria própria).

Figura 58 - Imagem de identificações realizadas nos carbonetos presentes nas amostras retiradas do CP que recebeu o tratamento proposto pelo fabricante (FAB).



(Fonte: Autoria própria).

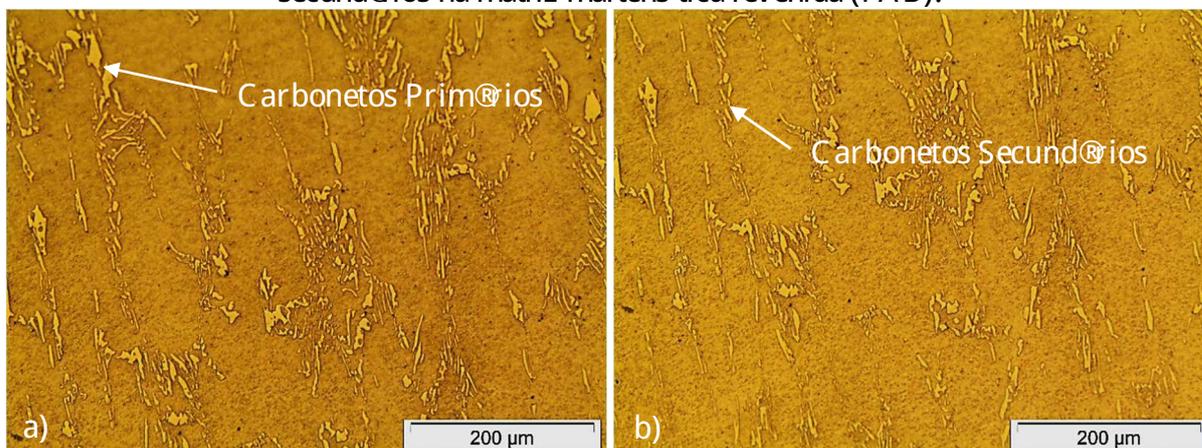
Observando as identificações realizadas nas Figuras 57 e 58, carbonetos primários existentes nos aços ferramenta AISI D6 são mais alongados como consequência das etapas de forjamento durante a fabricação. Os carbonetos neste aço são grandes o suficiente para dar melhores certezas nos resultados experimentais que os aços com pequenos carbonetos. Considerando que na ponta de diamante de três lados (Berkovich) a orientação do penetrador pode ser crítica com relação aos efeitos da anisotropia, a orientação do indentador deve ser mantida constante em relação ao eixo do carboneto durante as medições (CASELLAS et al, 2007).

### 4.3 Caracterização microestrutural

#### 4.3.1 Caracterização micrográfica CP's traço

Na Figura 59 (a) e (b), podemos ver a micrografia da seção transversal dos CP's de traço do aço AISI D6 temperado e revenido nas condições de tratamento térmico especificadas pelo fabricante (FAB). As micrografias foram obtidas por microscopia óptica com 100x de aumento.

Figura 59 - Micrografia do CP do aço AISI D6 apresentando carbonetos primários e secundários na matriz martensítica revenida (FAB).



(Fonte: Autoria própria).

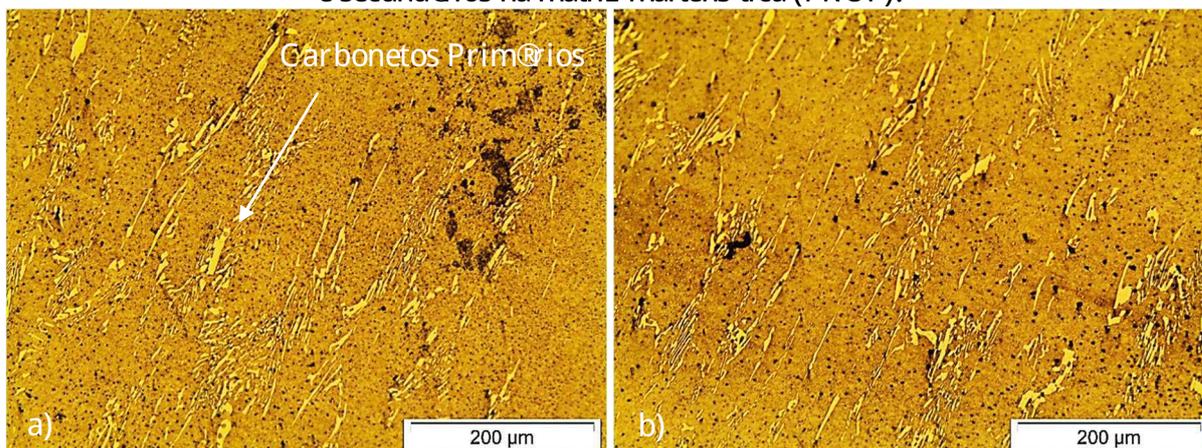
Nas micrografias apresentadas acima, a grande presença de carbonetos primários eutéticos em forma de ripas em uma matriz martensítica. Um fator importante a ser levado em consideração para a caracterização destes carbonetos, é a presença considerável do cromo na liga do aço em estudo, cerca de 11,50%, podendo formar em sua grande maioria, carbonetos de cromo podendo ser da forma  $M_7C_3$ , ou seja,  $(Cr, Fe)_7C_3$  (SILVA & MEI, 2014).

De acordo com Silva & Mei (2014), como os aços da série D (AISI D6) possuem uma alta resistência ao desgaste obtida pela grande presença de carbonetos primários de cromo, deve-se ter um grande controle das variáveis de solidificação na produção desses aços. Estes carbonetos primários encontram-se alinhados no sentido de laminação do material.

Foi também observado uma pequena presença de finos precipitados de carbonetos secundários na Figura 59 (b), provavelmente formados durante a decomposição no processo de tratamento térmico de tempera e revenido.

Na Figura 60 (a) e (b), está apresentada a micrografia da secção transversal dos CP's de aço AISI D6 temperado e revenido nas condições de tratamento térmico proposto pelo trabalho (PROP). As micrografias foram obtidas por microscopia óptica com 100x de aumento.

Figura 60 - Micrografia do CP do aço AISI D6 apresentando carbonetos primários grosseiros e secundários na matriz martensítica (PROP).

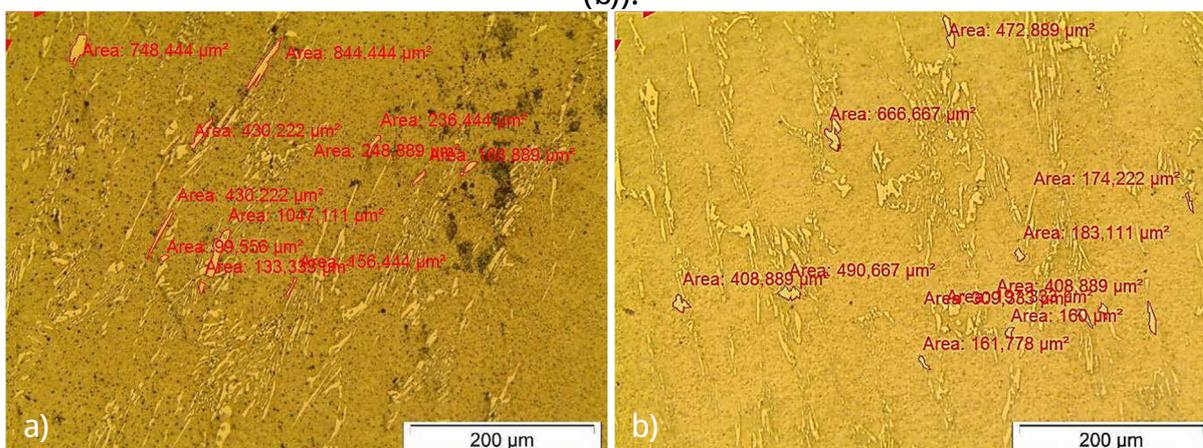


(Fonte: Autoria própria).

Estes carbonetos primários apresentados nas micrografias acima, não se dissolveram durante a austenitização. A concentração de carbonetos primários é bem mais visível nas micrografias realizadas nos CP's que receberam o tratamento térmico proposto pelo trabalho (PROP) (Figura 60 (a) e (b)), do que nas micrografias dos CP's que receberam o tratamento térmico proposto pelo fabricante (FAB), isto pode ser justificado pelo fato de ter ocorrido um processo de revenido a mais para os corpos de prova que receberam o tratamento térmico proposto pelo fabricante (Figura 59).

Juntamente com as micrografias realizadas, foram analisadas de forma quantitativa algumas amostras dos tamanhos dos carbonetos em unidade de área ( $\mu\text{m}^2$ ), a fim de comparar a área dos carbonetos nos dois tipos de CP's para os dois casos de tratamentos. Verifica-se na Figura 61(a) o CP que recebeu o tratamento térmico proposto pelo trabalho (PROP) e a Figura 61(b), o CP que recebeu o tratamento térmico proposto pelo fabricante (FAB), a Tabela 18 apresenta os valores das áreas destes carbonetos.

Figura 61 - Micrografia representando o tamanho dos carbonetos nos CP's (PROP (a) e FAB (b)).



(Fonte: Autoria própria).

Tabela 18 - Valores de Área dos carbonetos para os CP's com os dois tipos de tratamento térmico.

ÁREA DOS CARBONETOS (μm²)		
AMOSTRA	CP (PROP)	CP (FAB)
1	430,22	472,89
2	844,44	183,11
3	133,33	174,22
4	156,44	408,89
5	430,22	197,33
6	236,44	309,33
7	248,89	160,00
8	168,89	490,67
9	748,44	408,89
DESVPAD	262,11	136,22
ÁREA MÉDIA	377,48	311,70

(Fonte: Autoria própria).

Tomando por base os valores médios de Área realizados em algumas amostras de carbonetos nos dois tipos de CP's, os CP's que receberam o tratamento térmico proposto pelo trabalho (PROP) apresentaram um tamanho de carboneto maior que o CP que recebeu o tratamento térmico proposto pelo fabricante (FAB), um aumento de aproximadamente 21%. Este fato pode ser explicado pela realização de apenas uma etapa de revenido no CP (PROP), mantendo uma maior quantidade de carbonetos grosseiros e, portanto, podendo reduzir a tenacidade à fratura.

Com um aquecimento de temperatura lento e uniforme e um revenido realizado entre temperaturas de 200 °C a 540 °C, além de se obter um alívio das tensões resultantes da temperatura,

promove a precipitação de carbonetos secundários, responsáveis por aumentar a resistência ao desgaste. Os carbonetos primários eutéticos tornam-se mais finos e homogênea e distribuídos ao longo dos contornos e no interior dos grãos. Ao passo que o tamanho médio de carbonetos eutéticos diminui, a fração volumétrica total aumenta e a distância média entre eles diminui (CARDOSO, 1999; CHIAVERINI, 2013; Luan et al. 2010).

#### 4.3.2 Caracterização micrográfica dos CP's do ensaio de tenacidade à fratura ( $K_{IC}$ )

Observando a Figura 62, verifica-se a micrografia da seção transversal dos CP's do ensaio de tenacidade à fratura ( $K_{IC}$ ) do aço AISI D6 temperado e revenido nas condições de tratamento térmico especificadas pelo fabricante (FAB). As micrografias foram obtidas por microscopia óptica com 100x de aumento.

Figura 62 - Micrografia do CP de tenacidade à fratura ( $K_{IC}$ ) apresentando carbonetos primários na matriz martensítica revenida (FAB).

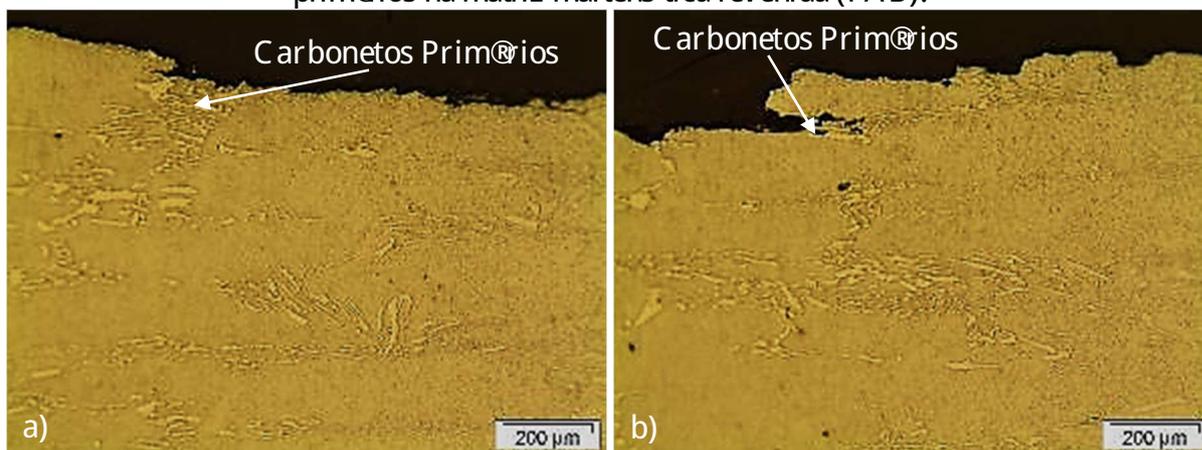


(Fonte: Autoria própria).

Pode-se verificar na micrografia apresentada na Figura 62, a grande presença de carbonetos primários eutéticos em forma de ripas em uma matriz martensítica. Um fator importante a ser levado em consideração é que a região onde ocorreu a propagação de trinca de fadiga possui uma grande concentração destes carbonetos propiciando assim um maior favorecimento para a fragilização do material.

A analisando o caminho da trinca no CP de tenacidade a fratura ( $K_{IC}$ ), pode-se verificar que ao longo da trinca tem-se uma grande presença de carbonetos grosseiros que facilitaram o caminho da propagação da trinca (Figura 63 (a) e (b)).

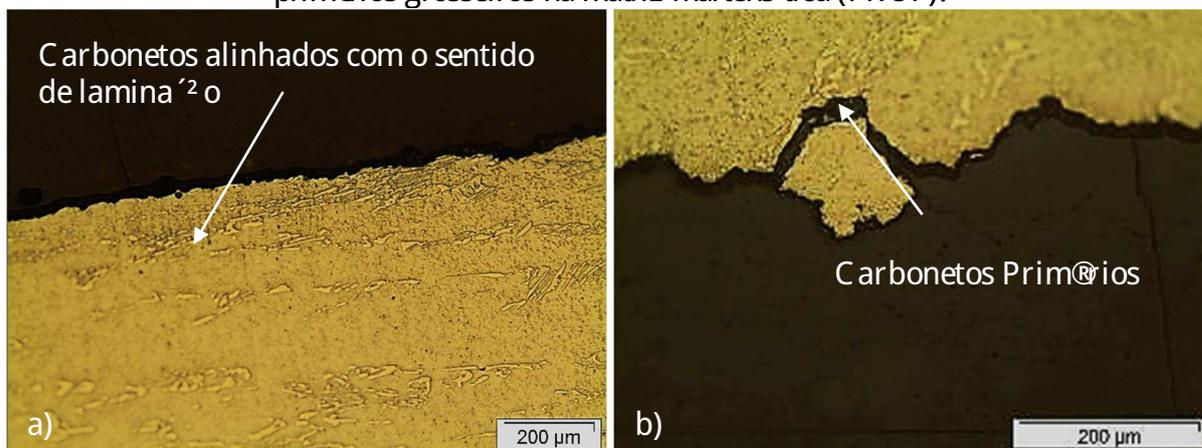
Figura 63 - Micrografia do CP de tenacidade a fratura ( $K_{IC}$ ) apresentando carbonetos primários na matriz martensítica revenida (FAB).



(Fonte: Autoria própria).

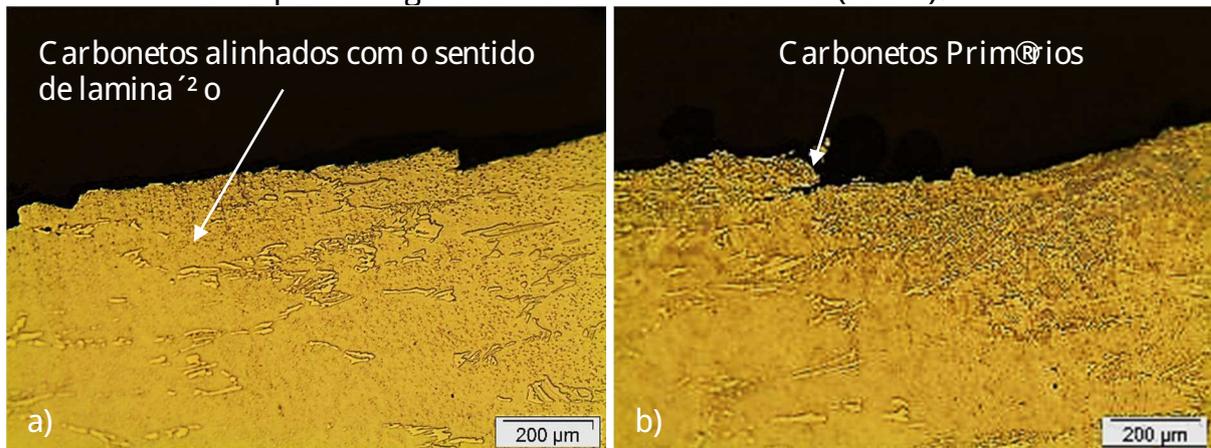
Observando as Figuras 64 e 65, podemos ver a micrografia da seção transversal dos CP's de tenacidade a fratura ( $K_{IC}$ ) do aço AISI D6 temperado e revenido nas condições de tratamento térmico especificadas pelo trabalho (PROP). As micrografias foram obtidas por microscopia óptica com 100x de aumento.

Figura 64 - Micrografia do CP de tenacidade a fratura ( $K_{IC}$ ), apresentando carbonetos primários grosseiros na matriz martensítica (PROP).



(Fonte: Autoria própria).

Figura 65 - Micrografia do CP de tenacidade à fratura ( $K_{IC}$ ), apresentando carbonetos primários grosseiros na matriz martensítica (PROP).



(Fonte: Autoria própria).

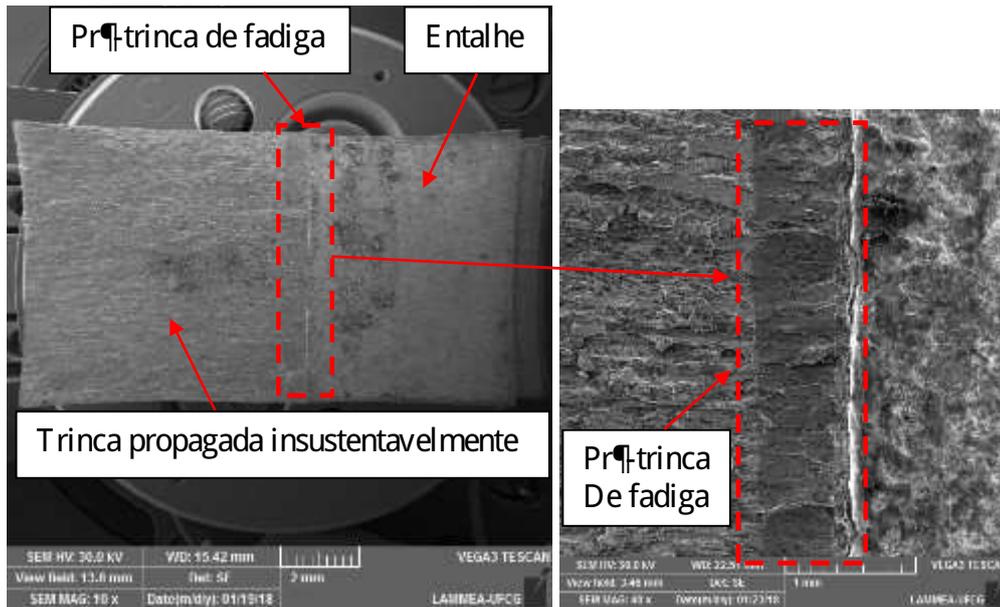
Nas micrografias apresentadas na Figura 65 (a) e (b), tanto nos CP's que receberam o tratamento térmico proposto pelo fabricante (FAB) quanto os CP's que receberam o tratamento térmico proposto pelo o trabalho (PROP), verifica-se que em ambos a grande presença de carbonetos primários eutéticos em forma de ripas em uma matriz martensítica. Foi também observado uma pequena presença de finos precipitados de carbonetos secundários, provavelmente formados durante o processo de tratamento térmico de tempera e revenido. Um outro fator a ser considerado é a propagação de trincas com a grande presença de carbonetos, levando em consideração que nas lâminas de corte em trabalho, estas regiões favorecem a ruptura do material e a redução da vida útil.

#### 4.3.3 Análise fractográfica

As análises das imagens de fratura dos corpos de prova submetidos ao ensaio de tenacidade a fratura ( $K_{IC}$ ), foram feitas em um MEV de modo a identificar as características da superfície da trinca. As imagens foram feitas de amostras dos CP's que receberam o tratamento térmico proposto pelo fabricante (FAB) e dos CP's que receberam o tratamento térmico proposto pelo o trabalho (PROP) de modo que para cada amostra, foram analisadas as regiões nitidamente diferenciadas pela própria evolução do processo de confecção, preparo e ensaio do CP estudado (Figura 66). Estas regiões como já foram faladas anteriormente, são divididas em: região do entalhe (usinação do CP), região de transição do entalhe - região da pré-nucleação da trinca de fadiga (denominada de 'A<sub>1</sub>'), região da trinca de fadiga pré-nucleada propriamente

dita com uma extensão dentro dos parâmetros da norma técnica (BS 7448 - 1, 1991), denominada de 'B', região de transição entre a trinca de fadiga primária nucleada e a trinca propagada de forma insustentável durante o ensaio de flexão (denominada de 'C') e a região final do corpo de prova (denominada de 'D').

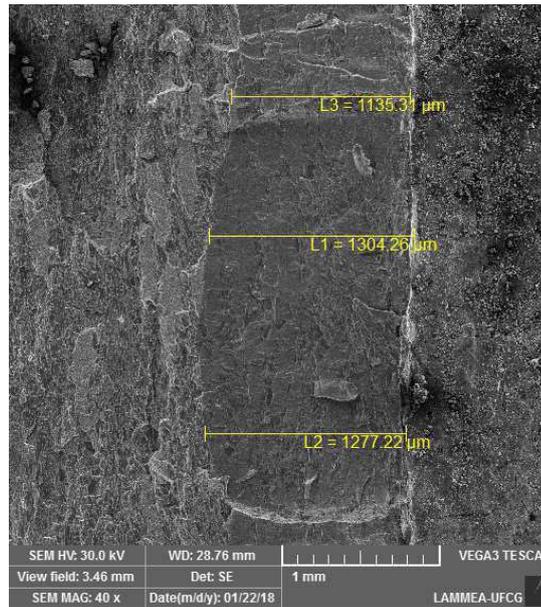
Figura 66 - Imagem da região do CP's de tenacidade a fratura ( $K_{IC}$ ) com aumento de 10x.



(Fonte: Autoria própria).

Com uma região de pré-trinca de fadiga bem definida, verificamos a medida aproximada desta região a fim de comparar com o valor teórico obtido (Ver Tabela 14). O valor teórico da pré-trinca de fadiga foi de 1,5mm, observando a Figura 67, podemos ver que o valor real aproximado da região de pré-trinca de fadiga foi a aproximadamente de 1,3 mm.

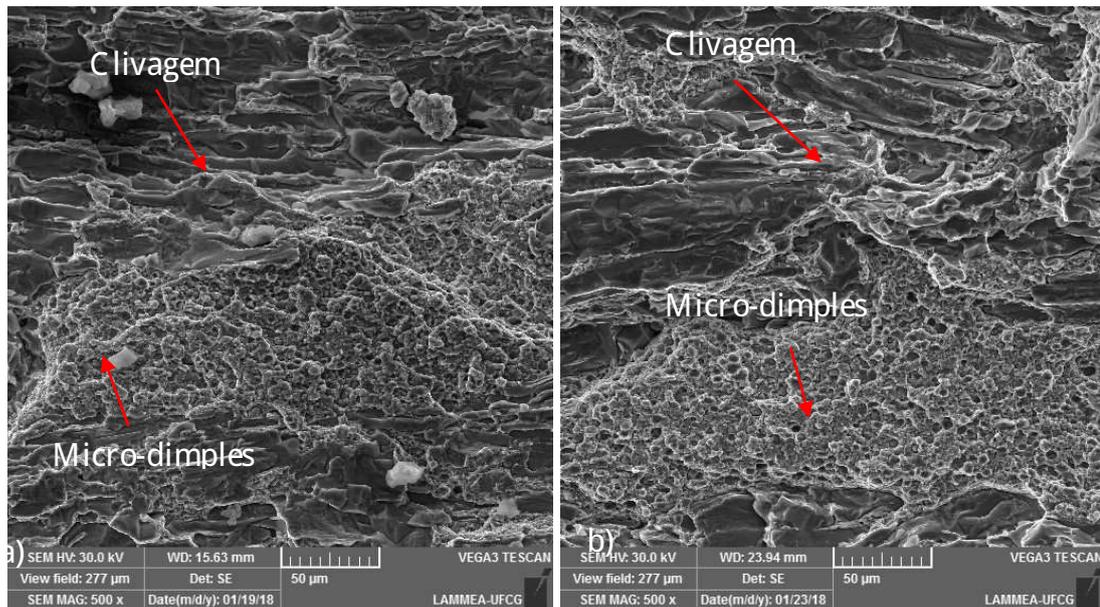
Figura 67 - Análise fractográfica da região de propagação de trinca de fadiga com aumento de 40x.



(Fonte: Autoria própria).

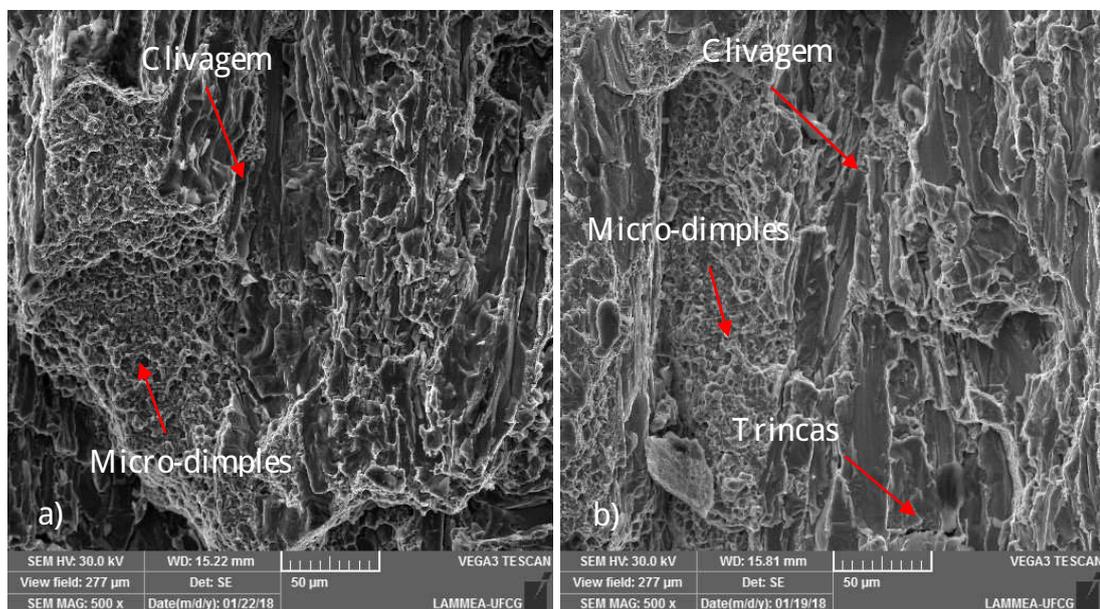
Analisando as Figuras 68 e 69, ambas com uma ampliação de 500x, verifica-se que na região dos CP's que receberam o tratamento térmico proposto pelo trabalho (PROP) e dos CP's que receberam o tratamento térmico proposto pelo fabricante (FAB), a presença de regiões tipicamente frágeis como também facetas de clivagem e regiões que apresentam micromecanismo de fratura por nucleação, crescimento e coalescimento de vazios (micro mecanismo).

Figura 68 - Imagem da região da fratura do CP's de tenacidade - fratura (PROP) do aço AISI D6 com aumento 500x.



(Fonte: Autoria própria).

Figura 69 - Imagem da região da fratura do CP's de tenacidade - fratura (FAB) de aço AISI D6 com aumento 500x



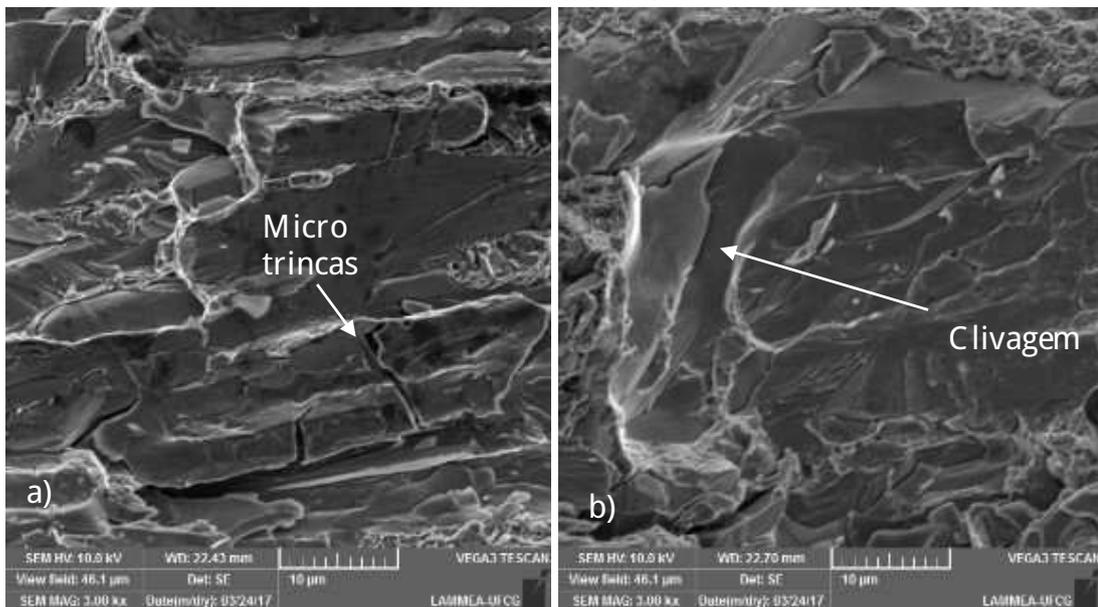
(Fonte: Autoria própria).

Das análises de fractografia dos corpos de prova de tração, que receberam os dois tipos de tratamento térmico, proposto pelo trabalho (PROP) e o proposto pelo fabricante (FAB),

foram realizadas através das imagens da região de ruptura dos CP's propagada instantaneamente, caracterizando uma fratura frágil transgranular.

Com uma ampliação de 3000x, observa-se na região de fratura dos CP's que receberam o tratamento proposto pelo fabricante (FAB), o aspecto bem mais característico da fratura frágil (Figura 70), apresentando assim, ser tipicamente frágil com a grande presença das facetas de clivagem.

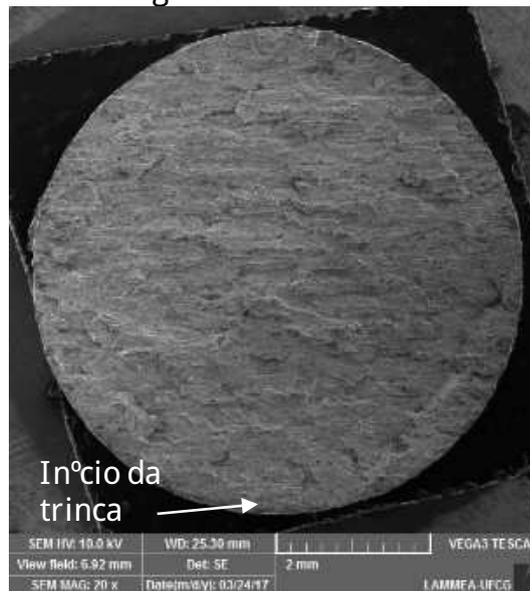
Figura 70 - Imagem da região da fratura do CP's de tração (FAB) do aço AISI D6 com aumento 3000x.



(Fonte: Autoria própria).

A fractografia dos corpos de prova de tração (20x de aumento) com tratamento térmico proposto pelo fabricante (FAB) apresenta uma fratura plana e sem a presença de sinais de deformação plástica, característicos de fratura frágil em um ensaio de tração como pode ser visto na Figura 71,

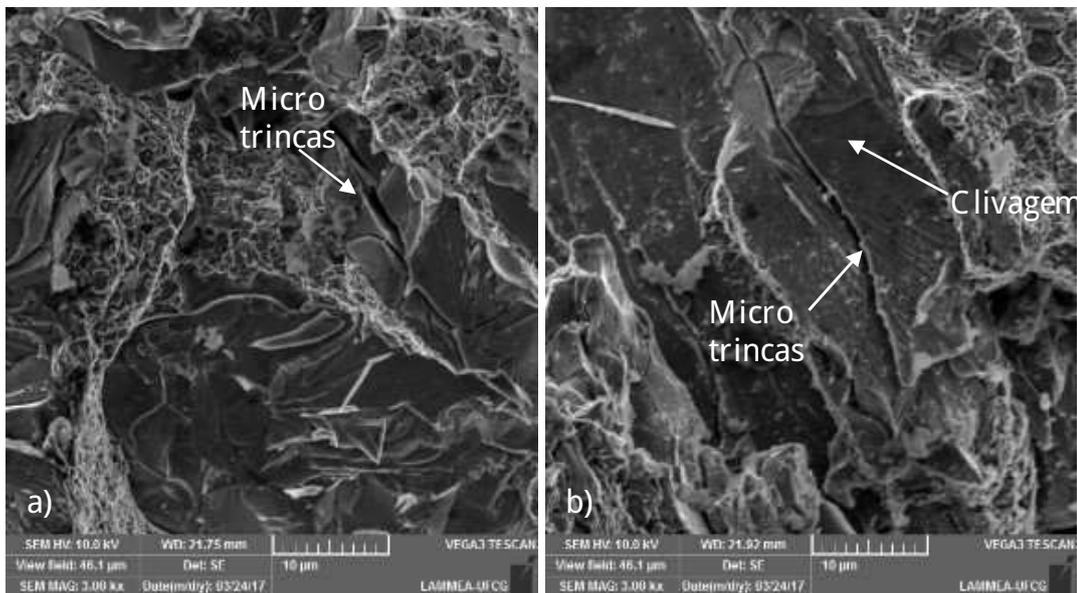
Figura 71 - Imagem da região de fratura dos CP's de tração (FAB) com fratura tipicamente frágil com aumento 20x.



(Fonte: Autoria própria).

No ensaio de tração, os CP's que receberam o tratamento térmico proposto pelo fabricante (FAB), quanto os que receberam o tratamento térmico proposto pelo trabalho (PROP), as imagens coletadas foram realizadas com a mesma ampliação de 3000x. Na Figura 72 observa-se a região fraturada dos CP's de tração na condição proposta pelo trabalho (PROP), foi observado o aspecto característico da fratura mostrando um perfil de fratura frágil com a presença das facetas de clivagem, com algumas áreas de micro dimples.

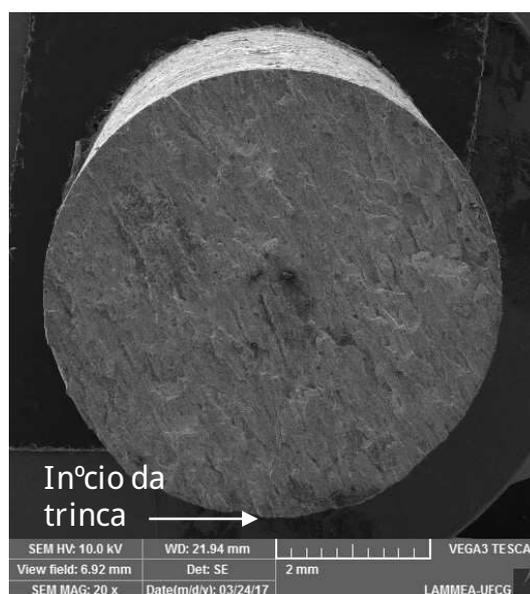
Figura 72 - Imagem da região da fratura do CP's (PROP) de ensaio de tração com aumento 3000x.



(Fonte: Autoria própria).

Pode-se verificar na Figura 73, a análise fractográfica realizada na superfície fraturada dos corpos de prova proposto pelo trabalho (PROP) de tração apresentando o aspecto característico de fratura plana e sem a presença de sinais de deformação plástica, características de fratura frágil sem sinais de tração. A imagem foi realizada com 20x de aumento.

Figura 73 - Imagem da região de fratura de CP (PROP) com fratura tipicamente frágil com aumento 20x.



(Fonte: Autoria própria).

A análise fractográfica realizada em ambos os CP's, mesmo os CP's que receberam uma etapa a mais de revenido (tratamento proposto pelo fabricante), não apresentaram grandes diferenças entre as superfícies de fratura.

Os dois tipos de tratamento mostraram regimes predominantemente frágis com a presença de planos de clivagem e regimes com uma característica mais dúctil com a formação de micro-dimples além da presença de micro trincas secundárias.

#### 4.3.4 Análise de espectroscopia de energia dispersiva

Os resultados da análise realizada via EDS (Espectroscopia de energia dispersiva) nos carbonetos presentes na microestrutura dos corpos de prova que receberam o tratamento proposto pelo fabricante (FAB), e os CP's que receberam o tratamento proposto pelo trabalho (PROP) estão apresentados na Tabela 19.

De acordo com Casellas (2007), o aço AISI D6 possui em sua estrutura a presença predominantemente de carbonetos do tipo  $M_7C_3$  e estes carbonetos são constituídos por altos teores de cromo, acima de 40% de peso atômico.

Logo a análise via EDS foi de fundamental importância para analisarmos e quantificarmos de forma aproximada os elementos predominantemente presentes nos carbonetos do aço tratado neste trabalho.

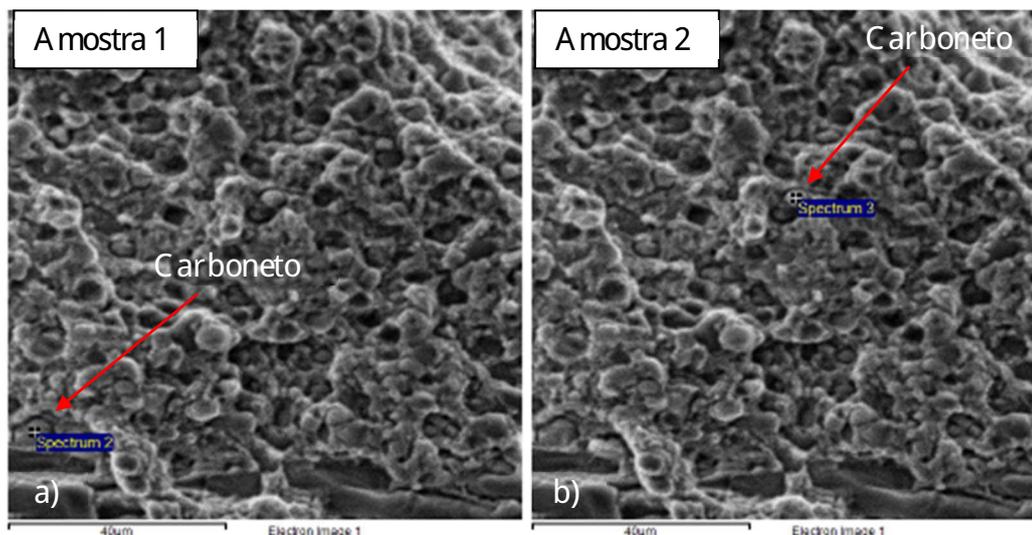
Tabela 19 - Percentual em peso dos principais elementos de liga do aço AISI D6

% DO PESO DOS ELEMENTOS QUIMICOS				
AMOSTRAS	ELEMENTO QUIMICO			
	V	Cr	Fe	W
AMOSTRA 1 (PROP)	0,89	47,01	51,01	1,1
AMOSTRA 2 (PROP)	0,62	35,37	63,07	0,94
AMOSTRA 3 (PROP)	0,81	43,47	54,68	1,04
DESVPAD	0,14	5,97	6,18	0,08
MŠ DIA (PROP)	0,77	41,95	56,25	1,03
AMOSTRA 4 (FAB)	0,34	25,52	73,52	0,62
AMOSTRA 5 (FAB)	0,51	33,91	65,3	0,28
AMOSTRA 6 (FAB)	0,47	28,27	71,11	0,15
DESVPAD	0,18	7,25	7,68	0,39
MŠ DIA (FAB)	0,44	29,23	69,98	0,35

(Fonte: Autoria própria).

A Figura 74, mostra a imagem com 1500x de aumento da análise de EDS feitas em amostras de carbonetos dos CP's que receberam o tratamento térmico proposto pelo trabalho (Amostras 1 e 2).

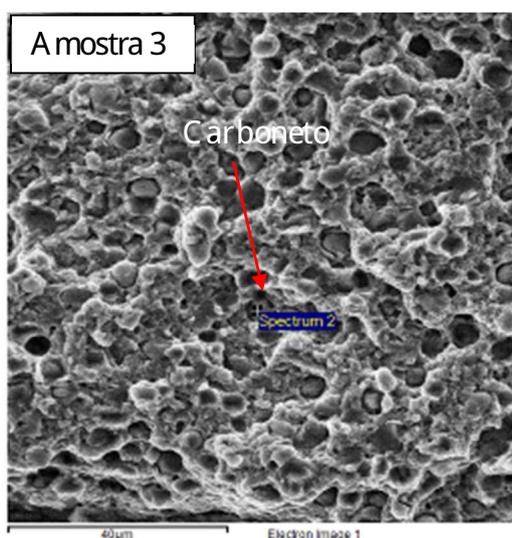
Figura 74 - Imagem obtida por EDS no carboneto da amostra 1 e 2 do CP (PROP) com 1500x.



(Fonte: Autoria própria).

A Figura 75, mostra a imagem com 1500x de aumento da análise de EDS feitas em amostras de carbonetos dos CP's que receberam o tratamento térmico proposto pelo trabalho (A mostra 3).

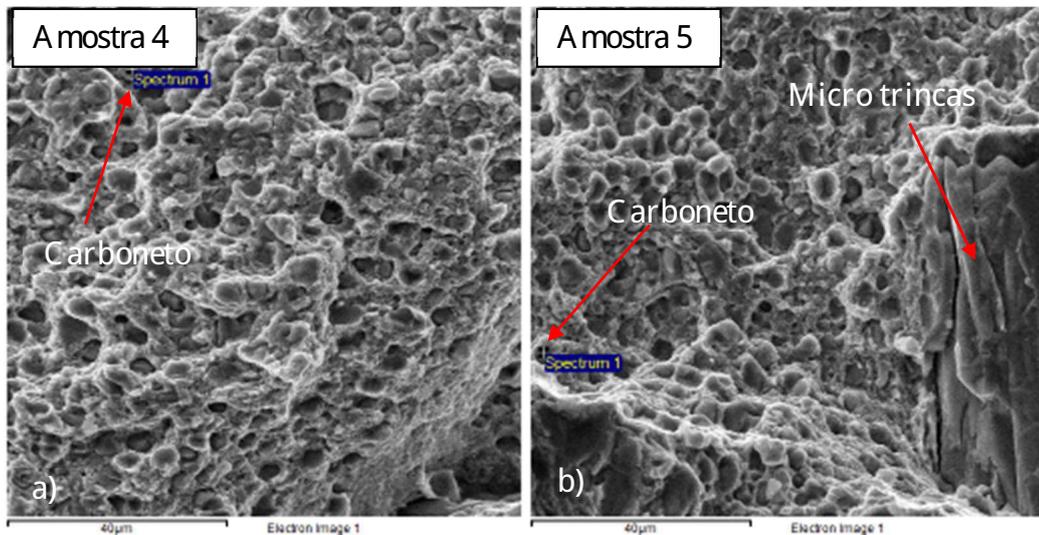
Figura 75 - Imagem obtida por EDS no carboneto da amostra 3 do CP (PROP) com 1500x.



(Fonte: Autoria própria).

A Figura 76, mostra a imagem com 1500x de aumento da análise de EDS feitas em amostras de carbonetos dos CP's que receberam o tratamento térmico proposto pelo fabricante (A mostras 4 e 5).

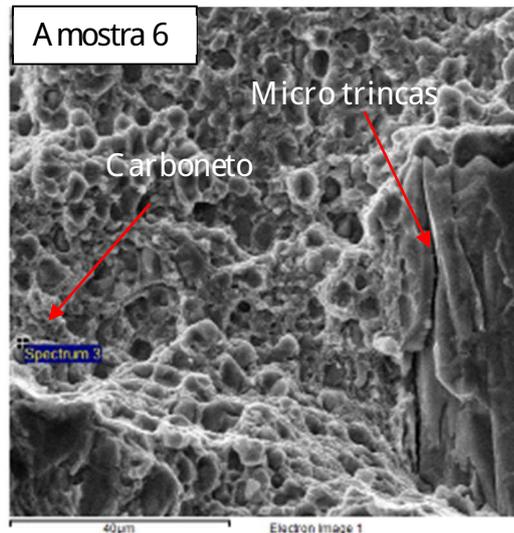
Figura 76 - Imagem obtida por EDS no carboneto das amostras 4 e 5 do CP (FAB) com 1500x.



(Fonte: Autoria própria).

A Figura 77, mostra a imagem com 1500x de aumento da análise de EDS feitas em amostras de carbonetos dos CP's que receberam o tratamento térmico proposto pelo fabricante (A mostra 6).

Figura 77 - Imagem obtida por EDS no carboneto da amostra 6 do CP (FAB) com 1500x.



(Fonte: Autoria própria).

Observando a Tabela 19, verifica-se que todas as amostras apresentam um alto teor de cromo nos carbonetos analisados. Segundo Sousa (2008) o alto teor de Cr adicionado ao aço AISI D6, tem a propriedade de aumentar a temperabilidade, resistência ao desgaste com o

aumento da dureza sem prejudicar a ductilidade, um outro fator importante a ser considerado para estes aços com relação a tenacidade, a tenacidade é fortemente influenciada pelos carbonetos eutéticos do tipo  $M_7C_3$ .

Comparando-se as propriedades mecânicas dos diferentes tipos de carbonetos, observa-se que o carboneto primário do tipo  $M_7C_3$  apresenta maiores valores de dureza do que o carboneto do tipo  $M_{23}C_6$ . A diferença apresentada nas propriedades mecânicas dos carbonetos  $M_7C_3$  e  $M_{23}C_6$  pode ser atribuída as diferenças de composição química e estrutura cristalina. O carboneto primário do tipo  $M_7C_3$  contém grandes quantidades de cromo e carbono apresentando assim, uma maior dureza (Lin et al, 2010).

Com base na literatura (Ver Tabela 9) e nos valores de microdureza apresentados na Tabela 17 e os teores de cromo apresentados na Tabela 19, pode-se afirmar que os carbonetos do tipo  $M_7C_3$ ,  $(Fe, Cr)_7C_3$ , são os principais carbonetos presentes no aço AISI D6.

#### 4.4 Ensaio de tração

As propriedades mecânicas determinadas pelos ensaios de tração podem ser vistas na Tabela 20.

Tabela 20 - Resultados dos ensaios de tração.

PROPRIEDADES MECANICAS DE TRAÇÃO		
MÓDULO DE ELASTICIDADE (GPa)	DEFORMAÇÃO (%)	TENSÃO MÁXIMA (MPa)
238,77	0,07	1491,85

(Fonte: Autoria própria).

Durante os ensaios mecânico de tração, alguns CP's que receberam os dois tipos de tratamento térmico (PROP e FAB) e que não se romperam na parte útil do corpo de prova, foram eliminados por não se enquadrarem nas exigências da norma ASTM E 8/E8M 13, Figura 78.

Figura 78 - CP's que não se romperam na parte útil.

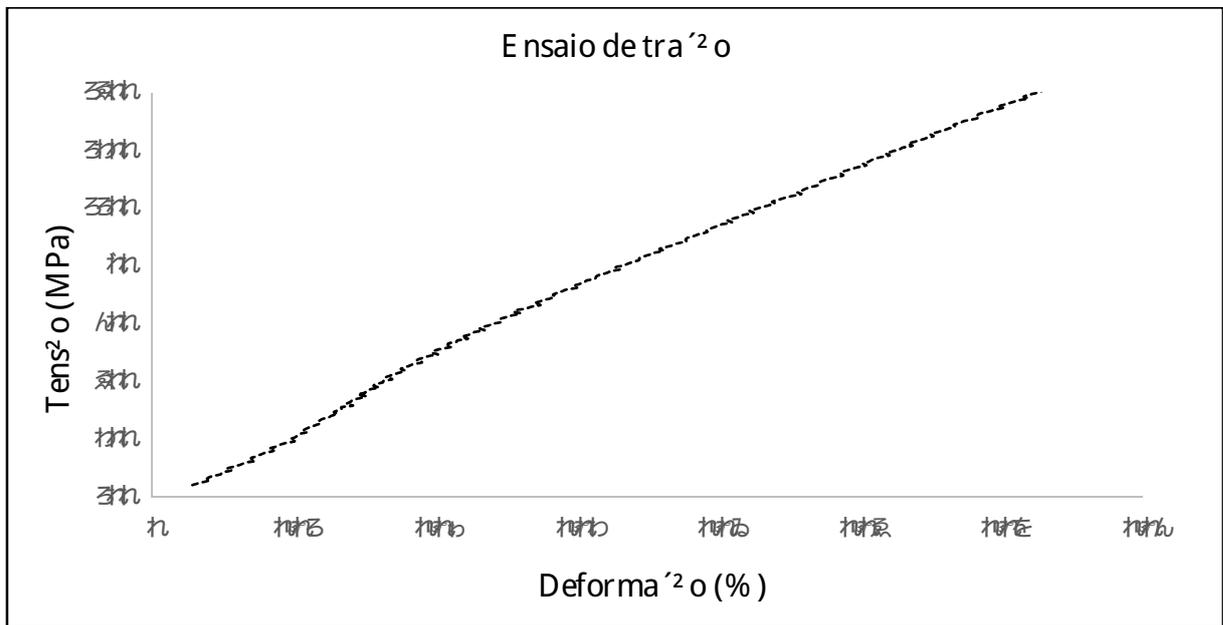


(Fonte: Autoria própria).

A Figura 79, ilustra o gráfico da curva de tensão (MPa) versus deformação (%) do ensaio de tração no CP que recebeu o tratamento térmico proposto pelo trabalho (PROP).

A curva de ensaio apresentou comportamento semelhante com a tensão limite de escoamento coincidindo com a tensão limite da resistência de fratura, típico de materiais frágeis. Pode-se afirmar que o duplo revenido não alterou o valor do limite de resistência, neste caso, do aço AISI D6.

Figura 79 - Gráfico de ensaio de tração do CP que recebeu o tratamento proposto pelo trabalho (PROP).



(Fonte: Autoria própria).

#### 4.5 Ensaio de tenacidade à fratura ( $K_{IC}$ )

Os valores de tenacidade à fratura ( $K_{IC}$ ) dos corpos de prova dos aços AISI D6, com tratamento térmico proposto pelo fabricante (FAB) e proposto pelo trabalho (PROP), foram calculados através da norma britânica BS 7448 - 1 e estão apresentados na Tabela 21. Pode-se observar que os valores de  $K_{IC}$  para os corpos de prova que receberam o tratamento térmico proposto pelo fabricante (FAB) como os que receberam o tratamento térmico proposto pelo trabalho (PROP) há uma diferença no valor de tenacidade a fratura de 7% maior para os CP's que receberam o tratamento térmico proposto pelo fabricante (FAB).

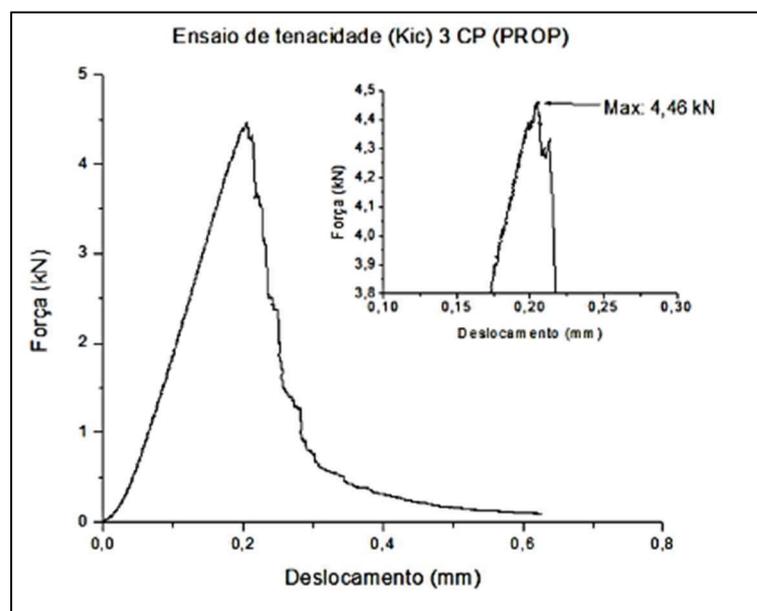
Tabela 21 - Resultados dos valores de  $K_Q$  e  $K_{IC}$ .

Valores de $K_Q$ (MPa.m <sup>1/2</sup> )			
	CP PROP	CP FAB	TESTE
VALORES DOS	21,03	22,34	$a_0, B, (W-a_0) \bar{h}$
ENSAIOS $K_Q$	22,87	26,81	$2,5x (K_Q / \bar{\sigma}_s)^2 =$
(MPa.m <sup>1/2</sup> )	23,45	21,45	0,57 mm
	-	25,50	Atende ao critério e, portanto, $K_Q = K_{IC}$
MÉDIA	22,45	24,02	

(Fonte: Autoria própria).

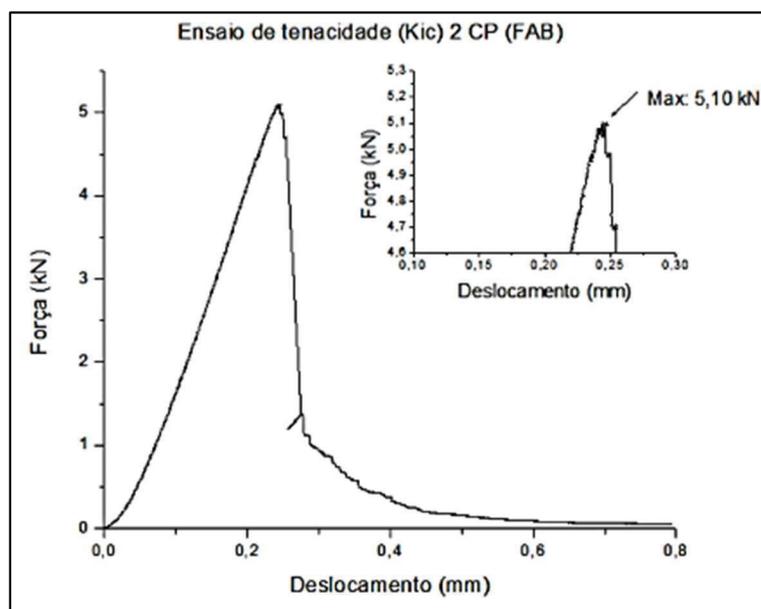
Nas Figuras 80 e 81 verifica-se as curvas de carga versus deslocamento do ponto de aplicação de carga, para os dois tratamentos realizados, dos ensaios de tenacidade - fratura. A fratura ocorreu de forma brusca, caracterizando o comportamento frágil do material.

Figura 80 - Gráfico de ensaio de tenacidade do 3º CP que recebeu o tratamento proposto pelo trabalho (PROP).



(Fonte: Autoria própria).

Figura 81 - Gráfico de ensaio de tenacidade do 2º CP que recebeu o tratamento proposto pelo fabricante (FAB).



(Fonte: Autoria própria).

#### 4.6 Análise de campo

O acompanhamento realizado em campo foi de ordem primordial para a obtenção do comportamento das lâminas de corte, em situação real de trabalho, ou seja, foi possível avaliar a perda da capacidade de corte, redução do tempo de vida das lâminas, o custo envolvido com mão de obra especializada para realização das trocas e a perda da produtividade e qualidade com as consequentes paradas de equipamentos.

Como foi especificado anteriormente, para a condução dos trabalhos de campo, estas lâminas foram instaladas em dois equipamentos/dividers de corte de placas simultaneamente e acompanhados através de solicitações de manutenção planejada (SMP), estas solicitações tem como objetivo principal além de acompanhar os equipamentos os quais foram instaladas as lâminas, avaliar o seu tempo de troca, relacionando assim, qual proposta de tratamento térmico apresenta um melhor resultado em campo, em condições reais de trabalho.

Iremos tratar apenas os dados que dizem respeito a quantidade de SMPs abertas seja corretiva ou planejada e a quantidade de lâminas trocadas no período de 2015 a 2017, com o objetivo de comparar o tempo de vida das lâminas que receberam os dois tipos de tratamentos térmicos que foram aplicados nas mesmas (tratamento térmico proposto pelo trabalho (PROP) e o tratamento térmico proposto pelo fabricante (FAB)), determinando assim a melhor opção.

Na Tabela 22, apresenta-se a quantidade de solicitações de manutenção (SMP e SMC) abertas para a realização de troca de lâminas de corte no período de 2015 a 2017 e a quantidade de máquinas instaladas no referente período. Verifica-se nas Figuras 82, 83 e 84 a representação esquemática da solicitação de abertura de solicitação de manutenção (SMP e SMC) para a atuação da manutenção.

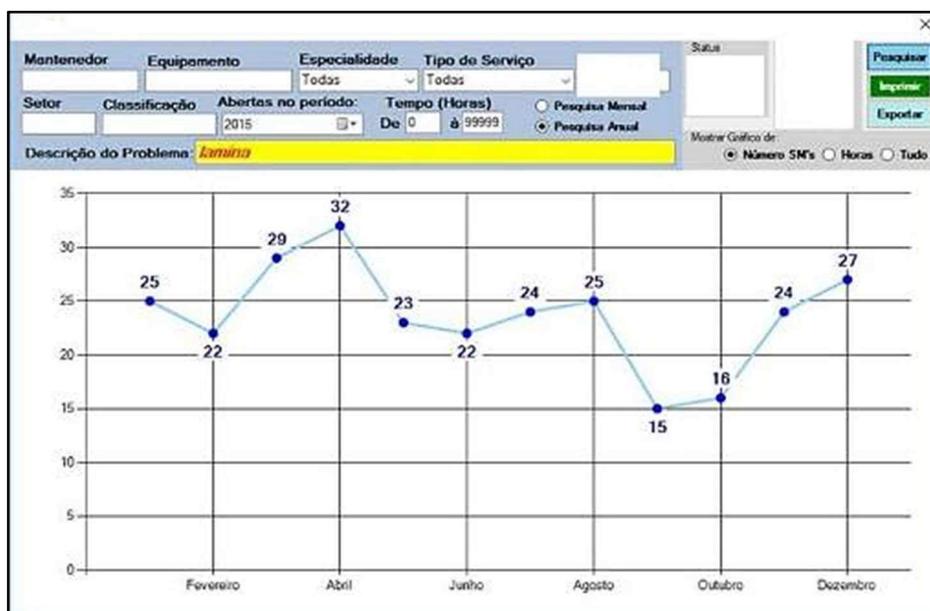
Tabela 22 - Quantidade de SM's abertas no período de 2015 a 2017.

QUANTIDADE DE SM's ABERTAS NO PERÍODO		
PERÍODO	SM's	Nº DE MÁQUINAS
2015	284	06
2016	353	08
2017	275	09

(Fonte: Autoria própria).

Figura 82, quantidade de SM's abertas para substituição de lâminas de corte no ano de 2015.

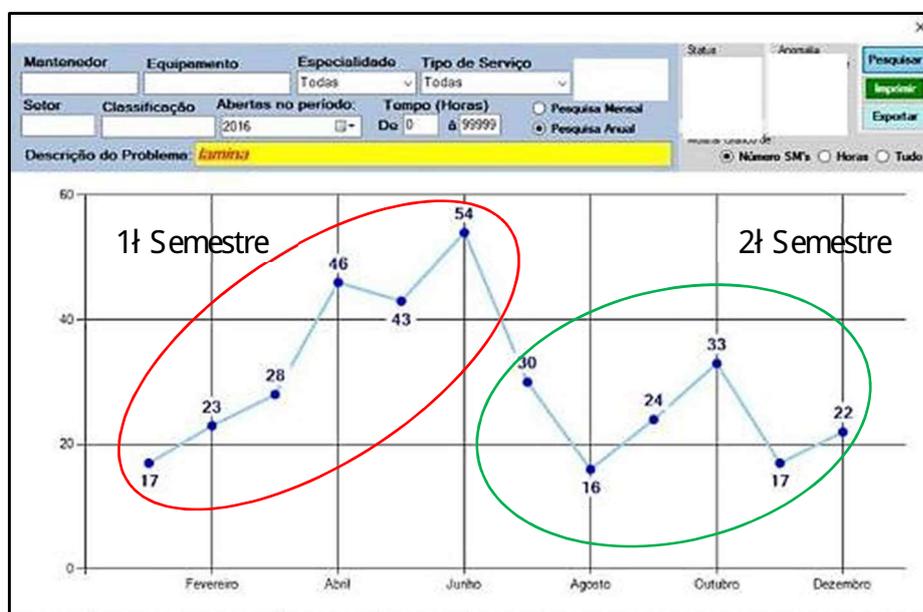
Figura 82 - SM's abertas no período de 2015.



(Fonte: Autoria própria).

Figura 83, quantidade de SM's abertas para substituição de lâminas de corte no ano de 2016.

Figura 83 - SM's abertas no período de 2016.

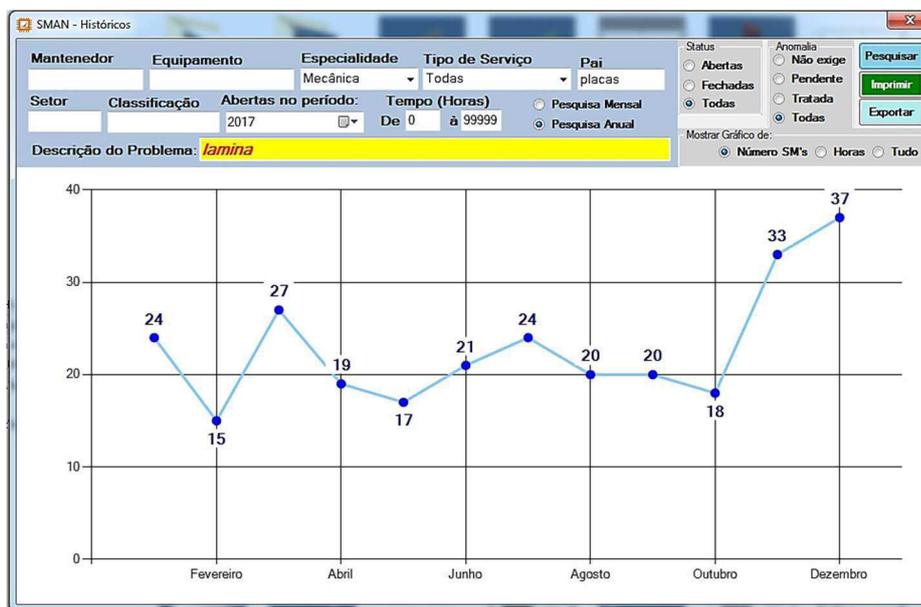


(Fonte: Autoria própria).

Analisando a Figura 83 e dividindo o período de 2016 em duas fases, verifica-se que existe uma diferença considerável na quantidade de solicitações de manutenção (SMP e SMC) para troca de lâminas realizadas no primeiro semestre (primeira fase) comparado com o segundo semestre (segunda fase). No primeiro semestre do ano de 2016, no período de janeiro a março existiam instaladas nos divisores lâminas importadas, e a partir de abril existiam instaladas nos divisores tanto lâminas importadas como lâminas que receberam o tratamento térmico proposto pelo trabalho (PROP). Já no segundo semestre existiam instaladas nos divisores apenas lâminas que receberam o tratamento térmico proposto pelo fabricante (FAB). Como as lâminas que receberam o tratamento térmico proposto pelo trabalho (PROP) apresentaram em campo uma redução do seu tempo de vida, ver Figura 85, o número de SM's no primeiro semestre foi bem maior comparado ao número de SM's abertas no segundo semestre.

Figura 84, quantidade de SM's abertas para substitui<sup>2</sup>o de l<sup>o</sup>minas de corte no ano de 2017.

Figura 84 - SM's abertas no per<sup>o</sup>odo de 2017.

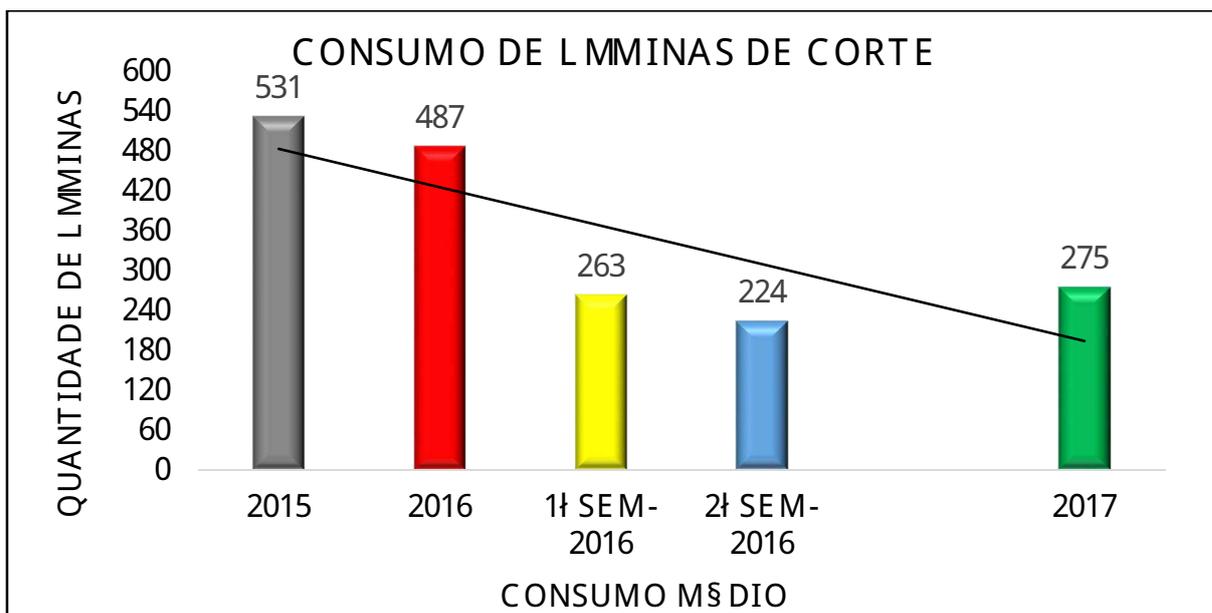


(Fonte: Autoria própria).

Uma importante observação que não podemos deixar de frisar é que, para a quantidade de SM's abertas no período citado, não significa afirmar que houve uma troca de l<sup>o</sup>minas proporcional a abertura de SM's (SMP e SMC), ou seja, cada dividor possui 8 l<sup>o</sup>minas de corte e certamente foram abertas SM's em que apenas uma l<sup>o</sup>mina de corte foi trocada e outras SM's foram abertas para a realização da troca de 2 ou mais l<sup>o</sup>minas de corte.

Pode-se afirmar esta questão facilmente observando a Figura 85. Na Figura 85 verifica-se a quantidade de l<sup>o</sup>minas de corte que foram solicitadas para a realização de trocas. A quantidade de l<sup>o</sup>minas requisitadas não é proporcional a quantidade de SM's abertas para o mesmo período.

Figura 85 - Gráfico do consumo de l<sup>o</sup>minas no período de 2015 a 2017.



(Fonte: Autoria própria).

No período de abril a junho do ano de 2016, existiam instaladas nos dividers tanto l<sup>o</sup>minas importadas como l<sup>o</sup>minas que receberam o tratamento térmico proposto pelo trabalho (PROP). Neste período tivemos um alto índice de aberturas de SM's atrelado a um alto consumo de l<sup>o</sup>minas de corte.

Anteriormente a este período, tinha-se um tempo de vida médio de corte das l<sup>o</sup>minas (L<sup>o</sup>minas importadas) de 32 dias. Após a instalação das l<sup>o</sup>minas que receberam o tratamento proposto pelo trabalho (PROP) este tempo de vida médio caiu drasticamente para 20 dias, aumentando o consumo de l<sup>o</sup>minas, custo com manutenção e horas de equipamentos parados (aumento do número de SM's). A solicitação da troca destas l<sup>o</sup>minas é realizada pelo operador, quando este verifica visualmente as l<sup>o</sup>minas e observa o desgaste (Figura 86).

Figura 86 - Divider com l<sup>o</sup>minas de corte danificadas.



(Fonte: Autoria própria).

Analisando o caso das lâminas que receberam o tratamento térmico proposto pelo fabricante (FAB), levando em consideração o aumento de máquinas instaladas no período de 2015 a 2017, cerca de 3 equipamentos a mais (Ver Tabela 22), o tempo de vida médio de corte das lâminas subiu representativamente de 32 dias (lâminas importadas) para 46 dias (aço AISI D6) entre trocas, em paralelo ao aumento ocorrido da instalação de novos equipamentos houve também uma redução significativa da quantidade de solicitações de manutenção (SMP e SMC) abertas para o mesmo período, aumentando a disponibilidade do equipamento e reduzindo o custo efetivo com requisitos de peças para troca e consequentemente a redução de 48% do consumo de lâminas de corte.

Fato este, ocorrido provavelmente por estas lâminas de corte terem passado por uma etapa a mais de revenido que além do alívio de tensões, tornou os carbonetos mais refinados e a lâmina bem mais tenaz comparado com o outro tipo de tratamento térmico aplicado (Mendanha et al, 2008).

## 5.0 CONCLUSÕES

A realização desta pesquisa permitiu concluir que:

- ¿ Com relação a dureza média de ambos os CP's (tratamento proposto pelo fabricante e proposto pelo trabalho), os valores foram bem próximos, mesmo levando em consideração que os CP's que receberam tratamento proposto pelo fabricante (FAB) apresentaram uma etapa de revenido a mais;
- ¿ Os valores médios de ultra microdureza realizados nos carbonetos nos CP's que receberam o tratamento térmico proposto pelo fabricante (FAB), apresentaram um maior valor comparado aos que receberam o tratamento térmico proposto pelo trabalho (PROP), cerca de 2,7%;
- ¿ Os valores médios de área realizados em algumas amostras de carbonetos nos dois tipos de CP's, indicaram que os CP's que receberam o tratamento térmico proposto pelo trabalho (PROP) apresentaram um tamanho de carboneto maior que o CP que recebeu o tratamento térmico proposto pelo fabricante (FAB), um aumento de aproximadamente 21%;
- ¿ Nas micrografias apresentadas, tanto para os CP's que receberam o tratamento térmico proposto pelo fabricante (FAB) quanto os CP's que receberam o tratamento térmico proposto pelo trabalho (PROP), verificou-se uma grande presença de carbonetos primários e eutéticos em forma de ripas em uma matriz martensítica;
- ¿ Observou-se uma pequena presença de finos precipitados de carbonetos secundários em ambos os CP's, provavelmente formados durante o processo de tratamento térmico de tempera e revenido;
- ¿ De acordo com a literatura técnica e com base nos valores de microdureza e os valores de teor de cromo apresentados por EDS existe uma grande possibilidade do aço em estudo (AISI D6) apresentar, principalmente, sua estrutura formada por carbonetos do tipo  $M_7C_3$ ;
- ¿ Todos os CP's apresentaram em sua análise fractográfica, um aspecto tipicamente frágil com a grande presença das facetas de clivagem e a presença de pequenas regiões com micromecanismo dúctil de fratura;

- ¿ Os valores de tenacidade à fratura ( $K_{IC}$ ) dos corpos de prova com tratamento térmico proposto pelo fabricante (FAB) e proposto pelo trabalho (PROP), variaram muito pouco;
- ¿ Os CP's que receberam o tratamento térmico proposto pelo fabricante (FAB) apresentaram uma maior tenacidade à fratura ( $K_{IC}$ ), com um aumento cerca de 7%;
- ¿ Para as duas condições de tratamento testadas, a condição que apresentou os melhores resultados em campo, ou seja, com maior tempo de vida de corte, foram as lâminas de corte que receberam o tratamento térmico proposto pelo fabricante (FAB);
- ¿ O excelente resultado obtido em campo com CP's que receberam tratamento proposto pelo fabricante (FAB), pode ser atrelado por este ter sido submetido a realização de uma segunda etapa de revenido, favorecendo a formação de carbonetos mais refinados e precipitação de carbonetos secundários, aumentando a tenacidade das peças e influenciando os testes de campo;
- ¿ A partir da implantação nos dividers das lâminas que receberam o tratamento térmico proposto pelo fabricante (FAB) no final do período de 2016, o número de SM's e de requisitos de lâminas baixou significativamente;
- ¿ Com relação as propriedades mecânicas de dureza, tenacidade à fratura, tração e microestrutura, não se observou grandes diferenças destas propriedades levando em consideração os tipos de tratamentos térmicos aplicados nos dois tipos de CP's. Verificamos um grande ganho nos ensaios de campo para os CP's que receberam o tratamento térmico proposto pelo fabricante (FAB).

## 6.0 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- ¿ Realizar teste de campo com outras condições de tratamento térmico e outras ligas de aços ferramenta para trabalho a frio como por exemplo o VF800AT e o SINTER GD30;
- ¿ Propor outro revenimento com temperatura de 200°C;
- ¿ Aplicar planejamento experimental a fim de verificar outras condições de ensaios;
- ¿ Realizar caracterização de carbonetos primários através de metodologia como DRX e MET;
- ¿ Modificar o sentido de retirada de matéria prima para usinagem dos CP's a fim de verificar a influência da anisotropia nas propriedades mecânicas das lâminas de corte;
- ¿ Investigar o real fato de modo de falha das lâminas de corte em trabalho.

## 7.0 REFERÊNCIAS

ABNT - Materiais Metálicos - Determinação da Dureza Vickers (Método de Ensaio). [S.I.]: ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS, 1981. NBR 6672/81.

AMOS BÄHLER. Catálogo Técnico K107, 2006. Disponível em: < [http://www.bohler-brasil.com.br/br/b\\_672.php](http://www.bohler-brasil.com.br/br/b_672.php)>. Acesso em: 12 out. 2017.

AMOS VILLARES. Catálogos Técnicos - Aços para trabalho a frio VC131, 2009. Disponível em: < <http://www.villaresmetals.com.br/villares/pt/Produtos/Acos-Ferramenta/Trabalho-a-frio/VC131>>. Acesso em: 12 out. 2017.

ANDERSON, T.L. Fracture Mechanics - Fundamental and Applications. 3ª Edição. New York: Taylor & Francis Group, 2005. p. 03.

ARAÚJO F. O. O.; RIBEIRO, O. C. S.; NEVES, M. D. M. das; AMBROZIO F. F.; SILVA, C. H. L. da. A influência do tratamento térmico na resistência à ruptura transversal de dois aços rápidos obtidos por metalurgia do pó. In: CONGRESSO ANUAL DA ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METALURGIA E MATERIAIS - INTERNACIONAL, 59. 24-28 jul. 2004, São Paulo. Anais eletrônico... São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2004a. p. 2017-2025.

ASM METALS HANDBOOK. Properties and Selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys Section: Publication Information and Contributors. Volume 1, 1990.

BAPTISTA, A. L. B.; NASCIMENTO, I. A. Revestimentos duros resistentes ao desgaste depositados por soldagem utilizados na recuperação de elementos de máquinas. Rio de Janeiro: Spectru Instrumental Científico. Disponível em: < <http://www.spectru.com.br/Metalurgia/diversos/soldadesgaste.pdf>>. Acesso em: 23 out. 2017.

BOCCALINI J. M.; CORRÊA, A. V. O.; GOLDENSTEIN, H. Classificação e caracterização morfológica dos eutéticos  $\gamma$ -M<sub>2</sub>C e  $\gamma$ -MC do aço rápido AISI M2. In: CONGRESSO ANUAL DA ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METALURGIA E MATERIAIS, 51., 5-9 ago. 1996, Porto Alegre. Anais eletrônico... São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 1996b. v. 3, p. 551-570.

BOCCALINI, J. M.; GOLDENSTEIN, H.; MATSUBARA, Y. Effects of nitrogen and rare earth metals on the morphology of  $\text{M}_2\text{C}$ ,  $\text{M}_6\text{C}$  and  $\text{MC}$  eutectics of the as-cast M2 high speed steel. In: INTERNATIONAL COLLOQUIUM EVOLUTION OF CUTTING MATERIALS, 13., Nov. 1996, Saint-Étienne. Proceedings - Saint-Étienne: Cercle d'Etudes des Matériaux, 1996c. v. 16, p. 6.1-6.12.

BRITISH STANDARD. Fracture mechanics toughness tests - Part 1: Method for determination of  $K_{Ic}$ , critical CTOD and critical  $J$  values of metallic materials - BS 7448-1. 1991. 50p.

BRITISH STANDARD. Fracture mechanics toughness tests - Part 4: Method for determination of Fracture Resistance Curves and Initiation Values for Stable Crack Extension in Metallic Materials - BS 7448-4. 1997. 54p.

BROOKS, C. R. Principle of Austenitization of Steels. England. Elsevier Science Publishers, 1992.

CARDOSO, P. A. S. L. Influência dos Tratamentos Térmicos de Tempera e Revenimento no Processo de Nitretação em Banho de Sais no Aço Rápido AISI M-2. 1999. Dissertação (Mestrado) - Curso de Ciências na Área de Reatores Nucleares de Potência e Tecnologia do Combustível Nuclear, Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares da Universidade de São Paulo, São Paulo, 1999.

CASELLAS, D. Caro, J. Molas, S. Prado, S. Valls, I. Fracture toughness of carbides in tool steels evaluated by nanoindentation - CTM - Technological Centre, Avda Bases de Manresa, 1, 08242 Manresa, Spain ROVALMA S.A., Apdo. 51, PI Can Parellada, 08228 Terrassa, Spain 29 March 2007.

CELESTINO, P.A.P; FELIPE, R.C.T.S; MACHADO, T.G. Análise comparativa entre o tratamento térmico (tempera) e o tratamento termoquímico (cementação) realizado em aço 1040, Rio Grande do Norte, p. 2, 2007.

CESCON, T. Desenvolvimento e caracterização de aço rápido contendo nióbio a partir da matriz do aço M2. 1990. 237 p. Tese (Doutorado em Engenharia) - Departamento de Engenharia Metalúrgica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 1990.

CHIAVERINI, Vicente. Tecnologia Mecânica - Processos de Fabricação e Tratamento. Volume III, 2ª Edição. São Paulo: Pearson, 2013. p. 96 - 114.

CONDE, R.H. Recubrimientos resistentes al desgaste. Boletín Técnico Conarco, n. 85, dec. 1986. p. 2-20.

Effting C. Mecânica da Fratura Aplicada aos Materiais Dúcteis e Frágeis. 2004. 247f. Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal do Estado de Santa Catarina - Centro de Ciências Tecnológicas - Departamento de Engenharia Mecânica - Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia dos Materiais. Joinville. 2004.

EPICIER, T.; ACEVEDO-REYES, D.; PEREZ, M. Crystallographic structure of vanadium carbide precipitates in a model Fe-C-V steel. Philosophical Magazine, London, v. 88, n. 1, p. 31-45, Aug. 2007.

FELPCIO, E. A. Estudo da Implementação de Conceito da Produção enxuta Para Redução de Resíduos em uma Manufatura do Ramo Siderúrgico. Trabalho de Conclusão de Curso - Faculdade de Engenharia da Universidade Federal de Juiz de Fora, Juiz de Fora, 2012. p. 17.

FERRARESI, D. Fundamentos da Usinagem dos Metais. Volume I, Editora Edgard Blücher, São Paulo, 751f. 1970.

GABARDO, J. F. Estudo da Tenacidade do Aço Ferramenta H13. 2008. 71f. Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal do Paraná - Engenharia Mecânica, na Área de Manufatura, Curitiba, 2008.

GAHR, K. Z. Microstructure and wear of materials. Tribology series, v10. Amsterdam: Elsevier, 1987. 560 p.

GERDAU, Aços Finos Piratini, Manual de Aços, Edição Atualizada 2003. Disponível em: <<https://www.gerdau.com/br/pt/produtos/catalogos-e-manuais#>>. Acesso em: 12 out. 2017.

GODEC, M.; BATIC, B. S.; MANDRINO, D.; NAGODE, A.; LESKOVSEK, V.; SKAPIN, S. D.; JENKO, M. Characterization of the carbides and the martensite phase in powder metallurgy high speed steel. Materials Characterization. Amsterdam, Apr. 2010. v. 61, n. 4, p. 452-458.

HELLMAN, M. M.; WISELL, H. Effects of structure on toughness and grindability of high speed steels. In: COLLOQUE INTERNATIONAL SUR LES ACIERS À COUPE RAPIDE, 1., 6-7 Nov. 1975, Saint-Étienne. Bulletin. Saint-Étienne: Cercle d'Etudes des Métaux, 1975. p. 483-516.

HUTCHINGS, I. M. Tribology: friction and wear of engineering materials. Boca Raton: CRC Press, 1992. 284 p.

JOHNSON, A. R. Fracture toughness of AISI M2 and M7 high speed steel. Metallurgical and Materials Transactions A, Russel Township, Jun. 1977. v. 8, n. 6, p. 891-897.

JUNIOR, A. B. Estudo do Efeito da Nitretação Líquida e Gasosa no Comportamento Mecânico de um Aço Ferramenta para Trabalho a Frio Sinterizado 2,3% C - 12,5% Cr - 1,1% Mo - 4% V, Temperado e Revenido. 2001. 223f. Tese (Doutorado em Ciências na Área de Reatores Nucleares de Potência e Tecnologia do Combustível Nuclear). Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares - Autarquia associada à Universidade de São Paulo - São Paulo, 2001.

JUNIOR, E. S. Efeito do tratamento térmico na microestrutura e nas propriedades mecânicas de aços ferramenta para trabalho a frio. 2006. 84f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Ciências e Engenharia de Materiais, Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2006.

KARDEC, A. NASCIF, J. Manutenção - Função estratégica. 4ª edição, Rio de Janeiro: Qualitymark Editora, 2013. 161 p.

KATO, H. TAKAHASHI, M. IKEUCHI, K. Nanoindentation Hardness Test for Estimation of Vickers Hardness. Transactions of JWRI is published by Joining and Welding Research Institute, Osaka University, Ibaraki, Osaka - Japan. May 12, 2006. Vol. 35.

KUO, K. Alloy Carbides Precipitated During the Fourth Stage of Tempering. Journal of Iron and Steel Institute, Nov., p. 256-258, 1956.

Lin, C, M. Chang, C, M. Chen J, H. Wu, W. Hardness, toughness and cracking systems of primary (Cr,Fe)<sub>23</sub>C<sub>6</sub> and (Cr,Fe)<sub>7</sub>C<sub>3</sub> carbides in high-carbon Cr-based alloys by indentation. Materials Science and Engineering A- Elsevier. 2010.

LUAN, Y.; SONG, N.; BAI, Y.; KANG, X.; LI, D. Effect of solidification rate on the morphology and distribution of eutectic carbides in centrifugal casting high speed steel rolls. Journal of Materials Processing Technology. Amsterdam, Feb. 2010. v. 210, n. 3, p. 536-541.

MACIEL, J. C.; NAVES, G. L.; FRANÇA, L. C. Aços Ferramenta e Tratamento Térmico. Villares Metals. 2004.

MARDER, A. R.; KRAUSS, G. The Morphology of Martensite in Iron-Carbon Alloys. Transactions of the ASM, v. 60, p. 651-660, 1967.

MARIA, G. G. B.; MARTINS, S. C. S.; MAGALHÃES, A. S.; ELIAS, R. W. O.; LOPES, W.; CORREA, E. C. S. Análise da Influência de Alterações nas Condições de Tratamentos Térmicos no Comportamento Mecânico de Aços Ferramenta Para Trabalho a Frio. 8f. Departamento de Engenharia de Materiais, Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Belo Horizonte. Disponível em: <[https://view.officeapps.live.com/op/view.aspx?src=http%3A%2F%2Fwww.metallum.com.br%2F20cbecimat%2Fresumos%2Ftrabalhos\\_completos%2F317-201.doc](https://view.officeapps.live.com/op/view.aspx?src=http%3A%2F%2Fwww.metallum.com.br%2F20cbecimat%2Fresumos%2Ftrabalhos_completos%2F317-201.doc)> Acesso em: 23 out. 2017.

MEDANHA, A.; JÚNIOR, F. R. A.; GOLDENSTEIN, H.; TSCHIPTSCHIN, P. A.; PINEDO, E. C. Principais Parâmetros Metalúrgicos e Suas Influências na Qualidade e Desempenho do Aço para Trabalho a Frio AISI D2. 6ª Seminário da Cadeia de Ferramentas, Moldes e Matrizes - ABM - São Paulo - São Paulo. 2008.

MESQUITA, R. A. Efeito do silício nas propriedades mecânicas e na precipitação secundária do aço ferramenta H11. 2009. 292 p. Tese (Doutorado em Ciências Engenharia de Materiais) - Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, 2009.

NOGUEIRA, R. A.; FILHO, A. O. O.; SOUZA, L. F. M.; LIBERATI, J. F.; SALGADO, L.; AMBROZIO FILHO, F. Grain size of commercial high speed steel. Material Science Forum, Stafa-Zurich, Nov. 2006. v. 530-531, p. 16-21.

NOGUEIRA, R. A.; RIBEIRO, O. C. S.; NEVES, M. D. M. das; SALGADO, L.; AMBROZIO F. F. Effect of heat treatment on microstructure of commercial and vacuum sintered high speed steels AISI M2 and T15. Material Science Forum, Stafa-Zurich, Nov. 2005. v. 498-499, p. 186-191.

PASCOALI, S. Tecnologia dos Materiais I - Modulo II. Curso Técnico em Eletroeletrônica. Centro Federal de Educação Tecnológica de Santa Catarina, Unidade de Araranguá - Santa Catarina. pp 104, 2008.

PASCOALI, S.; ALARCON, O. Introdução ao desgaste abrasivo. Florianópolis, Santa Catarina, agosto de 2004.

PAVLICKOVA, M. et.al. Thermal Treatment of MP-Tool Steel Alloyed with Niobium. Material Science and Engineering. Nº A356. P. 200-/207.2003.

PAYSON, P.; SAVAGE, C. H. Martensite Reactions in Alloy Steels. Transactions of the ASM, v. 33, p. 261-275, 1944.

PAZ, V. de F. Estudo e Caracterização Metalográfica da Resistência ao Desgaste em Aços Ferramenta Sinterizados, Temperados a Vácuo, Utilizados em Matrizes de Estampagem. 2016. 85f. Dissertação (Mestrado) - Departamento de Metalurgia da Escola de Engenharia da Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2016.

PETER, A. E. Impact Wear of Materials. Volume 2 Tribology series. Editora Elsevier, 1986.

RABINOWICZ, E. Friction and wear of materials. 2a.Ed. New York: John Wiley e sons, 1995. 315 p.

RAMALHO, J. P. Revestimento por Soldagem. Coleção Tecnologia SENAI - Soldagem. Senai-SP, 1997. p. 315-336.

ROBERTS, G.; KRAUSS, G.; KENNEDY, R. Tool Steels. 5. ed., American Society for Metals, Metals Park, OH. ASM International.1998.

SANTOS, R. F. dos. Influência do Material da Peça e do Tratamento Térmico na Eletroerosão dos Aços AISI H13 E AISI D6. 2007.134f. Dissertação (Mestrado) - Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2007.

SCHEID, A. Curso Básico de Aços. Disponível em: <<http://docplayer.com.br/26925520-Curso-basico-de-acos-scheid-adriano.html>>. Acesso em: 15 out. 2017.

SCHLATTER, D. Efeito da Temperatura e Revenido nas Propriedades Mecânicas e Microestruturais de Aços Rápidos Obtidos por Processos Convencionais e Metalurgia do P&E 2012. 157f. Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal de Santa Catarina - Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Florianópolis, 2012.

SENAI. SP. DRD. Usinagem - tecnologia do corte. São Paulo, 1998. 3v. Disponível em: <<https://csimei.files.wordpress.com/2013/01/apostila-senai-processos-mecc3a2nicos-de-usinagem.pdf>>. Acesso em: 12 out. 2017.

SILVA & MEI. Aços e ligas Especiais. 3ª Edição. São Paulo: Blucher, 2014. p.363 - 382.

SILVA, R.N.A; FREITAS, B. M. OLIVEIRA, V.C; KIELING; A. C; NETO, J. C. M. Análise comparativa com diferentes tratamentos térmicos no aço VC 131. In: Congresso Técnico Científico da Engenharia e da Agronomia, 73ª, 2016, Foz do Iguaçu.

SILVA, W. S. da. Estudo da tenacidade à fratura do aço rápido M2 fundido, modificado e tratado termicamente. 152 p. 2001. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) - Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2001.

SOUSA, R. R. M.; MENDES, M. L. M.; VALADÃO, E. M.; BRANDIN, A. S.; OLIVEIRA, M. D.; ALVES JR, C. Aço Ferramenta para Trabalho a Frio AISI D6 Tratado Termicamente e Nitretado em Plasma com Gaiola Catalítica. Revista Brasileira de Aplicações de Vácuo, v. 27, n. 4, 223-227, 2008.

SOUSA. S. A. Ensaios Mecânicos, de Materiais Metálicos. Fundamentos teóricos e práticos. 5ª Edição. São Paulo: Blucher, 2015. p. 6 - 45.

SOUSA. S. A. Ensaios Mecânicos, de Materiais Metálicos. Fundamentos teóricos e práticos. 5ª Edição. São Paulo: Blucher, 2015. p. 116 - 137.

SPEICH, G. R. Tempering of Low-Carbon Martensite. Trans TMS-AIME, v.245, p. 2553-2564, 1969.

STANDARD Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials- E8/E8M B 13a - Copyright ASTM International. 2013. 33p.

STEVENSON, R. W. Powder metallurgy tools steels. 9th ed. Russel Township: Metals Handbook, American Society for Metals, 1984. v. 7, p. 784-793.

THOMSON, R. C. Characterization of carbides in steels using atom probe field-ion microscopy. Materials Characterization, Amsterdam, Jan. 2000. v. 44, n. 1, p. 219-233.

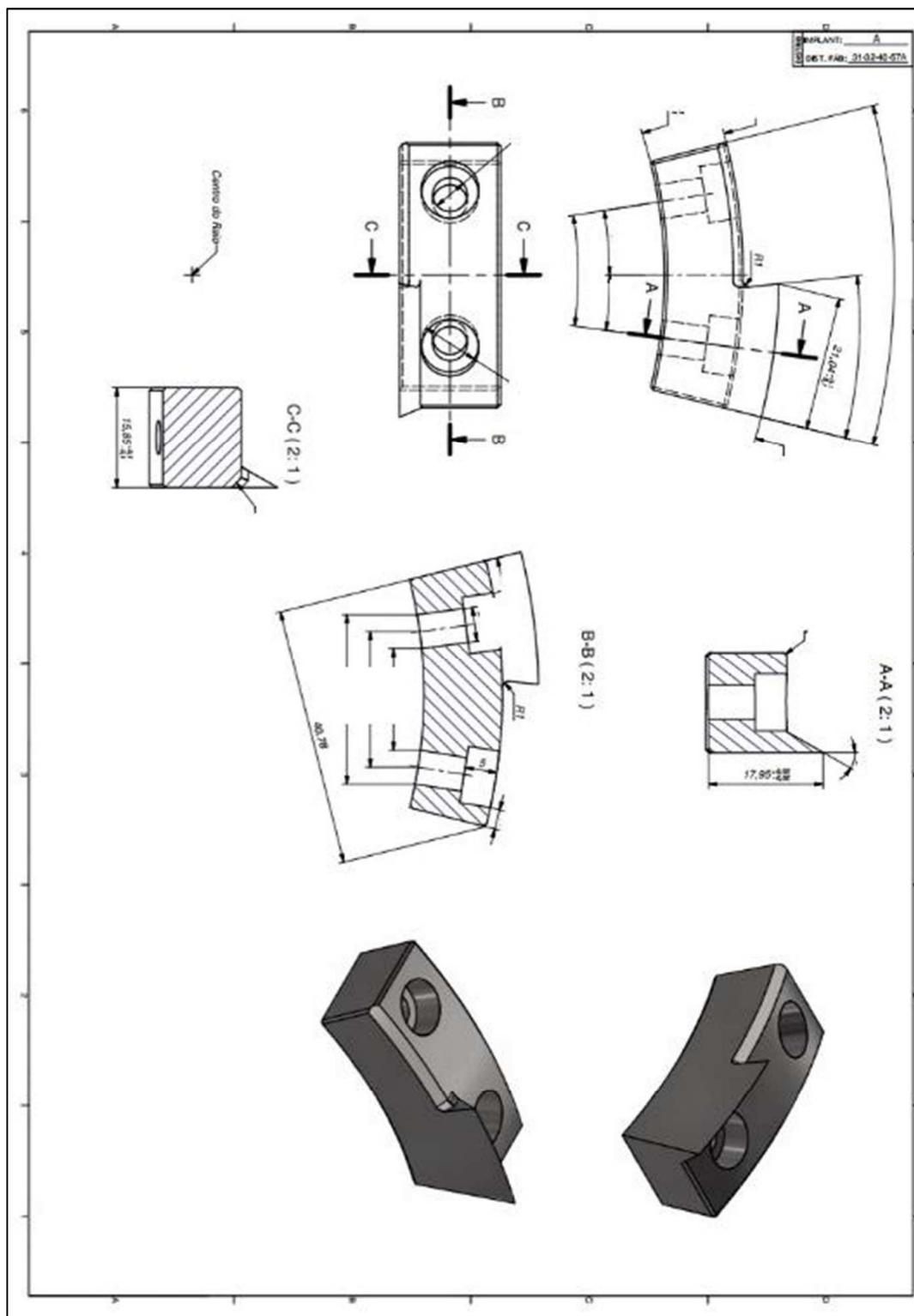
TOTTEN, G. E. Steel Heat Treatment Handbook - Equipment and Process Design. 2.ed. USA. Taylor and Francis Group. 2006.

WINCHELL, P. G.; COHEN, M. The Strength of Martensite. Transaction of the ASM, V. 55, p. 347-361, 1962.

## APNNDICE

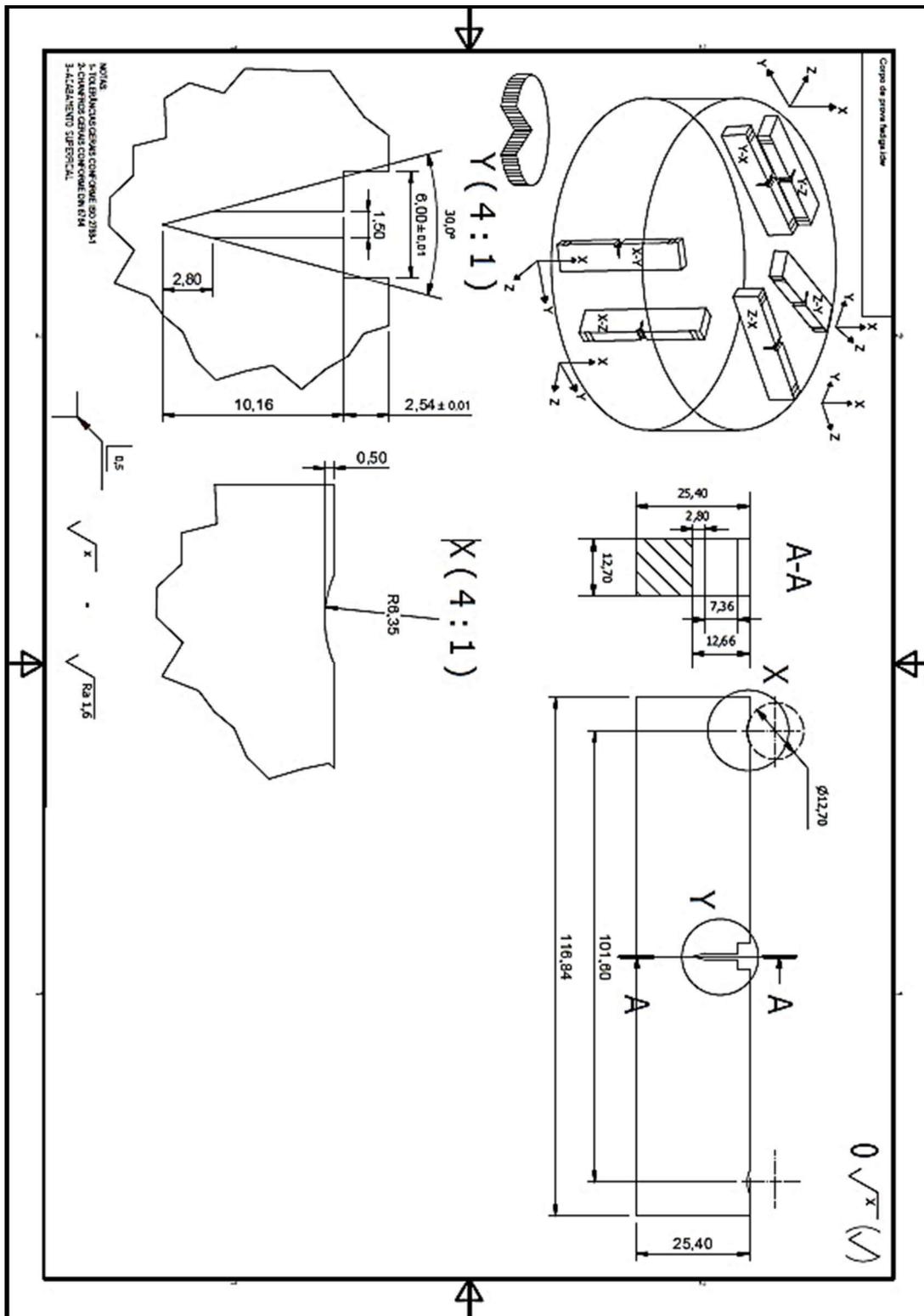
APNDICE A

Figura A 1 - Especifica  es dimensionais para usinagem das lâminas de corte.



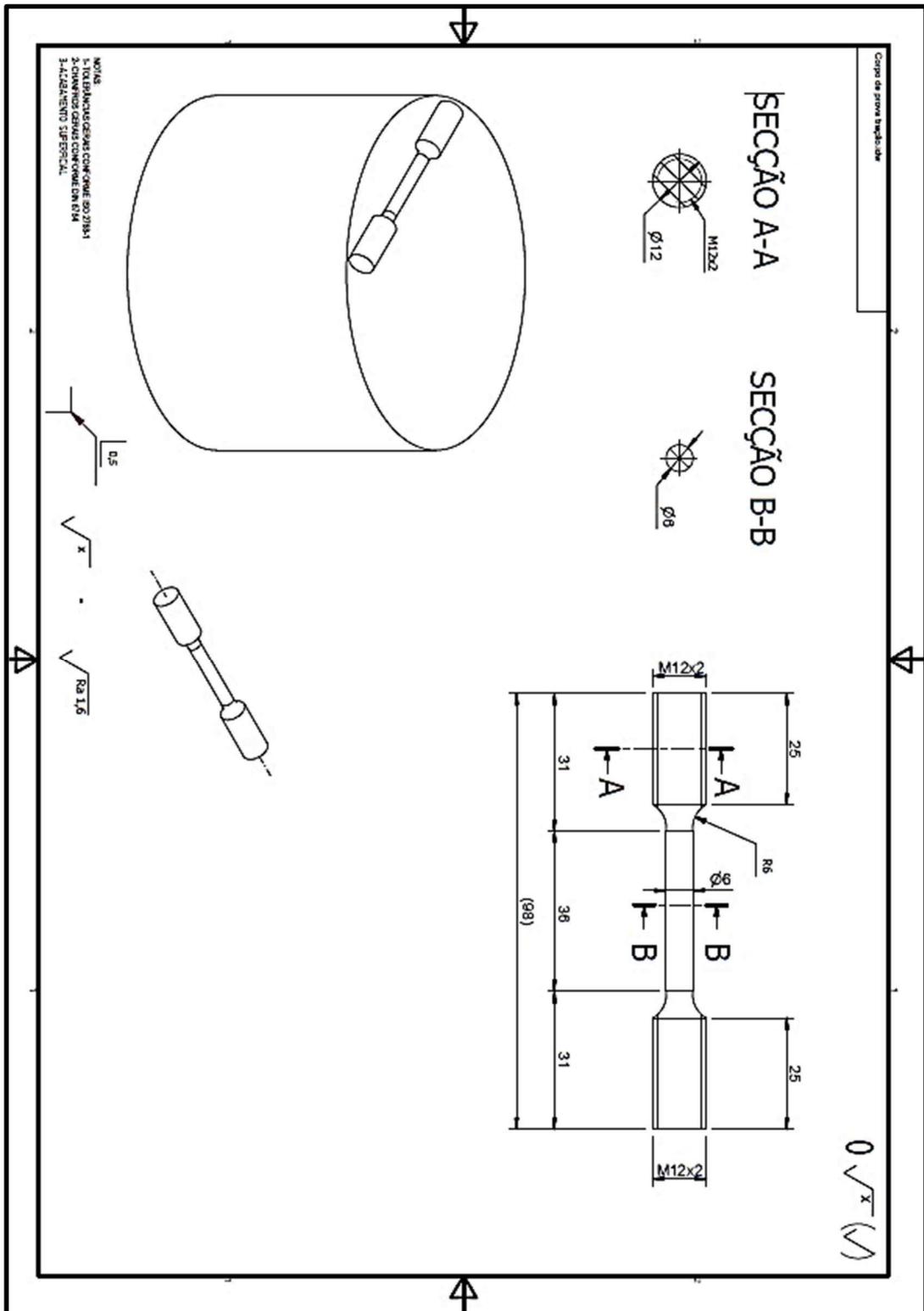
(Fonte: Autoria Própria).

Figura A2 - Especificações dimensionais para usinagem dos CP's de tenacidade.



(Fonte: Autoria Própria).

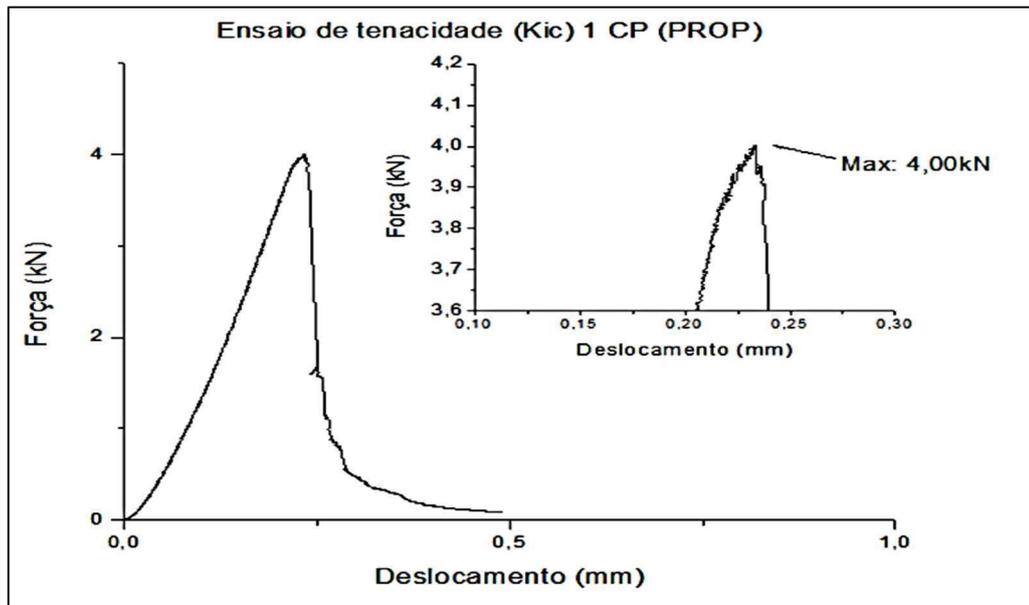
Figura A3- Especificações dimensionais para usinagem dos CP's de tração.



(Fonte: Autoria Própria).

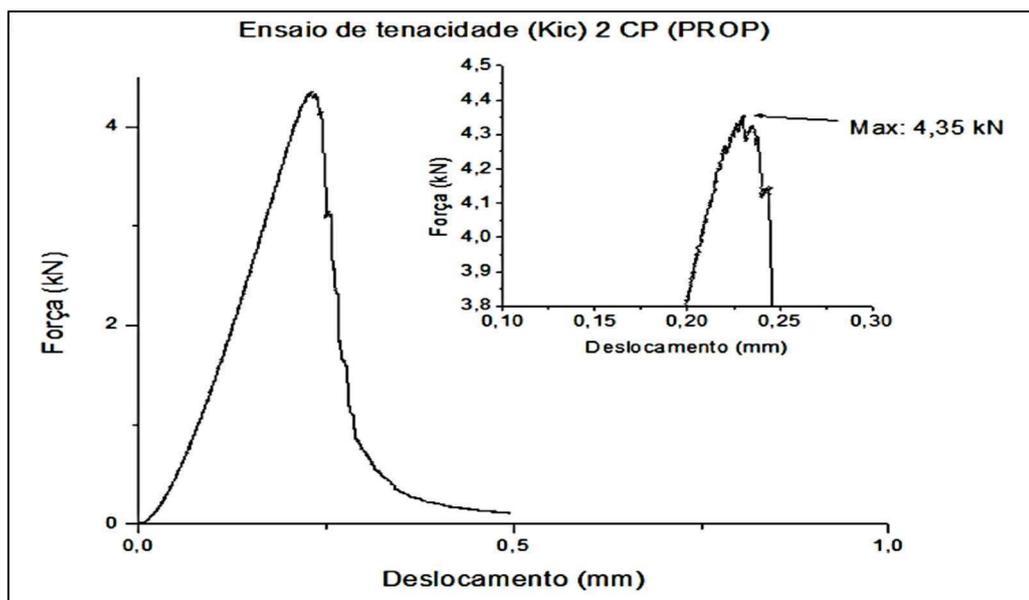
## APNDICE B

Figura B1 - Gráfico de ensaio de tenacidade do 1º CP que recebeu o tratamento proposto pelo trabalho.



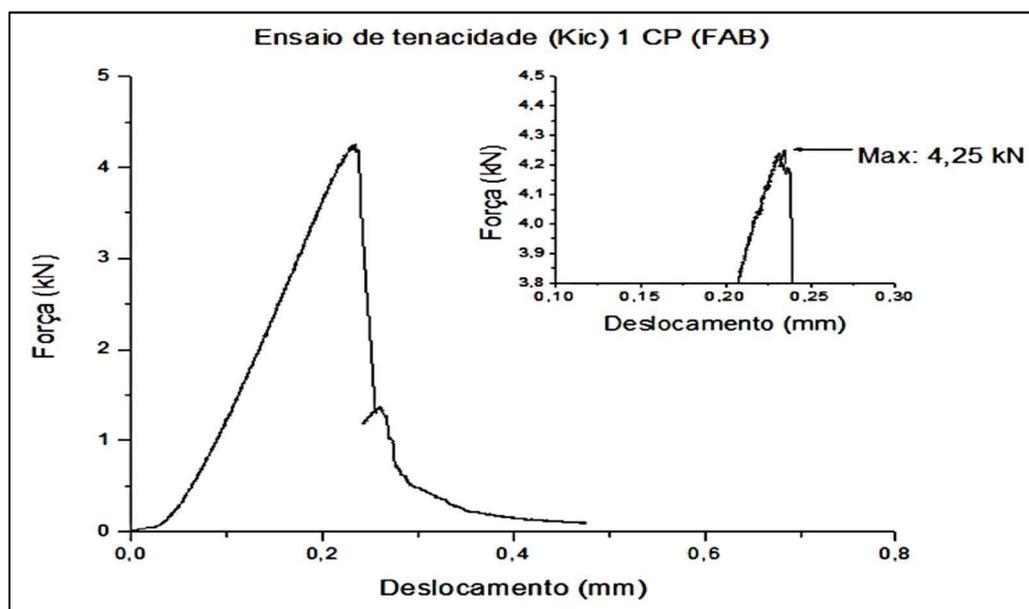
(Fonte: Autoria própria).

Figura B2 - Gráfico de ensaio de tenacidade do 2º CP que recebeu o tratamento proposto pelo trabalho.



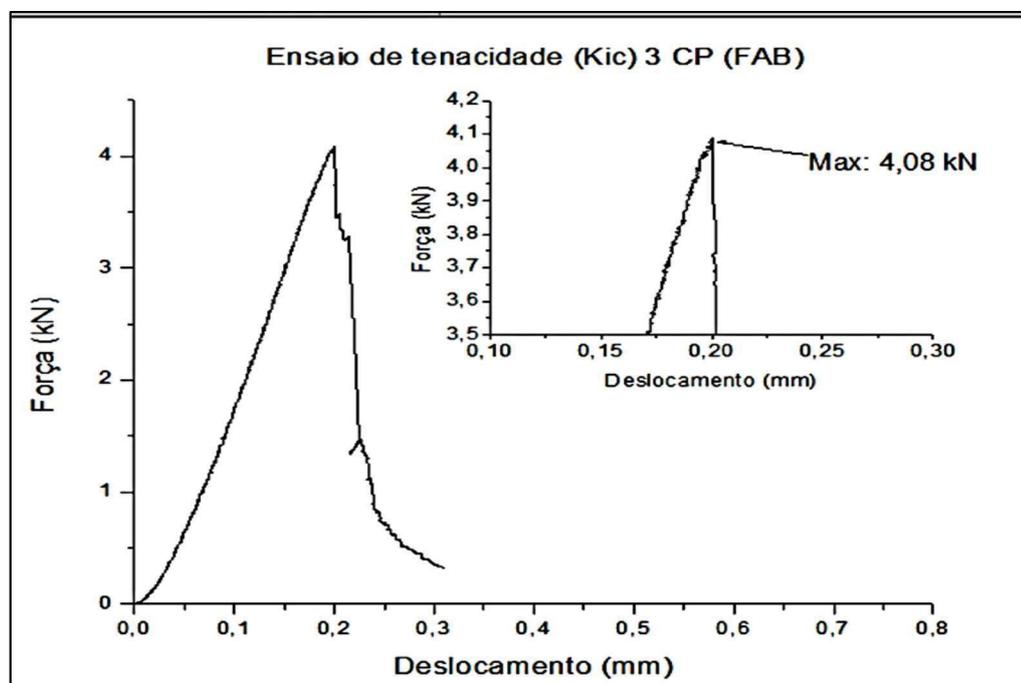
(Fonte: Autoria própria).

Figura B3 - Gráfico de ensaio de tenacidade do 1º CP que recebeu o tratamento proposto pelo fabricante.



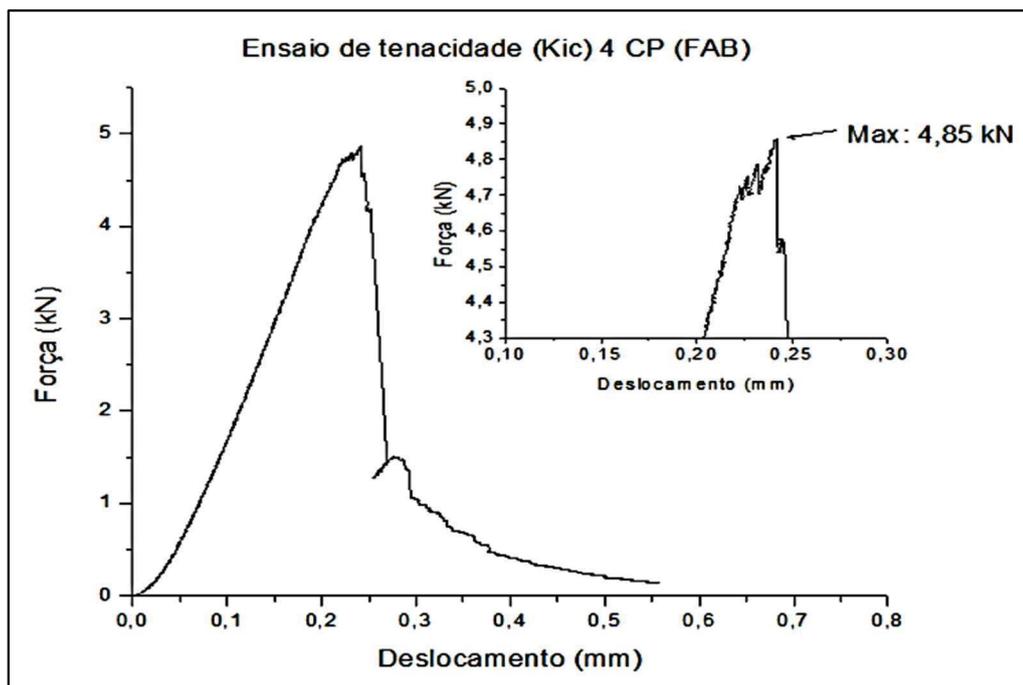
(Fonte: Autoria própria).

Figura B4 - Gráfico de ensaio de tenacidade do 3º CP que recebeu o tratamento proposto pelo fabricante.



(Fonte: Autoria própria).

Figura B5 - Gráfico de ensaio de tenacidade do 4<sup>o</sup> CP que recebeu o tratamento proposto pelo fabricante.



(Fonte: Autoria própria).