

CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS GERAIS



DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

MANSUETO LUIZ ASSUNÇÃO JUNIOR

ANÁLISE DOS MECANISMOS DE FALHA QUE INFLUENCIAM A REDUÇÃO DA VIDA ÚTIL DO INSERTO DO POSTIÇO CENTRAL DO FERRAMENTAL DE INJEÇÃO DE ALUMÍNIO POR HPDC (*HIGH PRESSURE DIE CASTING*).

**Belo Horizonte
Abril 2015**



MANSUETO LUIZ ASSUNÇÃO JUNIOR

**ANÁLISE DOS MECANISMOS DE FALHA QUE INFLUENCIAM A
REDUÇÃO DA VIDA ÚTIL DO INSERTO DO POSTIÇO CENTRAL DO
FERRAMENTAL DE INJEÇÃO DE ALUMÍNIO POR HPDC (*HIGH
PRESSURE DIE CASTING*).**

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais do CEFET-MG, na área de concentração de Ciência e Desenvolvimento de Materiais, Linha de Pesquisa Seleção, Processamento e Caracterização, como parte dos requisitos para obtenção do título de Mestre em Engenharia de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Sidney Nicodemos Silva
Co-orientador: Prof. Dr. Ernane Rodrigues da Silva

**Belo Horizonte
Abril 2015**

Assunção Junior, Mansueto Luiz.

A851a Análise dos mecanismos de falha que influenciam a redução da vida útil do inserto do postigo central do ferramental de injeção de alumínio HPDC High Pressure Die Casting / Mansueto Luiz Assunção Junior. - 2015.

117 f. : il.; tabs. ; grafs ; fotos. –

Orientador: Sidney Nicodemos da Silva.

Co-orientador: Ernane Rodrigues da Silva.

Dissertação (mestrado) – Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais, Belo Horizonte, 2015.

Bibliografia.

1. Aço - análise. 2. Aço - fadiga. 3. Materiais - fadiga. 4. Aço – ferramentas. 6. Alumínio. 7. Injeção (Engenharia). 8. Tensão residual. I. Silva, Sidney Nicodemos da. II. Silva, Ernane Rodrigues da. III. Título.

CDD: 620.11233

ANÁLISE DOS MECANISMOS DE FALHA QUE INFLUENCIAM A
REDUÇÃO DA VIDA ÚTIL DO INSERTO DO POSTIÇO CENTRAL DO
FERRAMENTAL DE INJEÇÃO DE ALUMÍNIO POR HPDC (*HIGH
PRESSURE DIE CASTING*).

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais do CEFET-MG, na área de concentração de Ciência e Desenvolvimento de Materiais, Linha de Pesquisa Seleção, Processamento e Caracterização, como parte dos requisitos para obtenção do título de Mestre em Engenharia de Materiais.

Prof. Dr. Sidney Nicodemos Silva - Orientador CEFET-MG
Doutor em Engenharia Metalúrgica e de Minas

Prof. Dr. Ernane Rodrigues da Silva - CEFET-MG
Doutor em Engenharia Mecânica

Prof^a. Dr^a. Elaine Carballo Siqueira Corrêa - CEFET-MG
Doutora em Engenharia Metalúrgica e de Minas

Prof. Dr. Rogério Felício dos Santos - CEFET-MG
Doutor em Engenharia Mecânica

Belo Horizonte
Abril 2015



CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS GERAIS
DIRETORIA DE PESQUISA E POS-GRADUAÇÃO

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MATERIAIS

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

***“ANÁLISE DOS MECANISMOS DE FALHA QUE
INFLUENCIAM A REDUÇÃO DA VIDA ÚTIL DO
INSERTO DO POSTIÇO CENTRAL DO
FERRAMENTAL DE INJEÇÃO DE ALUMÍNIO
(HPDC).”***

Autor: Mansueto Luiz Assunção Júnior

Orientadora: Prof. Dr. Sidney Nicodemos da Silva

A Banca Examinadora composta pelos membros abaixo aprovou esta Dissertação:

Prof. Dr. Sidney Nicodemos da Silva (ORIENTADOR)
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET/MG

Prof. Dr. Ernane Rodrigues da Silva (CO-ORIENTADOR)
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET/MG

Prof. Dr. Elaine Carballo Siqueira Corrêa
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET/MG

Prof. Dr. Rogério Felício dos Santos
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET/MG

Belo Horizonte, 29 de Abril de 2015.

AGRADECIMENTOS

Agradeço a DEUS, aos meus pais: Mercês de Souza Assunção e Mansueto Luiz Assunção pela oportunidade de vir a este mundo como filho deles, aos meus filhos: Mariana de Araújo Freitas Prado; Ricardo Antônio Freitas Prado Júnior; Mansueto Luiz Assunção Neto e Júlia Maria de Araújo Assunção; e a minha esposa, Adriana Cristina Rabelo da Silva, pela compreensão da minha ausência e falta de humor neste período...

Ainda, à NMK por investir e confiar na minha pesquisa e a todos os professores: Sidney Nicodemos da Silva; Ernane Rodrigues da Silva; Elaine Carballo Siqueira Corrêa; José Eustáquio de Moura de Oliveira; Rogério Felício dos Santos; Ezequiel Júnior; Nilton Maia; ao Bruno, do Laboratório do CEFET-MG e a todos que apoiaram e apoiam confiando no meu potencial (doutores[as] não os decepcionarei) ...

Aos participantes ativos nesse projeto:

Davidson Filho; Leonardo Augusto de Souza Martins; Frederico Coelho de Souza Neto; Celso Santos; Ronaldo Soares; Nilson Lelis; Edilson Rosa; Adolfo Boncompagni; Adriene Santos; Gledson Henrique; Daniel de Paula, Hallester P. Wanderley Silva.

EPÍGRAFE

“Faça o que goste e não terá que trabalhar um dia sequer na sua vida” *Confúcio*

SUMÁRIO

AGRADECIMENTOS	5
EPIGRAFE.....	6
SUMÁRIO	7
RESUMO	11
ABSTRACT.....	13
LISTA DE FIGURAS	14
LISTA DE TABELAS	20
LISTA DE EQUAÇÕES	21
LISTA DE SIGLAS.....	22
LISTA DE SÍMBOLOS.....	23
1. INTRODUÇÃO.....	1
2. OBJETIVOS.....	4
2.1 OBJETIVO GERAL.....	4
2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS	4
2.3 JUSTIFICATIVA.....	4
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	7
3.1 PROPRIEDADES MACROESTRUTURAIS DOS AÇOS FERRAMENTA PARA TRABALHO A QUENTE UTILIZADOS EM MATRIZES PARA INJEÇÃO DE ALUMÍNIO.	7
3.2 AÇOS FERRAMENTA PARA TRABALHO A QUENTE	9
3.3 FATORES QUE INFLUENCIAM A FADIGA TÉRMICA:.....	13
3.3.1 TEMPERATURA NA MATRIZ	13

3.3.2	RESISTÊNCIA AO ESCOAMENTO A QUENTE	15
3.3.3	RESISTÊNCIA AO REVENIDO.....	16
3.3.4	RESISTÊNCIA À FLUÊNCIA	19
3.3.5	RESISTÊNCIA À EROÇÃO POR ATAQUE DA LIGA DE ALUMÍNIO.....	20
3.3.6	TENACIDADE	20
3.3.6.1	PROCESSOS DE REFINO ESR OU VAR.....	20
3.3.7	TENACIDADE À FRATURA.....	21
3.3.8	TRATAMENTO TÉRMICO.....	22
3.3.9	NITRETAÇÃO GASOSA.....	24
3.4	TIPOS DE FRATURA EM METAIS	26
3.4.1	FRATURA TRANSGRANULAR.....	26
3.4.2	FRATURA INTERGRANULAR	27
3.4.3	TAMANHO DOS GRÃOS	28
3.4.4	METALOGRAFIA QUALITATIVA E QUANTITATIVA	31
3.5.1	ENSAIO DE TRAÇÃO	31
3.5.4.1	CRITÉRIO DE TENSÃO DE VON MISES	33
4.	METODOLOGIA	34
4.1	MATERIAIS	36
4.1.1	POSTIÇO QUEBRADO DO FERRAMENTAL 10 APÓS 3.000 TIROS (PEÇAS INJETADAS) .	36
4.1.2	MATERIAL ESPECIFICADO	37
4.1.3	PREPARAÇÃO DO CONJUNTO PELO SISTEMA DE MANUFATURA INTEGRADA OU ISM (POSTIÇO E INSERTO).....	39
4.1.3.1	PROCESSO DE MODELAGEM VIA CAD, CAE E CAM	40
4.1.3.2	USINAGEM 3D	41
4.1.4	TRATAMENTO TÉRMICO.....	45
4.1.4.1	ALÍVIO DE TENSÕES.....	45
4.1.4.2	TÊMPERA.....	46
4.1.4.3	REVENIMENTO	47
4.1.4.4	NITRETAÇÃO GASOSA	48
4.1.5	AJUSTAGEM, CONTROLE DIMENSIONAL E MONTAGEM	49
4.1.6	SISTEMAS DE INJEÇÃO	52

4.2	MÉTODOS	55
4.2.1	LÍQUIDO PENETRANTE	55
4.2.2	ENSAIO METALOGRÁFICO E ANÁLISE DAS FRATURAS	55
4.2.2.2	ENSAIOS COM (MEV) / (EDS).....	56
4.2.2.3	ENSAIO DE MICRODUREZA VICKERS	58
4.2.2.4	ESPECTROMETRIA ÓPTICA	58
4.2.3	ENSAIO DE TRAÇÃO	59
4.2.4	ANÁLISE DE ESFORÇO	59
4.2.4.1	CRITÉRIO DE TENSÃO DE VON MISES DE ACORDO COM O <i>SOFTWARE</i> SOLIDWORKS 61	
5.	RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	62
5.1	LÍQUIDO PENETRANTE DO CONJUNTO	62
5.2	ANÁLISE FÍSICO-QUÍMICA DO MATERIAL DO INSERTO DO POSTIÇO CENTRAL	64
5.2.1	MICROANÁLISE QUÍMICA VIA ESPECTROMETRIA ÓPTICA.....	64
5.2.2	PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS PARA ANÁLISES METALOGRÁFICAS	67
5.3	ANÁLISE METALOGRÁFICA	68
5.3.1	MACROGRAFIA.....	68
5.3.2	MICROGRAFIA	69
5.3.3	ANÁLISE MICROSCÓPICA NO MEV AMOSTRA 1	73
5.3.4	MICROANÁLISE QUÍMICA VIA ESPECTROMETRIA POR ENERGIA DISPERSIVA AMOSTRA 1 (EDS).....	75
5.3.5	ANÁLISE MICROSCÓPICA NO MEV AMOSTRA 1	78
5.3.6	MICROANÁLISE QUÍMICA VIA ESPECTROMETRIA POR ENERGIA DISPERSIVA DA AMOSTRA 2 (EDS).....	80
5.3.7	ENSAIO DE MICRODUREZA VICKERS - PERFIL (mHV)	83
5.3.8	ENSAIOS DE TRAÇÃO.....	84
5.4	ANÁLISE DE ESFORÇO	87
5.5	DISCUSSÕES	96
6.	CONCLUSÕES	99
7.	SUGESTÕES E TRABALHOS FUTUROS	101

8.	BIBLIOGRAFIA.....	102
9.	APÊNDICE	106
A.	AÇOS PARA TRABALHO A QUENTE E AS CARATERISTICAS DE CADA ELEMENTO QUIMICO NA SUA COMPOSIÇÃO.....	106
B.	EXEPLOS DE NORMAS E ESCOPOS	107
C.	MEMÓRIA DE CÁLCULO	113
D.	FOTOGRAMETRIA	115
i.	FOTOGRAMETRIA MÉTRICA.....	115
ii.	DIGITALIZAÇÃO 3D PARA INSPEÇÃO 3D	115
E.	DILATAÇÃO LINEAR.....	116

RESUMO

O Brasil vem acompanhando a tendência mundial de aumento da participação do Alumínio em veículos. Atualmente, os cabeçotes dos veículos já foram substituídos em sua totalidade por Alumínio. Já no caso dos blocos, em virtude dos altos investimentos nas linhas de fundição e usinagem para troca desse componente, o processo de substituição ainda está no seu início, em função também dos problemas com a durabilidade das matrizes de injeção. No entanto, os benefícios como redução de peso e melhor *performance* do motor, geram como consequência menor impacto no meio ambiente. Por outro lado, tem-se que encontrar a solução tecnológica para aumento da vida útil desse ferramental de injeção de Alumínio. Algumas soluções tecnológicas vêm sendo pesquisadas na indústria, tais como o uso de aços especiais e a usinabilidade do postigo central, que farão com que essa tendência seja concretizada à medida que novos motores sejam lançados futuramente. Nesse cenário os aços especiais para trabalho a quente destinam-se ao uso em ferramental que habitualmente sofrem contato com material aquecido a temperaturas que podem ultrapassar 1.100°C. Para que resistam a tais condições de trabalho, mantendo ainda elevada dureza e resistência aos desgastes por atrito e fadiga térmica, eles apresentam teores pré-definidos de elementos químicos que propiciam a microestrutura peculiar com grãos finos e carbonetos oriundos dos vários elementos, que, por sua vez, podem conseguir a estabilidade térmica desejada para esse processo com ciclos térmicos tão severos. Este trabalho tem como objetivo identificar a causa das falhas ocorridas no postigo central da matriz fixa do ferramental de injeção de Alumínio HPDC (*High Pressure Die Casting*), confeccionado em aço AISI e/ou da série H Premium para trabalhos a quente. Foram realizadas caracterizações físico-químicas por meio de ensaios metalográficos com análise fractográfica nas proximidades das fraturas, objetivando identificar os tipos de trincas (transgranular ou intergranular), por meio de microscopia eletrônica de varredura (MEV), com análise Espectroscopia de energia dispersiva de Raios X (EDS) e Espectroscopia Óptica (EO), e levantamento das propriedades mecânicas, utilizando ensaios de microdureza Vickers e de tração, além de análise de esforços. A análise dos resultados possibilitou concluir-se que a

ferramenta apresentou, além da fadiga térmica, níveis de esforços mecânicos acima do limite de escoamento, evidenciados pelo surgimento de microtrincas, com fraturas dúcteis observadas nas regiões de início das falhas.

Palavras-chave: Análise de falha, Fadiga térmica, Aço AISI H11, HPDC (*High Pressure Die Casting*).

ABSTRACT

Brazil is following the global trend of increased participation of aluminum in vehicles. Currently, vehicles of the heads have already been replaced in its entirety by aluminum. In the case of the blocks, due to the high investments in the lines of casting and machining to exchange this component, the replacement process is still in its infancy, as a function of the problems with the durability of injection arrays. However, the benefits such as reduced weight and improved performance of the engine, and generates less environmental impact result. On the other hand, one has to find a technological solution to increase the useful life of aluminum injection tooling. Some technological solutions have been researched in the industry, such as the use of special steels and machinability of the central false, which will cause this trend to be realized as new engines are released in the future. In this scenario the special steels for hot work are intended for use in tooling that usually suffer Contact with hot material to temperatures that can exceed 1.100°C. To withstand such working conditions, while still maintaining high hardness and resistance to wear by friction and thermal fatigue, they have predetermined amounts of chemicals that provide the unique microstructure with fine grains, and carbides of different elements derived, which by turn, can achieve the desired thermal stability for thermal cycles of this process with as severe. This work aims to identify the cause of the failures occurred in the central dummy fixed array of HPDC aluminum injection tooling (High Pressure Die Casting), made of AISI and / or H Series Premium for hot work. Were carried out physicochemical characterizations by metallographic tests with fractographic analysis in the vicinity of fractures in order to identify the types of cracks (transgranular or intergranular), by means of scanning electron microscopy (SEM) with energy dispersive analysis Ray Spectroscopy X (EDS) and Optical Spectroscopy (EO), and withdrawal of mechanical properties using Vickers hardness testing and traction, and analysis efforts. The results allowed to conclude that the tool presented, in addition to thermal fatigue, mechanical stress levels above the yield strength, as evidenced by the appearance of microcracks, with ductile fractures observed in the early failures regions.

Keywords: Failure Analysis, Thermal Fatigue, Steel AISI H11, HPDC (*High Pressure Die Casting*).

LISTA DE FIGURAS

Figura 1- Especificação do material do Inserto central da matriz fixa do ferramental HPDC.....	3
Figura 2- Posição central da matriz fixa do ferramental HPDC4.....	5
Figura 3 - Exemplo de aplicações de aços ferramenta para trabalhos a quente.....	7
Figura 4 - Matriz de injeção sob pressão: (a) matriz antes de entrar em operação; (b) matriz retirada de serviço após cerca de 100.000 ciclos, em virtude do dano ocorrido por fadiga térmica; (c), (d), (e) detalhes das regiões que apresentaram dano por fadiga térmica.....	8
Figura 5 - Esquema representativo do "custo <i>iceberg</i> " mostra o custo do aço em relação ao custo total da produção.....	10
Figura 6 - Dano típico causado por fadiga térmica.	11
Figura 7 - Influência da temperatura de pico ($T_{m\acute{a}x.}$) sobre a formação de trincas a quente para o aço AISI H11.....	15
Figura 8 - Limite de escoamento a quente em função da temperatura dos aços AISI H11, H13 e de aços baixa liga.	16
Figura 9 - Efeito da temperatura na dureza a quente do aço ferramenta.	17
Figura 10 - Curvas típicas de perda em dureza, para várias temperaturas de trabalho.....	18
Figura 11 - Corpos de prova submetidos à fadiga térmica, em repetidos aquecimentos a 700°C.....	19
Figura 12 - Efeito da temperatura na dureza a quente do aço ferramenta 0,33% C; 5% Cr; 0,80% Si e	22

Figura 13 – Exemplo do esquema de etapas do tratamento térmico para matrizes confeccionadas com aços ferramenta para trabalho a quente.....	23
Figura 14 - Dissociação da Amônia em Nitrogênio e absorção pelo aço.....	24
Figura 15 - Apresenta esquematicamente o processo de nitretação gasosa.	25
Figura 16 - Fraturas dúctil e frágil clivagem observadas a partir de superfícies de fratura de tração.	27
Figura 17 - Exemplo de fratura Intergranular do aço	28
Figura 18 - O gráfico é a representação dessa relação entre número de tamanho de grão ASTM e tamanho de grão em microns.	29
Figura 19 – Quadro de comparações da NADCA	30
Figura 20 – Adaptação do autor, curva tensão x deformação de engenharia.	32
Figura 21 - Fluxograma da metodologia adotada.	35
Figura 22 – Exemplo: Postiço da matriz fixa ferramental nº 10 quebrado após 5.500 ciclos.	37
Figura 23 - Especificação da Schmolz-Bickenbach em relação aos aços AISI	38
Figura 24 – Composição nominal do aço AISI 6150.....	38
Figura 25 - Composição química nominal dos aços ASTM/AISI série H.	39
Figura 26 - Desenho em 3D sólido.	40
Figura 27 - CNC FIDIA C40 e HEIDENHAIN TNC i530.....	41
Figura 28: <i>Software</i> CAM processando a usinagem do postiço quebrado.	42
Figura 29 - <i>Software</i> CAM processando a usinagem do Inserto novo.....	43
Figura 30 - Postiço da matriz fixa usinado com rabo de andorinha.	43
Figura 31 - Inserto do postiço central usinado e após a usinagem.....	44

Figura 32 - Gráfico do alívio de tensão do postigos e Insertos bloco SIGMA.....	45
Figura 33 - Gráfico de têmpera do Inserto do postigo central bloco SIGMA.....	46
Figura 34 - Gráfico de revenimento dos Insertos usinados.	47
Figura 35 - Gráfico de nitretação gasosa dos Insertos usinados.	48
Figura 36 - Inserto ajustado e polido no postigo usinado.	49
Figura 37 - Controle dimensional do postigo central REPOSIÇÃO.....	50
Figura 38 - Postigos laterais, central e matriz fixa completa montada no porta-molde.	50
Figura 39 - Matriz móvel com os moldes (machos) superior e laterais montados.....	51
Figura 40 – Ciclo de injeção <i>High Pressure Die Casting HPDC</i>	52
Figura 41 - Injetora de Alumínio HPDC <i>High Pressure Die Casting</i>	53
Figura 42 - Câmara de injeção de Alumínio (Simulação MAGMA)	53
Figura 43 - Gráfico de Injeção/Aceleração (Simulação MAGMA).	54
Figura 44 - Bloco de Alumínio após fundição e após semiacabamento com rebarbador.	54
Figura 45 - Corpo de prova.....	59
Figura 46 - Simulação da velocidade de injeção a 65,02% via <i>Software MAGMA v13</i>	60
Figura 47 - Medidas de centro de gravidade e base e altura do Inserto cortado.....	61
Figura 48 - Ferramental matriz fixa após teste de líquido penetrante.....	62
Figura 49 - Espectrometria óptica da amostra 1 com refrigeração.....	64
Figura 50 – Confirmação da Análise química do material 6150.....	65

Figura 51 - Espectrometria óptica da amostra 2 sem refrigeração.....	66
Figura 52. - Na Figura à esquerda mostra a região fraturada do inserto e à direita mostra a parte central selecionada para análise metalográfica.	67
Figura 53 - Inserto quebrado após 3.000 ciclos no ferramental nº 11 amostra 1.	68
Figura 54 - Inserto quebrado após 17.000 ciclos no ferramental nº 10, amostra 2. ...	69
Figura 55 - Amostra 1A, superfície aumento 50x; Amostra 1B, superfície aumento 500x.	69
Figura 56 - Amostra 2A, superfície aumento 50x; Amostra 2B, superfície aumento 500x.	70
Figura 57 - Amostra 1, núcleo. Aumento 1.000x. Figura 58 - Amostra 2, núcleo. Aumento 1.000x.	71
Figura 59 - Amostra do Inserto após 17.000 ciclos no ferramental nº 10.	71
Figura 60 - Tipos diferentes de fratura em pontos distintos da amostra	73
Figura 61 - Dois tipos de fratura na mesma amostra, Inserto com 3.000 ciclos ferramental nº 11.	74
Figura 62 - Região de microanálise química na amostra 1 (núcleo).	75
Figura 63 - Composição química semiquantitativa via EDS na Amostra 1 (núcleo)..	76
Figura 64 - Região de microanálise química na Amostra 1 (superfície).	76
Figura 65 - Composição química semiquantitativa obtida na Amostra 1 (superfície).	77
Figura 66 - Modo de fratura dúctil em toda a extensão da amostra 2 com <i>dimples</i> . .	78
Figura 67 - Inserto que trabalhou 17.000 injetadas apresenta trincas no contorno dos grãos.	79
Figura 68 - Região de microanálise química na Amostra 2 (núcleo).	80

Figura 69 - Composição química semiquantitativa obtida na Amostra 2 (núcleo).....	81
Figura 70 - Região de microanálise química na Amostra 2 (superfície).	81
Figura 71 - Composição química semiquantitativa obtida na Amostra 2 (superfície).	82
Figura 72 - Resultados obtidos no Perfil de Microdureza Vickers	83
Figura 73 - 1º Ensaio de tração Corpetes 1 e 2.	84
Figura 74 – 2º Ensaio de tração Corpetes 1 e 2.	85
Figura 75 - Foto do Inserto mostrando o sentido de propagação da trinca	87
Figura 76 - Diferença entre as áreas do Inserto.....	88
Figura 77 - Simulação da velocidade de injeção a 40 e 44,01% via <i>Software MAGMA</i> v13.	89
Figura 78 - Cotas do Inserto central coletadas via <i>software CAM WorkNC v.21</i>	90
Figura 79 - Área frontal do Inserto e furo de refrigeração.....	91
Figura 80 – Simulação via <i>SolidWorks</i> com 4900 N.....	92
Figura 81 - Relatório de medição do ponto 260 do bloco SIGMA.	93
Figura 82 – Desvio padrão do ponto 260 de controle	93
Figura 83 - Localização do ponto 260 na peça.	94
Figura 84 – Bloco do motor de combustão acabado	95
Figura 85 - Especificação do material e do tipo de tratamento térmico	110
Figura 86 - Propriedades mecânicas comparando entre os aços (Anviloy 1150 x H13).	111
Figura 87 - Dados do fabricante Le e Lr.....	112

Figura - 88 Memória de calculo com a pressão exercida na área de 18.889,30 mm ²	113
Figura 89- Memória de calculo com a pressão exercida na área de 442,387 mm ² .	114
Figura - 90 Mostra o Scanner de fotogrametria da marca ATOS modelo GOM....	116
Figura 91 - Distancia do inserto com relação ao macho lateral.....	117

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Aços de alta tenacidade para trabalho a quente.	2
Tabela 2 - Composição química nominal do Aço E38K similar ao AISI H11.	2
Tabela 3 - Fatores que limitam a vida útil da matriz, para diferentes ligas.	11
Tabela 4 - Dados do processo das amostras nitretadas.	25
Tabela 5 - Equipamento utilizado para medição das amostras.....	56
Tabela 6 - Equipamento utilizado no ensaio por Energia Dispersiva amostras 1 e 2	57
Tabela 7 - Métodos, normas e instrumentos de medição de dureza Vickers	58
Tabela 8 - Desvio padrão do ensaio de dureza Vickers	83
Tabela 9 - Ensaio de tração dos 4 corpos de prova.	86

LISTA DE EQUAÇÕES

Equação 1 - Disassociação da Amônia	25
Equação 2 - Fator de segurança do <i>SolidWorks</i>	33
Equação 3 – Em relação ao cisalhamento puro.....	33
Equação 4 – Ocorrerá a flaha nesta situação	33
Equação 5 – Limite de tensão (SOLIDWORKS, 2013).....	61

LISTA DE SIGLAS

ABNT - Associação Brasileira de Normas Técnicas

AISI - *American Iron and Steel Institute*

ASTM - *American Society for Testing and Materials*

CAD - *Computer Aided Design*

CAE - *Computer Aided Engineering*

CAM - *Computer Aided Manufactory*

CCC - Cúbica de Corpo Centrado

CFC - Cúbica de Face Centrada

DIN - Instituto Alemão de Normalização

EDS - Espectroscopia de Energia Dispersiva

ESR - (*Electro-Slag Remelting*) – Refusão sob Escória Controlada

HPDC - *High Pressure Die Casting*

ISM - *Integration System Manufactory*

ISO - *Istandard System Organization*

MEV - Microscopia Eletrônica de Varredura

MO - Microscopia Óptica

NADCA - *North American Die Casting Association*

SAE - *Society of Automotive Engineers*

TCC - Tetragonal de Corpo Centrado

TTT - Temperatura-Tempo-Transformação

VAR - (*Vacuum Arc Remelting*) – Refusão a Arco sob Vácuo

VIM - (*Vacuum induction melting*) - Fusão por Indução em vácuo

WDS - (*Wavelength Dispersive Spectrometry*) Espectrometria por Dispersão de Comprimento de Onda

LISTA DE SÍMBOLOS

Σ - Tensão °C Celsius

HV - Dureza Vickers

HRc - Dureza Rockwell

Gf - Grama-força

E - Deformação

MPa - Megapascal

\varnothing - Diâmetro

μm - Mícrons

σ - Tensão máxima

σ_e - Tensão de escoamento

L_e - Limite de escoamento

L_r - Limite de ruptura

T - Tensão cisalhante

1. INTRODUÇÃO

O Brasil vem se consolidando como um dos grandes produtores mundiais de automóveis, com aumento da participação do Alumínio em sua fabricação. Atualmente, o processo de substituição do ferro fundido por Alumínio na confecção dos blocos de motores tem enfrentado dois desafios: os altos investimentos nas linhas de fundição e usinagem para troca desse componente, e os problemas com a durabilidade das matrizes de injeção do Alumínio. No mundo inteiro tem-se procurado encontrar soluções tecnológicas para aumento da vida útil desse ferramental de injeção de Alumínio, tais como uso de aços especiais e a usinabilidade do postigo central. Nesse cenário os aços especiais para trabalho a quente destinam-se ao uso em ferramental que habitualmente sofrem contato com material aquecido a temperaturas que podem ultrapassar 1.100°C. Para que resistam a tais condições de trabalho, mantendo ainda elevada dureza e resistência aos desgastes por atrito e fadiga térmica, eles apresentam teores pré-definidos de elementos químicos que propiciam a microestrutura peculiar com grãos finos e carbonetos oriundos dos vários elementos, que, por sua vez, podem conseguir a estabilidade térmica desejada para esse processo com ciclos térmicos tão severos. Diferentemente de outros materiais estruturais comumente empregados em Construção Mecânica ou Civil, nos quais o objetivo é conferir resistência sob carregamentos estáticos ou dinâmicos em temperaturas relativamente baixas, evitando-se, assim, falhas catastróficas, os aços especiais para ferramentas industriais ficam sujeitos a esforços repetitivos muito mais severos, trabalhando em condições extremas, e têm como origem dessas propriedades seu histórico de processamento ou mais especificamente de sua microestrutura final. As falhas nesse material ocorrerão de maneira mais lenta, ou mais rápida, dependendo de diversos fatores que se definem desde o projeto das ferramentas e escolha do aço, passando pelo processo de manufatura, finalmente pelas condições de operação e posteriormente manutenção dos ferramentais. Independentemente de se estimar a vida útil de uma matriz de fundição de Alumínio sob pressão (HPDC) em mil, até centenas de milhares de peças produzidas, economicamente existe o ponto de equilíbrio que em média é definido pelo custo benefício devendo ser superado para que o negócio seja lucrativo. (HADDAD e GONÇALVES, 2010).

Os aços *Thermodur* E38K, tabela 1, de alta tenacidade para trabalho a quente, apresentam excelente resistência à alta temperatura com boa condutividade térmica e satisfatória resistência às trincas térmicas. É o tipo de aço para uso geral nos trabalhos a quente, particularmente para aplicações sujeitas a altas tensões, como nos moldes de ligas de Alumínio. Durante o processamento desses metais leves (ligas de Alumínio) por moldes de injeção, nos quais os ciclos de solicitações mecânicas extremas acarretam o aparecimento de falhas, possivelmente em razão de fenômenos de fadiga, ou não, levando à redução da vida útil de tais ferramentas, as normas técnicas de classificação de aços que se assemelham ao material utilizado são mostradas na tabela 2. A tabela 1 mostra a qual aço o E- 38K se traduz em várias normas existentes. (MESQUITA, R.A; BARBOSA, C.A. 2005)

Tabela 1 - Aços de alta tenacidade para trabalho a quente.

Aço	Norma AISI	Norma DIN	Norma JIS	Aplicações
Thermodur E38K	AISI H11	WNr: 1.2343	JIS SKD 6	Moldes de injeção e matrizes de extrusão de ligas de Alumínio.

A composição química nominal do Aço E38K é mostrada na tabela 2.

Tabela 2 - Composição química nominal do Aço E38K similar ao AISI H11.


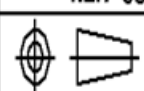


C %	Si%	Mn%	S%	Cr%	Mo%	V%
0,35%	0,30%	0,30%	<0,003	5,0%	1,35%	0,45%

Fonte - Unsupported source type (DocumentFromInternetSite) for source SCH13.

A Figura 1 apresenta as especificações técnicas dadas pelo setor de Engenharia da Nematik quanto ao tipo de aço, segundo a especificação AISI, que deverá ser utilizado nesta peça em específico.

Figura 1- Especificação do material do Inserto central da matriz fixa do ferramental HPDC.

NR.: 816839

		ITEM:	TOLERÂNCIAS GERAIS DEFINIDAS PELA NORMA: NBR 6371 - MEDIO		DES.: CELIO D.
		-		ESCALA: 1:1	FORMATO: A0
ESTE DOCUMENTO É DE PROPRIEDADE DA NMK, E NÃO PODE SER REPRODUZIDO OU CEDILO A TERCEIROS SEM AUTORIZAÇÃO		QUANTIDADE:	MATERIAL: H11 PREMIUM	DUREZA: 44-46HRC	APROV.: NORIVAL
CLIENTE: 		-	TRATAMENTO: TEMP/NITR (PROF. 0,2mm)		DATA: 20/10/2011
PEÇA: BLOCO MOTOR 		DESENHO: RF7S7G-6015-CA		DESENHO N : PRJ000089	
TÍTULO: ESTAMPO 01 FIGURA - MAQ. 2500T INSERTO CENTRAL					FOLHA : 1/1
					NOME DO ARQUIVO: ELE003691/013

Fonte: Adaptado pelo Autor, NMK, 2013.

Observa-se que por esse projeto o ferramental deve ser confeccionado com H11 Premium, no entanto, nesta pesquisa identificou-se o uso de AISI 6150 e H13 com melhor desempenho do H13 (posição central), em virtude de sua microestrutura e propriedades mecânicas.

Realizou-se análise micrográfica nas proximidades das fraturas, objetivando identificar os tipos de materiais e trincas, por meio de microscopia eletrônica de varredura (MEV), com análise Espectroscopia de energia dispersiva de Raios X (EDS) e Espectroscopia Óptica, e levantamento das propriedades mecânicas, utilizando ensaios de microdureza Vickers e de tração.

2. OBJETIVOS

2.1 OBJETIVO GERAL

Analisar os mecanismos de falha que influenciam a redução da vida útil do postigo central do ferramental de injeção de Alumínio por HPDC (*High Pressure Die Casting*) na fabricação de blocos de motor de combustão interna, por meio de caracterizações físico-químicas do aço utilizado para sua fabricação, AISI H11 - X35CrMoV5-1, denominado E38-k, e da avaliação da topografia dessa peça com seus possíveis concentradores de tensão.

2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- Investigar os materiais utilizados na fabricação do Inseto do postigo central de blocos de motor de combustão interna.
- Analisar o processo construtivo do ferramental de injeção de Alumínio por HPDC, a minimizar possíveis desvios na sua fabricação local (NMK-Betim/MG), restabelecer as condições originais (ou ideais) de projeto desse postigo central.
- Análise físico-química e metalográfica dos materiais utilizados na obtenção dos postigos e dos Insetos utilizados nos ferramentais sem e com refrigeração (peças números 10 e 11, respectivamente), ambas empregadas na manutenção dessa parte do ferramental.
- Analisar as possíveis causas das falhas, nos postigos e também nos Insetos, com intuito de propor melhorias ou apontar alternativa para aumento da longevidade do postigo ou elevação do ciclo de vida desse ferramental.

2.3 JUSTIFICATIVA

No dia-a-dia da indústria, ferramentas e/ou componentes estruturais ou mecânicos que deixam de funcionar antes do ciclo de vida útil previsto em projeto, geram perdas econômicas consideráveis, além de atrasos não programados no processo produtivo, para sua substituição. De forma geral, falhas prematuras nessas peças podem ser causadas por mecanismos de desgaste associados com a fadiga térmica, corrosão ou atrito. Esse tema, mais amplamente falando, é objeto de pesquisa da área da Engenharia de Superfície, em especial do campo do conhecimento vinculado ao estudo de mecanismos triboquímicos.

A literatura relata que a maioria dos desgastes se origina primeiramente na superfície dos materiais especificados como sendo mais resistentes à corrosão e ao riscamento por atrito (duros), tais como aços ferramentas para trabalho a quente (FAGUNDES, 2009; INES, 2011).

A Figura 2 mostra o postíço central da matriz fixa do ferramental HPDC4 (NMK, 2013). Foi escolhida esta peça como objeto desta dissertação em virtude da valorização considerável, variando de U\$ 2700k a U\$5151k, valor de referência do dólar, em 20/3/2015, a R\$ 3,30. Inúmeras incidências de quebra prematura e que ainda não havia se identificado a causa factual dessas perdas de peças, tão importantes nesse segmento industrial como um todo.

Figura 2- Postíço central da matriz fixa do ferramental HPDC4.



Fonte: AUTOR, 2014.

Alguns dos fenômenos causadores desse colapso foram investigados numa matriz de experimentos, buscando atender os objetivos propostos nesta dissertação, como fadiga térmica, a força axial e o torque sofrido no momento da retirada da peça do molde, e, ainda, a força tangencial ao entalhe (e/ou próxima ao duto de resfriamento) exercida pelo Alumínio no momento da sua injeção no estado líquido sob alta pressão.

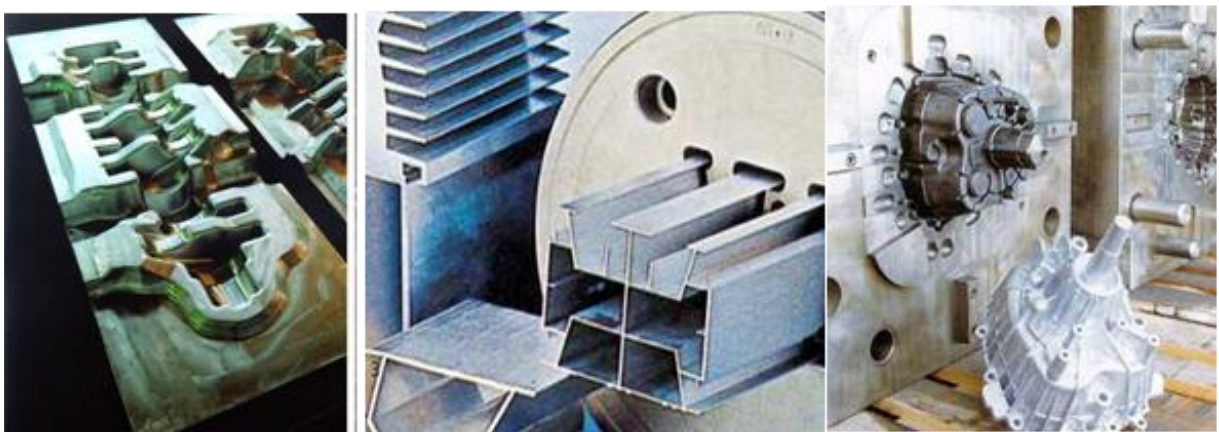
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Das escolhas mais comuns para o material dos moldes e matrizes e o aço ferramenta para trabalho a quente são os aços AISI H11, H13, H20, H21 e H22, motivos para sua escolha são o seu bom desempenho em condições de serviço, sua estabilidade dimensional no tratamento térmico e sua boa resistência a trincas térmicas boa temperabilidade; boa resistência ao amolecimento pelo calor; estrutura uniforme; ausência de defeitos internos; boa usinabilidade; boa tenacidade e resistência a trincas; resistência ao desgaste e de fácil polimento.

3.1 PROPRIEDADES MACROESTRUTURAIS DOS AÇOS FERRAMENTA PARA TRABALHO A QUENTE UTILIZADOS EM MATRIZES PARA INJEÇÃO DE ALUMÍNIO.

Os aços ferramenta são aços de média liga, utilizados para fabricação de ferramentas industriais, principalmente em indústrias mecânicas e automobilísticas de modo geral. Eles são aplicados na conformação a quente de peças confeccionadas em diversas ligas ferrosas, não ferrosas e empregados em processos de fundição sob pressão, extrusão e forjamento, conforme pode ser visto na Figura 3.

Figura 3 - Exemplo de aplicações de aços ferramenta para trabalhos a quente.



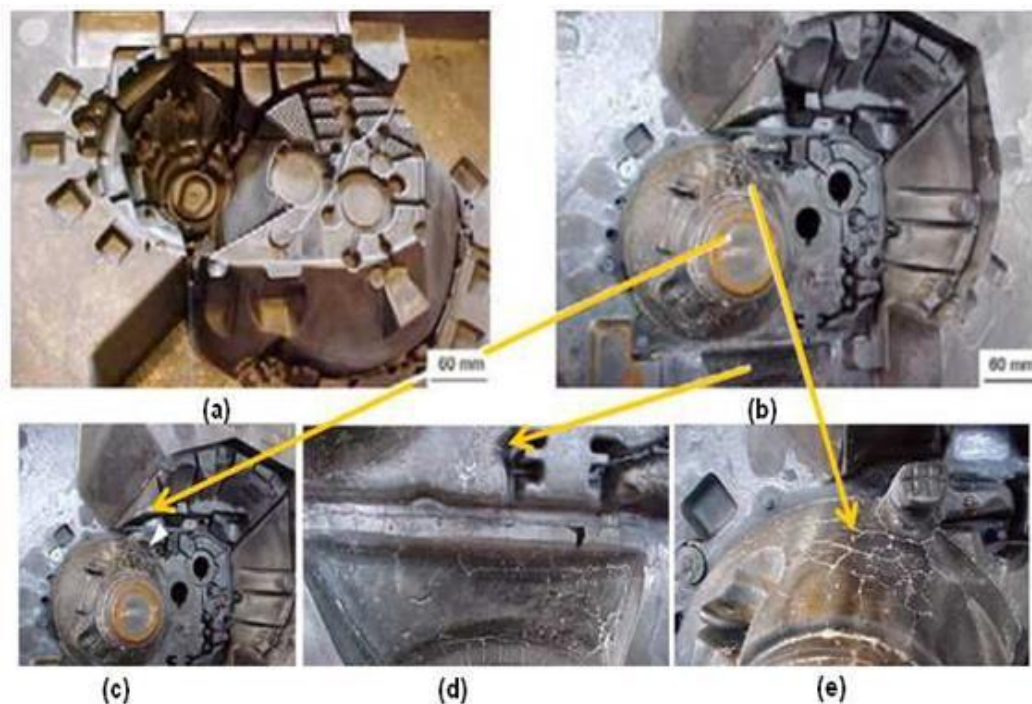
Fonte: Adaptado VMSA, 2008; BÖHLER, 2004; UDDEHOLM, 2008.

Os aços ferramenta para trabalho a quente são principalmente expostos a altas temperaturas, superiores a 400°C (ROBERTS, 1998; MESQUITA, 2002). Uma vez que esses aços são empregados em moldes ou matrizes de alta produtividade e complexidade, eles devem atender especificações rigorosas para garantir seu desempenho (GONÇALVES *apud*: NADCA, 2008)

O principal dano que leva ao fim da vida útil do molde de injeção de Alumínio é o surgimento de trincas térmicas prematuras, que comprometem a qualidade da superfície do ferramental e das peças produzidas (ROBERTS, 1998; PERSON, 2004; MESQUITA, 2004).

Conforme pode ser observado na Figura 4, a geração dessas trincas faz com que durante o processo haja impregnação do Alumínio líquido nas frestas existentes, deixando relevo na peça injetada e dificultando a extração do produto final.

Figura 4 - Matriz de injeção sob pressão: (a) matriz antes de entrar em operação; (b) matriz retirada de serviço após cerca de 100.000 ciclos, em virtude do dano ocorrido por fadiga térmica; (c), (d), (e) detalhes das regiões que apresentaram dano por fadiga térmica.



Fonte: Adaptado vide regiões apresentando “malha” de trincas impregnadas com Alumínio (finas linhas de cor branca), MESQUITA *et al.*, 2009.

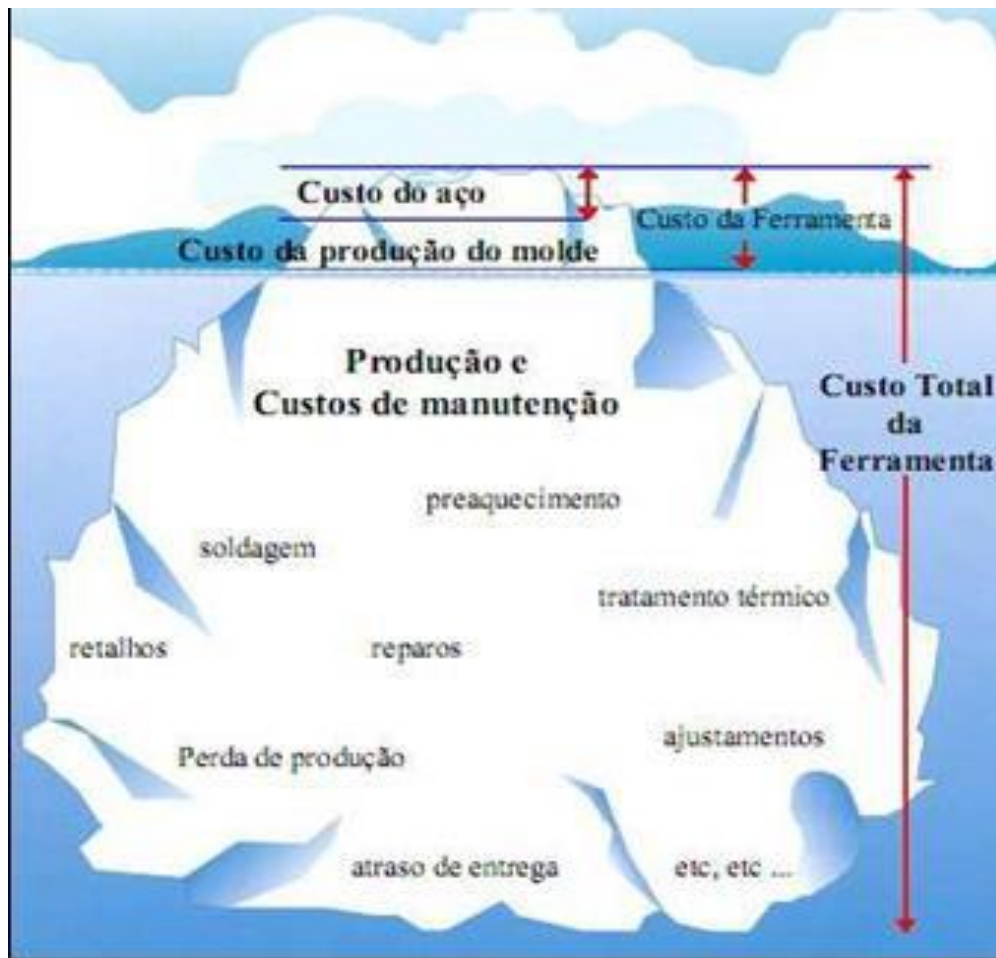
3.2 AÇOS FERRAMENTA PARA TRABALHO A QUENTE

Os aços desses moldes requerem não somente propriedades de resistência e dureza, como também elevada tenacidade; resistência a quente; limite de resistência e limite de escoamento a quente e ductilidade além de boa temperabilidade; boa resistência ao amolecimento pelo calor; estrutura uniforme; ausência de defeitos internos; boa usinabilidade; resistência ao desgaste e de fácil polimento (MALM e NORSTRÖM, 1978).

Os aços ferramenta para trabalho a quente com adequado nível de ductilidade, dureza e tenacidade possuem maior vida útil em matrizes, em virtude da capacidade de deter o processo de início e crescimento de trinca por fadiga térmica (YOUNG, 1981). A propriedade importante a se considerar para o aço do molde é a “resistência à fratura”, que mede a resistência à propagação da trinca aguda (FERREIRA, 2001).

Quando a matriz está em trabalho, a zona mais quente está localizada na superfície da cavidade de trabalho e, se houver uma trinca já nucleada, esta resistirá mais à propagação se o material apresentar alta tenacidade à fratura, podendo se propagar mais rápido somente se a temperatura e tensões aumentarem. Também se tornam importantes propriedades físicas, tais como condutividade térmica e coeficiente de expansão gerada pelo aquecimento, respectivamente. O aumento dessas propriedades diminui, assim, as tensões de fadiga de origem térmica. Além dessas propriedades, também são características importantes dos aços ferramenta a sua facilidade de tratamento térmico e o custo de fabricação, composto pelos elementos de liga e processo empregado na sua manufatura, que refletem no preço de mercado de cada tipo de aço (PELLIZZARI *et al.*, 2001 e 2003; MALM e NORSTRÖM, 1979). A Figura 5 mostra o custo do aço no processo.

Figura 5 - Esquema representativo do "custo iceberg" mostra o custo do aço em relação ao custo total da produção.



Fonte: Adaptado UDDEHOLM, 2004.

Os fatores decisivos que determinam a vida útil do ferramental são: o material da matriz; o material do porta-matriz, se forjado ou não; o tratamento térmico adequado e o processo de controle da fundição. O custo do material da matriz em fundição está em torno de 8-10% do custo do ferramental, enquanto o tratamento térmico custa de 3- 5% do valor final do ferramental (NMK, 2013).

Os Ferramentais utilizados no segmento de injeção de ligas não ferrosas estão sujeitas a severas cargas térmicas e mecânicas, que impõem altas exigências no material do molde. Assim, existem inúmeros fenômenos que restringem a vida útil dos ferramentais (PELLIZZARI, 2001).

Fadiga térmica: Erosão, ataque do Alumínio; trincas catastróficas; os moldes, em uso, estão sujeitos a exposições cíclicas, ao calor e ao resfriamento (PELLIZZARI *et al.*, 2003; SRIVASTAVA *et al.*, 2004; PERSON, 2004).

Contração: Quando o material é esfriado alternadamente, o que ocasiona tensões de tração e compressão, gerando a fadiga (WULPI, 1999).

O processo de trincas por fadiga térmica, ilustrado na Figura 6 tem como causa primordial a fadiga causada por ciclos de aquecimento/resfriamento, característicos dos processos de injeção de Alumínio (FAGUNDES, BARRETO, *et al.*, 2013).

***Figura 6 - Dano típico causado por fadiga térmica.**



Fonte: Adaptado FAGUNDES, BARRETO, *et al.*, 2013

A quantidade de peças injetadas realizável para esse tipo de matriz é fortemente influenciada pela temperatura de trabalho, isto é, pela liga que está sendo injetada (UDDEHOLM, 2003). Esse fenômeno pode ser observado na tabela 3.

Tabela 3 - Fatores que limitam a vida útil da matriz, para diferentes ligas.

Material que será injetado	Temperatura média de injeção da liga	Fatores limitadores da vida do molde	Vida útil Quantidade de ciclos	
			Matriz	Machos
Zinco	430°C	Erosão	0,5-2 milhões	0,5-2 Milhões
Magnésio	650°C	Fadiga térmica Trinca Erosão/Ataque de Al	100.000 a 400.000	50.000 a 200.000

Alumínio	700°C	Fadiga térmica Trinca Erosão/Ataque de Al	60.000 a 200.000	40.000 a 150.000
Cobre/Latão	940°C	Fadiga térmica Trinca Erosão/ Ataque de Al	5.000 a 50.000	1.000 a 5.000

Fonte: Adaptado UDDEHOLM, 2003.

As trincas de fadiga térmica ocorrem por um processo de fadiga de baixo ciclo, cujas tensões são decorrentes de ciclagens térmicas em regiões próximas à superfície do molde. No início de um ciclo, quando o molde é preenchido com o alumínio líquido, a superfície é aquecida e há formação de um gradiente térmico perpendicular à superfície do molde. A tendência natural seria a expansão térmica dessa camada superficial, entretanto este movimento é restringido pelas camadas mais internas, que se encontram mais frias. O resultado é a formação de tensões de compressão e quanto mais acentuada for o gradiente de temperatura, mais elevadas serão as tensões. Dependendo da temperatura e da tensão atingida, pode ocorrer escoamento plástico sob compressão na superfície, gerando tensões residuais após resfriamento. Posteriormente, quando o desmoldante/lubrificante é aplicado, e então a peça injetada é removida, as temperaturas da superfície da matriz tornam-se mais baixas quando comparadas às do interior, originando tensões de tração. A alternância entre as tensões de compressão e tração originam as trincas por fadiga térmica. Os seguintes fatores influenciam a fadiga térmica (GONÇALVES apud: NADCA, 2008 e 2009; PERSON *et al.*, 2004):

Ciclo de temperatura da matriz:

- Temperatura de pré-aquecimento da matriz;
- Temperatura superficial da matriz;
- Tempo de permanência no pico da temperatura;
- Velocidade de resfriamento.

Propriedades básicas do material da matriz:

- Coeficiente de expansão térmica;
- Condutibilidade térmica;

- Resistência ao escoamento a quente;
- Resistência ao revenimento;
- Resistência a deformação lenta;
- Ductilidade.

Intensificadores de tensão:

- Frisos, furos e cantos (angulares);
- Rugosidade superficial.

A escolha natural para o material dos moldes e matrizes é o aço ferramenta para trabalho a quente, série H (Hot), os aços são os AISI: H11; H13; H20; H21 e H22, conforme afirmam (PERSSON *et al.*, 2005).

3.3 FATORES QUE INFLUENCIAM A FADIGA TÉRMICA:

3.3.1 TEMPERATURA NA MATRIZ

O contato inicial entre a ferramenta fria e o metal fundido quente causa choque térmico severo no material da matriz. Trincas térmicas podem iniciar nos primeiros ciclos e crescer rapidamente até a falha total. Por isso, é importante notar que a resistência ao impacto, isto é, a habilidade de o material resistir ao choque térmico e mecânico aumenta significativamente pelo pré-aquecimento da ferramenta, se realizada antes do primeiro ciclo (GONÇALVES *apud*: NADCA, 2009).

É essencial que a diferença de temperatura da superfície da matriz e o metal fundido não sejam elevadas. A temperatura de pré-aquecimento dependerá do tipo da liga que estará sendo injetada e normalmente compreende entre 150 e 350°C. Nesta faixa de temperatura a tenacidade à fratura é quase o dobro do que na temperatura ambiente. Inserir a etapa de pré-aquecimento e do controle da temperatura de operação da matriz tem efeito em retardar a nucleação das trincas, bem como em um crescimento mais lento destas (UDDEHOLM, 2003).

As trincas também serão mais finas na superfície da matriz. Outros fatores importantes são o tipo de liga que será injetada e a espessura final da peça.

Materiais com alto ponto de fusão, elevado calor latente de solidificação, alta densidade e, até certo ponto, o alto calor específico, têm efeito prejudicial na maioria dos aspectos de fadiga térmica.

Os três primeiros fatores juntos explicam porque o problema com as trincas térmicas aumenta na ordem de Magnésio, Alumínio e Latão (MALM e NORSTRÖM, 1979).

O incremento na temperatura da superfície da matriz tem efeito de aumentar a nucleação das trincas (PERSON *et al.*, 2004).

A temperatura da camada superficial da matriz é muito importante para a ocorrência de fadiga térmica. Abaixo de 500°C a expansão térmica e as tensões são moderadas para o aço de trabalho a quente, mas em temperaturas mais elevadas o risco de trincas térmicas torna-se significativo.

A temperatura da superfície da matriz é determinada principalmente pela temperatura de pré-aquecimento, temperatura do metal fundido, do desenho do produto fundido, da forma e dimensão da matriz e propriedades térmicas do material da matriz. Outro fator que afeta significativamente a vida em fadiga térmica das matrizes, está relacionado com as temperaturas máximas e mínimas de operação da matriz (MALM e NORSTRÖM, 1979).

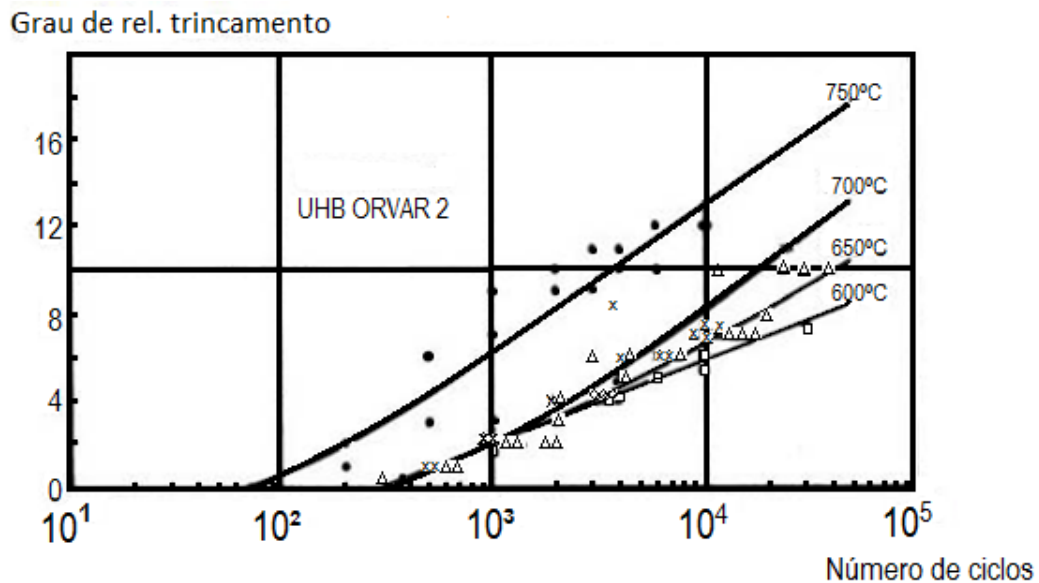
A entrada de calor da matriz tende a ser constante, uma vez que é determinada pela temperatura do metal líquido que está sendo injetado e, portanto, o aumento da temperatura mínima tem um efeito de aumentar a temperatura global da matriz. Logo, tanto aumentar a temperatura mínima como a máxima tem o efeito de aumentar a susceptibilidade da ocorrência de trincas térmicas. Dessa forma, um resfriamento eficaz da matriz reduz a temperatura global em alguns graus, resultando em diferenças significativas de vida útil da matriz. (UDDEHOLM, 2003).

Trabalhar com temperatura acima de 700°C resulta em alta densidade de trincas profundas e altas taxas de resfriamento aumentam a tendência a trincas térmicas. (PERSON *et al.*, 2004)

Propriedades básicas do material da matriz, coeficiente de expansão térmica e condutividade térmica (MALM e NORSTRÖM, 1979).

A Figura 7 mostra o grau relativo de trincamento a quente pelo número de ciclos para diversas temperaturas máximas dos ciclos térmicos para o aço AISI H11.

Figura 7 - Influência da temperatura de pico ($T_{m\acute{a}x.}$) sobre a formação de trincas a quente para o aço AISI H11.



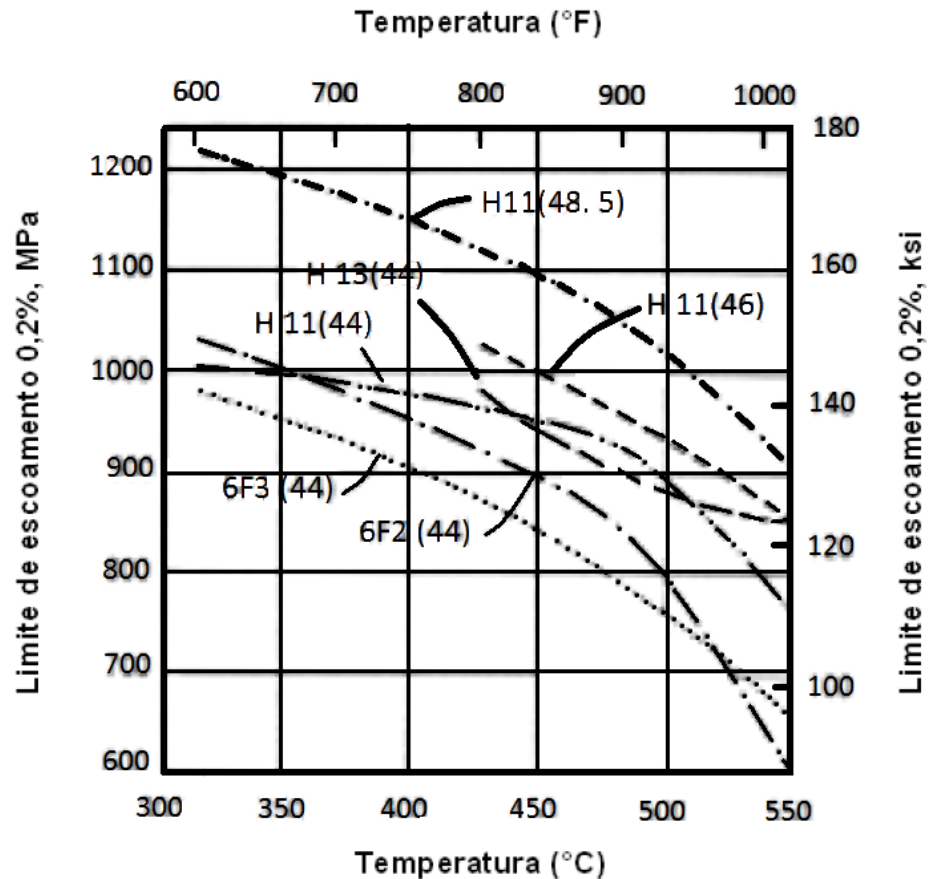
Fonte: Adaptado UDDEHOLM, 2008.

3.3.2 RESISTÊNCIA AO ESCOAMENTO A QUENTE

O alto limite de escoamento a quente diminui a tensão de deformação plástica e é benéfica para a resistência às fissuras térmicas. Aumentar o limite de escoamento a quente ($T > 500^{\circ}\text{C}$) atrasa a nucleação e propagação das trincas, bem como reduz a máxima profundidade da trinca e torna a espessura das trincas nucleadas na superfície da matriz mais fina (PERSON *et al.*, 2004).

Como pode ser acompanhado nas Figuras 8 e 9, o limite de escoamento e a dureza diminuem com o aumento da temperatura. A variação dessas propriedades com a temperatura afeta significativamente a formação das trincas térmicas e, conseqüentemente, a vida em fadiga térmica. No caso de matrizes para injeção de Alumínio, os picos de temperatura na superfície de trabalho são da ordem de 540-650°C (MALM e NORSTRÖM, 1979).

Figura 8 - Limite de escoamento a quente em função da temperatura dos aços AISI H11, H13 e de aços baixa liga.



Fonte: Adaptado METALS HANDBOOK., 1990.

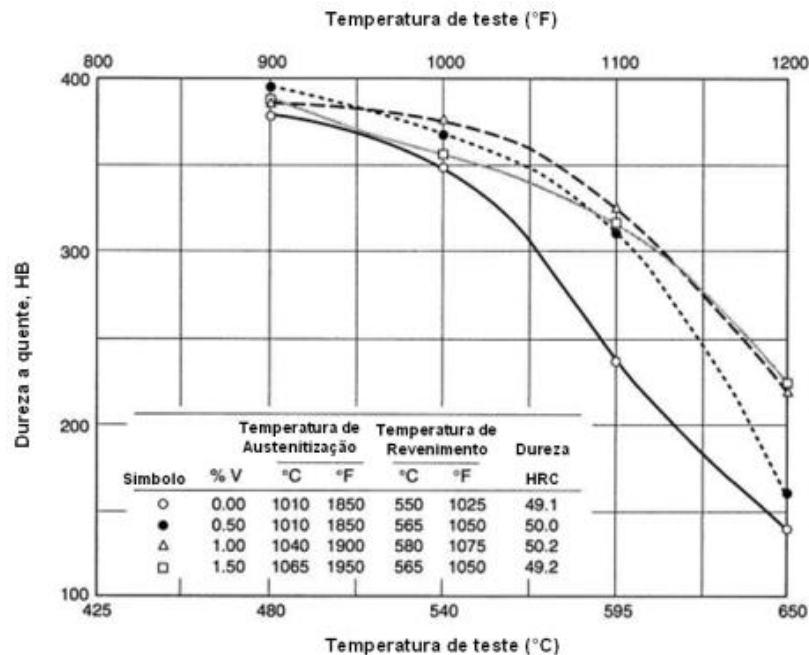
Além de o limite de escoamento a quente aumentar, por conseguinte, o limite de escoamento a frio ($T < 500^{\circ}\text{C}$), ajuda a retardar a nucleação das trincas, bem como o seu crescimento.

3.3.3 RESISTÊNCIA AO REVENIDO

O aço terá que ser suficiente para manter sua temperatura pós-tratamento térmico sem sofrer perda (significante de dureza) ao longo do processo de injeção. Assim, somente aços ferramentas que apresentem pico de dureza secundária a $500 - 550^{\circ}\text{C}$ poderão ser utilizados como os aços AISI H10, H11, 13, DIN 2367 e não o menos ligado DIN 2714 (AISI 6F3). Em outras palavras, é a capacidade do aço em sustentar a dureza original por tempos prolongados a elevadas temperaturas (MESQUITA, 2002; PERSON *et al.*, 2004). Na Figura 9 mostra o efeito da

temperatura na dureza a quente do aço ferramenta com: C 0,33%; Cr 5%; Si 0,80% e Mo 1,35%. Todas as amostras foram duplamente revenidas por 2 horas

Figura 9 - Efeito da temperatura na dureza a quente do aço ferramenta.



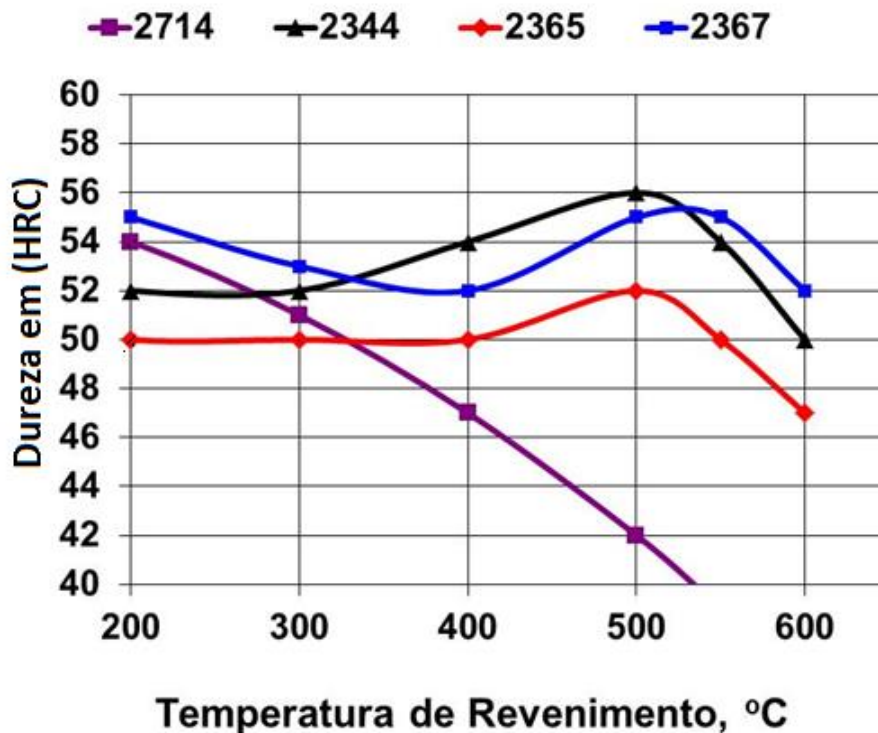
Fonte: PERSON, 2004 Adaptado AUTOR.

Os aços para trabalho a quente apresentam, em função da composição química, diferentes comportamentos para a dureza em altas temperaturas. O importante é que a escolha do aço para o molde e a matriz leve em consideração a situação de injeção, como no caso de peças com paredes grossas em que a superfície da cavidade estará em contato com o Alumínio líquido por muito tempo. Aquele material que mostrar maior resistência a quente será o mais indicado a essa aplicação. A resistência à propagação da trinca a quente está associada ao limite de escoamento e à tenacidade. Para que resistam a tais condições de trabalho, ainda com elevada dureza e resistência ao desgaste, eles apresentam teores variáveis de Cromo, Tungstênio, Molibdênio e Vanádio. Os aços H11, H12 e H13 foram inicialmente pesquisados especialmente para a fundição sob pressão de ligas de Alumínio. Os requisitos para tal exigiam endurecimento ao ar, com pouca distorção de dimensões,

portanto baixa temperatura de austenitização, mínima tendência à formação de óxidos pelo resfriamento em ar soprado, alta resistência ao desgaste pela ação erosiva do Alumínio, e baixo custo, ou seja, relativamente baixo teor de elementos de liga. Mais tarde esses aços se tornaram de uso geral em trabalhos a quente. (FAGUNDES, BARRETO, *et al.*, 2013)

Em altas temperaturas é fundamental que o aço mantenha a resistência mecânica e não sofra queda na dureza, conforme Figura 10.

Figura 10 - Curvas típicas de perda em dureza, para várias temperaturas de trabalho.



Fonte: Adaptado (ARIETA FILHO, 2014)

No processo de injeção de Alumínio, em virtude das altas temperaturas de trabalho com a superfície das ferramentas atingindo mais de 600°C – (YOUNG, 1979).

A resistência a quente é uma das principais propriedades consideradas nessa aplicação.

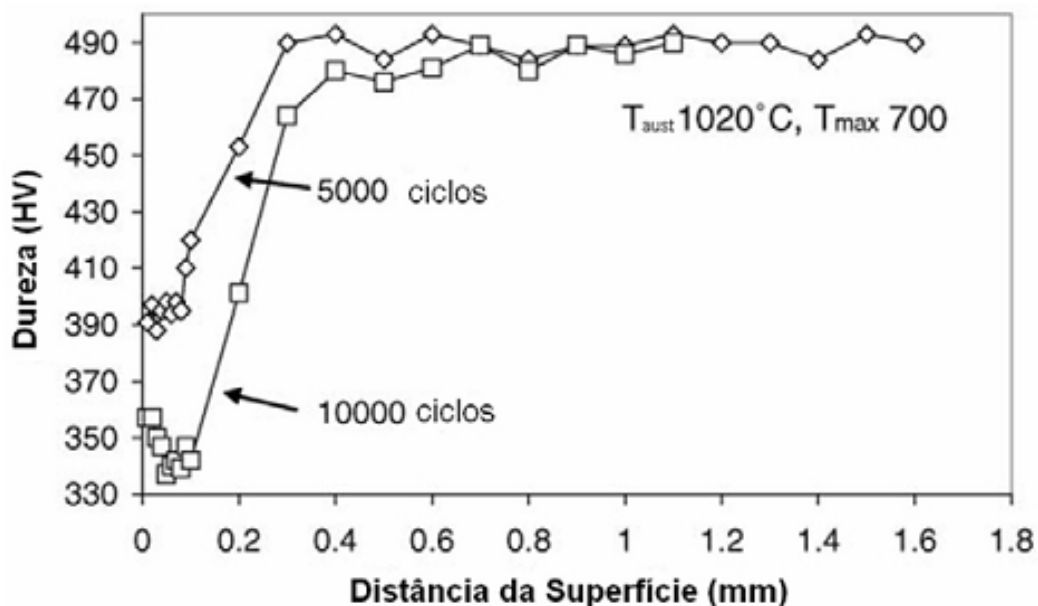
Quanto maior a temperatura de trabalho, menor a resistência mecânica dos aços ferramenta, dada a maior facilidade do movimento das discordâncias (REED-HILL, 1982).

3.3.4 RESISTÊNCIA À FLUÊNCIA

A resistência de ruptura por fluência dá a primeira ideia do nível de tensões; o aço poderá aguentar por determinado tempo e a determinadas temperaturas sem se deformar e finalmente se romper e fraturar. Normalmente, com aços ferramentas para trabalho a quente o tempo é fixado em 1.000 horas. A resistência de ruptura por fluência dos aços para trabalho a quente AISI H10, H11, H13 e DIN 2367, após 1.000 horas expostos entre a faixa de temperatura de 500°C a 600°C para os corpos de prova (CPs) temperados e revenidos com LR de 1.700, 1.450 e 1.200 N/mm². Analogamente ao efeito do LE e LR a quente, valores mais altos de resistência de ruptura por fluência a quente vão auxiliar positivamente na resistência.

Fadiga Térmica: a Figura 11 ilustra o efeito da redução de dureza. É notável a redução de dureza nas regiões de superfície.

Figura 11 - Corpos de prova submetidos à fadiga térmica, em repetidos aquecimentos a 700°C.



Fonte: Adaptado, SJÖSTROM, 2004.

Dessa forma, a resistência do aço ferramenta à perda de dureza torna-se fundamental. Também se tornam importantes as questões de projeto da matriz e variáveis do processo, visando ao pré-aquecimento da matriz e à refrigeração adequada.

3.3.5 RESISTÊNCIA À EROSÃO POR ATAQUE DA LIGA DE ALUMÍNIO

O Alumínio fundido contribui para a elevada erosão da superfície da matriz e, em função disso, o aço dessa cavidade deve apresentar boa resistência a esse tipo de desgaste. Além da reação química do Alumínio e a superfície da matriz outros fatores contribuem para esse tipo de desgaste, tais como a temperatura do Alumínio fundido; pressão de injeção; lubrificante/desmoldante insuficiente; tempo de injeção, posicionamento dos canais de refrigeração (mal projetados), dureza do aço inadequada; localização dos canais de alimentação; velocidade de injeção e, finalmente, aumento da temperatura em virtude da alta fricção (YOUNG, 1981/PERSON *et al.*, 2004).

3.3.6 TENACIDADE

O aço para trabalho a quente utilizado terá que resistir às tensões termomecânicas e assim resistir aos mecanismos de falhas como microtrincas em virtude da fadiga térmica assim como trincas grosseiras e a quebras catastróficas. A tenacidade pode variar de forma substancial de acordo com a composição química, nível de pureza, microestruturas no estado recozido, do processo de tratamento térmico e microestrutura resultante e da faixa de dureza final da cavidade (ARIETA FILHO, 2014).

3.3.6.1 PROCESSOS DE REFINO ESR OU VAR

A refusão por eletroescória (ESR) no meio da década de 60 e a refusão por arco elétrico a vácuo (VAR) no final da década de 60. Uma das vantagens do processo ESR é a obtenção do baixo teor de S (cerca de 0,002%). A fusão por indução em vácuo (*vacuum induction melting* - VIM), assim como o VAR, também fornece conteúdo muito baixo de gás, mas o risco de retrações no lingote exige refusão (ESR ou VAR) após o processo de VIM. Como os processos de refino beneficiam a matéria prima: Em relação ao lingote convencional (sem refusão), o processo ESR será evidentemente mais custoso, porém, se obtém novo lingote com níveis baixíssimos de S (que é deletério e afeta negativamente a tenacidade e acabamento

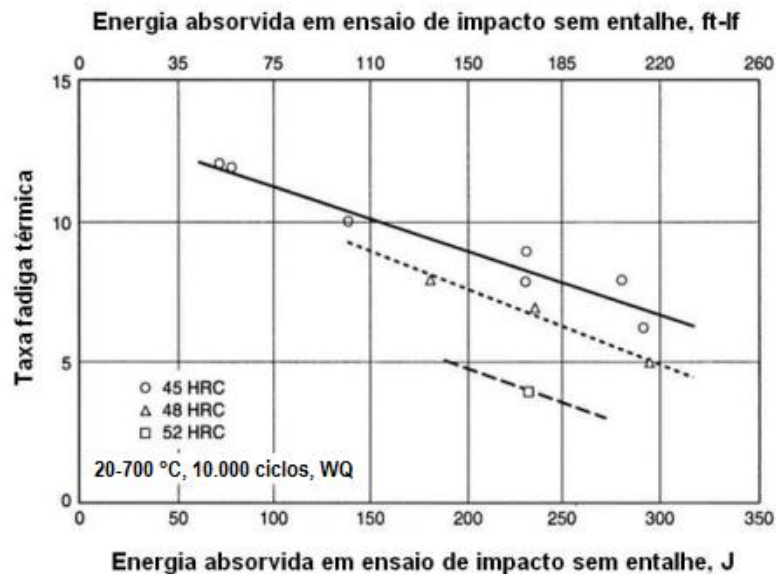
final), apresentará microestrutura sempre muito mais uniforme e com muito menor segregação química e bandeamento, gerando assim elevada isotropia de propriedades (menor diferença de propriedades mecânicas entre as direções longitudinal e transversal); Em relação ao processo VAR, o processo ESR além de gerar teores muito mais baixos de S é processo de produção mais eficiente (taxas de refusão bem mais altas), melhor rendimento e custos mais baixos; O processo VAR, por sua vez, apresentará muito menor teor de gases (O, H, N) e menor fração volumétrica de inclusões de óxidos (ARIETA FILHO, 2014).

3.3.7 TENACIDADE À FRATURA

A tenacidade para o aço ferramenta que é submetido a tensões dinâmicas é a capacidade de aliviar os “picos de tensões” por deformações plásticas localizadas, prevenindo a formação de trincas. A propriedade tenacidade é incrementada com a microestrutura uniforme, redução de segregações e a menor presença de inclusões de óxidos, sulfetos e compostos de Fósforo. A escolha do aço ferramenta para a confecção da matriz de injeção de Alumínio deve considerar o material que apresente a melhor combinação de resistência mecânica e tenacidade (GONÇALVES *apud*: NADCA, 2008; MESQUITA, 2002).

A Figura 12 A demonstra a energia absorvida em ensaio de Charpy sem entalhe. O gráfico mostra que a medição tenacidade foi medida utilizando ensaio de impacto sem entalhe, em corpos de provas 7 X 10 mm e a Figura 12 B mostra comportamento dos aços ferramentas Impacto x Temperatura

Figura 12 - Efeito da temperatura na dureza a quente do aço ferramenta 0,33% C; 5% Cr; 0,80% Si e 1,35% Mo. Todas as amostras foram duplamente revenidas por 2 horas. (PERSON, 2004).



Fonte: (PERSON, 2004).

Em resumo, é de extrema importância, para obter ótima vida útil de matriz para fundição, que o material produzido tenha alto nível de qualidade para que ele possa apresentar boa ductilidade, resistência ao calor e, portanto, ideal resistência à fadiga térmica. É igualmente importante que a matriz seja adequadamente tratada de forma que a melhor tenacidade à fratura seja alcançada em combinação com a dureza adequada para evitar trincas espessas em serviço (UDDEHOLM, 1994).

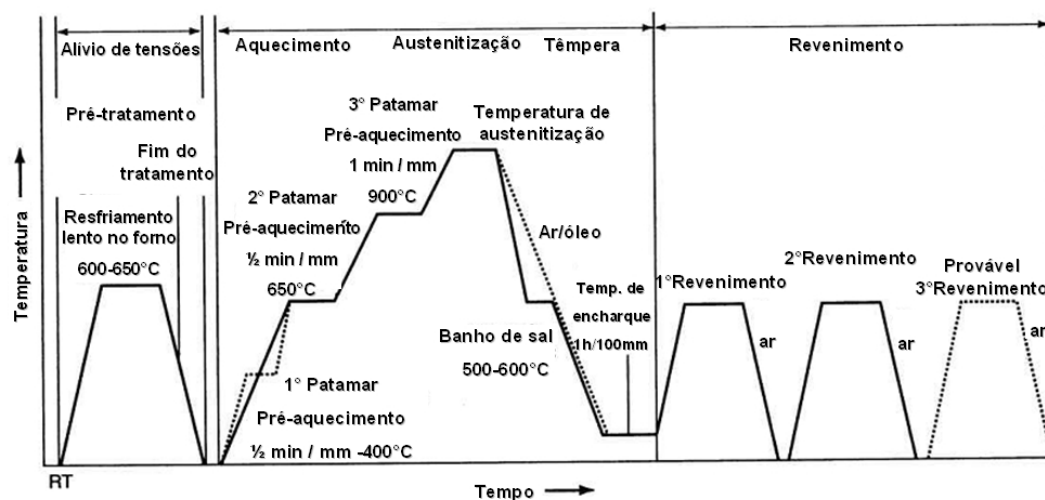
3.3.8 TRATAMENTO TÉRMICO

A utilização de aços ferramenta para trabalho a quente de alta qualidade é imprescindível para garantir o ótimo grau de eficiência operacional e alta produtividade. Dependendo de sua aplicação, as ferramentas e matrizes têm que cumprir grande número de exigências. Para garantir que a solução ideal prática seja atendida, deve-se considerar que, além da escolha correta do aço, o tratamento térmico também desempenha o papel muito importante na qualidade final da ferramenta, pois a correta execução desse processo potencializa as propriedades mecânicas do aço. As trincas por fadiga térmica são reduzidas consideravelmente, utilizando temperaturas de austenitização que permitam a máxima quantidade de carbonetos em

solução sólida na Austenita. Quando combinada com a rápida taxa de resfriamento na têmpera a tenacidade do material não é afetada, visto que não haverá fragilização microestrutural, uma vez que não ocorrerá intensa precipitação de carbonetos em contornos de grãos, ou a formação de outras fases. Para assegurar a boa qualidade do aço, muitas especificações foram desenvolvidas nos últimos 20 anos. Das especificações que mais avançaram até o momento é a *North American Die Casting Association - Critérios de Aceitação para Matrizes de Injeção* (GONÇALVES *apud*: NADCA, 2008).

A Figura 13 apresenta resumidamente as principais etapas previstas para o tratamento térmico de matrizes voltadas para o segmento de injeção de Alumínio.

Figura 13 – Exemplo do esquema de etapas do tratamento térmico para matrizes confeccionadas com aços ferramenta para trabalho a quente.



. Fonte: Adaptado THELNING, 1984.

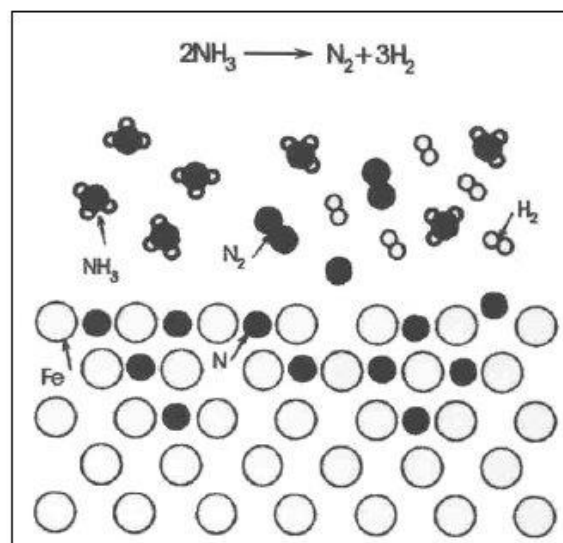
3.3.9 NITRETAÇÃO GASOSA

A literatura sugere que o processo de nitretação atinge uma considerável profundidade de endurecimento e contém tensões residuais compressivas (HIRSCH et al., 2004/KOLOZSVÁRY et al., 2002/DJEGHLAL et al., 2003/ARIMOTO,2008).

A nitretação gasosa é o processo mais comum, que exige tempo muito longo, de 24 a 72 horas, podendo chegar a 90 horas. Conforme cita PYE, 2003, a primeira patente do processo deu-se em março de 1908 ao pesquisador Adolph Machlet.

Com a nitretação gasosa, além do aumento da dureza, e da resistência ao desgaste, há a melhora na resistência a corrosão e a fadiga. O mecanismo de nitretação gasosa é resultante da decomposição da amônia de maneira a dissociar o nitrogênio da molécula NH_3 levando-o para a superfície do aço, (CHIAVERINI, 1987). Figura 14.

Figura 14 - Dissociação da Amônia em Nitrogênio e absorção pelo aço.



Fonte: Adaptado CHIAVERINI, 1987.

Em outras palavras, é a reação na qual a Amônia se dissocia liberando Nitrogênio atômico que pode ser absorvido pelo aço e dissolvido intersticialmente no Ferro. Conforme cita (SOARES, 2000), a dissociação da Amônia em Nitrogênio, durante o processo, pode ser expressa conforme a seguinte reação, equação1:

Equação 1 - Disassociação da Amônia

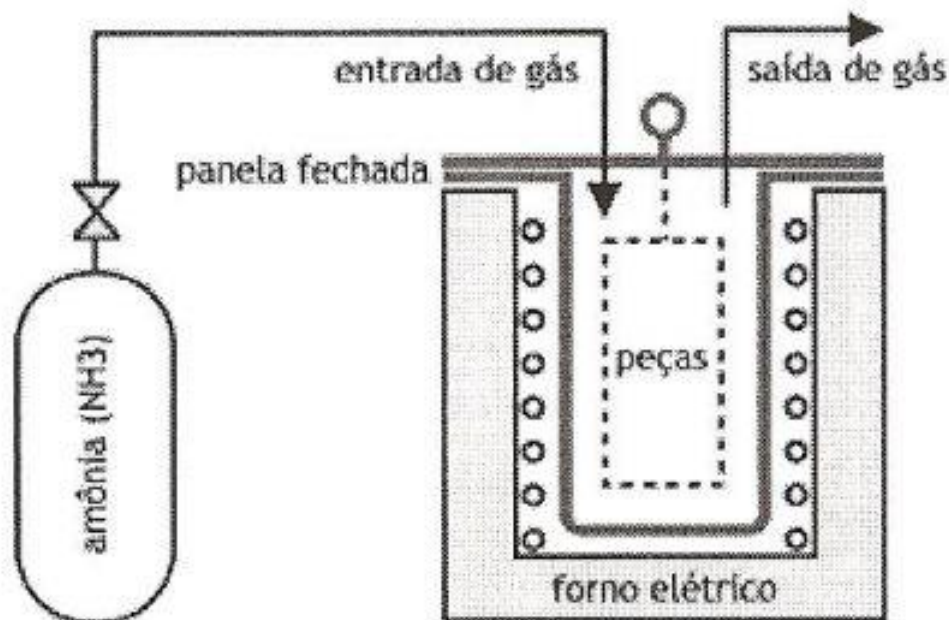


Tabela 4 - Dados do processo das amostras nitretadas.

Camada (mm)	Tempo (h)	Temperatura (°C)
0,0975	13	535
0,18	24	535
0,27	36	535

Quando a superfície atinge o nível intrínseco determinado de saturação, nitretos complexos de elevada dureza são formados pelo mecanismo de nucleação e crescimento, necessitando do tempo de incubação determinado. O Nitrogênio é difundido na camada superficial em temperaturas abaixo da formação da Austenita, em geral na faixa de 495°C a 575°C. Figura 15.

Figura 15 - Apresenta esquematicamente o processo de nitretação gasosa.



Fonte: Adaptado MSPC, 2014.

Dos inconvenientes do processo de nitretação gasosa, além do tempo, é a expansão dimensional do componente pela absorção de N₂.

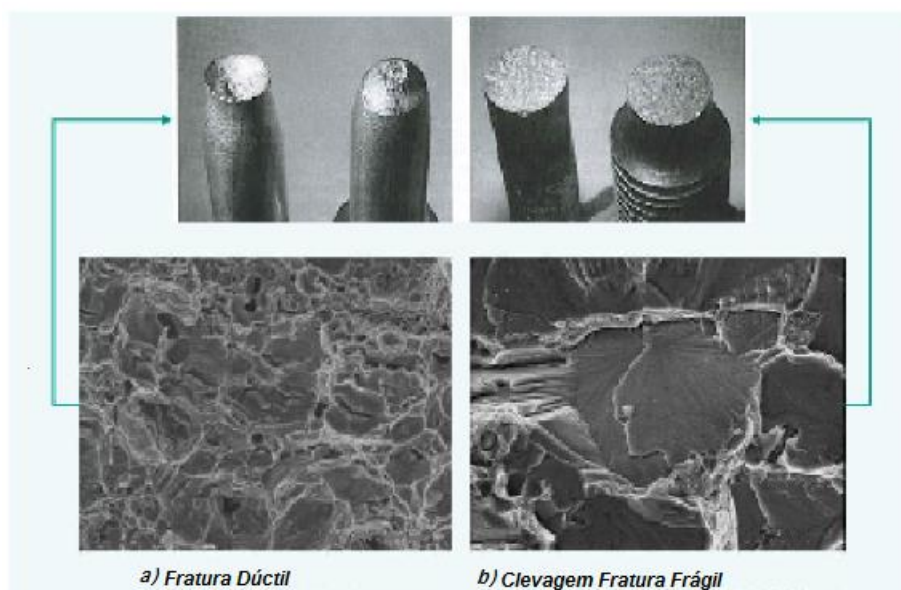
3.4 TIPOS DE FRATURA EM METAIS

Tipos de fratura podem ser divididos em duas categorias, que são fraturas frágeis e dúcteis. O primeiro, no entanto, tem despertado interesse em virtude de seus resultados catastróficos. Quantidade limitada de deformação plástica que ocorre durante a fratura frágil promove a falha súbita sem aviso prévio. Falha dúctil, pelo contrário, apresenta superfícies de fraturas ásperas e sem brilho com deformação plástica bruta, permitindo assim mais tempo para corrigir ou evitar tais falhas. Esse tipo de falha não é muito catastrófico e ganhou menos o interesse de muitos pesquisadores, em comparação com a falha quebradiça. No entanto, a verdadeira compreensão de todos os tipos de fraturas é de importância tal que a causa da falha pode ser determinada com precisão e pode levar a meios adequados do material selecionado.

3.4.1 FRATURA TRANSGRANULAR

As Figuras 16 (a) e (b) ilustram os tipos de tração que ocorreram de maneira dúctil e frágil, respectivamente. Nota-se na Figura 16 (a) que as superfícies planas com deformação plástica são limitadas ao tipo de tensão que foram submetidas e se romperam com o tipo de fratura frágil. A superfície da fratura demonstra que a amostra ocorreu modo dúctil. Por outro lado, a exposição chamada copo ou tipo cone fratura mostrando deformação plástica bruta em ambas as metades das superfícies fraturadas. Materiais frágeis normalmente apresentam superfícies fraturadas planas, consistindo de faces de clivagem transgranulares. A Figura 16 (b) mostra a característica clássica de faces frágeis com o seu tamanho similar ao tamanho de grão do material. As fraturas foram causadas pela rápida propagação da trinca transgranular através dos grãos. Investigado em ampliações mais elevadas, utilizando o microscópio eletrônico de varredura (MEV), a superfície da fratura mostra o padrão de linha rio ou estresse em que sua direção está apontando para a origem da rachadura.

Figura 16 - Fraturas dúctil e frágil clivagem observadas a partir de superfícies de fratura de tração.

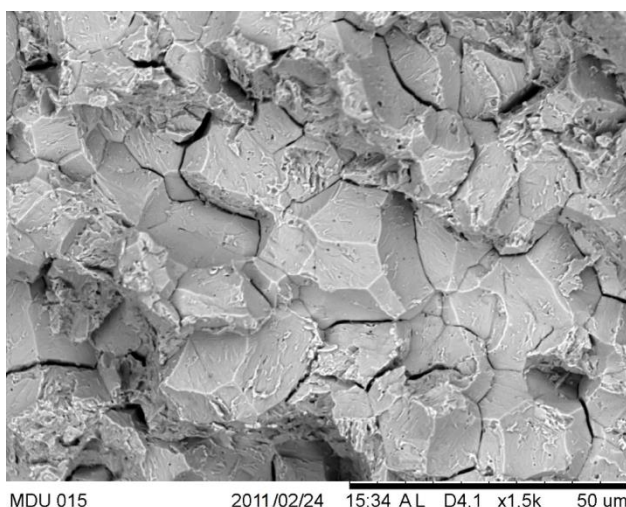


Fonte: Adaptado UDOMPHOL.

3.4.2 FRATURA INTERGRANULAR

Fratura Intergranular é a que se segue o contorno dos grãos do material. Se o material tem várias organizações estruturais quando termina a treliça e outro começa, a direção da mudança fratura a seguirá o novo grão. Isso resulta na fratura bastante irregular com bordas irregulares. Fraturas intergranulares são rachaduras que ocorrem ao longo do contorno de grão do material. Bordas retas do grão e superfície brilhante podem ser vistas na Figura 17.

Figura 17 - Exemplo de fratura Intergranular do aço



Fonte: LIVRAMENTO, 2011.

Existem diversos processos que podem levar à fratura intergranular:

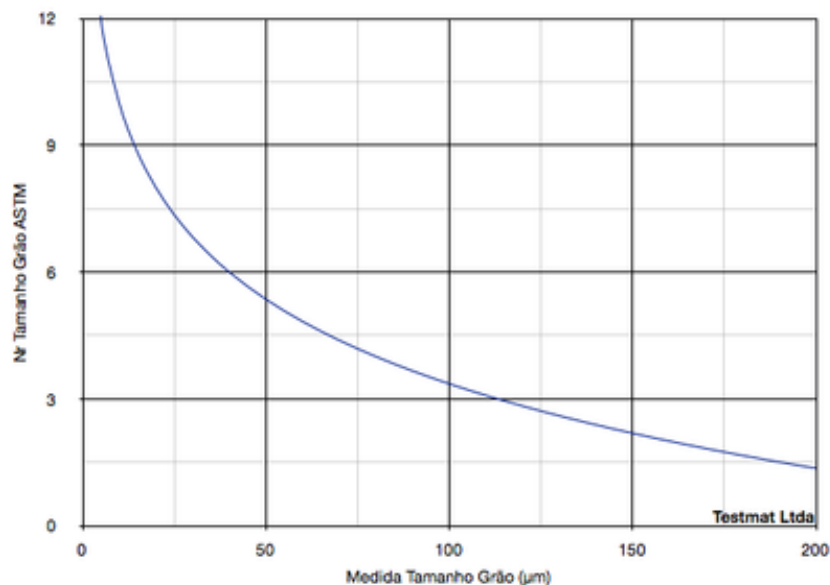
- Nucleação, microalveolados e coalescência de inclusões, ou partículas de segunda fase localizadas ao longo dos limites de grão
- *Grain limite crack* e formação de cavidade associada à temperatura elevada condição ruptura *stress*.
- Descoesão entre grãos contíguos, em virtude da presença de impurezas nos contornos de grão e na presença de Hidrogênio e de metais líquidos.
- Corrosão sob tensão associada à dissolução química ao longo dos limites de grão.
- Cíclicas, quando há número insuficiente de material de sistemas de escorregamento independentes para acomodar deformação plástica entre grãos adjacentes levando a limites de grão.

3.4.3 TAMANHO DOS GRÃOS

O tamanho de grão possui grande influência nas propriedades mecânicas dos materiais metálicos. A avaliação metalográfica é importante para o controle da qualidade metalúrgica. O tamanho de grão é a medida da metalografia quantitativa. As amostras de material são preparadas e atacadas com os reagentes metalográficos indicados e avaliadas em microscópios. As amostras ferrosas devem ser temperadas e revenidas para a inspeção do tamanho de grão austenítico do material. Em virtude da importância dessa medida sobre as qualidades do material

como ductilidade, tenacidade e resistência mecânica, trata-se da característica que deve ser avaliada periodicamente nos materiais adquiridos e nos produtos fornecidos. Produtos de responsabilidade, ou de elevada solicitação, são periodicamente avaliados nessa característica. A Figura 18 mostra o tamanho de grão ASTM (ESTGV, 2006)

Figura 18 - O gráfico é a representação dessa relação entre número de tamanho de grão ASTM e tamanho de grão em microns.

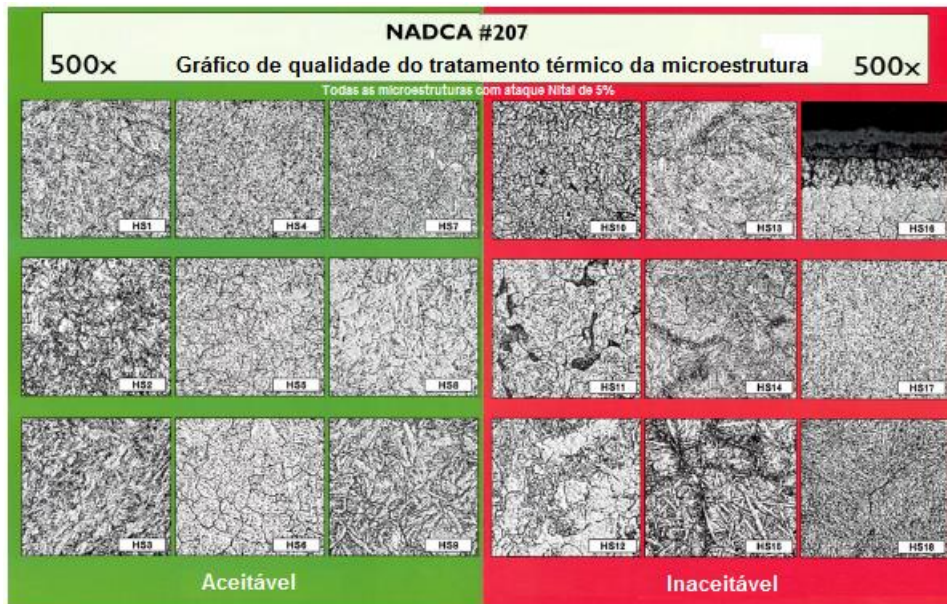


Fonte: ESTGV,2006.

A norma estipula que o tamanho de grão deve ser maior que sete (ASTM: >7).

De acordo o quadro de comparações, fornecidas pela NADCA, a qualidade do aço ferramenta após tratamento térmico, levando em conta a os carbonetos no contorno dos grãos e o número de grão adequando a norma após o tratamento de têmpera e revenimento. Como está no quadro de comparações da norma NADCA 207 – 2003, Figura 19.

Figura 19 – Quadro de comparações da NADCA



Fonte: NADCA, 2003.

3.4.4 METALOGRAFIA QUALITATIVA E QUANTITATIVA

O embutimento da amostra é realizado para facilitar o manuseio de peças pequenas; evitar a danificação da lixa ou do pano de polimento e abaulamento da superfície que traz sérias dificuldades ao observador. O embutimento consiste em circundar a amostra com o material adequado, formando corpo único.

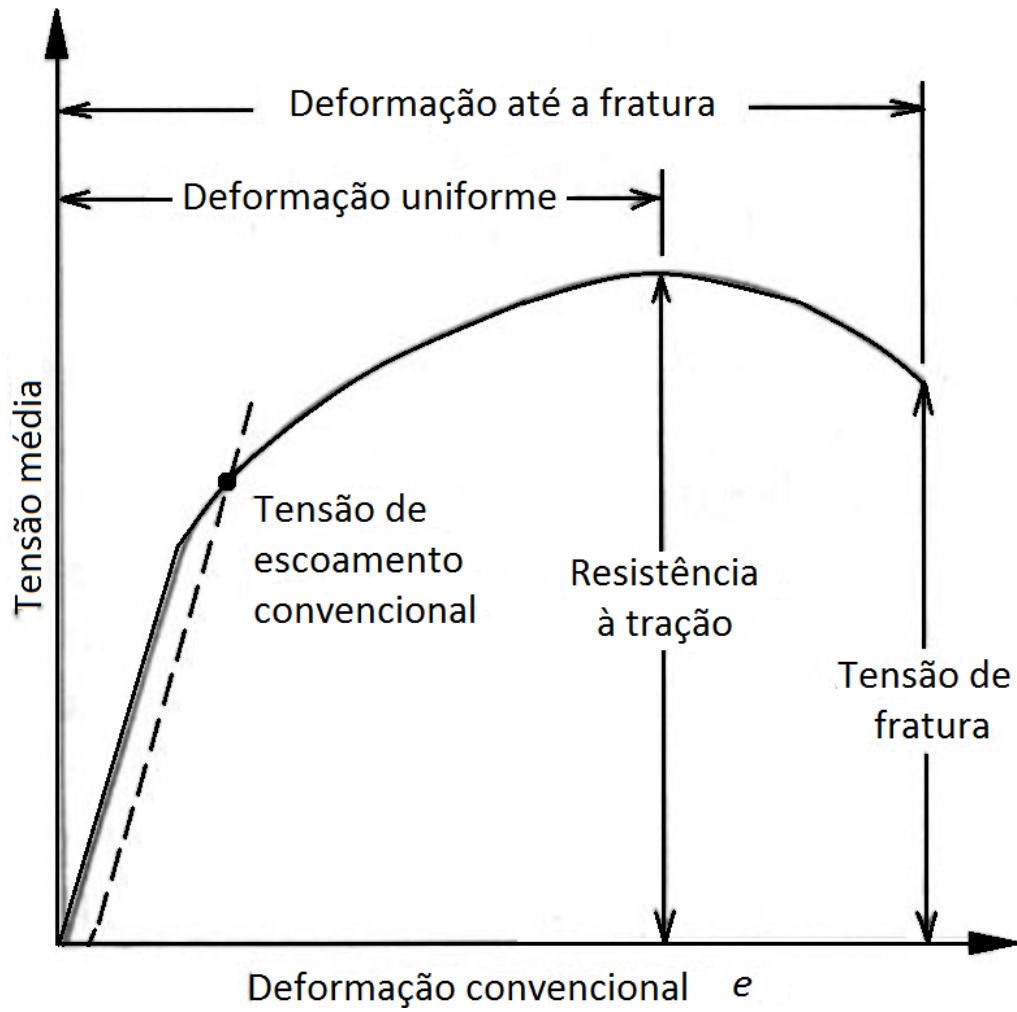
Como comentado anteriormente, o embutimento pode ser a frio e a quente, dependendo das circunstâncias e da amostra a ser embutida.

3.5.1 ENSAIO DE TRAÇÃO

Apud: (CONCER, 2011). Segundo Schaeffer (1999), o ensaio de tração é quando se aplica o carregamento teste uniaxial e sem atrito. Pode ser executado em máquinas de ensaios com objetivo de alongar o corpo de prova até a sua ruptura. Essas máquinas são equipadas com sensores para registrar a força e o alongamento do corpo de prova.

DIETER, 1996 defende claramente a importância de um ensaio de tração em corpos de prova para a engenharia de uma forma geral. Com um simples ensaio é possível obter características e o comportamento de um determinado material. Define-se que um material tem comportamento elástico durante um ensaio de tração quando não ultrapassa ao limite de escoamento. Obviamente quando esse limite de escoamento é ultrapassado, pode-se dizer que o material estará deformado plasticamente de forma irreversível, mesmo se a carga for reduzida a zero. A tensão no ensaio de tração de forma progressiva ao corpo de prova produz de forma acelerada a deformação plástica, com o aumento da tensão imposta ao corpo de prova. Devido ao encruamento do material, o volume do corpo de prova no ensaio de tração permanece constante durante a deformação plástica. Conforme se alonga, a área da seção reta transversal decresce uniformemente ao longo do comprimento útil do corpo de prova. O encruamento inicialmente compensa o decréscimo da área da seção reta transversal do corpo de prova. A tensão de engenharia continua a aumentar com o aumento da deformação, esse comportamento é visto na Figura 20 (DIETER, 1989).

Figura 20 – Adaptação do autor, curva tensão x deformação de engenharia.



Fonte: DIETER, 1996.

3.5.4.1 CRITÉRIO DE TENSÃO DE VON MISES

De acordo com o critério de tensão de von Mises, a tensão equivalente é usada para prevenir escoamento do material quando submetido a qualquer condição de carregamento a partir de resultados obtidos de testes de tração simples. A tensão equivalente de von Mises satisfaz a propriedade de que dois estados de tensão com mesma energia de distorção têm a mesma tensão equivalente de von Mises. A teoria de von Mises-Hencky também conhecida como teoria da energia de cisalhamento ou teoria da energia de distorção máxima (SOLIDWORKS, 2013).

O limite de escoamento é propriedade dependente da temperatura. O valor especificado do limite de escoamento deve levar em consideração a temperatura do componente. O fator de segurança em um local é calculado por:

Fator de segurança:

Equação 2 - Fator de segurança do SolidWorks.

$$(FOS) = \sigma_{\text{limite}} / \sigma_{\text{vonMises}}$$

Cisalhamento puro:

No caso de cisalhamento puro, a tensão de von Mises pode ser expressa como:

Equação 3 – Em relação ao cisalhamento puro.

$$\sigma_{\text{vonMises}} = (3)^{1/2} \tau$$

A falha ocorre se:

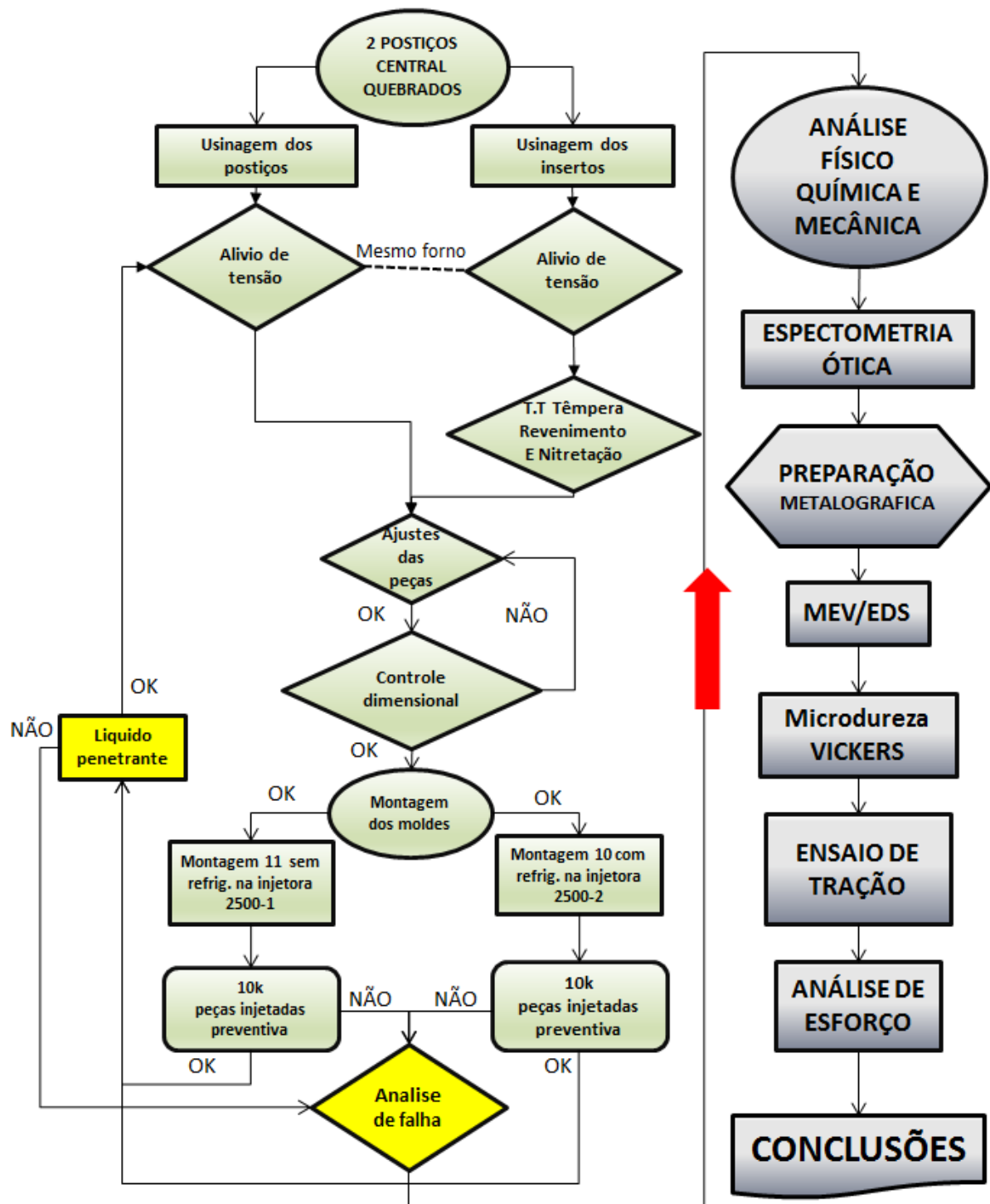
Equação 4 – Ocorrerá a falha nessa situação

$$\tau_{\text{max}} = 0,577 \times \sigma_{\text{vonMises}}$$

4. METODOLOGIA

Buscando identificar as causas das falhas ocorridas no postigo central da matriz fixa do ferramental de injeção de Alumínio HPDC (*High Pressure Die Casting*), confeccionado em aço AISI H11, dois conjuntos de postigos foram recuperados, insertados e montados nos ferramentais número 10, amostra 2, e no ferramental número 11, amostra 1, um conjunto sem e outro com refrigeração pelo duto interno do Inserto. Após a falha dos Postigos então usinados e já com os Insertos foram investigados os materiais utilizados, por meio de análise química por espectrometria de emissão óptica; analisados os processos construtivos; realizadas caracterizações físico-químicas, por meio de ensaios macrográficos das seções longitudinal e transversal dos componentes, nos quais foram avaliados aspectos macroestruturais (trincas e segregações). Realizou-se análise micrográfica nas proximidades das fraturas, objetivando identificar os tipos de trincas transgranular ou intergranular, por meio de microscopia eletrônica de varredura (MEV), com análise Espectroscopia de energia dispersiva de Raios X (EDS), e levantamento das propriedades mecânicas, utilizando ensaios de microdureza Vickers e de tração, de acordo com o fluxograma da Figura 21:

Figura 21 - Fluxograma da metodologia adotada.



Fonte: AUTOR, 2015.

4.1 MATERIAIS

O material especificado no projeto para o Postiço foi o Aço AISI H11 *Premium*/E38-K, foram selecionados dois Postiços fraturados, estes foram usinados com rabo de andorinha para o encaixe da nova peça. Os Insertos deveriam ser construídos em aço ferramenta temperado, e revenidos conforme a especificação técnica do Postiço, uma vez que tal modificação nunca havia sido realizada, mas somente uma das peças foi construída em aço ferramenta AISI H13 a outra peça foi construída em Aço mola AISI 6150. Devido à falta de procedimento na caracterização dos materiais da organização onde foram executados os projetos.

4.1.1 POSTIÇO QUEBRADO DO FERRAMENTAL 10 APÓS 3.000 TIROS (PEÇAS INJETADAS)

O ferramental número 10 foi nomeado como amostra 2 e o número 11 como amostra 1, neste trabalho. Desde que o ferramental entrou em produção, na Unidade da NKM Polônia 2007, e mesmo com o aumento do número de ciclos, após as modificações realizadas em pontos de concentração de tensão, ângulos de saída para melhorar a desmoldagem, o ferramental sofria intervenções fora dos períodos de preventivas, em função da quebra da peça antes de atingir o número de ciclos determinado pela engenharia da Empresa, ou seja, de 10.000 ciclos ou mais, conforme mostra a Figura 22 esses números não foram alcançados.

Figura 22 – Exemplo: Postiço da matriz fixa ferramental nº 10 quebrado após 5.500 ciclos.



Fonte: AUTOR, 2013.

Com a necessidade de redução de custo e melhoria contínua dos processos, definiram-se, orientadores e engenharia NMK, que a peça seria objeto de novos estudos em busca de melhores resultados. O intuito era de atingir 10.000 ciclos ou múltiplos de 10.000 ciclos, que seria o tempo que a ferramenta permanece em produção na Injetora de Alumínio. As preventivas programadas, ou até mesmo 100.000 ciclos, que é a vida útil prevista de projeto para o ferramental. Nessa nova diretriz foi proposta a modificação como solução rápida para a redução de custo e, também, como maneira de isolar o problema. Visando de alguma forma que a realização dos ensaios não fique com custos elevados. O ideal seria que os ferramentais fossem constituídos de componentes menores e pudessem ser substituídos por materiais específicos, de acordo com a solicitação de trabalho.

4.1.2 MATERIAL ESPECIFICADO

Material utilizado foi o aço AISI H11, conforme tolerâncias de normas AISI para especificação do aço H11 e H13 pela empresa DEW Alemanha Holding da Schmolz-Bickenbach, em relação à especificação AISI H11 e H13. (Figura 23).

Figura 23 - Especificação da Schmolz-Bickenbach em relação aos aços AISI

Nome	Familia	%C	%Mn	%Si	%Cr	%Mo	%V	%S	%P
E38K	H11 mod	0,33 0,38	0,20 0,40	0,30 0,40	4,75 5,25	1,25 1,45	0,30 0,50	0,002 max	0,015 max
2367 Superclean	2367 mod	0,35 0,40	0,30 0,50	0,18 0,38	4,80 5,20	2,80 3,10	0,50 0,70	0,002 max	0,020 max
2344 Superclean	H13	0,37 0,40	0,44 0,50	0,90 1,00	5,08 5,20	1,24 1,30	0,91 1,00	0,001 max	0,012 máx
-	DIN 2367	0,35 0,40	0,30 0,50	0,30 0,50	4,80 5,20	2,70 3,20	0,40 0,60	0,020 max	0,030 Max
	AISI H11	0,33 0,43	0,20 0,50	0,80 1,20	4,75 5,50	1,10 1,60	0,30 0,60	0,030 Max	0,030 Max
	AISI H13	0,32 0,45	0,20 0,50	0,80 1,20	4,75 5,50	1,10 1,75	0,80 1,20	0,030 Max	0,030 max

Fonte: ARIETA FILHO, 2014.

A espectrometria foi realizada com o espectrômetro Spectro, modelo Spectrolab com padrão CKD 188. Análise química é mostrada na Figura 24, relativa à amostra 1, montada no ferramental 11. De acordo com os componentes encontrados, é possível identificar níveis abaixo do recomendado do componente Cromo, o que pode caracterizar outro tipo de aço que não seja o H11 nem o H13 e sim, provavelmente, o aço mola AISI 6150.

Figura 24 – Composição nominal do aço AISI 6150.



2 - AÇOS CONSTRUÇÃO MECÂNICA LIGADOS ABNT/AISI/SAE - J404

(continuação)

SAE/ AISI	COMPOSIÇÃO QUÍMICA (%)								
	C	Mn	PMáx.	SMáx.	Si	Ni	Cr	Mo	V
51B60 ^a	0,56-0,64	0,75-1,00	0,030	0,040	0,15-0,35	-	0,70-0,90	-	-
52100	0,98-1,10	0,25-0,45	0,025	0,025	0,15-0,35	-	1,30-1,60	-	-
6150	0,48-0,53	0,70-0,90	0,030	0,040	0,15-0,35	-	0,80-1,10	-	min. 0,15

Fonte: GERDAU, 2002/2003.

Outros componentes dessa amostra como Carbono, Silício e Molibdênio também estão com valores fora do tolerável pela norma AISI para os aços H11 e H13. O material selecionado após análise química, na Figura 25, relacionada à amostra 2, montada no ferramental 10.

Figura 25 - Composição química nominal dos aços ASTM/AISI série H.

4.2 - AÇOS FERRAMENTA LIGADOS ASTM A 681

Tipo	Composição Química (%)																Outros Elementos
	C		Mn		P	S	Si		Cr		V		W		Mo		
	min.	máx.	min.	máx.	máx.	máx.	min.	máx.	min.	máx.	min.	máx.	min.	máx.	min.	máx.	
H10	0,35	0,45	0,20	0,70	0,030	0,030	0,80	1,25	3,00	3,75	0,25	0,75	-	-	2,00	3,00	
H11	0,33	0,43	0,20	0,60	0,030	0,030	0,80	1,25	4,75	5,50	0,30	0,60	-	-	1,10	1,60	
H12	0,30	0,40	0,20	0,60	0,030	0,030	0,80	1,25	4,75	5,50	0,20	0,50	1,00	1,70	1,25	1,75	
H13	0,32	0,45	0,20	0,60	0,030	0,030	0,80	1,25	4,75	5,50	0,80	1,20	-	-	1,10	1,75	
H14	0,35	0,45	0,20	0,60	0,030	0,030	0,80	1,25	4,75	5,50	-	-	4,00	5,25	-	-	
H19	0,32	0,45	0,20	0,50	0,030	0,030	0,15	0,50	4,00	4,75	1,75	2,20	3,75	4,50	0,30	0,55	Co 4,00-4,50
H21	0,26	0,36	0,15	0,40	0,030	0,030	0,15	0,50	3,00	3,75	0,30	0,60	8,50	10,00	-	-	
H22	0,30	0,40	0,15	0,40	0,030	0,030	0,15	0,40	1,75	3,75	0,25	0,50	10,00	11,75	-	-	

Fonte: GERDAU, 2002/2003.

De acordo com a Figura 22, todos os níveis mínimos dos aços H11 e H13 são praticamente iguais, exceto o Vanádio que possui limites bem definidos com intervalo de 0,2% entre o máximo do H11 e o mínimo do H13; e 0,6 o máximo do H11 e 0,8 o mínimo do H13.

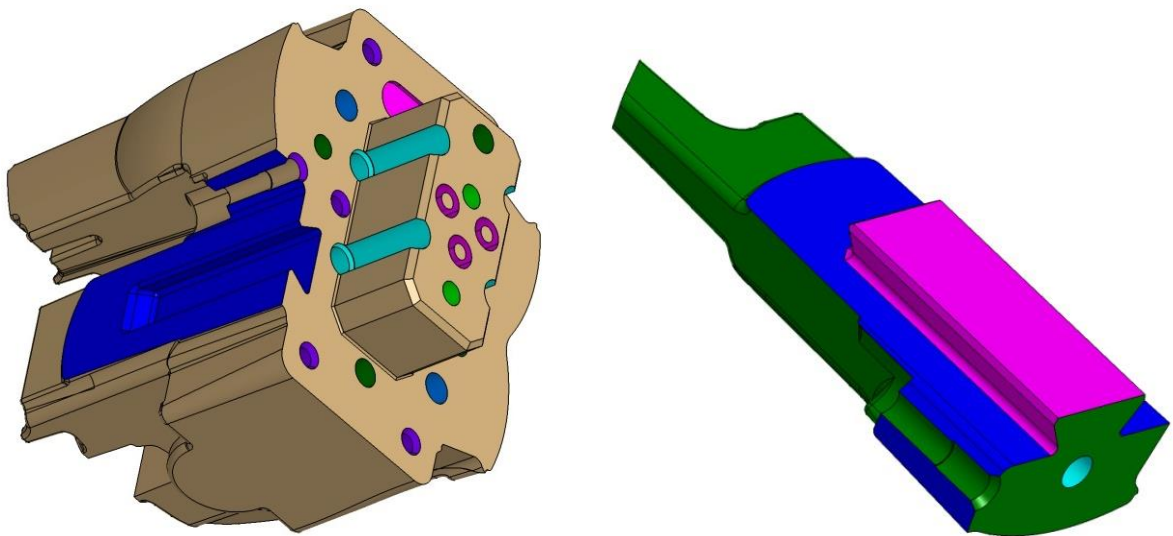
4.1.3 PREPARAÇÃO DO CONJUNTO PELO SISTEMA DE MANUFATURA INTEGRADA OU ISM (POSTIÇO E INSERTO)

As peças foram confeccionadas via sistema manufatura integrada, os processos construtivos para essas peças foram os seguintes: gerar um sólido via *Computer Aided Design* CAD; passar pelo CAM *Computer Aided Manufactory* para gerar o programa de usinagem; usinar em fresadoras com comando numérico computadorizado CNC; Ajustadar em bancadas e, no final do processo, controlar em máquinas de medições tridimensionais via visão computacional.

4.1.3.1 PROCESSO DE MODELAGEM VIA CAD, CAE E CAM

O Processo de construção/manutenção dos ferramentais possui várias etapas, começando com o desenho em 3 dimensões (3D); em seguida é gerada a nuvem de pontos a qual se chama de Matemática. Em seguida, a nuvem de pontos é renderizada, Figura 26 com o desenho em 3D do sólido, gerando o programa de usinagem de 3 a 5 eixos, obedecendo aos eixos cartesianos. Na Figura 27 é possível constatar que mesmo com a complexidade da peça o processo não exige a utilização de máquinas de erosão. Todos os detalhes são usinados em fresadoras CNC com processo convencional de usinagem.

Figura 26 - Desenho em 3D sólido.



Fonte: NMK, 2013.

Essas peças foram remodeladas com o intuito de deixar o menor número possível de cantos com concentradores de tensões, dessa forma, todas as arestas foram modeladas com ângulos acima de 8° para minimizar os pontos de fraturas.

4.1.3.2 USINAGEM 3D

As fresadoras trabalham com linguagem na maioria das vezes ISO, mas que também possuem suas particularidades. Para este trabalho foram utilizados os dois modelos de CNC's, Figura 27, os mais indicados para usinagem de fôrmas complexas (FIDIA; HEIDENHAIN), exceto quando o fabricante da máquina também fabrica o CNC.

Figura 27 - CNC FIDIA C40 e HEIDENHAIN TNC i530.



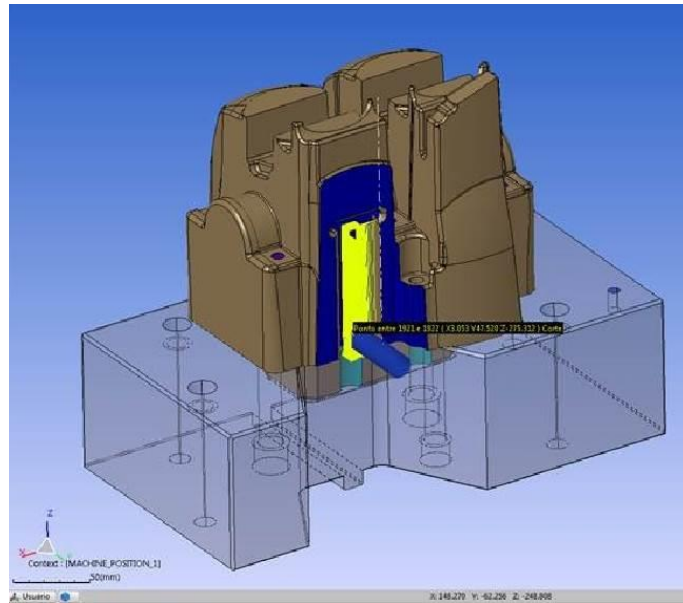
Fonte: NMK 2013.

Esse processo de usinagem é composto de várias etapas, iniciando com o desenho sólido gerado com *software* em 3D, com medidas e origens matemáticas da peça a ser usinada, chamado de *COMPUTER AIDED DESIGN* ou CAD e depois são gerados programas de usinagem das peças com outro *software* *COMPUTER AIDED MANUFACTORY* ou CAM.

A Figura 28 demonstra como os programas de usinagem foram gerados no *software* *WorkNC* utilizado no posições, ferramentas de desbaste, que variam de 16 a 32 mm

e com raios de 1,7 a 3 mm entre desbaste e acabamento, conforme o ciclo de usinagem. Foram gerados 37 programas do 01 ao 37.

Figura 28: Software CAM processando a usinagem do postição quebrado.

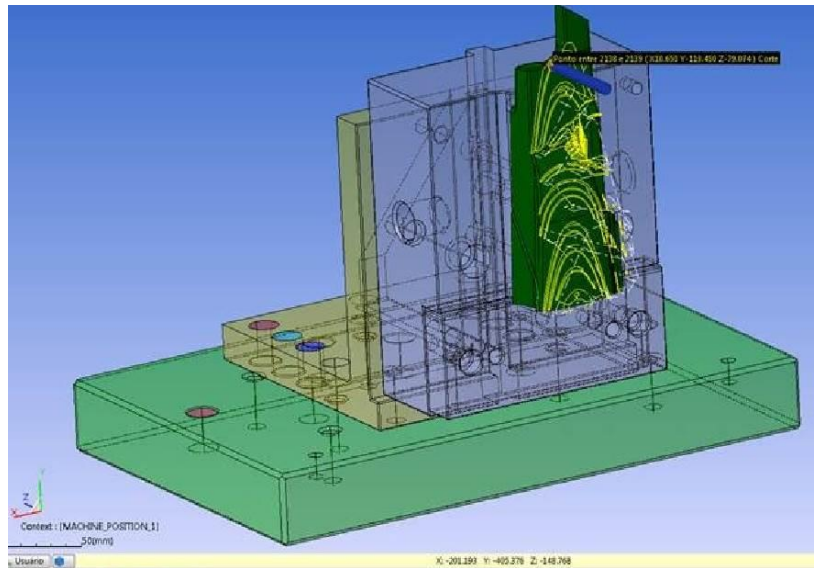


Fonte: NMK, 2013

O programa passa pelo post-processor, que define qual modelo de CNC irá usar as peças, o postição quebrado e a peça que irá inserir o postição após a usinagem.

Na usinagem do postição, Figura 28, e do Inserto, Figura 29, com perfil de rabo de andorinha, foram utilizadas fresadoras que possuíam recursos de usinar com a ferramenta a 0° e a 180° em relação à mesa de fixação (WITTE, 1998)

Figura 29 - Software CAM processando a usinagem do Inserto novo.



Fonte: NMK, 2013.

O postigo foi usinado na fresadora Heller PFU2 com CNC FIDIA, modelo CLASSE C01. Figura 30.

Figura 30 - Postigo da matriz fixa usinado com rabo de andorinha.



Fonte: AUTOR, 2014.

A usinagem do Inserto, Figura 31, foi realizada na Fresadora Mikron UCP 1000 5 eixos mais eixo B com 2 posições 0° e 180° com CNC Heidenhain, modelo TNC 430. Com o ciclo de Usinagem do programa 1 ao 31.

Figura 31 - Inserto do postigo central usinado e após a usinagem.



Fonte: AUTOR, 2014.

Após a usinagem do postigo e do Inserto, de acordo com o as especificações, são necessários alívios de tensão das peças usinadas. Para que não haja alteração no tratamento térmico, as cargas foram padronizadas por peso, ou seja, as cargas são montadas na capacidade máxima, de acordo com cada forno.

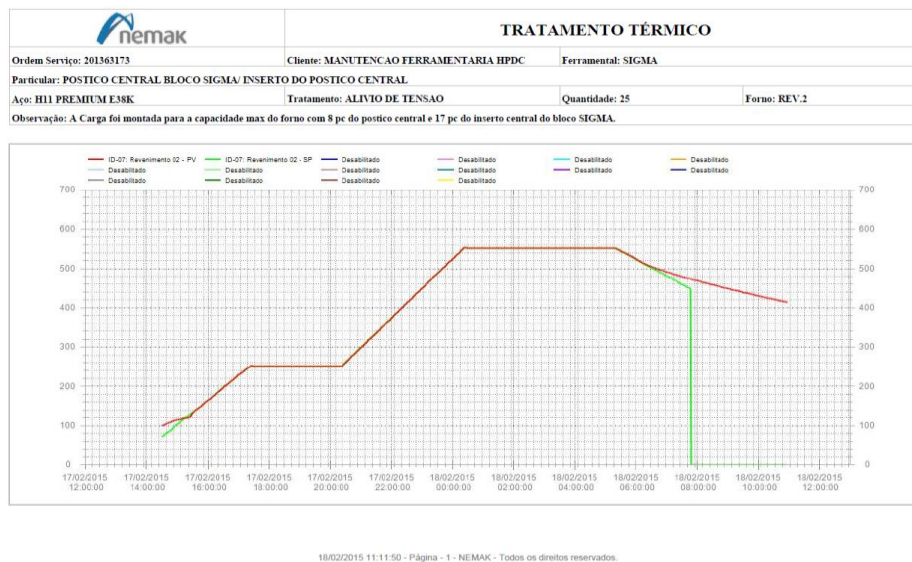
4.1.4 TRATAMENTO TÉRMICO

Os tratamentos térmicos definidos para esse processo foram os seguintes: alívio de tensões quando o ferramental atingir 10.000 ciclos ou após usinagem de recuperação do conjunto Postiço/Inserto; têmpera e revenimento na construção do Inserto e Nitretação Gasosa de 0,025 a 0,03 mm de profundidade, dentro do que foi definido deveriam seguir esses passos.

4.1.4.1 ALÍVIO DE TENSÕES

O alívio de tensão do Inserto e do postiço usinado segue alguns parâmetros de rampa de aquecimento e resfriamento, Figura 32.

Figura 32 - Gráfico do alívio de tensões do postiços e Inserts bloco SIGMA



Fonte: NMK, 2015.

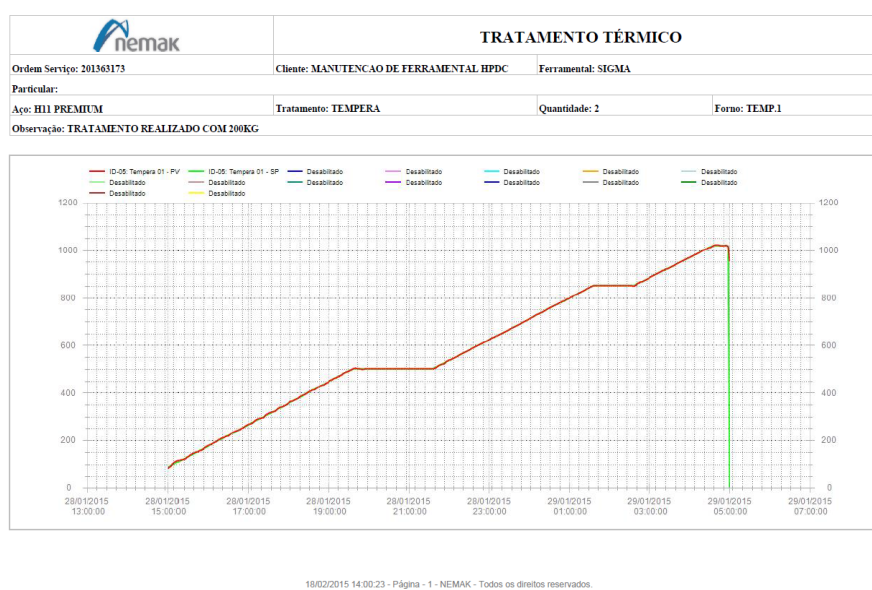
O alívio de tensão realizado obedece aos seguintes parâmetros:

- A rampa de aquecimento sobe 80°C ou 50 mm por hora, até 250°C;
- Mantém-se a 250°C por 3 horas;
- Sobe para 550°C numa rampa de 4 horas;
- Mantém-se essa temperatura por 5 horas;
- Monta-se a rampa de descida de 40°C por hora, até chegar a 300°C. Após estabilizar por ½ hora em 300°C, retira-se do forno e deixa a peça resfriando ao ar livre.

4.1.4.2 TÊMPERA

De acordo com as especificações e procedimentos para o material H11 Premium, após o alívio de tensão, o material deveria ser submetido à têmpera, com temperaturas entre 1.000 e 1.030°C, conforme gráfico abaixo, na Figura 33.

Figura 33 - Gráfico de têmpera do Inserto do postiço central bloco SIGMA.



Fonte: NMK, 2015.

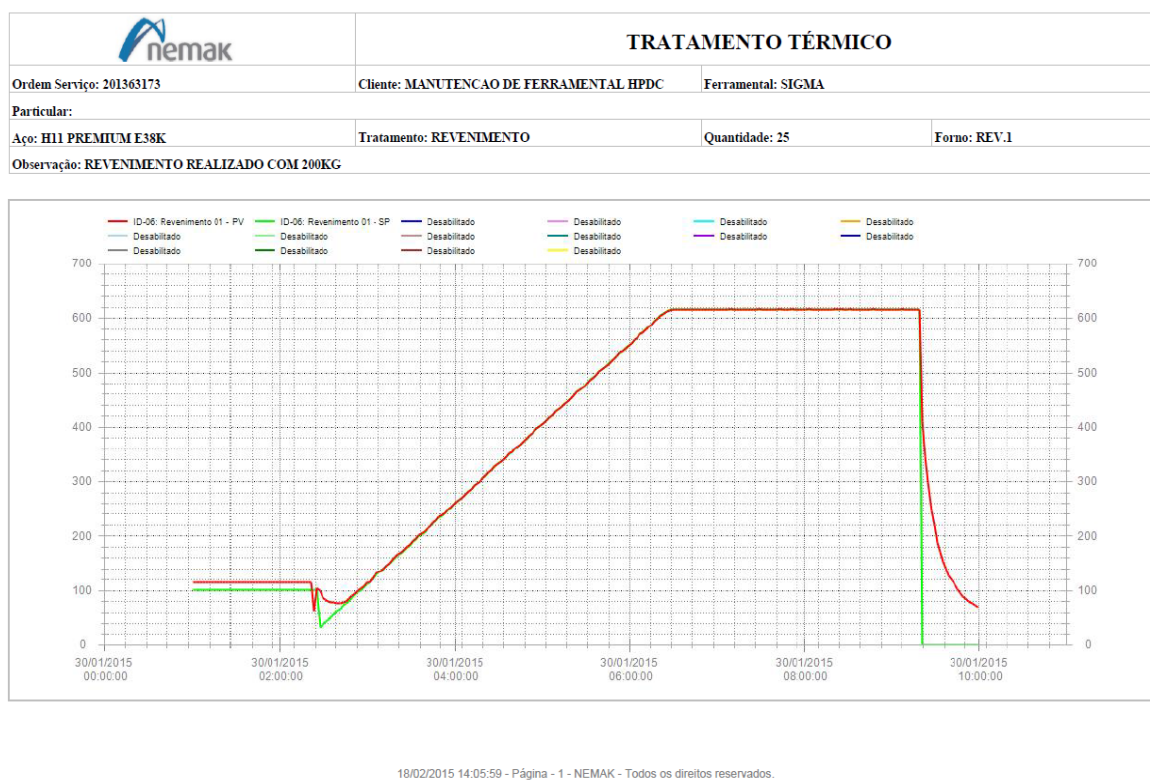
A têmpera foi realizada obedecendo aos seguintes parâmetros:

- Rampa de 40°C a 500°C considerando 80°C por hora;
- Manter em 500°C para o encharque considerando 25 mm por hora;
- Subir para 850°C e considerar o encharque de 50 mm por hora;
- Subir para 1.020°C e manter 10 a 15 min.;
- Retirar do forno e temperar em óleo agitado com temperatura de 90°C;
- Manter a peça em óleo até 400°C, retirar e forçar o resfriamento na temperatura ambiente.

4.1.4.3 REVENIMENTO

Após toda a têmpera, o material deveria ser submetido ao revenimento. De acordo com o fabricante, o revenimento deve ser de 600 a 620°C para as durezas de 46 a 44 HRc, de acordo com o gráfico da Figura 34 e conforme.

Figura 34 - Gráfico de revenimento dos Insertos usinados.



Fonte: NMK, 2014.

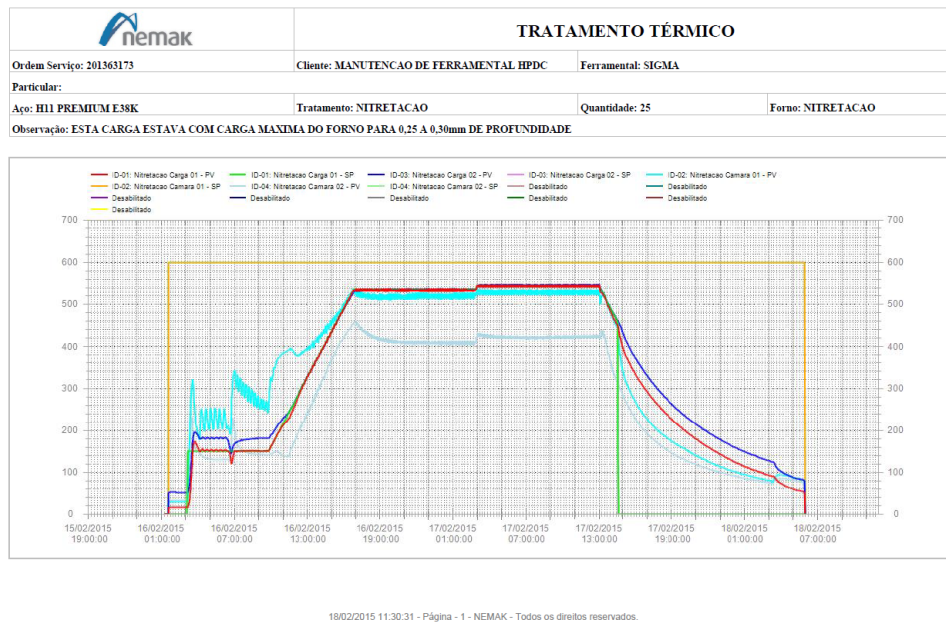
Revenimento realizado obedecendo aos seguintes parâmetros:

- Forno pré-aquecido a 100°C;
- Após carregamento do forno a temperatura cairá, em virtude da carga com temperatura menor;
- Rampa de 80°C ou 25 mm por hora, até 620°C;
- Tempo mínimo de 2 horas após o final da rampa em 620°C.

4.1.4.4 NITRETAÇÃO GASOSA

A nitretação para carga de 2.500 kg e camada de 0,025 a 0,030 mm, deveria ser realizado conforme gráfico da Figura 35.

Figura 35 - Gráfico de nitretação gasosa dos Insertos usados.



Fonte: NEMAK, 2014.

A nitretação deveria ser realizada obedecendo aos seguintes parâmetros:

- Aquecer o Tricloroetileno TCE 100°C para limpeza das peças, o TCE é a substância cuja fórmula química é (C₂HCl₃) não inflamável;
- Com o forno aquecido a 150°C, as peças são introduzidas gerando pequeno decréscimo da temperatura, manter nessa temperatura por 2 horas;
- Com a rampa de 7 horas até 535°C, manter por 5 horas com a Amônia desassociada a 2%;
- Subir a temperatura para 545°C com a rampa de 10 minutos e manter por 5 horas;

Após o tempo limite, desligar a Amônia, o forno e deixar resfriar em queda livre.

4.1.5 AJUSTAGEM, CONTROLE DIMENSIONAL E MONTAGEM

Após o processo de usinagem e o tratamento térmico do Inserto, foram realizados ajustes manuais para que o encaixe entre o posticho e o Inserto fique na mesma posição que a peça original, com tolerância máxima de 0,15 mm originais, similar à peça nova, ou seja, sem as alterações dimensionais. A Figura 36 mostra o Inserto ajustado no posticho.

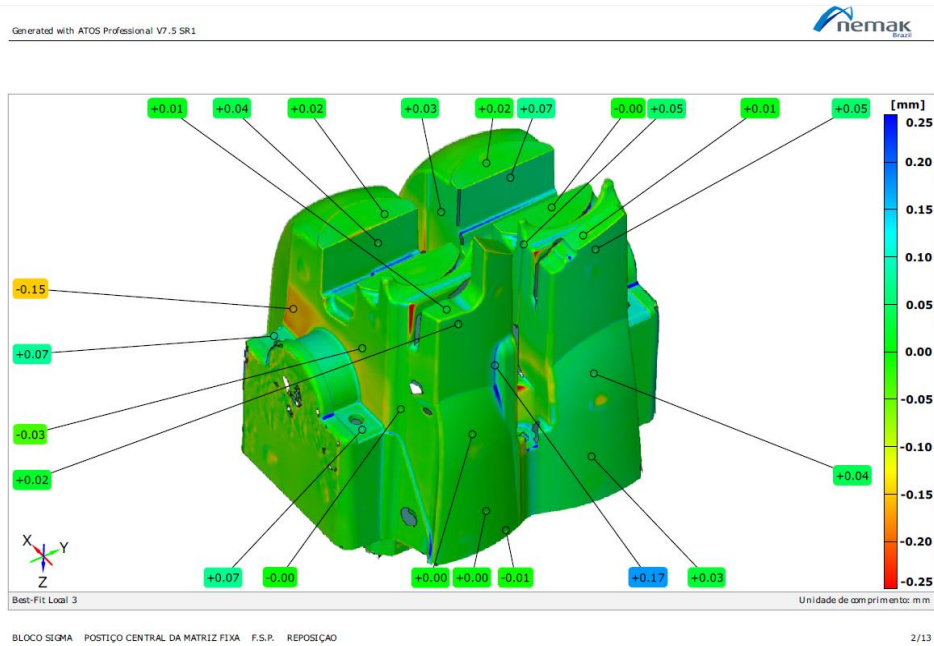
Figura 36 - Inserto ajustado e polido no posticho usado.



Fonte: AUTOR, 2014.

A partir dessa etapa do processo, o posticho central é controlado com dimensional de peça nova, por sistemas de medição que podem ser via visão computacional ou por toque, via máquinas tridimensionais. O relatório gerado é analisado e se estiver em conformidade com o desenho original a peça é liberada. Esse relatório possui escala de medidas na qual conforme a cor que a peça apresenta é possível saber em qual dimensional o posticho se encontra. Quanto mais próximo da cor verde a peça estiver mais próxima da medida o posticho estará, conforme Figura 37.

Figura 37 - Controle dimensional do postigo central REPOSIÇÃO.



Fonte: NMK, 2014.

Após o controle dimensional, o postigo é montado com as outras peças que compõem a parte fixa do ferramental, o porta-matriz, a matriz fixa, onde estão localizados os postigos, dois laterais e 1 central, Figura 38.

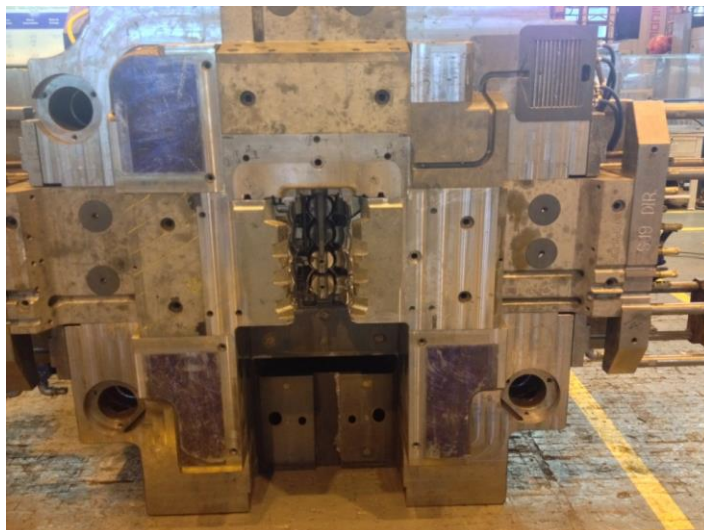
Figura 38 - Postigos laterais, central e matriz fixa completa montada no porta-molde.



Fonte: AUTOR, 2014.

A matriz móvel é a outra parte que compõe o ferramental e possui moldes, chamados de machos, nas quatro extremidades, que são manipulados por intermédio de circuito hidráulico, por cilindros de 140 mm de diâmetro com a pressão de, aproximadamente, 20MPa. (Figura 39).

Figura 39 - Matriz móvel com os moldes (machos) superior e laterais montados.

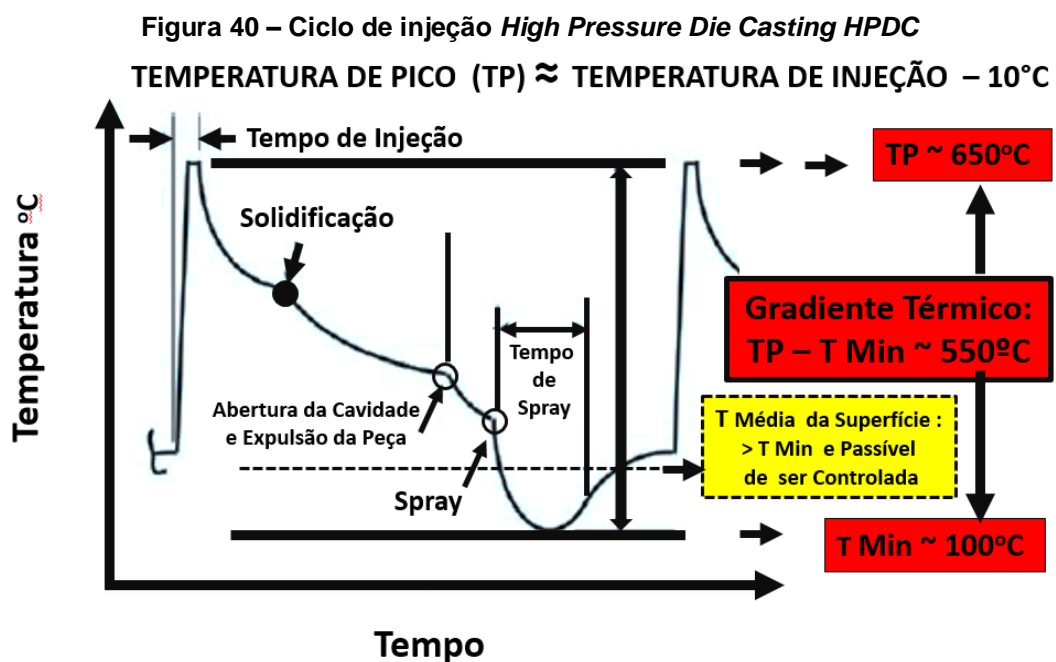


Fonte: AUTOR, 2015.

Existe circuito hidráulico na injetora, exclusivo para esta parte da operação. Esses machos se fecham antes de a matriz fixa fechar com a matriz móvel, mas no momento da extração da peça injetada a matriz móvel se abre e, logo após, os machos se abrem, por conseguinte.

4.1.6 SISTEMAS DE INJEÇÃO

Após os moldes serem montados em injetoras de 2.500 toneladas de pressão de fechamento, a produção das peças em Alumínio injetado se inicia. A concha manipulada por robôs coleta o Alumínio fundido no forno de espera e posteriormente derrama esse Alumínio no cilindro, que passa por duas fases: de preenchimento e compactação com a pressão de, aproximadamente, 100MPa para injetoras de 20.500 toneladas. Por esse motivo o processo é denominado HPDC ou *High Pressure Die Casting*. Esse ciclo pode ser observado na Figura 40.



Fonte: ARIETA FILHO, 2014.

Como se pode ver na Figura 40 o tempo do Spray é muito importante porque determina a temperatura que a superfície do molde irá retornar ao próximo ciclo.

A Figura 41 mostra uma injetora de Alumínio, marca de renome no mercado de HPDC. Os parâmetros de injeção utilizados: distância 900 mm; diâmetro da câmara de preenchimento do cilindro 70 mm; área do cilindro de injeção 18,71 cm²; diâmetro do cilindro 150 mm; aceleração 1000m/s²; velocidade da 1ª fase 2m/s; velocidade máxima da 2ª fase 18,89 m/s; temperatura inicial 670°C e final 706°C.

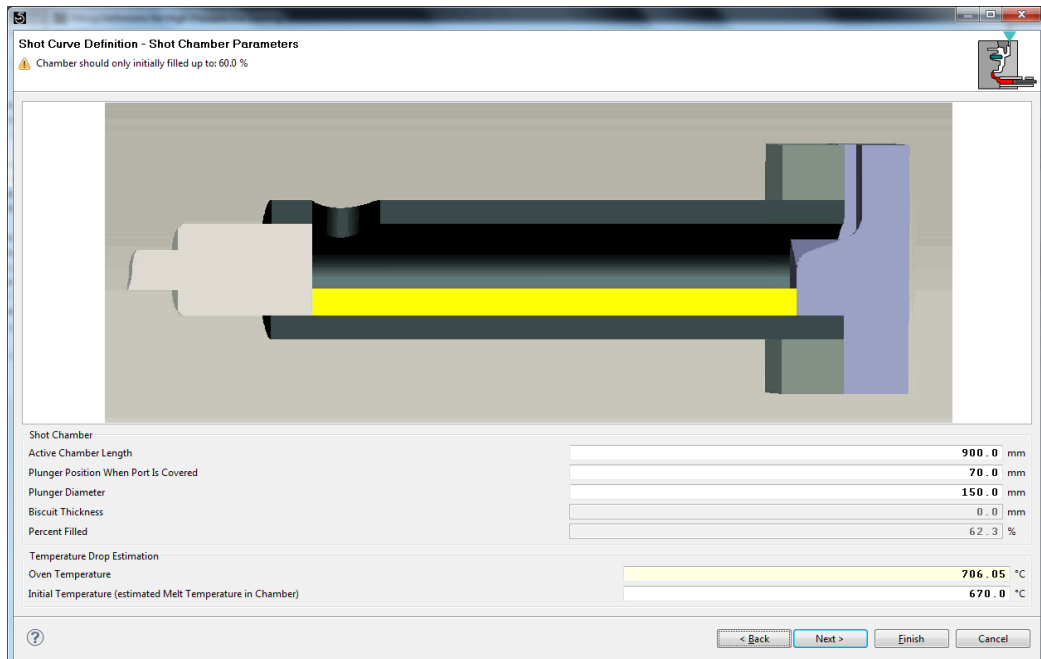
Figura 41 - Injetora de Alumínio HPDC *High Pressure Die Casting*.



Fonte: ITALPRESSE, 2015.

O Alumínio em estado líquido, aproximadamente a 650°C, é derramado na câmara em formato cilíndrico, Figura 42.

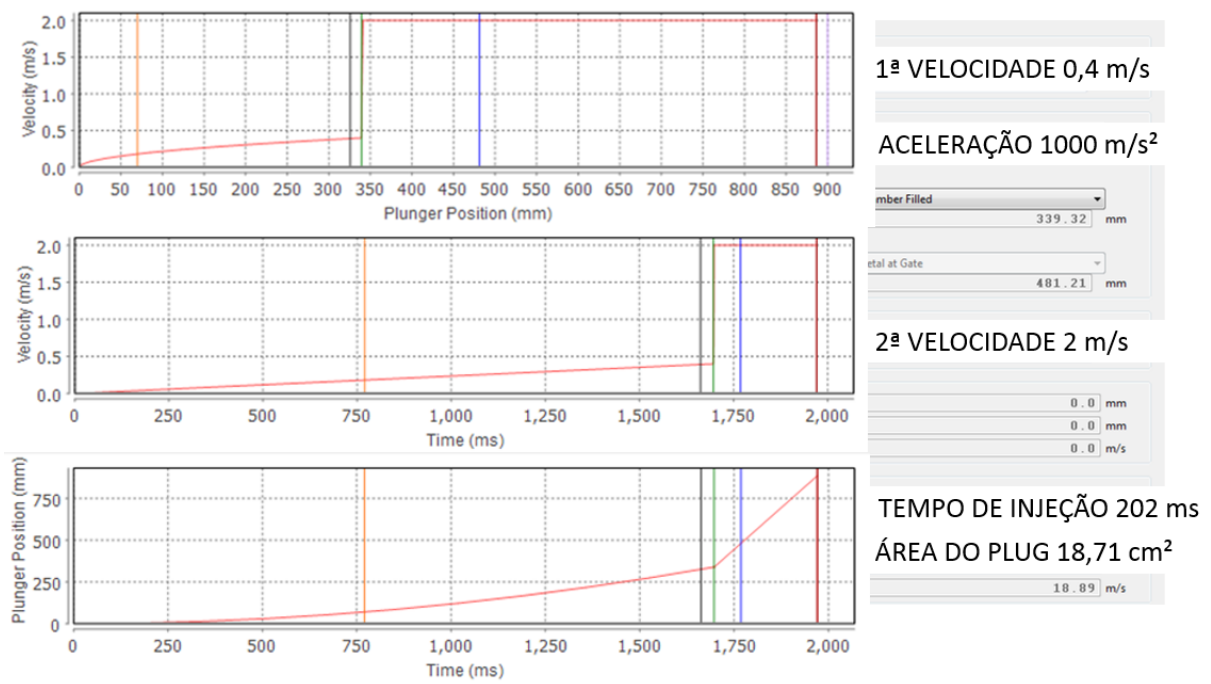
Figura 42 - Câmara de injeção de Alumínio (Simulação MAGMA)



Fonte: AUTOR, 2013.

A bucha de cobre anexada no cilindro hidráulico preenche o ferramental com Alumínio por 1/3 do percurso, aproximadamente; nos outros 2/3 a velocidade é elevada para 1.000 m/s² com a pressão entre 900 e 1.000 kgf/cm². (Vide Figura 43).

Figura 43 - Gráfico de Injeção/Aceleração (Simulação MAGMA).



Fonte: AUTOR, 2013.

Após a injeção da peça veem-se duas situações: (Figura 44) do lado esquerdo, em bruto, como o bloco é retirado da injetora e, do lado direito, a peça após rebarbação indica onde o Inserto está localizado.

Figura 44 - Bloco de Alumínio após fundição e após semiacabamento com rebarbador.



Fonte: AUTOR, 2014.

A Figura 44, à direita, mostra exatamente onde, provavelmente, o ponto de maior esforço está localizado. Como se pode ver, na foto à esquerda, fica uma fina parede para ser retirada na prensa rebarbadora, e à direita a peça já rebarbada.

4.2 MÉTODOS

Foram descritos nessa pesquisa de forma cronológica os métodos utilizados para verificação dos mecanismos de falha dos inserto do postição central do ferramental de injeção de alumínio, também todas as normas e os instrumentos utilizados como metodologia. Foi utilizado como método o ensaio de tração do aço AISI H11 com o tratamento e beneficiamento especificado para postição.

4.2.1 LÍQUIDO PENETRANTE

O ensaio de líquido penetrante sempre é realizado quando os ferramentais entram em manutenção preventiva de 10.000 ciclos ou múltiplos de 10.000. Após a desmontagem dos moldes, eles são lavados com água quente e desengraxante e secos. Em seguida são aplicados solventes como álcool isopropílico ou Isopropanol para não haver oxidação, e também com intuito de retirar qualquer vestígio de lubrificantes ou desmoldantes, sem o risco de ocorrer oxidação do ferramental, por esse motivo a necessidade desses solventes característicos. O penetrante aplicado em “*spray*” com o tempo necessário para que entre nas descontinuidades, conforme ASTM E-165, que recomenda temperaturas de 10° a 38°C para penetrantes fluorescentes; e de 10° a 5°C para penetrantes visíveis com luz normal; 5 minutos para o penetrante e 7 minutos para o revelador. A remoção é realizada com papel seco e posterior pano úmido em solvente isopropílico C₃H₈O, aplica-se a fina camada do revelador com *spray*, no caso de inspeção manual. Em peças que foram totalmente revestidas com penetrante é mais difícil se manter a camada uniforme de revelador. Nesse caso é utilizado o *spray*.

4.2.2 ENSAIO METALGRÁFICO E ANÁLISE DAS FRATURAS

Procurou-se relacionar a microestrutura do aço H11 com as suas propriedades físicas, com o processo de fabricação, com o desempenho de suas funções na injeção do Alumínio. O ensaio metalográfico neste trabalho pode ser dividido em: macrográficas das regiões fraturadas e micrografias das regiões transversais às falhas. Foram preparadas amostras para os ensaios metalográficos e análises das

fraturas. Para o seccionamento das amostras foram realizados cortes por abrasão refrigerados. A localização da seção depende basicamente da forma da peça e das fraturas no material (preservando as superfícies) que se desejava analisar. Foram efetuados cortes longitudinais e transversais nas duas amostras, após a falha do conjunto. O corte longitudinal permite verificar o processo de fabricação da peça e a extensão dos tratamentos térmicos superficiais (nitretação). Já o corte transversal permite verificar a natureza das estruturas do material e sua homogeneidade, tais como a profundidade da têmpera/revenimento.

Tabela 5 - Equipamento utilizado para medição das amostras

Preparação/Ensaio:	ASTM E1829:02 – Standard Guide for Handling Specimens Prior to Surface Analysis. Operação do Microscópio Eletrônico de Varredura e Microanálise Química (MEV/EDS)
Equipamento:	Microscópio Eletrônico de Varredura-Hitachi/TM 3000 Modo de Formação da Imagem: Elétrons Retroespalhados (BSE) Tensão de Aceleração:15 kV

Para o ensaio macrográfico (ou macrografia) foram examinadas as amostras a olho nu e com ampliação de até 50x. O aspecto da superfície, após devidamente ativado por esfregação com ácido clorídrico 50% em água. Esse reativo para macrografia de aço ferramenta revela segregações, estruturas primárias, inclusões, fissuras, escórias e poros. Por intermédio do reativo tem-se a ideia do conjunto referente à homogeneidade do material, à distribuição e natureza das falhas (fraturas), impureza e ao processo de fabricação, profundidade de tratamentos térmicos.

4.2.2.2 ENSAIOS COM (MEV) / (EDS)

Para o ensaio micrográfico (ou micrografia) do aço H11, com o auxílio do microscópio eletrônico de varredura (MEV), foram preparadas amostras do postigo e do Inserto nas quais se buscava observar as fases presentes e identificar a granulação do material (tamanho de grão), forma e a distribuição dos microconstituintes, além de identificar possíveis inclusões e trincas transgranulares e intergranulares.

Em função da natureza dimensional das amostras envolvidas e as características da superfície das fraturas assumindo formas específicas, foi utilizada a técnica embutimento a frio, quando se usam resinas sintéticas de polimerização rápida, que

facilitam a execução da metalografia e análise superficiais e de trincas internas e no material. Esse embutimento é feito com resinas autopolimerizáveis, em geral exotérmica, atingindo temperaturas entre 50 e 120°C, com tempo de endurecimento que varia de 0,2 a 24h, dependendo do tipo de resina empregada e da quantidade de catalisador utilizado. Essa mistura é vertida no molde plástico onde se encontra a amostra, polemizando-se após certo tempo.

Tabela 6 - Equipamento utilizado no ensaio por Energia Dispersiva Amostras 1 e 2

Preparação/Ensaio:	ASTM E1508 – 03: Standard Guide for Quantitative Analysis by Energy-Dispersive Spectroscopy. Operação do Microscópio Eletrônico de Varredura e Microanálise Química (MEV/EDS)
Equipamento:	Microscópio Eletrônico de Varredura – Hitachi/TM 3000 Microsonda – Brucker/QUANTAX 70 Modo de Formação da Imagem: Elétrons Retroespalhados (BSE) Tensão de Aceleração: 15 kV

Em virtude do grau de perfeição requerida no acabamento da amostra metalográfica idealmente preparada, é essencial que cada etapa da preparação seja executada cautelosamente. É um dos processos mais demorados da preparação de amostras metalográficas. Operação que tem por objetivo eliminar riscos e marcas mais profundas da superfície dando acabamento a essa superfície, preparando-a para o polimento. O processo de lixamento manual úmido foi feito com lixas 240, 320, 400 e 600 *mesh*. Essa operação visa ao acabamento superficial polido isento de marcas, utilizando para esse fim pasta de diamante com granulometria de 9µm, 3µm e 1µm. Nas amostras nas quais a fonte é do autor os ensaios no MEV foram realizados no equipamento SHIMADZU SSX-550. Figuras 56, 58 e 63.

4.2.2.3 ENSAIO DE MICRODUREZA VICKERS

Tabela 7 - Métodos, normas e instrumentos de medição de dureza Vickers

Preparação: Ensaio/Análise:	ASTM E 7 – 09: Standard Terminology Relating to Metallography; ASTM E 407 - 07: Standard Practice for Microetching Metals and Alloys; IT010: Preparação de Amostras para Análise Metalográfica; IT 026: Identificação de Corpo de Prova/Amostra; IT 041: Captura e Arquivamento Digital de Imagem; ASTM E 112 – 10: Methods for Determining Average Grain Size; - Comparison Procedure;	
Condições Ambientais:	Temperatura (°C): 25	Umidade (%): 45
Reagentes:	Nital 3,5%	
Equipamento:	Microscópio ZEISS – MI-03 Analisador de Imagem: Sistema Quantitativo (DIGIMET PLUS – Versão 5.0G) Padrão de referência quantitativa: escala micrométrica RG 01 (cód. P/N KR-814, cert. Calibr. N° 2515/11)	

Foram realizados ensaios de microdureza nos componentes, amostras 1 e 2. A carga utilizada foi de 500 gf, e feitas 9 medidas até o núcleo com os espaçamentos de 0,05; 0,20; 0,40; 0,60; 0,80; 1; 2; 3 mm e o núcleo.

4.2.2.4 ESPECTROMETRIA ÓPTICA

Nesse método, a centelha é gerada entre a superfície metálica da amostra e o eletrodo, fazendo com que os elementos presentes no material evaporem e se excitam, emitindo sinais luminosos característicos de cada elemento, permitindo, dessa forma, a análise simultânea. Foi retirado o embutimento de uma das amostras, a número 2, pelo motivo que as peças foram embutidas a frio e não suportariam as queimas da espectrometria óptica. O ensaio realizado no espectrômetro da marca Spectro, modelo Spectrolab com padrão CKD 188, a resina foi removida com morsa, comprimindo a resina que se desmoldou por completo da amostra. Em ambas as amostras foram realizadas 3 queimas, com a frequência de aproximadamente de 28 MHz e a potência de 1,7 kW.

4.2.3 ENSAIO DE TRAÇÃO

Foram contadas da chapa de 22 mm de espessura do material H11 E38k 4 amostras; de acordo com a Norma ASTM A370-10 foram temperadas e revenidas; após o resfriamento, as amostras foram usinadas conforme a Norma ASTM E 8M – 09. A taxa utilizada nesse ensaio foi de 0,015 a 0.5, resultando em velocidades de 1,5 a 6,25 mm/min, nesse ensaio foi utilizada a velocidade de 2,5 mm/mim proporcional às medidas do corpo de prova relativo à Figura 45.

Figura 45 - Corpo de prova.

Dimensions, mm [in.]
For Test Specimens with Gage Length Five times the Diameter [E8M]

	Standard Specimen		Small-Size Specimens Proportional to Standard		
	Specimen 1	Specimen 2	Specimen 3	Specimen 4	Specimen 5
G—Gage length	62.5 ± 0.1 [2.500 ± 0.005]	45.0 ± 0.1 [1.750 ± 0.005]	30.0 ± 0.1 [1.250 ± 0.005]	20.0 ± 0.1 [0.800 ± 0.005]	12.5 ± 0.1 [0.565 ± 0.005]
D—Diameter (Note 1)	12.5 ± 0.2 [0.500 ± 0.010]	9.0 ± 0.1 [0.350 ± 0.007]	6.0 ± 0.1 [0.250 ± 0.005]	4.0 ± 0.1 [0.160 ± 0.003]	2.5 ± 0.1 [0.113 ± 0.002]
R—Radius of fillet, min	10 [0.375]	8 [0.25]	6 [0.188]	4 [0.156]	2 [0.094]
A—Length of reduced section, min (Note 2)	75 [3.0]	54 [2.0]	36 [1.4]	24 [1.0]	20 [0.75]

Fonte: ASTM E 8M – 09

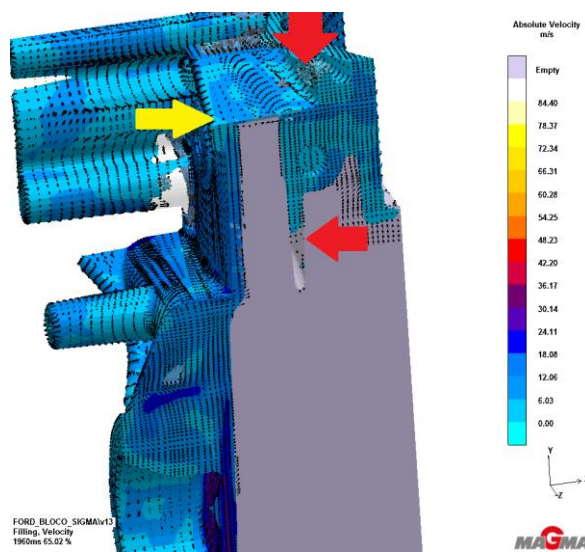
Os 4 corpos de prova foram confeccionados conforme a ASTM E 8M– 4 em aço AISI H11 temperado a 1.020°C; 2 peças revenidas a 570°C e outras 2 a 600°C, durezas de 52 e 49 HRc, respectivamente; a rugosidade máxima de 2,6 µm; a carga aplicada de 100 kN, a máxima do equipamento, este da marca INSTRON, modelo 4482 e *Software* BlueHill V2

4.2.4 ANÁLISE DE ESFORÇO

A análise de esforço vem desde o início de fabricação do bloco de motor de combustão. Essa região do molde sofre com falhas e fraturas no postigo central. Com a solução da engenharia da NMK em segregar duas peças, o postigo central, tornaram-se mais viáveis as pesquisas. A análise iniciou-se com a simulação da injeção por meio do *Software* MAGMA v13, em que foram utilizados os parâmetros de pressão de injeção 1.000 kgf/cm², numa distância de 900 mm, temperatura máxima de 607,05°C e temperatura inicial de 570°C, aceleração de 1.000 m/s², em 2 estágios: 1º) de preenchimento dos canais de 0 a 339,42 mm e o 2º de alta pressão, entre 900 e 1.000 kgf/cm² até os 900 mm. Portal de entrada de 18,71 cm² de área,

com o tempo total de 1.995 ms milissegundos, Figuras 36 e 37. Com essa simulação foi possível verificar que em alguns locais do ferramental a velocidade do material injetado estava quase nula, seta amarela; o Inserto estava sobrecarregado com a pressão que, de acordo com a velocidade, poderia estar muito próxima da máxima do processo, sem que a parte posterior estivesse completamente preenchida com o metal injetado, e isso só ocorre próximo dos 65% do processo injeção, conforme mostram as setas vermelhas na Figura 46.

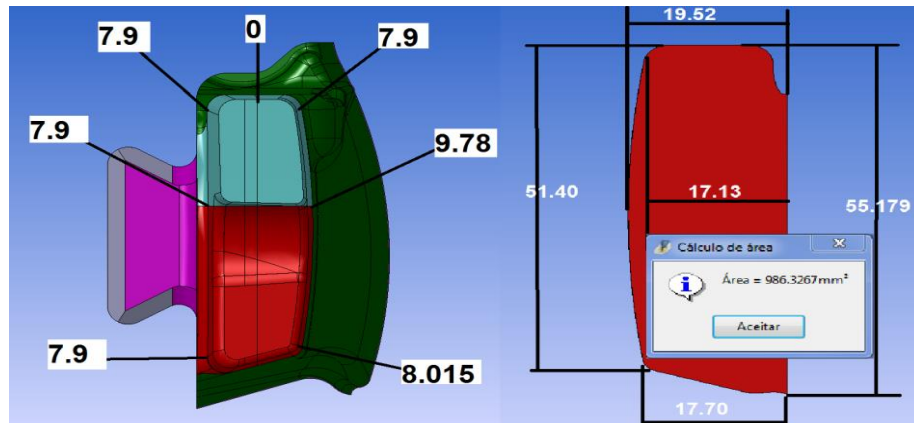
Figura 46 - Simulação da velocidade de injeção a 65,02% via Software MAGMA v13.



Fonte: NMK, 2014.

Após o levantamento das medidas via *software* CAM WorkNC tornou-se possível a realização dos cálculos do (I) momento de inercia (Mf) momento fletor, (Le) Limite de escoamento e (Lr) Limite de resistência máxima admissível com a força aplicada no ponto crítico, sem considerar a temperatura de trabalho, qual seria a tensão σ de escoamento e a T máxima que o Inserto suportaria nessas condições de processo, Figura 47, de acordo com as áreas levantadas e dados de engenharia adquiridos nos ensaios de tração.

Figura 47 - Medidas de centro de gravidade e base e altura do Inserto cortado



Fonte: NMK, 2015.

Com as cotas do centro de gravidade e valores de $b = 51,40$ mm e $h = 15,8$ mm foi possível determinar os valores do I momento de inércia sobre a área, desconsiderando o furo de refrigeração de 7 mm que está no desenho original da peça.

4.2.4.1 CRITÉRIO DE TENSÃO DE VON MISES DE ACORDO COM O SOFTWARE SOLIDWORKS

Essa teoria afirma que o material dúctil começa a escoar em local onde a tensão de Von Mises se torna igual ao limite de tensão. Na maioria dos casos, o limite de escoamento é usado como limite de tensão. Entretanto, o *software* permite usar a tração máxima ou definir o seu próprio limite de tensão (SOLIDWORKS, 2013).

Equação 5 – Limite de tensão (SOLIDWORKS, 2013)

$$\sigma_{\text{vonMises}} \geq \sigma_{\text{limite}}$$

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

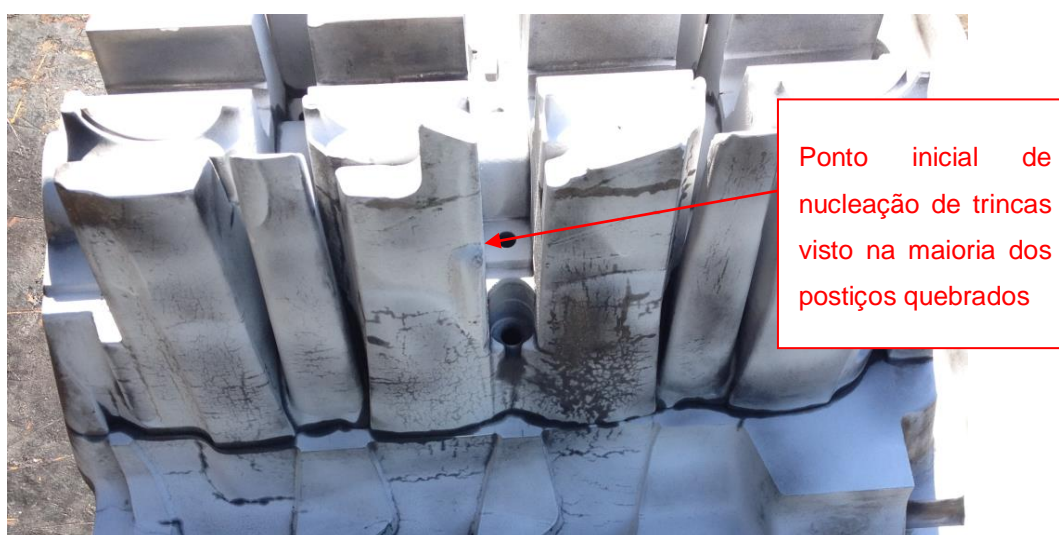
Nesse subtítulo estão todos os resultados obtidos nessa pesquisa e todas as discussões geradas com os ensaios realizados de acordo com o organograma de metodologia, análises metalográficas, ensaios de tração e análises de esforço via software CAE. Os resultados demonstram que provavelmente a causa raiz do mecanismo de falha principal pode estar no esforço sofrido pelo inserto durante o processo injeção de alumínio.

5.1 LÍQUIDO PENETRANTE DO CONJUNTO

O ensaio não destrutivo com líquido penetrante sempre é realizado em todos os ferramentais após 10.000 ciclos de injeção. O local indicado para essa inspeção é o mais crítico do ferramental, após análise visual. Se for necessário trocar qualquer componente, este deverá passar pelo controle de qualidade para que sejam realizadas medições tridimensionais, que fornece os resultados em formato de cores. Quanto mais próximo da cor verde a peça estará dentro das tolerâncias

A Figura 48 indica o ponto crítico do dispositivo em estudo.

Figura 48 - Ferramental matriz fixa após teste de líquido penetrante.



Fonte: AUTOR, 2014.

Segundo o setor de engenharia (NMK, 2014), as demais descontinuidades (microtrincas) encontradas não estão localizadas em pontos com alta sollicitação de carga, por este motivo, não caracterizando defeito.

5.2 ANÁLISE FÍSICO-QUÍMICA DO MATERIAL DO INSERTO DO POSTIÇO CENTRAL

Foram realizadas as caracterizações físico-químicas utilizando Espectroscopia Óptica, Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV/EDS) e metalografia quantitativa.

5.2.1 MICROANÁLISE QUÍMICA VIA ESPECTROMETRIA ÓPTICA

As Figuras 49 a 51, mostram os resultados de ambas as análises químicas, os ensaios foram realizados com duas queimas e são apresentados o valor médio.

Figura 49 - Espectrometria óptica da amostra 1 com refrigeração.

SPECTRO		06/03/2015 11:58:30						
Método:	Fe-10						06/03/2015 11:58:04	
Coment.:	Aço Baixa Liga	Conc. corr.com Padrão						
Padrão Típico:	CKD 188 A							
No da Amostra:		Liga:					Id. da Amostra:	
INS. POST. CENT. SIG							H11/AM1/SOL. MANSUETO	
Operador:	ADRIENE							
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni
	%	%	%	%	%	%	%	%
Ø (3)	0.552	0.295	0.759	0.0015	0.0047	0.834	0.478	0.458
	Al	Cu	Nb	Ti	V	W	Pb	Sb
	%	%	%	%	%	%	%	%
Ø (3)	0.0137	0.0980	0.0012	0.0024	0.0837	0.180	0.00071	< 0.00040
	Zn	Fe						
	%	%						
Ø (3)	0.0010	96.2						

Fonte: NMK, 2015.

De acordo com a especificação dos aços ferramenta, o mínimo do componente Cromo seria de 4%, sendo assim essa amostra não foi confeccionada com aço ferramenta adequado, mas, provavelmente com aço mola 6150. A análise no espectrômetro mostra que os valores de Cr, Mo e C não são compatíveis com a composição nominal do material especificado H11, por este motivo foram realizados outros ensaios de espectrometria, (Figura 50).

Figura 50 – Confirmação da Análise química do material 6150.Análise Química

Data: 27/03/2015	Hora: 11:38:26	Material: INS.POST.CENT.SIGMA	Lote:								
Liga: H11/AM1/MANSUETO	NF/Fomec.: VICENTE	Analista:									
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Cu	Nb
	%	%	%	%	%	%	%	%	%	%	%
Value	0,584	0,294	0,721	<0,0002	0,00352	0,819	0,492	0,448	0,00851	0,102	0,00118
	Ti	V	W	Pb	Sb	Zn	Fe				
	%	%	%	%	%	%	%				
Value	0,00211	0,0835	0,198	0,00078	<0,0004	0,00127	96,2				

Fonte: AUTOR, 2015.

Até a confirmação dessa análise esperava-se que tivesse havido um erro do espectrômetro quanto a composição, mas o que pode se ver é que o material é realmente o aço AISI 6150 aço mola.

Os valores nominais do H11 Premium E38k podem ser vistos na Tabela 2. O Inserto da amostra número 2 havia sido selecionado em virtude da durabilidade ultrapassar os 15.000 ciclos. A amostra 2 apresenta modo de fratura dúctil em todas as regiões analisadas. Foram utilizadas outras partes dessa mesma peça para outras análises, por esse motivo, nessa região da superfície de fratura não se pode determinar a região de origem da fratura. Importante salientar que não foram observados indícios de fadiga e propagação de trincas em contornos de grão (intergranulares), o que leva a crer que as microtrincas, provavelmente por fadigas térmicas, não influenciaram na fratura da amostra número 2, que apresenta modo de fratura aparentemente dúctil em todas as regiões analisadas.

Figura 51 - Espectrometria óptica da amostra 2 sem refrigeração.



Método: Fe-10
 Coment.: Aço Baixa Liga
 Padrão Típico: CKD 188 A|
 No da Amostra: Lig.: Id. da Amostra:
INS. POST CENT.SIGMA **H11/AM2/MANSUETO**
 Operador:
ADRIENE

06/03/2015 12:08:11

Conc. corr.com Padrão

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni
	%	%	%	%	%	%	%	%
Ø (1)	0.352	0.861	0.389	< 0.00020	< 0.00020	4.88	1.25	0.403

	Al	Cu	Nb	Ti	V	W	Pb	Sb
	%	%	%	%	%	%	%	%
Ø (1)	0.0576	0.0527	< 0.00020	0.0115	0.837	0.0045	0.00087	< 0.00040

	Zn	Fe						
	%	%						
Ø (1)	0.0042	90.9						

Fonte: NMK, 2015

Com relação à amostra de número 2 (ferramental 10), a análise quantitativa dos componentes se mostra mais pertinente a uma composição nominal referente ao aço AISI H13, conforme pode ser verificado na tabela 2. Essa composição não era como era esperado, ou seja, do aço H11 Premium E38-K.

5.2.2 PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS PARA ANÁLISES METALGRÁFICAS

Na amostra 2 sem refrigeração, ferramental 10, mostrado na Figura 49 foi extraído o corpo de prova na parte central da fratura para análises metalográficas, com a serra Policorte refrigerada a água para que não houvesse aquecimento do material, visando a não alterar a estrutura cristalina do material. Conforme mostra Figura 52

Figura 52. - Na Figura à esquerda mostra a região fraturada do inserto e à direita mostra a parte central selecionada para análise metalográfica.



Fonte: Autor, 2014.

A amostra 1, ferramental 11, conforme mostra a análise química, trata-se possivelmente de um aço mola AISI 6150 que apresentou vida útil da ordem de 3000 ciclos. Já a amostra 2, Figura 52, ferramental 10, possivelmente aço H13, ao invés do H11 E38-K do qual era confeccionado o postigo central, apresentou 17.000 ciclos, apesar dessa modificação, neste caso o inserto permaneceu mais tempo em produção. Apesar de o postigo central ter sido projetado em função das propriedades do H11 Premium.

Os três corpos de prova foram retirados para análise micrográfica nas duas laterais e uma no centro do Inserto fraturado, esses resultados são mostrados na seção 5.3.

5.3 ANÁLISE METALGRÁFICA

5.3.1 MACROGRAFIA

No projeto original o aço utilizado (H11) apresenta em média vida útil abaixo de 10.000 ciclos. Foram propostas modificações de recuperação deste postigo, mas o problema inicial persistia. Assim, os protótipos foram definidos com amostra 1 montada no ferramental número 11, como mostra a Figura 51; e amostra 2, sem duto de refrigeração, montada no ferramental número 10, conforme pode ser visto na Figura 53

Figura 53 - Inseto quebrado após 3.000 ciclos no ferramental nº 11 amostra 1.



Fonte: Autor, 2014.

O Inseto com o aço 6150 e refrigerado internamente permaneceu em uso até fratura catastrófica por 3.000 ciclos. Já o outro Inseto confeccionado em aço H13, sem refrigeração, durou 17.000 ciclos, ou seja, ultrapassou os 10.000 ciclos. Entrou em manutenção preventiva (ensaio não destrutivo) e recebeu o tratamento térmico para alívio de tensão conforme detalhado no item 4.1.4.1. Após esse tratamento térmico, os moldes eram montados novamente no ferramental, voltou a produzir e vindo a fraturar somente após 17.000 ciclos. (Figura 54)

Figura 54 - Inseto quebrado após 17.000 ciclos no ferramental nº 10, amostra 2.



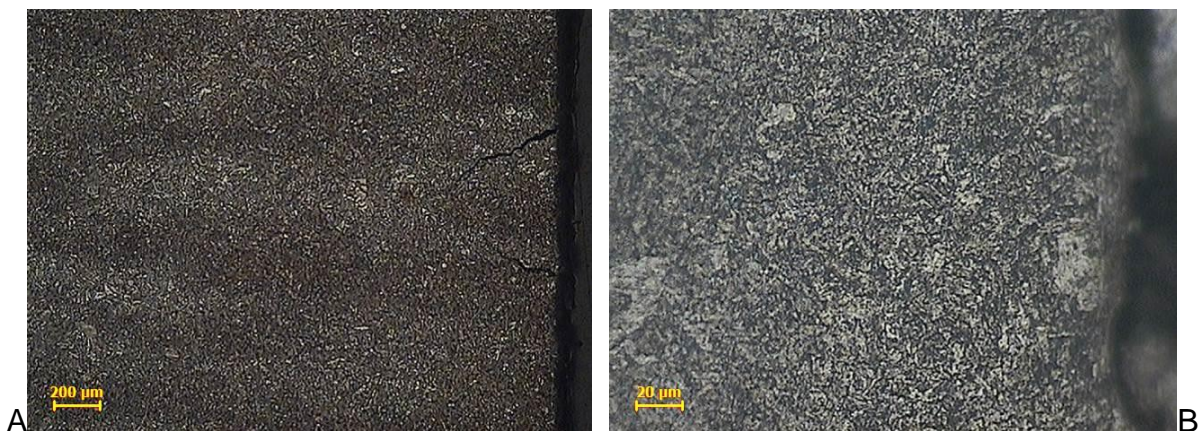
Fonte: Autor, 2014.

Também na amostra 2 ao longo da superfície ajustante ao fluxo de Alumínio observa-se a presença de microtrincas. As fotomicrografias da superfície deste aço H13, são apresentadas na Figura 54.

5.3.2 MICROGRAFIA

A amostra 1 ao longo da superfície ajustante ao fluxo de Alumínio observa-se a presença de microtrincas. As fotomicrografias da superfície deste aço, Figura 55 A com ampliação de 50 vezes e 55 B com ampliação de 500 vezes, demonstram não haver indícios de agulhas de nitretos.

Figura 55 - Amostra 1A, superfície aumento 50x; Amostra 1B, superfície aumento 500x.

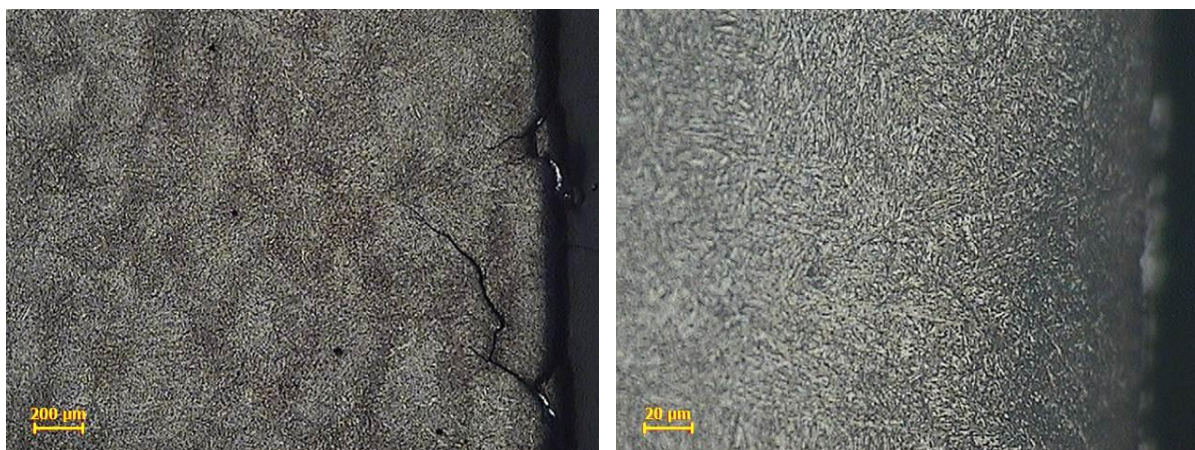


Fonte: Autor, 2015.

O fato de não haver a camada branca e/ou agulhas de nitretos, na superfície, reforçam que possivelmente a amostra 1 não foi submetida à nitretação, conforme especificação item 4.1.4.4.

A com ampliação de 50 vezes e 54 B com ampliação de 500 vezes, também demonstram não haver indícios de agulhas de nitretos. Ainda nessa mesma micrografia observa-se zonas de propagação de trincas na região central da amostra (zona de ruptura final) há presença de *dimples* característicos de modos de fratura dúctil. (Figura 56).

Figura 56 - Amostra 2A, superfície aumento 50x; Amostra 2B, superfície aumento 500x.



Fonte: Autor, 2015.

Nesse aço não foram observadas não conformidades como alto nível de inclusões não metálicas, descarbonetação, precipitadas que possam ter relação com a fratura, apenas a falta da camada nitretada. A matriz das duas Figuras 57 e 58 são aparentemente martensíticas, mas na amostra 1 aço AISI 6150, na Figura 57, parece possuir quantidade maior de carbonetos entre os grãos da austenita anterior, visivelmente esses grãos são maiores; e já a amostra 2, aço H13, Figura 58, apresentam carbonetos finos que estão melhor distribuídos na matriz, esse aço ainda apresenta grãos menores e com melhor refino da microestrutura.

Figura 57 - Amostra 1, núcleo. Aumento 1.000x. Figura 58 - Amostra 2, núcleo. Aumento 1.000x.



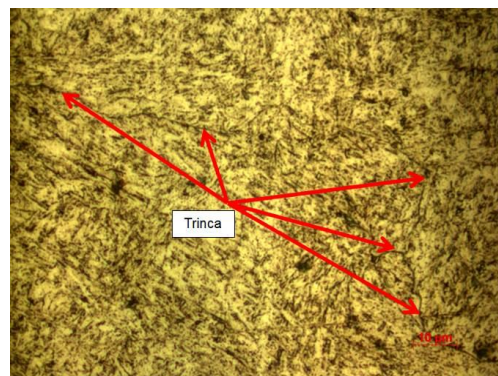
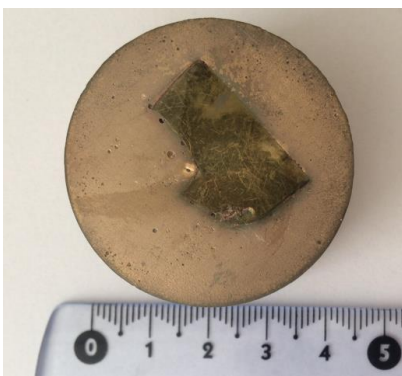
Fonte: AUTOR, 2015.



Fonte: AUTOR, 2015.

Esses materiais apresentaram microestrutura característica dos aços identificados pela análise química, no item 5.2.1. Aparentemente foram submetidos à têmpera e revenimento possuindo, portanto, uma matriz aparentemente martensítica. Os tamanhos dos grãos foram analisados de acordo com a Norma ilustrada pela Figura 18. A amostra 1 apresenta tamanho de grão de 6 a 8 e amostra 2 tem grãos tamanho 9 a 10,5 conforme Norma ASTM E112.

Figura 59 - Amostra do Inserto após 17.000 ciclos no ferramental nº 10.



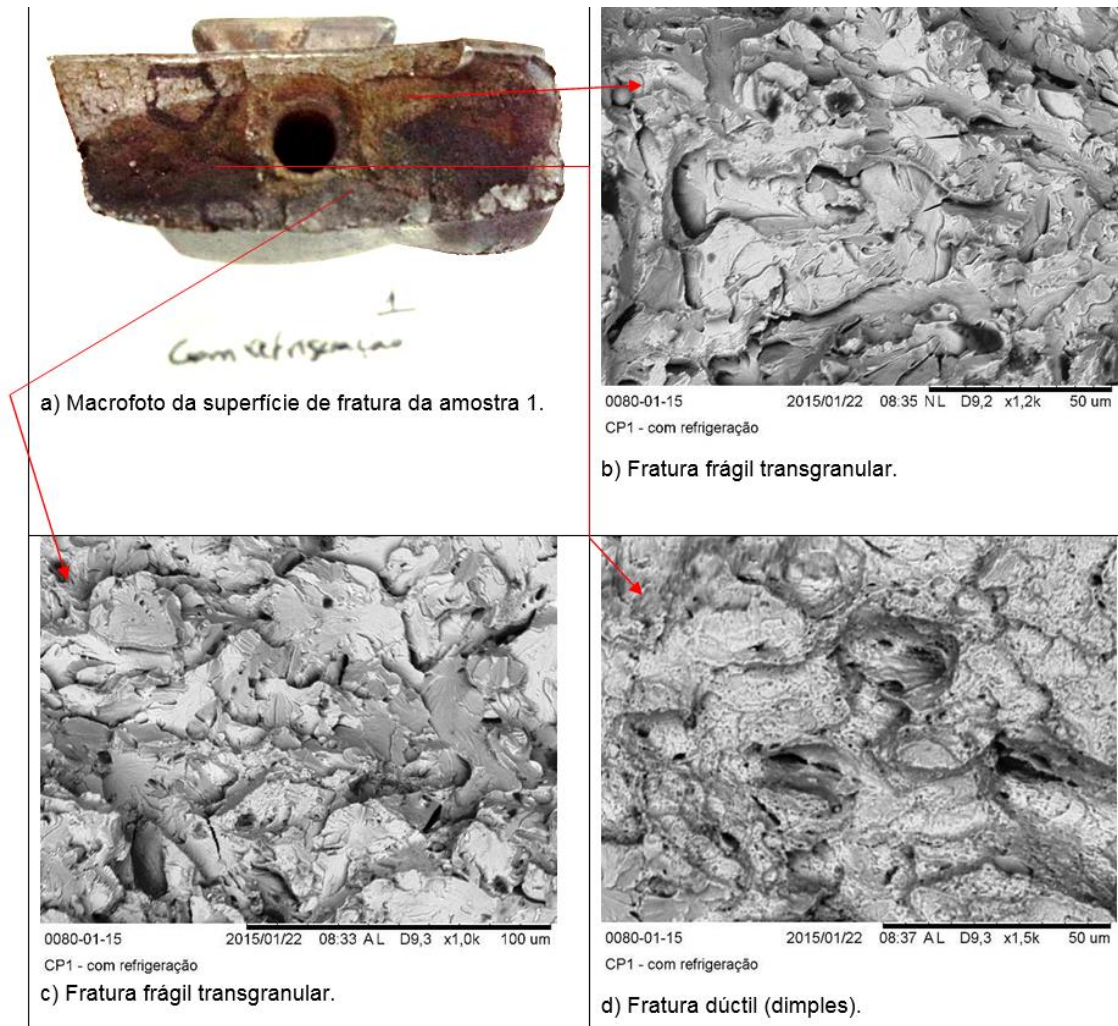
Fonte: Autor, 2014.

Foram encontradas várias trincas incluindo a que atravessa por toda a amostra, mas que, segundo (AUTOR, 2015), essas trincas aparentemente não têm relação com a fratura encontrada na superfície da amostra 2, ela se deve a mecanismos de *stress* térmicos.

5.3.3 ANÁLISE MICROSCÓPICA NO MEV AMOSTRA 1

Na Figura 60 mostra a imagem macrográfica da região da fratura da amostra 1 e a micrográfica equivalente da região da fratura.

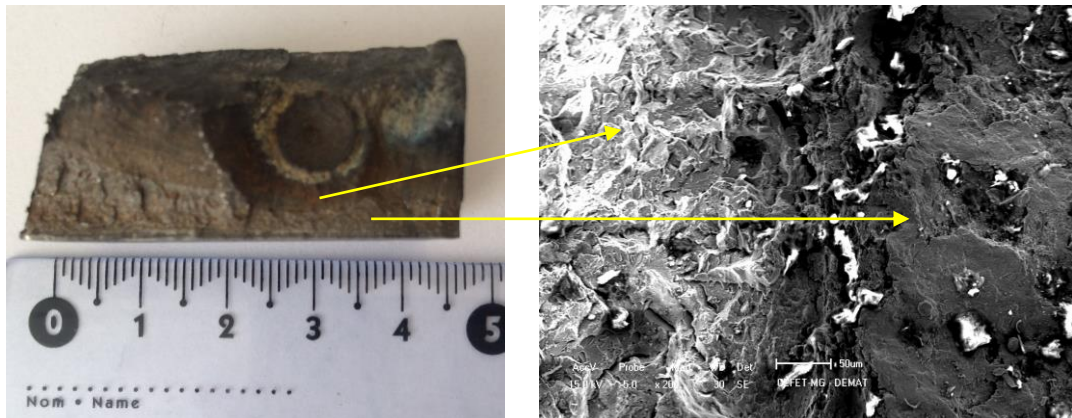
Figura 60 - Tipos diferentes de fratura em pontos distintos da amostra



Fonte: AUTOR, 2015.

Da análise fractográfica na amostra de número 1, foi observada a presença de modo de fratura frágil transgranular ao longo da zona de propagação da trinca e na região central da amostra (zona de ruptura final). Na Figura 61a amostra de número 1, mostra dois tipos de fratura na mesma seção analisada, do Inserto com 3.000 ciclos.

Figura 61 - Dois tipos de fratura na mesma amostra, Inseto com 3.000 ciclos ferramental n° 11.



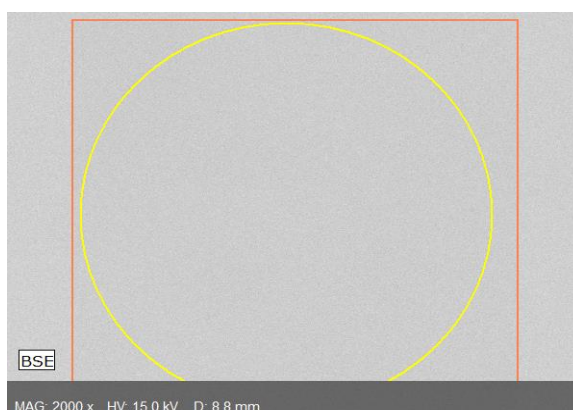
Fonte: AUTOR, 2014.

O que se vê nessa amostra é que, provavelmente, ocorreram dois ou mais tipos de fratura numa mesma peça; à direita se vê fratura transgranular dúctil e à esquerda se vê fratura intragranular frágil na extremidade da peça. Esta segunda parte deve-se a finalização da falha catastrófica, ou seja, possivelmente foi a última parte da peça fraturada.

5.3.4 MICROANÁLISE QUÍMICA VIA ESPECTROMETRIA POR ENERGIA DISPERSIVA AMOSTRA 1 (EDS).

A Figura 62 mostra a imagem de MEV onde foram realizadas as análises de Espectroscopia por Energia Dispersiva de Raio X (EDS) do núcleo da amostra 1, sem ataque, onde foi selecionada a região com 8,8 mm de diâmetro para microanálise química.

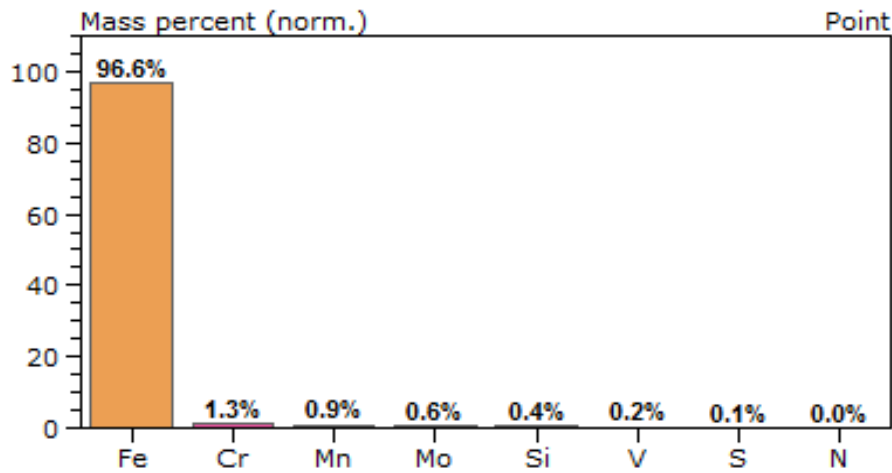
Figura 62 - Região de microanálise química na amostra 1 (núcleo).



Fonte: AUTOR, 2015.

Nas amostras número 1 e 2 observa-se apenas teores residuais do elemento Nitrogênio (N), não foi possível verificar o Carbono nessa análise, em razão de seu número atômico ser menor do que 12, o que seria possível somente com analisador WDS. Como ainda a análise de EDS acoplado ao MEV, Figura 63, é análise semiquantitativa, os valores dos percentuais servirão apenas uma referência neste estudo, não podendo identificar o tipo de aço que se trata.

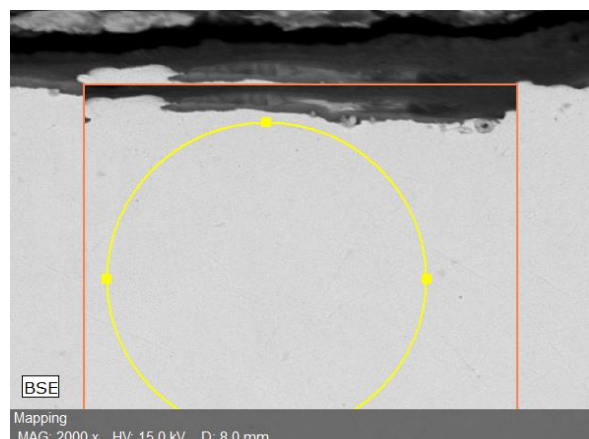
Figura 63 - Composição química semiquantitativa via EDS na Amostra 1 (núcleo).



Fonte: AUTOR, 2015.

No núcleo da amostra 1, a seção na qual foi realizado o ensaio aparentemente está sem alterações visíveis. Em relação à composição química da amostra 1, os valores de Cromo e Molibdênio estão muito alterados, considerando que a análise foi realizada no núcleo, em relação à composição nominal do material. Figura 64 mostra a microanálise química da superfície.

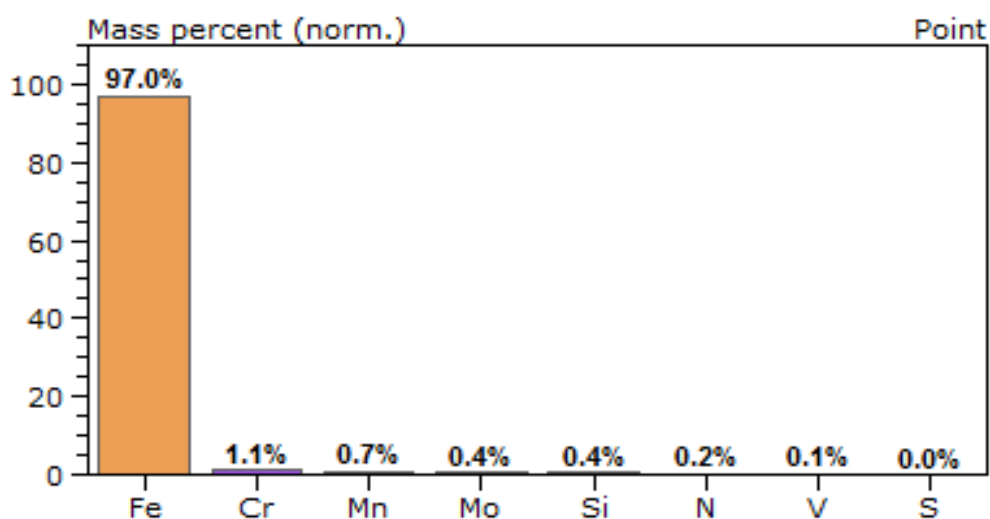
Figura 64 - Região de microanálise química na Amostra 1 (superfície).



Fonte: AUTOR, 2015.

Para a análise da superfície manteve-se a mesma área do núcleo, na Figura 64 foi possível evidenciar que provavelmente não houve tratamento superficial. Figura 65 mostra a composição química semiquantitativa da superfície.

Figura 65 - Composição química semiquantitativa obtida na Amostra 1 (superfície).



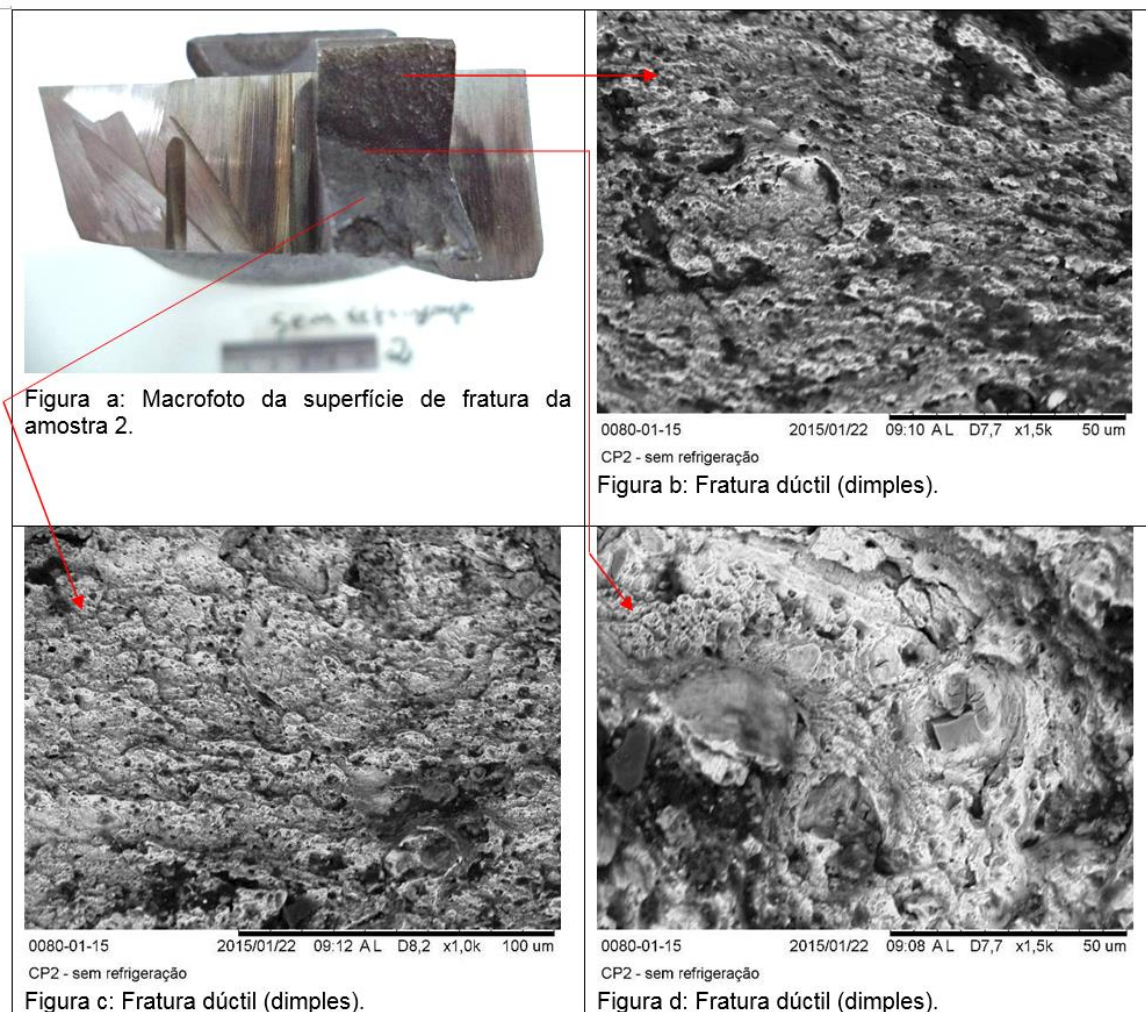
Fonte: AUTOR, 2015.

Como os valores de Cr e Mo estão com as diferenças acima de 100%, em relação à composição nominal, Figura 63, este material seria AIS 6150 e não H11 ou H13.

5.3.5 ANÁLISE MICROSCÓPICA NO MEV AMOSTRA 1

Na Figura 66 mostra a imagem macrográfica da região da fratura da amostra 2 e a micrográfica equivalente da região da fratura.

Figura 66 - Modo de fratura dúctil em toda a extensão da amostra 2 com *dimples*.

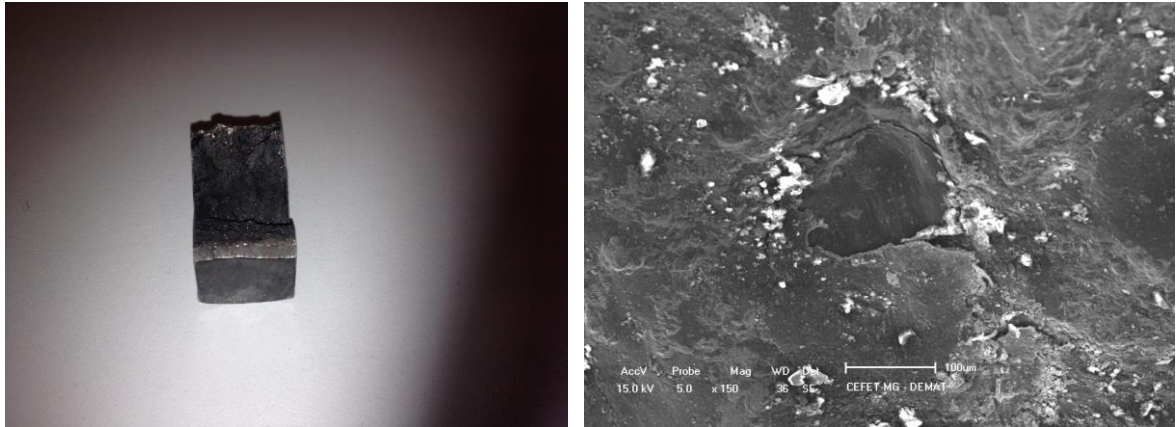


Fonte: AUTOR, 2015.

Em virtude do estado das superfícies da fratura, não foi possível determinar a região de origem da fratura, somente com essa região da amostra, mas é importante salientar que não foram evidenciados indícios de fadiga e propagação de trincas em

contornos de grão (intergranulares). As análises morfológicas das amostras foram realizadas por meio da microscopia eletrônica de varredura (MEV). (Figura 67).

Figura 67 - Inseto que trabalhou 17.000 injetadas apresenta trincas no contorno dos grãos.



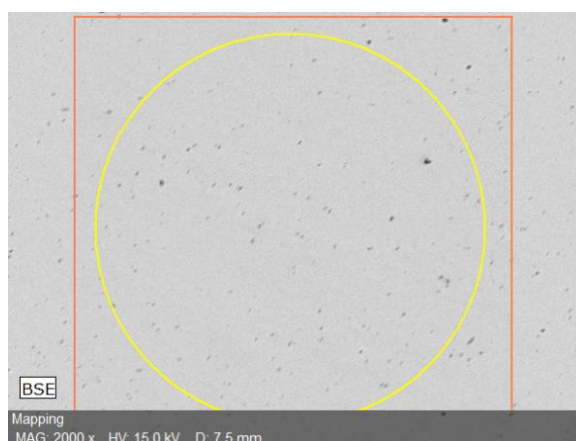
Fonte: AUTOR, 2014.

Apesar de algumas regiões apresentarem trincas nos contornos dos grãos existem outras regiões que apresentaram clivagem caracterização fratura transgranular.

5.3.6 MICROANÁLISE QUÍMICA VIA ESPECTROMETRIA POR ENERGIA DISPERSIVA DA AMOSTRA 2 (EDS)

Para o EDS do núcleo da amostra 1 foi selecionada a região com 8,8 mm de diâmetro, diferentemente da amostra 2 que foi com 7,5 mm de diâmetro, Figura 68.

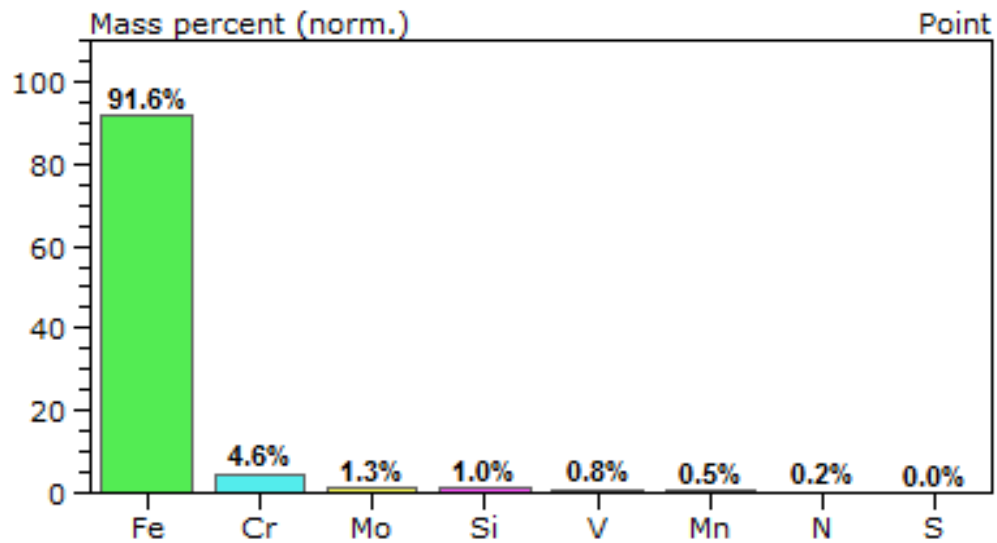
Figura 68 - Região de microanálise química na Amostra 2 (núcleo).



Fonte: AUTOR, 2015.

Na Figura 68 não se percebe heterogeneidade quanto à composição da amostra com aumento de 2.000x no diâmetro de 7,5 mm a 15,0kV. Figura 69 mostra análise semiquantitativa via energia dispersiva (EDS).

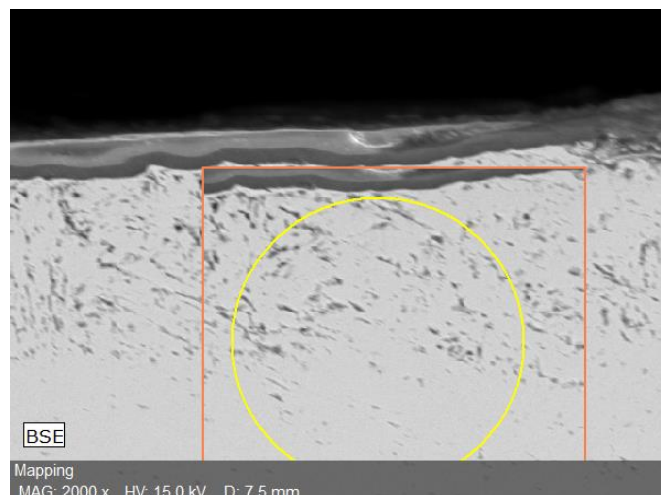
Figura 69 - Composição química semiquantitativa obtida na Amostra 2 (núcleo).



Fonte: AUTOR, 2015.

Ainda na amostra 2, com relação à composição química, no espectro obtido por meio de EDS, percebem-se variações consideráveis quanto à composição nominal do material. Na superfície analisada não foram encontrados Nitretos suficientes que comprovem que o material passou pelo processo de nitretação. Figura 70.

Figura 70 - Região de microanálise química na Amostra 2 (superfície).

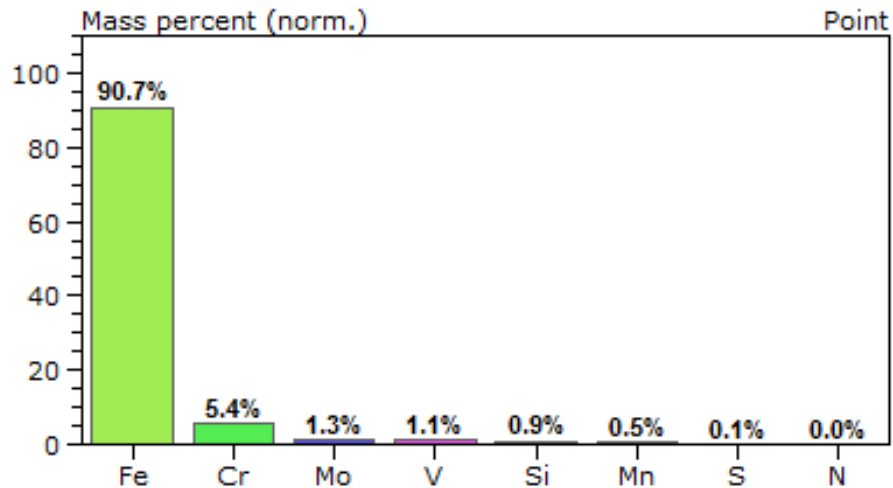


Fonte: AUTOR, 2015.

Na região da superfície da amostra 2 montada no ferramental 10, sem refrigeração, foi selecionada 7,5 mm de diâmetro, diferentemente da amostra anterior onde foi selecionado à área de 8,8 mm de diâmetro

Figura 71 mostra análise semiquantitativa via energia dispersiva (EDS) amostra 2.

Figura 71 - Composição química semiquantitativa obtida na Amostra 2 (superfície).



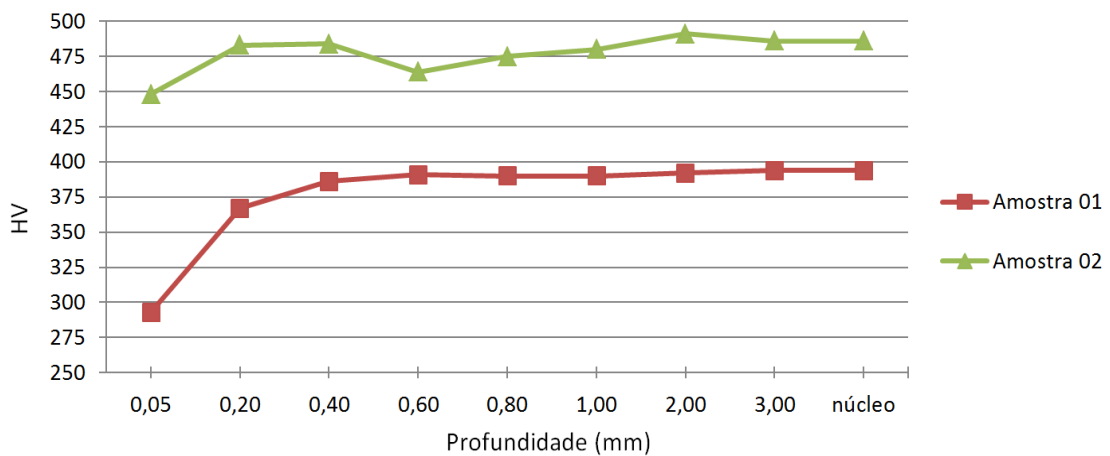
Fonte: AUTOR, 2015.

Na composição da superfície percebe-se que alguns materiais sofreram alterações de composição em relação ao núcleo, mas aparentemente não se vê nenhum vestígio de camada branca indicando possível nitretação gasosa.

5.3.7 ENSAIO DE MICRODUREZA VICKERS - PERFIL (mHV)

Do perfil de microdureza Vickers observam-se valores de dureza conforme apresentado no gráfico da Figura 72. Os valores apresentados provavelmente indicam a ausência de camada efetiva de nitretação (camada branca), uma vez que a dureza superficial apresentada está inferior à dureza de núcleo.

Figura 72 - Resultados obtidos no Perfil de Microdureza Vickers



Fonte: AUTOR, 2015.

Os resultados encontrados não estão de acordo com as especificações de projeto que requeriam 44 a 46 HRC ou de 4.400 a 4.600 HV, aproximadamente. O desvio padrão da amostra 1 foi de 29,75 e da amostra 2 foi de 12,40 de acordo com os valores da tabela 8.

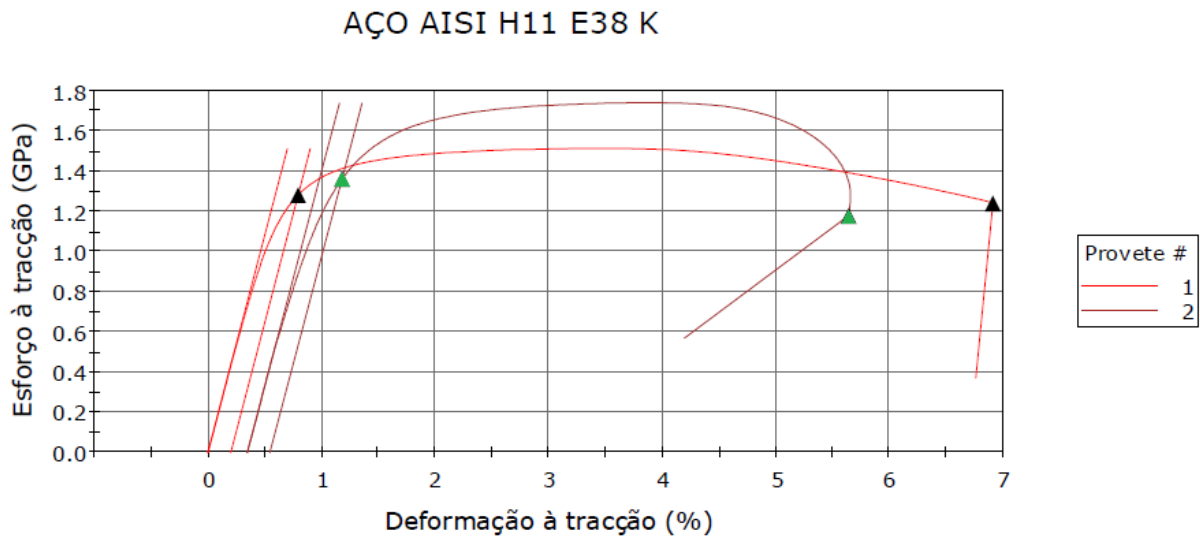
Tabela 8 - Desvio padrão do ensaio de dureza Vickers

Amostra 1		Amostra 2	
Profundidade (mm)	Dureza HV1	Profundidade (mm)	Dureza HV1
0.050	293	0.050	448
0.200	367	0.200	483
0.400	386	0.400	484
0.600	391	0.600	464
0.800	390	0.800	475
1.000	390	1.000	480
2.000	392	2.000	491
3.000	394	3.000	486
Núcleo	396	Núcleo	472
	384		488
	392		480
Desvio padrão	29.75	Desvio padrão	12.40

5.3.8 ENSAIOS DE TRAÇÃO

O corpo de prova número 1 é o revenido a 570°C de 52 HRc e o corpo de prova 2 é o revenido a 600°C com 49 HRc, todos os ensaios realizados com velocidade 2,5 mm/mim. Figura 73 mostra os primeiros ensaios corpos de prova 1 e 2.

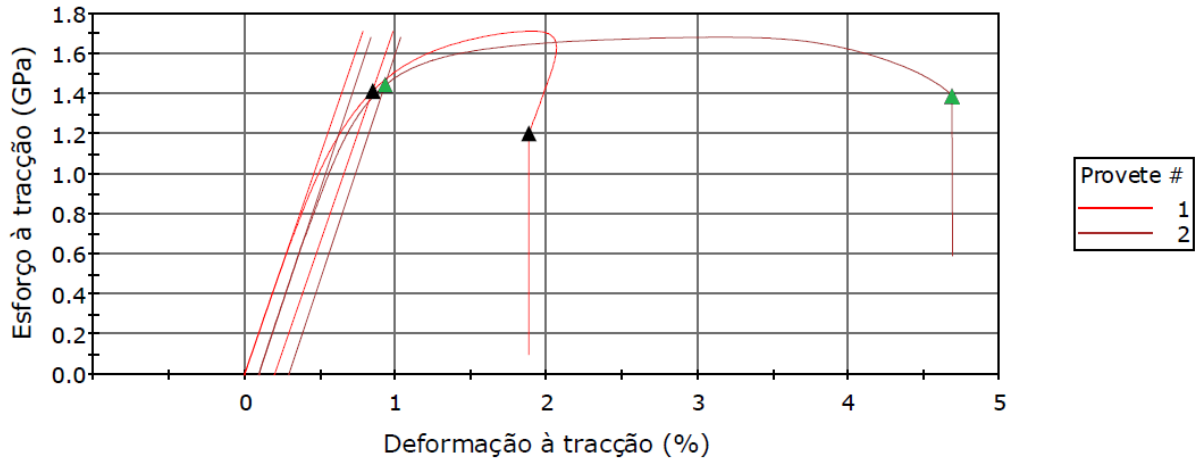
Figura 73 - 1º Ensaio de tração Corpetes 1 e 2.



Fonte: AUTOR, 2015

Durante o ensaio conseguiu-se obter informações relacionadas às propriedades mecânicas do material. As propriedades obtidas foram tensão de ruptura, limite de resistência e tensão de escoamento. Figura 74 mostra o segundo ensaio com os corpos de prova 1 e 2.

Figura 74 – 2º Ensaio de tração Corpetes 1 e 2.
AÇO AISI H11 E38 K



Fonte: AUTOR, 2015

No terceiro ensaio ocorreu uma não conformidade na medição do corpo de prova com 570°C de revenimento e 52 HRc, mas como já havia passado do provável limite de escoamento e também, 02% de deformação o ensaio não foi interrompido.

A tabela 9, abaixo, mostra os corpos de prova 1 e 2, de acordo com a têmpera e revenimento respectivo corpo de prova, têmpera para ambos os corpos foi igual a 1.030°C, revenimento do corpo de prova 1 igual a 570°C e 52 HRc de dureza, revenimento corpo de prova 2 igual a 600°C e 49 HRc de dureza.

Tabela 9 - Ensaio de tração dos 4 corpos de prova.

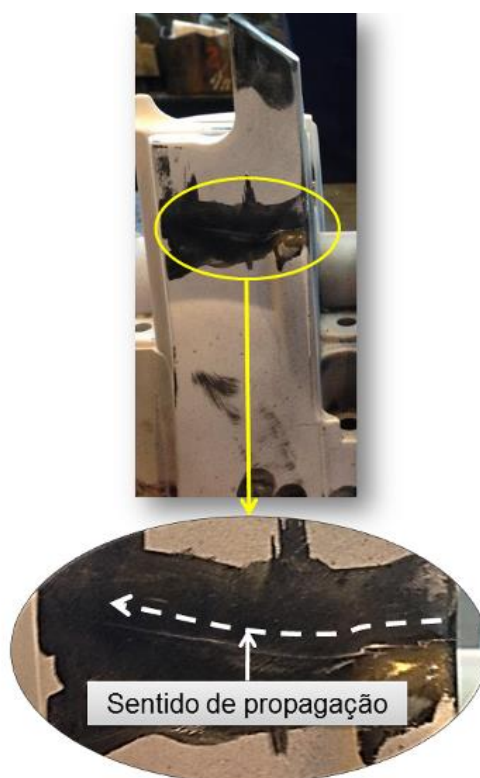
	Modulo de (Yung's Automatico em Mpa)	Limite de Escoamento (offset 0,2%) (Mpa)	Máximo Carga N	Limite de resistência (Mpa)	Defor. à Tração %	Carga de ruptura (kN)	Tensão de ruptura (Mpa)
1	215481.96	1279.7	42751.13	1512.01	6.9	35,03	1239,042
1	217634.15	1413.18	48375.21	1710.92	1.88	33.99	1202.01
Desvpad 1	1521.82814	94.3846132	3976.82511	140.65061	3.54967604	0	0
2	213942.59	1359.55	49126.88	1737.5	5.29	33.25	1175.9
2	225875.4	1442.61	47489.32	1679.59	4.58	39.23	1387.63
Desvpad 2	8437.77087	58.7322892	1157.92978	40.9485537	0.50204581	4.22849855	149.715719
Mínimo1	215481.96	12739,70	42751,13	1512,01	1.88	33,25	1202.01
Mínimo 2	213942.59	1359.55	47489.32	1679.59	4.58	33.25	1175.9
Média 1	216558.055	1346.44	45563.17	1611.465	4.39	33.99	1202.01
Média 2	219908.995	1401.08	48308.1	1708.545	4.935	36.24	1281.765
Máximo 1	217634.15	1279.7	42751.13	1512.01	6.9	35.03	1.239.042
Máximo 2	225875.4	1442.61	49126.88	1737.5	5.29	33.25	1175.9

Fonte: Adaptação do Autor 2015.

5.4 ANÁLISE DE ESFORÇO

Após análise do início de propagação da trinca, Figura 75, a análise de esforço abordado pelo relatório técnico (NMK, 2014). Na Figura 76, observa-se a diferença entre as áreas A e B, que a área da superfície A é maior do que a da superfície B e essa diferença é de, aproximadamente, 59,4 mm².

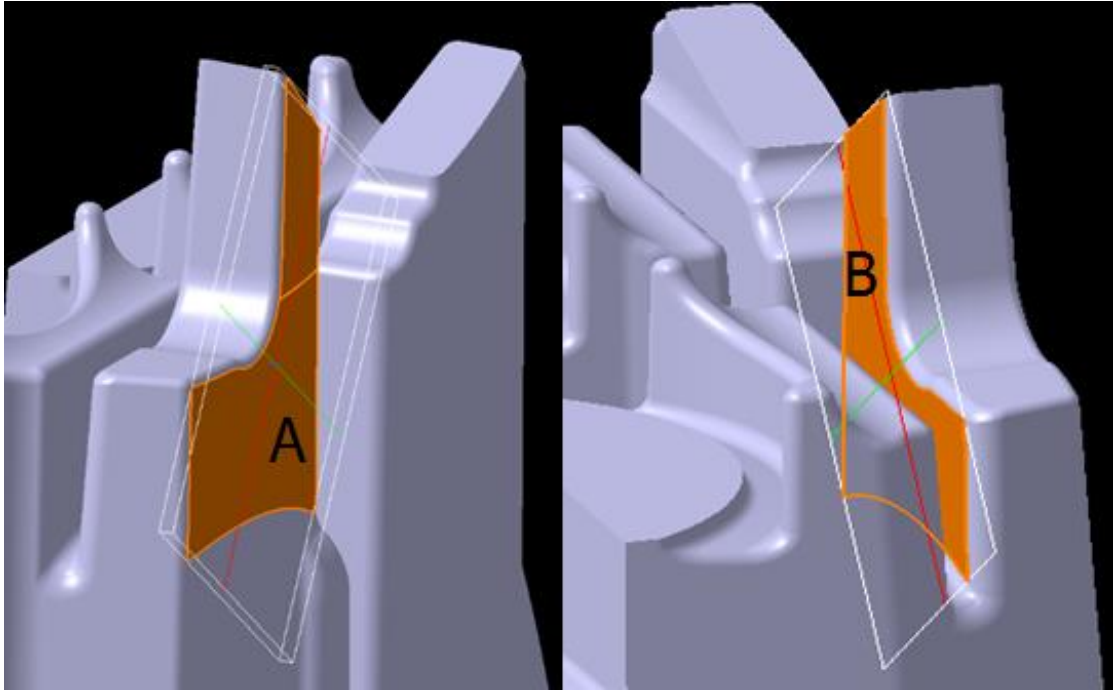
Figura 75 - Foto do Inseto mostrando o sentido de propagação da trinca .



Fonte: SOARES, 2014.

De acordo com esse relatório, a diferença de área entre as faces à montante e a outra à jusante (posterior) do fluxo de Alumino poderia ser uma das causas prováveis nessa análise de falha, por acarretar diferença de pressão durante o processo de injeção, em torno de 590 kgf. Figura 76.

Figura 76 - Diferença entre as áreas do Inserto.

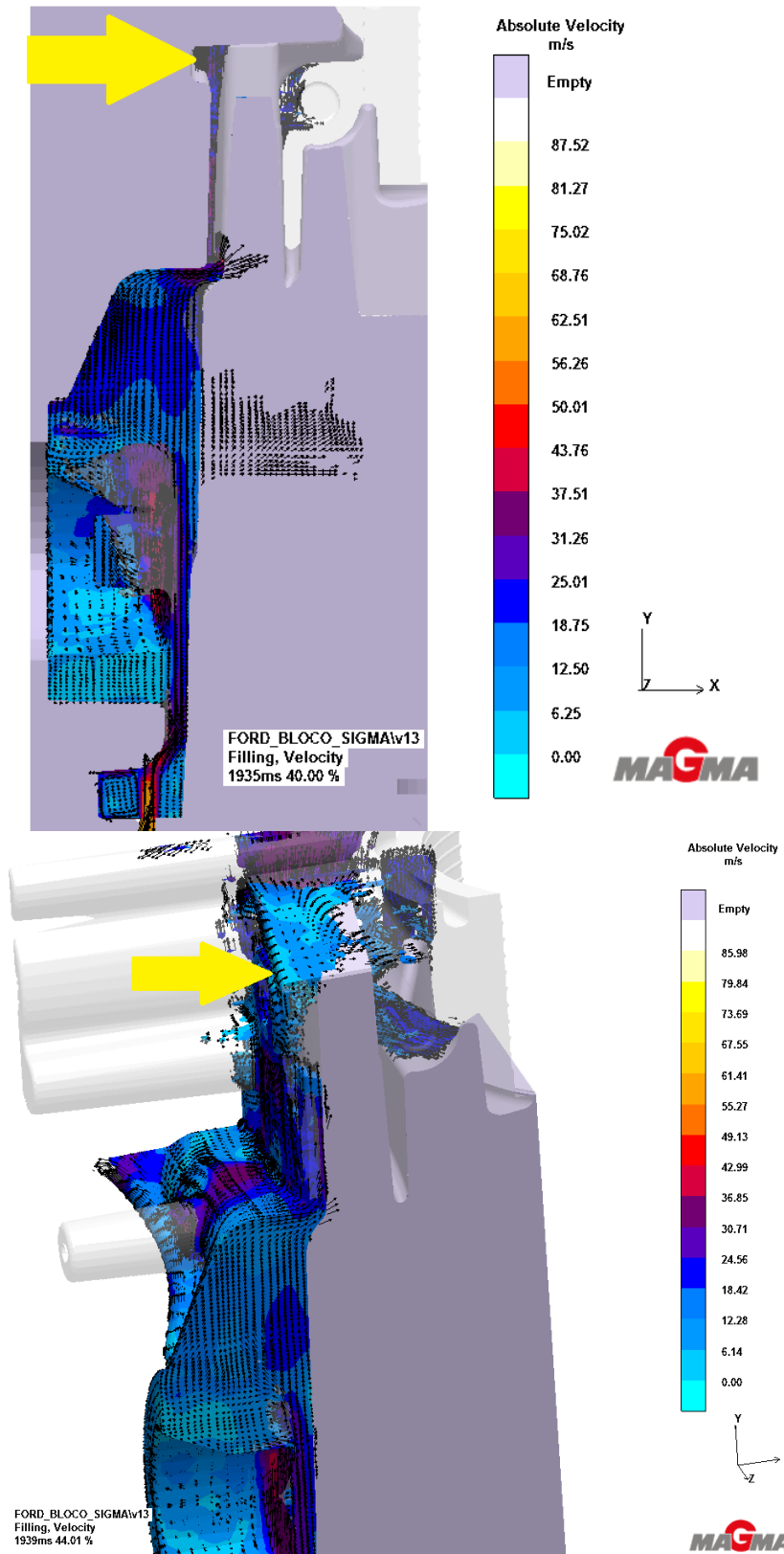


Fonte:SOARES, 2014.

A área frontal ajustante em relação a área posterior amontante possuía nesta medição 59 mm² de diferença. Posteriormente, de acordo com outras análises não foi evidenciado a mesma pressão em ambas as partes caracterizando a maior pressão na maior área.

Na Figura 77 a simulação é visível que a velocidade de injeção, no ponto crítico do Inserto, ou seja, na extremidade onde o braço de alavanca é formado, a pressão é provavelmente maior, em virtude da diminuição da velocidade de injeção, a partir de 44% do preenchimento. De acordo com essa simulação, não existe ainda força contrária, ou seja, o preenchimento necessário que possa contrapor a pressão exercida que se formou na parte frontal do Inserto, onde está a indicação da seta amarela, os parâmetros utilizados nessa simulação foram: Distância 900 mm; diâmetro da câmara de preenchimento do cilindro 70 mm; área do cilindro de injeção 18,71 cm²; diâmetro do cilindro 150 mm; aceleração 1000m/s²; velocidade da 1ª fase 2m/s; velocidade máxima da 2ª fase 18,89 m/s; temperatura inicial 670°C e final 706°C.

Figura 77 - Simulação da velocidade de injeção a 40 e 44,01% via Software MAGMA v13.

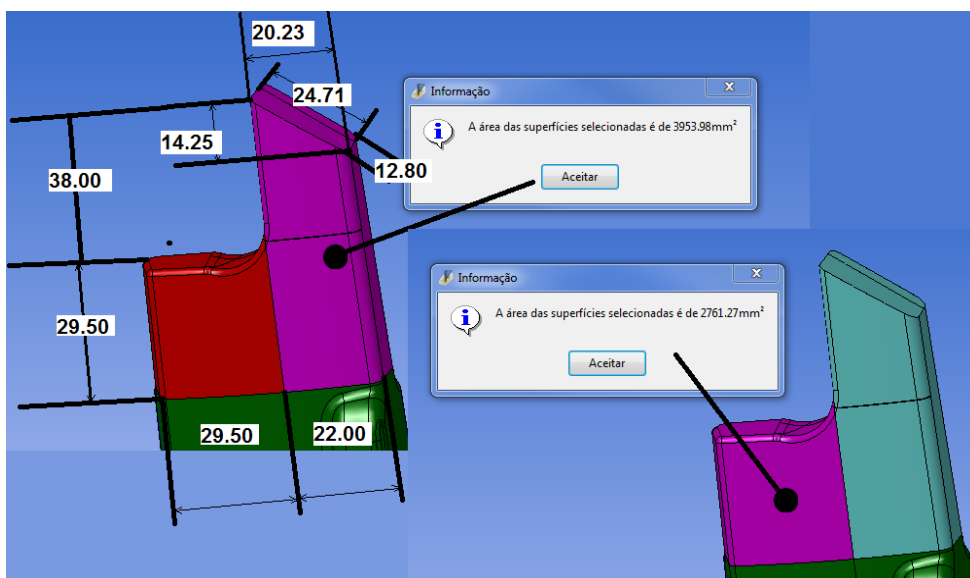


Fonte: Adaptado AUTOR, 2013.

De acordo com a literatura "Se a velocidade da partícula do fluido aumenta enquanto ela se escoar ao longo da linha de corrente, a pressão do fluido deve diminuir e vice-versa". É provável, num primeiro instante, que em função da velocidade quase nula no ponto indicado, se a pressão nessa região atingir picos de pressão de 110 kgf/cm² em toda a área frontal de 1880 mm² e, de 25 kgf/cm² no local indicado pela seta amarela, com área de 440 mm², sem que haja um contraposto de pressão contrária, esses valores são suficientes para exercer uma força de 5000 N na região citada, o que ultrapassa o limite de escoamento de 1401 MPa, adotado após ensaio de tração para este estudo.

Com a simulação da velocidade de injeção, considerando a área de toda a parte frontal do inserto do postigo central foi possível determinar a pressão exercida sobre o inserto na extremidade superior da região frontal se a pressão fosse a máxima do sistema de 1000 kgf / cm². A pressão seria de 14.755 MPa, ou seja, de acordo com a área da extremidade 442,387 mm² a máxima pressão que o inserto suportaria seria de 112 MPa. Foram levantadas as cotas, áreas e os centros de massa do Inserto, todos os dados conseguidos com *Software CAM WorkNC v.21*. Figura 78.

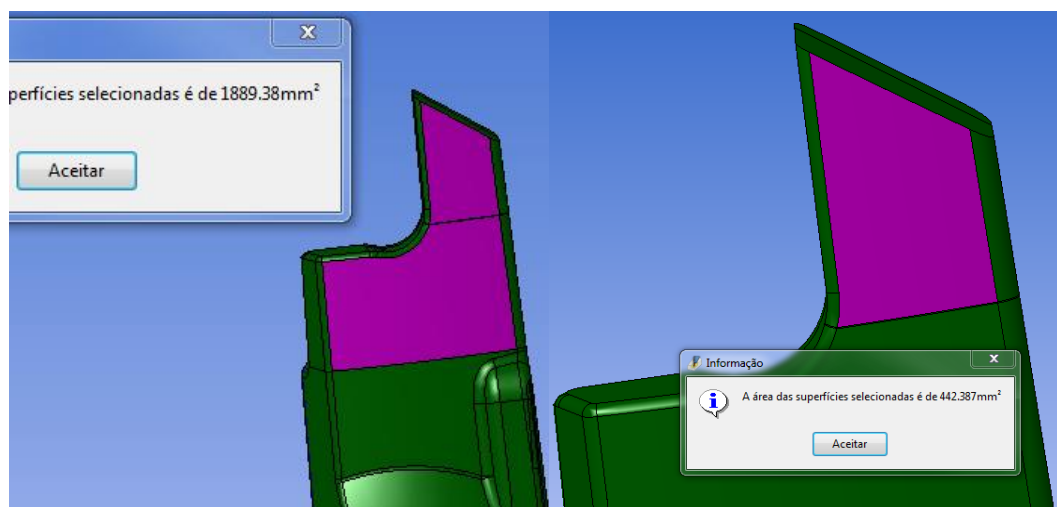
Figura 78 - Cotas do Inserto central coletadas via software CAM WorkNC v.21



Fonte: AUTOR, 2015

O cálculo da força exercida no momento da injeção pelo Alumínio de 1000 kgf/cm² é praticamente de 40 a 70% do processo, quando só nesse estágio do processo o Alumínio consegue preencher toda a parte posterior do Inserto e, por conseguinte, resultar na força exercida por diferença entre as áreas, 70% a 99% do processo de injeção. Com os valores de centro de gravidade média de 15,92 mm, a distância de aplicação da força 67,5 mm, a área da secção transversal e a área frontal 1889,38 mm², a área da extremidade 442,387 mm².

Figura 79 - Área frontal do Inserto e furo de refrigeração

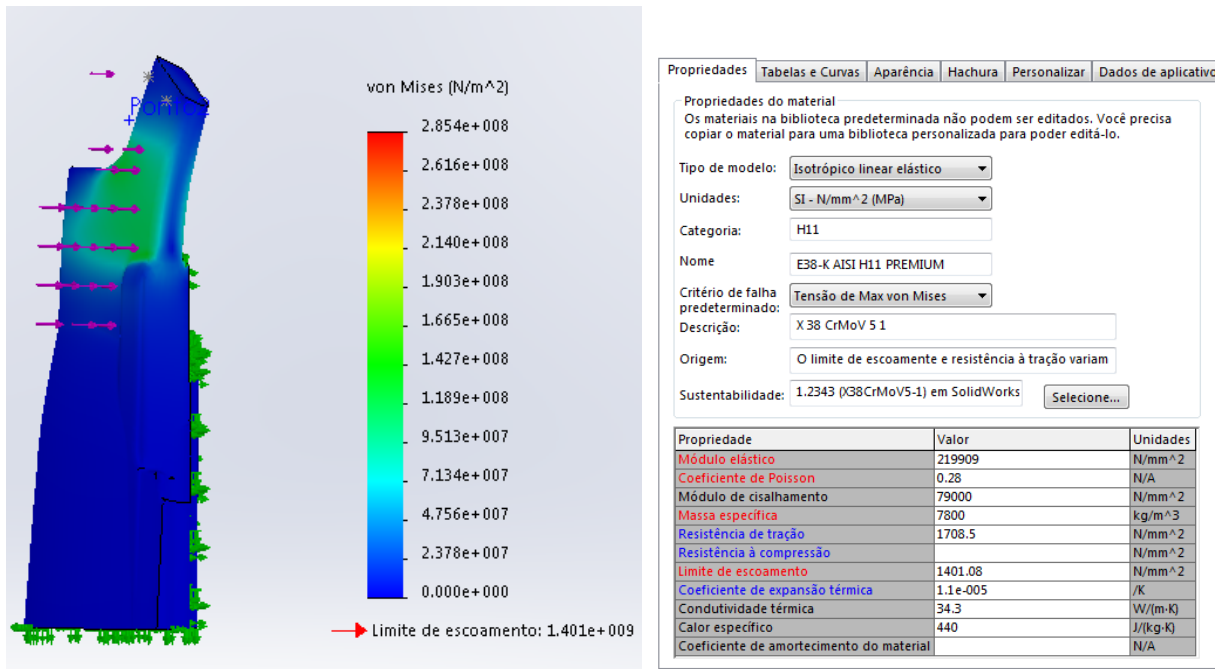


Fonte: AUTOR, 2015

O resultado dos cálculos do momento de inércia $I=0,0000001985 \text{ m}^4$, desconsiderando o furo de refrigeração de 7 mm ou 2,405 mm², que é original do desenho da peça. As tensões foram acima do limite de escoamento, adotado do ensaio de tração, de 1401,08 MPa.

A Figura 80 mostra a simulação via software SolidWorks com critério via von Mises, o material foi editado de acordo com os dados médios conseguidos via ensaio de tração Modulo de elasticidade 220 GPa, Limite de resistência a tração 1.708,5 MPa e Limite de escoamento de 1401,08 MPa.

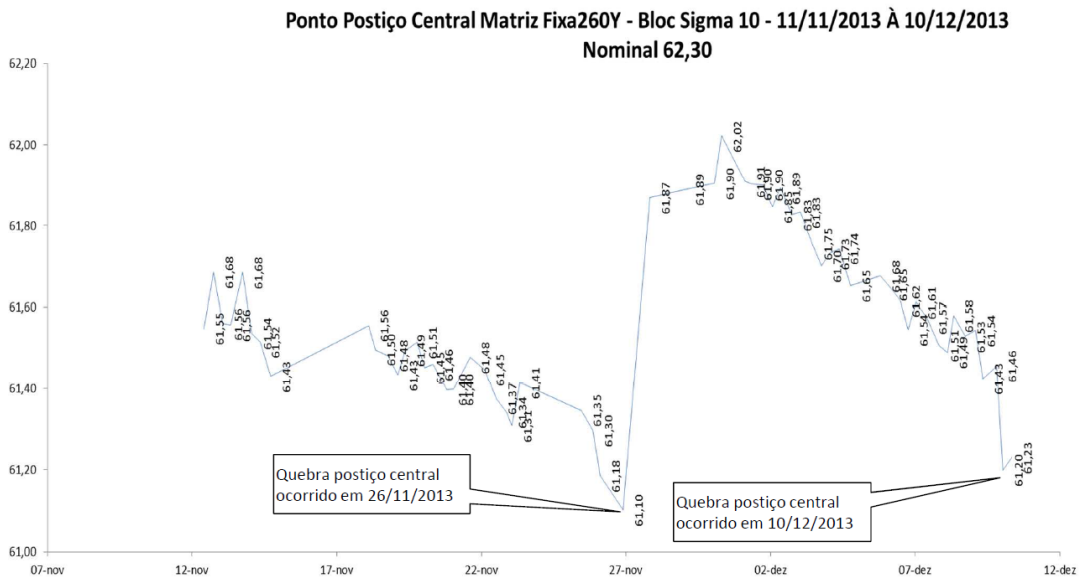
Figura 80 – Simulação via *SolidWorks* com 4900 N



Fonte: AUTOR, 2015.

Com a simulação de esforço via *SolidWorks*, aplicou-se a força de 4900 N ou 112 kgf/cm² na extremidade o inserto isso ocorreria em função da baixa velocidade do Alumínio naquele ponto 2, Figura 80, a partir de 44% do ciclo. De acordo com os cálculos de esforço, o ensaio de tração e a simulação de elemento finito, a pressão provavelmente está acima do limite de escoamento médio do Inserto a frio que é de 1401,08 MPa, já na região de deformação plástica. Na temperatura de trabalho que seria de 550° a 600°C os valores provavelmente seriam ultrapassados, fazendo com que a peça viesse fraturar catastroficamente não atingindo os ciclos múltiplos de 10.000 ciclos. Esses resultados ilustram os resultados dos controles dimensionais realizados por amostragem na Figura 81 onde é possível visualizar que o componente provavelmente se deforma plasticamente até vir a sofrer a falha catastrófica.

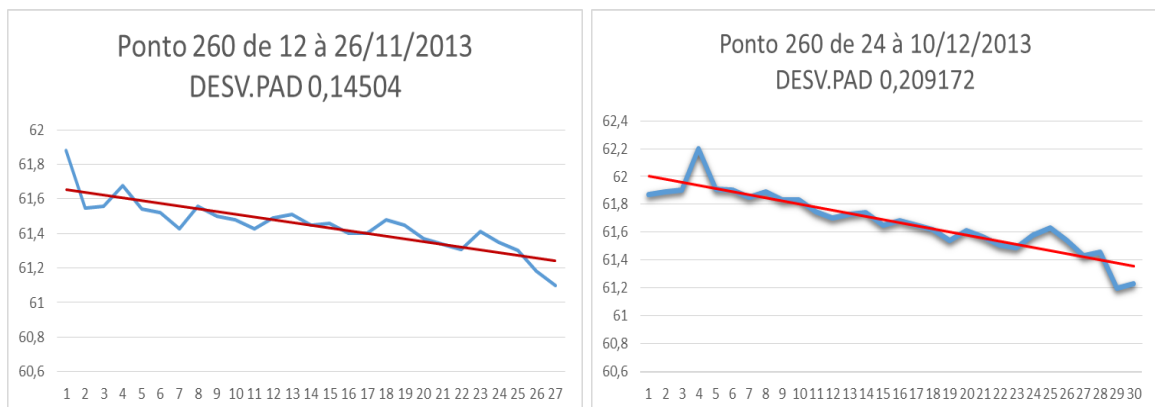
Figura 81 - Relatório de medição do ponto 260 do bloco SIGMA.



Fonte: SOARES. R., 2014.

O que justificaria os valores de medida relacionados na Figura acima, que retratam claramente a tendência das cotas do Inserto até o ponto de ruptura do ferramental, Figura 82, em que mostra o comportamento do ponto 260 no bloco do motor, seta verde, Figura 77.

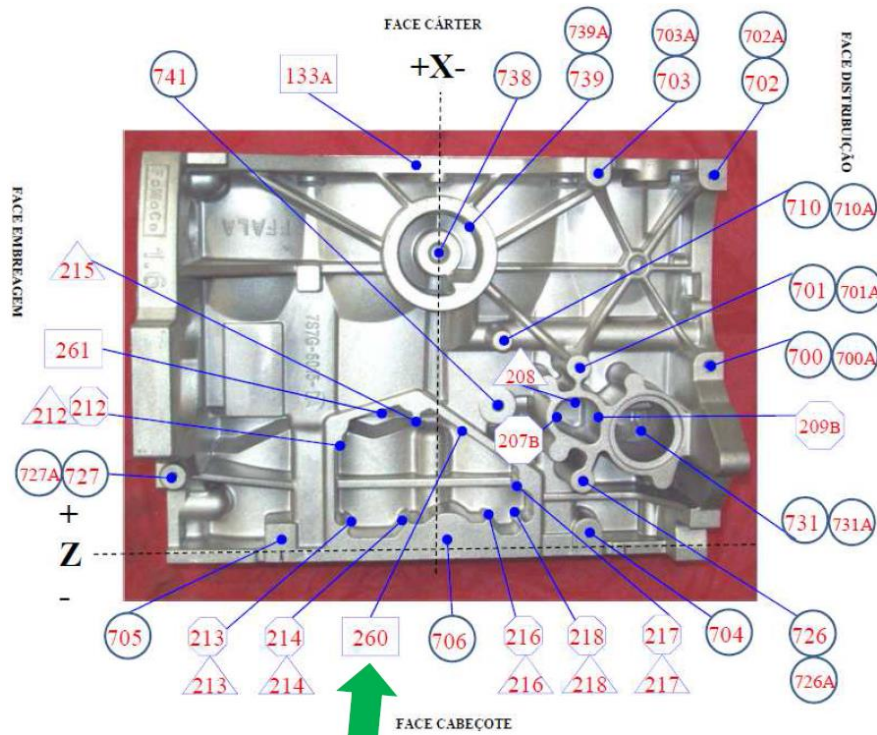
Figura 82 – Desvio padrão do ponto 260 de controle



Fonte : AUTOR, 2015

O gráfico mostra que a parte interna do inserto do posticho possui medidas de 61,68 mm a 61,10 mm com desvio padrão de 0,14504. e no segundo posticho quebrado de 62,02 mm a 61,20 mm com desvio padrão de 0,209172. A Figura 83 mostra o ponto de controle dimensional onde se situa o Inserto.

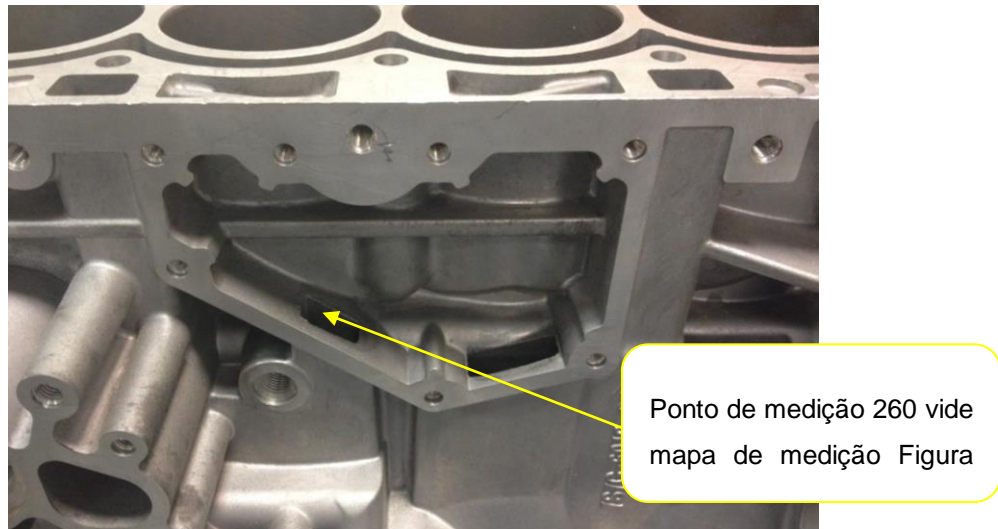
Figura 83 - Localização do ponto 260 na peça.



Fonte: SOARES, RONALDO, 2014.

O ponto 260 pode ser visto com melhor definição de local na Figura 84 na peça já acabada.

Figura 84 – Bloco do motor de combustão acabado



Fonte: AUTOR, 2015.

O ponto de medição 260 está diretamente ligado as amostragens de medições coletadas Figura 81.

5.5 DISCUSSÕES

Por meio das análises químicas por espectroscopia óptica (EO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV), com análise por espectroscopia de energia dispersiva de Raios X (EDS), concluiu-se que de fato os materiais utilizados na fabricação do Inserto do postigo central de blocos de motor de combustão interna não estavam na especificação do projeto da empresa. A amostra 1 tratava-se de aço para fabricação de mola, possivelmente o AISI 6150 e não do aço ferramenta H11 Premium especificado em projeto. No caso da amostra 2 sem refrigeração, os teores de elementos químicos encontrados estavam bem próximos da especificação de normas para aços da série AISI H13. Foi também identificado que o material utilizado para fabricação do ferramental central de fato era o aço AISI H11, em virtude de sua maior tenacidade e trabalhabilidade. Acredita-se que na fabricação do Inserto do postigo não foi avaliado o tipo de solicitação mecânica que o material sugerido para a fabricação da peça sofreria, fazendo com que a especificação do material fosse a de um aço com a tenacidade menor, nas condições de contorno de uso. Como sugestão seria recomendado alterar as especificações de projeto (Figura 1), no caso, por material com maior tenacidade do que AISI H11 Premium. Foram encontrados, por meio de análise de esforços, valores de tensão de escoamento superiores aos do material original do postigo que era o AISI H13, dessa forma acredita-se que o AISI H11 com a dureza de (49 ± 1) HRC seria um paliativo para o inserto, e no caso do postigo central, se for adotado a construção separada dessas peças, talvez o AISI H13 com dureza entre 46 a 48 HRC seria provavelmente a opção mais adequada do que o AISI 6150.

No levantamento dos protocolos de fabricação não foram encontradas as validações dos materiais utilizados, ou seja, não se sabe se os aços foram analisados quimicamente para garantir a composição do aço especificado para a construção. Dessa forma não se sabe também se a usinagem dessas peças seguiu as direções corretas de laminação da aciaria, o que poderia resultar na maior resistência da peça sob esforços cíclicos.

Dos ensaios metalográficos não foi observada a existência de agulhas de nitretos oriundos de tratamentos superficiais, como nitretação, ou PVD, ou até mesmo alguma descarbonetação da superfície em virtude da quantidade de microtrincas

provenientes da fadiga térmica, em função dos ciclos de injeção aos quais as peças foram submetidas. No perfil de dureza Vickers (HV) foi observado que a amostra 2, apresentando fratura dúctil, estava com a dureza superior ao especificado pela Engenharia, já a amostra 1 estava muito abaixo da especificação.

Ainda da análise metalográfica observou-se que a amostra 1, com refrigeração interna, apresentou modo de fratura frágil transgranular no entorno do furo de refrigeração, apresentando granulação (tamanho de grão) muito baixa entre 6 e 8. Já a amostra 2, sem refrigeração, apresentou granulação entre 9 e 10.5 com modo de fratura dúctil Intergranular predominante. De acordo com o resultado, foi possível ver as formas, aparentemente, martensítica de ambas as amostras e comprovar que a granulação está de acordo com os valores supracitados. Em ambas as amostras não foram encontrados vestígios de tratamentos superficiais, mas foi possível visualizar que na região mais próxima à superfície existiam mais carbonetos que no núcleo das amostras analisadas.

Da análise visual do componente foi evidenciada a presença de várias trincas dispersas por toda a peça, incluindo microtrincas superficiais características possivelmente de fadiga térmica, mas que não foi evidenciada nenhuma relação com a fratura das amostras. A amostra 1 em virtude do modo de fratura frágil muito próximo ao duto de refrigeração de 7 mm, no primeiro momento, aparenta ser uma fratura de dentro para fora, proveniente de choques térmicos; na amostra 2 à primeira vista, parece que a peça sofreu esforços cíclicos paralelo à fratura e no final uma força perpendicular à fratura, pelo modo de a fratura dúctil transgranular encontrado não apresentar nenhuma relação com as trincas térmicas encontradas na superfície da amostra 2. Em relação ao processo produtivo, no que diz respeito à topografia da peça na amostra 2, estava de acordo com a geometria, a etapa do tratamento térmico, têmpera e revenimento também estava de acordo com o procedimento, mas fazendo parte do processo produtivo as amostras analisadas não passaram pelo processo de nitretação gasosa e foi observado também que o tempo da nitretação gasosa aplicado a outros Insertos provavelmente não estava de acordo com o especificado no desenho oficial do componente.

Quanto aos mecanismos de falha encontrados neste estudo existem algumas possibilidades:

- A escolha do material ideal para a construção de acordo com as solicitações requeridas pelo processo;
- A validação do material selecionado para construção dos insertos por meio da análise do material e a confirmação dos constituintes;
- O processo de tratamento térmico

O esforço sofrido pelo Inserto durante a injeção, conforme indicado na Figura 73, em até 65% da injeção do Alumínio dentro do ferramental. O postigo central da matriz fixa não está completamente ancorado pelo material injetado na parte posterior, provocando, dessa forma, força resultante na região da extremidade do Inserto.

De acordo com dados do fabricante, apêndice A, Figura 71, após a têmpera com a dureza em torno de 45 HRc o *Lr* limite de resistência máxima seria de 1636 MPa e o *Le* a 0,2% de 1320 MPa. De acordo com os ensaios de tração realizados, o máximo de tensão que poderia ser aplicada no inserto seria de 25 kgf/cm² o que deixaria o Inserto trabalhando muito próximo do limite de escoamento a frio, fazendo com que o ferramental trabalhe naquele ponto, no limite entre as regiões elástica e plástica. Essa particularidade poderia explicar o comportamento no ponto 260 do mapa de medições do bloco do motor de combustão.

Os prováveis motivos pelos quais a amostra 1 com refrigeração interna obteve a durabilidade de somente 3.300 ciclos, não alcançando a durabilidade esperada de 10.000 ciclos mínimos:

- O material no qual a peça foi construída não havia a composição especificada;
- Não havia a dureza necessária, o tratamento especificado, têmpera, revenimento e nitretação;
- A estrutura martensítica não estava com a granulação adequada;
- Com a refrigeração interna livre sem pressão e vazão controladas deixou fragilizada a estrutura do material.

No que diz respeito à amostra 2 sem refrigeração, a estrutura interna estava muito mais preservada que a amostra 1, provavelmente por não haver refrigeração interna controlada e, conseqüentemente, não havia sofrido choques térmicos a cada injeção

de Alumínio, manteve a área afetada com muito mais resistência que a amostra 1. O revenimento provavelmente não tenha sido realizado conforme a especificação, com 620°C, uma vez que o seu núcleo estava com valores acima de 4.800 HV. De acordo com a literatura do aço utilizado, para esses valores de dureza, os revenimentos deveriam ser com temperaturas mais baixas entre 550 e 600°C. Com a dureza mais alta o aço H11 mantém a resistência ao revenido considerável. Prováveis motivos pelo qual o Inserto de 17.000 ciclos veio a falhar:

- Esforço cíclico sofrido durante os 17.000 ciclos;
- Aumento da pressão na extremidade da região engastada ponto 260;
- O limite de escoamento do aço nas especificações solicitadas provavelmente está abaixo do limite do Inserto.

Nos ensaios de tração com 2 corpos de prova temperados e revenidos a 570° e 600°C e dureza de 52 e 49 HRC, respectivamente, viu-se que com a dureza de (49±1) HRC seria o limite máximo para essa peça, pela razão que o limite de escoamento é muito maior nessa dureza que do na de 52 HRC.

6. CONCLUSÕES

- As amostras, estavam de acordo com a geometria, mas a topografia não é suficiente para suportar o esforço solicitado;
- A amostra 1 tratava-se de aço para fabricação de mola, possivelmente o AISI 6150 e não do aço ferramenta H11 Premium; Amostra 2 os teores de elementos químicos estavam bem próximos do aços AISI H13;
- No levantamento dos protocolos de fabricação não foram encontradas as validações dos materiais utilizados e os ensaios metalográficos não foi observado agulhas de nitretos de tratamentos superficiais, como nitretação;
- a amostra 1, com refrigeração interna, apresentou modo de fratura frágil transgranular no entorno do furo de refrigeração e a amostra 2 apresentou fratura dúctil transgranular em alguns pontos.

- As falhas em ambas as amostras foram devido ao esforço solicitado, e em especial a amostra 1, também o material utilizado não estava de acordo com a especificação.

7. SUGESTÕES E TRABALHOS FUTUROS

No início do projeto o material utilizado para o Inserto do postição central era o H13, como se vê na Figura 78. Durante o estudo, no contato mais próximo com o setor de engenharia de manutenção de ferramentais foi possível sugerir algumas modificações como:

- Aumentar a velocidade do metal no ponto crítico, para que não ocorra aumento da pressão no ponto crítico durante a injeção. Talvez possa se conseguir aumentando a espessura do material de retirada do rebarbador, ou seja, deixando o metal passar com maior fluidez no ponto 260;
- Mudança do material indicado pela engenharia no projeto inicial;
- Mudança do tratamento especificado pela engenharia com uma menor camada de nitretação;
- Mudança da dureza especificada pela engenharia de 44 a 46 HRC para 49 ± 1 HRC;
- Mudança do tratamento superficial para Nitretação a Vácuo com PVD TiAlN/Si₃N₄.

8. BIBLIOGRAFIA

ARIETA FILHO, F. G. **Aços, Composições e Propriedades**. Tribo Systems. São Paulo, p. 69. 2014.

ARIETA FILHO, F. G. **Selecionando Aços de Alta Performance para as cavidades NMK Brasil**. Tribo System. Betim, p. 28. 2014.

DIETER, G.E. "**Metalurgia Mecânica**", Guanabara Dois, 2ª edição, 1989.

ESTGV. **Escola Superior de Tecnologia e Gestão de Viseu**, 2006. Disponível em: <<http://www.estgv.ipv.pt/PaginasPessoais/fmartins/Aluno/Hidrostatica/Princ%C3%ADpio%20de%20Bernoulli.htm>>. Acesso em: 03 MARÇO 2015.

FAGUNDES, A. L. D. S. et al. **ANÁLISE DE FALHA TRINCAS TÉRMICAS**. [S.l.], p. 4. 2013.

FAGUNDES A. L. S. *et al.* **Análise de falha trincas de ferramental**. Villares. São Paulo, p. 1-4. 2009.

GLORIA, F. www.ebah.com.br. **ebah**, Junho de 2009. Disponível em: <<http://www.ebah.com.br/content/ABAAABOpQAF/caracterizacao-microestrutural-identificacao-das-causas-trincas-aco-astm-a217-wc9-lingoteiras-utilizadas-na-fundicao-zinco>>. Acesso em: 21 agosto 2013.

GONÇALVES, C. S. **Efeito do processo de nitretação sob plasma no comportamento em fadiga térmica dos aços ferramenta para moldes para injeção de alumínio sob pressão**, São Paulo, agosto 2012.

HADDAD, P.; GONÇALVES, C. S. O uso de aços especiais em matrizes de fundição. **Siderurgia Brasil**, São Paulo, n. 67, p. 46 - 49, Outubro 2010.

HIRSCH, T. K. *et al.* Residual Stress-Affected Diffusion during Plasma Nitriding of Tool Steels. **Metallurgical and Materials Transactions**, v.35 A, p.3523-3530. Nov. 2004.

INES, C., 2011, "Falha prematura de um molde de injeção de alumínio", 26 nov 2013, <<http://engenhariadesuperficies.com.br/noticias.asp?idNoticia=299>>.

JUNIOR, M. L. A. *et al.* ANÁLISE DE FALHAS EM MOLDE DE INJEÇÃO DE ALUMÍNIO SOB PRESSÃO. **VIII Congresso nacional de engenharia mecânica**, Uberlândia, 11 à 15 Agosto 2014. 9.

L.C.F. Canale; R.A. Mesquita; G.E. Totten., 2008 "Failure Analysis in Tool Steels", Materials Park, Ohio, ASM International, Library of Congress Control Number, 2008925435, p. 311-349

LIVRAMENTO, D. S. D. **Relatório de Análise de Materiais - TKS 059 / 11**. METALAB. Joinville , p. 16. 2011. (TKS 059/11).

MALM, S., NORSTRÖM, A. **Material-Related Model for Thermal Fatigue Applied to Tool Steels in Hot-Work Applications**. Metal Science, September 1979, pag. 544-550.

MESQUITA, R.A; BARBOSA, C.A. "Desenvolvimento de um novo aço ferramenta com superior resistência a quente", Caderno Tecnológico em Metalurgia e Materiais, São Paulo, pp. 63-68, julho de 2005.

METALS HANDBOOK - Metallography, Structures and Phase Diagrams, Ed. ASM International, 9ª Ed., Vol. 9, p. 303 e 360, 1990.

MSPC. MSPC - Informações Técnicas. **Ferros & aços I-80**: Tratamentos térmicos. Disponível em: <<http://www.mspc.eng.br/ciemat/aco180.shtml>>. Acesso em: 12 dez. 2014.

NADCA, 207-2008 "Die Steel & Heat Treatment Acceptance Criteria for Die Casting Dies", Special Quality Wheeling, IL. pp 33p.

NMK, 2013 "Análise postigo central matriz fixa bloco sigma", relatório, Betim, pp 19-25.

PERSSON, A., *et al.*, "**Thermal fatigue cracking of surface engineered hot work tool steels**". Surface and Coating Technology, v. 191, p.216-227, 2005.

PYE, D. "**Practical nitriding and Ferritic Nitrocarburizing**". ASM International Materials Park, Ohio, 2003.

REED-HILL, R.E.; ABBASCHIAN, R. **Physical Metallurgy Principles**. 3.ed. PWS Publishing Company, 1982, p. 360-400

JUNIOR, M. L. A. **RELATÓRIO DE ANÁLISE Inseto do postigo central bloco SIGMA 10/11**. CENTRO TECNOLÓGICO METALAB. Joinville, p. 10. 2015. (0080 – 01 / 15 JLLE).

SARTORI, C. H.; ANDRADE, C. M. D. PROCESSO OXY – UM NOVO TRATAMENTO SUPERFICIAL PARA FERRAMENTAS DE FUNDIÇÃO SOB PRESSÃO DE ALUMÍNIO. **59º Congresso Anual da ABM Internacional**, São Paulo, 19 a 22 Julho 2004.

SCHMOLZ+BICKENBACH. **THERMODUR E38K Aço de Alta Tenacidade para Trabalho à Quente**. SCHMOLZ+BICKENBACH. São Paulo, p. 01. 2008.

SEVILLA, U. D. Tubo Venturi. **Laplace Departamento de fisica aplicada 3**, 2010. Disponível em: <http://laplace.us.es/wiki/index.php/Archivo:Tubo_venturi.png>. Acesso em: 16 março 2015.

SARTORI, C.H., ANDRADE, C.M., "Processo OXY. "Um novo tratamento superficial para ferramentas de fundição sob pressão de alumínio" 59. ed. **Congresso Anual ABM**. São Paulo: 2004.

SOARES, RONALDO. **Apresentação projeto piloto**. NMK Alumínio do Brasil. Betim, p. 11 à 13. 2014. (02/2014).

SOLIDWORKS. SolidWorks help. **SolidWorks**, 2013. Disponível em: <http://help.solidworks.com/2012/Portuguese-brazilian/SolidWorks/cworks/prot_vonm.htm?id=3abc3d3ea83d4d8fb9cc776007bd04da>. Acesso em: 01 abr. 2014.

SUZUKI, L. Y. **Propriedades superficiais do aço aisi h13 após tratamento duplex (nitretação TiAlN) para moldes de injeção de alumínio**. Paraná: PONTIFÍCIA UNIVERSIDADE CATÓLICA DO PARANÁ. 2007. p. 125.

UDDEHOLM TOOLING AB. **Steel Material For Hot Work Tools**. 1994.

UDDEHOLM TOOLING AB. Die **Steel Improved Productive in Die Casting**, Suécia, 2003.

UDDEHOLM TOOLING AB. **Aços Para Trabalho a Quente**, 2004.

UDOMPHOL, D. T. **Laboratory. Mechanical Metallurgy Laboratory**, v. Fractography, n. Laboratory 9, p. 22. ISSN 431303.

YOUNG, W “Why die casting die fail” **Transactions of the tenth international die casting congress**”, Society and Die Cast Engineers; 1979.

YOUNG, W. “**Die casting die failure and its prevention**”, Precision metal, march 1979.

WULPI, DONALD J., Understanding How Components Fail, ASM, 2nd edition, International, Jan 1, 1999 - Technology & Engineering - 293 pages, Chapter 7, pág. 63-83.

WITTE, H. **Maquinas Ferramenta**. 8. ed. São Paulo: HEMUS, v. 1, 1998.

9. APÊNDICE

A. AÇOS PARA TRABALHO A QUENTE E AS CARACTERÍSTICAS DE CADA ELEMENTO QUÍMICO NA SUA COMPOSIÇÃO.

Partindo-se da premissa que um aço da família AISI H11, ou AISI H13 ou DIN 2367 os quais:

Todos Refundidos via ESR ou VAR, ou seja, com nível muito baixo de S, P, inclusões sofreram o mesmo nível de processamento na Aciaria (desgaseificação e tratamento das inclusões) e Forjamento a Quente (razão de forjamento, 3 direções de forjamento, recozimento de difusão, etc.) gerando um mesmo nível de limpeza e homogeneidade microestrutural;

E que os blocos tenham sido retirados na mesma direção da barra original a qual que não seja mais > 50 mm mais espessa do bloco da cavidade;

Então, para uma mesma faixa de carbono (NADCA: C= 0.37-0,42%). Dureza e, adequado.

Tratamento Térmico, a modificação no teor, principalmente, dos elementos químicos:

Molibdênio (Mo)

Cromo (Cr)

Vanádio (V)

Silício (Si) e outros elementos.

Poderá afetar de forma significativa as propriedades físicas, metalúrgicas e mecânicas dos aços de cada família:

Mo: Melhora de forma significativa a temperabilidade, resistência mecânica a quente e condutibilidade térmica, forma carbonetos que dão estabilidade microestrutural e assim retarda o amolecimento da martensita à temperatura elevada, reduz a susceptibilidade de fragilidade ao revenido.

Cr: Forma carbonetos que também retardam o amolecimento da martensita, mas não de forma tão efetiva como o Mo assim como na temperabilidade.

V: É um formador mais forte de carbonetos (VC) do que o Mo ou o Cr. Os VC são muito estáveis e os que tem (*sic*) mais alta dureza auxiliando assim na resistência ao desgaste. Porém, necessitam de temperaturas de austenitização mais elevadas e se boa parte não for dissolvida diminuirá a tenacidade microestrutura do aço.

Si: diminuição no teor de Si é benéfico promove o retardamento da precipitação de carbonetos proeutóides (Mo, V e Cr) durante o revenimento e conseqüentemente seu coalescimento e fragilidade. Com isso aumenta a resistência ao revenido e tenacidade

O: formando óxidos, fragiliza. Objetivo < 8 ppm (0.0008% máx.). VAR melhor opção

S: Formando MnS alongado abaixando tenacidade e propriedades transversais. Objetivo < 0.003 máx. (Conf. NADCA) ou menos. ESR é a melhor opção.

P: Segrega os contornos de grão e abaixa tenacidade. Objetivo < 0.015 máx. (Conf. NADCA), ou mesmo < 0.008 máx. (ARIETA FILHO, 2014)

B. EXEMPLOS DE NORMAS E ESCOPOS

– ESCOPO NORMA ASTM E 1829: 02

Esse guia abrange a manipulação da amostra e análise de preparação prévia e se aplica às seguintes disciplinas de análise de superfície:

1.1.1. Auger espectroscopia de elétrons (AES);

1.1.2. Raios X de espectroscopia de fotoelétrons (XPS ou ESCA);

1.1.3. Secundária espectrometria de massa de íons (SIMS);

1.1.4. Embora escrito principalmente para AES, XPS e SIMS, esses métodos podem também se aplicar a muitos métodos de análise sensível de superfície, tais como espectrometria de íon dispersão, difração de elétrons de baixa energia, e espectroscopia de perda de energia de elétrons, na qual a manipulação de amostra pode influenciar medições sensíveis à superfície.

1.2. Essa Norma não pretende tratar de todas as questões de segurança, se houver associadas à sua utilização. É de responsabilidade do usuário desse padrão estabelecer práticas de segurança e de saúde adequadas e determinar a aplicabilidade de limitações regulamentares antes de usar GLORIA, F, 2013

– ESCOPO NORMA ASTM E1508 – 03:

1.1 Esse guia destina-se a ajudar as pessoas por meio de espectroscopia de energia dispersiva (EDS) para análise quantitativa de materiais com o microscópio eletrônico de varredura (SEM) ou microanalisador sonda eletrônica (EPMA). Ele não se destina a substituir o curso formal de instrução, mas sim fornecer o guia para as capacidades e limitações da técnica e à sua utilização. Para o tratamento mais detalhado do assunto, ver (GOLDSTEIN, *et al.*, 1942). Esse guia não cobre EDS como microscópio eletrônico de transmissão (TEM).

1.2 Essa Norma não pretende tratar de todas as questões de segurança, se houver, associada à sua utilização. É de responsabilidade do usuário desse padrão estabelecer práticas de segurança e de saúde adequadas e determinar a aplicabilidade de limitações regulamentares antes de usar.

– DOCUMENTOS DE REFERÊNCIA PADRÕES ASTM GUIA

E3 Preparação de amostras metalográficas

E7 Terminologia relativa à *Metallography*

E673 Terminologia relativa ao pavimento da análise

E691 Prática para a realização de estudo interlaboratorial para determinar a precisão do método de ensaio. (ROBERTS, G.; KRAUSS, G.; KENNEDY, 1998)

– Padronizar o recebimento dos materiais, aços, novos e pós-tratamento térmico utilizando a MEV/WDS, ou espectrometria óptica, ou fluorescência. Ensaio de tração simples para garantir a especificação do fabricante quanto à estrutura e limites de escoamento e resistência máxima.


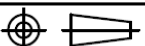
– Mudar de H13 para H11 Premium ou até mesmo aços com densidades acima de 15 g/cm³ à base de W Tungstênio, em virtude da maior tenacidade às temperaturas de 500 e 600°C;

– Tratar termicamente os materiais de forma diferente de acordo com as solicitações requeridas no ferramental.

- Fazer testes com aço que tenha teores maiores de Nióbio, ex: AISI H13 modificado HP1 Kind&Co. Esse material possui Nióbio em quantidade não informada pelo fabricante, mas pode ser analisada quimicamente. Os componentes do AISI H11 ou H13 juntamente com Nióbio possui uma resistência a fluência muito acima dos materiais conhecidos no mercado.
- Mudar a dureza de 44-46 HRc para 49 HRc + ou -1, visando diminuir as microtrincas inerentes ao processo e aumentar o limite de escoamento *Le*;
- Mudar o tratamento de beneficiamento + Nitretação para Revenimento + Nitretação a Plasma revestimento PVD de TiAlN/Si₃N₄, visando à redução ou a eliminação da camada branca proveniente de nitretação gasosa por amônia desassociada e visando, também, à melhor tribologia do ferramental quanto ao desmolde no momento da retirada da peça e desgastes por fadiga térmica;
- Se for imprescindível a refrigeração utilizar refrigeração controlada, ou seja, que possuam vazões e pressões fixas com o diâmetro menor que o especificado hoje de 7 mm, essa mudança reduziria a troca de calor, mas diminuiria o choque térmico e o delta da temperatura, mas melhor seria se o robô de lubrificação, após a retirada da peça injetada, focasse na região do postiço central por 0,5 segundos.
- Efetuar um estudo efetivo de dilatação térmica do inserto e do postiço visando verificar qual a medida que essa peça chega próximo do macho lateral quando aquecido a 600°C.

A Figura 85 mostra a especificação do material para confecção do Inserto.

Figura 85 - Especificação do material e do tipo de tratamento térmico

 ENGENHARIA DE PROJETOS	ITEM:	TOLERANCIAS GERAIS DEFINIDAS PELA NORMA: NBR 6371 - MEDIO		DES.: WILLIAM
	- - -		ESCALA: 1:1	FORMATO: A3
ESTE DOCUMENTO É DE PROPRIEDADE DA NEMAK, E NÃO PODE SER REPRODUZIDO OU CEDIDO A TERCEIROS SEM AUTORIZAÇÃO	QUANTIDADE:	MATERIAL: H13	DUREZA: 44-46HRC	APROV.: NORIVAL
CLIENTE:	- -	TRATAMENTO: BENEF. + NITRET. (0,02-0,05mm)	DATA: 05/03/2014	
PEÇA: BLOCO DO MOTOR		DESENHO: RF7S7G-6015-CA	DESENHO N : PRJ000089	
TITULO: MOLDE DE INJEÇÃO 1 FIG. POSTIÇÃO DO INSERTO CENTRAL			FOLHA : 1/1	
			NOME DO ARQUIVO: ELE016376 005	

Fonte: NMK, 2014

De acordo com a especificação da engenharia o material deveria ser o H13 Premium refundido, beneficiado e com nitretação de 0,02 a 0,05 mm

A Figura 86 mostra a comparação do fabricante de aço SCHMOLZ+BICKENBACH do aço AISI H13 em relação ao AISI 2367 modificado Anviloy.

Rabo de Andorinha

Como você pôde perceber, a guia é um elemento de máquina que mantém, com certo rigor, a trajetória de determinadas peças. No caso de se desejar movimento retilíneo, geralmente são usadas guias constituídas de peças cilíndricas ou prismáticas. Essas peças deslizam dentro de outra peça com forma geométrica semelhante, conforme ilustrações.

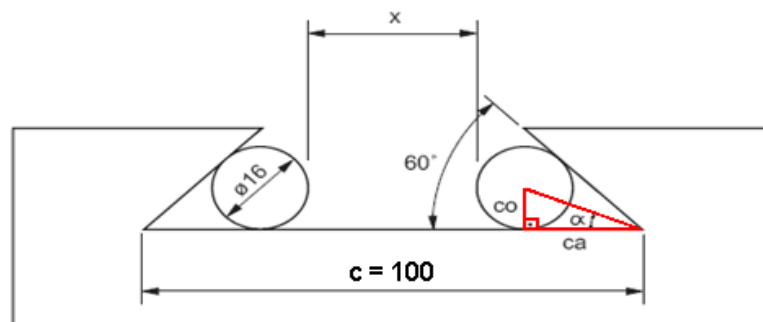


Figura 86 - Propriedades mecânicas comparando entre os aços (Anviloy 1150 x H13).

ANVILOY 1150
Liga especial à base de tungstênio

SCHMOLZ + BICKENBACH
Providing special steel solutions



■ **Composição Química:**

Ni%	Mo%	Fe%	W%
4,0	4,0	2,0	Bal.

■ **Características Principais e Aplicações:**

Liga a base de tungstênio (W) produzida por metalurgia do pó. Tem elevada resistência à fadiga térmica, minimiza drasticamente a possibilidade de aderência de Al e tem baixa taxa de erosão quando comparado com os aços convencionais da série H. Pode ser usado em insertos e pinos sem necessidade de tratamento térmico e é facilmente usinado.

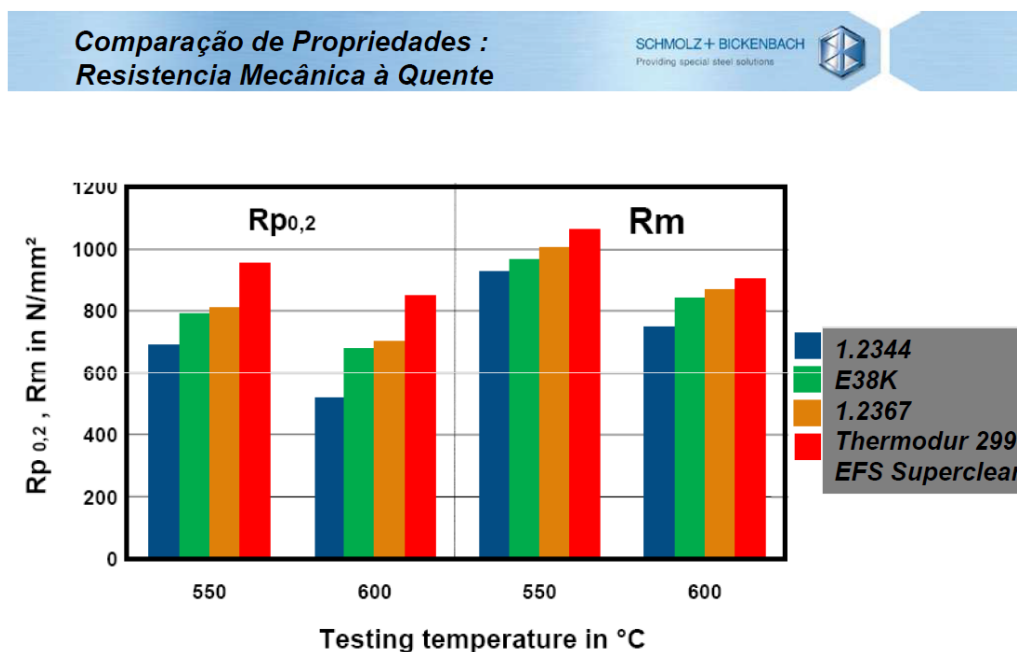
■ **Comparação Anviloy 1150 x H13**

<u>Propriedades Mecânicas</u>	Anviloy 1150	H-13
Limite de Resistência (MPa)	965	1610
Limite de Escoamento (MPa)	862	1320
Alongamento (%)	3	13
Dureza (HRc)	34	45
Módulo de Elasticidade (GPa)	338	210
Limite de Resistência à 537 °C (MPa)	779	979
Limite de Resistência à 648 °C (MPa)	724	586
Limite de Resistência à 815 °C (MPa)	517	141
<u>Coefficiente de Expansão Térmica</u>		
De 20 a 400 °C (ppm/ °C)	4,54	12,2
De 20 a 788 °C (ppm/ °C)	5,26	13,5
<u>Condutividade Térmica (W/m.K)</u>	128	34,3
<u>Densidade (g/cm³)</u>	17,25	7,76

Fonte: SCHMOLZ+BICKENBACH, 2013.

A Figura 87 mostra as comparações entre os diversos aços para trabalho a quente em temperaturas de 550 e 600° C.

Figura 87 - Dados do fabricante Le e Lr.



Fonte: SCHMOLZ+BICKENBACH, 2013.

Apesar das diferenças consideráveis entre os aços ferramentas é necessário que se comprove essas propriedades.

C. MEMÓRIA DE CÁLCULO

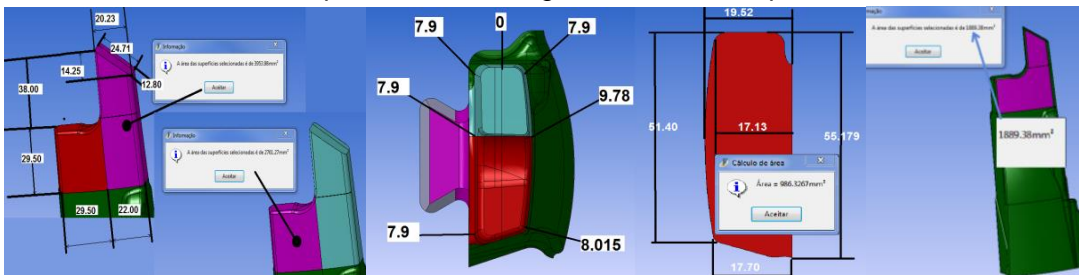
O cálculo realizado levou em consideração a pressão do sistema de 1000 kgf/cm² e a área aproximada de aplicação da pressão citada. De 1889,38 mm².

Figura - 88 Memória de cálculo com a pressão exercida na área de 18.889,30 mm²

Memoria de cálculo Inserto do Postiço central do ferramental de bloco de motor de combustão:

1º Caso considerando a pressão de 1000kgf/cm² na área frontal 1889,30 mm²

2º Caso conside a pressão de 1000kgf/cm² na área da ponta 442,38 mm²



O cálculo considerou a pressão de injeção do alumínio de 1000kgf/cm². Os dados de engenharia obtidos através do ensaio de tração com Le médio de 1401,08 MPA e Lr médio de 1708,54 MPa como referencias / A média do Centro de gravidade em relação às áreas = 25,94 mm Área de frontal total = 1889,38mm²

$$y = \frac{(A1 \times c1) + (A2 \times c2)}{A1 + A2} = \frac{((870,25 \times 14,75) + ((1485 \times 33,75)))}{(870,25 + 1485)} = \frac{62954,9375}{2355,25} = 26,73 \text{ mm}$$

$$y = 0,02673 \text{ m}$$

$$M = 1889,38 \text{ mm}^2 / 100 = 18,8938 \text{ cm}^2 \quad 1000 \text{ kgf/cm}^2 \times 18,8938 \text{ cm}^2 = 18.893,80 = 185.348,18 \text{ N}$$

$$Mf = M \times L = 18.893,80 \times 9,81 = 18.893,8 \times 9,81 \times 0,02594 = 4.954,29 \text{ Nm}$$

$$Iy = \frac{b \times h^3}{12} = \frac{0,0515 \times 0,1592^3}{12} = \frac{(51,5 \times 10^{-3}) \times ((15,928 \times 10^{-3})^3)}{12} = 0,000000169 = 0,000000197 \text{ m}^3$$

$$Ix = \frac{b \times h^3}{12} = \frac{0,01592 \times 0,0515^3}{12} = \frac{(51,5 \times 10^{-3}) \times ((15,92 \times 10^{-3})^3)}{12} = 0,0000001798$$

$$\sigma = \frac{M \times y}{I} = \frac{4954,29}{0,0000001968} \frac{\text{Nm}}{\text{m}^3} = 25177760032,70 = 25.177,76 \text{ MPa}$$

Fonte: AUTOR, 2015

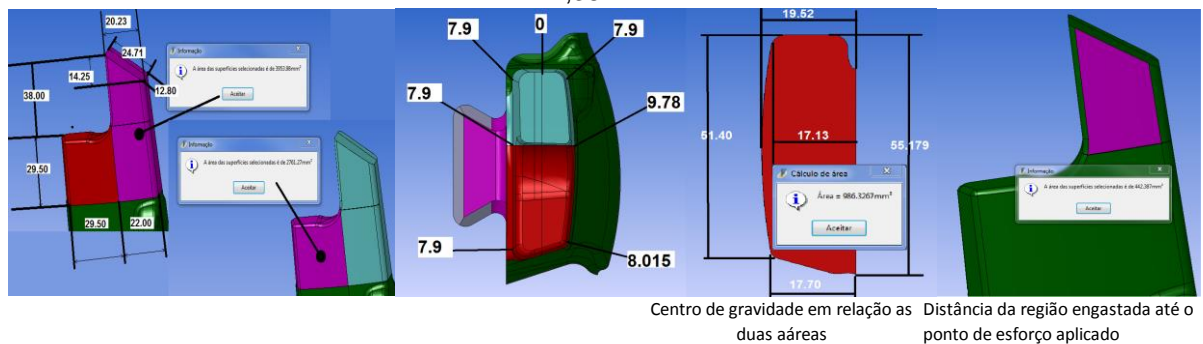
Quando o cálculo considerou a área total o centro de gravidade da peça foi utilizado como ponto de aplicação da pressão.

No segundo caso foi considerada a mesma pressão do sistema, 1000 kgf/cm², mas aplicada somente na extremidade da peça na área de 442,387 mm². Em todas as duas situações o inserto demonstrou não suportar esse esforço, caso a pressão no momento da injeção seja a do sistema, a peça iria fraturar catastróficamente no curto espaço de tempo, ou até mesmo nas primeiras peças injetadas.

Figura 89- Memória de calculo com a pressão exercida na área de 442,387 mm²

2º Caso conside a pressão de 1000kgf/cm² na área da ponta 442,38 mm²

O cálculo considerou a pressão de injeção do alumínio de 1000kgf/cm². Os dados de engenharia obtidos através do ensaio de tração com Le médio de 1401,08 MPa e Lr médio de 1708,54 MPa como referencias/ A média do Centro de gravidade em relação às áreas = 25,94 mm Área de frontal total = 442,387 mm²



$$y = \frac{(AI^2 + cI^2)}{AI + cI} = \frac{((870,25*14,75)+((1485*33,75))}{(870,25+1485)} = \frac{62954,9375}{2355,25} = 26,72962$$

$$y = 67,5 \text{ mm}$$

$$= 0,06750 \text{ m}$$

$$M = 442,387\text{mm}^2/100 = 4,42387 \text{ cm}^2 \quad 1000 \text{ kgf/cm}^2 \times 4,42387\text{cm}^2 = M = 4.423,87 \text{ kgf} = 43.398,16 \text{ N}$$

$$Mf = M \times L = 4.423,87 \times 9,81 = 43.594,36 \times 0,02911 = 2.929,38 \text{ Nm}$$

$$I_{xy} = \frac{bxh^2}{6} = \frac{0,0515*0,1592^3}{12} - \frac{((15,92*10^{-3})*((51,5*10^{-3})^3))/12}{0,01592*0,0515^3} = \frac{0,000000017}{0,000000181} = 0,0000001985 \text{ m}^3$$

$$\sigma = \frac{M_{xy}}{I} = \frac{2929,38}{0,0000001985} = \frac{2929,38 \text{ Nm}}{m^3} = 14755565381,00 = 14.755,57 \text{ MPa}$$

Fonte: AUTOR, 2015

De acordo com esses cálculos a máxima pressão de injeção que o inserto suportaria, sem deformar plasticamente, seria de 25 MPa. Se essa pressão fosse aplicada somente na área de 442,387 mm² na extremidade do Inserto.

D. FOTOGRAMETRIA

Todo esse processo é realizado por intermédio do sistema de fotogrametria. Segundo ASP (1966), fotogrametria, é a arte, ciência e tecnologia de obter informações de confiança sobre objetos e do meio ambiente com o uso de processos de registro, medições e interpretações das imagens fotográficas e padrões de energia eletromagnética registrados. A fotogrametria pode ser usada nos estudos e nas explorações do espaço. Vestígios de furacões e outros distúrbios da natureza que se movem pela Terra podem ser observados e estudados RAY (1963) afirma que a qualidade da imagem fotográfica pode ser controlada pela sensibilidade do filme usado. Quer dizer, depende da sensibilidade da emulsão quando ela for feita de modo que todo ou somente partes selecionadas do espectro visível sejam registrada. Mas dessa forma também, é possível estabelecer uma relação do comprimento de onda de luz refletida de um objeto e registra-la.

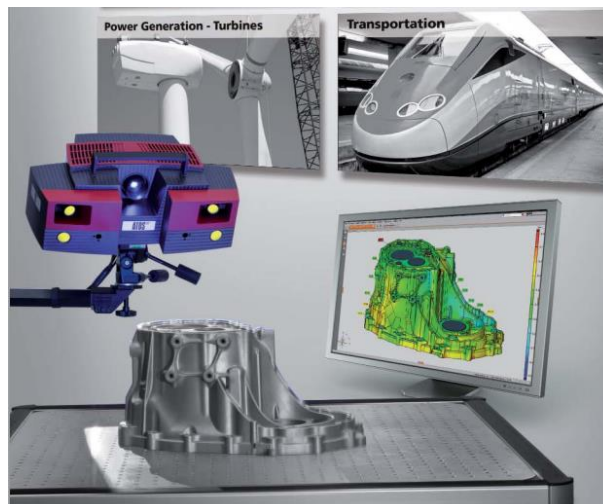
i. FOTOGRAMETRIA MÉTRICA

A fotogrametria, métrica consiste na feitura de medições de fotos e outras fontes de informação para determinar, de um modo geral, o posicionamento relativo de pontos. É possível determinar, em razão de técnicas e processos correntes da fotogrametria métrica: distâncias, ângulos, áreas, volumes, elevações e, tamanhos e formas de objetos; cartas planimétricas e altimétricas, mosaicos, ortofotos e demais subprodutos das fotografias tomadas

ii. DIGITALIZAÇÃO 3D PARA INSPEÇÃO 3D

O fluxo de trabalho de inspeção todo é apresentado no módulo de inspeção 3D, incluindo estratégias de alinhamento, a comparação com CAD, forma e posição tolerâncias, seções de inspeção, relatórios de medição e exportações.

Figura - 90 Mostra o Scanner de fotogrametria da marca ATOS modelo GOM



Fonte: ATOS, 2013

E. DILATAÇÃO LINEAR

Na dilatação linear (uma dimensão), considera-se uma das dimensões do sólido, o comprimento. Uma barra aumenta linearmente. As barras dos trilhos ferroviários são feitas com um espaçamento para a dilatação não envergarem com ganho de calor, ou retraírem com a queda da temperatura. Vale lembrar também que a dilatação não é um fenômeno visível, variando de acordo com o material e a temperatura. A dilatação linear é apenas teórica, e, para que algo exista, ele deve ser tridimensional, numa dilatação a matéria irá dilatar em três dimensões, mas como não é possível calcular essa dilatação, adota-se somente o cálculo da dilatação linear. O coeficiente de dilatação linear (α) é constante em apenas alguns intervalos de temperaturas, por isso seus valores tabelados são obtidos por médias de temperaturas.

$\Delta L = L_0 \cdot \alpha \cdot \Delta T$ Onde:

ΔL : variação do comprimento do corpo que sofreu a dilatação linear.

L_0 : comprimento inicial da superfície do corpo

$L_0 = 202 \text{ mm}$

α : coeficiente de dilatação linear do material que constitui o corpo

$$\alpha = 0,0000125$$

ΔT : variação de temperatura sofrida pelo corpo de 40 à 580

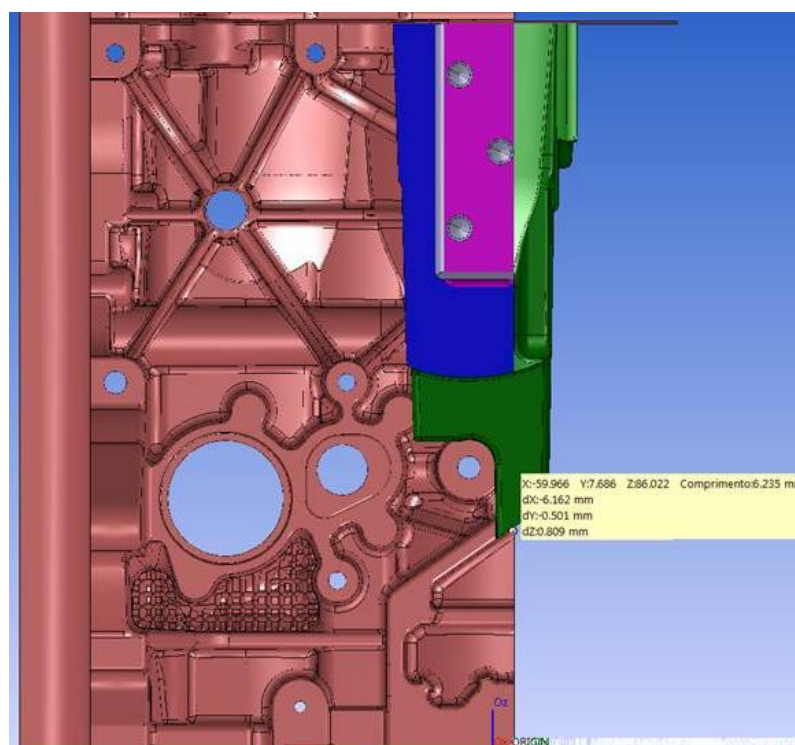
$$\Delta T = 540$$

$$\Delta L = 202 \times 0,0000125 \times (580 - 40)$$

$$\Delta L = 1,35 \text{ mm}$$

A Figura 91 mostra a distância do Inserto em relação ao postigo tem o valor de 0,0809 mm de distância. Caso a peça venha a dilatar considerando o comprimento total do Inserto 202 mm e o delta de temperatura, essa distância pode reduzir fazendo que haja uma interferência, no local. Essa pode ser uma das razões na qual a pressão de injeção aumente na região da extremidade do inserto. O outro lado do postigo possui uma distância de 1,13 mm. Essa situação requer um estudo mais aprofundado.

Figura 91 - Distancia do inserto com relação ao macho lateral.



Fonte: Autor, 2015