

EDUARDO PIRES BONHIN

**Estudo da usinabilidade da superliga a base de ferro-níquel VAT-32 com ferramenta
cerâmica**

Guaratinguetá, SP

2015

EDUARDO PIRES BONHIN

Estudo da usinabilidade da superliga a base de ferro-níquel VAT-32 com ferramenta cerâmica

Trabalho de Graduação apresentado ao Conselho de Curso de Graduação em Engenharia de Materiais da Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, como parte dos requisitos para obtenção do diploma de Graduação em Engenharia de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Marcos Valério Ribeiro

Guaratinguetá, SP

2015

B69
7e

Bonhin, Eduardo Pires

Estudo da usinabilidade da superliga a base de ferro-níquel VAT 32
com ferramenta cerâmica / Eduardo Pires Bonhin – Guaratinguetá, 2016.
80 f. : il.

Bibliografia: f. 75

Trabalho de Graduação em Engenharia de Materiais – Universidade
Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2016.

Orientador: Prof. Dr. Marcos Valério Ribeiro

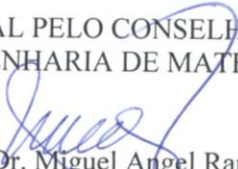
1. Usinagem. 2. Ligas de níquel. 3. Cerâmica (Tecnologia).
4. Ferramentas de corte. I. Título

CDU 621.9

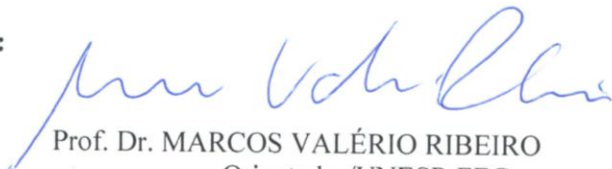
EDUARDO PIRES BONHIN

ESTE TRABALHO DE GRADUAÇÃO FOI JULGADO ADEQUADO COMO
PARTE DO REQUISITO PARA A OBTENÇÃO DO DIPLOMA DE
"GRADUADO EM ENGENHARIA DE MATERIAIS"

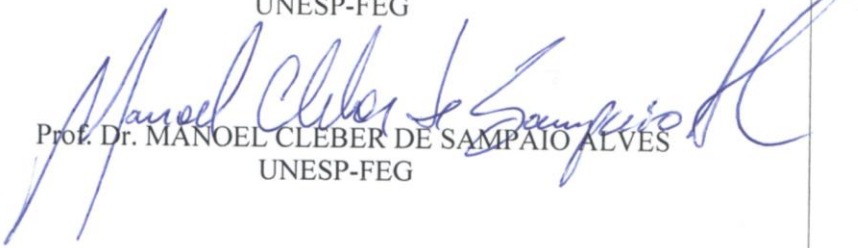
APROVADO EM SUA FORMA FINAL PELO CONSELHO DE CURSO DE
GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MATERIAIS


Prof. Dr. Miguel Angel Ramirez Gil
Coordenador

BANCA EXAMINADORA:


Prof. Dr. MARCOS VALÉRIO RIBEIRO
Orientador/UNESP-FEG


Prof. Dr. JOSE VITOR CANDIDO DE SOUZA
UNESP-FEG


Prof. Dr. MANOEL CLEBER DE SAMPAIO ALVES
UNESP-FEG

Dezembro 2015

DADOS CURRICULARES

EDUARDO PIRES BONHIN

NASCIMENTO 01.08.1991 – CAMPINAS/ SP

FILIAÇÃO Jane Raquel Pires Bonhin
 João Fernando Bonhin Junior

2011/2015 Curso de Graduação
 Engenharia de Materiais - Universidade de Guaratinguetá

AGRADECIMENTOS

Em primeiro lugar agradeço a minha mãe Jane Raquel Pires Bonhin por sempre me incentivar a estudar, a fazer minhas próprias escolhas e por todo apoio e compreensão.

Ao meu orientador, Prof. Dr. Marcos Valério Ribeiro por aceitar ser meu orientador num momento tão indeciso de minha graduação, por sempre estar disposto a ajudar e também por me aconselhar nessa etapa final.

Ao Prof. Dr. Jose Vitor Candido de Souza por fornecer em parceria com a empresa Villares Metals os materiais necessários para realização do trabalho.

Aos técnicos e demais professores que auxiliaram na realização dos ensaios e disponibilizaram seu tempo para ajudar a concretizar esse trabalho.

Aos meus amigos e companheiros da república KiKu por todo tempo vivido juntos.

Ao doutorando Marcel Yuzo Kondo por ajudar nos ensaios, bem como auxiliar na análise dos resultados.

E a aluna de mestrado, amiga e namorada Sarah David Müzel que me ajudou na realização dos ensaios, na escrita e formatação da monografia, me orientando sempre de maneira positiva e incentivadora.

Agradeço a todos aqueles que direta ou indiretamente contribuíram para esta monografia.
Obrigado.

“As circunstancias do nascimento de alguém são irrelevantes; é o que você faz com o dom da vida que determina quem você é.”

Takeshi Shudō

BONHIN, E. P. **Estudo da usinabilidade da superliga a base de ferro/níquel VAT-32 com ferramenta cerâmica**. 2015. 78f. Trabalho de Graduação (Graduação em Engenharia Materiais) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2015.

RESUMO

O termo superligas descreve uma variedade de ligas metálicas à base de níquel, cobalto e ferro, desenvolvidos para aplicações que requerem boa estabilidade química, elevada resistência ao impacto e à abrasão, além de grande durabilidade quando submetido a altas temperaturas. Porém, devido à elevada resistência e dureza a quente acaba dificultando a usinagem. O objetivo desta pesquisa foi estudar a usinagem da superliga VAT 32® utilizando ferramenta cerâmica à base de óxido de alumínio, aplicando diferentes parâmetros de usinagem, para avaliar o desgaste das ferramentas, acabamento superficial das peças e formas de cavacos gerados. Foi realizado processo de torneamento com percurso de avanço de 30 mm linear, sendo realizada a medição da rugosidade do trecho, avaliação dos cavacos gerados pelo processo, bem como os desgastes e avarias que as ferramentas sofreram. Através dos resultados obtidos observou-se que os melhores acabamentos aconteceram para velocidades de corte entre 270 e 300 m/min, com velocidade de avanço entre 0,1 e 0,15mm/volta e profundidade de 0,5mm. Para esses parâmetros a rugosidade Ra variou entre 1,132 e 3,550 μm . A avaria que mais ocorreu na ferramenta foi do tipo quebra/lascamento, devido à alta dureza e a baixa tenacidade da ferramenta. O cavaco gerado foi do tipo cisalhamento. Portanto demonstrasse que a liga VAT 32® apresenta pouca deformação plástica e uma elevada resistência mecânica e, a utilização da ferramenta cerâmica se apresentou como uma boa escolha para a usinagem desta superliga, pois possibilita a utilização de altas velocidade de corte se comparadas com utilizadas para metal duro.

PALAVRAS-CHAVE: Usinagem. Ferramentas cerâmicas. Rugosidade. Desgaste.

BONHIN, E. P. **Study the machinability of the base superalloy iron / nickel VAT-32 with ceramic tool.** 2015. 78f. Graduate Work (Graduate in Me Engineering) - Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2015.

ABSTRACT

The term superalloy describes a variety of metal alloys based on nickel, cobalt and iron, developed for applications requiring good chemical stability, high impact resistance and abrasion resistance, and durability when subjected to high temperatures. However, due to high resistance and hot hardness makes it difficult to machine. The objective of this research was to study the machining of superalloy VAT 32® using ceramic tool based on aluminum oxide, applying different machining parameters to assess tool wear, surface finish of parts and forms of generated chips. Turning process was carried out every 30 mm linear, being held measuring the stretch of roughness, evaluation of the chips generated by the process, as well as wear and breakdowns that the tools have suffered. From the results obtained it was observed that the best finishes occurred paras cutting speeds between 270 and 300 m / min and feed rate between 0.1 and 0.15 mm / rev and depth of 0.5 mm. For these parameters roughness Ra varied between 1,132 and 3,550 micrometers. The failure that occurred in more tool was the type fracture / chipping due to high hardness and low toughness of the tool. The generated chip was the type shear. Therefore showed that the alloy has little VAT 32® plastic deformation and a high mechanical strength, and the use of ceramic tool introduced as a good choice for machining this superalloy because it enables the use of high cutting speed is used for comparison with hard metal.

KEYWORDS: Machining. Ceramic tools. Roughness. Wear.

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	10
2 OBJETIVOS	13
2.1 Gerais	13
2.2 Específicos	13
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	14
3.1 Superligas	14
3.1.1 Classificação das superligas	14
3.2 Superligas de Ferro- Níquel	18
3.2.1 Utilização	22
3.2.2 Superliga VAT 32®	23
3.3 Usinagem	30
3.3.1 Definição de Usinagem	30
3.3.2 Processos de Usinagem	31
3.3.3 Acabamento Superficial	34
3.3.4 Mecanismos de formação e tipos de cavaco	36
3.3.1 Características de usinagem das superligas da base de níquel e de ferro-níquel	42
3.4 Ferramentas de Corte	45
3.4.1 Ferramentas Cerâmicas	47
3.4.2 Tipos e Mecanismos de Desgastes de Ferramentas de Corte	48
4 MATERIAL E MÉTODOS	51
4.1 Obtenção e preparo do corpo de prova	51
4.2 Processo de usinagem	52
4.3 Análise da Integridade superficial	54
4.3.1 Desgaste das ferramentas	55
4.3.2 Análise de material aderido	57
5 RESULTADOS E DISCUSSÃO	59
5.1 Integridade superficial	59
5.2 Desgaste de ferramenta	61
5.2.1 Análise de EDS	68

5.3 Análises de cavaco.....	69
6 CONCLUSÃO.....	74
REFERÊNCIAS	75

1 INTRODUÇÃO

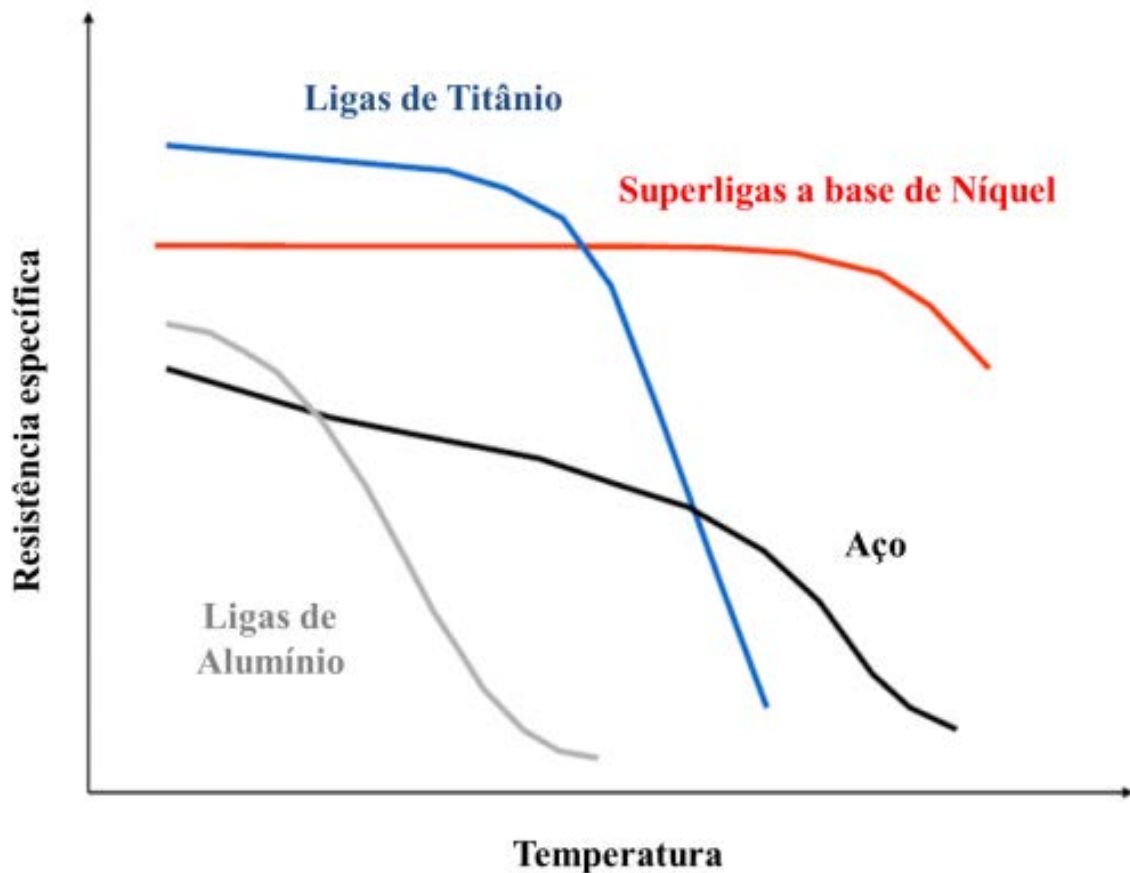
O avanço da tecnologia levou a crescente demanda por materiais com combinações incomuns de propriedades que nem sempre podem ser atendidas pelas atuais ligas metálicas. Como forma de suprir essa necessidade e visando o desenvolvimento de materiais que apresentem maior durabilidade, menor custo com manutenção, maior tenacidade e principalmente melhor resistência a corrosão e oxidação, foram desenvolvidas as superligas metálicas.

O termo “superligas” descreve uma variedade de ligas metálicas a base de níquel, cobalto e ferro, desenvolvidos para aplicações que requerem boa estabilidade químicas e elevada resistência ao impacto, à abrasão, além de grande durabilidade quando submetido a altas temperaturas.

Antigamente para tais exigências eram utilizadas ligas de aços inoxidáveis, compostas basicamente por ferro, carbono e cromo, cuja temperatura de trabalho varia entre 450°C e 850°C, pois acima dessa faixa e em ambientes com gases agressivos, mesmo sob baixa pressão, o processo de oxidação é acelerado (DI CUNTO, 2005; SERRA *et al.*, 2015). Devido ao aumento da temperatura de operação dos equipamentos a utilização desses materiais vem se tornando ineficaz, aumentando ainda mais a busca por “superligas”.

A Figura 1 apresenta o esquema do comportamento da resistência específica em função da temperatura para quatro tipos de ligas metálicas, sendo elas: ligas de Al, ligas de Ti, Aços e superligas à base de níquel, visto que das superligas esta é mais utilizadas.

Figura 1: Comparação da resistência mecânica em função da temperatura para diversas materiais



Fonte: Adaptado de Oliveira (sem data) *apud* Dornelas (2012)

Através desta comparação é possível observar que as superligas a base de níquel é a classe que mais se adequa a aplicações em alta temperatura, devido a sua capacidade de manter elevados níveis de resistência mecânica em condições impossíveis para os demais materiais de engenharia (DORNELAS, 2012).

De acordo com Thakur (2009), as ligas de níquel possuem uma composição química com elevado teor de elementos de liga, ou seja, uma grande porcentagem de elementos que proporcionam uma melhora das propriedades do material metálico. Esse fato contribui para que as superligas mantenham uma boa estabilidade térmica mesmo a elevadas temperaturas, bem como elevada dureza. Porém além do incremento em suas propriedades, a elevada porcentagem de elemento de liga acaba gerando uma grande afinidades com o material das ferramentas de corte, ocasionado problemas em sua usinagem, pois suas propriedades acabam sendo superiores as das ferramentas de corte atualmente comercializadas.

De acordo com Ezugwu (2003), as principais dificuldades na usinagem de “superligas” podem ser resumidas em:

- Elevada resistência e dureza a quente, danificando assim a ferramenta de corte durante a usinagem;
- A matriz austenítica da liga promove um rápido endurecimento do material, fator de maior desgaste da ferramenta de corte, durante a usinagem;
- A presença de carbeto duros e abrasivos na microestruturas dessas ligas levam a desgastes excessivos por abrasão, podendo levar a ferramenta à falha prematura;
- A baixa condutividade térmica da liga faz com que haja concentração de calor na aresta de corte da ferramenta, aproximadamente 1000°C, causando um gradiente térmico;
- A afinidade química entre a superliga e a ferramenta de corte e, a baixa velocidade de corte acaba ocasionando a soldagem do material usinado na aresta de corte, tendendo formar uma aresta postiça, o que compromete a integridade da ferramenta e qualidade superficial da peça.

Portanto as ferramentas utilizadas na usinagem destas ligas devem possuir uma adequada dureza a quente devido às altas temperaturas geradas em condições de altas velocidades de corte. Atualmente são utilizadas ferramentas de metal duro, da classe ISO S- Materiais resistentes ao calor (superligas e ligas de titânio).

Porém, além da baixa velocidade de trabalho, há um grande número desgastes e avarias dessas ferramentas, o que causa um grande número de paradas para a troca da ferramenta e acerto da máquina, aumentando consideravelmente os chamados tempos improdutivos de operação.

Dessa maneira, uma solução para otimizar o processo de usinagem das superligas seria estudar a utilização de diferentes tipos de ferramentas, como por exemplo as cerâmicas, a qual apresenta bom desempenho em altas velocidades e boa resistência a altas temperaturas.

2 OBJETIVOS

2.1 Gerais

Estudar a usinagem da superliga VAT 32® utilizando ferramenta cerâmica a base de óxido de alumínio.

2.2 Específicos

Testar diferentes parâmetros de usinagem utilizando uma ferramenta cerâmica de óxido de alumínio a fim de obter um acabamento superficial aceitável para aplicação sugerida pela Villares Metals.

Avaliar tipos de desgastes e avarias ocorridos nas ferramentas cerâmicas utilizadas no processo de usinagem da liga VAT 32®

Avaliar os tipos e formatos dos cavacos gerados pelo processo de usinagem da liga VAT 32®, utilizando ferramenta de alumina.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Superligas

Como avanço da tecnologia foi necessário a criação de novos tipos de ligas metálicas que fossem capazes de trabalhar a altas temperaturas, mantendo bons níveis de estabilidade mecânica e química (DORNELAS, 2012; REED, 2006; THAKUR, 2009). Como forma de suprir essa necessidade foram desenvolvidas as superligas metálicas.

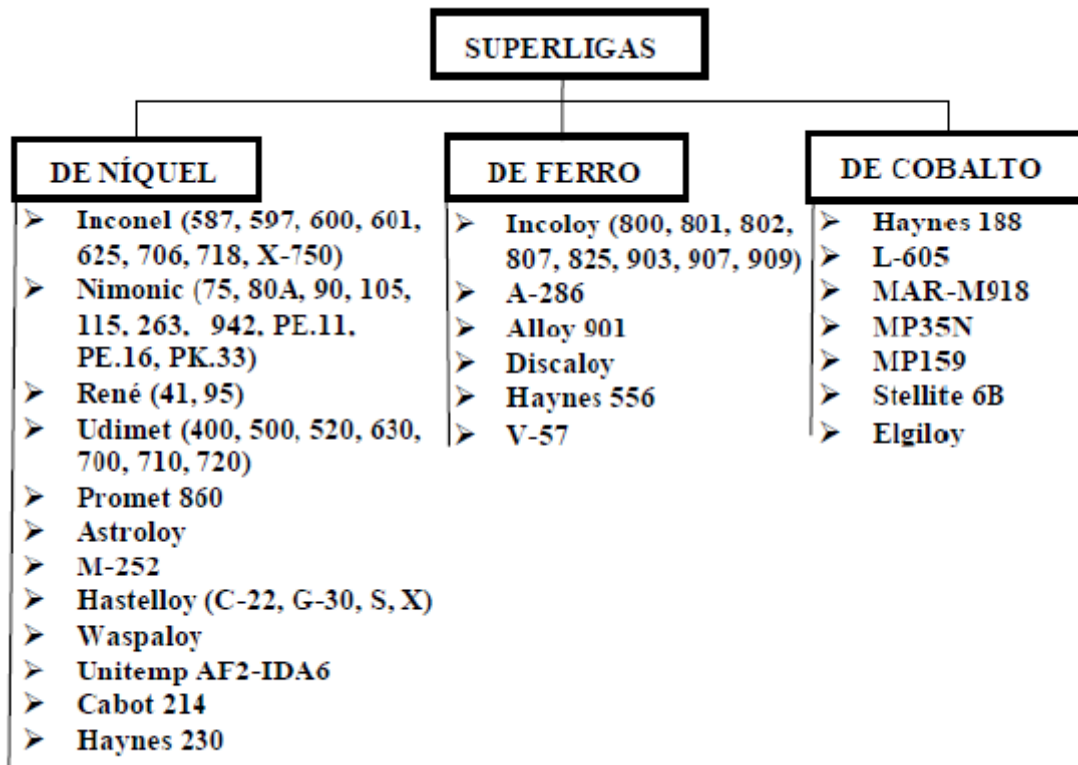
Entre as décadas de 30 e 40, foi desenvolvido as chamadas superligas, cuja composição básica é de níquel, cobalto e ferro. Esse material foi produzido inicialmente para atender a indústria aeroespacial, mais especificamente para a produção de turbinas de aviões, pois a superliga desenvolvida apresenta boa estabilidade químicas, elevada resistência ao impacto e à abrasão, além de grande durabilidade quando submetido a altas temperaturas (DURAND CHARRE, 1997 *apud* DORNELAS, 2012; REED, 2006).

3.1.1 *Classificação das superligas*

3.1.1.1 Classificação por composição química

Segundo Reed (2006) dentre as diversas classificações da literatura, o conceito mais abrangente para superligas metálicas, geralmente está baseada nos elementos de sua composição química sendo elas divididas em superligas a base de cobalto e a base de níquel e a base de ferro, também chamada de ferro-níquel. A Figura 2, apresenta alguns tipos de superligas baseado em sua composição.

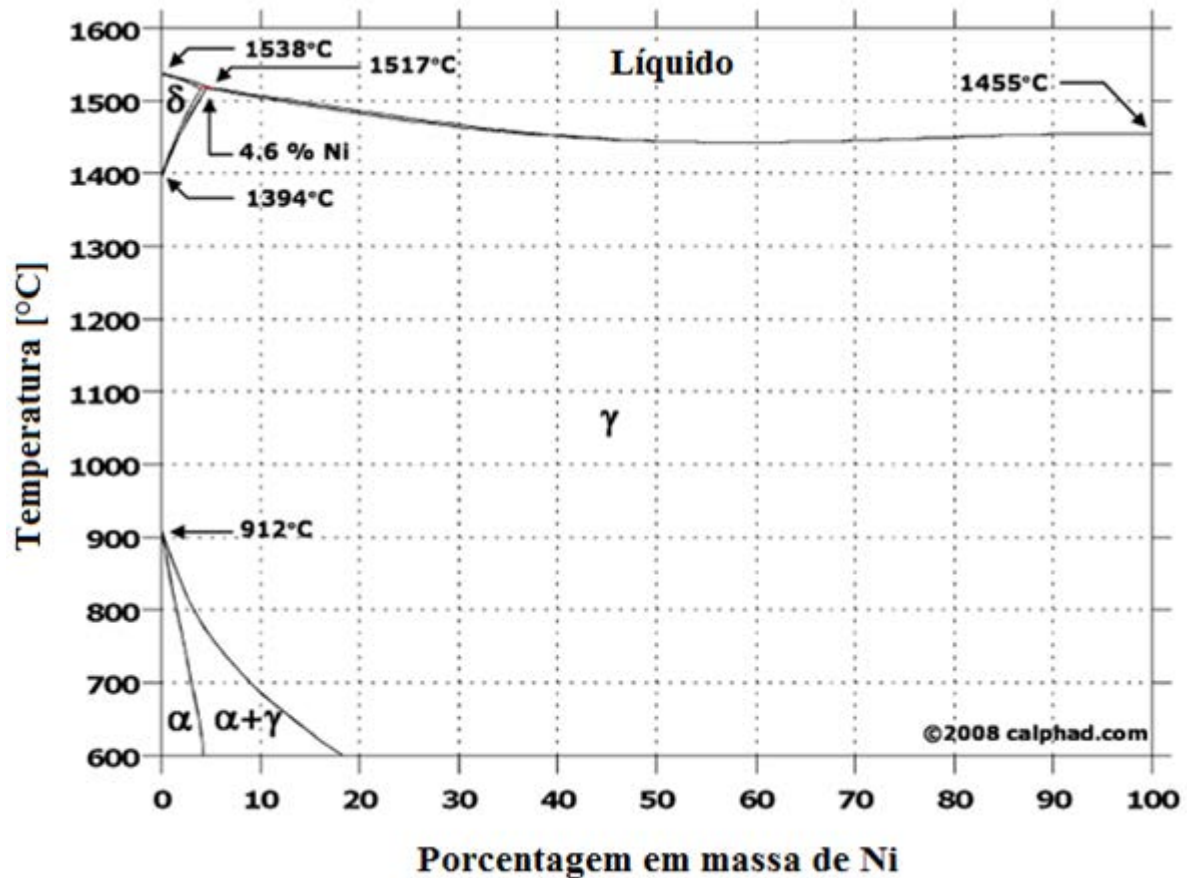
Figura 2: Classificação das superligas



Fonte: Adaptado de Choudhury; El-Baradie (1998)

Dentre elas, as superligas a base de níquel e superligas ferro- níquel são as mais importantes e amplamente utilizadas, tendo como seus principais constituintes níquel (Ni), cobalto (Co) e titânio (Ti). Apresentam também em menores concentrações elementos como cromo (Cr), carbono (C), alumínio (Al), boro (B) e zircônio (Zr). Outras adições específicas são molibdênio (Mo), tungstênio (W), tântalo (Ta), háfnio (Hf), nióbio (Nb), rênio (Re) e rutênio (Ru). Estes elementos são agrupados em tem categorias de acordo com sua função: formadores de fase γ (gama), formadores da fase γ' (gama linha) e elementos que segregam para os contornos de grão. A Figura 3 apresenta um esquema de diagrama de fase para a superliga Ni-Fe, onde é possível observar que a fase γ se encontra na região central do diagrama.

Figura 3: Diagrama de fase para a liga Ni-Fe

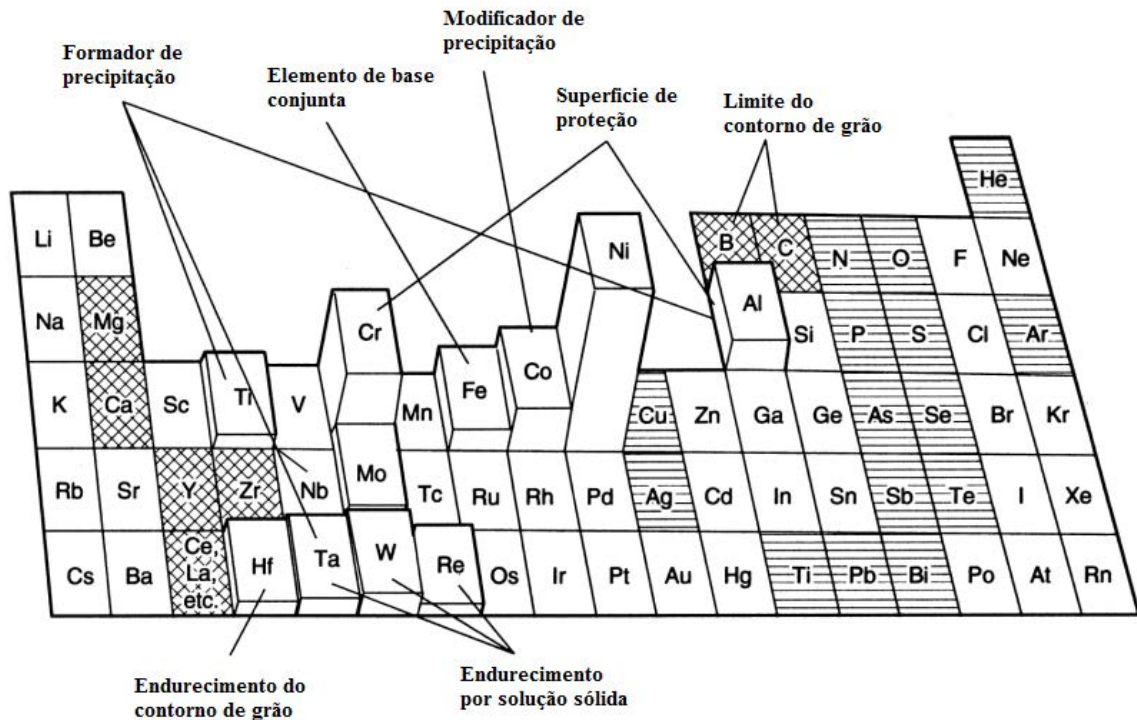


Fonte: Adaptado de Computational Thermodynamics (2015)

Os elementos com raio atômico próximo ao do níquel (124 picômetros) como Cr, Co, Fe, Mo, Ru, Re e W são os elementos formadores da fase γ e a tendência deles é se solubilizar na matriz estabilizando-a. Os elementos com raio atômico maior que o níquel como Al, Ti, Nb, Ta e Hf são os elementos formadores da fase γ' e tende a se difundir para a fase precipitada. Outros elementos como C, B e Zr apresentam raios atômico muito distintos do níquel, tendendo a se difundirem nos contornos de grão. Existem também a possibilidade da formação de carbeto de Cr, Mo, W, Nb, Ta e Ti, pois são elementos favoráveis a formação do mesmo (REED, 2006, REED, 2007 *apud* DORNELAS, 2012).

A Figura 4 apresenta a distribuição das funções dos elementos químicos segundo Donachie e Donachie (2002), onde os elementos benéficos são marcados com linhas cruzadas e os não benéficos com linhas horizontais

Figura 4: Principais elementos utilizados nas superligas de níquel



Fonte: Adaptado de Donachie e Donachie (2002)

3.1.1.2 Classificação por processo de fabricação

Segundo Reed (2006) as superligas também podem ser classificadas de acordo com o processo de fabricação, sendo elas superligas fundidas, conformadas e sinterizadas por metalurgia do pó.

3.1.1.2.1 Conformadas

As primeiras superligas a serem empregadas em altas temperaturas foram as conformadas, devido principalmente ao baixo desenvolvimento tecnológico de outras técnicas. Essas ligas conformadas normalmente apresentam Cr, Mo e W que promovem o endurecimento por solução sólida na fase γ . Enquanto que a fase γ' é formada por combinações de Al e Ti. Podem apresentar também C, B e Zr em suas composições para promover o aumento de resistência nas regiões de contorno de grão. Porém ligas conformadas tem uma limitação quanto a temperaturas de trabalho relativamente baixas, quando

comparadas a outras, em função do processo que possibilita uma fração máxima de 45% do volume de fase γ' (DURAND-CHARRE, 1997 *apud* DORNELAS, 2012).

3.1.1.2.2 Metalurgia do pó

No caso da metalurgia do pó existem dois tipos de processos. O primeiro gera as superligas definidas de “superligas pré-ligas”. Esse processo ocorre através da atomização de um líquido com composição química desejada para a superliga. As superligas provenientes desse processo possuem uma microestrutura refinada com alta fração volumétrica da fase γ .

O segundo processo gera as superligas “mecanicamente ligadas”. O processo é feito pela mistura mecânica de partículas de interesse para a liga. São empregadas quando se necessita de materiais duros por dispersão de óxidos (DURAND-CHARRE, 1997).

3.1.1.2.3 Fundidas

As superligas fundidas são as que apresentam maiores temperaturas de trabalho e portanto as de maior interesse. A partir do desenvolvimento das técnicas das fundição elas passaram a substituir as superligas conformadas na maior parte das aplicações. Dentre as principais superligas fundidas trabalhadas atualmente tem-se as ligas a base de níquel.

3.2 Superligas de Ferro- Níquel

As ligas de níquel (Ni) e de ferro-níquel (Fe-Ni) são superligas que possui um grande quantidade do elemento níquel. As superligas a base de Ni, possuem um teor de Ni variando entre 38% e 88%, já nas ligas de ferro esse teor também é alto, porém é inferior ao do Fe ($\pm 42\%$). A Figura 5 apresenta papel dos elementos de liga em superligas de Ni e Fe-Ni.

Figura 5: Papel dos elementos de liga em superligas

Efeito	Base-Ferro	Base-Níquel
Endurecedores por solução sólida	Cr, Mo	Co, Cr, Fe, Mo, W, Ta, Re
Endurecedores da matriz CFC	C, W, Ni	-
Formadores de carbetos:		
MC	Ti	W, Ta, Ti, Mo, Nb, Hf
M ₇ C ₃	-	Cr
M ₂₃ C ₆	Cr	Cr, Mo, W
M ₆ C	Mo	Mo, W, Nb
Carbonitretos: M(CN)	C, N	C, N
Promove precipitação geral de carbetos	P	-
Formadores de γ' Ni ₃ (Al, Ti)	Al, Ni, Ti	Al, Ti
Retarda a formação hexagonal η (Ni ₃ Ti)	Al, Zr	-
Aumenta a temperatura solvus de γ'	-	Co
Endurecimentos por precipitados e/ou intermetálicos	Al, Ti, Nb	Al, Ti, Nb
Resistência à oxidação	Cr	Al, Cr, Y, La
Aumento da resistência à corrosão a quente	La, Y	La, Th
Resistência a sulfetação	Cr	Cr, Co, Si
Melhora as propriedades de fluência	B	B, Ta
Aumenta resistência a ruptura	B	B
Refinadores de contornos de grão	-	B, C, Zr, Hf
Retarda coalescimento de γ'	-	Re

Fonte: Donachie e Donachie (2002)

Segundo Gobbi (2013) as superligas à base de Fe-Ni foram desenvolvidas a partir dos aços inoxidáveis austeníticos. Nessas ligas o teor de Cr varia entre 10% e 25% e o teor de Ni varia entre 0% e 50%.

De acordo com TMS (2011) *apud* Gobbi (2013), em geral os elementos de liga são adicionados às superligas a base de níquel e ferro-níquel podem ser divididos em:

- Formadores de fase γ ;
- Formadores de fase γ' ;
- Formadores de fase γ'' ;
- Formadores de carbetos;
- Elementos que segregam para os contornos de grãos.

O ferro (Fe) e o manganês(Mn) entram em solução sólida na matriz austenítica promovendo aumento de resistência mecânica e a fluência, sendo o ferro o elemento de menor custo em relação aos elementos ligantes. Já o níquel (Ni) estabiliza a matriz austenítica e promove à formação de fase γ' a qual aumenta à resistência a alta temperatura (SAWFORD *et al*, 2008; EZUGWU; WANG; MACHADO, 1999; Tancret *et al*, 2003).

O alumínio (Al) é o elemento responsável pelo aumento da resistência em alta temperatura das ligas devido a sua combinação com níquel e pela precipitação da fase intermetálica γ' . Outra função do Al na liga é a resistência à oxidação em altas temperaturas através da formação de Al_2O_3 durante aquecimento (EZUGWU; WANG; MACHADO, 1999; VILLARES METAL, 2007 *apud* PASPARDELLI, 2011). No entanto, os teores de alumínio devem ser restritos, uma vez que quantidades muito elevadas desse elemento podem levar à deterioração da resistência e trabalhabilidade a quente devido à perda de ductilidade (BARBOSA *et al*, 2009 *apud* GOBBI, 2013; SAWFORD *et al*, 2008; VILLARES METAL, 2007 *apud* PASPARDELLI, 2011).

O cromo (Cr) é o elemento que proporciona resistência à corrosão e oxidação em altas temperaturas a liga. Teores a cima de 20% desse elemento podem causar instabilidade da liga, devido a tendência de formação da fase frágil sigma (δ), a qual deteriora a ductilidade da liga (BARBOSA *et al*, 2009 *apud* GOBBI, 2013; TANCRET *et al*, 2003; VILLARES METAL, 2007 *apud* PASPARDELLI, 2011).

O titânio (Ti) e nióbio (Nb) são formadores de carbonetos. Quando esses elementos são adicionados à liga eles se combinam primeiramente com o carbono (C), visto que possuem uma elevada afinidade com o elemento (VILLARES METAL, 2007 *apud* PASPARDELLI, 2011).

O Ti e Nb que não realizou ligação com o carbono, se combina com o Ni para a formação das fases intermetálicas γ' e γ'' . Teores de Nb acima de 3% são benéficos, tanto em relação aos carbonetos formados quanto ao seu teor residual (os que não foram combinado na forma de carbonetos), sendo este essencial para melhoria das propriedades a quente da liga. A adição do Nb em quantidades elevadas serve para promover a precipitação da fase intermetálica γ'' (Ni_3Nb) e modificação da fase γ' , o que gera o aumento da resistência ao

cisalhamento dessa fase. Além disso, elevada quantidade do elemento provoca a precipitação de carbonetos primários da forma NbC (PATEL *et al*, 2001 *apud* GOBBI, 2013).

Segundo BARBOSA *et al*, 2009 *apud* GOBBI, 2013)

Além das melhorias da resistência ao calor e à abrasão, nióbio também melhora a soldabilidade das superligas endurecidas por precipitação da fase gama duas linha (γ''), e, além disso, melhora a resistência à corrosão em ambientes sulfatantes, como motores a diesel. Apesar dos aspectos benéficos do titânio e do nióbio, o teor desses elementos não pode ser excessivamente alto, pois promoveria a formação de intermetálicos grosseiros, prejudicando as propriedades mecânicas da liga em termos de resistência e ductilidade, além de elevar o custo da liga.

O carbono é adicionado nas ligas para aumentar resistência dos contornos de grãos através da formação de fases secundárias. O carbono se combina com o Ti e Nb e forma partículas duras de carbonetos, o qual precipita ao longo do contornos em formato de grão finos e regulares, com isso ocorre a inibição do deslizamento dos grão. Portanto os carbonetos contribuem para o aumento da resistência mecânica, abrasiva e fluência da liga (GOBBI, 2013; PASPARDELLI, 2011). Deve se evitar a formação de filmes contínuos de carbonetos nos contornos de grão, pois podem prejudicar a resistência a fluência, devido a força coesiva entre o filme e a matriz (TANCRET *et al*, 2003; SUGUI *et al*, 2011 *apud* Gobi, 2013). Como o volume de carbonetos formado irá depender da quantidade carbono adicionado a liga, o teor de carbono deve estar, presencialmente, abaixo de 0,4% (BARBOSA *et al*, 2009 *apud* GOBBI, 2013).

A adição de alguns elementos como o alumínio, o cromo, o manganês, dentre outros, embora adicionados por suas qualidades como elementos ligantes, em altas quantidades podem acarretar na formação de fases Topologicamente Compactas- FTC (σ , μ , η , etc.) (GOBBI, 2013; BOZZA; BENEGRÀ, 2012; DA VEIGA, 2012; COSTA, 2009).

De acordo com Martinsson (2006) *apud* Da Veiga (2012)

estas fases podem ser formadas em determinadas circunstâncias, geralmente quando são expostas a temperaturas elevadas por períodos muito longos. Nas superligas, as

fases FTC que usualmente se formam como placas finas ou aciculares (agulhas), podem levar à diminuição da resistência à ruptura, a perda de ductilidade, a formação de sítios para nucleação de trincas e o aprisionamento dos elementos responsáveis pelo endurecimento por solução sólida e por precipitação.

A formação da fase Laves (η) traz prejuízos às propriedades mecânicas, principalmente à ductilidade, tenacidade à fratura e fluência. Ela é formada nas regiões interdendrítica, onde a concentração de Nb é alta (DA VEIGA, 2012).

A fase sigma (σ) tem geometria acicular, aumenta a fragilidade e tem um efeito negativo sobre as propriedades mecânicas de superligas. A presença desta fase leva ao início da formação de trincas na liga. A fase sigma tem influência desfavorável sobre a tensão de ruptura e diminui a ductilidade em temperaturas elevadas (PETRONIĆ; MILOSAVLJEVIĆ, 2007 *apud* DA VEIGA, 2012).

De forma geral a formação das fases FTC são prejudiciais por duas razões:

- Elas roubam elementos reforçadores de gama (γ) e gama linha (γ') apresentando uma forma não desejável, reduzindo assim, resistência à fluência;
- Atuam como iniciadores de trincas, pois são fases frágeis.

3.2.1 Utilização

Assim como as ligas a base de níquel as ligas de Fe-Ni podem ser utilizadas para a fabricação de componentes das indústrias petroquímica, naval, nuclear, aeroespacial, automotiva, dentre outras (THAKLUR; GANGOPADHYAY, 2015; SAWFORD *et al*, 2008).

A liga é particularmente útil para válvulas de motores de fabricação de escape e outros componentes do motor de alta temperatura sujeitas à corrosão, desgaste e oxidação. Essa ampla utilização está relacionada a suas ótimas propriedades, tal como resistência à fadiga, boa estabilidade térmica e química (resistência à corrosão e oxidação em ambientes agressivos) (THAKUR; GANGOPADHYAY, 2015; EZUGWU; BONNEY; YAMANE, 2003; PERVAIZ *et al.*, 2014, EZUGWU, 2005; M'SAOUBI *et al.*, 2015).

3.2.2 Superliga VAT 32®

A liga VAT 32® - (Villares Alta Temperatura) foi desenvolvida pela empresa Villares Metals S. A. como substituta a liga Inconel 751 ® (VAT 751), a qual é consagrada por um excelente desempenho, mas apresenta custo muito elevado.

3.2.2.1 Características da Liga VAT 32®

Segundo Paspardelli (2011) a liga

VAT 32® é uma liga de níquel endurecida por precipitação, caracterizada pela precipitação da fase $Ni_3(Al, Ti, Nb)$. O elevado teor de carbono do VAT 32® gera elevada resistência à abrasão pela presença de partículas duras (carbonetos de nióbio e titânio) na microestrutura da liga, aplicável em válvulas de exaustão de motores de combustão interna, com custo e peso reduzido.

O Quadro 1 apresenta a composição da superliga VAT 32®, fornecida pela empresa Villares Metals, onde é possível observar que a porcentagem de ferro é superior a de níquel, portanto essa liga pode ser considerada como a base de ferro-níquel.

Quadro 1: Composição Química da liga a base de níquel VAT 32®									
Compostos	Ni	Fe	Cr	C	Ti	Nb	Al	Mn	Si
Porcentagem (%)	32,0	44,14	15,5	0,26	2,0	3,90	1,90	0,15	0,15

Fonte: Gobbi 2013

Esta liga foi projetada como o objetivo de ser equivalente ou superior a Inconel 751® nas propriedades de resistência a altas temperatura e abrasão. Devido a essa elevada resistência a abrasão é possível eliminar algumas etapas do processamento das válvulas, como a etapa de *hard facing*, ou seja, não é necessário a deposição de *Stellite* nas válvulas, e se torna uma vantagem econômica (GOBBI, 2013; VILLARES METAL, 2007 *apud* PASPARDELLI, 2011).

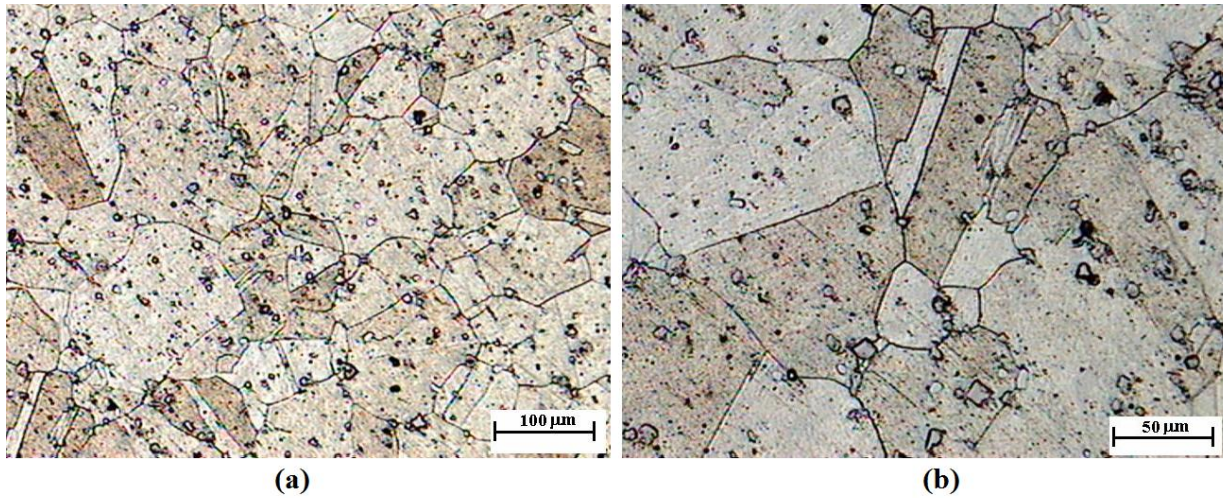
Segundo Farina; Liberto; Barbosa (2013)

a liga VAT 32® foi desenvolvida com o objetivo de evitar, em algumas aplicações, a deposição de *Stellite* para aumentar a resistência ao desgaste, apresentando dureza entre 350 HV10 e 375 HV10 para temperaturas entre 700°C e 800°C, associada com uma elevada fração volumétrica de carbonetos do tipo NbC. Ao se evitar a deposição de *Stellite*, ao menos quatro etapas de processamento da válvula são eliminadas: a abertura do canal de deposição, a deposição do cordão de *Stellite*, a usinagem do cordão de *Stellite* e a inspeção do cordão de *Stellite*.

Outra vantagem é a redução do teor Ni presente nas ligas. Uma precipitação da quantidade adequada da fase γ' $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti}, \text{Nb})$, e a estabilidade da matriz austenítica, no caso do VAT 32®, necessitam de um teor mínimo de 32% de níquel. Entretanto, para um maior controle a quantidade 32,5% de níquel é mais adequada. A resistência em altas temperaturas da liga depende do teor de níquel na matriz e da quantidade da fase γ' (VILLARES METAL, 2007 *apud* PASPARDELLI, 2011).

Em seu estudo Gobbi (2013) realizou a análise microscópica da liga VAT 32® (Figura 6). O autor identificou a presença de grãos equiaxiais heterogêneos, onde é possível observar a orientação dos grãos pela coloração diferente após ataque químico, ou seja, por estarem orientados aleatoriamente. O autor também identificou contornos de macla são observados e uma grande quantidade de precipitados. Estes precipitados estão distribuídos homogeneamente na microestrutura apresentando formas irregulares e tamanhos variados.

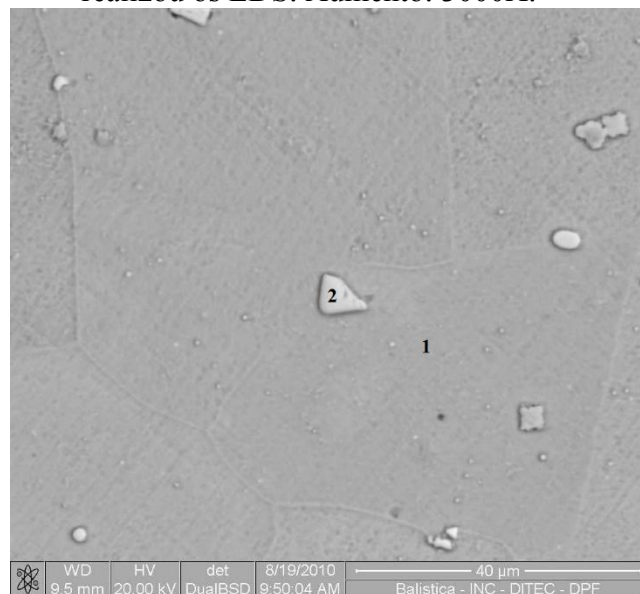
Figura 6: Micrografia em Microscópio Óptico da superliga VAT 32® mostrando grande quantidade de carbonetos. (a) Aumento: 100X e (b) Aumento: 200X.



Fonte: Gobbi (2013)

Para analisar a composição das fases presentes na liga VAT 32® Gobbi (2013) realizou ensaio de espectroscopia de raio X por energia dispersiva –EDS, baseado nas regiões um e dois apresentadas na Figura 7.

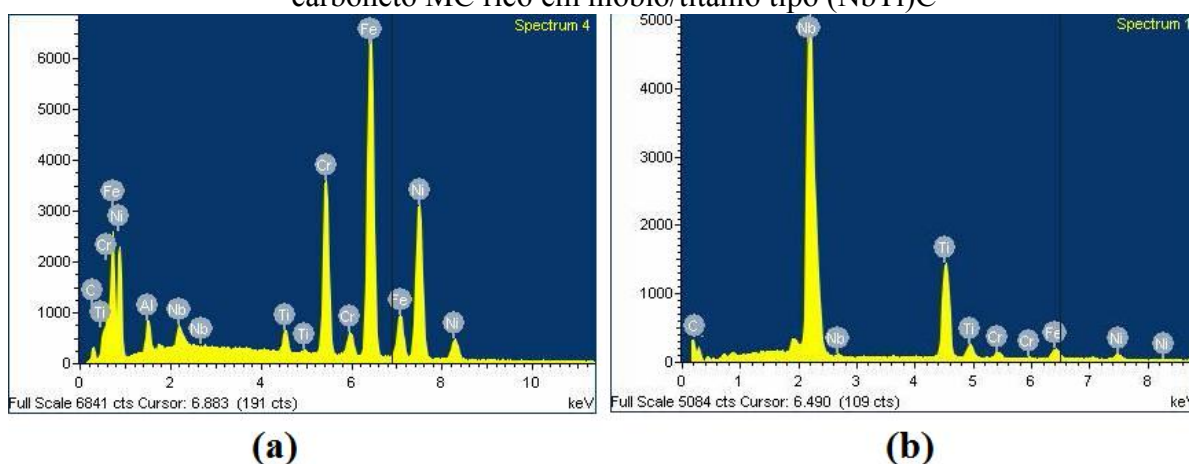
Figura 7: Micrografia em MEV com elétrons retroespalhados destacando as regiões onde se realizou os EDS. Aumento: 3000X.



Fonte: Gobbi (2013)

Segundo o autor o espectro da Figura 8a, indica que a liga VAT 32® trata-se de uma superliga a base de Fe-Ni, pois apresenta altos picos de ferro e níquel. Elementos reativos como alumínio, titânio e nióbio também estão presentes sendo importantes para estabilidade da matriz em alta temperatura através da formação de compostos intermetálicos. O carbono também está presente na liga. Já o espectro da Figura 8b mostrou que a região é rica principalmente em nióbio e titânio com presença de carbono indicando se tratar de carbonetos MC com composição química tipo (Nb,Ti)C.

Figura 8: (a)EDS correspondente à região 1 da Figura 7, O espectro trata de um carboneto e (b)EDS correspondente à região 2 da Figura 7. Verifica-se que o espectro trata de um carboneto MC rico em nióbio/titânio tipo (NbTi)C



Fonte: Gobbi (2013)

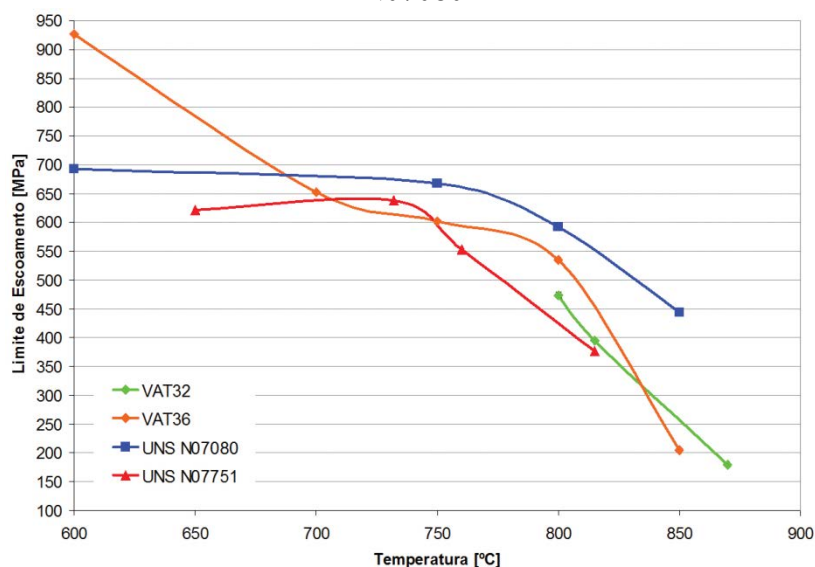
3.2.2.2 Propriedades Mecânicas da Liga VAT 32®

Farina; Liberto; Barbosa (2013) realizaram o desenvolvimento de duas novas ligas de níquel (VAT 32® e VAT 36®) para aplicação em válvulas automotivas de alto desempenho alternativas às ligas UNS N07751 e UNS N07080, que são produzidas pelas empresa Villares Metals sob o nome de VAT 751® e VAT 80® respectivamente.

Como forma de determinar as características dessas ligas os autores realizaram testes de tração a quente, fadiga rotativa axial para 100 milhões de ciclos em função da temperatura, ruptura sobre tensão a 800°C, desgaste abrasivo contra lixa e dureza a quente.

Para o teste de tração a quente as novas ligas apresentaram uma elevada resistência mecânica a quente, que segundo os autores é devido a adição balanceada de titânio e alumínio que assegura uma fração volumétrica suficiente de fase γ' . A liga VAT 32® apresentou um limite de escoamento em 800°C de 473 MPa (Figura 9).

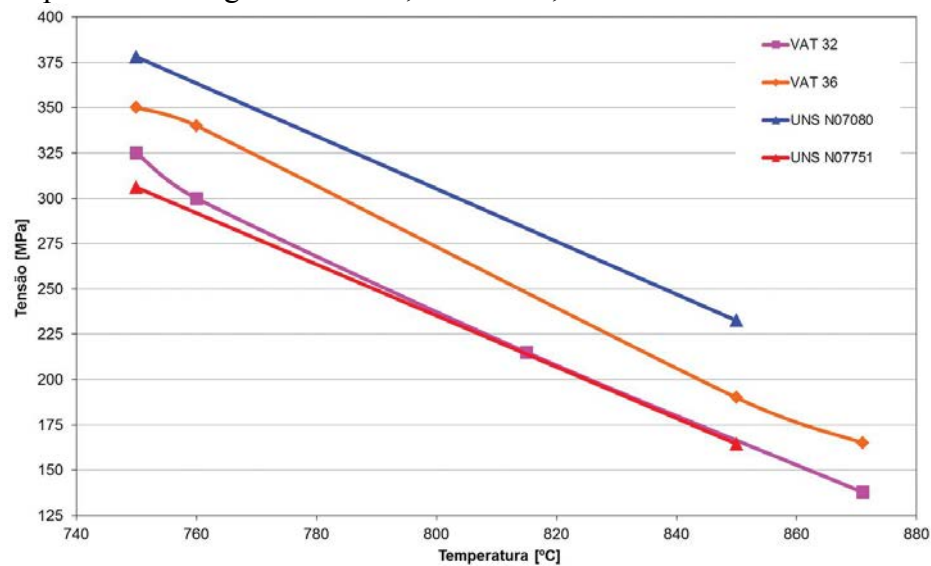
Figura 9: Curvas de tração à quente das ligas VAT 32®, VAT 36®, UNS N07751 e UNS N07080



Fonte: Farina; Liberto; Barbosa (2013)

Na Figura 10 são apresentadas as curvas de fadiga rotativa axial para 100 milhões de ciclos em função da temperatura. A determinação destas curvas de fadiga foi realizada através da seleção de uma temperatura de ensaio seguida por ensaios em cargas decrescentes até que a tensão necessária para determinação do ponto de 100 milhões de ciclos fosse atingida. Os autores observaram que embora a liga VAT 32® apresente elevada fração volumétrica de carbonetos do tipo NbC, a resistência à fadiga desta liga (325 Mpa) é similar à da liga UNS N07751 a qual apresenta baixa fração volumétrica de carbonetos, e portanto um menor número de sítios para nucleação das trincas de fadiga.

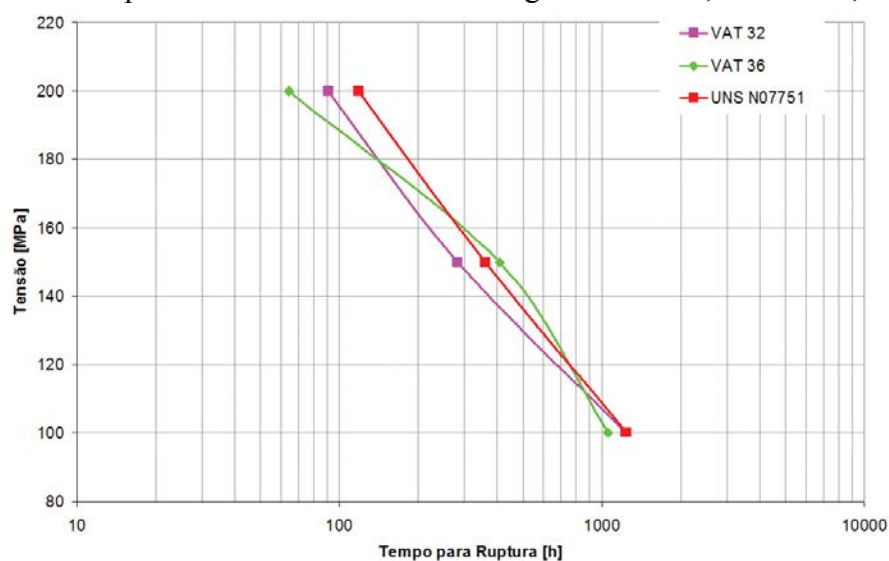
Figura 10: Curvas de fadiga rotativa axial para 100 milhões de ciclos em função da temperatura das ligas VAT 32®, VAT 36®, UNS N07751 e UNS N07080



Fonte: Farina; Liberto; Barbosa (2013)

Através dos ensaios de ruptura sob tensão a 800°C os autores observaram que a resistência à ruptura sob tensão das três ligas apresenta comportamento semelhante, sendo que a liga VAT 32® apresentou uma tensão de ruptura de 1.325h sobre uma carga de 100 MPa (Figura 11).

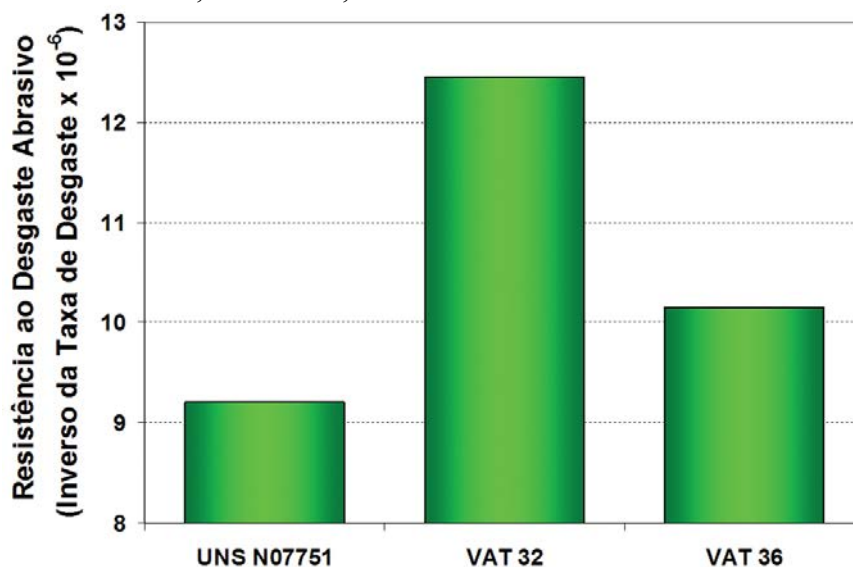
Figura 11: Curvas ruptura sob-tensão a 800°C das ligas VAT 32®, VAT 36®, UNS N07751



Fonte: Farina; Liberto; Barbosa (2013)

Na Figura 12 são apresentados os resultados dos ensaios de desgaste abrasivo contra lixa onde se observa que a liga VAT 32® apresenta a maior resistência ao desgaste abrasivo dentre as ligas avaliadas. Segundo os autores estes resultados estão em pleno acordo com o aumento da fração volumétrica de carbonetos do tipo NbC os quais apresentam elevada dureza e atuam como barreiras para o desgaste abrasivo. E considerando que na aplicação em válvula automotivas para motores de combustão interna o desgaste dos materiais ocorre em altas temperaturas devido ao atrito entre o material do assento com a válvula e com os produtos de combustão, o ensaio de dureza a quente é uma boa indicação da resistência ao desgaste que o material apresenta em altas temperaturas.

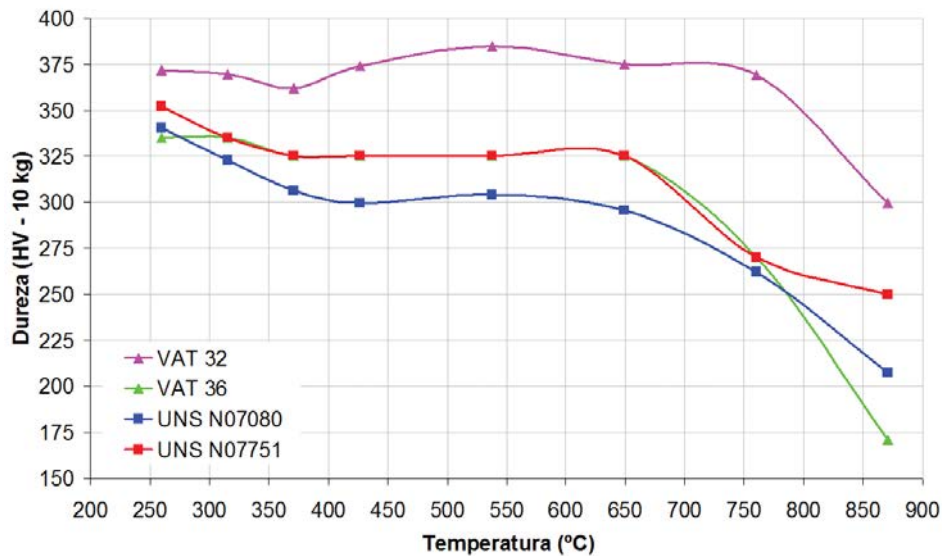
Figura 12: Ensaio de desgaste abrasivo contra lixa. Inverso da taxa de desgaste das ligas VAT 32®, VAT 36®, UNS N07751 e UNS N07080



Fonte: Farina; Liberto; Barbosa (2013)

Na Figura 13 são apresentados os resultados dos ensaios de dureza a quente das ligas, através do qual os autores observaram que a liga VAT 32® apresenta a maior dureza a quente, sendo que até 750°C a dureza permanece com o valor em temperatura ambiente de 375HV10.

Figura 13: Curvas dureza Vickers à quente das ligas VAT 32®, VAT 36®, UNS N07751 e UNS N07080



Fonte: Farina; Liberto; Barbosa (2013)

3.3 Usinagem

3.3.1 Definição de Usinagem

Segundo Diniz *et al* (2008) e Ferraresi (1977) a usinagem pode ser definida como um processo de fabricação com remoção de cavaco, conferindo à peça a forma, dimensões e acabamento necessários, baseado no movimento relativo entre a ferramenta de corte e a peça. Por cavaco entende-se uma porção de material retirado da peça pela ferramenta de corte, caracterizando-se por possuir forma geométrica irregular.

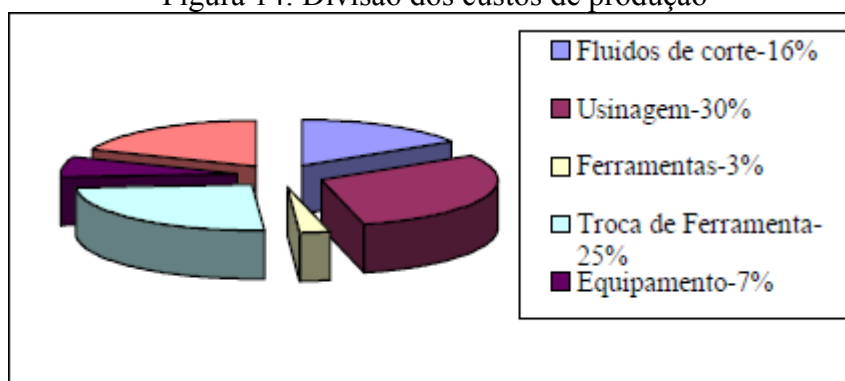
A usinagem é o processo de fabricação mais popular do mundo, empregando milhões de pessoas. Porém ainda é um processo bastante imprevisível, visto que apesar de prático envolve um grande número de variáveis, o que dificulta a previsão do que ocorre durante o processo. Portanto é necessário estudar as variáveis de saída do processo para compreender melhor suas peculiaridades. Dentre as variáveis de saída temos o desgaste das ferramentas, potência consumida, acabamento superficial das peças, dentre outros.

Com o avanço da tecnologia e o surgimento de novos materiais, foi necessário a criação de novos tipos de ferramentas de corte, pra se ampliar as possibilidade de usinagem dos novos materiais. Então foram desenvolvidas as ferramentas de corte como a de diamante sintético policristalino (PCD), nitreto cúbico de boro (CBN) e as cerâmicas.

Também foram desenvolvidas máquinas de usinagem mais eficientes, como as que utilizam programas de CAD/ CAM, com as quais foi possível a Usinagem em Altas Velocidades (HSC), que utilizam velocidades de corte bem acima das anteriormente utilizadas (MAY, 1995). Um exemplo desses maquinário é a CNC (Comando Numérico Computadorizado) que foi desenvolvida inicialmente para a usinagem de peças de grande complexidade e, posteriormente veio auxiliar na redução de tempos improdutivos, ou seja, na retirada e posicionamento da ferramenta.

Os custos no processo de usinagem são divididos entre ferramentas, equipamentos, fluídos de corte (quando utilizado) entre outros, como apresentado na Figura 14.

Figura 14: Divisão dos custos de produção



Fonte: Kopac (1999)

3.3.2 Processos de Usinagem

O processo de usinagem é realizado pelo homem desde a idade da pedra lascada, cujo objetivo era de apenas conferir uma forma grosseira aos utensílios. Atualmente é empregado com o objetivo de conferir não somente forma mas também dimensão e acabamento planejado a uma peça. Existem vários processos de usinagem que podem ser empregados aos mais

diversos tipos de materiais, tais como torneamento, fresamento, furação, etc, sendo o torneamento o mais utilizado na indústria metal mecânica.

O torneamento é um processo mecânico que visa obter uma superfície de revolução, através de uma ou mais ferramentas monocortantes. A peça gira em torno do eixo principal de rotação do torno e a ferramenta deslocam-se no mesmo plano do eixo principal. Dentro desse processo existem alguns processos que são mais utilizados.

❖ **Torneamento retilíneo:** é um processo de torneamento onde ocorre o deslocamento da ferramenta segundo uma trajetória retilínea, dentre os quais se destacam:

- **Torneamento Cilíndrico:** processo de torneamento onde ocorre o deslocamento da ferramenta segundo uma trajetória paralela ao eixo principal de rotação, podendo ser torneamento interno ou externo. A realização desse procedimento na face perpendicular ao eixo de rotação da máquina recebe o nome de sangramento axial;

- **Torneamento Cônico:** processo de torneamento onde o deslocamento da ferramenta é segundo uma trajetória retilínea inclinada ao eixo principal de rotação da máquina. Podendo ser interno ou externo;

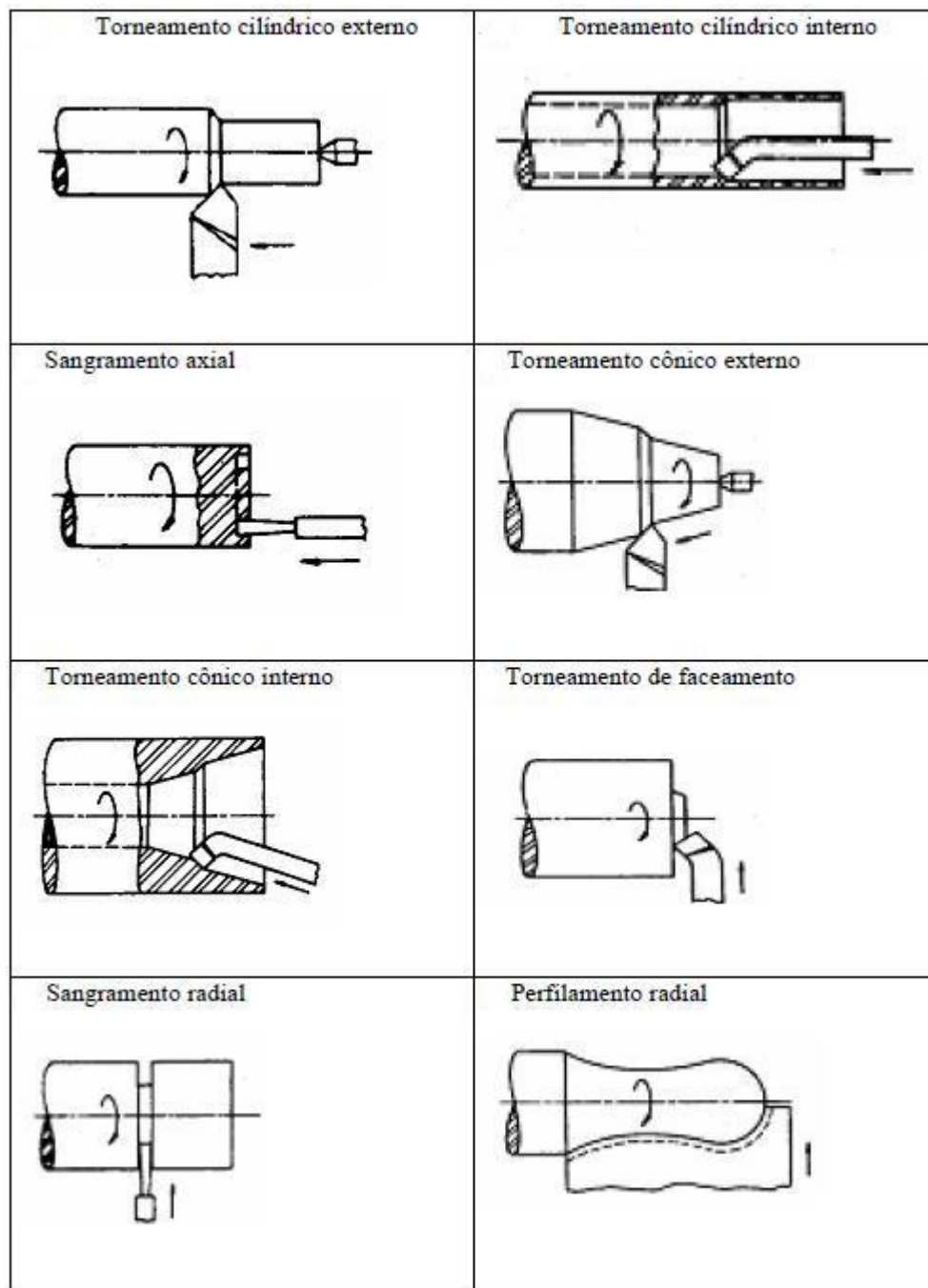
- **Torneamento Radial:** torneamento onde a trajetória retilínea da ferramenta é perpendicular ao eixo de rotação da máquina.

❖ **Perfilamento:** processo de torneamento onde o deslocamento retilíneo da ferramenta é axial ou radial, de modo a obter uma forma definida e determinada pelo perfil da ferramenta;

❖ **Torneamento Curvilíneo:** é o processo de torneamento onde ocorre o deslocamento da ferramenta segundo uma trajetória curvilínea.

É apresentado na figura 16 os esquemas dos processos de torneamento.

Figura 15: Processos de Torneamento



Fonte: FERRARESI (1977)

O processo de torneamento ainda pode ser dividido em operações de desbaste ou de acabamento. O desbaste é definido processo que antecedente ao acabamento em que ocorre a remoção de grande volume do material da peça, obtendo a peça na forma final com dimensões maiores ou próximas as finais. O acabamento é o processo de remoção de pouco material para

obtenção de peças nas medidas finais, visando também um determinado acabamento superficial ou ambos (FERRARESI, 1977).

3.3.3 Acabamento Superficial

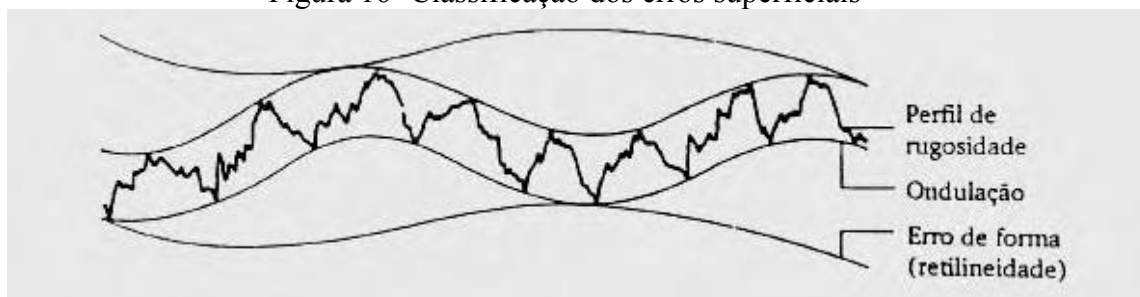
O acabamento superficial de uma peça após a usinagem é influenciado diretamente pela geometria da peça, rigidez da máquina- ferramenta, material da peça, material da ferramenta e condições de corte como: avanço (f), profundidade da usinagem (a_p) e velocidade de corte (V_c).

O parâmetro mais utilizado para medir a qualidade superficial de uma peça é a rugosidade, a qual consiste na somatória de dois efeitos independentes:

- A rugosidade da superfície teórica (padrão), que é o resultado da geometria da ferramenta e do avanço;
- A rugosidade da superfície real, que é o resultado das irregularidades da operação de corte.

Quando se trata de definir a rugosidade o fator ondulação deve ser eliminado, já que esta curva se encontra sobreposta a rugosidade, podendo levar a resultados enganosos. A ondulação ou textura secundária pode ser considerada como erro macrométrico. A Figura 17 a seguir representa o perfil efetivo de uma superfície com a visualização de sua rugosidade e ondulação, dando ideia de erro de forma.

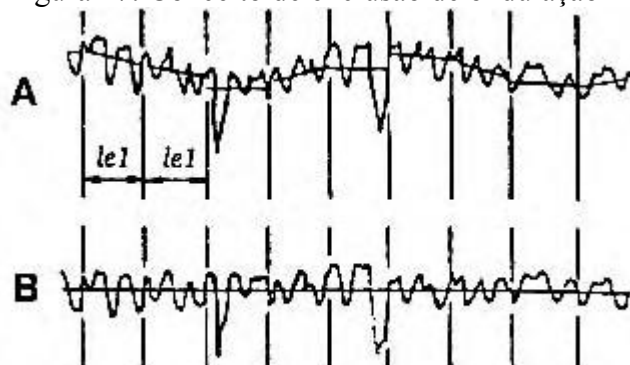
Figura 16- Classificação dos erros superficiais



Fonte: SENAI (2002)

Para se medir a rugosidade utilizam-se filtros para eliminação da ondulação. A fim de ilustrar a ideia de exclusão da ondulação, considera-se uma curva de perfil efetivo composto (rugosidade sobreposta à ondulação), na qual é definido um valor de *cut-off* (nome utilizado nos rugosímetros eletrônicos) adequado ao comprimento (l_e) (Figura 18).

Figura 17: Conceito de exclusão de ondulação

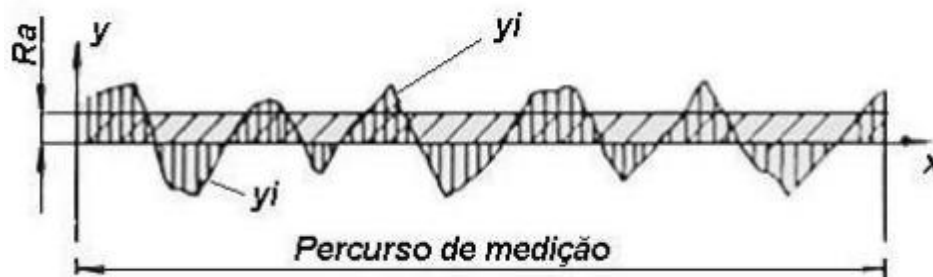


Fonte: SENAI (2002)

Para cada segmento l_e o equipamento traça uma linha média entre o extremos do segmento e posterior a isso ele alinha este segmentos em relação a linha media formando assim uma linha horizontal referente ao perfil de rugosidade da peça.

A rugosidade é caracterizada pelas irregularidades existentes em uma superfície usinada. Essas irregularidades podem ser determinadas através das dimensões dos picos e vales, produzidos durante as operações de usinagem, oriundas do perfil da ferramenta ou por propriedades estruturais na superfície do material, sendo R_a , R_z , R_{max} e R_t , os parâmetros mais usuais para definir a qualidade superficial (MAGOSS, 2008 apud LIMA, 2013). Esta qualidade é influenciada por diversos fatores como a velocidade de corte, velocidade de avanço, ângulo de inclinação da ferramenta, geometria da quina da ferramenta, dentre outros.

Dentre os parâmetro de medição da rugosidade, o mais usual é o R_a (rugosidade média), que consiste na média aritmética dos valores absolutos das ordenadas de afastamento em relação a linha média (Figura 18). O seu valor representa a média da rugosidade em um determinado comprimento de amostragem, portanto mesmo que um defeito pontual seja medido esse parâmetro tende a mascarar o resultado (SENAI 2002).

Figura 18: Rugosidade média R_a 

Fonte: Amorim (2002)

3.3.4 Mecanismos de formação e tipos de cavaco

No processo de usinagem o movimento relativo entre a peça e a ferramenta e os fenômenos que ocorrem na região de corte dependem de vários fatores, tais como, parâmetros de corte, material que está sendo usinado, a temperatura de corte, material e geometria da ferramenta e presença ou não de fluidos de corte. Segundo Diniz *et al.* (2010), a formação do cavaco influencia em alguns desses fatores, tais como o desgaste da ferramenta, o calor gerado na usinagem, a penetração do fluido e os esforços de corte

Uma forma para um melhor entendimento do processo de usinagem está no estudo científico da formação de cavacos (KISHAWY; WILCOX, 2003). De acordo com Trent e Wright (2000) os principais problemas práticos e econômicos relacionados com taxa de remoção de material e desempenho da ferramenta, podem ser entendidos através do estudo do comportamento do material de trabalho, da maneira que o cavaco é formado e como este se move sobre a superfície de saída da ferramenta.

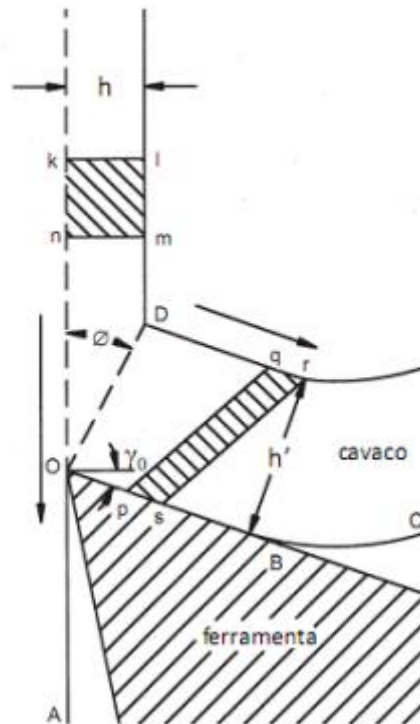
Esse estudo tem proporcionado grandes avanços nos processos de usinagem e contribuído para o aperfeiçoamento das ferramentas de corte em relação às suas arestas e superfícies, assim como a aplicação de novos e mais eficazes materiais para ferramentas, possibilitando a usinagem dos mais variados tipos de materiais (MACHADO *et al.*, 2009).

De acordo com Machado *et al.* (2009), a formação do cavaco ocorre em altíssimas velocidades de deformação, seguidas de ruptura do material da peça. Um estudo mais detalhado divide o processo em quatro etapas:

- Recalque inicial;
- Deformação e ruptura;
- Deslizamento das lamelas;
- Saída do cavaco.

O diagrama esquemático do processo é ilustrado na figura 19.

Figura 19: Formação do cavaco



Fonte: Tancret *et al.* (2003)

Na Figura 19 pode-se observar a formação de duas novas superfícies, uma nova superfície da peça (OA) e a superfície inferior do cavaco (OB). A energia necessária para formar tais superfícies é pequena quando comparada com a energia necessária para deformar plasticamente o material removido. Entre a peça e o cavaco existem os planos instantâneos de ruptura e de propagação de trincas que definem uma região chamada de zona de cisalhamento primária. Na Figura 19 o plano de cisalhamento primário é representado pela linha OD. O ângulo entre o plano de cisalhamento primário e a direção da velocidade de corte é denominado de ângulo de cisalhamento (ϕ).

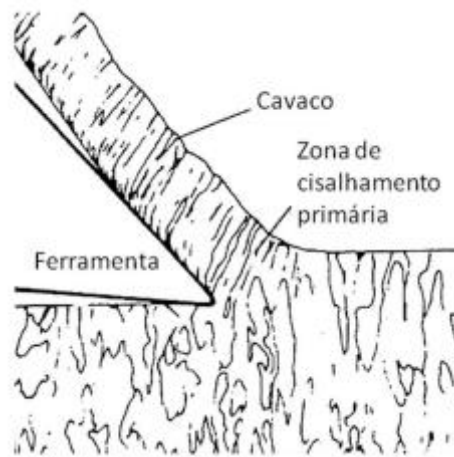
O processo de formação de cavacos pode ser explicado considerando uma porção de volume arbitrária de material. Na Figura 19 a seção (klmn) representa um volume de material que será forçado contra a superfície de saída da ferramenta. Inicialmente este volume sofrerá deformação elástica, seguida de deformação plástica e posterior ruptura através da propagação de uma trinca que se estende do ponto O ao ponto D. O cavaco poderá, então, se romper completamente ou parcialmente de acordo com a ductilidade do material da peça. Após esta porção de material passar pela zona de cisalhamento primária, deslizará sobre a superfície de saída da ferramenta como uma componente do cavaco em um novo formato (pqrs). Esta região de interface entre o cavaco e a ferramenta é definida como zona de cisalhamento secundária, onde o material ainda sofrerá altíssimas deformações plásticas e temperaturas. Esta região pode ser identificada de forma simplificada na Figura 19 pelo plano OB. Dependendo da interação da ferramenta com a peça e do material da peça ocorrerá a formação de um cavaco com características próprias.

3.3.4.1 Tipos e formas de cavacos

De acordo com Machado *et al.* (2009), os cavacos podem ser classificados em diferentes tipos e formas e dependem da natureza dúctil ou frágil do material usinado e das condições de usinagem empregadas durante o processo. Os cavacos gerados na usinagem de materiais dúcteis são contínuos, enquanto os cavacos gerados na usinagem de materiais frágeis são descontínuos.

Os cavacos contínuos são comuns em materiais dúcteis, como aços de baixa liga, cobre e alumínio. Segundo Machado *et al.* (2009) na formação de cavacos contínuos, o material inicia uma fratura na zona de cisalhamento primária com grandes deformações e permanece homogêneo, sem fragmentação. Esse tipo de cavaco é representado na Figura 20.

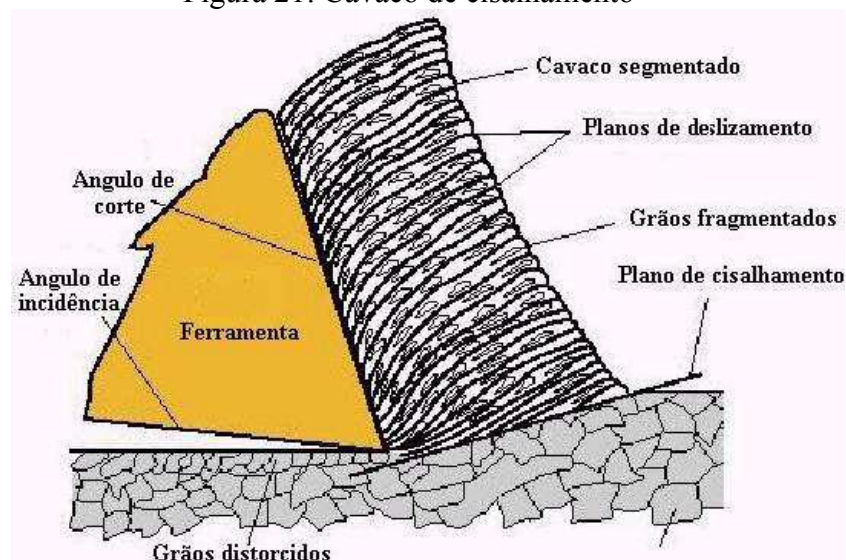
Figura 20: Cavacos contínuos



Fonte: Boothroyd e Knight (1989)

De acordo com Machado *et al.* (2009), os cavacos parcialmente contínuos consistem em um tipo intermediário entre os tipos contínuo e descontínuo, no qual a trinca se propaga parcialmente pela extensão do plano de cisalhamento. Esse tipo com é constituído de lamelas justapostas bem distintas e também é conhecido como cavaco de cisalhamento (FERRARESI, 2006). A Figura 21 exemplifica o mecanismo que acontece durante a formação de cavacos de cisalhamento.

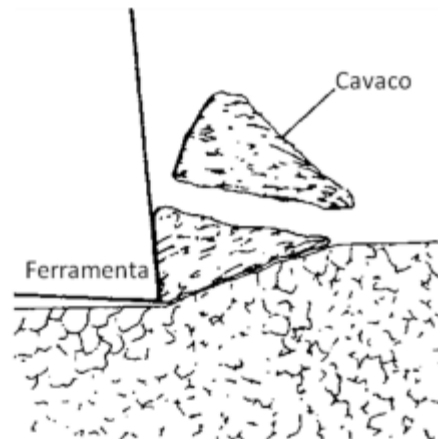
Figura 21: Cavaco de cisalhamento



Fonte: Ribeiro (2014)

Por último, os cavacos descontínuos ou também denominados cavacos de ruptura, que segundo Boothroyd; Knight (1989), são aqueles formados na usinagem de materiais frágeis. A fratura completa do cavaco irá ocorrer na zona de cisalhamento primária. Desta forma, este tipo de cavaco constitui-se de fragmentos arrancados, demonstrado na Figura 22.

Figura 22: Cavacos de ruptura



Fonte: Boothroyd; Knight (1989)

Os cavacos ainda podem ser classificados quanto à sua forma. A Figura 23 ilustra as diferentes formas dos cavacos.

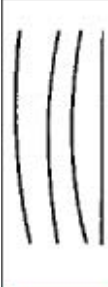
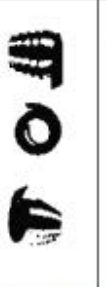
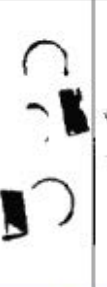
Figura 23: Classificação do formato de cavaco segundo norma ISO 3685:1993

1- Cavaco em fita	2- Cavaco Tubular	3- Cavaco Espiral	4- Helicoidal Arruela	5- Helicoidal Cônico	6- Cavaco em Arco	7- Fragmentado	8- Tipo Agulha
1-1- Longo	2-1- Longo	3-1- Plano	4-1- Longo	5-1- Longo	6-1- Conect.		
1-2- Curto	2-2- Curto	3-2- Cônico	4-2- Curto	5-2- Curto	6-2- Solto		
1-3- Emaranhado	2-3- Emaranhado		4-3- Emaranhado	5-3- Emaranhado			

Fonte: Adaptado de ISO 3685 (1993)

Alguns autores ainda classificam as formas de cavacos da Figura 24 em categorias de acordo com a influência no processo. Neste sentido, Grzeisk; Kwiatkowska (1996) e Mesquita *et al.* (1996) classificam as formas dos cavacos em favoráveis, como sendo aqueles que não influenciam na operação de usinagem e, em desfavoráveis, como sendo aqueles que emaranham em torno da ferramenta e da peça de trabalho, originando perigo ao operador, prejudicando o acabamento superficial, conduzindo a quebra inesperada da ferramenta e aumentando o volume aparente de material a ser removido da área de corte.

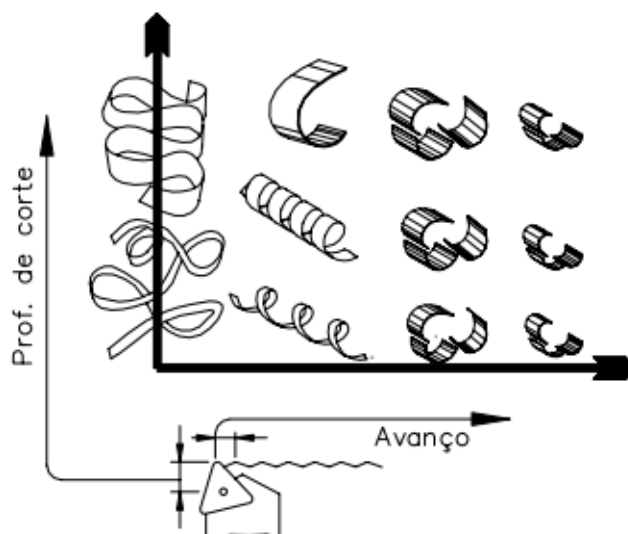
Figura 24: Classificação da influência do cavaco no processo de usinagem segundo Grzeisk; Kwiatkowska (1996) e Mesquita *et al.* (1996)

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
FITA		HÉLICE					OUTROS		
FITA	EMARA- NHADO	HÉLICE PLANA	HÉLICE OBLÍQUA	HÉLICE LONGA	HÉLICE CURTA	HÉLICE ESPIRAL	ESPIRAL	VÍRGULA	ARRANCA DOS
									
desfavorável		médio			favorável		médio		

Fonte: Usinagem (2015)

As formas dos cavacos também estão ligadas diretamente com os parâmetros de usinagem. As variações desses parâmetros tendem a produzir diferentes formas de cavaco em um mesmo material. A relação da forma com os parâmetros é mostrada na Figura 25.

Figura 25: A Influencia do velocidade avanço e da profundidade de corte no formação do cavaco



Fonte: Usinagem (2015)

3.3.5 Características de usinagem das superligas da base de níquel e de ferro-níquel

De acordo com Mendes (2005) as superligas de níquel estão entre os materiais mais utilizados para aplicações de longos períodos em atmosferas com um alto índice de corrosão e oxidação e a temperaturas superiores a 650°C.

O custo produtivo de peças a base de ligas de níquel que necessitam de etapas de usinagem durante seu processo de fabricação é elevado, muito maior que processos convencionais, principalmente em relação ao custo hora/máquina. Portanto busca-se a diminuição do tempo efetivo de usinagem, consequentemente aumentando o uso efetivo da ferramenta (LOPEZ DE LECALLE, 1998). Segundo Vilella (1998) a redução destes tempos pode ser feito definindo-se parâmetros corretos para usinagem, como: ferramenta, velocidade de avanço, profundidade de corte, utilização adequada de fluido de corte quando necessário e velocidade de corte. Com relação à velocidade de corte é possível destacar sua capacidade de aumentar a taxa de remoção do cavaco também reduzindo o tempo de usinagem. Entretanto, o aumento da velocidade de corte influencia diretamente de forma negativa na vida da ferramenta de corte, principalmente em usinagem de superligas. Gerando um aumento no tempo de produção devido ao maior número necessário de trocas de ferramentas durante a usinagem.

Esses materiais representam um desafio considerável durante o processo de usinagem devido à sua baixa condutividade térmica, elevada tendência ao encruamento, dureza a quente, afinidade química com os materiais de ferramenta, e a presença de partículas de carboneto de abrasivos na sua microestrutura (THAKLUR; GANGOPADHYAY, 2015).

Segundo Gobbi (2014)

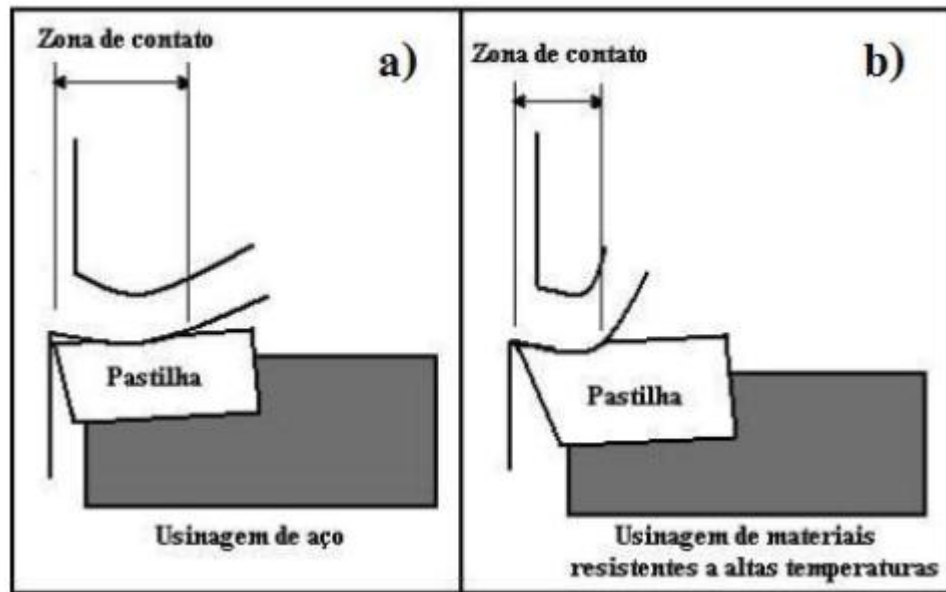
a condutividade térmica do níquel puro é da ordem de $0,089 \text{ (W/mm}^2\text{)/(}^\circ\text{C/mm)}$, portanto superior à do ferro puro que atinge somente $0,072 \text{ (W/mm}^2\text{)/(}^\circ\text{C/mm)}$. A condutividade térmica das superligas de níquel é muito inferior, da ordem de 10% desse valor, devido à adição de muitos elementos de liga em elevados teores.

Portanto devida a baixa condutividade térmica da liga faz com que haja concentração de calor na aresta de corte da ferramenta, aproximadamente 1000°C , causando um gradiente térmicos. Segundo Showdhury (1998) durante a usinagem o calor se concentra na região de corte, dificultando o controle de formação do cavaco e sua quebra. Dessa forma essas ligas só podem ser usinadas em velocidades reduzidas,

Em relação à carga de trabalho, durante a remoção do cavaco as superligas apresentam diferenças em relação a usinagem de um material comum como aço. Portanto é necessária a utilização de ferramentas especiais para usinagem, segundo WITTING (2002).

De acordo com Witting (2002) a usinagem de materiais como aço apresenta mais facilidade, pois possui uma área de contato da aresta de corte com a peça maior e mais estável e conseqüentemente a ferramenta recebe uma menor carga. Já na usinagem de resistentes a altas temperaturas a área de contato é menor e faz com que a ação da força que deforma ocorra diretamente na aresta de corte.

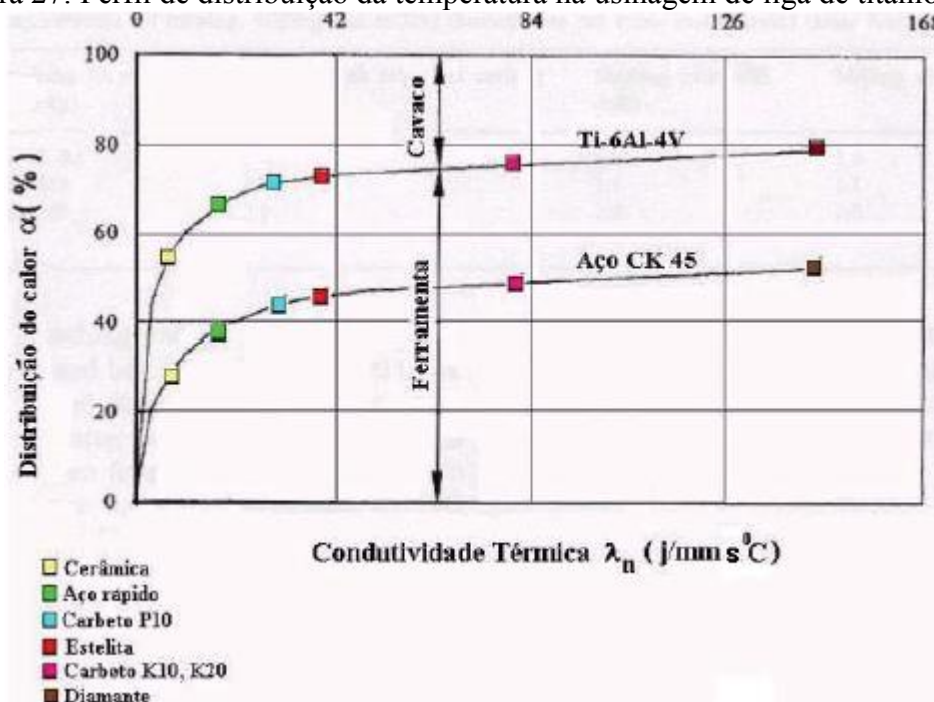
Figura 26: Cargas geradas na aresta de corte: (a) usinagem de aço; (b) usinagem de ligas resistentes a altas temperaturas.



Fonte: Adaptado de Witting (2002)

Um exemplo comparativo de usinagem de ligas resistentes a altas temperaturas e um aço foi proposto por Ezugwu; Wang (1997). Nele é possível observar que na usinagem de uma liga de titânio ($TiAl_6V_4$) 80% do calor não pode ser removido com o fluxo de cavaco e portanto ficou retido na ferramenta. Em comparação ao aço apenas 50% do calor não foi removido durante a usinagem (Figura 27).

Figura 27: Perfil de distribuição da temperatura na usinagem de liga de titânio e aço



Fonte: Ezugwu e Wang 1997.

Uma alternativa para otimizar o processo de usinagem das ligas de níquel é desenvolver estudos utilizando ferramentas mais resistentes ao calor e a altas velocidades. Segundo Sawford *et al.* (2008) a liga de Fe-Ni possui uma resistência o desgaste, quando utilizada em altas temperaturas, melhor que as superligas à base de Ni, o que intensifica a necessidade da utilização de ferramentas mais apropriadas para a usinagem das superligas. Dentre as ferramentas de corte as ferramentas cerâmicas se destacam como sendo o seguimento mais promissor na área.

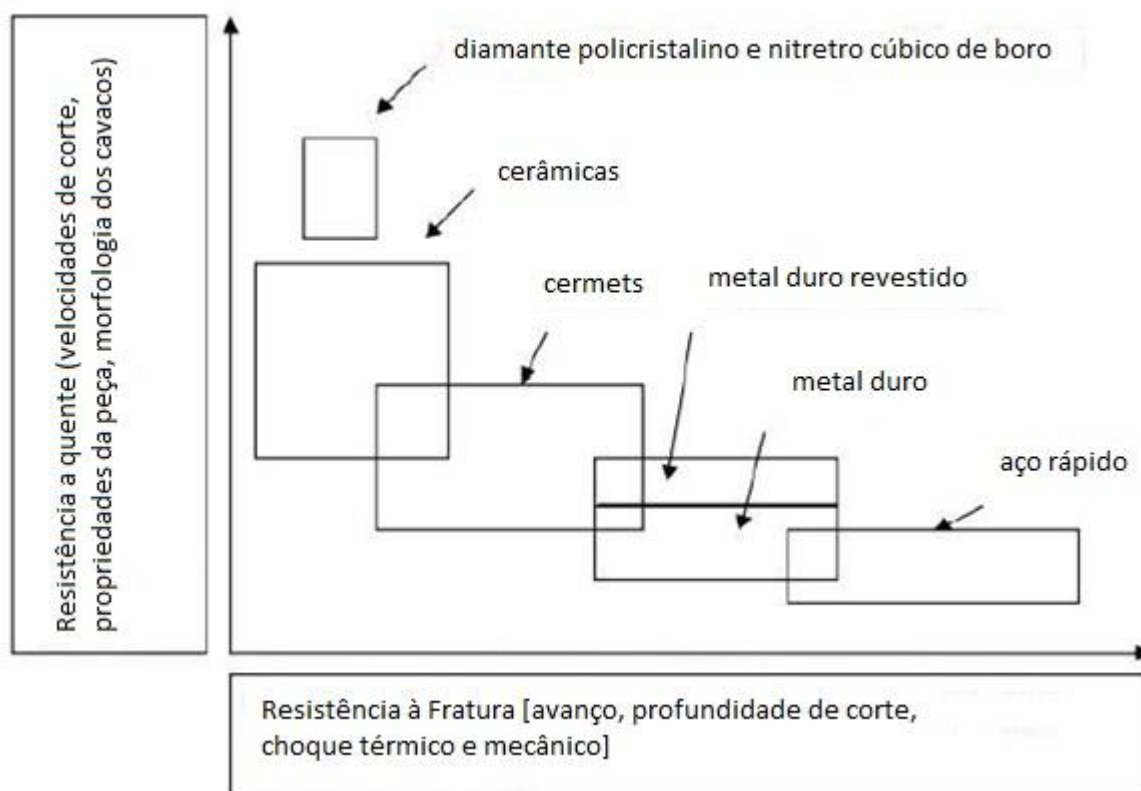
3.4 Ferramentas de Corte

O princípio básico do processo de usinagem consiste na utilização de uma ferramenta que apresente dureza superior ao material da peça a ser usinada. Por tanto, para a criação de novas ligas com melhores propriedades mecânicas a quente, é necessário o desenvolvimento de novas ferramentas para que essas novas ligas possam ser trabalhadas (DINIZ, 2008).

O desenvolvimento das ferramentas constitui do aprimoramento de duas propriedades antagônicas, que são dureza e tenacidade. A obtenção de boas ferramentas depende do balanço entre essas duas propriedades. A variedade de ferramentas é devido as diferentes combinações dessas propriedades, sendo obtidas através de diferentes composições químicas, controle nos processos de fabricação, tratamentos térmicos e controle dos grãos de sua estrutura.

De acordo com Mehrotra (1998), os materiais de corte mais comumente usados para usinagem de ligas metálicas podem ser classificados pela sua resistência a deformação térmica e por sua tenacidade a fratura. Na Figura 28 cada área corresponde a um tipo de ferramenta e a faixa na qual ela trabalha com relação às fatores de deformação térmica e tenacidade a fratura.

Figura 28: Materiais de corte mais comuns para usinagem de ligas metálicas



Fonte: Mehrotra (1998)

O fator que mais influência na temperatura durante a usinagem é a velocidade de corte, pois quanto maior a velocidade de corte, será a resistência à deformação térmica. As solicitações mecânicas são influenciadas pelo aumento da profundidade de corte, do avanço,

do choque térmico e do choque mecânico. Deste modo os materiais das ferramentas devem apresentar uma resistência a fratura crescente (SHAW, 1994).

3.4.1 Ferramentas Cerâmicas

Na literatura tem-se registro do uso de cerâmicas como ferramentas de corte em usinagem desde a década de 50, mas seu uso só apresentou grande percentual na década de 80.

Esse material apresenta algumas propriedades muito interessantes para determinadas aplicações específicas como: dureza a quente e a frio, resistência a desgaste e estabilidade química. Porém também apresenta algumas propriedades que não são favoráveis, tais como:

- Baixa condutividade térmica: diminui a transferência de calor fazendo com que a região de interface ferramenta-peça e ferramenta-cavaco atinjam altas temperaturas;
- Baixa tenacidade: torna a ferramenta mais suscetível a trincas e quebra.

Portanto tem-se realizados grandes esforços no desenvolvimento e melhoria da tenacidade desses materiais (DINIZ, COPPINI, MARCONDES, 2000).

De acordo com Diniz; Coppini; Marcondes (2000), as ferramentas cerâmicas podem ser classificadas em três principais grupos.

- **A base de óxido de alumínio**

Chamadas também de cerâmicas branca, por apresentarem cor branca após serem prensadas a frio e quando o processo de prensagem é feito a quente adquirem coloração cinza, podem ser divididas em classes distintas: mistas, ou seja, alumina reforçada com “whiskers” e puras.

As cerâmicas mistas contêm além de alumina, carboneto de titânio (TiC) ou nitreto de titânio (TiN). A alumina classificada como reforçada com “whiskers” é constituída de uma matriz cerâmica de Al_2O_3 com reforço de monocristais.

As cerâmicas chamadas de pura são constituídas de óxido de alumínio puro em finos grãos de Al_2O_3 . Também podem apresentar algum teor de MgO para inibir o crescimento dos

grãos, titânio e níquel para aumentar a resistência mecânica e óxido de zircônio (ZrO_2) para aumentar a tenacidade.

- **Cerâmicas a base de nitreto de silício**

São ferramentas constituídas por cristais de Si_3N_4 com uma fase intergranular de SiO_2 que são sinterizados na presença da alumina, chamada de Sialon, e/ou Y_2O_3 e MgO .

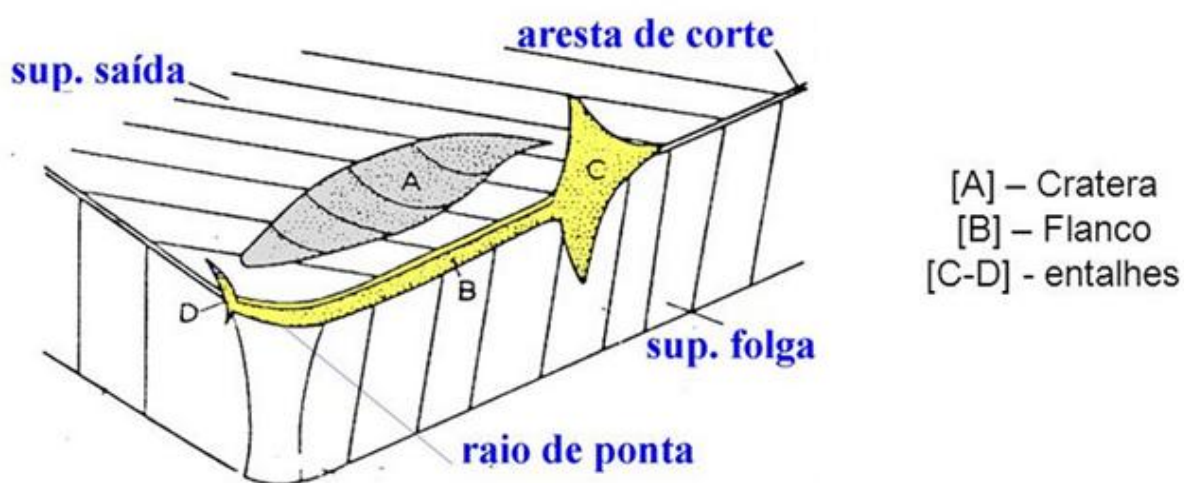
- **Cermets**

Sua estrutura é semelhante a ferramentas de metal duro, constituídas de partículas de cerâmica e metal, que são ligadas por um aglomerante. As partículas duras são TiC , TiN ou TiCN . Tendo como elemento de ligação geralmente o Ni . Podem ser recobertas com TiN , o que reforça o coeficiente de atrito e a tendência a formação de aresta postiça de corte.

3.4.2 Tipos e Mecanismos de Desgastes de Ferramentas de Corte

Segundo Diniz; Coppini; Marcondes (2000) existem diversos tipos de desgaste em ferramentas de usinagem, sendo predominantemente os desgastes de flanco, o de cratera, aresta postiça de corte e outros. Esses desgastes acontecem por diversos mecanismos básicos na usinagem do metal, dentre eles podemos citar: abrasão, difusão, oxidação e adesão.

Figura 29: Tipos de desgaste em ferramentas de corte



Fonte: Adaptado de Ezugwu (2005)

Dentre os mecanismos a abrasão é um dos principais causadores de desgaste de ferramentas. Esse mecanismo pode causar desgastes de flanco e de cratera, porém ele é mais presente no desgaste frontal, onde a superfície da ferramenta atrita com elemento rígido (peça), enquanto que a superfície de saída atrita com elemento mais flexível que é o cavaco. Esse desgaste é influenciado por partículas duras contidas no material da peça e pela temperatura de corte, que reduz a dureza da ferramenta.

O mecanismo de difusão entre a ferramenta e o cavaco é um mecanismo microscópico ativado pela temperatura na região de corte, devido a elevadas velocidades de corte. Esse fenômeno é o principal responsável pelo desgaste de cratera. É na superfície de saída da ferramenta que se tem as condições apropriadas, tais como: alta temperatura (causada pelas velocidades e zona de aderência) e tempo de contato cavaco-ferramenta na zona de aderência, onde a velocidade de saída do cavaco é zero (DINIZ, COPPINI e MARCONDES, 2000).

O mecanismo de oxidação é decorrente da elevada temperatura e a presença de ar ou fluídos de corte. Alguns materiais de ferramentas se desgastam com mais facilidade devido à oxidação, pois não contém materiais com maior dureza e resistência que os óxidos formados. Esse mecanismo de desgaste ocorre principalmente nas extremidades do contato cavaco-ferramenta devido a sua exposição ao ar nessa região.

De acordo com Diniz; Coppini; Marcondes (2000) quando superfícies estão em contato, sob cargas moderadas, baixas temperaturas e baixas velocidades de corte, pode ocorrer a adesão de partículas da superfície do metal na superfície da ferramenta, originando assim o desgastes chamado de aresta postiça de corte.

Separar cada um desses fenômenos quantitativamente em relação a contribuição deles para a formação dos desgastes é praticamente impossível, mas em termos gerais é evidente a contribuição de cada componente nas velocidades de corte. Em termos gerais o desgaste de flanco é causado pela abrasão em altas velocidades e pelo cisalhamento de aresta postiça de corte e o desgaste de cratera ocorre devido à difusão.

Em relação a superligas de níquel existe uma grande afinidade química entre elas e os materiais mais utilizados em ferramentas de corte e portanto formam uma camada de

aderência conduzindo aos mecanismos de difusão e arrastamento drástico, segundo CHOUDHURY e BARADIE (1998).

4 MATERIAL E MÉTODOS

O material utilizado na realização deste trabalho foi a superliga metálica à base de ferro e níquel VAT-32 ®, proveniente de doação da empresa Villares Metals S. A., localizada no município de Sumaré - SP.

4.1 Obtenção e preparo do corpo de prova

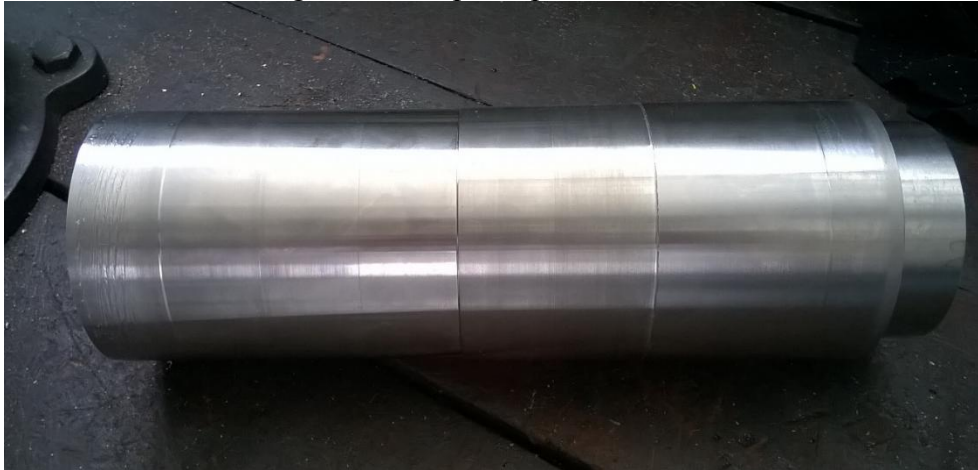
O material doado pela Villares Metals possuía somente um formato cilindro, portanto foi enviado para a manufatura do corpo de prova, ou seja, realizar o rebaixo para acoplá-lo a castanha do centro de usinagem, bem como a colocação do contraponto, como apresentado na Figura 30. O diâmetro final do corpo de prova foi de 86mm ($D=86\text{mm}$) e um comprimento final de 230mm ($L=230$) (Figura 31).

Figura 30: Desenho ilustrativo do corpo de prova



Fonte: CUNHA (2004)

Figura 31: Corpo de prova usinado.



Fonte: Autoria própria

4.2 Processo de usinagem

Para a usinagem do material foi escolhido o processo torneamento externo com parâmetros de usinagem típicos de acabamento. Esse processo foi realizado em um torno CNC Romi GL 240M do departamento de Engenharia de Materiais e Tecnologia da UNESP em Guaratinguetá (Figura 11).

Figura 32: Foto do torno CNC utilizado para realização dos ensaios



Fonte: Autoria Própria

A ferramenta escolhida para o processo de usinagem foi a base de óxido de alumínio (Al_2O_3) de óxido de magnésio (MgO). A geometria das pastilhas eram simples (Figura 33). A Tabela 1 apresenta as propriedades físico-mecânicas desta ferramenta.

Figura 33: Ferramenta de alumina utilizada no processo de usinagem



Fonte: Autoria Própria

Tabela 1: Propriedades físico-mecânica da ferramenta cerâmica utilizada

Propriedade	Valor
Densidade Teórica	99% m/m $\pm$ 0,15
Dureza	1700 HV $\pm$ 0,20
Tenacidade	7,8 MPa/ m ² $\pm$ 0,12

Fonte: Autoria própria

A escolha dos parâmetros de usinagem iniciais foram baseado na literatura para ferramentas do tipo cerâmico da classe óxido de alumínio, a qual nos diz que esse tipo de ferramenta deve ser utilizado em altas velocidades de corte.

Primeiramente o corpo de prova foi usinado com valores referência. Após a usinagem era avaliado o desgaste da ferramenta, para então determinar novos parâmetros de corte.

A Tabela 2 apresenta os parâmetros de corte utilizados neste estudo.

Tabela 2: Parâmetros de corte utilizados nos ensaios

Vc (m/min)	Vf (mm/volta)	ap (mm)
200	0,25	0,3
200	0,25	0,5
250	0,15	0,5
270	0,10	0,5
280	0,10	0,5
280	0,18	0,5
300	0,10	0,5
300	0,10	0,6
300	0,15	0,5
300	0,18	0,5
300	0,25	0,25
300	0,25	0,3
300	0,25	0,5
350	0,25	0,25
400	0,25	0,25
400	0,25	0,3

Fonte: Autoria própria

Para cada combinação de parâmetros de corte utilizados, foi realizada a usinagem em duplicada de um trecho de 30 mm. Na sequência foi efetuada a medição da rugosidade em três pontos distintos.

Cada aresta de corte das ferramentas foi utilizada uma única vez e identificada de acordo com os parâmetros em que foi trabalhada, para posterior análise do desgaste e avarias que sofreu durante o processo de usinagem.

4.3 Análise da Integridade superficial

A cada trecho usinado foi avaliada a integridade superficial da peça mediante a determinação da rugosidade média. Essa medição foi realizada com o auxílio de um rugosímetro da marca Mahr modelo Marsurf M300 (Figura 34), com ponta apalpadora em formato de cone esférico feita de diamante e com raio de ponta de 2 μm . O *cutt-off* utilizado foi de 2,500 μm .

Figura 34: Rugosímetro MahrSurf M300



Fonte: Autoria própria

4.3.1 Desgaste das ferramentas

A partir dos resultados obtidos na análise da rugosidade superficial das peças, foram selecionadas as condições de corte que proporcionaram R_a inferior a 3,2 e em caráter comparativo as duas piores condições, visando determinar quais os tipos de desgaste e de avaria que a usinagem do VAT32® causaria de maneira quantitativa e qualitativa.

Para a análise quantitativa, foi utilizado um microscópio de medição da Marca Mahr, modelo MarVision MM200 (Figura 35).

Figura 35: Microscópio de medição



Fonte: Autoria própria

Primeiramente as ferramentas foram fixadas em um suporte, com o objetivo de melhor visualizar as superfícies de saída e de corte. Posteriormente foram realizadas medidas das avarias encontradas através a fixação da linha de referência no início do desgaste e em seguida movendo esta mesma linha até o final do desgaste e assim determinando a sua extensão em milímetros.

Para realizar a avaliação do tipo de desgaste qualitativo foi utilizado um microscópio óptico da Zeiss (Figura 36). Foram capturadas fotos das superfícies de corte e de saída.

Figura 36: Microscópio óptico Zeiss



Fonte: Autoria própria

4.3.2 Análise de material aderido

A fim de identificar a adesão de material da peça na ferramenta, podendo caracterizar a presença de aresta postiça de corte, as pastilhas de cerâmica foram submetidas à análise por EDS (Energy Dispersive Spectroscopy – Espectroscopia de Energia Dispersiva). Para tal foi utilizado um EDS da marca Oxford-Instruments, modelo INCA x-act (Figura 37a) acoplado a um Microscópio Eletrônico de Varredura– MEV, da marca Zeiss, modelo EVO LS15 (Figura 37b). Essa atividade foi realizada para entender melhor o mecanismo de desgaste da aresta da ferramenta de corte, além de se fazer microanálises semi-quantitativas de material em determinadas regiões da ferramenta.

Figura 37: a) MEV- Microscópio Eletônico de Varredura; b) EDS –Espectroscopia de Energia Dispersiva.



Fonte: Autoria própria

4.3.3 Tipos e formas de cavacos

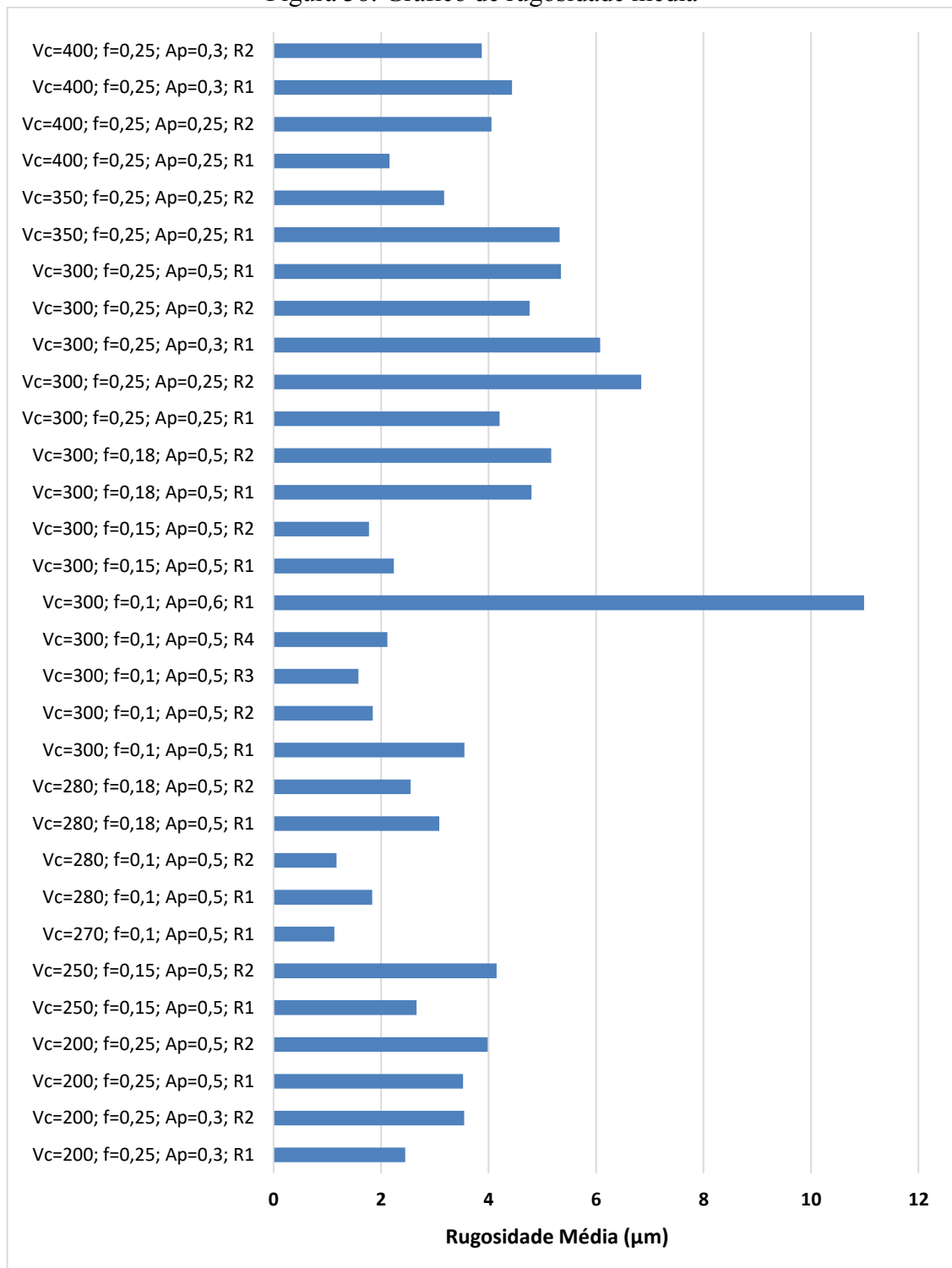
A cada processo de usinagem foi coletado o cavaco gerado. Para analisar o tipo de cavaco utilizado um microscópio óptico da Zeiss (Figura 36).

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Integridade superficial

Através da análise do acabamento superficial (Figura 38) é possível observar que a velocidade de corte não é um fator de grande influência na variável resposta. Os fatores que apresentaram maior influência foram a velocidade de avanço e a profundidade de corte. A velocidade de avanço e profundidade que resultaram no melhor acabamento superficial foram $f=0,10\text{mm/volta}$ e $a_p=0,50\text{mm}$.

Figura 38: Gráfico de rugosidade média



Fonte: Autoria própria

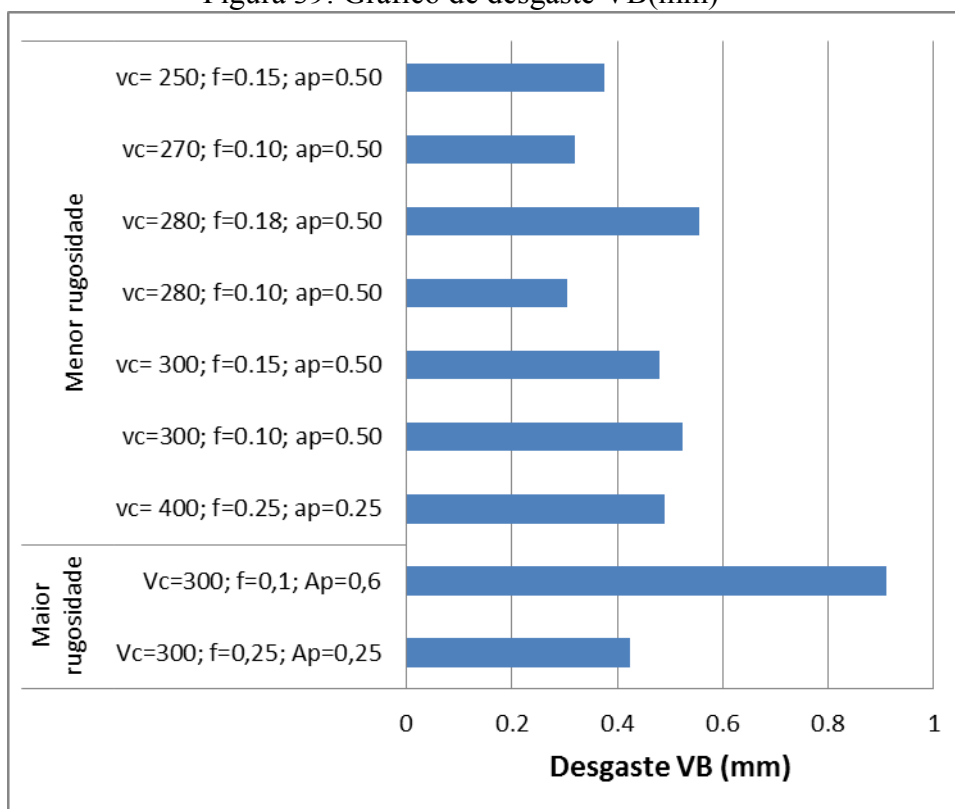
Segundo Diniz (2008) cada parâmetro influencia de maneira diferente o acabamento superficial da peça. A velocidade de corte determina a eficiência do corte durante o processo,

na etapa de acabamento portando devem ser usadas altas velocidades de corte aliadas ao correto valor de avanço, proporcionando um corte eficiente do material compondo valores satisfatórios de acabamento. O avanço tem intima ligação com o acabamento e merece atenção especial. Em operações de acabamento devem-se utilizar valores baixos de avanço. A profundidade tem pouca influência na rugosidade resultante, já que esse parâmetro se relaciona principalmente com a quantidade de material removido.

5.2 Desgaste de ferramenta

A Figura 39 apresenta os resultados obtidos para o desgaste das ferramentas. Através destes resultados observa-se que quase todos os valores para VB foram entre 0,3mm e 0,5mm, sendo o menor para a condição $V_c=280\text{m/min}$, $f=0,10\text{mm/volta}$ e $a_p=0,50\text{mm}$.

Figura 39: Gráfico de desgaste VB(mm)

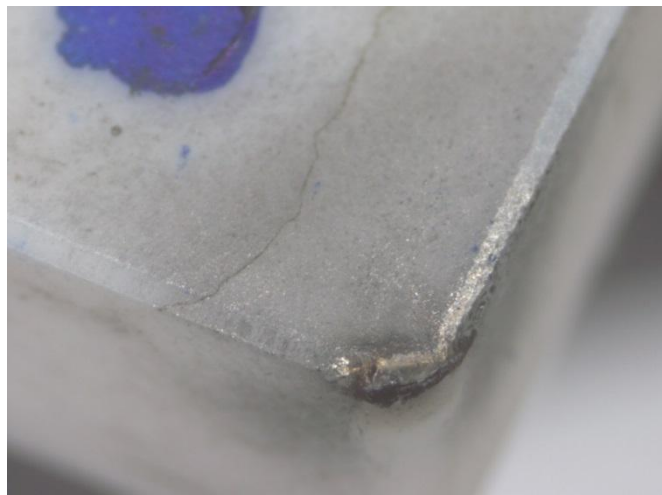


Fonte: Autoria própria

As Figuras de 40 a 46 são referentes às arestas de corte que proporcionaram os melhores acabamentos superficiais.

Na Figura 40 é possível observar a quebra/lascamento da aresta. A aresta foi utilizada no parâmetro $V_c=250\text{m/min}$, $f=0,15\text{mm/volta}$ e $a_p=0,50\text{mm}$. Essas condições resultaram no menor desgaste da ferramenta, porém não no melhor acabamento superficial. Ainda é possível observar a presença de uma trinca causada pela vibração durante o ensaio.

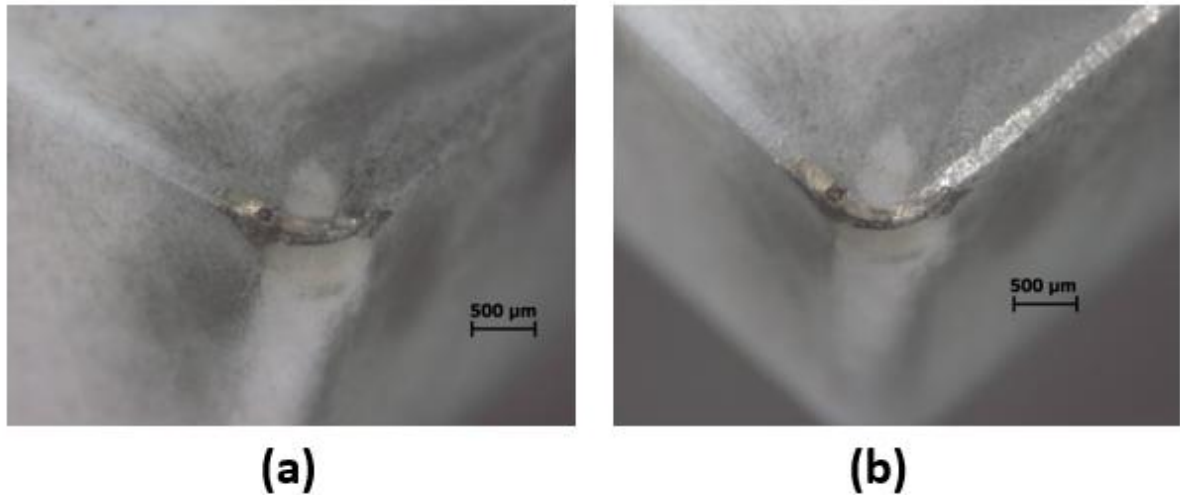
Figura 40: Desgaste causado pelo parâmetro $V_c=250\text{m/min}$, $f=0,15\text{mm/volta}$ e $a_p=0,50\text{mm}$



Fonte: Autoria própria

A aresta apresentada na Figura 41 foi utilizada no parâmetro $V_c=270\text{m/min}$, $f=0,10\text{mm/volta}$ e $a_p=0,5\text{mm}$ e apresentou um desgaste de flanco e quebra/lascamento.

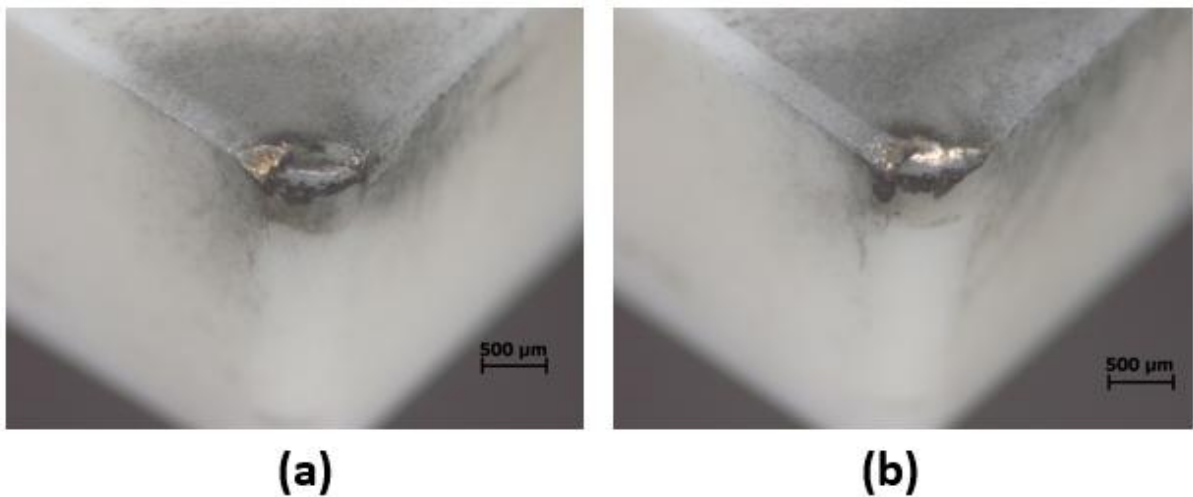
Figura 41: Desgaste causado pelo parâmetro $V_c=270\text{m/min}$, $f=0,10\text{mm/volta}$ e $a_p=0,50\text{mm}$



Fonte: Autoria própria

As arestas utilizadas com o parâmetro $V_c=280\text{m/min}$, $f=0,18\text{m/volta}$ e $a_p=0,50\text{mm}$ apresentaram o desgaste de flanco e quebra/lascamento (Figura 42).

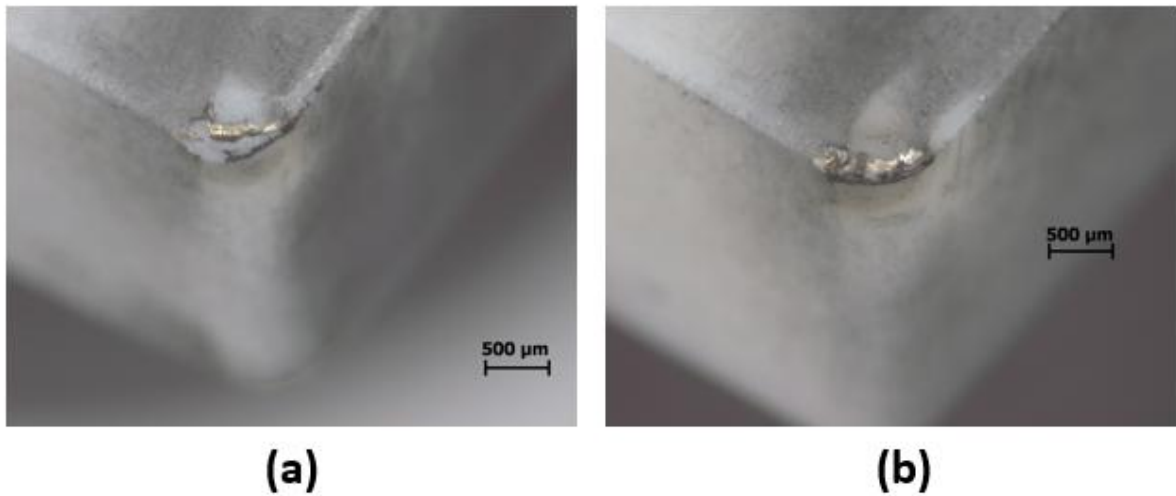
Figura 42: Desgaste causado pelo parâmetro $V_c=280\text{m/min}$, $f=0,18\text{mm/volta}$ e $a_p=0,50\text{mm}$



Fonte: Autoria própria

A Figura 43 apresenta a aresta utilizada no parâmetro $V_c=280\text{m/min}$, $f=0,10\text{mm/volta}$ e $a_p=0,50\text{mm}$. Nessas condições a principal avaria ocorrida foi quebra/lascamento.

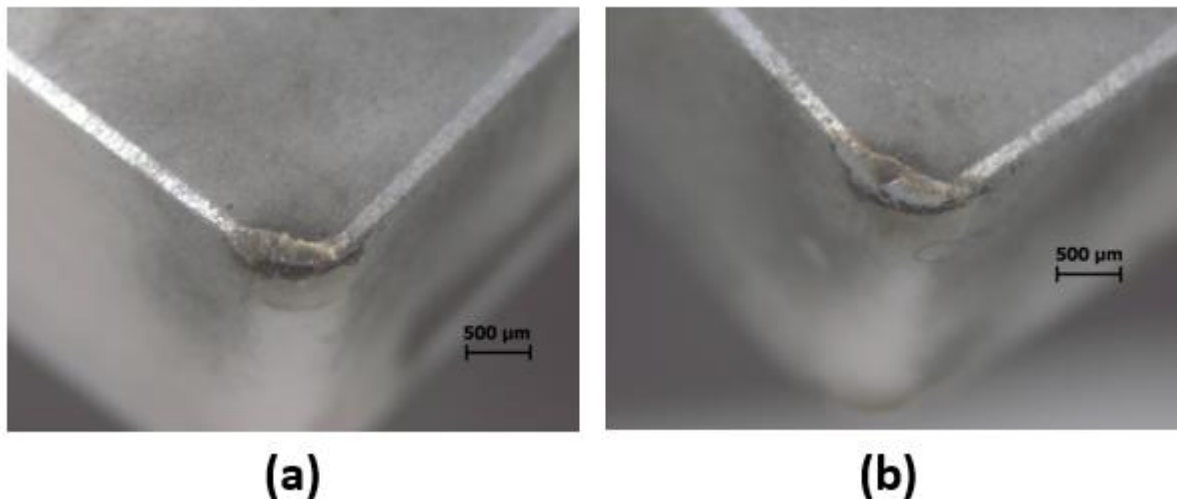
Figura 43: Desgaste causado pelo parâmetro $V_c = 280\text{m/min}$, $f = 0,10\text{mm/volta}$ e $a_p = 0,50\text{mm}$



Fonte: Autoria própria

As arestas utilizadas com o parâmetro $V_c = 300\text{m/min}$, $f = 0,15\text{mm/volta}$, $a_p = 0,50\text{mm}$ apresentaram o desgaste de flanco e quebra/lascamento (Figura 44).

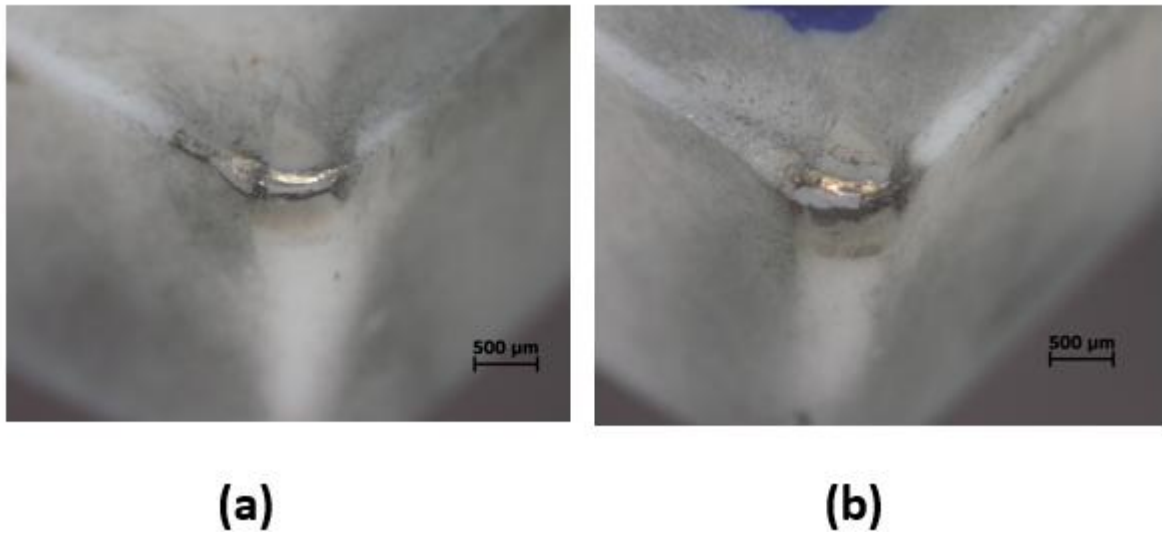
Figura 44: Desgaste causado pelo parâmetro $V_c = 300\text{m/min}$, $f = 0,15\text{mm/volta}$, $a_p = 0,50\text{mm}$



Fonte: Autoria própria

As arestas utilizadas na usinagem do parâmetro $V_c = 300\text{m/min}$, $f = 0,10\text{mm/volta}$ e $a_p = 0,50\text{mm}$ apresentaram um pequeno desgaste de flanco e quebra/lascamento (Figura 45).

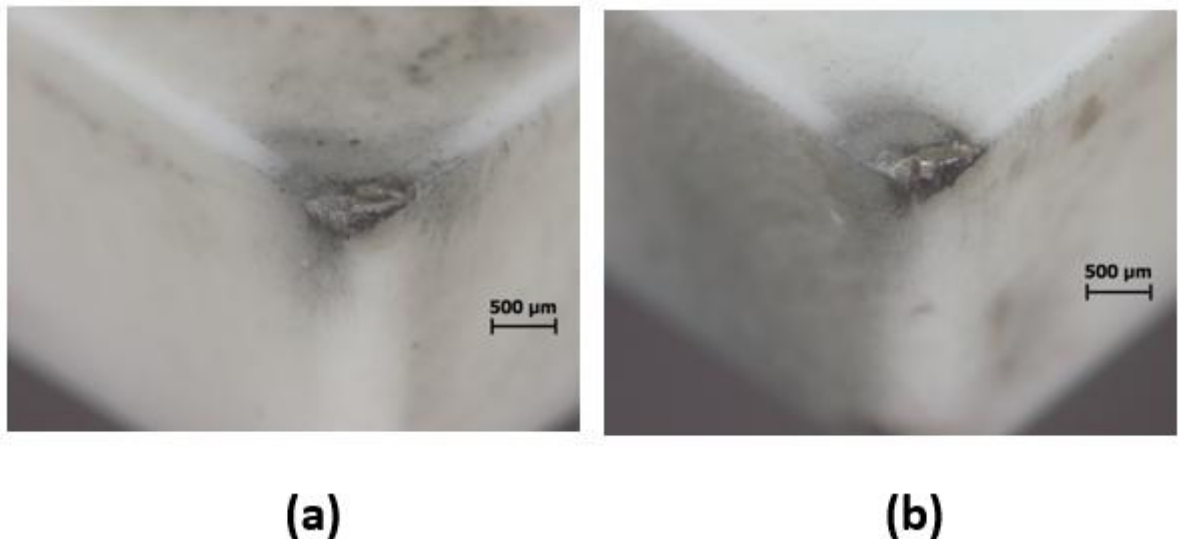
Figura 45: Desgaste causado pelos parâmetros $V_c=300\text{m/min}$, $f=0,10\text{mm/volta}$ e $a_p=0,50\text{mm}$



Fonte Autoria própria

As arestas utilizadas na usinagem do parâmetro $V_c=400\text{m/min}$, $f=0,25\text{mm/volta}$ e $a_p=0,25\text{mm}$ apresentaram um pequena quebra e lascamento (Figura 45).

Figura 46: Desgaste causado pelo parâmetro $V_c=400\text{m/min}$; $f=0,25\text{ mm/volte}$ $a_p=0,25\text{mm}$



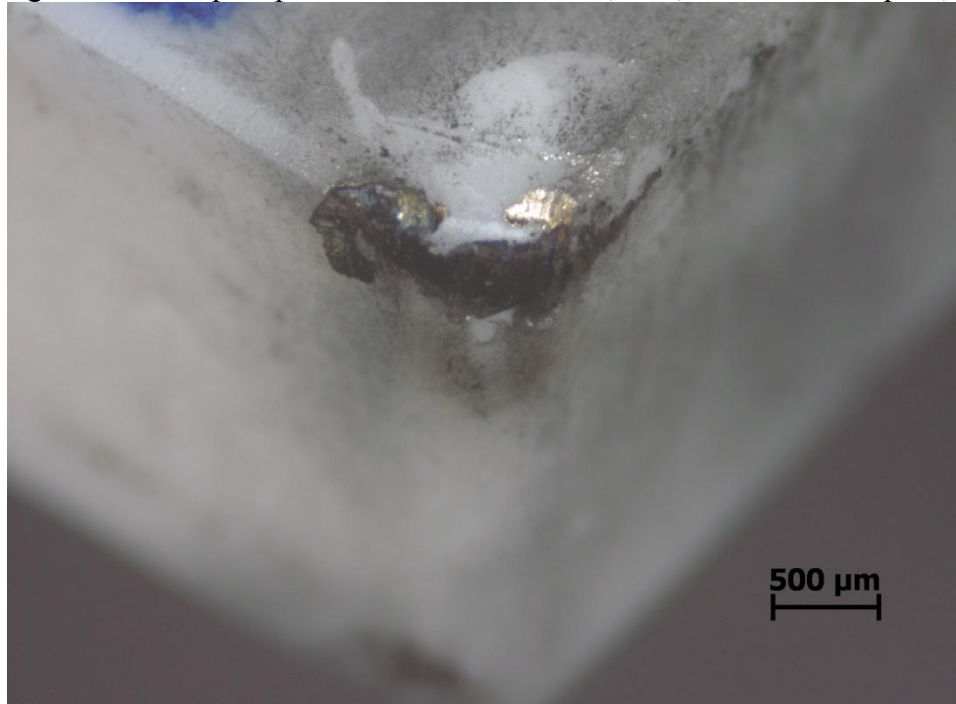
Fonte: Autoria própria

As Figuras 47 e 48 são referentes as arestas de corte que proporcionaram os piores acabamentos superficiais.

A aresta utilizada com o parâmetro $V_c= 300\text{m/min}$, $f= 0,10\text{mm/volta}$ e $a_p= 0,60\text{mm}$ gerou o pior resultado de acabamento superficial, nela é possível identificar um grande

desgaste de flanco, pequenas quebras/lascamento e do lado esquerdo da imagem a adesão de um cavaco (Figura 47).

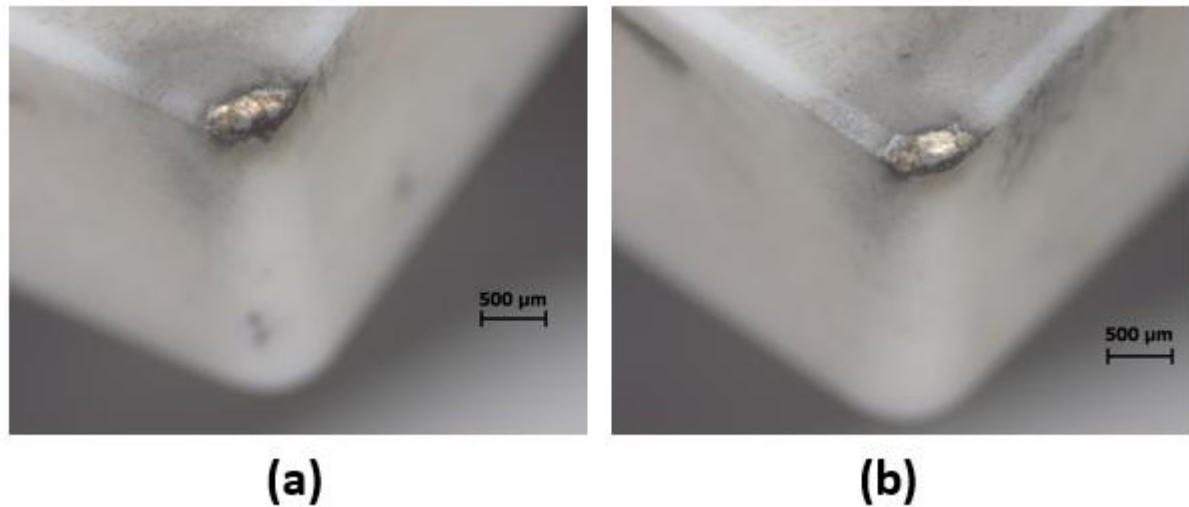
Figura 47: Desgaste causado pelo parâmetro $V_c = 300\text{m/min}$, $f = 0,10\text{mm/volta}$ e $a_p = 0,60\text{mm}$



Fonte: Autoria própria

Na aresta utilizada para a usinagem do parâmetro $V_c = 300\text{m/min}$, $f = 0,25\text{mm/volta}$ e $a_p = 0,25\text{mm}$ é possível identificar avarias do tipo quebra e possivelmente a adesão de material da peça na ferramenta (Figura 48). Para verificar se houve adesão do material foi feito um ensaio de EDS.

Figura 48: Desgaste causado pelo parâmetros $V_c = 300\text{m/min}$, $f = 0,25\text{mm/volta}$ e $a_p = 0,25\text{mm}$



Fonte: Autoria própria

De acordo com Diniz (2008) os parâmetros de usinagem têm relação direta com o desgaste e vida das ferramentas. A velocidade de corte influencia principalmente na temperatura que a aresta de corte atinge, afetando assim a vida da ferramenta. Velocidades mais altas tendem a reduzir drasticamente a vida da ferramenta e ela varia dependendo do tipo de dureza da peça a ser usinada e da ferramenta. Velocidades de avanço muito baixas resultam em desgaste frontal e diminuição da vida da ferramenta, avanços muito altos geram um grande aumento de temperatura e desgaste frontal. E a profundidade de corte não altera muito o desgaste e a vida da ferramenta, já que esse parâmetro se relaciona apenas com a quantidade de material removido.

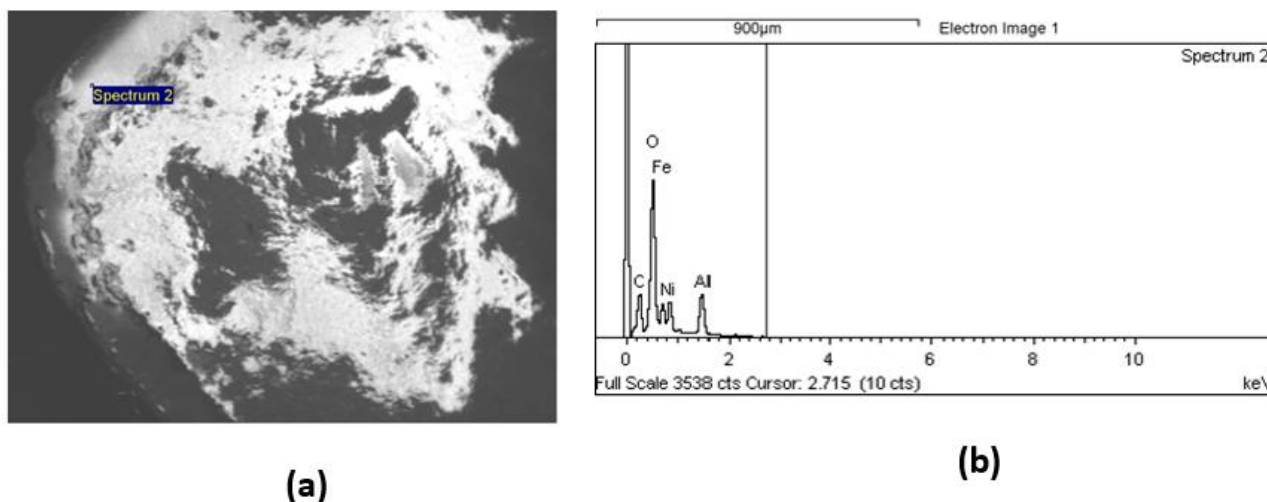
As avarias de quebra/lascamento presentes em todas as arestas de corte podem ocorrer por diversas causas como martelamento do cavaco, profundidade ou avanço elevados, vibrações, aresta postiça ou desgaste excessivo. Nesse caso esse tipo avaria ocorreu principalmente pela baixa tenacidade da ferramenta (característica de materiais cerâmicos) e pela presença de carbonetos na estrutura do material usinado.

5.2.1 Análise de EDS

A análise mais detalhada da aresta (Figura 49) por EDS permitiu identificar a presença de elementos distintos a composição da ferramenta. Os elementos encontrados eram os mesmo presentes na composição da liga VAT 32®, confirmando portanto a adesão de material da peça na aresta de corte (Figura 48).

Figura 49: Mapeamento da aresta de corte com parâmetro $V_c=300\text{m/min}$, $f=0,25\text{mm/volta}$ e $a_p=0,25\text{m}$ (a) Espectro e (b) gráfico com os elementos presentes na análise do espectro

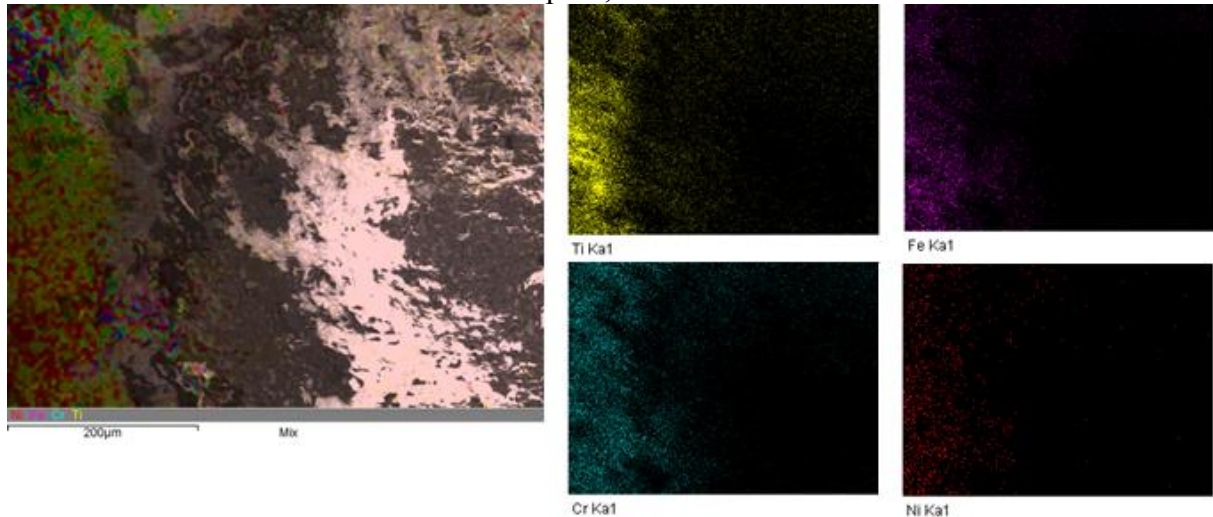
Fonte: Autoria própria



O EDS revelou a presença de oxigênio e alumínio que são elementos da composição da ferramenta (Al_2O_3), também indicou ferro e níquel, elementos da composição da superliga VAT 32®. O EDS também indicou alta porcentagem de carbono, um elemento que não deveria aparecer nessa concentração pois na ferramenta ele não está presente e na liga ele está em baixa concentração. A alta porcentagem de carbono foi devido à contaminação da ferramenta em virtude da utilização da massa de modelar para analisar a ferramenta de corte.

Para facilitar a identificação dos elementos foi utilizada a técnica de mapeamento em cores, onde cada elemento é disposto em uma cor distinta (Figura 50).

Figura 50: Mapeamento em cores corte com parâmetros $V_c=300\text{m/min}$, $f=0,25\text{mm/volta}$ e $a_p=0,25\text{mm}$



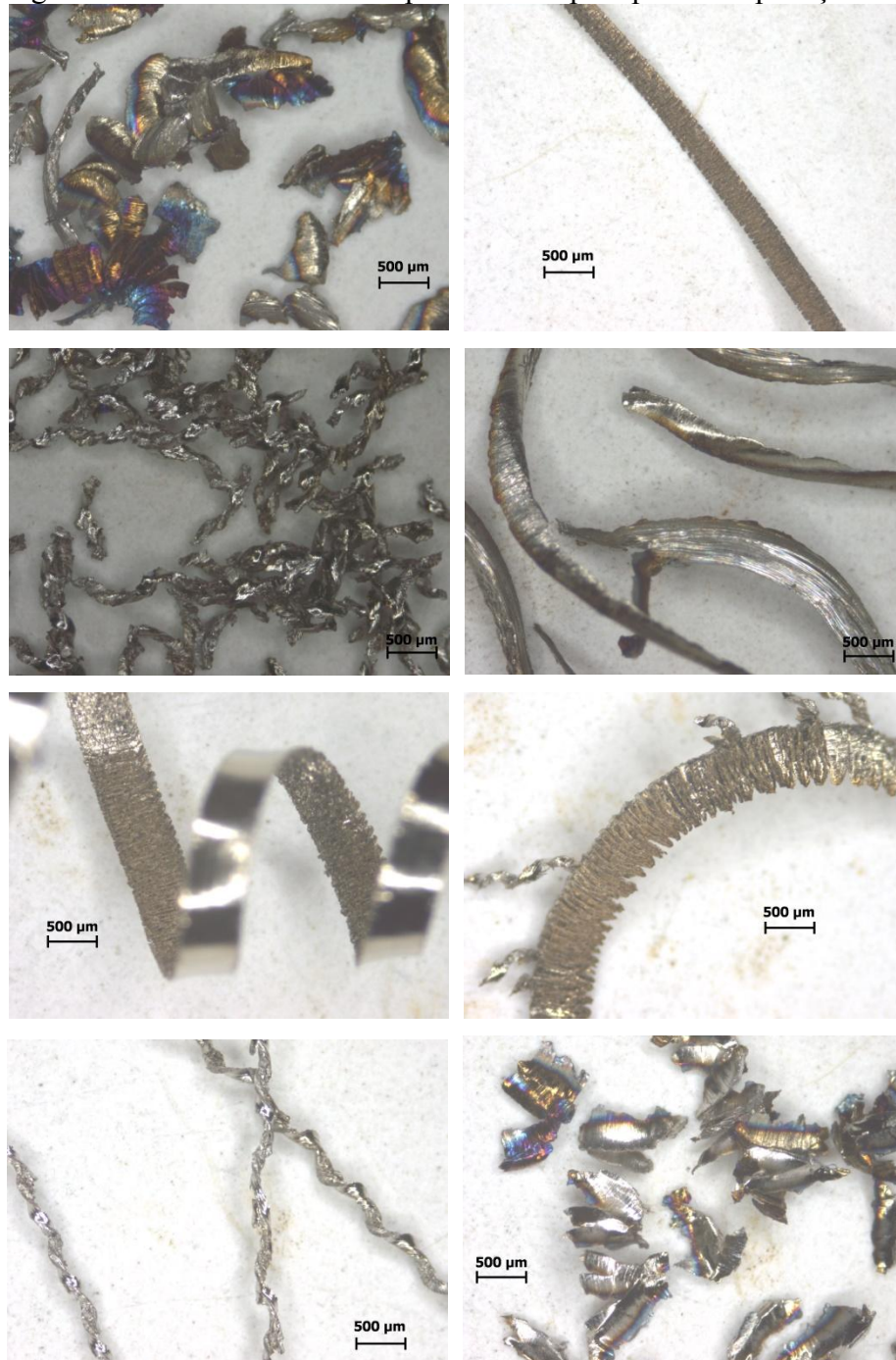
Fonte: Autoria própria

O mapeamento em cores indicou que a concentração dos elementos aderidos está na borda da ferramenta, o que era de se esperar já que é a região de contato e de maior temperatura.

5.3 Análises de cavaco

A Figura 51 apresenta a imagem microscópicas dos de cada tipo de cavaco encontrado na usinagem da liga VAT 32 ®.

Figura 51: Análise dos cavacos por microscopia óptica. Ampliação 10x

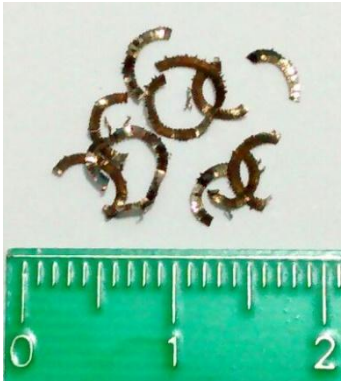


Fonte: Autoria própria

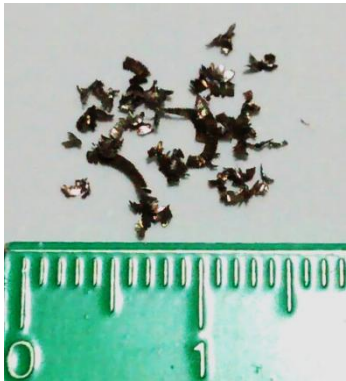
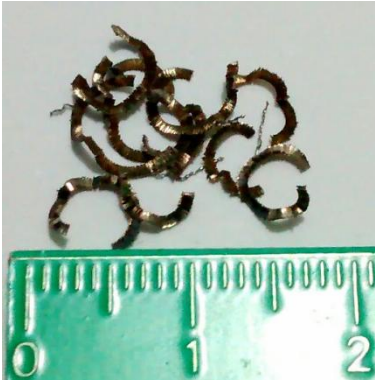
Através da análise microscópica foi possível identificar que o tipo de cavaco produzido pela usinagem da liga VAT 32® é de cisalhamento.

A Tabela 3 apresenta o cavaco gerado em cada parâmetro utilizado na usinagem da liga em estudo.

Tabela 3: Parâmetro *versus* forma do cavaco

Condições	Tipos e formas dos cavacos (continua)
Vc= 250; f=0.15; ap=0.50	
Vc=270; f=0.10; ap=0.50	
Vc=280; f=0.18; ap=0.50	

Fonte: Autoria própria

Condições	Tipos e formas dos cavacos (continuação)
Vc=280; f=0.10; ap=0.50	
Vc= 300; f=0.15; ap=0.50	
Vc=300; f=0.10; ap=0.50	

Fonte: Autoria própria

Condições	Tipos e formas dos cavacos (conclusão)
Vc= 400; f=0.25; ap=0.25	
Vc=300; f=0,1; Ap=0,60	
Vc=300; f=0,25; Ap=0,25	

Fonte: Autoria própria

No geral os cavacos apresentam duas formas, cavacos em arco conectados e cavacos fragmentados, segundo a classificação da ISO 3685. Utilizando também a classificação de Grzeisk; Kwiatkowska (1996) e Mesquita et al. (1996) os cavacos foram classificados como dificuldade média para usar.

6 CONCLUSÃO

A partir dos resultados obtidos conclui-se que o acabamento superficial da liga VAT 32 ® foi influenciado diretamente pela combinação dos parâmetros de usinagem. Sendo que os melhores acabamentos aconteceram para velocidades de corte (V_c) entre 270 e 300 m/min, com velocidade de avanço (f) entre 0,1 e 0,15mm/volta e profundidade (a_p) de 0,5mm. Para esses parâmetros a rugosidade R_a variou entre 1,132 e 3,550 μm .

A partir dos resultados do desgaste conclui-se que a usinagem desse material com ferramenta cerâmica, mesmo que gere bons acabamentos, é complexa e causa um grande desgaste. Sendo necessário uso de grande quantidade de ferramentas para processos longos.

Com relação às avarias ocorridas nas ferramentas observou-se que o mais comum foi a de quebra/lascamento, causadas devido à alta dureza e a baixa tenacidade da ferramenta, sendo ainda mais influenciadas devido à presença de fases duras como carbeto na estrutura da peça.

Observou-se que o cavaco formado é do tipo de cisalhamento, portanto o material usinado apresenta pouca deformação plástica e uma elevada resistência mecânica.

REFERÊNCIAS

- AMORIM, H. J. **Estudo da relação entre velocidade de corte, desgaste de ferramenta, rugosidade e forças de usinagem em torneamento com ferramenta de metal duro**. Dissertação de Mestrado. Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Pelotas 2002.
- BOOTHROYD, G; KNIGHT, W. A. **Fundamentals of machining and machine tools**. 2 nd edition – New York: Marcel Dekker, 1989.
- BOZZA, F. M; BENEGRÀ, M. Estabilidade estrutural de revestimentos de aluminetos de níquel desenvolvidos In Situ por plasma por arco transferido (PTA). **Programa de Apoio à Iniciação Científica – Paic da FAE**, Curitiba, p.377-391, jan. 2012.
- CHOUDHURY, I.A; EL-BARADIE, M.A. Machinability of nickel-base superalloys: a general review, **Journal of Materials Processing Technology**, v. 77, pp.278-284, 1998.
- COMPUTATIONAL THERMODYNAMICS (Org.). **Phase Diagrams: Iron-Nickel (Fe-Ni)** Phase Diagram. Disponível em: <<http://www.calphad.com/iron-nickel.html>>. Acesso em: 25 nov. 2015.
- COSTA, Alex Matos da Silva. **Processamento, caracterização microestrutural e mecânica da superliga B1914**. Tese de Doutorado. Universidade de São Paulo. 2009
- DA VEIGA, F. L. **Superligas à base de níquel inconel-718 e b-1914: Caracterização microestrutural e validação de base de dados termodinâmicos**. 62f. Dissertação (Mestrado). Fundação Oswaldo Aranha- Centro Universitário de Volta Redonda Volta Redonda, 2012
- DI CUNTO, J. C. **Estudo da resistência à corrosão de aços inoxidáveis para uso na parte fria dos sistemas de exaustão de veículos**. Dissertação de Mestrado. Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares. São Paulo 2005
- DI RAIMO, E; PORTO, A. J. V. Rugosidade e Espalhamento Luminoso em Superfícies de Alumínio Torneadas com Ferramenta de Diamante Monocristalino. In: **Anais do XVI Congresso Brasileiro de Engenharia Mecânica - COBEM**, p.23-26, Uberlândia: 2001.
- DINIZ, A. E., COPPINI, N. L. E MARCONDES, F. C. **Tecnologia da usinagem dos materiais**. 6º edição Editora M.M, São Paulo, 262f, 2008.
- DINIZ, A. E; NORITOMI, P. Y. Influência dos parâmetros de corte na rugosidade. **Máquinas e Metais**. São Paulo, v. 35 (391), p. 92 - 101, 1999.
- DONACHIE, M. J; DONACHIE, S. J. **Superalloys: A Technical Guide**, 2nd Edition. ASM International, 2002.
- DORNELAS, D. A. **Caracterização mecânica em temperaturas elevadas da superliga MAR-M247**. 2012. 94p. Dissertação (mestrado em Ciências) - Escola de Engenharia de Lorena, Universidade de São Paulo, Lorena, 2012.
- EZUGWU, E.O.; WANG, Z.M.; MACHADO, A.R. “The machinability of nickel-based alloys: a review.” - **Journal of Materials Processing Technology** 86, pg. 1-16, 1999.

EZUGWU, O. BONNEY, J; YAMANE, Y. An overview of the machinability of aeroengine alloys, **Journal of Materials and Manufacturing Processes**, v.134, n.2, pp. 233–253, 2003

EZUGWU, O. Key improvements in the machining of difficult-to-cut aerospace superalloys, **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, v.45, pp. 1353–1367, 2005

FARINA, A. B; LIBERTO, R. C. N; BARBOSA, C. A. Desenvolvimento de novos aços válvula para aplicação em motores de alto desempenho, **Tecnologia em Metalurgia, Materiais e Mineração**, São Paulo, v. 10, n. 4, p. 329-335, out./dez. 2013

FERRARESI, Dino. **Usinagem dos metais**. São Paulo: Edgard Blücher, 2006.

GRZESIK, W. A revised model for predicting surface roughness in turning. **Wear**. v. 194, p. 143– 148, 1996.

INSTITUTO DE METAIS NÃO FERROSOS (Ed.). **Superligas**. 2015. Disponível em: <<http://www.icz.org.br/niquel-superligas.php>>. Acesso em: 20 set. 2015

INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION. **3685**: Tool-life testing with single-point turning tools, 1993.

KISHAWY, H. A; WILCOX, J. Tool wear and chip formation during hard turning with self-propelled rotary tools. **International Journal of Machine Tools and Manufacture**. v. 43, p. 433 – 439, 2003.

KOPAC, J; BAHOR, M., Interaction of the technological history of a workpiece material and the machining parameters on the desired quality of the surface roughness of a product. **Journal of Materials Processing Technology**. v. 92-93,p. 381 - 387, 1999.

LIMA, A C. **Caracterização e propriedades de compósitos de tecido de juta reforçando matriz de polietileno reciclado**. 2009. 109 f. Tese (Doutorado) - Curso de Engenharia e Ciência dos Materiais, Universidade Estadual do Norte Fluminense, Campos dos Goytacazes, 2009.

LÓPEZ DE LACALLE, L. N; LLORENTE, J. I; SÁNCHEZ, J.A. Improving the cutting Parameters the machining of Nickel and Titanium alloys In: **Annals of the CIRP**, v. 47, 1998.

M'SAOUBI, R; AXINTE, D; SOO, S.L; NOBEL, ; ATTIA, H; KAPPMAYER, G; ENGIN, S; SIM, W. M. High performance cutting of advanced aerospace alloys and composite materials, **CIRP Annals - Manufacturing Technology**, v. 64, n. 2, pp. 557–580, 2015.

MACHADO, A. R; ABRÃO, A. M; COELHO, R.T; SILVA, M. B. **Teoria da usinagem dos materiais**. Editora Blucher, São Paulo, 371f, 2009.

MAY, P.W., CVD Diamond – a new Technology for the Future? **Endeavour Magazin**, v.19, n.3, pp101-106, 1995

MEHROTRA, P. K. Applications of ceramic cutting tools, Key Engineering Materials Vols. 138- 140, **Trans Tech Publications**, Suíça, 1998.

MENDES, M. W. D. **Obtenção de pós de Nb a partir da redução aluminotermica com ignição por plasma**. 2005, Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) Universidade Federal do Rio Grande do Norte, Natal 2005

MESQUITA, R. M. D; SOARES, F. A. M; MARQUES, M. J. M. B. An experimental study of the effect of cutting speed on chip breaking. **Journal of Materials Processing Technology**. v. 56, pg. 313-320, 1996.

PASPARDELLI, C. **Remoção de Pb e Bi em ligas de níquel por refino a vácuo**. 2011. 136p. Dissertação (Mestrado) - Escola Politécnica da universidade de São Paulo, São Paulo 2011.

PERVAIZ, S; RASHID,A; DEIAB, I NICOLESCU, M. Influence of tool materials on machinability of titanium- and nickel-based alloys: a review, **Journal of Materials and Manufacturing Processes**, v. 29, n.3, pp. 219–252, 2014

REED R. C. **The Superalloys: Fundamentals and Applications**. Cambrig. Cambrig University Press, 2006.

RIBEIRO, M.V. **Mecanismo de formação de cavaco**. Guaratinguetá: UNESP, 2015.57p. Notas de Aula.

SANTOS, I. A. **Caracterização de uma super liga de Níquel sob temperaturas elevadas**. 1993, 68f. Dissertação (Mestrado em Concentração em reatores nucleares de potência e tecnologia do combustível nuclear) – Universidade de São Paulo, São Paulo, 1993

SAWFORD, M. K; SINHAROY, S; NARASIMHAN, L. N; KAJINIC, A; WOJCIESZYNSKI, A. L; WRIGHT, J. K. **Wear resistant high temperature alloy**. USA nº US 2008/0008617 A1, 27 jun. 2007, 10 jan. 2008. Disponível em: <<https://docs.google.com/viewer?url=patentimages.storage.googleapis.com/pdfs/US20080008617.pdf>>. Acesso em: 28 nov. 2015.

SENAI/SP **Rugosidade Superficial nas Operações de Torneamento** - Santa Bárbara do Oeste-Fundação Romi Formação de Formadores, 2002.

SERRA, E. C; BRANDIM, A. S; OLIVEIRA, G. B; SALGADO, M. F. Oxidação do aço inoxidável ferrítico AISI 409 em altas temperaturas em atmosfera de ar sintético. **Revista Brasileira de Aplicação de Vácuo**, Campinas, v. 34, n. 1, pp. 14-23, Jan.- Abr., 2015.

SHAW, M. C. Tool life, Ceramic cutting tools- Materials, development and performance, Noyes Publications, University of Florida, EUA, 1994.

TANCRET, F; SOURMAIL, T; YESCAS, M.A; EVANS, R.W; MCALEESE, C; SINGH, L; SMEETON, T; BHADSHIA, H.K.D.H. Design of a creep resistant nickel base superalloy for power plant applications: Part 3–Experimental results. In **Materials Science and Technology**, v.19, p. 296-302, 2003.

THAKUR, A; GANGOPADHYAY, S. State-of-the-art in surface integrity in machining of nickel-based super alloys. **International Journal of Machine Tools and Manufacture**. v.100, pp. 25-54, out 2015

TRENT, E; WRIGHT, P. **Metal cutting**. 4 th ed. Boston, USA: Butterworth Heinemann, 2000.

USINAGEM: Mecanismo de Formação do Cavaco. Mecanismo de Formação do Cavaco. Disponível em: <http://www.geocities.ws/cmovbr73/ProcFabr_Cap3_FormacaoCavaco.pdf>. Acesso em: 27 nov. 2015

VILELLA, R. C. **Metodologia prática visando à otimização das condições de usinagem em células de fabricação**.105f. Dissertação (Mestrado). Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas – UNICAMP. Campinas, 1998.

ZHOU, L. **Machining chip-breaking prediction with grooved inserts in steel turning**. 2001. Tese de doutorado - Worcester Polytechnic Institute, Worcester (EUA).