RONALDO FERREIRA DA COSTA

**EFEITOS DOS PARÂMETROS DE USINAGEM NA FORMAÇÃO DA
CAMADA BRANCA EM TORNEAMENTO DURO NOS AÇOS-
ROLAMENTO (DIN 100CR6)**

São Paulo

2007

RONALDO FERREIRA DA COSTA

**Efeitos dos parâmetros de usinagem na formação da camada branca em
torneamento duro nos aços-rolamento (DIN 100Cr6)**

Dissertação apresentada à Escola Politécnica da
Universidade de São Paulo como requisito para
obtenção do Título de Mestre em Engenharia
Metalúrgica

Área de Concentração:
Engenharia Metalúrgica

Orientador:
Prof. Dr. Cláudio Geraldo Schön

São Paulo

2007

Este exemplar foi revisado e alterado em relação à versão original, sob responsabilidade única do autor e com a anuência do seu orientador.

São Paulo, 02 de Maio de 2007.

Assinatura do autor

Assinatura do orientador

FICHA CATALOGRÁFICA

Costa, Ronaldo Ferreira da
Efeitos dos parâmetros de usinagem na formação da cama-
da branca em torneamento duro nos aços-rolamento (DIN 100
Cr6) / R.F. da Costa. – edição revisada -- São Paulo, 2007.
41 p.

Dissertação (Mestrado) - Escola Politécnica da Universidade
de São Paulo. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de
Materiais.

1.Usinagem 2.Parâmetros de respostas 3.Acabamento de su-
perfícies I.Universidade de São Paulo. Escola Politécnica.
Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais II.t.

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho aos meus pais Paulo e Maria Auxiliadora, à minha esposa Cristiane e principalmente ao meu filho Gabriel o qual espero que o possa servir como fonte de inspiração para ter uma vida estudantil promissora. Dedico também ao meu tio Egberto, o qual sempre foi uma preciosa referência aos meus objetivos.

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente a Deus por ter me permitido estar aqui realizando este precioso trabalho.

Agradeço à minha esposa Cristiane A. Costa e ao meu filho Gabriel A. Costa que tiveram a paciência e a compreensão de ajudar-me em todos os momentos desta longa jornada.

Em especial ao meu orientador Prof. Dr. Cláudio Geraldo Schön, o qual me orientou com paciência, dedicação, amizade, preciosidade e com muita qualidade, bem como aos Prof. Dr. Isabel Fernanda Machado e Ronald Lesley Plaut.

A toda a minha família, em especial minha mãe Maria Auxiliadora Ananias da Costa e aos meus irmãos Renato e Roberto, meus tios, minhas tias, meus primos que tanto colaboraram na minha formação.

Agradeço à empresa Rolamentos FAG Ltda, a qual me deu a oportunidade da realização deste estudo, em especial ao meu gerente e amigo Sr. Orazil que sempre me apoiou e incentivou para o sucesso. Aos amigos da FAG que tanto contribuíram neste trabalho: Edmundo, Fábio, Pedro, Bruno, Júnior, Artemísia, Ricardo, Josival, Beatriz, Jaqueline, Carlos e outros que fazem parte deste time.

A todos os colegas do Laboratório de Fenômeno de Superfície (LFS): Jovânio, Leandro e Maria Cristina os quais me ajudaram com dedicação e paciência na realização e interpretação de todos os testes da microidentação deste estudo.

EFEITOS DOS PARÂMETROS DE USINAGEM NA FORMAÇÃO DA CAMADA BRANCA EM TORNEAMENTO

DURO NOS AÇOS-ROLAMENTO (DIN 100Cr6)

Resumo

Este trabalho discute as alterações micro-estruturais superficiais nos aços usinados por torneamento duro. Uma estrutura não aceita metalurgicamente, chamada de **Camada Branca** (“**White Layer**” – **WL**), é freqüentemente encontrada na superfície torneada. A presença desta camada branca depende dos parâmetros do processo de corte, especialmente do desgaste da ferramenta e da velocidade do corte. A formação da camada branca foi investigada no presente trabalho na face plana inferior de um anel de rolamento fabricada com o aço DIN 100Cr6, usinada por torneamento duro no estado temperado e revenido (dureza 60HRC). A profundidade foi medida usando as técnicas padrões metalográficas. As propriedades mecânicas da camada superficial (módulo de rigidez, E , e microdureza Vickers, HV) foram estimadas pelo método de microidentação instrumentada em uma amostra isenta da camada branca e em duas outras amostras, com camadas brancas de diferentes espessuras (respectivamente 7 e 12 μm de espessura).

De acordo com a literatura a profundidade da camada branca aumenta de acordo com o desgaste da aresta da ferramenta. Este por sua vez aumenta com a velocidade de corte, mas atinge a saturação. Em outras palavras, a profundidade de corte tem pouco efeito sobre a profundidade da camada branca; porém aumentando o

avanço da ferramenta de corte ocorre o aparecimento da mesma. Os presentes resultados confirmam um efeito do avanço da ferramenta sobre a espessura da WL, tal que quanto menor o avanço, maior é a espessura, porém não confirmam o efeito do desgaste da ferramenta. A formação desta camada é discutida no contexto da sua influência sobre a rugosidade das peças.

EFFECTS OF MACHINING PARAMETERS UPON THE DEVELOPMENT OF THE WHITE LAYER IN HARD TURNING OF BEARING STEELS (DIN 100CR6)

Abstract

This work deals with the microstructural changes in the surface of steels machined by hard turning. A non-acceptable microstructure, called White Layer – WL, is usually found in the hard turned surface. The presence of the white layer depends on hard turning parameters, especially on the wear of the machining tool and cutting speed. The formation of the white layer was investigated in the present work by hard turning the inferior face of a roller-bearing ring fabricated with DIN 100Cr6 steel quenched and tempered (60 HRC hardness). The depth of the WL was measured by standard metallographic procedures. The mechanical properties (stiffness modulus, E , and Vickers hardness) of the surface layer were measured by instrumented indentation in three samples: one with no WL, and two containing a WL of respectively 7 and 12 μm .

According to the literature the depth of the WL increases with the wear of the machining tool. This increased with cutting speed, but reaches saturation. The present results confirm an effect of tool advance upon the depth of the WL, such that decreasing the advance leads to an increase in its depth, but an effect of tool wear could not be recognized. The formation of the WL is discussed in the context of its effect on surface roughness.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1- Fluxograma dos processos de usinagem de rolamentos	2
Figura 2 – Desenho de projeto do anel JR 543562 com a indicação da área que será investigada no presente estudo	13
Figura 3 – Fotos dos anéis após e antes do torneamento duro	13
Figura 4 – Foto do anel, com a lateral maior em primeiro plano. A fotografia também mostra mais claramente a “Área de estudo” que será investigada no presente estudo	14
Figura 5 – Foto do torno Okuma LB300 utilizado no presente trabalho	17
Figura 6 – Foto em campo da usinagem de um dos anéis, evidenciando a ferramenta montada com a pastilha	17
Figura 7- Micrografias das amostras CP05 (a), que apresenta uma WL com 7,5 μm de espessura, e CP06 (b) que apresenta uma WL com 12 μm de espessura. Ampliação de 1000x, ataque: Nital 2%	21
Figura 8- Micrografias das amostras CP19 (a), que apresenta uma WL com 7,0 μm de espessura, e CP20 (b) que apresenta uma WL com 10,3 μm de espessura. Ampliação de 1000x, ataque: Nital 2%	22
Figura 9- Avaliação do efeito do desgaste da pastilha na espessura da WL. A sequência das amostras no grupo A é tal que a amostra 1 corresponde a CP01 e assim por diante. Para o Grupo B a amostra 1 corresponde a CP11 e assim por diante	23
Figura 10 – Avaliação do efeito do avanço sobre a espessura da WL	23

Figura 11 – Resultados de ensaios de dureza HV [GPa] nas amostras CP00, CP19 e CP06	24
Figura 12 – Resultados do módulo de rigidez, E [GPa], obtidos para as amostras CP00, CP19 e CP06 no ensaio de microidentação instrumentada	26
Figura A1 – Curvas de microidentação obtidas para a amostra CP00	36
Figura A2 – Curvas de microidentação obtidas para a amostra CP19	37
Figura A3 – Curvas de microidentação obtidas para a amostra CP06	40

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Composição química nominal em porcentagem de massa do Aço DIN 100Cr6 (a primeira linha corresponde ao teor mínimo e a segunda linha ao teor máximo especificado) 15

Tabela 2 – Teores máximos de elementos residuais em porcentagem de massa para o aço DIN 100Cr6 15

Tabela 3 - Condições de usinagem empregadas nos ensaios de torneamento duro das amostras dos grupos A e B (VC = velocidade de corte, F = avanço) 16

Tabela 4 – Apresenta os resultados de espessura da WL nas amostras CP01 a CP20. A tabela apresenta também os parâmetros de usinagem para permitir uma melhor avaliação 20

Tabela 5 - Valores de microdureza Vickers, HV_{150mN} [GPA] das amostras submetidas ao ensaio de microidentação instrumentada 26

Tabela 6- Valores médios e os respectivos desvios-padrão do módulo de rigidez correspondentes aos dados apresentados na Figura 15 27

Tabela 7- Resultados dos ensaios de rugosimetria (r_a) nas amostras X1 e X2, os resultados apresentados referem-se a três amostragens da superfície de cada amostra 28

Tabela A1 – Resultados da avaliação das curvas de microidentação apresentadas na Figura A1. P_{max} = carga máxima do ensaio, h_f = profundidade final de penetração, h_{max} = profundidade máxima de indentação (sob carga), A_c = área de

contato, E_r = módulo de rigidez do conjunto identador + amostra, E = módulo de rigidez da amostra, d_{diag} = diagonal principal da indentação, HV = dureza Vickers

37

Tabela A2 – Resultados da avaliação das curvas de microindentação apresentadas na Figura A2. P_{max} = carga máxima do ensaio, h_f = profundidade final de penetração, h_{max} = profundidade máxima de indentação (sob carga), A_c = área de contato, E_r = módulo de rigidez do conjunto identador + amostra, E = módulo de rigidez da amostra, d_{diag} = diagonal principal da indentação, HV = dureza Vickers

39

Tabela A3 – Resultados da avaliação das curvas de microindentação apresentadas na Figura A3. P_{max} = carga máxima do ensaio, h_f = profundidade final de penetração, h_{max} = profundidade máxima de indentação (sob carga), A_c = área de contato, E_r = módulo de rigidez do conjunto identador + amostra, E = módulo de rigidez da amostra, d_{diag} = diagonal principal da indentação, HV = dureza Vickers

41

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	1
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	3
3. MATERIAIS E MÉTODOS	12
3.1 ANEL	12
3.1.1 Aço DIN 100Cr6	14
3.2 MÉTODOS	15
3.2.1 Condições de usinagem	17
3.2.2 Procedimento experimental	18
4. RESULTADOS E DISCUSSÃO	20
4.1 ANÁLISE METALOGRÁFICA	20
4.2 RESULTADOS DA MICROINDENTAÇÃO INSTRUMENTADA	24
4.3 RUGOSIMETRIA	27
5. CONCLUSÕES	30
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	31
ANEXO A – TABELAS REFERENTES À MICROINDENTAÇÃO INSTRUMENTADA	36
A.1 – AMOSTRA CP00	36
A.2 – AMOSTRA CP19	37
A.3 – AMOSTRA CP06	39

1. INTRODUÇÃO

O torneamento duro (Hard Turning) vem sendo estudado nestes últimos anos, principalmente nas grandes indústrias rolamenteiras de maneira bastante especial devido ao grande interesse de se trabalhar com o aumento de produtividade com qualidade e redução de etapa de processo, conseqüentemente com maior lucratividade.

O processo é sustentável devido à grande economia que obtém sobre a eliminação da etapa considerada a mais cara de um processo de fabricação de rolamento, que é o processo de retífica.

O processo de usinagem usual para produzir um rolamento é composto das seguintes etapas (Figura 1):

A) Partindo da Barra Laminada (Processo Convencional)

- Recozimento (esferoidização)
- Torneamento
- Têmpera/ Revenimento
- Retífica
- Montagem

B) Partindo da Barra Laminada (Processo com Torneamento Duro)

- Recozimento (esferoidização)
- Têmpera/ Revenimento
- Torneamento Duro

- Montagem

Fluxo dos Processos

Figura 1- Fluxograma dos processos de usinagem de rolamentos.

Uma das dificuldades do processo de Torneamento Duro, que trás enormes transtornos na qualidade do produto, é a formação de uma camada degradada de material na superfície da peça, chamada de Camada Branca (“White Layer” – WL). Isto nos impulsiona a buscar a compreensão deste fenômeno, estudando suas características em função aos parâmetros de torneamento.

O objetivo deste trabalho é investigar os efeitos dos parâmetros do torneamento duro sobre a superfície do rolamento em relação à formação ou não da camada branca, para tanto tomaremos como base um anel de rolamento fabricado com o aço DIN 100Cr6, conhecido como aço-rolamento. Da mesma forma é objetivo do presente trabalho obter alguma informação sobre o comportamento micromecânico da WL usando a técnica de indentação instrumentada.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

O torneamento duro, segundo Lima et al (2001), é um processo de remoção de material utilizando ferramentas monocortantes em materiais cuja dureza encontra-se superior a 55 HRC.

Várias são as características que diferenciam o processo de torneamento duro em relação ao torneamento convencional. Segundo Ko et al (1999), Tönshoff et al (1992), Andrae (2000) e Shaw e Vyas (1994), essas características são :

- Mecanismo de formação de cavaco;
- Ferramenta de torneamento (material e geometria);
- Parâmetros de corte.

O acabamento superficial do torneamento em aços temperados, utilizando as extremidades de cortes geometricamente definidas, tem sido emergente como uma alternativa ao processo de retífica convencional. A avaliação de alguns materiais de ferramentas de baixo carbono e super duro, especificamente nitreto cúbico de boro policristalino (CBN) e cerâmica de carboneto de titânio com base alumina (AITIC), é a chave da técnica do torneamento duro. De qualquer maneira, apesar dos registros e reivindicações benéficas, incluindo o baixo custo, a flexibilidade, e produção favorável ao meio ambiente, a utilização industrial do torneamento duro tem permanecido relativamente em baixa, em relação ao espectro potencial de aplicações (König, 1993).

Isto justifica a carência do conhecimento dos aspectos críticos deste processo, como mecanismo do desgaste da ferramenta, modelos de remoção do material, a

qualidade de partes atingidas, e processos econômicos. Pesquisas em andamento direcionam seus estudos no corte de aço temperado, no desgaste da ferramenta, na integridade da superfície, nos mecanismos de corte e nos efeitos de estruturas na ferramenta da máquina.

A integridade da superfície envolve o estudo tanto das topografias superficiais quanto das estruturas subsuperficiais. Esta integridade é importante no processo de retífica tal que isto influencia no comportamento funcional e estabilidade dimensional dos componentes retificados. Alterações metalúrgicas associadas com a integridade superficial promovem transformações de fases nesta região (formação da martensita revenida e não revenida, reversão para austenita), precipitação, e recristalização. A camada branca tem atraído o interesse das indústrias para ambos os pontos de vista, científico e a engenharia. O fenômeno ocorre freqüentemente em processos de remoções tradicionais e não tradicionais tais como retífica, broqueamento, usinagem de descarga elétrica, etc. Shaw e Vyas (1994) sugeriram que a camada branca formada pela retífica tem uma estrutura martensítica não revenida. Tem sido registrado que a formação da camada produzida pela retífica severa compromete a resistência à fadiga (Snoeys et al, 1978). Por outro lado, Tomlinson (1988), observou que a superfície da camada branca aumenta a resistência ao desgaste no ensaio do bloco-contra-cilindro (block-on-cylinder). De acordo com Brinksmeier a alteração da retífica age simultaneamente como uma superfície do processo de tratamento térmico (refere-se tal como uma têmpera de retífica), a camada branca com tensão residual compressiva pode ser gerada (Brinksmeier e Brockhoff, 1982).

No torneamento acabado de aços temperados, a integridade da superfície deste fenômeno subalterno da camada branca, tem somente o início a ser estudado. Chou e Evans (1997a) e outros pesquisadores na década passada registraram o fenômeno da camada branca no aço torneado duro. Embora a camada numa superfície torneada tenha uma aparência similar a aquela pela retífica, isto não significa que a carga nas propriedades físicas seja similar. Entretanto, a avaliação de qualidade da superfície torneada dura para os mesmos critérios, tais como aquelas aplicadas para superfícies retificadas, pode ser ilusória. König (1993) questionou se as propriedades do torneamento duro são comparáveis com as retificadas. O mecanismo de formação poderá ser diferente devido a muitas características tais como o tempo de contato durante o processo, havendo dados para a velocidade de corte no torneamento e a velocidade de trabalho na retífica, são muito diferentes (Tönshoff, 1996). Há uma carência de dados sobre as características da camada branca, resultados inconsistentes do desempenho da superfície da camada têm sido registrados (Tönshoff et al., 1995; Abrao e Aspinwall, 1996).

Até o momento não está claro como as camadas brancas são geradas no torneamento duro, quais são suas características, ou como as camadas são afetadas pelo processo. No compasso destas questões é fundamental o estudo da evolução micro-estrutural durante o torneamento.

Embora o rápido trabalho termo-mecânico seja devido à formação da camada branca, o comportamento termodinâmico dos materiais sob tais condições extremas não está bem compreendido. Este estudo experimental continua como prévio trabalho

(Chou e Evans, 1997a) sobre a camada branca no torneamento duro. Os objetivos são: primeiro para identificar os parâmetros do processo dominantes sobre a profundidade da camada, e o segundo, estudar este mecanismo de formação e propriedades.

Um estudo fundamental sobre o impacto da integridade superficial por torneamento duro na fadiga de contato de rolamento realizada por Schwach e Guo (2005) afirma que existe um potencial para produzir favoráveis integridades superficiais que desenvolverão melhorias na vida útil do rolamento, ou seja, na fadiga de contato. De qualquer maneira, os efeitos dos perfis de tensões residuais induzidas no processo, e a camada branca na fadiga de contato de rolamento (RFC), são pobremente compreendidas, todavia sabe-se que a camada branca induzida pelo torneamento duro aumenta na espessura e conseqüentemente a vida útil diminui.

A influência da tensão residual induzida pela usinagem e a transformação de fase sobre a medição do comportamento mecânico subsuperficial, utilizando-se a nanoidentação foram estudadas por Warrem; Guo e Weaver (2006), onde eles afirmam que a integridade superficial de um componente usinado é crítica no desempenho do produto. Por motivo da escala ser pequena da subsuperfície, a nanoidentação pode ser usado para determinar as propriedades mecânicas da superfície/subsuperfície. Entretanto, o teste possibilita ser significativamente influenciado pelas tensões residuais induzidas pela usinagem.

Segundo Schwach e Guo (2005) estudaram um caminho mais fácil para produzir uma ótima integridade superficial utilizando-se do processo de torneamento

duro, trabalhando-se basicamente em 02 aspectos fundamentais os quais são: pequenos avanços e com ferramentas de corte pontiagudas, objetivando a melhoria da vida útil do componente bem como o não aparecimento da WL, a qual seria totalmente prejudicial ao componente.

Shi e Lui (2005) estudaram sobre o prognóstico da morfologia do cavaco e a transformação de fase no torneamento duro. Um modelo de elemento finito foi desenvolvido para prognosticar a formação do cavaco e a transformação de fase em usinagem ortogonal de aço AISI 52100 (62 HRC) usando ferramentas de Nitreto Cúbico de Boro Policristalino (PCBN).

Guo e Sahni (2003) fizeram um estudo comparativo da WL do torneamento duro e a WL de retífica cilíndrica. Comparado com a retífica cilíndrica, o torneamento duro é competitivo em diversos casos, com benefícios substanciais. De qualquer maneira as aplicações do torneamento duro não são preferidas, devido à existência da WL induzida pelo processo na superfície do componente, a qual é freqüentemente assumida por ser prejudicial à vida útil do componente. Todavia as propriedades da WL não têm sido bem estudadas ou claramente definidas, especialmente as propriedades da WL induzidas pelo torneamento duro, contrário a da retífica. Um claro entendimento das propriedades da WL fornecerá bases sólidas para a análise do desempenho do produto e dados úteis para seleção do processo. Neste estudo foram realizadas experiências com os dois tipos de processos para gerar uma espessa WL e realizar suas medições.

Após o estudo realizado do comparativo destes processos foi encontrado que as propriedades da WL mudam, inclusive de tonalidade, a WL (camada branca) oriunda do processo de torneamento duro comparado com a DL (camada escura) originária do processo de retífica, são fundamentalmente diferentes em 04 aspectos:

- As características estruturais superficiais;
- A micro-dureza;
- As microestruturas;
- A composição química.

Segundo esses pesquisadores, a WL não é uma martensita não revenida em termos de austenita. Adicionalmente a espessa WL pode ser produzida na retífica sob certas condições. As diferenças nas propriedades da WL posteriormente afetarão diferentes performances dos parâmetros do produto tais como a vida útil do rolamento.

Chou e Evans (1999) estudaram o modelo térmico da superfície torneada duro. Segundo esses pesquisadores, as WL são identificadas, caracterizadas e medidas em função do desgaste da ferramenta e da velocidade de corte. A WL aumenta progressivamente com o desgaste da ferramenta. Esta também aumenta com a velocidade de corte, porém aproxima-se de uma assíntota.

Poulachon, et al. (2003), estudaram a influência da microestrutura da amostra de um aço-ferramenta temperado sobre o uso de ferramentas de corte de PCBN (Nitreto Cúbico de Boro Policristalino). A alta flexibilidade e habilidade para fabricar

amostras de complexas geometrias num projeto pré-estabelecido, é a principal vantagem do torneamento duro comparado à retífica convencional.

Tomlinson; Blunt e Spraggett (1991), estudaram o efeito da velocidade da amostra e a condição de rebolo sobre a espessura da WL formada na superfície retificada num aço EN 24, onde eles afirmam que a espessura da WL formada de uma superfície retificada por uma máquina centerless (retificação em máquina sem pontas) do aço EN24 promove as seguintes situações:

- A espessura aumenta tanto quanto o aumento da taxa de avanço;
- Diminui inverso ao aumento da velocidade da amostra;
- Aumenta proporcional ao aumento da carga do dressador;
- Aumenta tanto quanto ao desgaste do rebolo.

Guo e Warren (2005) estudaram sobre o comportamento mecânico em micro-escala da subsuperfície do processo de retífica. Segundo eles, o torneamento duro, a retífica e o acabamento final, são processos comuns nos dias de hoje. A subsuperfície torneada passa por deformações severas e existem alterações possíveis de microestrutura numa pequena escala de camada subsuperficial ($< 20 \mu$). O comportamento mecânico desta camada superficial é crítico para o desempenho da vida útil do componente.

Devido ao tamanho desta pequena camada, torna-se quase que inviável medir nestas condições por testes tradicionais, sendo assim com o método da Nanoidentação, o comportamento mecânico (nanodureza e módulo) torna-se ideal para estudo desta natureza.

Uma investigação experimental da WL na fadiga de contato do rolamento utilizando-se da técnica de emissão acústica, fora realizado por Guo e Schwach (2005) e eles afirmam que sob certas condições de corte, uma WL possibilita formar numa superfície torneada um desgaste prematuro do componente. Este estudo apresenta um inédito tempo real de emissão acústica (AE) baseado na fadiga de contato do rolamento (RFC) testando o sistema para estudar os efeitos da WL na vida útil do rolamento.

Chou e Song estudaram sobre os efeitos dos raios das pontas das ferramentas no torneamento duro acabado. A superfície acabada, o uso da ferramenta, as forças de corte e particularmente a WL (estruturas com transformações de fases) foram avaliados em diferentes condições de usinagem.

Resultados mostram que quanto maior o raio da ponta da ferramenta somente resultará em um acabamento final da superfície mais fino, porém comparando com o desgaste da ferramenta, este será maior.

Bartha et al (2005), estudaram sobre o desgaste aço AISI 52100 no torneamento duro, onde o torneamento de alta precisão tal como o torneamento duro altera a superfície e as propriedades do material. As propriedades do material próximo a superfície têm sido prejudicadas pelas conhecidas condições de corte do torneamento duro. O efeito do prognóstico da superfície do torneado duro e as propriedades do material foram analisados em detalhes para desenvolver o modelo de desempenho do processo. O testador de desgaste de bloco sobre cilindro foi utilizado pelo propósito de teste de desgaste do comportamento do aço-rolamento AISI 52100.

A microestrutura, a rugosidade superficial, o campo de tensão residual e as condições de carga para cada teste, foram utilizados para desenvolver o modelo de comportamento deste processo. O efeito da microestrutura devido ao desgaste do aço torneado duro apresentou que a WL e o super revenimento da martensita obteve maior resistência ao desgaste do que a martensita. A dependência do mecanismo de desgaste sobre a dureza superficial foi atribuída para este aumento de desgaste. A tensão residual próximo à superfície do material apresentou-se mais compressiva na medida do desgaste do material. As normais cargas aplicadas afetaram a rugosidade, as tensões residuais e em geral o comportamento de desgaste do material. Este modelo de desempenho de processo foi desenvolvido para prognosticar o comportamento do desgaste dos aços torneados duros, os quais consideram o processo de usinagem e as condições de operação no processo de desgaste.

3. MATERIAIS E MÉTODOS

3.1. ANEL

O material selecionado para a pesquisa corresponde a um anel de rolamento, ou seja, um dos componentes de um rolamento conhecido como anel interno. A designação deste anel de acordo com as normas internas da empresa “Rolamentos FAG Ltda.” é JR 543562.

Este rolamento específico é utilizado no diferencial de caminhões, em particular nos fabricados pela montadora Scania no Brasil (Scania Latin América Ltda). A forma de montagem deste anel é conhecida como montagem direta, ou seja, o rolamento está posicionado diretamente na região de trabalho do diferencial, onde os esforços são mais intensos.

A Figura 2 apresenta o desenho de projeto do anel em questão. Observa-se que ele corresponde aproximadamente a um tronco de cone. As duas fases perpendiculares ao eixo do cone são designadas “lateral maior” e “lateral menor”. Nesta figura a região indicada como “Área de estudo”, situada na lateral maior, foi selecionada por propiciar uma superfície plana, contribuindo para análise das características da WL por intermédio da nanoidentação.

Figura 2 – Desenho de projeto do anel JR 543562 com a indicação da área que será investigada no presente estudo.

A Figura 3 apresenta uma foto contendo dois anéis. O primeiro encontra-se no estado usinado duro e o segundo no estado como recebido para usinagem (somente temperado e revenido). Nesta figura a lateral menor situa-se em primeiro plano.

Figura 3 – Fotos dos anéis após e antes do torneamento duro.

A Figura 4 mostra o mesmo anel com a lateral maior em primeiro plano. Neste anel a “Área de estudo” foi submetida ao torneamento duro.

Figura 4 – Foto do anel, com a lateral maior em primeiro plano. A fotografia também mostra mais claramente a “Área de estudo” que será investigada no presente estudo.

3.1.1. Aço DIN 100Cr6

O anel é fabricado com o aço-rolamento segundo a designação DIN 100Cr6. Este aço possui designações equivalentes nas normas AISI 52100; SAE 52100. Este aço apresenta elevada temperabilidade e é empregado no estado temperado para durezas na faixa entre 62 e 66 HRC. A temperatura máxima de uso é 150 °C, pois acima disto ele está sujeito a super-revenimento, com conseqüente perda de dureza. O anel é forjado em temperaturas entre 1100 e 1200 °C e resfriado ao ar à temperatura ambiente. Posteriormente ele é recozido (esferoidizado) e torneado para dimensões próximas à final. Em seguida ele é temperado com austenitização em uma temperatura no intervalo entre 830 e 880 °C, com tolerância de ± 5 °C. O aço é

empregado com tamanho de grão maior ou igual a 8 segundo a norma DIN 50601 para aços de rolamento.

Este aço é empregado especificado para a fabricação de componentes como anéis (externos e internos), esferas e roletes de rolamentos. Também em aplicações onde se necessita de alta temperabilidade em seções grandes.

A Tabela 1 apresenta composição química nominal referente aos principais elementos de liga do Aço DIN 100Cr6. A Tabela 2 apresenta os níveis máximos de elementos residuais aceitáveis para este aço.

Tabela 1 – Composição química nominal em porcentagem de massa do Aço DIN 100Cr6 (a primeira linha corresponde ao teor mínimo e a segunda linha ao teor máximo especificado).

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Al	Ti	O ₂
0,90	0,15	0,25	0	0,005	1,35	0	0	0	0	0
1,05	0,35	0,45	0,025	0,015	1,60	0,30	0,25	0,050	0,003	0,0015

Tabela 2 – Teores máximos de elementos residuais em porcentagem de massa para o aço DIN 100Cr6.

As	Sn	Sb	Pb	Ca	H ₂
0,04	0,03	0,005	0,002	0,0010	0,0002

3.2 MÉTODOS

Inicialmente foram investigadas 20 amostras dos anéis, usadas sequencialmente, denominadas CP01 a CP20. Este número de amostras fora baseado nas informações obtidas pelo fornecedor (Sumitomo) da pastilha o qual indica que

cada pastilha possui uma vida útil estimada com base nos testes práticos de 2000m/aresta. Sendo assim, dividindo 2000m/aresta pela somatória dos perímetros em metros-307,73m (considerando grupo A) do torneamento dos anéis (somente da área de estudo), atingiu o valor aproximado de 6,5pç/aresta. Para o grupo B, dividindo 2000m/aresta pela somatória dos perímetros (250,96m) atingiu o valor aproximado de 7,97 pç/aresta, ou seja, os valores são considerados estatisticamente satisfatórios para darmos continuidade aos estudos, associado ao fator preponderante a essa pesquisa o qual é o valor econômico dos experimentos, já que o referente anel tem o peso de 2,4kg/pç e é considerado um componente do rolamento extremamente caro por todas as suas características e aplicações.

Essas amostras foram divididas em dois grupos e submetidas a torneamento duro em situações distintas. Deve-se ressaltar que as condições de usinagem foram desenhadas objetivando a formação da camada branca, isto é, as condições de usinagem aqui empregadas não são as ideais para trabalho com este anel. Esses grupos foram designados A e B e as condições de usinagem empregadas estão apresentadas na Tabela 3. A rotação máxima empregada foi de 500 RPM, sendo ajustada automaticamente para resultar em uma velocidade de corte constante.

Tabela 3- Condições de usinagem empregadas nos ensaios de torneamento duro das amostras dos grupos A e B (VC = velocidade de corte, F = avanço).

Grupo	amostras	VC	F
A	CP01 a CP10	200 mm/min	0,03mm/volta
B	CP11 a CP20	200 mm/min	0,05 mm/volta

Adicionalmente um anel foi retificado em condições ideais de usinagem para produzir uma amostra isenta de camada branca (designado CP00) e dois anéis (designados X1 e X2) foram produzidos com avanços ligeiramente diferentes (respectivamente $F = 0,02$ mm/min e $F = 0,07$ mm/min, mantendo a velocidade de corte em 200 mm/min) para os ensaios de rugosimetria.

Após a avaliação dos resultados, duas amostras foram seleccionadas (CP19 e CP06) que apresentaram respectivamente a mínima e a máxima profundidade de WL: 7 μ m e 12 μ m. Estas amostras, junto com a CP00 (que não apresenta WL, como explicado acima) foram submetidas ao ensaio de indentação instrumentada.

3.2.1 – Condições de usinagem

Os anéis foram usinados em um torno de controle numérico (CNC) marca Okuma, modelo LB300, pertencente ao Departamento de Protótipos da Rolamentos FAG Ltda (Figura 5).

Figura 5 – Foto do torno Okuma LB300 utilizado no presente trabalho.

A figura 6 mostra uma fotografia de campo da usinagem de um dos anéis evidenciando a ferramenta (MVJNR 163D da SCI. We Manufacture Solutions) utilizada no presente trabalho, montada com a pastilha de corte.

Figura 6 – Foto em campo da usinagem de um dos anéis, evidenciando a ferramenta montada com a pastilha.

A pastilha de corte utilizada é de nitreto cúbico de Boro (CBN), designação WBMW 160404 da Sumitomo Electric Industries (membro da Sumitomo Corporation).

Como usual na prática de torneamento duro, a usinagem foi feita sem lubrificante (ou seja, “a seco”).

3.2.2 – Procedimento experimental

As amostras usinadas foram submetidas à análise metalográfica. Para tanto elas foram seccionadas em Cut-Off Struers usando disco de alumina. O corte foi realizado de tal forma que a secção produzida era perpendicular à Área de Estudo, anteriormente definida. As amostras foram então preparadas para observação metalográfica usando procedimento metalográfico padrão (lixamento até lixa #600,

seguida de polimento com pasta de diamante de 1 μm de granulometria) em máquina automatizada Buehler ECOMET4. A seguir as amostras foram submetidas a ataque metalográfico com reagente Nital 2% (2% de HNO_3 em etanol) de 4 a 6s. A observação da amostra e a medição da espessura da WL foram feitas em um microscópio Zeiss Axioscop2 MAT equipado com analisador de imagens, pertencente à Rolamentos FAG Ltda.

As amostras X1 e X2, anteriormente mencionadas, foram submetidas à análise em rugosímetro MAHR - Modelo C5D – pertencente a Rolamentos FAG Ltda. A rugosidade aqui é definida como a amplitude média das variações de nível entre picos e vales da superfície (r_a) e são apresentadas aqui em três amostragens diferentes para cada superfície analisada.

As experiências de indentação instrumentada foram realizadas em microdurômetro Fischerscope HV-100 pertencente ao Laboratório de Fenômenos de Superfície (LFS) do Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade de São Paulo. A carga máxima de 150 mN, 60 pontos no carregamento, intervalo entre pontos de 0,1 s e tempo de permanência (*creep time*) de 20s, no descarregamento foram utilizados 100 pontos com intervalo entre pontos de 0,1s. Os resultados completos dos ensaios de microidentação encontram-se no Anexo A. Os resultados são apresentados aqui na forma simplificada, como módulo de rigidez, E, e microdureza Vickers, HV, usando a metodologia proposta por Meza et al. (2006).

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 – ANÁLISE METALOGRÁFICA

Os resultados individuais das 20 amostras, divididas nos dois grupos, estão expostos na Tabela 4. Nota-se que as espessuras apresentam uma grande dispersão para amostras pertencentes ao mesmo grupo, mas também que há uma diferença significativa entre as amostras do grupo A e as do grupo B, estas últimas apresentando espessuras freqüentemente menores que as das primeiras.

Tabela 4 – Apresenta os resultados de espessura da WL nas amostras CP01 a CP20. A tabela apresenta também os parâmetros de usinagem para permitir uma melhor avaliação.

CP	VC	F	Espessura da WL (μm)
01	200	0,03	8,0
02	200	0,03	11,8
03	200	0,03	9,6
04	200	0,03	10,0
05	200	0,03	7,5
06	200	0,03	12,0
07	200	0,03	9,7
08	200	0,03	8,8
09	200	0,03	11,0
10	200	0,03	9,8
11	200	0,05	9,3
12	200	0,05	8,4
13	200	0,05	7,5
14	200	0,05	7,7
15	200	0,05	8,2
16	200	0,05	7,5
17	200	0,05	7,7
18	200	0,05	7,3
19	200	0,05	7,0
20	200	0,05	10,3

Grupo A ☐

Grupo B ☐

A Figura 7 mostra as micrografias correspondentes às amostra CP05 (a) e CP06 (b), que apresentam os casos extremos de espessura da WL (respectivamente 7,5 e 12 μm) nas amostras do grupo A.

Figura 7- Micrografias das amostras CP05 (a), que apresenta uma WL com 7,5 μm de espessura, e CP06 (b) que apresenta uma WL com 12 μm de espessura.

Ampliação de 1000x, ataque: Nital 2%.

A Figura 8 mostra as micrografias correspondentes às amostra CP19 (a) e CP20 (b), que apresentam os casos extremos de espessura da WL (respectivamente 7,0 e 10,3 μm) nas amostras do grupo B.

Figura 8- Micrografias das amostras CP19 (a), que apresenta uma WL com 7,0 μm de espessura, e CP20 (b) que apresenta uma WL com 10,3 μm de espessura.

Ampliação de 1000x, ataque: Nital 2%.

A Figura 9 apresenta uma análise do efeito do desgaste da ferramenta sobre a espessura da WL, aproveitando-se do fato de que as amostras foram usinadas na sequência, usando a mesma pastilha (portanto o desgaste da ferramenta aumenta de acordo com a numeração das amostras). Nota-se que apesar da grande dispersão dos valores, as amostras do Grupo A apresentam espessuras significativamente maiores que as do Grupo B, por outro lado, não há variação aparente de espessura da WL em

função da sequência de usinagem, indicando que não há efeito do desgaste da pastilha sobre esta variável.

Figura 9- Avaliação do efeito do desgaste da pastilha na espessura da WL. A sequência das amostras no grupo A é tal que a amostra 1 corresponde a CP01 e assim por diante. Para o Grupo B a amostra 1 corresponde a CP11 e assim por diante.

Figura 10 – Avaliação do efeito do avanço sobre a espessura da WL.

A Figura 10 demonstra de forma mais clara o efeito do avanço sobre a espessura da WL. Novamente fica evidente a grande dispersão dos resultados, porém é visível também uma forte tendência para o aumento da espessura quando o avanço é reduzido de 0,05 mm/volta para 0,03 mm/volta.

4.2 – RESULTADOS DE MICROINDENTAÇÃO INSTRUMENTADA

A Figura 11 apresenta os resultados de microdureza Vickers para as amostras CP00, CP19 e CP06. Convém lembrar que a WL inexiste na amostra CP00 e que sua espessura aumenta de 7 para 12 μm para as amostras CP19 e CP06. Os resultados individuais das medidas estão apresentados para permitir uma melhor avaliação da dispersão dos valores.

Figura 11 – Resultados de ensaios de dureza HV [GPa] nas amostras CP00, CP19 e CP06.

Nota-se que os resultados das duas primeiras amostras são muito próximos sugerindo que a presença da WL na amostra CP19 não afeta a dureza superficial. Já para a amostra CP06 há um considerável aumento de dureza, o que é mais consistente com a hipótese da formação da WL a partir da austenitização e têmpera da camada superficial durante o processo de corte. Este resultado, aparentemente contraditório, pode ser explicado considerando-se as características do ensaio de indentação. Na amostra CP19 as profundidades máximas de indentação atingem valores entre 1,10 e 1,25 μm , ou seja, entre 16 e 18% da espessura da camada. Já na amostra CP06 as profundidades máximas variam entre 0,87 e 0,95 μm para uma camada de 12 μm de espessura, portanto entre 7 e 8% da espessura da camada. Sabe-se que a zona plástica desenvolvida durante o ensaio de indentação se estende a grandes profundidades abaixo da mesma (Cetlin, 2003), isto se reflete na norma dos ensaios de indentação convencionais, que requerem que a máxima profundidade não ultrapasse um décimo da espessura da camada, para evitar a influência do substrato sobre as medidas. É perfeitamente plausível, portanto, que os resultados da amostra CP19 estejam sendo influenciados fortemente pela presença do substrato, o que não ocorre no caso da amostra CP06. A Tabela 5 apresenta os valores médios e os desvios-padrão correspondentes aos dados apresentados na Figura 10 que são consistentes com a análise apresentada acima.

Tabela 5 - Valores de microdureza Vickers, HV_{150mN} [GPA] das amostras submetidas ao ensaio de microidentação instrumentada.

Amostra	Média (HV)	Desvio Padrão
CP 00	4,595	0,472
CP 19	4,498	0,486
CP 06	7,984	0,390

A Figura 12 apresenta os valores do módulo de rigidez, E , medidos no ensaio de microidentação instrumentada. Novamente apresentam-se os resultados individuais das medidas para evidenciar a dispersão dos valores.

Figura 12 – Resultados do módulo de rigidez, E [GPa], obtidos para as amostras CP00, CP19 e CP06 no ensaio de microidentação instrumentada.

Neste caso os valores são muito próximos nos três casos e as diferenças certamente se encontram dentro da faixa de dispersão dos resultados para cada caso. Entretanto uma observação cuidadosa dos resultados sugere que a presença da WL

provoca uma leve diminuição do módulo. Este resultado pode ser compreendido considerando-se que a amostra isenta de WL corresponderia a uma compósita matriz martensítica + carbonetos precipitados, enquanto que a WL corresponderia a uma matriz martensítica isenta de precipitados, que se dissolveriam no processo de retêmpera. Carbonetos sabidamente são mais estáveis que as ligas metálicas e conseqüentemente apresentam módulos de maior valor. Desta forma é plausível que a amostra isenta de WL apresente um módulo superior às demais, por influência dos carbonetos.

A Tabela 6 apresenta os valores das médias e desvios-padrão do módulo de rigidez, E [GPa], das três amostras obtidas através da microidentação.

Tabela 6- Valores médios e os respectivos desvios-padrão do módulo de rigidez correspondentes aos dados apresentados na Figura 15.

Amostra	Média E[GPa]	Desvio E[GPa]
CP 00	171,917	14,778
CP 19	157,606	21,439
CP 06	165,784	7,997

4.3- RUGOSIMETRIA

A Tabela 7 mostra os resultados obtidos no ensaio de rugosimetria para as amostras X1 e X2. Os resultados mostram que os valores de R_a são significativamente afetados pelo avanço utilizado, sendo maiores (portanto a superfície é mais rugosa) na amostra com menor avanço. Estes resultados sugerem que a presença da WL e o aumento da sua espessura afetam o acabamento superficial do anel de forma adversa.

Tabela 7 - Resultados dos ensaios de rugosimetria (r_a) nas amostras X1 e X2, os resultados apresentados referem-se a três amostragens da superfície de cada amostra.

Amostra	Avanço (mm/volta)	Rugosidade (μ)
X1	0,02	1,43/ 0,47/ 0,51
X2	0,07	0,20/0,30/ 0,46

Comparando-se os presentes resultados com a literatura, observa-se que contrariamente ao que Chou e Evans (1999) concluíram, a espessura da WL não aumenta progressivamente com o desgaste da ferramenta.

Os resultados obtidos neste trabalho são compatíveis com as conclusões de Bartha et al (2005), relativas ao efeito da microestrutura sobre a resistência ao desgaste do aço torneado duro quando este apresenta uma WL, com melhor resistência ao desgaste em comparação ao material isento de WL. No presente trabalho observou-se um incremento significativo de dureza superficial com a presença da WL, o que deve levar a um aumento de resistência ao desgaste por deslizamento (tanto adesivo quanto abrasivo). Todavia deve-se considerar que os requisitos de integridade superficial podem envolver outros tipos de esforços, como, por exemplo, fadiga de contato, que devem ser negativamente influenciados pela presença da WL. Neste aspecto, a queda de módulo de rigidez observada no presente trabalho pode ser relevante, já que um menor módulo implicará em deformações maiores da camada para um mesmo esforço, o que deve implicar em

incompatibilidade elástica entre a WL e o substrato, contribuindo para a formação de trincas por fadiga.

5. CONCLUSÕES

Conforme os resultados apresentados neste trabalho concluem que:

- Há uma grande dispersão da espessura da camada branca (WL), mesmo mantendo-se a velocidade de corte constante.
- A espessura da camada branca (WL) não é afetada pelo tempo de uso da pastilha de corte (e conseqüentemente, pelo seu desgaste).
- Quanto menor o avanço maior é a profundidade da camada branca (WL).
- Ao analisarmos os ensaios realizados através da microidentação, concluímos que quanto maior a presença da WL provoca um aumento da dureza, todavia no presente trabalho isto somente pode ser provado no caso de camadas espessas ($\geq 12\mu\text{m}$), já que limitações do método de ensaio colocam em dúvida os resultados obtidos para amostras com camadas menos espessas.
- Com referência ao módulo de rigidez, os resultados encontrados estão bastante próximos nos três casos analisados, entretanto observa-se uma tendência para diminuição do módulo com a presença da WL.
- Observou-se que uma diminuição do avanço utilizado no torneamento duro do anel aqui investigado levou a um aumento da rugosidade da superfície.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ANDRAE,P., “Surface Integrity in Hard Turning” (www.ifw.uni-hannover.de/BEREICH3/Forschen/313_2ehtm),2000).

ABRÃO,A.M.et.al. “O Desgaste de Ferramenta, as Forças e a Temperatura de Corte na Usinagem do Aço-rolamento Temperado. Máquinas e Metais, V.364,p.84-97- Maio 1996.

BRINKSMEIER,E.et al. “Residual Stresses Measurement and Causes in Machining Processes. Annals of the CIRP, V.31(2),p.491-510, 1982.

BARTHA, B.B.; ZAWADZKI, J.; CHANDRASEKAR, S; FARRIS, T.N., “Wear Of Hard Turned AISI 52100 Steel”, Metallurgical and Materials Transactions A-Physical Metallurgy and Materials Science, 36A (6): 1417-1425, june 2005.

CASIMIRO, RUI “Torneamento de Materiais Endurecidos”, Aços Temperados, Instituto Tecnológico para a Europa Comunitária - ITEC – maio 1999.

CETLIN, P.; AGUILAR, M. Heterogeneidades de deformação: uma visão macroscópica In: Tschiptschin A P. et al. (Eds.) “Textura e relações de orientação: deformação plástica, recristalização, crescimento de grão” 2ª. edição, São Paulo-SP:IPEN, 2003. pp. 1-10. ISBN 85-86686-16-6.

CHOU, Y. K.; EVANS, C. J., “White Layer and Thermal Modeling of Hard Turned Surfaces” Proceedings of ASME International Mechanical Engineering Congress And Exposition, Manufacturing Science and Technology, MED-Vol.6-2, pp.75-82, 1997a.

CHOU, Y. K.; EVANS, C. J., “Process Effects on White Layer Formation in Hard Turning”, Manufacturing Engineering Laboratory , National Institute of Standards and Technology, Gaithersburg, Maryland, v.XXVI, p.117-122, 1998.

CHOU, Y. K.; EVANS, C. J., “White Layers and Thermal Modeling of Hard Turned Surfaces”, International Journal of Machine Tools & Manufacture 39 (12): 1863-1881, December 1999.

CHOU, Y.K.; SONG, H., “Thermal Modeling for White Layer Predictions in Finish Hard Turning”, International Journal of Machine Tools & Manufacture, 45 (4-5): 481-495, April 2005.

CHOU, Y.K., “Machining as an Alternative to Surface Hardening of Steel Parts – A Preliminary Investigation”, University of Alabama, Tuscaloosa, Alabama, 19th ASM Heat Treating Society Conference Proceedings Including Steel Heat Treating in the New Millennium.

CHOU, Y.K.; SONG, H., “Tool Nose Radius Effects on Finish Hard Turning”, Journal of Materials Processing Technology 148 (2004) 259-268.

DELIJAICOV, S et al “Modelagem das Tensões Residuais no Processo de Torneamento Duro de um Aço DIN 100CrMn6 e suas Correlações com os Parâmetros de Corte”, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo - Janeiro 2001.

GUO, Y.B.; SCHWACH, D.W., “An Experimental Investigation of White Layer on Rolling Contact Fatigue using Acoustic Emission Technique”, International Journal of Fatigue, 27 (9): 1051-1061, September 2005.

GUO, Y.B.; WARREN, A.W., “Microscale Mechanical Behavior of the Subsurface by Finishing Processes”, Journal of Manufacturing Science and Engineering-Transactions of the ASME, 127 (2), 333-338, May 2005.

GUO, Y.B.; SAHNI, “ A comparative Study of Hard Turned and Cylindrically Ground White Layers”, International Journal of Machine Tools & Manufacture, 44 (2004) 135-145.

KO, T.J., “Feasibility of an Intermitten Hard Turning Based on Surface Integrity and Machinability”, 3rd Internations Machining & Griding Conference, p.545-555, October, 1999.

KÖNIG, W. et al, “Machining of Hard Materials”, Annals of the CIRP, v.33, p.417 – 427, fevereiro 1984.

KÖNIG, W. et al, “Machining Hard Materials with Geometrically Defined Cutting Edges – Field of Appications and Limitations”, Annals of the CIRP, v.39, p.61-64, janeiro 1990.

KÖNIG, W., BERKOTOLD, A. and KOCH, K. F., “Turning vs. Grinding”, Annals of the CIRP, Vol.42/1, pp.39-43, 1993.

LIMA, F. E. “Características do Processo de Torneamento de Materiais Endurecidos”, Tese doutorado, Faculdade de Engenharia Mecânica , Universidade de Campinas, Campinas 2001.

POULACHON, G.; ALBERT, A.; SCHLURAFF, M.; JAWAHIR, I.S., “An Experimental Investigation of Work Material Microstructure Effects on White Layer Formation in PCBN hard turning”, International Journal of Machine Tools & Manufacture, 45 (2): 211-218, Februar 2005.

POULACHON, G. et al, “The Influence of the Microstructure of Hardned of Steel Workpiece on the Wear of PCBN Cutting Tools”, International Journal of Machine Tools & Manufacture 43 (2003) 139-144.

RAMESH, A; MELKOTE, S.N.; ALLARD, L.F.; RIESTER, L.; WATKINS, T.R., “Analysis of White Layers Formed in Hard Turning of AISI 52100 Steel”, Materials Science and Engineering A-Structural Materials Properties Microstructure and Processing, 390 (1-2): 88-97, Jan 15, 2005.

PADILHA, A (1997), “Materiais de Engenharia – Microestrutura e Propriedades”, Hemus Editora Ltda, 331 – 332.

SCHWACH, D.W.; GUO, Y. “Feasibility of Producing Optimal Surface Integrity by Process Design in Hard Turning”, Materials Science and Engineering A-Structural Materials Properties Microstructure and Processing, 395 (1-2): 116-126, March 25, 2005.

SHAW, M.C. AND VYAS, A, 1994 “Heat-Affected Zones in Grinding Steel”, Annals of the CIRP, Vol.43/1, pp.279-282.

SHI, J.; LIU, C.R., “On Predicting Chip Morphology and Phase Transformation in Hard Machining”, Published Online, March 2005.

SNOEYS, R., LEUVEN, K., MARIS, M. AND PETERS, J., “Thermally Induced Damage in Grinding”, Annals of the CIRP, Vol.27/2, pp. 571-581, 1978.

TOMLINSON, W.J., BLUNT, L.A. AND SPRAGETT, S., “Running-in Wear of White Layers Formed on EN24 Steel by Centerless Grinding”, Wear, Vol.128, pp.83-91, 1988.

TÖNSHOFF, H. K., KAESTNER, W., SPINTIG, W., “Application and Limits of Carbide Based Cutting Tools”, Proc. of the Int’l. conf. On Advances in hard material prod., 1992.

TÖNSHOFF, H., WOBKER, H-G AND BRANDT, D., “Hard Turning – Influences on the Workpieces Properties”, Transactions of the NAMRI of SME, vol.23, pp.215-220, 1995b.

TÖNSHOFF, H.K. et al “Potencial and Limitation of Hard Turning”, Abrasives Magazine, p.12-30, october/november 1996.

MEZA, J.; MORE, M, et al “Using the Ratio: Maximum Load Over Unload Stiffness Squared, P_m/S_u^2 , on the Evaluation of Machine Stiffness an Area Function of Blunt Indenters on Depth-Sensing Indentation Equipment, (2006) em fase de publicação.

WARREN, A.W.; GUO, Y.B.; WEAVER, M.L., “The Influence of Machining Induced Residual Stress and Phase Transformation on the Measurement of Subsurface Mechanical Behavior Using Nanoindentation”, Surface & Coatings Technology, 200 (11): 3459-3467, March 15, 2006.

WARREN, A.W.; GUO, Y.B., “ Microscale Mechanical Behavior of Subsurface by Finishing Processes”, Journal of Manufacturing Science and Engineering, (2005) vol.127, 333-338.

ANEXO A– TABELAS REFERENTES À MICROIDENTAÇÃO INSTRUMENTADA

O presente anexo contém os dados obtidos nos ensaios de microidentação instrumentada, usados para a determinação da dureza Vickers e do Módulo de rigidez das amostras investigadas.

A.1 - AMOSTRA CP00

A Figura A1 apresenta as curvas de microidentação obtidas para a amostra CP00.

Figura A1 – Curvas de microidentação obtidas para a amostra CP00.

A Tabela A1 apresenta os valores obtidos a partir das curvas apresentadas na Figura A1 e as variáveis usadas na determinação do módulo de rigidez e da dureza Vickers.

Tabela A1 – Resultados da avaliação das curvas de microidentação apresentadas na Figura A1. Pmax = carga máxima do ensaio, hf= profundidade final de penetração, hmax = profundidade máxima de indentação (sob carga), Ac = área de contato, Er = módulo de rigidez do conjunto identador + amostra, E = módulo de rigidez da amostra, diag = diagonal principal da indentação, HV = dureza Vickers.

Medida	Pmax [mN]	hf [um]	hmax [um]	Ac [um] ²	Er [GPa]	E [GPa]	diag [um]	HV [GPa]
1	149,991	0,892046	1,089557	26,21687	173,3006	189,4544	7,415943	5,057411
2	149,991	0,889219	1,090557	26,33853	174,1136	190,5232	7,433131	5,034049
3	149,991	0,917583	1,124557	27,97446	163,088	176,1994	7,660496	4,739661
4	149,991	0,894765	1,097557	26,52785	169,8984	185,004	7,459798	4,998123
5	149,991	0,908288	1,108557	26,77425	162,8346	175,8744	7,494362	4,952126
6	149,991	0,893147	1,100557	26,6165	167,6209	182,0442	7,472252	4,981476
7	149,991	0,970975	1,167557	29,89129	152,2278	162,4407	7,918599	4,435722
8	149,991	0,903528	1,100557	26,5687	167,9914	182,5245	7,465539	4,990438
9	149,991	0,895974	1,099557	26,8396	174,5793	191,1363	7,503502	4,940069
10	149,991	0,957711	1,162557	30,06218	158,7948	170,7195	7,941202	4,410508
11	149,991	0,915023	1,124557	27,9697	162,8723	175,9227	7,659844	4,740467
12	149,991	0,993503	1,198557	31,78408	149,2804	158,7648	8,165464	4,171568
13	149,991	0,961431	1,168557	30,42666	158,3024	170,0945	7,989198	4,357674
14	149,991	0,96274	1,172557	30,34594	151,7067	161,789	7,978593	4,369266
15	149,991	0,882031	1,071557	25,1302	171,8811	187,5933	7,260625	5,2761
16	149,991	0,9444	1,150557	28,987	153,3238	163,8138	7,7979	4,574101
17	149,991	0,961156	1,160557	29,56401	153,3718	163,874	7,875129	4,484827
18	149,991	0,901152	1,101557	26,83182	172,4866	188,3864	7,502416	4,9415
19	149,991	0,981468	1,176557	30,5144	153,0339	163,4502	8,000709	4,345144
20	149,991	1,108359	1,294557	37,37789	139,3701	146,5831	8,854895	3,54727
21	149,991	0,976912	1,180557	30,63822	149,647	159,2207	8,016924	4,327584
22	149,991	1,128342	1,320557	38,59454	131,2298	136,777	8,997854	3,435447
media	149,991	0,947261	1,148285	29,18067	159,5889	171,9177	7,812017	4,595933
desvio	0	0,065722	0,063333	3,41067	11,69801	14,7785	0,441305	0,472192

A.2- AMOSTRA CP19

A Figura A2 apresenta as curvas de microidentação obtidas para a amostra CP19.

Figura A2 – Curvas de microidentação obtidas para a amostra CP19.

A Tabela A2 apresenta os valores obtidos a partir das curvas apresentadas na Figura A2 e as variáveis usadas na determinação do módulo de rigidez e da dureza Vickers.

Tabela A2 – Resultados da avaliação das curvas de microidentação apresentadas na Figura A2. Pmax = carga máxima do ensaio, hf= profundidade final de penetração, hmax = profundidade máxima de indentação (sob carga), Ac = área de contato, Er = módulo de rigidez do conjunto identador + amostra, E = módulo de rigidez da amostra, diag = diagonal principal da indentação, HV = dureza Vickers.

no.	Pmax [mN]	hf [um]	hmax [um]	Ac [um] ²	Er [GPa]	E [GPa]	diag [um]	HV [GPa]
1	149,991	1,021036	1,226193	31,45938	125,4966	129,9761	8,123647	4,214625
2	149,991	0,462146	1,219193	35,00813	181,8163	200,75	8,569598	3,787391
3	149,991	0,960974	1,145193	28,52472	155,4162	166,4448	7,73547	4,648231
4	149,991	0,964	1,151193	28,68417	151,5394	161,5799	7,757061	4,622391
5	149,991	0,954643	1,143193	28,95532	163,3917	176,5891	7,793637	4,579106
6	149,991	1,03059	1,233193	33,7578	144,5722	152,9436	8,415173	3,927669
7	149,991	1,037482	1,245193	32,54939	122,7642	126,7649	8,263185	4,073485
8	149,991	0,935136	1,142193	27,61888	141,6322	149,3398	7,611654	4,800682
9	149,991	0,907312	1,112193	25,92505	145,0757	153,5632	7,374556	5,114337
10	149,991	0,902679	1,100193	25,39774	148,754	158,1109	7,299171	5,220522
media	149,991	0,9176	1,171793	29,78806	148,0459	157,6062	7,894315	4,498844
desvio	0	0,167105	0,053612	3,263217	17,16788	21,43966	0,43133	0,486358

A.3- AMOSTRA CP06

A Figura A3 apresenta as curvas de microidentação obtidas para a amostra CP19.

Figura A3 – Curvas de microidentação obtidas para a amostra CP06.

A Tabela A3 apresenta os valores obtidos a partir das curvas apresentadas na Figura A3 e as variáveis usadas na determinação do módulo de rigidez e da dureza Vickers.

Tabela A3 – Resultados da avaliação das curvas de microidentação apresentadas na Figura A3. Pmax = carga máxima do ensaio, hf= profundidade final de penetração, hmax = profundidade máxima de indentação (sob carga), Ac = área de contato, Er = módulo de rigidez do conjunto identador + amostra, E = módulo de rigidez da amostra, diag = diagonal principal da indentação, HV = dureza Vickers.

no.	Pmax [mN]	hf [μm]	hmax [μm]	Ac [μm] ²	Er [GPa]	E [GPa]	diag [μm]	HV [GPa]
1	149,991	0,614781	0,895685	16,19099	156,4521	167,7519	5,827908	8,18909
2	149,991	0,659893	0,946685	17,78882	142,369	150,2407	6,108711	7,453528
3	149,991	0,641895	0,918685	16,88067	150,1965	159,9047	5,950738	7,854517
4	149,991	0,613672	0,890685	16,17134	160,5105	172,903	5,824371	8,199041
5	149,991	0,604776	0,879685	15,9314	165,8531	179,7574	5,781	8,322525
6	149,991	0,616588	0,891685	15,93807	156,0172	167,2027	5,78221	8,319042
7	149,991	0,68138	0,954685	18,22372	144,3525	152,6735	6,182932	7,275654
8	149,991	0,629045	0,910685	16,64924	152,1073	162,2899	5,909806	7,963696
9	149,991	0,594386	0,867685	15,24671	163,6516	176,9228	5,655409	8,69627
10	149,991	0,614061	0,888685	16,01998	159,796	171,9927	5,797049	8,276507
11	149,991	0,675129	0,953685	18,27911	145,3468	153,8971	6,192322	7,253607
12	149,991	0,602298	0,883685	15,70408	157,4541	169,0193	5,739608	8,442995
13	149,991	0,610443	0,884685	15,85809	160,2959	172,6294	5,767684	8,360997
14	149,991	0,640417	0,919685	16,96099	150,3569	160,1046	5,964879	7,817319
15	149,991	0,631638	0,911685	16,89244	155,3786	166,3974	5,952813	7,849041
16	149,991	0,632718	0,907685	16,81662	157,898	169,5816	5,939438	7,884432
17	149,991	0,646873	0,920685	17,15022	153,1192	163,5572	5,998061	7,731064
18	149,991	0,631628	0,902685	16,56825	158,2824	170,0691	5,895414	8,002623
19	149,991	0,637633	0,916685	16,96483	152,6898	163,0191	5,965554	7,81555
media	149,991	0,630487	0,907685	16,64398	154,8488	165,7849	5,907153	7,984605
desvio	0	0,023757	0,024664	0,829001	6,36863	7,997705	0,146412	0,390389