

ESCOLA POLITÉCNICA DA UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO

DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA

**ESTUDO SOBRE A INFLUÊNCIA DA CARGA DE DEFORMAÇÃO E DO
COEFICIENTE DE ATRITO NAS PROPRIEDADES DO AÇO 1020**

Priscila Porr

São Paulo

2009

ESCOLA POLITÉCNICA DA UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO

DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA

**ESTUDO SOBRE A INFLUÊNCIA DA CARGA DE DEFORMAÇÃO E DO
COEFICIENTE DE ATRITO NAS PROPRIEDADES DO AÇO 1020**

Trabalho de formatura apresentado à Escola
Politécnica da Universidade de São Paulo para
obtenção do título de Graduação em Engenharia

Priscila Porr

Orientador: Prof. Dr. Amilton Sinatora

Área de concentração:
Engenharia Mecânica

São Paulo

2009

FICHA CATALOGRÁFICA

Porr, Priscila

Estudo sobre a influência da carga de deformação e do coeficiente de atrito nas propriedades do aço 1020 / P. Porr. – São Paulo, 2009.

75 p.

Trabalho de Formatura - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Departamento de Engenharia Mecânica.

1. Ensaio de compressão 2. Atrito 3. Lubrificação 4. Deformação e estresses I. Universidade de São Paulo. Escola Politécnica. Departamento de Engenharia Mecânica II. t.

RESUMO

O trabalho tem por objetivo estudar as propriedades de espécimes de aço carbono 1020 após sofrerem deformação, tendo como base o ensaio de compressão do anel. Esse tipo de ensaio visa a obtenção do coeficiente de atrito nos processos de conformação plástica. Os ensaios serão realizados com espécimes com forma de anel na razão geométrica 6:3:2, os quais serão deformados pela ação de uma prensa hidráulica. As cargas aplicadas serão de 20 e de 60 tonf, em condições sem lubrificação e lubrificadas com PTFE. Com base na variação micro-estrutural e na variação da propriedade mecânica de dureza do material, será avaliada a influência da carga de deformação e do coeficiente de atrito no processo de conformação deste material.

ABSTRACT

The present work aims to study the properties of 1020 carbon steel specimens after deformation, based on the ring compression test. Ring compression tests are held for the acquisition of the friction factor during metalworking processes. The tests will be held with ring specimens of the geometric ratio 6:3:2, which will be deformed by a hydraulic press. Applied loads will be of 20 and 60 tonf, without lubrication and lubricated with PTFE. Based on micro-structural and hardness variation, the influence of applied load and of friction coefficient will be evaluated on this material forming process.

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO.....	8
2	REVISÃO DE LITERATURA.....	10
	2.1 Atrito sem conformação plástica macroscópica.....	10
	2.2 Atrito na conformação plástica.....	19
	2.3 Lubrificação.....	24
	2.4 Simulações numéricas.....	26
	2.5 Encruamento.....	29
	2.6 O ensaio de compressão do anel.....	31
	2.7 Testes de dureza.....	34
3	MATERIAIS E MÉTODOS.....	39
	3.1 Descrição do ensaio de compressão dos anéis.....	39
	3.2 Preparação e aquisição de informações das amostras.....	39
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	42
	4.1 Análise macroscópica da superfície das amostras.....	42
	4.2 Análise macroscópica da secção transversal das amostras.....	45
	4.3 Análise microscópica da secção transversal das amostras.....	48
	4.4 Análise da dureza das amostras.....	55
5	CONCLUSÕES.....	71
6	ANEXOS.....	72

6.1	Anexo A.....	72
6.2	Anexo B.....	73
7	LISTA DE REFERÊNCIAS.....	75

1 INTRODUÇÃO

O setor metalúrgico-mecânico brasileiro vive um período de crescimento consistente, o qual repousa sobre ações desenvolvidas no passado pelo campo empresarial, governamental e acadêmico. O presente trabalho visa estudar as propriedades de espécimes de aço carbono 1020 após sofrerem deformação, tendo como base o ensaio de compressão do anel. O ensaio de compressão do anel visa a determinação de valores confiáveis de coeficiente de atrito, aplicáveis a importantes operações industriais no referido setor.

A determinação de valores do coeficiente de atrito nos processos de conformação plástica é de extrema importância, uma vez que para uma abordagem sistêmica das operações de conformação, como sugerida por Kobayashi et al. (1989), o atrito é a variável que inter-relaciona o material, por um lado, com as variáveis do equipamento, por outro. Na maioria dos processos de conformação mecânica dos materiais, o atrito é o fator predominante. Valores do coeficiente de atrito são empregados na modelagem da laminação de produtos planos e de produtos longos, do forjamento e da estampagem. A determinação do coeficiente de atrito tem importância ainda nos processos de conformação plástica, para a avaliação de lubrificantes, para o estudo de filmes de óxidos formados na interface entre as ferramentas e os materiais trabalhados, e para o estudo da rugosidade das ferramentas.

Entretanto, por mais vastamente utilizada que seja a palavra “atrito”, este termo ainda não possui uma definição unívoca, seja industrialmente ou academicamente. A palavra “atrito” é empregada como sinônimo de: (a) fenômeno, o fenômeno de atrito; (b) de um adimensional, o coeficiente de atrito; (c) de força, a força de atrito; (d) de energia, trabalho de atrito. Neste texto, contudo, será explorada a expressão “coeficiente de atrito”.

Um dos métodos para a determinação do coeficiente de atrito, o qual será abordado neste texto, é o ensaio de compressão do anel. Este ensaio estabeleceu-se

desde os anos 1960 como o método mais empregado para a determinação de valores do coeficiente de atrito. Na ocasião, Male e Cockcroft (1964) apresentaram um procedimento no qual as medidas das dimensões externas e internas de um anel antes e após sua compressão entre bigornas planas permitem a obtenção do coeficiente de atrito deste par. Neste trabalho pioneiro, os autores explicam o princípio do ensaio: caso o coeficiente de atrito seja zero o anel se deformará da mesma forma que um disco sólido, no qual cada elemento fluirá radialmente para fora com velocidades proporcionais às suas distâncias do centro. Para valores pequenos de coeficiente de atrito, o fluxo para fora ocorrerá em velocidades menores e, para o mesmo grau de compressão, o diâmetro externo será menor do que no caso de coeficiente de atrito zero. No caso do coeficiente de atrito superar certo valor crítico, é energeticamente favorável que apenas uma parte do anel flua para fora e que outra flua para o centro, de forma que o diâmetro externo seja ainda menor.

O objetivo deste trabalho é, primeiramente, entender melhor o fenômeno do atrito e suas conseqüências, assim como a carga de deformação e suas implicações. Foram realizados ensaios de compressão de anéis de aço 1020 em diferentes condições de atrito e carga de deformação, para que sejam levantadas as conseqüências das diferentes condições sobre a microestrutura e sobre as propriedades mecânicas do referido material.

2 REVISÃO DA LITERATURA

Serão consideradas as obras de cinco autores para a revisão da literatura: John A. Schey (1983), George E. Dieter (1988), I. M. Hutchings (1992), Taylan Altan et al (1999) e Bharat Bhushan (2002). Além disso, foi trabalhado também o artigo de Xincal Tan (2002).

2.1 Atrito sem conformação plástica macroscópica

Tanto Hutchings como Bhushan começam por tentar dar uma definição do atrito. Ambos definem dois tipos de movimento relativo, o rolamento e o escorregamento, e concordam que o atrito corresponde à força tangencial resistiva que age em direção oposta ao movimento de um corpo sobre o outro. Hutchings, contudo, afirma que o contato ocorre apenas em áreas isoladas da área aparente de contato, e que é através dessas regiões localizadas de contato que as forças responsáveis pelo atrito entre os dois corpos são exercidas. Bhushan, por sua vez, define dois tipos de atrito: o atrito seco, que ocorre quando duas superfícies secas têm ou tendem a ter um movimento relativo entre si, e o atrito fluido, que descreve a força tangencial de contato que existe entre camadas adjacentes de fluido (líquido ou gás), que se movem com diferentes velocidades relativas. Bhushan define também dois tipos de força de atrito: a força de atrito estático, que é a força tangencial requerida para se iniciar um movimento entre dois corpos, e a força de atrito dinâmico, que é a força requerida para manter um movimento entre os dois corpos. Ele afirma ainda que a força de atrito estático é sempre maior ou igual que a força de atrito dinâmico. Uma observação pertinente feita por Bhushan é que o atrito não é uma propriedade do material, mas sim uma resposta do sistema, que pode ser um fenômeno desejável ou não. Ele afirma ainda que o atrito provoca perda de energia e desgaste da superfície em movimento.

Hutchings e Bhushan apresentam as chamadas “leis do atrito”, que foram definidas por Leonardo da Vinci e depois redescobertas por Amontons quase 200

anos depois. Essas leis não são empíricas; logo, seu não cumprimento não implica em violação de leis naturais.

A primeira lei do atrito estabelece que a força de atrito é proporcional à carga normal e que o coeficiente de atrito independe da carga normal. Ela é dada pela seguinte fórmula:

$$F = \mu.W \quad (1)$$

Onde F é a força de cisalhamento, μ é o coeficiente de atrito adimensional e W é a carga normal aplicada.

Esta lei vale para muitos materiais lubrificados e não-lubrificados, não valendo, contudo, para polímeros. Segundo Hutchings, μ varia em uma ampla faixa de valores, indo de 0,001 até 10, mas normalmente encontra-se entre 0,10 e 1. Bhushan observa que o coeficiente de atrito pode não permanecer constante em materiais com filmes em sua superfície, sejam esses filmes adicionados propositalmente ou resultado de uma interação com o meio. Em alguns casos, o aumento da carga implica no aumento do coeficiente de atrito, enquanto em outros casos o aumento da carga leva à diminuição do coeficiente de atrito.

A segunda lei do atrito diz que a força de atrito independe da área de contato aparente. Esta lei não vale para polímeros ou materiais com superfícies muito moles e limpas (já que nesta última situação, a área de contato aparente é igual à área de contato real).

A terceira lei de atrito estabelece que a força de atrito é independente da velocidade. Em alguns casos, contudo, ela não é válida, já que μ cai um pouco com o aumento da velocidade de deslizamento. Para muitos metais e não-metais, a sua resistência é maior em maiores taxas de distorção, o que resulta numa menor área de contato e num menor coeficiente de atrito. Entretanto, altas cargas normais e velocidades de deslizamento resultam em aumento da temperatura, o que pode reduzir a resistência dos materiais devido à fusão localizada das superfícies (que reduz a força de cisalhamento e o coeficiente de atrito).

Inicialmente, acreditava-se que as asperezas dos materiais soldavam-se e eram então cisalhadas devido ao escorregamento relativo entre as superfícies. Posteriormente, foi descoberto que as asperezas não precisam necessariamente se soldar, uma vez que somente a força de adesão entre as asperezas já é suficiente para provocar o atrito em metais e cerâmicas.

Os primeiros estudiosos do atrito, entre eles Amontons e Coulomb, acreditavam que a maior parte da força de atrito vinha da deformação plástica e elástica das asperezas. A dissipação de energia no atrito ocorre por deformação plástica ou pelo rompimento de filmes interfaciais em metais e cerâmicas, e pelo comportamento visco-elástico em polímeros.

Segundo Bowden e Tabor (1950), a força de atrito é composta de uma parcela de adesão (em áreas de contato real entre as superfícies) e outra de deformação.

A deformação pode ocorrer em escala microscópica, quando a energia é utilizada para deformar as asperezas em contato durante o movimento relativo, ou em escala macroscópica, quando o material mais duro sulca o material mais mole ou quando ocorre a fratura de um dos materiais, gerando partículas entre as duas superfícies de contato. A dissipação de energia ocorre majoritariamente devido à deformação plástica, sendo que as perdas por deformação elástica não ultrapassam 10% do total.

O sulcamento pode ou não ser significativo, dependendo da rugosidade e da dureza relativa entre as duas superfícies. A relevância do sulcamento depende também dos debrís de desgaste (tamanho, forma e dureza) e de outros produtos presentes entre as superfícies. Quando se tem duas superfícies rugosas, pode ocorrer o inter-travamento em escala macro ou microscópica, resultando em sulcamento dos materiais, o que, por sua vez, provoca o aumento da força de atrito e cria debrís de desgaste.

O termo de adesão é composto pelas forças de atração das asperezas, que ocorrem quando as superfícies estão limpas, livres de óxido e de outros filmes e de gases adsorvidos. Metais muito dúcteis, como o ouro e o cobre, apresentam forças de

adesão muito fortes, enquanto metais menos dúcteis e cerâmicas possuem forças de adesão mais fracas.

Dessa forma, quando dois materiais diferentes deslizam um sobre o outro, a força de adesão provoca a transferência de fragmentos do metal mais mole para o mais duro, gerando desgaste do material mais mole. Pela análise teórica feita por Bowden e Tabor (1950) segundo um modelo simplificado, um material mais duro atritando-se contra a superfície de um material mais mole deveria resultar num coeficiente de atrito de cerca de 0,3. Já para metais iguais atritando-se, onde a contribuição do sulcamento é desprezível, o coeficiente de atrito deveria ser cerca de 0,2. Contudo, os valores obtidos na prática para o coeficiente de atrito são tipicamente algumas vezes maiores que os valores estimados pela teoria. Essa discrepância é devido a outros dois fatores atuantes: o encruamento e o *junction growth*. O fenômeno de *junction growth* ocorre como explicado a seguir.

As asperezas geralmente estão sujeitas à sua tensão de escoamento. Quando uma força tangencial é aplicada ao elemento e a carga normal é mantida, a área de contato entre as superfícies tende a aumentar, uma vez que a tensão de escoamento é a tensão máxima permitida. Esse fenômeno é conhecido como *junction growth*. A área de contato cresce com o aumento da força tangencial e assim, $\mu = \frac{F}{W}$ também cresce. Em teoria, esse processo poderia aumentar indefinidamente, porém na prática ele é limitado pela ductilidade do material e pela presença de fracos filmes interfaciais.

Segundo Bhushan, o contato adesivo se deve às interações físicas e químicas entre os materiais. Durante o movimento, a força cisalhante é utilizada para romper esses pontos de contato adesivo, e a ruptura ocorre no ponto mais fraco da junção (que pode ser a interface ou um dos dois materiais base).

A força de adesão tem origem nas forças moleculares, ou seja, são iguais às forças existentes dentro da própria molécula. Assim, a interface pode ser tão forte quanto os materiais base, e por isso pode ocorrer o arrancamento de partículas dos materiais durante o cisalhamento. A presença de contaminantes ou filmes fluidos

diminui a adesão, já que é mais fácil cisalhar filmes fluidos do que sólidos. Rabinowicz (1995) mostrou que o atrito é uma função da energia de superfície livre para os metais; dessa forma, quando duas superfícies entram em contato, ocorre um decréscimo na energia de superfície total, denominado por trabalho adesivo.

Em pares rugosos de metais e em cerâmicas, o termo de deformação é referente à força necessária para o sulcamento e a quebra das superfícies, e geralmente é dominante se comparado ao componente de adesão. Na maioria das superfícies de engenharia, no entanto, os ângulos que as asperezas formam com a superfície horizontal são pequenos, e conseqüentemente a componente de atrito por sulcamento também deve ser pequena. Contudo, materiais abrasivos e debris de desgaste podem ter ângulos maiores, o que resulta numa maior componente do atrito por sulcamento.

A componente de deformação do atrito pode ser reduzida diminuindo-se a rugosidade superficial dos materiais, selecionando materiais com durezas aproximadas e removendo-se debris de desgaste e partículas contaminantes da interface. A introdução de *dimples* é uma das maneiras de se retirar partículas da interface.

De acordo com Hutchings, as superfícies dos metais não precisam estar limpas para que possam aderir; somente o fato de aquecê-las no vácuo, para que o gás adsorvido seja liberado, é o suficiente. O coeficiente de atrito nessas condições é muito alto ($2 < \mu < 10$). Com baixos níveis de contaminação, o *junction growth* depende apenas da ductilidade das asperezas. Materiais diferentes atritando-se no ar apresentam coeficiente de atrito entre 0,5 e 1,5. Nesse caso, μ depende da composição e da microestrutura dos materiais, além das condições em que é feita a medição.

Os filmes de óxido desempenham um papel crítico na determinação do comportamento friccional do metal, uma vez que a força de atrito entre superfícies de óxidos ou entre um metal e um óxido é menor que a força de atrito entre dois metais. Por isso, mesmo com gás adsorvido na superfície, metais que não formam óxido em sua superfície, como é o caso do ouro, apresentam alto μ . Quando se tem baixas

cargas normais o μ geralmente é baixo, uma vez que existe pouco contato metal-metal. Neste caso, o baixo μ é devido à camada de óxido, que age como filme de baixa tensão de cisalhamento e que, devido sua baixa ductilidade, limita o *junction growth*. Quando a camada de óxido é danificada, no entanto, o contato metal-metal ocorre e o coeficiente de atrito μ aumenta.

Em metais muito moles e dúcteis, como é o caso do índio, o contato metal-metal ocorre mesmo com baixas cargas, e nesse caso o μ é alto e constante (a camada de óxido é facilmente penetrada, pois o substrato não oferece suporte mecânico). Já metais cujo óxido é muito resistente, como é o caso do cromo, o μ é baixo e constante. Para os aços, o coeficiente de atrito μ varia de acordo com sua composição, microestrutura e carga aplicada. Os efeitos da segregação de elementos de liga são complexos, mas valem a pena serem estudados pois é possível modificar as propriedades de atrito de um material alterando-se pouco sua composição. Um exemplo disso é o chumbo, que é pouco solúvel e forma na superfície um filme com baixo coeficiente de atrito μ .

Com o aumento da temperatura, as propriedades mecânicas dos metais mudam, podendo ocorrer mudança de fase e aumento da taxa de oxidação. Metais CCC e CFC têm seu coeficiente de atrito μ alterado com o aumento da temperatura. Já em metais HC isso não ocorre, uma vez que suas propriedades mecânicas não se alteram significativamente com a temperatura. Quando os metais são aquecidos no ar, a espessura do filme de óxido aumenta, e sua natureza também pode mudar, alterando assim o coeficiente de atrito.

O interesse no estudo de cerâmicas de engenharia vem do fato de elas aliarem baixas densidades a excelentes propriedades mecânicas, mesmo em altas temperaturas. Existe um interesse muito grande na utilização de cerâmicas como filmes finos sobre substratos de outros materiais, uma vez que elas apresentam propriedades tribológicas atrativas, como é o caso do TiN e do diamante.

As diferenças no comportamento mecânico entre metais e cerâmicas advêm das forças interatômicas distintas: iônica ou covalente para cerâmicas, e ligação

metálica para os metais. No caso de ligação iônica, a estrutura cristalina resultante permite apenas alguns poucos sistemas de escorregamento independentes, em menor número do que os cinco necessários para a deformação plástica geral. Já na ligação covalente, mesmo com os cinco sistemas independentes de escorregamento presentes, a natureza dessa ligação permite apenas deslocamentos muito pequenos, mesmo quando sob altas tensões.

As cerâmicas em geral apresentam escoamento plástico limitado à temperatura ambiente, o que leva a uma ductilidade menor do que a dos metais. O contato entre as asperezas tende a ser mais elástico do que nos metais. Por isso, as altas deformações plásticas associadas ao *junction growth* não ocorre nas cerâmicas. Tipicamente $0,25 < \mu < 0,8$ para cerâmicas.

Apesar de serem conhecidas como inertes, a superfície da maioria das cerâmicas está sujeita a reações triboquímicas que podem levar à formação de filmes superficiais, modificando assim seu comportamento friccional. Essas reações ocorrem muito mais rapidamente durante o escorregamento de dois materiais do que numa superfície livre à mesma temperatura. Cerâmicas não-oxigenadas geralmente formam filmes de óxidos no atrito entre duas superfícies, resultante da reação com o oxigênio do ar ou da água (vapor). Cerâmicas oxigenadas, por sua vez, reagem com a água (líquida ou vapor), formando camadas hidratadas na superfície. A composição atmosférica é, portanto, muito importante quando se estuda o atrito em cerâmicas, uma vez que a natureza das substâncias formadas na superfície depende dela e, por consequência, dela depende também o coeficiente de atrito.

Excetuando-se as reações químicas superficiais, outro fator importante quando se trata do atrito em cerâmicas é a extensão da fratura nas superfícies deslizantes. Sob determinadas condições, fratura frágil pode ocorrer de forma generalizada na região de contato, sendo intergranular em cerâmicas policristalinas e transgranular em casos mais severos. Com a ocorrência da fratura, o coeficiente de atrito aumenta, uma vez que está presente mais um mecanismo de dissipação de energia.

Hutchings analisa também os sólidos lamelares. Muitos dos materiais com estrutura lamelar possuem baixos coeficientes de atrito em certas condições, despertando interesse para serem utilizados como lubrificantes sólidos, como é o caso da grafite e do MoS_2 . Existe nesses materiais uma forte ligação covalente entre os átomos do mesmo plano e ligação fraca de van der Waals entre átomos de planos adjacentes (equivalendo de 1% a 10% da força da ligação covalente). Por isso, esses materiais são altamente anisotrópicos. Os baixos coeficientes de atrito da grafite e do MoS_2 estão associados à estrutura lamelar e à fraca ligação interplanar, porém este conceito não deve ser estendido a outros materiais. Existem muitos outros compostos que apresentam estrutura lamelar, sendo que alguns apresentam baixo μ e são potencialmente úteis como lubrificantes sólidos, enquanto outros apresentam alto μ .

Em polímeros, o contato é predominantemente elástico, exceto quando o atrito se dá contra superfícies muito rugosas. As propriedades dos polímeros apresentam alta dependência temporal, sendo a maioria deles visco-elástico. Em geral, $0,1 < \mu < 0,5$. O coeficiente de atrito dos polímeros diminui com a velocidade de deslizamento e a temperatura, devido aos efeitos do aquecimento. Como nos metais, o atrito apresenta um termo de deformação e outro de adesão.

No caso do atrito por deformação, a resistência ao rolamento vem da dissipação de energia do polímero, que é um resultado direto de seu comportamento visco-elástico. O polímero se deforma e depois volta à sua configuração original, dissipando energia na forma de calor nesse ciclo.

Quando se trabalha num regime de baixas cargas e com superfícies moderadamente rugosas, a área de contato é uma fração da área aparente. Nesse caso, a área de contato real é proporcional à carga aplicada e μ é constante e independente da carga normal.

Quando a carga é aumentada ou se as superfícies são macias e polidas, μ cai com o aumento da carga, uma vez que a área real não é mais proporcional à carga normal. A tensão de escoamento dos polímeros depende fortemente do componente hidrostático das tensões, diferentemente do que ocorre para metais. Neste caso, a

deformação elástica é tão grande que a situação se aproxima do contato de uma única grande aspereza.

Os polímeros polares apresentam maior adesão que os polímeros apolares, já que sua energia de superfície pode ser até duas vezes maior que a dos polímeros apolares.

A fratura entre as uniões tende a ocorrer no material, e não na interface, uma vez que as forças de ligação nos polímeros são fracas (forças de van der Waals e pontes de hidrogênio). O *junction growth* verificado nos polímeros é muito pequeno.

Muitos polímeros, quando atritados contra superfícies rígidas (por exemplo, metais), transferem filmes de polímero para o contra-corpo. Se o polímero continuar a ser atritado, ele continuará a se desgastar e a camada de filme transferido irá ficar cada vez mais espessa, já que a ligação interfacial ao contra-corpo é freqüentemente mais forte que a ligação dentro de próprio polímero.

O HDPE (polietileno de alta densidade) e o PTFE (poli-tetra-flúor-etileno) apresentam coeficientes de atrito muito menores que os outros polímeros, com importantes aplicações como lubrificante sólido. Eles possuem estrutura molecular linear, sem grupos polares laterais, resultando em fraca ligação intramolecular a alto grau de cristalinidade.

Quando se esfrega um desses dois polímeros contra uma superfície dura e limpa, o coeficiente de atrito não é baixo ($0,2 < \mu < 0,3$). À medida que o escorregamento progride, um filme de polímero da espessura de micrômetros é depositado e o μ cai para valores que podem chegar a 0,05. As cadeias moleculares são fortemente orientadas na direção paralela à direção de escorregamento. Se a direção de escorregamento for alterada, contudo, μ e a taxa de desgaste irão crescer substancialmente.

O comportamento do HDPE e do PTFE é atribuído à natureza de sua cadeia molecular; contudo, parece que baixas energias de superfícies e, conseqüentemente,

baixas forças intermoleculares, também são necessárias para permitir a deposição de filmes finos orientados.

Para os elastômeros, entretanto, a teoria clássica de adesão não é válida. Um componente de deformação ocorre no limite elástico de materiais visco-elásticos devido a perdas elásticas por histerese. Em metais, esse tipo de perda de energia é menor que 1%, mas para materiais visco-elásticos (em especial os elastômeros), ele pode ser significativo.

Durante o escorregamento, o material primeiramente é tensionado e então a tensão é removida à medida que o escorregamento prossegue, e finalmente o ponto de contato muda. Cada vez que um elemento do volume é tensionado, energia elástica é acumulada e depois é devolvida quando as tensões são removidas. Uma fração dessa energia é perdida na forma de calor, como resultado das perdas elásticas por histerese.

A perda líquida de energia está relacionada à energia aplicada e às propriedades do polímero a determinada pressão, temperatura e taxa de deformação.

2.2 Atrito na conformação plástica

Dieter inicia suas definições com base na compressão homogênea de um disco plano de raio a e altura h . Ele define o coeficiente de atrito coulombiano (atrito devido ao escorregamento na interface) em termos de tensões:

$$\mu = \frac{\tau}{p} \quad (2)$$

em que τ é a tensão de cisalhamento na interface e p é a tensão normal à interface. Nessa situação, a distribuição das tensões compressivas no disco é dada pela figura 1, sendo simétrica com relação à linha central e apresentando um pico agudo no centro. A tensão σ_0 é a tensão de escoamento do material.

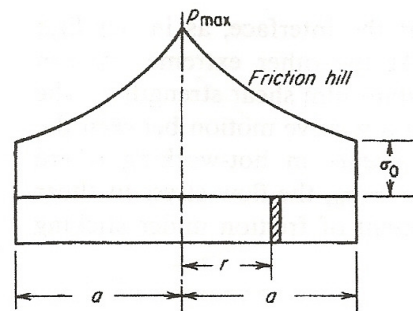


Figura 1: Distribuição da tensão compressiva de um disco submetido à compressão homogênea (figura retirada de Dieter)

A figura 2 mostra um diagrama da razão da pressão média aplicada (tensão de compressão) com a tensão de escoamento do material em função da razão geométrica do disco (a/h) e do coeficiente de atrito. Com base nesse diagrama, percebe-se a importância de se conhecer bem o coeficiente de atrito, uma vez que pequenos acréscimos no coeficiente de atrito podem elevar muito a tensão de compressão necessária, fazendo com que sejam necessárias máquinas mais robustas para a execução de uma mesma tarefa. Vale salientar também que, quanto maior for a razão geométrica, maior será a influência do coeficiente de atrito nas forças de conformação.

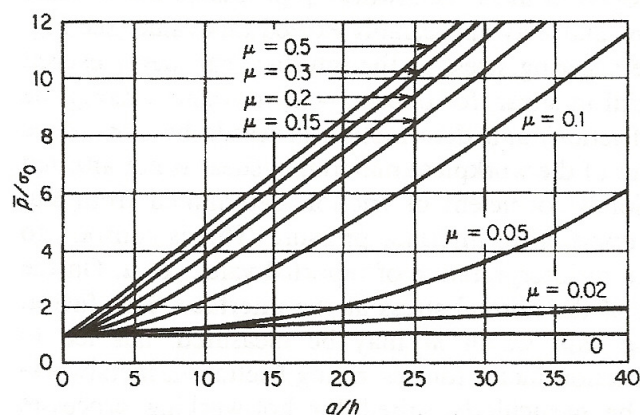


Figura 2: Pressão de deformação média na compressão em função da razão geométrica e do coeficiente de atrito (figura retirada de Dieter)

De acordo com Schey, as leis de atrito de Amontons não são necessariamente um modelo realístico quando se trata da conformação de metais. Quando a tensão de cisalhamento na interface atinge um determinado valor, é energeticamente mais favorável que o material sofra cisalhamento internamente, enquanto sua superfície fica imóvel. Neste caso, ocorre o chamado atrito estático, e o atrito de escorregamento não é mais verificado.

Segundo Dieter, nesta situação a interface apresenta uma resistência ao cisalhamento constante e o atrito estático é o tipo de atrito mais freqüente em situações de trabalho a quente.

A condição para o atrito estático é:

$$\tau_i = \mu \cdot p > k \quad (3)$$

Sendo que, com base no critério de escoamento de von Mises:

$$k = 0,577 \cdot \sigma_{esc} \quad (4)$$

Dessa forma, muitas vezes é dito que $\mu_{\max} = 0,577$, mas esse tipo de conclusão, afirma Schey, só é válida quando a conformação da superfície é alcançada quando $p = \sigma_{esc}$. Em muitos processos de conformação mecânica, a pressão pode chegar a múltiplos da tensão de escoamento do material, e, uma vez que o valor de k se mantém constante com o aumento da pressão hidrostática, o valor calculado do coeficiente de atrito μ diminui com o aumento da pressão. Tendo isto em vista, é razoável dizer que, quando $\mu \cdot p > k$, o coeficiente de atrito calculado passa a não ter mais significado, uma vez que não há mais escorregamento relativo na interface.

Tendo em vista a questão exposta acima acerca do coeficiente de atrito μ , tanto Dieter quanto Schey propõem a seguinte relação para o fator de atrito:

$$m = \frac{\tau}{k} \quad (5)$$

em que τ é a resistência de cisalhamento na interface e k é a tensão cisalhante limite de escoamento. O fator de atrito m se comporta de modo que $0 \leq m \leq 1$, sendo que $m=0$ para interfaces sem atrito (deslizamento perfeito) e $m=1$ para atrito estático (adesão). Esta definição é muito conveniente, pois a tensão de cisalhamento agora é definida com a ajuda de k , um valor já previamente especificado. Já a utilização do coeficiente de atrito μ requer que seja medido o valor da pressão.

De acordo com a definição de atrito coulombiano dada pela equação (2), o coeficiente de atrito cai à medida que a pressão (tensão de compressão) aumenta. Isso se opõe à realidade, diz Dieter, podendo levar a interpretações errôneas dos valores tabelados de μ . Por outro lado, o fator de atrito m tem sido crescentemente utilizado para descrever o atrito nos processos de conformação (especialmente nos processos que envolvem grandes deformações, como é o caso da laminação a quente), devido sua facilidade de ser medido. A utilização de m no lugar de μ , além de ser mais apropriado fisicamente, ainda introduz simplificações matemáticas.

Contudo, o uso do fator de atrito m também deve ser feito com algumas ressalvas, alerta Schey. É importante ressaltar que, na maioria das vezes, a interface é composta por um material diferente do material do qual é composta a peça, porém assume-se que eles possuem as mesmas propriedades. Muitas vezes, o trabalho verificado na interface, associado ao escorregamento das superfícies, modifica substancialmente as propriedades do material nas camadas mais próximas à superfície, fazendo com que os valores de m obtidos em cálculos utilizando-se valores das propriedades do material não sejam totalmente confiáveis.

É esperado que os valores de μ e m variem, já que eles dependem de vários fatores, como pressão, temperatura e velocidade de escorregamento. Apesar de uma descrição exata da interface somente poder ser feita com valores locais de μ e m , em geral um valor médio é utilizado para os cálculos (vale ressaltar que, apesar de esta prática ser aceita para o cálculo de forças, ela pode levar a erros quando se trata da distribuição de deformações).

Como já citamos, à medida que a força normal aumenta, aumenta também a área de contato, e as asperezas começam a sofrer deformações plásticas cada vez maiores. A zona sub-superficial se torna então responsável pelo atrito, de acordo com Dieter, já que sua resistência ao cisalhamento é menor que na interface ferramenta-peça. O coeficiente de atrito, nesta situação de cisalhamento sub-superficial, fica:

$$\mu = \frac{\tau}{H} = \tau \cdot \frac{A}{P} \quad (6)$$

Dessa forma, percebe-se que o coeficiente de atrito decresce à medida que a pressão aumenta, desde que esteja ocorrendo deformação plástica generalizada em todo o volume.

Schey define que, na forma mais geral, a tensão requerida para a deformação de uma peça possui três diferentes componentes:

- componente de deformação pura, que é a tensão requerida para deformar homogeneamente o material se o coeficiente de atrito fosse 0 .
- efeitos do atrito, que nem sempre é o componente de maior peso na tensão de deformação, podendo ficar abaixo de 5% da tensão de deformação total.
- o terceiro componente reflete a dificuldade de se conseguir uma deformação homogênea. O grau de não-homogeneidade depende da geometria do processo combinado aos efeitos do atrito. Apesar de existirem exemplos em que as não-homogeneidades reduzem os efeitos de atrito, na maioria dos casos elas podem causar um grande aumento das tensões necessárias para deformação (acima de 100%).

É importante deixar claro que nem sempre o atrito é um vilão. O atrito pode ser inclusive desejável, já que ele transfere tensões entre a peça e a ferramenta (como na estampagem profunda), permitindo assim maiores reduções, e assegura a continuidade da passagem da peça através dos rolos na laminação.

A elevação da temperatura é um fator importante a ser considerado, uma vez que, de acordo com Schey, a maior parte do trabalho de deformação é transformada

em calor. Em condições de atrito de deslizamento, o trabalho necessário para superar a força de atrito é transformado em calor na interface. Uma vez que o calor é gerado em uma camada muito fina, a elevação de temperatura local pode ser substancial, podendo causar inclusive fusão de material. Apesar de nem sempre ocorrer fusão na interface, quase sempre ocorrem mudanças nas propriedades da interface, tais como modificações nas propriedades mecânicas, destruição ou ativação de filmes lubrificantes, além de provocar o início de reações entre a peça e a ferramenta. Em condições de atrito estático, a elevação de temperatura na interface não é maior que a verificada dentro do material, já que a deformação neste caso ocorre devido ao cisalhamento das camadas internas do material. Neste caso, a deformação localizada pode provocar um aumento localizado na temperatura.

Além disso, segundo Schey, é importante ressaltar que a deformação dificilmente será homogênea. Uma primeira razão para isto é que o atrito impõe restrições à deformação do material, e o material se deforma de modo a minimizar o gasto de energia. Isso leva à localização das deformações em determinadas áreas do material. Além disso, a própria geometria do processo pode introduzir não-homogeneidades no material, como é o caso do processo de corte, que deforma apenas uma pequena área do material, enquanto a maior parte deste permanece não-deformada. Geralmente, a consequência mais importante da não-homogeneidade da deformação do material é a geração de tensões de tração nas regiões menos deformadas do material, as quais podem provocar distorções e até mesmo fratura interna em materiais menos dúcteis.

2.3 Lubrificação

A ação dos lubrificantes segue o seguinte princípio: se um filme de um material com baixa resistência ao cisalhamento pode ser colocado entre duas superfícies, o coeficiente de atrito é diminuído.

Segundo Altan et al (1999), existem basicamente três tipos de lubrificação que governam as condições de atrito na conformação: condições a seco, hidrodinâmicas e de contorno.

Na situação a seco, não existe adição de lubrificante na interface peça-ferramenta, estando presentes apenas as camadas de óxidos e eventuais contaminantes. O atrito é muito alto neste caso, e apenas em situações muito específicas, como na laminação a quente de chapas e lingotes, essa situação é desejada.

No caso da lubrificação hidrodinâmica, uma espessa camada de lubrificante está presente entre a matriz e a peça. Uma vez que as condições de atrito são governadas pela viscosidade dos lubrificantes, que em geral decresce rapidamente com o aumento de temperatura, condições de lubrificação hidrodinâmica na conformação em alta velocidade (laminação de fitas e arames, por exemplo) ocorrem somente em determinados regimes de velocidade, na qual a temperatura na interface é relativamente baixa.

A lubrificação de contorno é a condição mais comumente verificada na conformação dos metais, uma vez que elevações na temperatura de interface e pressões relativamente altas impedem a ocorrência de lubrificação hidrodinâmica. Como esse tipo de lubrificação não permite uma análise confiável, segundo Altan, a maioria do conhecimento sobre lubrificação de contorno é empírica.

O atrito na conformação mecânica dos metais é controlado pela utilização de lubrificantes apropriados para cada aplicação. É esperado que os lubrificantes apresentem uma série de características, tais como:

- reduzir o atrito de deslizamento entre a matriz e a peça
- agir na prevenção de aderência e soldagem da peça na matriz
- possuir boas propriedades de isolamento térmico
- ser inerte para prevenir ou minimizar as reações entre a matriz e a peça

- ser livre de substâncias poluidoras ou venenosas
- ser facilmente aplicável e removível da peça
- ser comercialmente disponível a um custo razoável

É claro que nenhum lubrificante é capaz de apresentar todas as características acima descritas, porém, para cada tipo de aplicação, procura-se um determinado tipo de lubrificante capaz de otimizar o processo da conformação mecânica. O fator de atrito na interface verificado para algumas aplicações é mostrado a seguir:

- $m = 0,05 - 0,15$ para forjamento a frio de aços ligas de alumínio e cobre, usando lubrificantes comuns de sabão fosfatado ou óleo
- $m = 0,1 - 0,3$ para forjamento a quente de ligas de titânio e ligas de alta resistência à temperatura, usando lubrificantes à base de vidro
- $m = 0,2 - 0,4$ para forjamento a quente de aços, ligas de alumínio e cobre, usando lubrificantes à base de grafite
- $m = 0,7 - 1,0$ quando não se emprega lubrificantes (laminação a quente de chapas e lingotes e extrusão não-lubrificada de ligas de alumínio)

2.4 Simulações numéricas

Além dos autores anteriormente citados, os quais buscam uma definição mais teórica para o fenômeno do atrito e suas consequências, Tan procura, através de simulações numéricas, fazer uma comparação entre diferentes modelos de atrito, para poder prever com acurácia e melhor controlar os processos de conformação. Com simulações numéricas precisas é possível, segundo o autor, diminuir o tempo e os custos associados ao desenvolvimento de novos processos e ferramentas, uma vez que a necessidade de testes experimentais é menor. O coeficiente de atrito é importante, de acordo com Tan, pois influi diretamente nas forças necessárias para a

conformação, além de influir também na incidência de defeitos nas peças e no desgaste das ferramentas.

Para a comparação entre os diferentes modelos de atrito, foram realizados testes experimentais de compressão em discos de alumínio AA6082, tanto em peças recozidas como em peças endurecidas por trabalho, e então os pontos obtidos foram ajustados a uma curva de um teste de compressão numérico. O material da ferramenta de compressão era aço SS2310, endurecido e temperado a uma dureza 60-62 HRC e com rugosidade superficial R_a igual a $0,017\mu\text{m}$.

Os modelos de atrito analisados foram:

- modelo de atrito de Coulomb ($\tau = \mu.p$)
- modelo de atrito constante ($\tau = m.k$)
- modelo de atrito geral ($\tau = f.\alpha.k$)
- modelo de tensão absoluta constante ($\tau = A$, com $0 \leq A \leq k_{\text{max}}$)
- modelo de atrito empírico ($\tau = a.p^b$)

Onde:

τ é a tensão de atrito no cisalhamento

μ é o coeficiente de atrito

p é a pressão normal

k é a tensão de cisalhamento no escoamento

m é o fator de atrito

f é o fator de atrito no contato real ($0 \leq f \leq 1$)

α é a razão entre as áreas de contato real e aparente

A é a constante de atrito

$k_{\max}$ é a tensão máxima de cisalhamento no escoamento

a é o fator de atrito

b é o expoente de pressão

A principal diferença entre essas teorias de atrito são as hipóteses feitas quanto ao tipo de atrito que irá se desenvolver (escorregamento, viscoso ou estático) e quanto à distribuição das tensões de atrito. Para algumas teorias, existe uma descontinuidade nas tensões de atrito no ponto neutro, decorrente da mudança de direção do escorregamento. Entretanto, essa descontinuidade não é verificada através dos testes experimentais.

O objetivo dos testes de compressão era obter a razão da área de atrito, que é definida como:

$$F_r = \frac{A_{w0} - A_{t0}}{A_{w0}} \quad (7)$$

Onde A_{t0} é a área após a compressão do disco, e A_{w0} é a área após a compressão do disco para um coeficiente de atrito igual a 0.

A redução de altura dos espécimes variou entre 0 e 70%. Os discos de alumínio tinham altura de 30mm e diâmetro de 30mm, e foram lubrificados com diferentes tipos de lubrificante (sabão alcalino, MoS_2 , querosene e sabão alcalino seguido de graxa Molykote).

Não foi verificada nenhuma diferença significativa entre os cinco modelos utilizados nas simulações em elementos finitos, as quais predizem muito bem os resultados dos testes experimentais. Isso ocorreu pois os parâmetros das curvas eram ajustados aos pontos obtidos através dos testes experimentais, fazendo com que a curva obtida traduzisse com precisão o comportamento real do material.

Segundo Tan, dos diversos testes experimentais da literatura é possível estabelecer que:

- a tensão de atrito no ponto neutro é zero
- a tensão de atrito aumenta significativamente com a distância do ponto neutro
- a tensão de atrito aumenta significativamente com o aumento da redução de altura

Foi verificada, através dos testes experimentais, uma diferença na eficiência dos lubrificantes utilizados. No entanto, não é possível, com base nas simulações feitas, determinar qual modelo de atrito é o mais exato, uma vez que as curvas numéricas são obtidas a partir de ajustes dos modelos propostos com os pontos dos testes experimentais. A influência do lubrificante (e, conseqüentemente, do fator de atrito) é maior na razão de área de atrito que na pressão normal.

2.5 Encruamento

O encruamento, também chamado de endurecimento por trabalho, é o fenômeno pelo qual um metal dúctil se torna mais duro e resistente quando é submetido à deformação plástica. Uma vez que a temperatura na qual ocorre a deformação ser baixa se comparada à temperatura de fusão do material, fala-se também em trabalho a frio.

Algumas vezes é conveniente expressar o grau de deformação plástica como um percentual de trabalho a frio, definido pela expressão:

$$\%TF = \left(\frac{A_0 - A_d}{A_0} \right) \cdot 100 \quad (8)$$

Onde A_0 é área da secção original que é deformada e A_d é área após a deformação.

Um aumento de dureza e resistência do material implica numa redução na ductilidade do metal. O fenômeno de encruamento é explicado com base em interações entre campos de deformações de discordâncias. Segundo Callister, discordâncias são defeitos cristalinos lineares ao redor das quais existe um desalinhamento atômico. A deformação plástica corresponde ao movimento de um grande número de discordâncias, que se movem em resposta à aplicação de uma tensão. Escorregamento é o nome dado à deformação plástica produzida mediante o movimento de uma discordância.

Virtualmente, todos os materiais cristalinos contêm discordâncias, as quais foram introduzidas durante o processo de solidificação, durante deformações plásticas ou como consequência das tensões térmicas que resultam de um resfriamento rápido. O tratamento térmico do material pode reduzir significativamente a densidade de discordâncias nos materiais.

A densidade de discordâncias em um metal aumenta com a deformação plástica devido à multiplicação ou a formação de novas discordâncias. Como a distância média de separação entre as discordâncias diminui, e as interações de deformação discordância-discordância são repulsivas, o resultado é que o movimento de uma discordância é dificultado pela presença de outras discordâncias. Uma vez que restringir ou impedir o movimento das discordâncias confere maior dureza e mais resistência a um material, este é o efeito verificado quando se deforma um material plasticamente.

O encruamento é utilizado com frequência para melhorar as propriedades mecânicas dos metais durante o processo de fabricação, em especial para aumentar a resistência de ligas metálicas que não respondem a tratamentos térmicos endurecedores. Os efeitos do encruamento podem ser removidos mediante tratamento térmico de recozimento.

2.6 O ensaio de compressão do anel

De acordo com Dieter, para a determinação de μ ou m existem basicamente duas abordagens. A primeira consiste em medir a pressão média de deformação e a tensão de escoamento àquelas condições, para então calcular μ de maneira analítica. Porém, nem sempre se conhece a tensão de escoamento em cada condição de conformação. A segunda abordagem é através dos ensaios de compressão de anel.

O ensaio de compressão do anel para a determinação do coeficiente de atrito estabeleceu-se desde os anos 1960, quando Male e Cockcroft (1964) apresentaram um procedimento no qual as medidas das dimensões externas e internas de um anel antes e após a compressão entre bigornas planas permitem a obtenção do coeficiente de atrito deste par. Segundo Altan et al (1999), a mudança nos diâmetros externos e internos do anel é extremamente dependente do atrito na interface ferramenta-corpo de prova.

No teste do anel, um corpo de provas em forma de anel com faces planas é comprimido para uma redução conhecida. Segundo Altan et al (1999), caso o coeficiente de atrito seja zero o anel se deformará da mesma forma que um disco sólido, no qual cada elemento flui radialmente para fora numa taxa proporcional às suas distâncias do centro. Para valores pequenos do coeficiente de atrito, o fluxo para fora ocorrerá em velocidades menores e, para o mesmo grau de compressão, o diâmetro externo será menor do que no caso de coeficiente de atrito zero. No caso do coeficiente de atrito superar certo valor crítico, é energeticamente favorável que apenas uma parte do anel flua para fora e que outra flua para o centro, de forma que o diâmetro externo seja ainda menor.

Para obter a magnitude do fator de atrito, o diâmetro interno do anel comprimido deve ser comparado com valores predeterminados de coeficientes ou de fatores de atrito. Diversas análises teóricas e numéricas estão disponíveis na literatura (Lee; Altan, 1972 e Avitzur, 1968). Os resultados destas análises são organizados na forma de “curvas de calibração”, conforme figura 3.

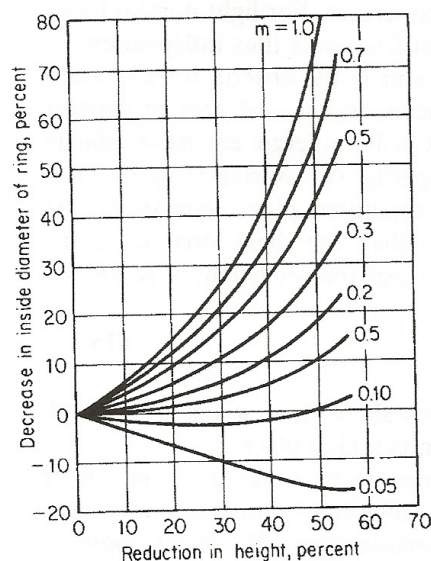


Figura 3: Curva de calibração para ensaio de compressão de anel com dimensões 6:3:1 (figura retirada de Dieter)

Para a utilização dessas curvas de calibração, o diâmetro interno do anel deve ser medido em seu ponto de máxima dilatação. A partir dos valores de redução de altura e de variação no diâmetro interno, para uma dada geometria do anel, obtém-se o valor do fator de atrito para o caso em questão.

Dieter ressalta ainda que nenhuma medida de força ou tensão é necessária para esse tipo de teste, de modo que m pode ser medido nas condições típicas de um processo de conformação. Além disso, se a pressão de deformação for medida, é possível calcular sua tensão de escoamento às dadas condições, sendo particularmente útil para os processos de conformação a quente.

O atrito existente entre as placas da máquina de compressão e as extremidades do corpo de prova produz tensões que tendem a retardar o escoamento nas regiões próximas aos contatos, produzindo um gradiente de tensões ao longo da espessura do corpo de prova. O metal adjacente ao contato sofre pouca ou nenhuma deformação.

Durante a deformação, à medida que o material escorrega sobre as ferramentas, as forças de atrito se opõem ao escoamento do metal do centro para as extremidades. Esta resistência devido ao atrito ocorre naquela região do corpo de prova em contato com os batentes, enquanto o metal localizado à meia-altura da amostra pode escoar na direção radial sem constrição. Isto leva a um corpo de prova deformado em forma de barril, e internamente é criada uma região não-deformada próximo à superfície dos batentes. À medida que essas zonas em forma de cone se aproximam e se sobrepõem, elas causam um acréscimo na força para um dado incremento de deformação. A figura 4 mostra as regiões pouco deformadas na secção transversal do anel que sofreu deformação, em decorrência do atrito na interface ferramenta-corpo de prova.

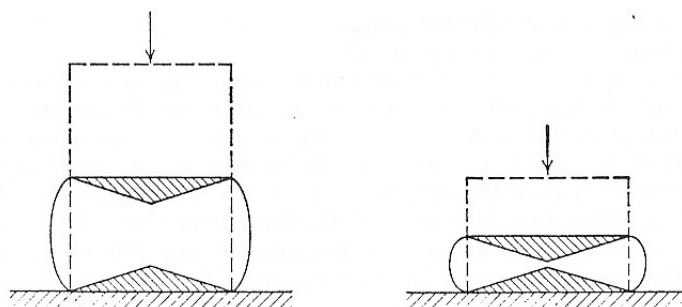


Figura 4: Região deformada (branca) e não-deformada (hachurada) num corpo de prova após ensaio de compressão do anel (figura retirada de Dieter)

Além disso, no caso de uma condição de atrito suficientemente alta, a direção de escoamento do material mudará em certo ponto da secção transversal do anel, em consequência da mudança de direção da força de atrito atuante. Neste caso, o material apresenta uma linha neutra de escoamento, na qual o material não sofre escoamento radial. A figura 5 apresenta as direções de escoamento do metal no teste de compressão.

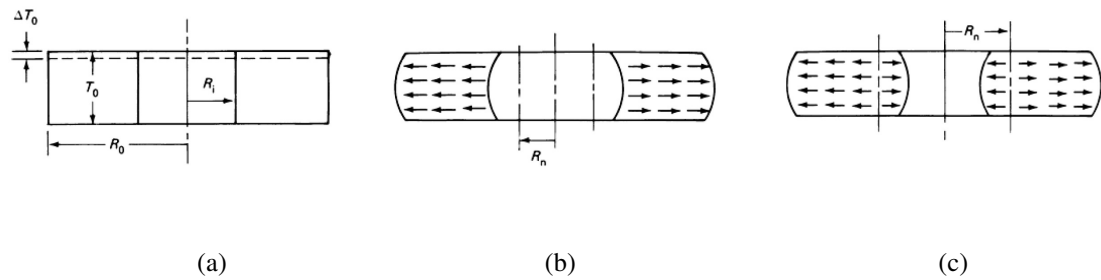


Figura 5: Corpo de prova para ensaio de compressão em diferentes situações (a) não-deformado (b) deformado em condição de baixo atrito (c) deformado em condição de alto atrito

2.7 Testes de dureza

A propriedade mecânica chamada dureza é uma medida da resistência do material a uma deformação plástica localizada. Existem basicamente três tipos de medida de dureza:

- dureza ao risco
- dureza à penetração
- dureza dinâmica ou de rebote

A dureza ao risco é muito usada pelos mineralogistas, e relaciona os materiais na sua capacidade de riscar uns aos outros. A dureza ao risco é medida de acordo com a escala Mohs, que consiste em 10 minerais listados na ordem de sua resistência ao risco, sendo o talco o mais macio (dureza 1), e o diamante o mais duro (dureza 10). Este é um sistema qualitativo e um tanto arbitrário, não sendo muito adequado para os metais uma vez que os intervalos são muito estreitos na região das durezas mais altas (entre 4 e 8 da escala Mohs).

A dureza dinâmica, expressa em termos de dureza de impacto, é obtida através do lançamento de uma bilha numa superfície metálica. Dependendo da altura do rebote, obtém-se a dureza do material testado.

A dureza à penetração é a medida de dureza de maior interesse para os materiais usados na engenharia. Existem diversos métodos para sua medição, porém serão analisados aqui apenas os métodos de dureza mais difundidos: Brinell, Vickers e Rockwell. Estas técnicas consistem basicamente num pequeno penetrador que é forçado contra a superfície do material a ser testado, sob condições controladas de carga e taxa de aplicação. As dimensões da impressão resultante são então relacionadas a um número de dureza. Como as durezas medidas são apenas relativas, deve-se tomar cuidado ao comparar valores obtidos através de diferentes técnicas.

Os testes de dureza são realizados com mais frequência que qualquer outro ensaio mecânico por serem simples e baratos, além do fato de que o ensaio é não-destrutivo. Além disso, outras propriedades mecânicas, como o limite de resistência à tração, podem ser estimadas a partir dos ensaios de dureza.

- Dureza Brinell

O teste de dureza Brinell foi o primeiro teste de dureza à penetração padronizado e amplamente aceito, e consiste na impressão de uma bilha esférica de aço de 10mm de diâmetro com uma certa carga. Geralmente, a carga utilizada é de 3000kg, mas para metais macios a carga é reduzida para 500kg a fim de se evitar uma impressão muito profunda. A carga é aplicada por um tempo padrão de 30s, e o diâmetro da impressão é então medido em um microscópio. O número da dureza Brinell (BHN) é expresso como a relação entre a carga e a área superficial da impressão, segundo a seguinte fórmula:

$$BHN = \frac{P}{(\pi \cdot D/2) \cdot (D - \sqrt{D^2 - d^2})} = \frac{P}{\pi \cdot D \cdot t} \quad (9)$$

Em que:

P: carga aplicada (kg)

D: diâmetro do penetrador (mm)

D: diâmetro da impressão (mm)

T: profundidade da impressão (mm)

Devido à grande dimensão de sua marca de dureza, este método pode ser vantajoso quando se trata de materiais com heterogeneidades locais, porém pode ser desvantajoso por impedir sua utilização em objetos pequenos ou em regiões tensionadas do material, podendo causar falha mecânica na região. Outro ponto positivo é que a rugosidade superficial do material tem menor influência neste tipo de teste que em outros testes.

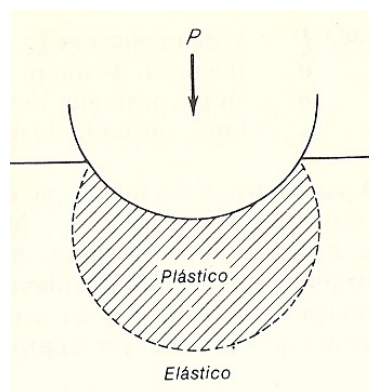


Figura 6: Esquema de teste de dureza Brinell (figura retirada de Dieter)

- Dureza Vickers

Este teste usa como penetrador um diamante piramidal de base quadrada, cujo ângulo interno entre as faces opostas é de 136° . O número da dureza Vickers (VHN) é definido como a carga aplicada dividido pela área superficial de penetração. Na prática, esta área é calculada a partir de medidas microscópicas do comprimento das diagonais da impressão. Muitas vezes é necessária uma preparação cuidadosa da superfície do corpo de prova a ser analisado, a fim de assegurar uma impressão bem definida e que possa ser medida com precisão.

O VHN pode ser determinado pela seguinte equação:

$$VHN = \frac{2.P.\sin(\theta)}{L^2} = \frac{1,854.P}{L^2} \quad (10)$$

Onde:

P: carga aplicada (kg)

L: comprimento médio das diagonais (mm)

θ : ângulo entre as faces opostas do diamante (136°)

O teste de dureza Vickers tem uma larga aceitação para trabalhos científicos pois fornece uma escala de dureza contínua, cobrindo valores de dureza tanto de materiais muito moles (VHN=5) até materiais muito duros (VHN=1500). Como as impressões feitas por um penetrador Vickers são todas geometricamente similares, o VHN é independente da carga aplicada, o que não ocorre como outros métodos para medição de dureza. Contudo, o teste de dureza Vickers não é amplamente aceito pois é um teste lento, que requer uma cuidadosa preparação do corpo de prova, e ainda acarreta grandes possibilidades de erros pessoais na determinação do comprimento da diagonal.

Normalmente, uma impressão feita com um penetrador Vickers deveria ser quadrada. No entanto, isto nem sempre é verificado. Quando a impressão tem forma abaulada, é sinal de que houve expansão do material em torno das faces planas da pirâmide. Isso ocorre com metais recozidos, e implica numa super-estimação do comprimento das diagonais. Já a impressão em forma de barril, que ocorre em metais trabalhados a frio, resulta da aderência ou expansão do material em torno das faces do penetrador. A medida das diagonais, neste caso, produz um valor mais baixo para a área de contato, de maneira que o número da dureza seja erroneamente mais alto.

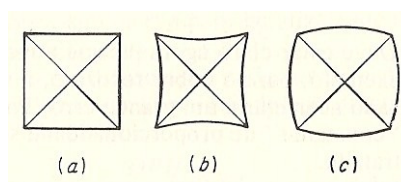


Figura 7: Diferentes impressões do ensaio de dureza Vickers (a) impressão perfeita (b) impressão abaulada (c) impressão em forma de barril (figura retirada de Dieter)

- Dureza Rockwell

Este é o teste de dureza mais utilizado nos EUA devido sua velocidade, impossibilidade de erro do operador, capacidade de distinguir pequenas diferenças de dureza em aços duros e pequeno tamanho da impressão. Este teste usa como medida de dureza a profundidade de penetração sob carga constante. Uma carga de 10kg é aplicada antes do ensaio para ajustar o corpo de prova, a fim de minimizar a necessidade de preparação da amostra e reduzir a tendência para a aderência do metal no penetrador. A carga principal é então aplicada e a profundidade da penetração é automaticamente registrada num mostrador.

Diferentes penetradores, com diferentes cargas, são utilizados para medir a dureza Rockwell, dependendo da faixa de dureza que o material apresentar. Geralmente são usados como penetradores um diamante cônico de 120° com a ponta arredondada (penetrador Brale) ou esferas de aço de 1/16" e 1/8", com cargas de 60, 100 e 150kg.

Ao contrário da dureza Brinell e Vickers, cuja unidade é kg/mm^2 , o número de dureza Rockwell é puramente arbitrário. Além disso, uma vez que a dureza medida depende da carga e do tipo de penetrador, é necessário especificar que combinação foi usada, pois uma medida de dureza Rockwell sem especificação não tem significado algum. Esta especificação é feita utilizando-se o número da dureza com uma letra indicativa do tipo de combinação usada. Aços endurecidos, por exemplo, são testados na escala C, com penetrador de diamante e carga principal de 150kg, e a faixa adequada para esta escala fica entre $R_c 20$ e $R_c 70$.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Descrição do ensaio de compressão dos anéis

Foram usinados em aço 1020 anéis nas dimensões especificadas de 18mm de diâmetro externo, 9mm de diâmetro interno e 6mm de espessura (razão geométrica 6:3:2). Tais anéis, assim como foram recebidos da usinagem, foram encaminhados para o ensaio de compressão, sem nenhum tratamento térmico ou de superfície adicional. A amostra antes da compressão será designada como amostra 0.

A prensa utilizada nos ensaios de compressão é do tipo hidráulica, com capacidade de carga de 150tonf e velocidade de operação entre 0,6mm/s e 3mm/s. O material da ferramenta para os testes é o aço AISI H13, lixado e polido com partículas de até 100µm. Os ensaios foram realizados em temperatura ambiente.

Foram realizados ensaios para cada uma das seguintes condições:

- compressão com 60 tonf, lubrificado com PTFE (amostra 1)
- compressão com 60 tonf, sem lubrificação (amostra 2)
- compressão com 20 tonf, lubrificado com PTFE (amostra 3)
- compressão com 20 tonf, sem lubrificação (amostra 4)

A ferramenta era polida com partículas de até 100µm antes da compressão de cada uma das peças. No caso dos ensaios lubrificados, foi aplicada uma fita de PTFE nas superfícies dos espécimes antes de sua compressão.

3.2 Preparação e aquisição de informações das amostras

As amostras ensaiadas foram lavadas com detergente para remoção das sujidades. No caso das amostras lubrificadas com PTFE, foi necessário realizar uma

limpeza com álcool etílico, uma vez que a fita de PTFE estava fortemente aderida aos anéis.

As amostras foram medidas com um paquímetro digital Mitutoyo, modelo Absolute Digimatic. Foram feitas 5 medidas de cada uma das dimensões, porém, houve uma certa dispersão dos valores medidos de algumas amostras pois algumas destas ficaram levemente ovaladas após a deformação.

As amostras foram cortadas ao meio com a cortadeira de precisão IsoMet 4000, da marca Buehler. Foi utilizada uma cortadeira de precisão juntamente com fluido de corte para minimizar a influência do corte nos espécimes, como encruamento e aquecimento localizado.

As metades de cada amostra foram embutidas com baquelite na embutidora automática SimpliMet 3000, da marca Buehler, sendo que uma metade foi embutida de modo que ficasse aparente sua secção transversal, e a outra metade foi embutida de modo que sua superfície ficasse aparente.

As amostras foram então lixadas e polidas na politriz e lixadeira Tegra Pol 25, da marca Struers. O lixamento foi feito com as lixas 320, 400 e 600, com utilização de água. O material passou então pelo processo de polimento com partículas de diamante nos tamanhos de 9, 3 e 1 micron.

Para a visualização das fases no microscópio óptico, as amostras foram atacadas quimicamente com Nital 3% (solução de álcool etílico e ácido nítrico). Foi realizada medição da dureza das amostras no microdurômetro Micromet 2103, da marca Buehler. A dureza das amostras foi medida em três regiões diferentes:

- medição de dureza superficial das amostras, cobrindo o comprimento desde o raio interno ao raio externo (região amarela da figura 8)
- medição da dureza na secção transversal ao longo da direção radial das amostras, pelo seu centro, cobrindo o comprimento desde o raio interno ao raio externo. Doravante esta dureza será chamada de dureza radial (região vermelha da figura 8)

- medição da dureza ao longo da espessura das amostras (região azul da figura 8)

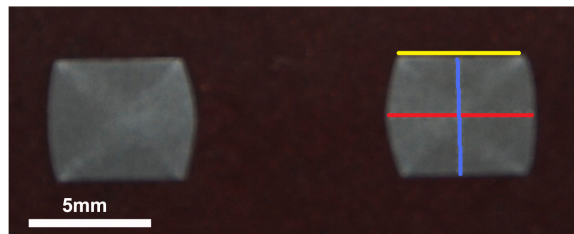


Figura 8: Região de medição das durezas. Amarelo: dureza superficial; vermelho: dureza radial; azul: dureza na espessura

Para cada uma das durezas acima descritas, foram feitas 12 medições de dureza igualmente espaçadas entre si, respeitando os limites de borda para ensaio de dureza (a distância da borda até a primeira medição de dureza deve ser pelo menos 3 vezes o tamanho da diagonal da marca de indentação do durômetro). Esse número de 12 medidas de dureza permitiu o levantamento de gráficos que revelam a variação da dureza ao longo do raio ou da espessura das amostras.

As medidas de dureza foram realizadas com carga de 300g, pois esta é a menor carga que permitiu que fosse medida a dureza de todo o material em questão, sem que a dureza fosse medida apenas de uma das fases isoladamente.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 Análise macroscópica da superfície das amostras

Após a limpeza das peças, foi feita a análise macroscópica das amostras em questão. De modo geral, as amostras que foram ensaiadas sem lubrificação apresentavam uma superfície brilhante se comparado com as amostras que foram ensaiadas com lubrificação. Elas apresentavam também riscos radiais no centro de sua superfície, visíveis especialmente no disco comprimido com 60 tonf. Já as amostras que foram ensaiadas com lubrificação apresentavam uma superfície fosca e relativamente homogênea em sua extensão.

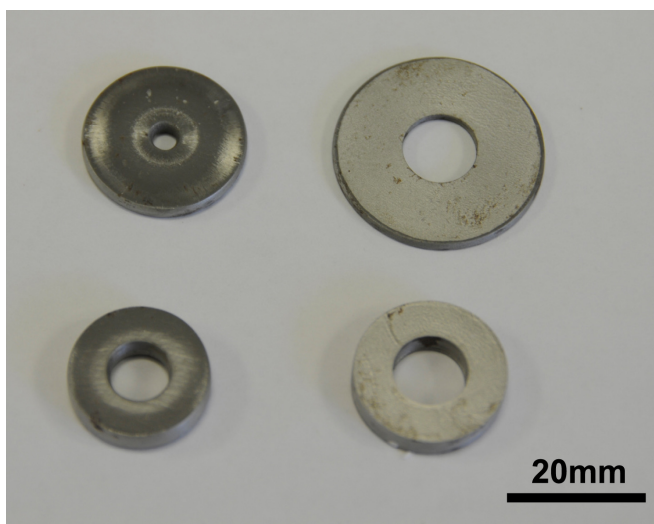


Figura 9: Amostras após compressão em diferentes condições de carga e lubrificação

A amostra comprimida com 60 tonf e lubrificada com PTFE apresentou uma superfície fosca e homogênea, com a borda do raio externo brilhante.

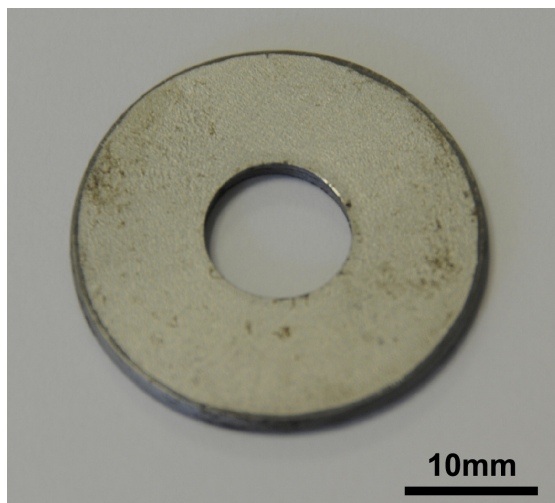


Figura 10: Amostra comprimida com 60 tonf com lubrificação

A amostra comprimida com 20 tonf com lubrificação apresentou uma superfície totalmente fosca e não tão homogênea quanto a amostra comprimida com 60 tonf.

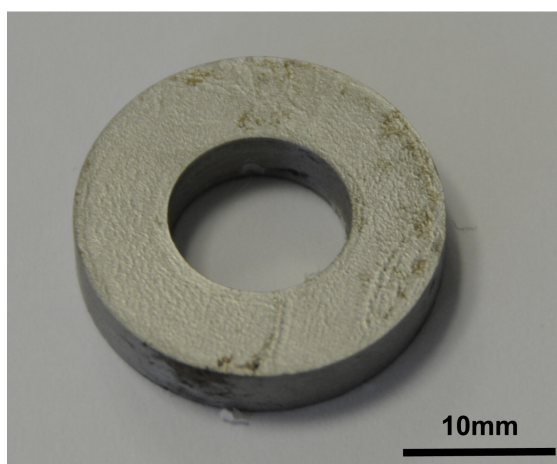


Figura 11: Amostra comprimida com 20 tonf com lubrificação

A amostra comprimida com 60 tonf sem lubrificação apresentou uma superfície brilhante, com diversos anéis radiais concêntricos. Indo do raio interno para o raio externo, temos, na sequência:

- anel muito fosco (rente à borda interna)
- anel muito “riscado”
- anel muito brilhante
- anel levemente riscado que se torna brilhante com o aumento do raio
- anel muito riscado
- anel muito brilhante de pequena espessura
- anel brilhante (rente à borda externa)

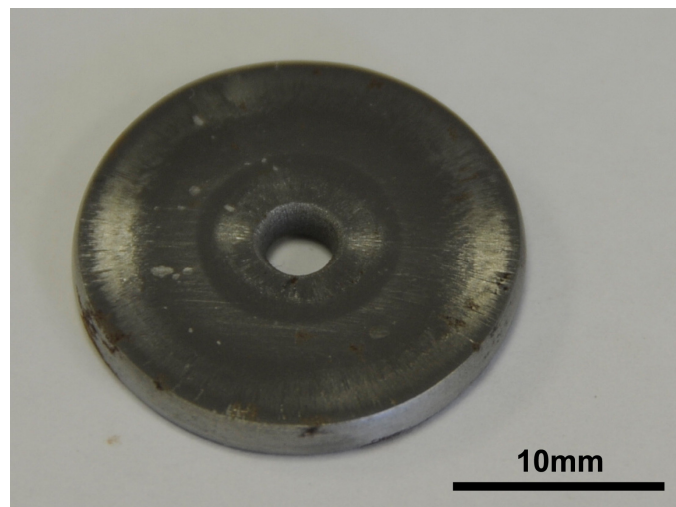


Figura 12: Amostra comprimida com 60 tonf sem lubrificação

A amostra comprimida com 20 tonf sem lubrificação apresentou uma superfície brilhante, com a região próxima ao raio interno riscada.

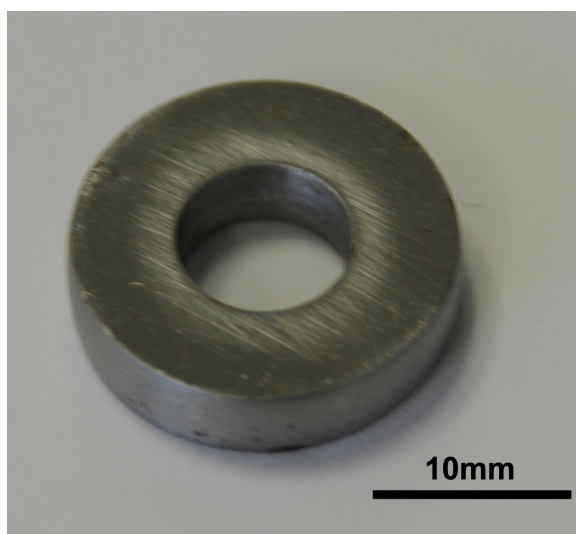


Figura 13: Amostra comprimida com 20 tonf sem lubrificação

4.2 Análise macroscópica da secção transversal das amostras

As amostras que foram comprimidas com 60 tonf apresentavam espessura menor que aquelas comprimidas com 20 tonf, como era de se esperar. O diâmetro externo de todas as amostras após a compressão era maior que o diâmetro original. Contudo, em relação ao diâmetro interno das amostras ensaiadas, este era maior que o original nas amostras que foram lubrificadas, e menor que o original nas amostras que foram comprimidas a seco.

A tabela 1 apresenta a média dos valores medidos das dimensões dos anéis. O anexo A apresenta todas as medidas feitas.

Tabela 1: Média e desvio-padrão das dimensões de cada amostra

	d_{ext} (mm)	d_{int} (mm)	e (mm)
Disco 0	18,06 (s=0,01)	9,01 (s=0,01)	6,14 (s=0,01)
Disco 1	30,76 (s=0,23)	10,63 (s=0,53)	1,84 (s=0,01)
Disco 2	24,38 (s=0,26)	4,31 (s=0,28)	2,67 (s=0,01)
Disco 3	21,39 (s=0,09)	10,25 (s=0,11)	4,25 (s=0,01)
Disco 4	19,72 (s=0,03)	7,95 (s=0,07)	4,59 (s=0,01)

As amostras foram então embutidas, lixadas e polidas. Pode-se perceber muito claramente o formato de sua secção transversal.

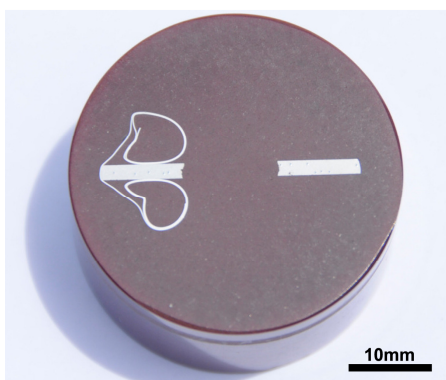


Figura 14: Amostra comprimida com 60 tonf com lubrificação

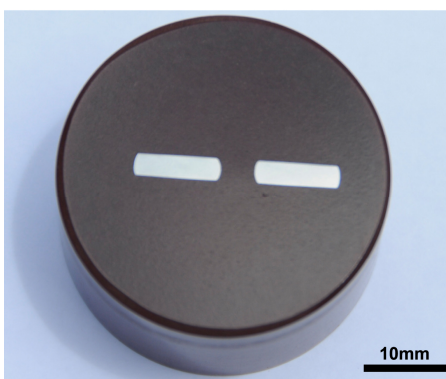


Figura 15: Amostra comprimida com 60 tonf sem lubrificação

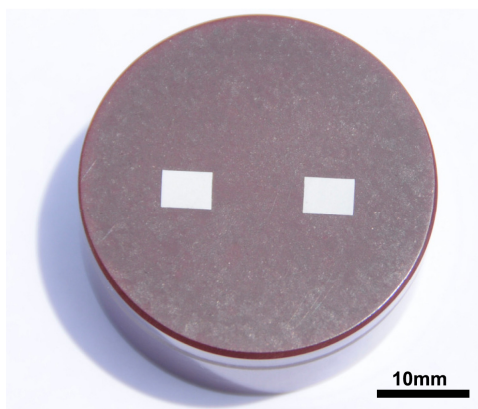


Figura 16: Amostra comprimida com 20 tonf com lubrificação

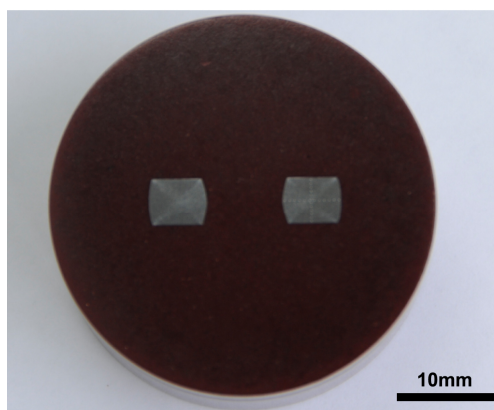


Figura 17: Amostra comprimida com 20 tonf sem lubrificação

A amostra comprimida com 60 tonf e lubrificada com PTFE apresentou uma secção transversal com a borda externa abaulada e a borda interna côncava. Isto se deve às forças de atrito que agiram contra o sentido de escoamento, mesmo sendo este um caso lubrificado. Neste caso, houve aumento tanto do raio interno como do externo, de modo que o escoamento se deu todo no sentido radial interno→externo. As forças de atrito, agindo contra a direção de escoamento do material, fizeram com que a borda externa ficasse abaulada e a borda interna, côncava. Este foi o caso de menor espessura e maior raio externo dentre as amostras analisadas.

A amostra comprimida com 60 tonf sem lubrificação apresentou uma secção transversal com a borda interna e externa abauladas. Neste caso, a condição de atrito fez com que houvesse aumento do raio externo e diminuição do raio interno. A borda interna estava mais abaulada que a borda externa, o que indica que houve maior escoamento na direção do raio interno que na direção do raio externo do anel.

A amostra comprimida com 20 tonf e lubrificada com PTFE apresentou uma secção transversal com bordas interna e externa praticamente planas. Um mínimo desvio de planicidade pode ser observado na borda do raio interno, que se apresenta ligeiramente côncava devido à ação das forças de atrito que agiram entre a ferramenta e a peça contra a direção do escoamento. Neste caso, houve um pequeno aumento tanto do raio interno como do raio externo.

A amostra comprimida com 20 tonf sem lubrificação apresentou uma secção transversal com a borda interna e externa abauladas, sendo que o abaulamento da borda interna era muito pronunciado. Neste caso, a condição de atrito fez com que houvesse aumento do raio externo e diminuição do raio interno. Nesta amostra pode-se ver claramente as regiões que sofreram maior e menor deformação, semelhante ao apresentado na figura 4. Para esta amostra, essas regiões de diferentes níveis de deformação praticamente se uniram, de maneira que elas formam quase um “X” de deformação.

4.3 Análise microscópica da secção transversal das amostras

Após ataque químico com Nital 3%, as amostras foram analisadas com a ajuda de um microscópio óptico da marca Olympus, modelo BX60MF, com lentes com aumento de 50x, 100x, 200x, 500x e 1000x.

Os anéis testados são feitos de aço-carbono 1020. Por se tratar de um aço proeutetóide que não sofreu nenhum tratamento térmico especial, o material é composto microestruturalmente de grãos de ferrita e de perlita. A ferrita é uma fase CCC composta basicamente de átomos de ferro, com alguns átomos de carbono alojados na estrutura cristalina como impurezas intersticiais. Mesmo estando em

concentrações muito baixas, o carbono influencia de maneira significativa as propriedades mecânicas da ferrita. Esta é uma fase macia, que pode ser magnética em temperaturas abaixo de 768°C e com uma densidade de $7,88\text{g/cm}^3$. Nas figuras 18 a 26, a ferrita aparece como a fase mais clara.

Os grãos mais escuros que aparecem na figuras 18 a 26 são de perlita. A perlita é um microconstituente que surge quando do resfriamento da austenita. É uma estrutura lamelar composta de camadas de ferrita e cementita. A cementita, ou carbeto de ferro (Fe_3C), é muito dura e frágil, e sua presença em alguns aços aumenta consideravelmente a resistência destes. Mecanicamente, a perlita apresenta propriedades intermediárias entre a ferrita e a cementita.

Os aços com baixo teor de carbono, como é o caso do material dos anéis em questão, são relativamente moles e fracos, mas possuem ductilidade e tenacidade excepcionais. Além disso, eles são usináveis, soldáveis, e são o tipo de aço mais barato de serem produzidos. Um aumento da resistência é obtido através de trabalho a frio, já que eles não respondem a tratamentos térmicos que objetivam a formação de martensita.

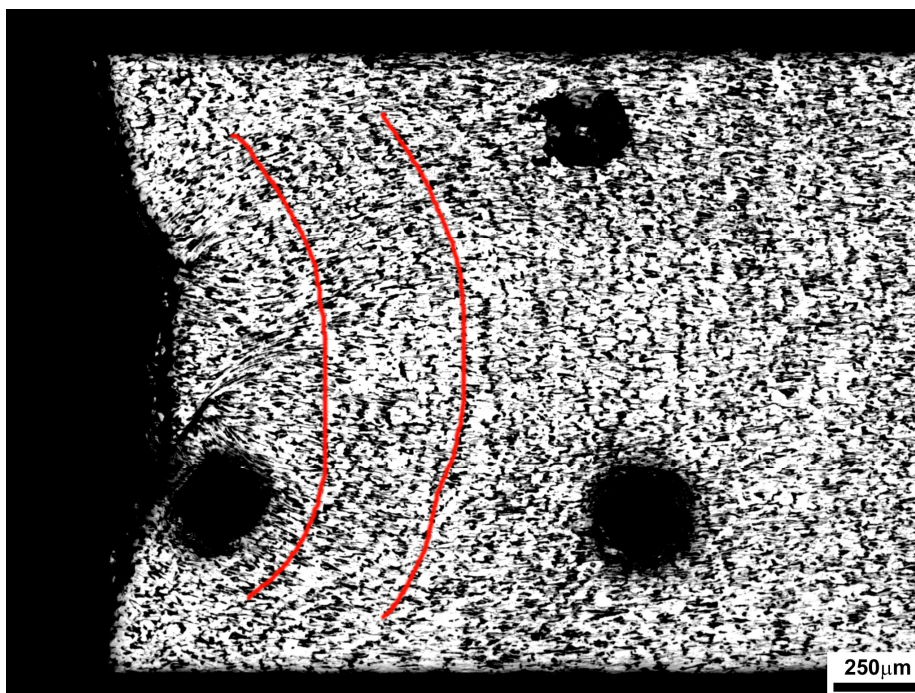


Figura 18: Fotomontagem da micrografia da borda interna da secção transversal da amostra 1, com evidência da direção de escoamento do material (aumento de 50x)

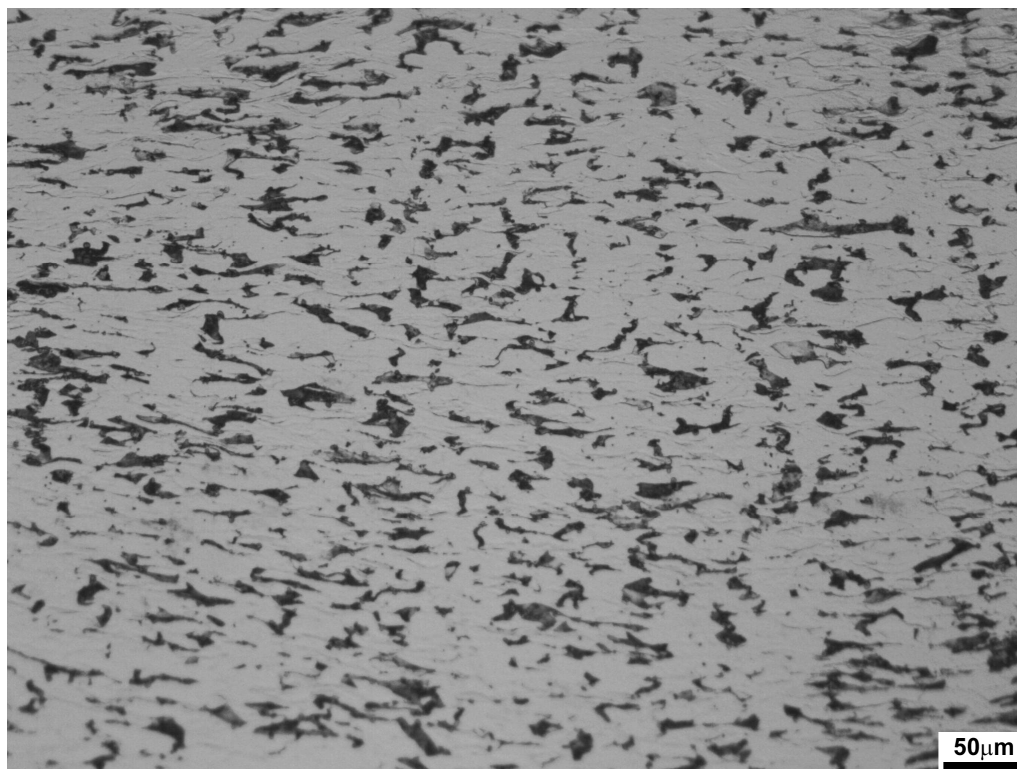


Figura 19: Micrografia da borda interna da secção transversal da amostra 1 (aumento de 200x)

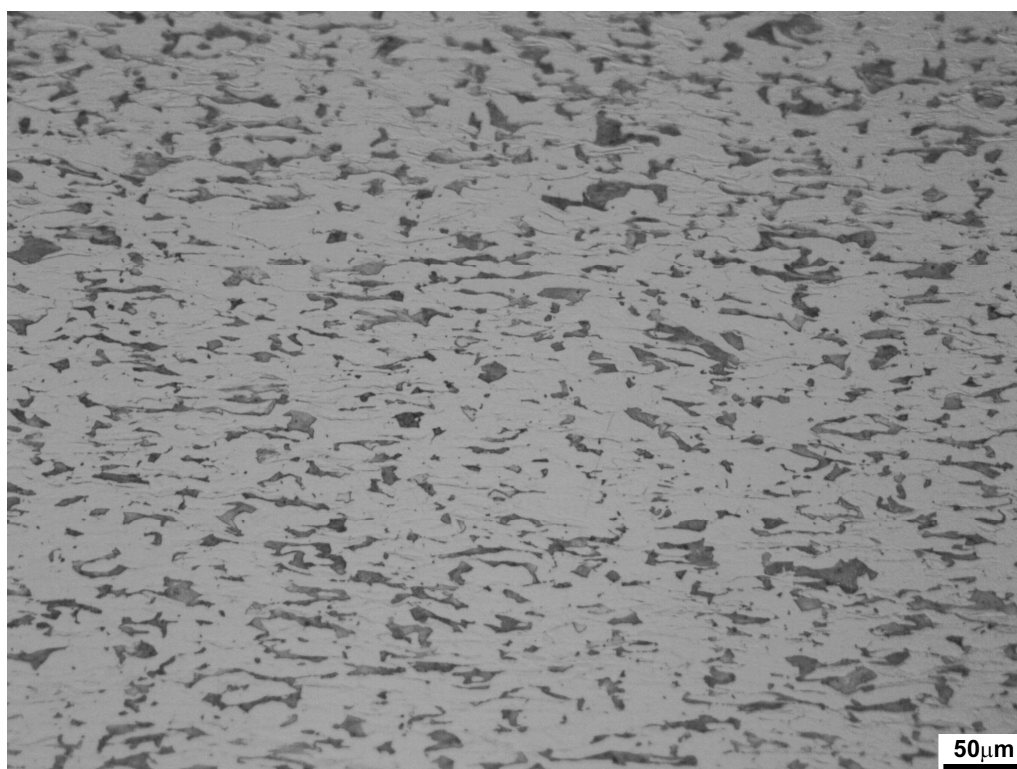


Figura 20: Micrografia do centro da secção transversal da amostra 1 (aumento de 200x)

Na figura 18 pode-se notar as linhas que indicam o escoamento do material e a influência do atrito, de modo que as linhas de escoamento são curvas. As grandes manchas escuras na figura 18 são devido ao testes de macrodureza realizados. As figuras 19 e 20 mostram os grãos do material próximo à borda interna e no centro da amostra. Pode-se perceber que os grãos sofreram grandes deformações, uma vez que se encontram bastante alongados. O nível de deformação é muito semelhante em todas as regiões da amostra, provavelmente devido à grande carga aplicada e à lubrificação eficiente.

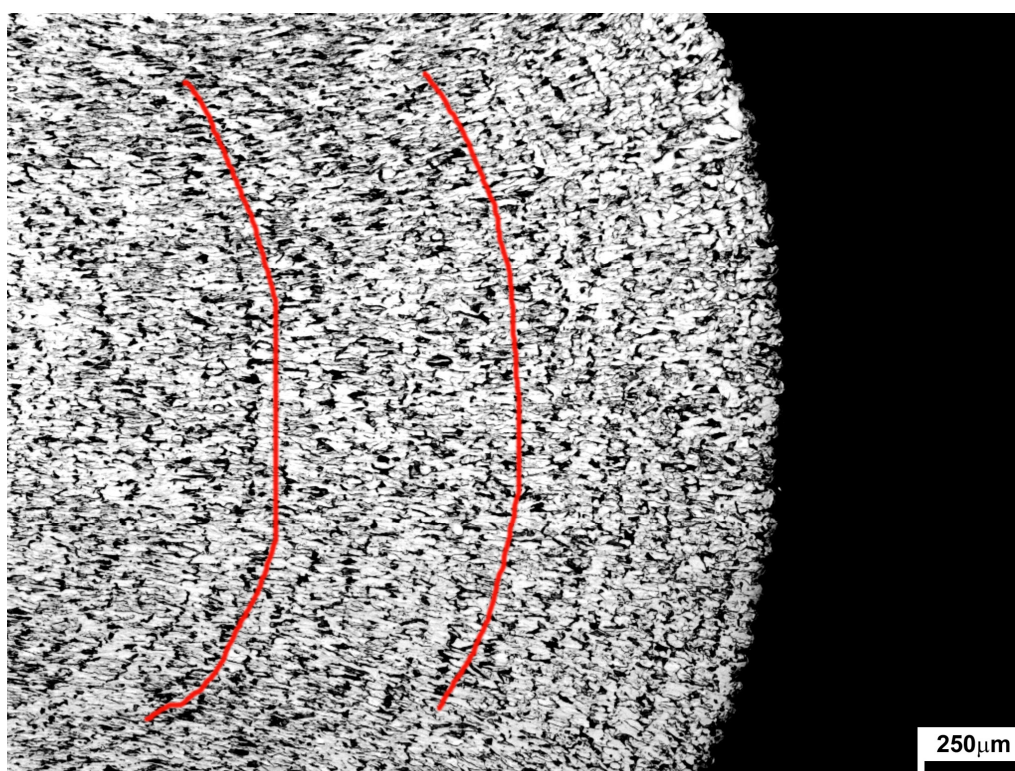


Figura 21: Fotomontagem da micrografia da borda interna da secção transversal da amostra 2, com evidência da direção de escoamento do material (aumento de 50x)

Através da figura 21 percebe-se a deformação sofrida pela amostra 2, comprimida com 60 tonf e sem lubrificação. Além disso, a figura 22 mostra os grãos em diferentes regiões do anel. Nota-se que a região central da secção transversal do anel foi a que sofreu maior deformação, uma vez que os grãos encontram-se bem alongados nesta região. A borda externa sofreu pouca deformação (grãos menos deformados), e a borda interna sofreu uma deformação intermediária entre o centro e a borda externa.

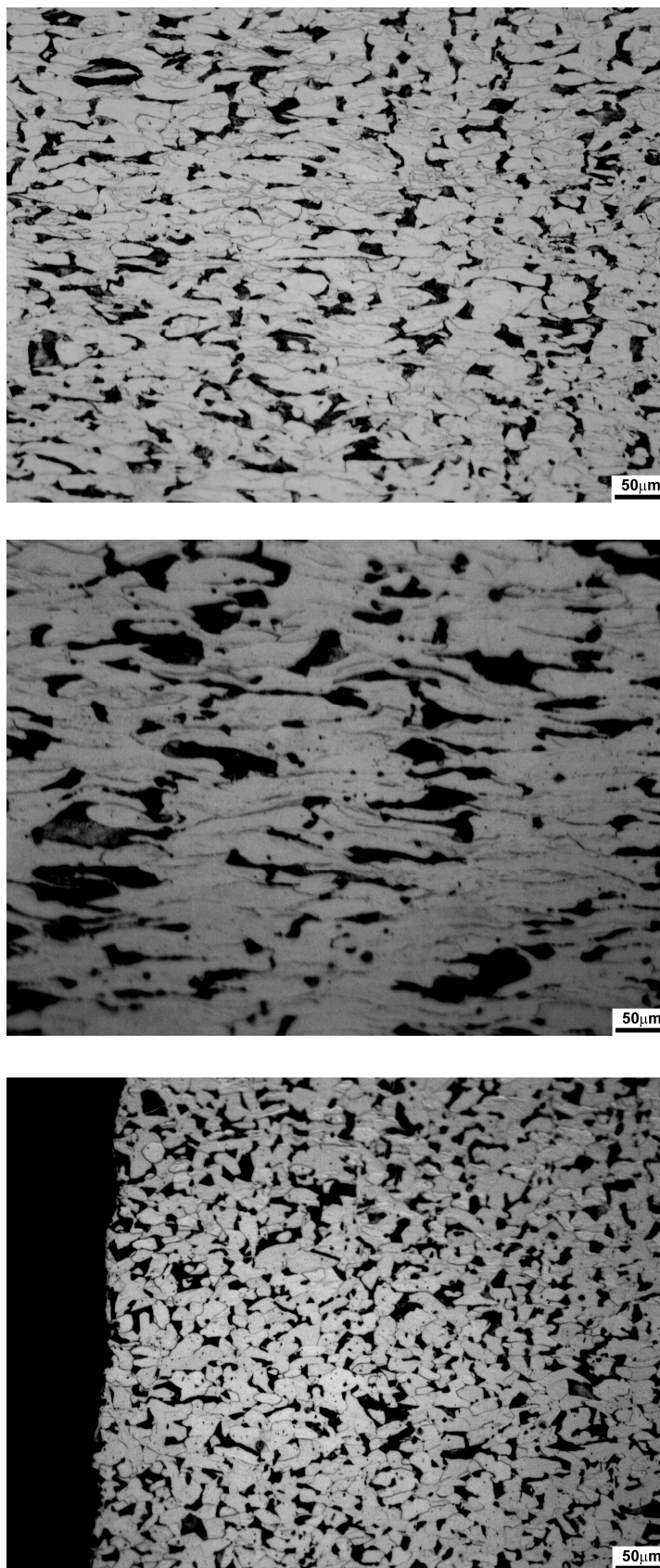


Figura 22: Micrografia da borda interna, da região central e da borda externa da secção transversal da amostra 2 (aumento de 200x)

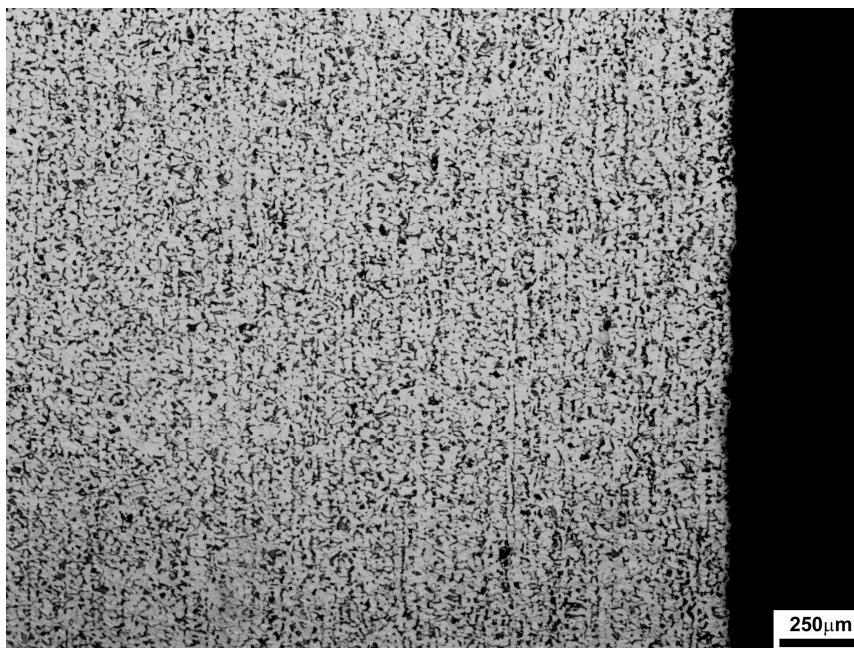


Figura 23: Micrografia da borda interna da secção transversal da amostra 3 (aumento de 50x)

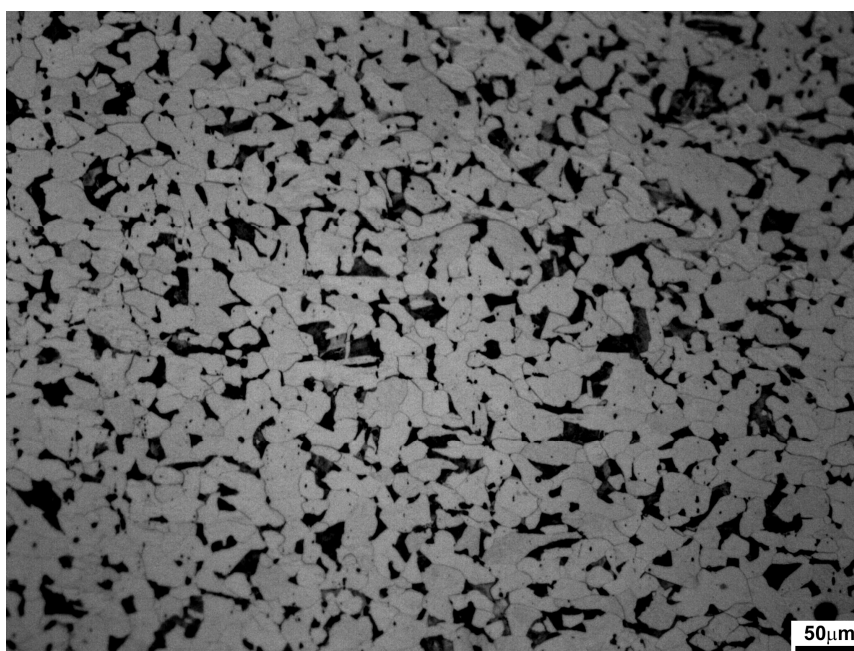


Figura 24: Micrografia do centro da secção transversal da amostra 3 (aumento de 200x)

A amostra 3, comprimida com 20 tonf e lubrificada com PTFE, apresentou em todas as regiões grãos pouco deformados. Também não pôde ser verificada uma direção de escoamento no material.

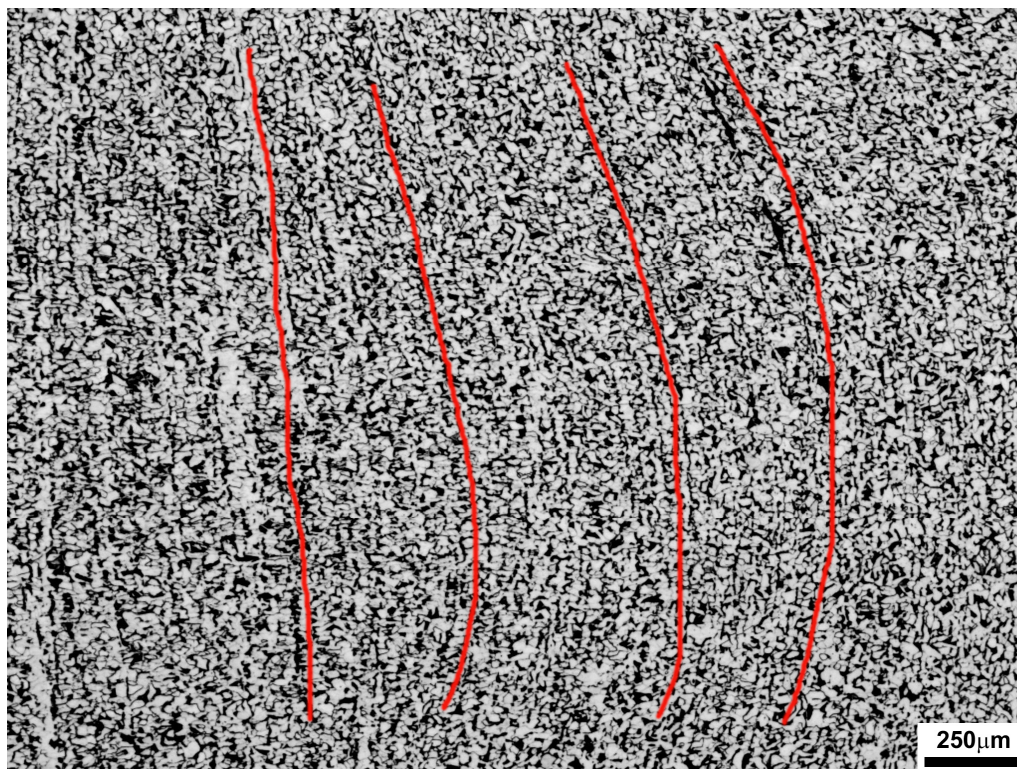


Figura 25: Fotomontagem da micrografia do centro da secção transversal da amostra 4, com evidência da direção de escoamento do material (aumento de 50x)

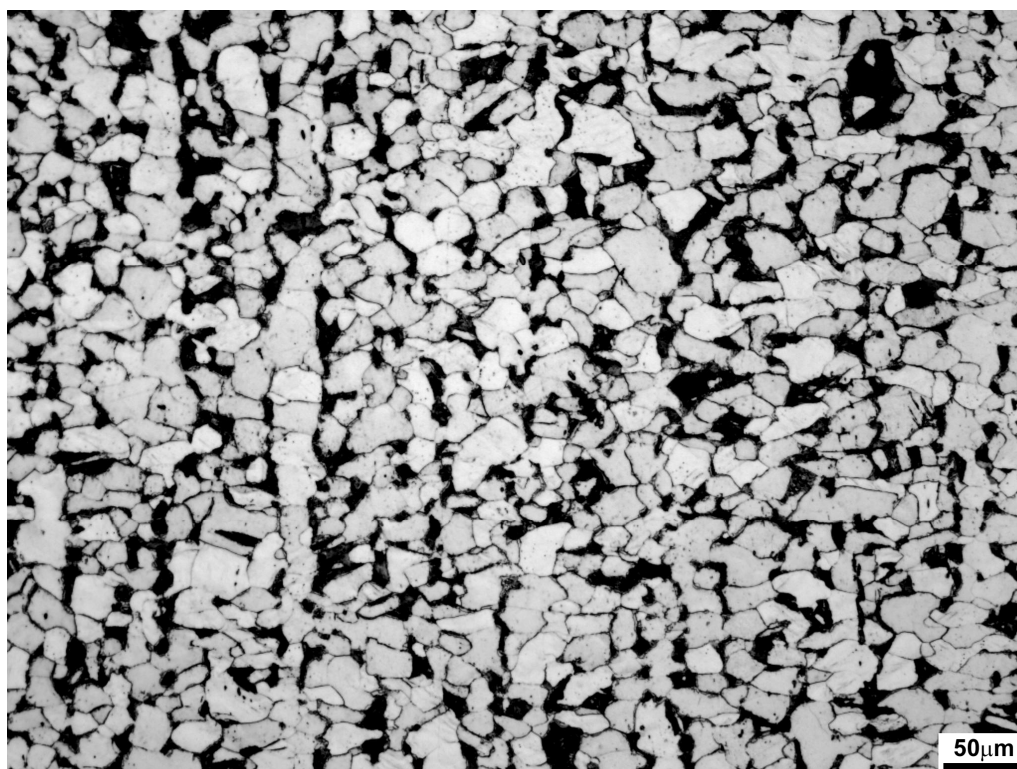


Figura 26: Micrografia do centro da secção transversal da amostra 4 (aumento de 200x)

A amostra 4, comprimida com 20 tonf e sem lubrificação, apresentou em todas as regiões grãos pouco deformados. No entanto, ao contrário do apresentado pela amostra 3, neste caso pôde ser verificada a direção de escoamento no material.

4.4 Análise da dureza das amostras

As medidas de dureza realizadas nas amostras foram: dureza superficial, dureza ao longo da direção radial das amostras (ambas cobrindo o comprimento desde o raio interno ao raio externo) e a dureza ao longo da espessura das amostras.

As medidas de dureza foram realizadas num durômetro Vickers com carga de 300g. Esta carga foi escolhida pois é a menor carga que permitiu que fosse medida a dureza de todo o material em questão, sem que a dureza de apenas uma das fases fosse medida isoladamente. O anexo B apresenta todas as medidas de dureza realizadas.

A medição das referidas durezas possibilitou o levantamento dos seguintes gráficos:

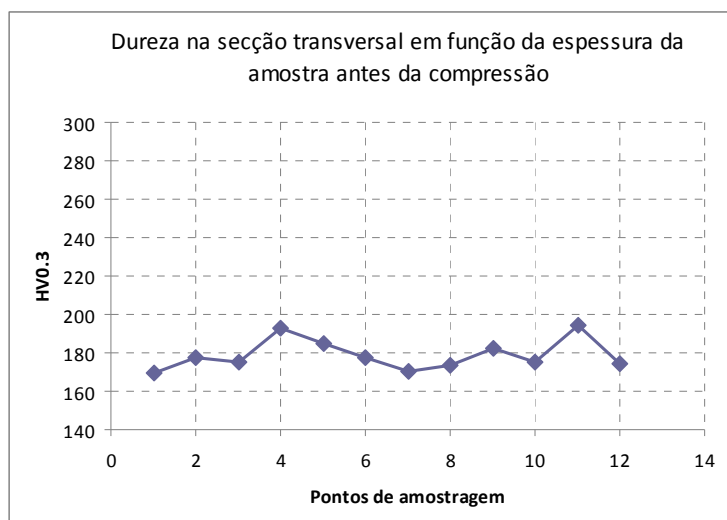
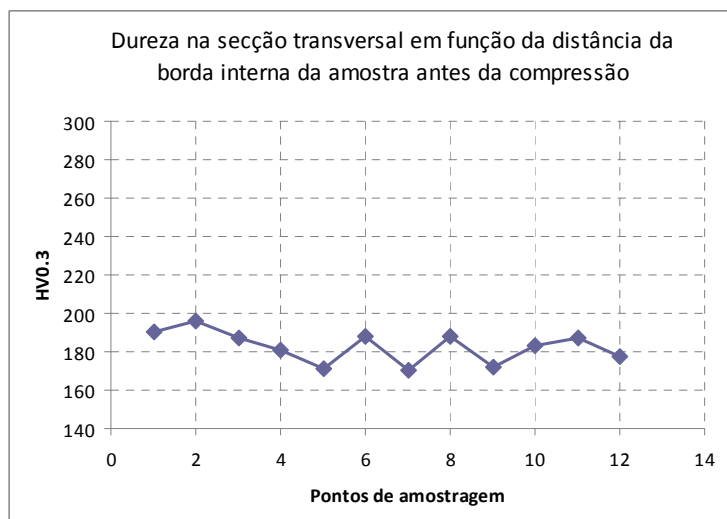
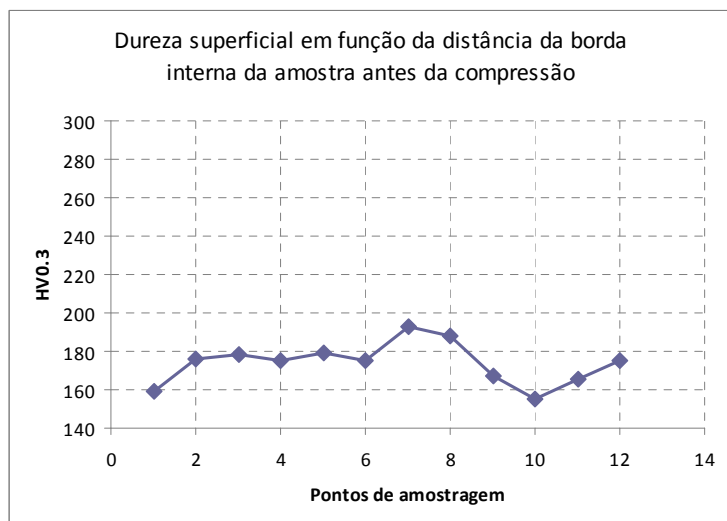


Figura 27: Gráficos de dureza da amostra 0

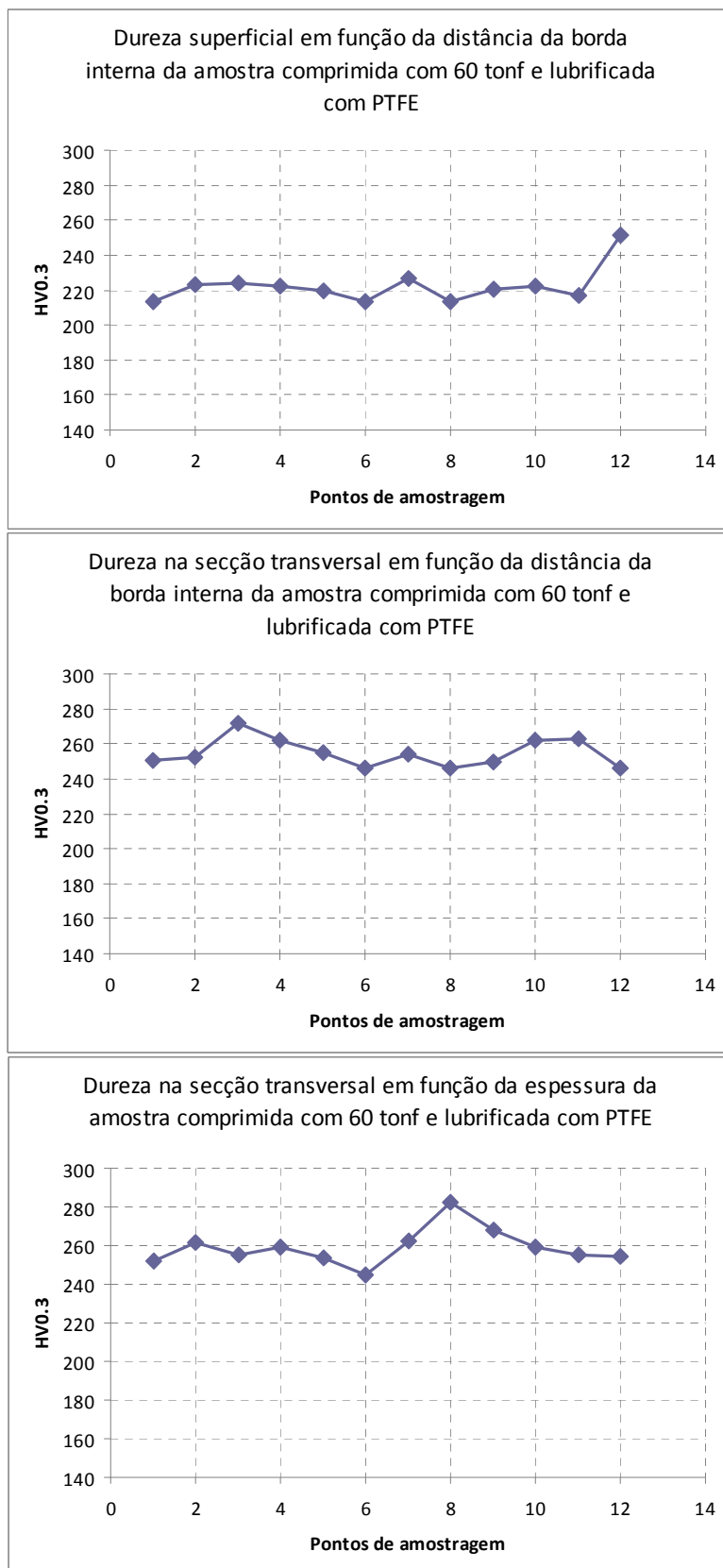


Figura 28: Gráficos de dureza da amostra 1

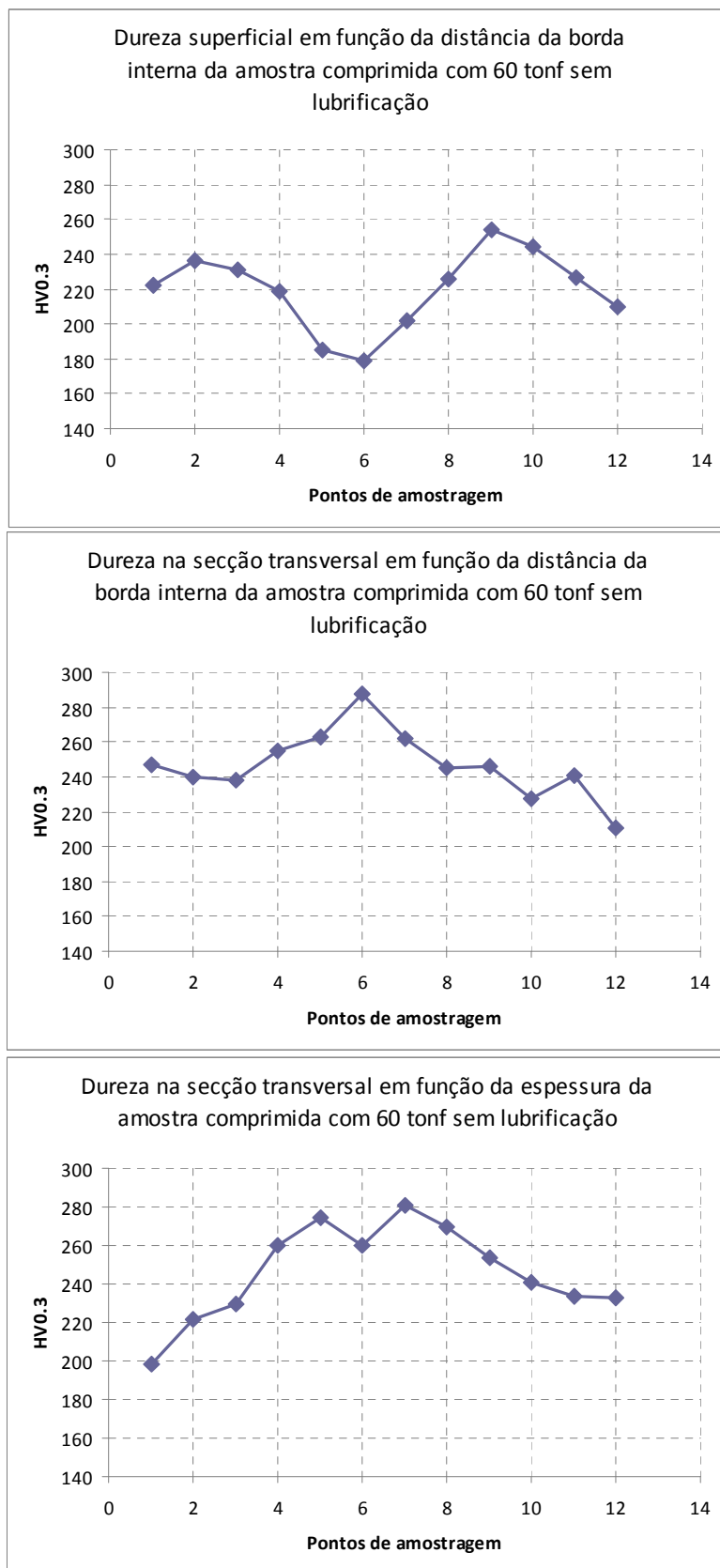
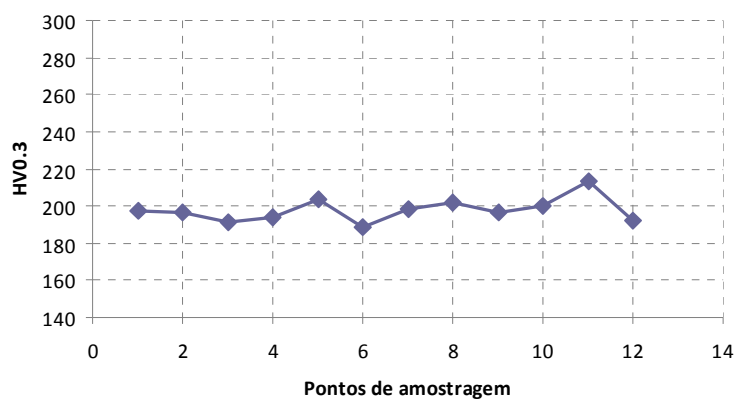
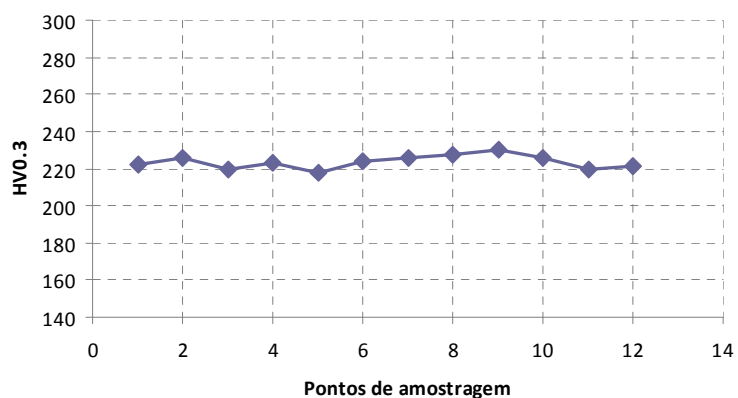


Figura 29: Gráficos de dureza da amostra 2

Dureza superficial em função da distância da borda interna da amostra comprimida com 20 tonf e lubrificada com PTFE



Dureza na secção transversal em função da distância da borda interna da amostra comprimida com 20 tonf e lubrificada com PTFE



Dureza na secção transversal em função da espessura da amostra comprimida com 20 tonf e lubrificada com PTFE

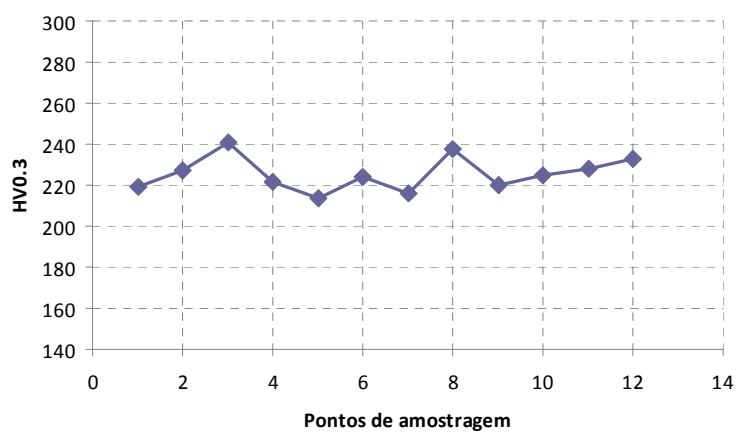


Figura 30: Gráficos de dureza da amostra 3

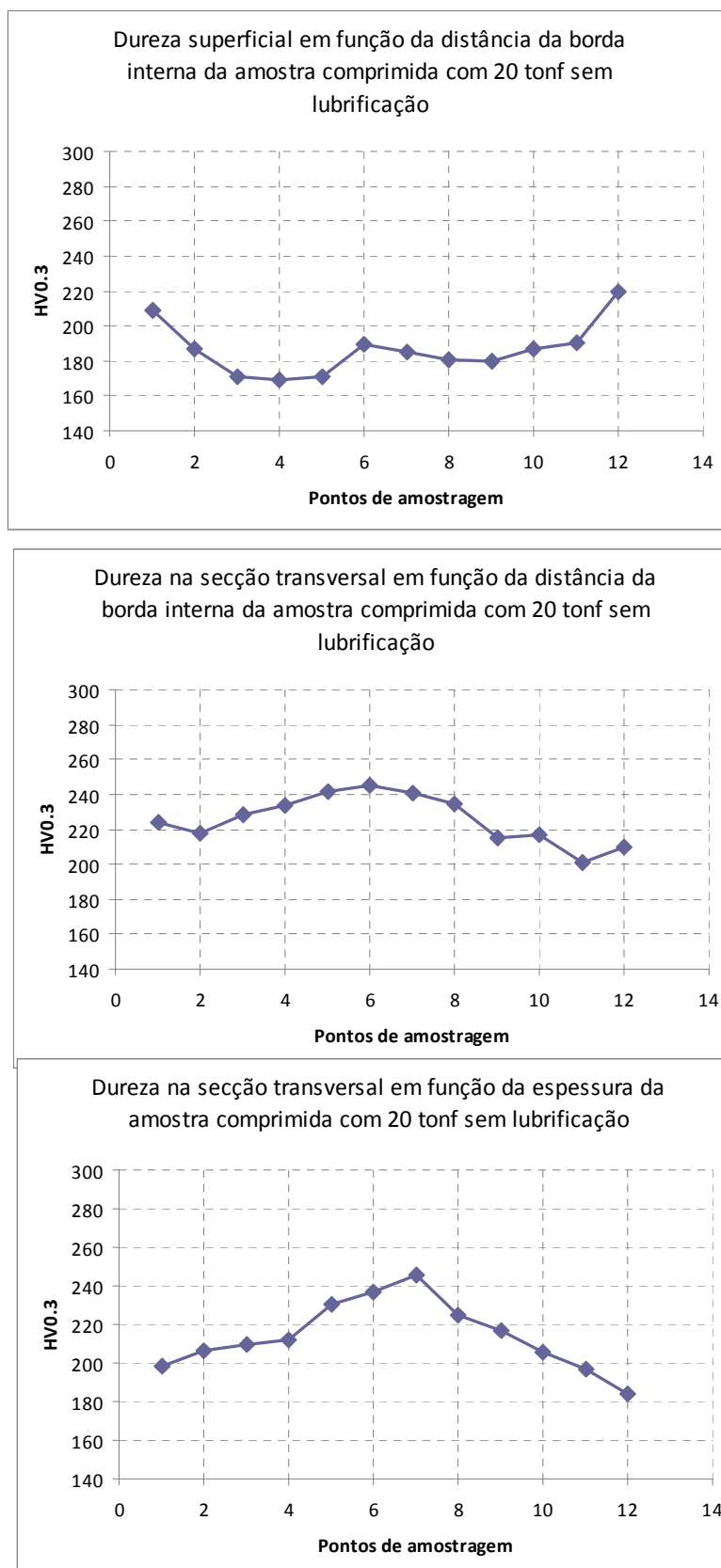


Figura 31: Gráficos de dureza da amostra 4

Com base nos gráficos acima, podemos montar a seguinte tabela com os valores médios de dureza e seus intervalos de confiança com 95% de confiabilidade:

Tabela 2: Média das durezas e intervalos de confiança com 95% de confiabilidade das amostras analisadas

	Dureza superficial	Dureza ao longo do raio	Dureza ao longo da espessura	Dureza média
Amostra 0	174,0 (167,8 – 180,2)	182,8 (178,0 – 187,5)	179,1 (174,7 – 183,6)	178,6 (175,5 – 181,8)
Amostra 1	222,3 (216,4 – 228,1)	254,8 (250,2 – 259,3)	259,0 (253,6 – 264,3)	245,3 (239,1 – 251,5)
Amostra 2	219,6 (206,9 – 232,2)	246,9 (236,0 – 257,9)	246,2 (232,5 – 260,0)	237,6 (229,4 – 245,8)
Amostra 3	197,9 (194,2 – 201,6)	223,6 (221,5 – 225,6)	225,5 (220,8 – 230,3)	215,7 (211,0 – 220,3)
Amostra 4	186,6 (178,1 – 195,1)	225,8 (217,9 – 233,6)	213,9 (203,8 – 224,1)	208,8 (201,4 – 216,1)

De maneira geral, pode-se perceber que em relação à amostra não-deformada, a dureza média aumenta com a deformação. Este efeito já era esperado devido ao encruamento, conforme discutido na revisão bibliográfica. As amostras que foram comprimidas com carga maior tiveram maior aumento de sua dureza média, já que experimentaram maiores deformações. Tomando separadamente as amostras que foram comprimidas com a mesma carga, verifica-se que aquelas que foram lubrificadas tiveram maior aumento de sua dureza média, provavelmente porque elas sofreram menores restrições provenientes da força de atrito, e assim puderam se deformar mais.

Esta análise pode ser estendida às durezas superficial e ao longo da espessura. Porém, se tomarmos a dureza ao longo do raio, temos que esta dureza é ligeiramente maior na amostra 4, que foi comprimida com 20 tonf sem lubrificação, que na amostra 3, que foi comprimida com a mesma carga, porém lubrificada. Neste caso, temos que a deformação não é muito severa ao longo de todo o material, uma vez

que a carga não é demasiadamente alta. Uma hipótese a ser considerada é que a amostra que foi lubrificada sofreu uma deformação mais homogênea, enquanto a que foi comprimida a seco teve suas deformações mais concentradas nas áreas não-hachuradas da figura 4. Como a dureza ao longo do raio foi medida bem na região central, esta pode ser uma explicação para o referido resultado. Além disso, a precisão não muito alta da medição de dureza Vickers também pode ter contribuído para este resultado.

Podemos também comparar as durezas entre si através dos seguintes gráficos:

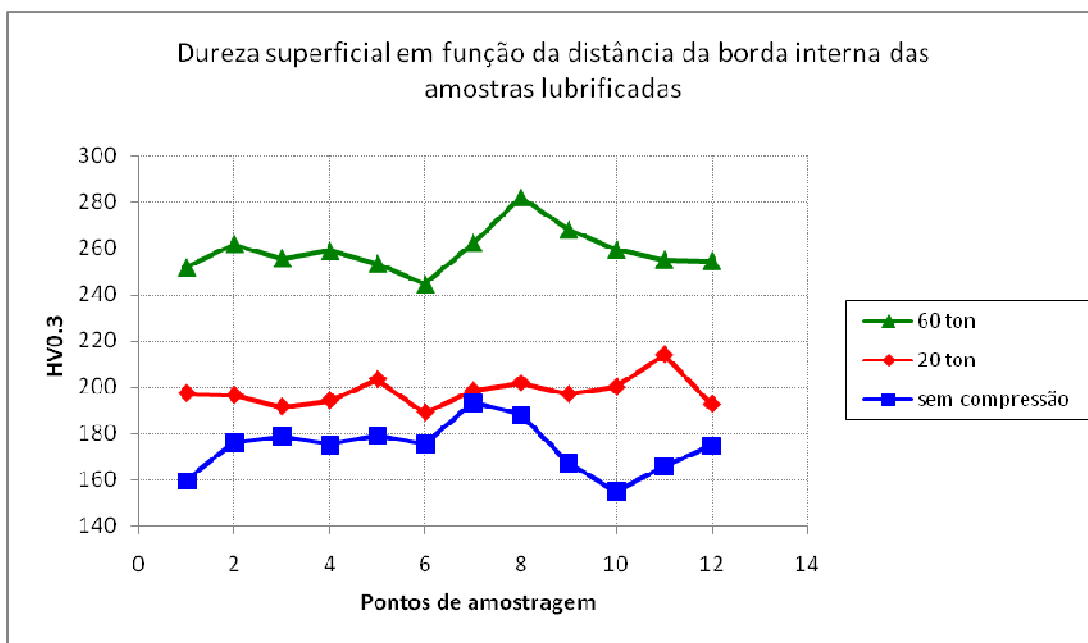


Figura 32: Gráfico de dureza superficial das amostras lubrificadas

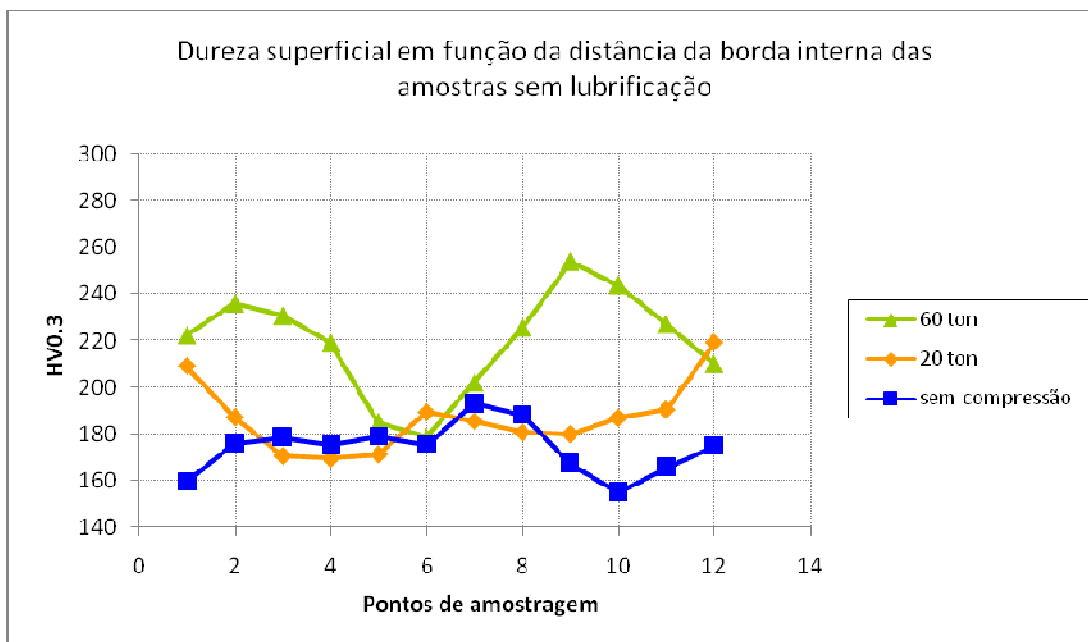


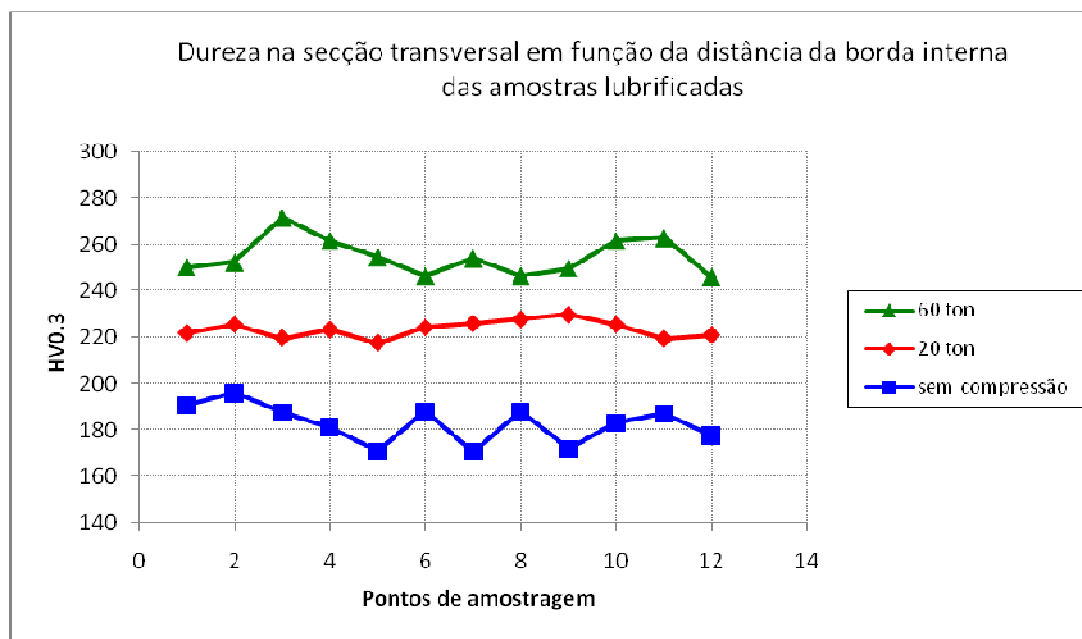
Figura 33: Gráfico de dureza superficial das amostras não-lubrificadas

As amostras que foram lubrificadas apresentam valores de dureza superficial bem comportados. Todos os valores de dureza da amostra 3 (comprimida com 20 tonf) estão acima dos valores de dureza da amostra sem compressão, e os valores da amostra 1, que foi comprimida com 60 tonf, apresentam-se também acima dos valores da amostra comprimida com 20 tonf. Este fato era esperado pois o encruamento é tanto maior quanto maior for a carga de deformação, para as mesmas condições de lubrificação. Os valores de dureza neste caso se mantêm relativamente constantes (salvo alguns picos localizados), uma vez que a lubrificação favorece uma distribuição das deformações aproximadamente homogênea.

Já quando tomamos a amostra que foi comprimida com 20 tonf sem lubrificação (amostra 4), temos que alguns valores de sua dureza superficial estão abaixo dos valores de dureza da amostra sem compressão. Contudo, considerando que este desvio é de menos de 5% e tendo em vista a precisão não muito grande do ensaio de dureza Vickers, podemos desconsiderar este fato. Os valores de dureza para a amostra 4 apresentam um pico nas extremidades, que correspondem às bordas do corpo de prova. Neste caso, as bordas provavelmente são formadas por uma porção do material que sofreu deformação, e que está fora da área hachurada da figura 4. Como o material deformado tem sua dureza aumentada, esta é a razão para os picos de dureza nas extremidades. Este fato não foi observado nas amostras lubrificadas, pois neste caso as forças de atrito na interface têm magnitude muito menor que no caso sem lubrificação, e a região não-deformada mostrada na figura 4 é muito pequena e não se aplica neste caso.

As amostras que foram comprimidas sem lubrificação apresentam no seu centro dureza superficial praticamente igual à dureza superficial da amostra sem compressão. Isso provavelmente se deve ao fato de esta ser a região próxima da linha neutra das amostras, na qual o material não apresenta velocidade relativa em relação à ferramenta. Isso faz com que não haja deformação nesta região, e conseqüentemente, não haja elevação de dureza nas amostras.

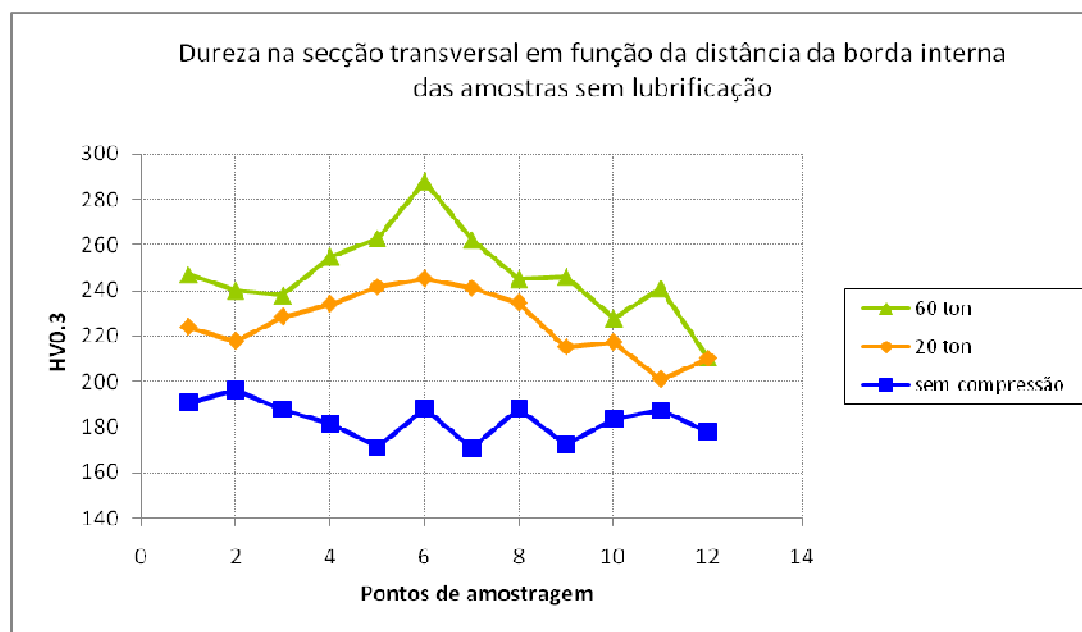
A amostra 2, comprimida com 60 tonf sem lubrificação, apresenta duas regiões de dureza superficial muito altas próximo às bordas, e uma região central com o mesmo nível de dureza superficial que a amostra mão-comprimida. Isto se deve ao mesmo motivo verificado com a amostra 4, isto é, as bordas são formadas por uma porção do material que sofreu deformação, e este é, devido ao encruamento, mais duro que a porção menos deformada do material. Mesmo apresentando os picos



de dureza superficial nas extremidades, a dureza da amostra 2 não ultrapassa, em nenhum momento, a dureza da amostra 1, comprimida com a mesma carga de 60 tonf, porém lubrificada.

Figura 34: Gráfico de dureza radial das amostras lubrificadas

Figura 35: Gráfico de dureza radial das amostras não-lubrificadas



As amostras que foram lubrificadas apresentam valores de dureza radial bem comportados. Todos os valores de dureza da amostra 3 (comprimida com 20 tonf) estão acima dos valores de dureza da amostra sem compressão, e os valores da amostra 1, que foi comprimida com 60 tonf, apresentam-se também acima dos valores da amostra comprimida com 20 tonf. Este fato era esperado pois o encruamento é tanto maior quanto maior for a carga de deformação, para as mesmas condições de lubrificação. Os valores de dureza radial neste caso se mantêm bastante relativamente constantes, especialmente para o caso da compressão com 20 tonf, uma vez que a lubrificação favorece uma distribuição de deformações aproximadamente homogênea.

Para o caso sem lubrificação, os valores de dureza radial da amostra 4 (comprimida com 20 tonf) estão acima dos valores de dureza da amostra sem compressão, e os valores da amostra 2, que foi comprimida com 60 tonf, apresentam-se também acima dos valores da amostra comprimida com 20 tonf. Percebe-se um aumento de dureza na região central da amostra comprimida com 20 tonf, e um pico saliente de dureza na amostra comprimida com 60 tonf. Em ambos os casos, o valor de dureza atingido é maior que no caso da compressão com mesma carga com lubrificação. A região central de uma amostra comprimida com alto atrito, localizada entre os cones formados pelas áreas menos deformadas, é uma região que apresenta grandes deformações. Pode-se perceber isto na figura 22, que mostra a região central da amostra 2 com os grãos bastante deformados, o que se reflete, devido ao encruamento, no pico de dureza radial encontrado nas amostras não-lubrificadas. Como as deformações na amostra 4 são menores, nesta amostra temos uma elevação da dureza radial mais discreta.

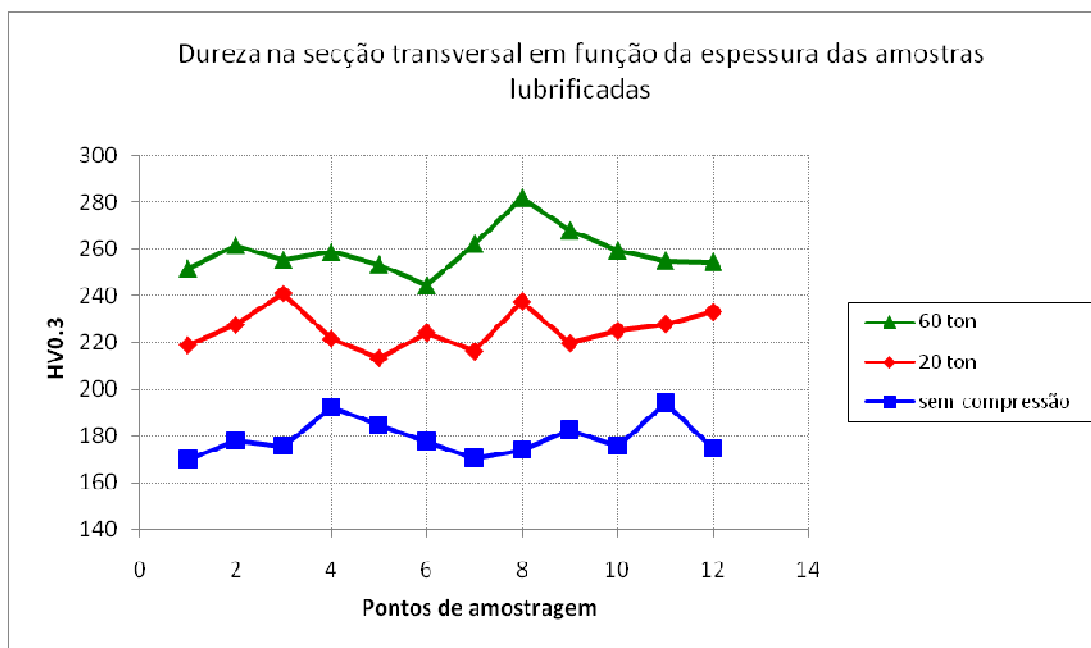


Figura 36: Gráfico de dureza ao longo da espessura das amostras lubrificadas

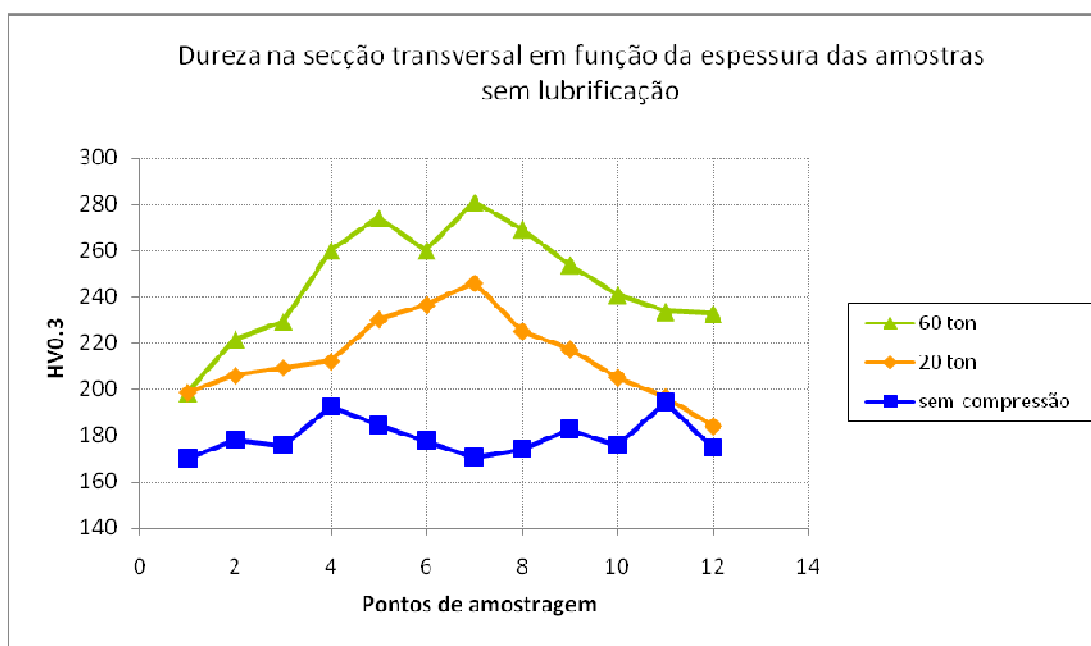


Figura 37: Gráfico de dureza ao longo da espessura das amostras não-lubrificadas

As amostras que foram lubrificadas apresentam valores de dureza ao longo da espessura relativamente constantes, salvo por um ou outro valor maior provavelmente decorrente da medição de dureza numa região com concentração localizada de uma fase mais dura (no caso, perlita). Todos os valores de dureza da amostra 3 (comprimida com 20 tonf) estão acima dos valores de dureza da amostra sem compressão, e os valores da amostra 1, que foi comprimida com 60 tonf, apresentam-se também acima dos valores da amostra comprimida com 20 tonf. Este fato era esperado pois o encruamento é tanto maior quanto for a carga de deformação, para as mesmas condições de lubrificação.

No caso sem lubrificação, todos os valores de dureza na espessura da amostra 4 (comprimida com 20 tonf) estão acima dos valores de dureza da amostra sem compressão, e os valores da amostra 2, que foi comprimida com 60 tonf, apresentam-se também acima dos valores da amostra comprimida com 20 tonf. Percebem-se picos de dureza na região central das duas amostras comprimidas sem lubrificação. Em ambos os casos, o valor de dureza atingido é maior que no caso da compressão com mesma carga com lubrificação. A região central de uma amostra comprimida com alto atrito, localizada entre os cones formados pelas áreas menos deformadas, é uma região que apresenta grandes deformações. Pode-se perceber isto na figura 22, que mostra a região central da amostra 2 com os grãos bastante deformados, o que se reflete, devido a o encruamento, no pico de dureza na espessura encontrado na amostra. O pico de dureza da amostra 2 é maior que o da amostra 4, já que neste caso as deformações são maiores, e, devido ao encruamento, a dureza é conseqüentemente maior.

Pode-se também analisar a porcentagem de aumento da dureza, tanto nas bordas como na porção central, em relação à amostra que não sofreu deformação. Para tanto, os 6 pontos internos da amostras foram considerados como o “centro”, enquanto os três pontos mais próximos de cada uma das bordas foram considerados como “centro” (também num total de 6 pontos).

Tabela 3: Dureza e aumento percentual médio da dureza das amostras analisadas, em relação à amostra sem compressão

	Amostra 0	Amostra 1	Amostra 2	Amostra 3	Amostra 4
Dureza superficial	174,0	222,3 (28%)	219,6 (26%)	197,9 (14%)	186,6 (7%)
Dureza radial	182,8	254,8 (39%)	246,9 (35%)	223,6 (22%)	225,8 (23%)
Dureza espessura	179,1	259,0 (45%)	246,2 (37%)	225,5 (26%)	213,9 (19%)
Dureza média	178,6	245,3 (37%)	237,6 (33%)	215,7 (21%)	208,8 (17%)

Tabela 4: Dureza e aumento percentual da dureza no centro e na borda das amostras analisadas, em relação à amostra sem compressão

	Amostra 0	Amostra 1	Amostra 2	Amostra 3	Amostra 4
Dureza superficial borda	168,3	225,3 (+34%)	228,4 (+36%)	198,6 (+18%)	194 (+15%)
Dureza superficial centro	179,7	219,2 (+22%)	210,8 (+17%)	197,3 (+10%)	179,3 (0%)
Dureza radial borda	187,1	257,4 (+38%)	234 (+25%)	222,2 (+19%)	216,4 (+16%)
Dureza radial centro	178,4	252,1 (+41%)	259,9 (+46%)	224,9 (+26%)	235,1 (+32%)
Dureza espessura borda	178	256,3 (+44%)	226,1 (+27%)	228,9 (+29%)	200 (+12%)
Dureza espessura centro	180,3	261,6 (+45%)	266,4 (+48%)	222,1 (+23%)	227,9 (+26%)

Para maior facilidade de visualização, separemos as durezas no centro e nas bordas. Os intervalos de confiança com 95% de confiabilidade também estão representados nas tabelas 5 e 6.

Tabela 5: Dureza, aumento percentual da dureza e intervalo de confiança com 95% de confiabilidade no centro das amostras analisadas, em relação à amostra sem compressão

	Amostra 0	Amostra 1	Amostra 2	Amostra 3	Amostra 4
Dureza superficial centro	179,7	219,2	210,8	197,3	179,3
Aumento percentual	---	+22%	+17%	+10%	0%
IC95%	172,2 – 187,3	215,1 – 223,3	188,5 – 233,1	193,1 – 201,4	173,1 – 185,6
Dureza radial centro	178,4	252,1	259,9	224,9	235,1
Aumento percentual	---	+41%	+46%	+26%	+32%
IC95%	171,8 – 185,1	247,5 – 256,8	247,2 – 272,5	221,5 – 228,2	226,6 – 243,7
Dureza espessura centro	180,3	261,6	266,4	222,1	227,9
Aumento percentual	---	+45%	+48%	+23%	+26%
IC95%	173,9 – 186,6	251,2 – 271,9	258,2 – 274,5	215,4 – 228,9	217,9 – 237,8

Tabela 6: Dureza, aumento percentual da dureza e intervalo de confiança com 95% de confiabilidade nas bordas das amostras analisadas, em relação à amostra sem compressão

	Amostra 0	Amostra 1	Amostra 2	Amostra 3	Amostra 4
Dureza superficial borda	168,3	225,3	228,4	198,6	194
Aumento percentual	---	(+34%)	(+36%)	(+18%)	(+15%)
IC95%	160,6 – 176,1	214,3 – 236,2	219,1 – 237,7	191,9 – 205,0	179,9 – 208,0
Dureza radial borda	187,1	257,4	234	222,2	216,4
Aumento percentual	---	(+38%)	(+25%)	(+19%)	(+16%)
IC95%	182,0 – 192,1	249,8 – 265,1	223,5 – 244,5	220,0 – 224,4	208,5 – 224,2
Dureza espessura borda	178	256,3	226,1	228,9	200
Aumento percentual	---	(+44%)	(+27%)	(+29%)	(+12%)
IC95%	171,2 – 184,7	253,5 – 259,2	214,1 – 238,0	223,0 – 234,9	192,7 – 207,3

A dureza radial e ao longo da espessura no centro das amostras aumenta mais no caso sem lubrificação em relação ao caso lubrificado. A dureza superficial no centro aumenta mais no caso lubrificado. Contudo, se considerarmos a compressão

com a mesma carga, esta diferença no aumento das durezas no caso lubrificado e sem lubrificação é pequena.

A dureza radial e ao longo da espessura nas bordas das amostras aumenta mais no caso lubrificado que no caso não-lubrificado, ao contrário do verificado com estas durezas no centro das amostras. A diferença das elevações da dureza, para uma mesma carga, é razoavelmente alta neste caso. A dureza de superfície nas bordas, para a mesma carga de compressão, é praticamente igual nos casos lubrificados e sem lubrificação.

5 CONCLUSÕES

Foi observada uma correlação entre a microestrutura das amostras analisadas e a dureza medida, de modo que nas regiões com grãos mais deformados a dureza era maior.

A lubrificação feita com PTFE realmente é eficiente, reduzindo o coeficiente de atrito e permitindo deformações maiores e mais homogeneamente distribuídas em toda a extensão do material (sabidas através dos testes de dureza e da análise microscópica), para uma mesma carga aplicada.

O aumento da dureza média, para uma mesma carga de compressão, é ligeiramente maior para o caso lubrificado, porém a elevação da dureza é bem mais uniforme para o caso lubrificado que para o caso sem lubrificação. Nas amostras que foram comprimidas sem lubrificação, verifica-se um pico de maior dureza no centro da secção transversal das amostras, enquanto que o aumento da dureza nas bordas é bem menor.

A dureza superficial, para uma determinada carga, aumenta quase na mesma proporção para o caso lubrificado e não-lubrificado, exceto pela dureza superficial no centro da amostra 4, comprimida com 20 tonf e não-lubrificada, que não apresentou alterações significativas comparativamente com a amostra sem compressão. Na superfície, a dureza das amostras não-lubrificadas aumentou nas bordas, mas permaneceu praticamente inalterada no centro, devido à localização da linha neutra nesta região.

6 ANEXOS

6.1 Anexo A

Disco 0					
Dext	18,05	18,07	18,07	18,06	18,07
Dint	9,02	9	9,01	9,01	9
E	6,15	6,14	6,14	6,14	6,15
Disco 1					
Dext	30,69	31,05	30,53	30,97	30,58
Dint	10,19	10,27	10,26	11,2	11,22
E	1,83	1,84	1,84	1,85	1,84
Disco 2					
Dext	24,28	24,85	24,28	24,31	24,2
Dint	4,39	3,95	4,09	4,47	4,64
E	2,67	2,67	2,66	2,66	2,67
Disco 3					
Dext	21,31	21,5	21,47	21,34	21,33
Dint	10,12	10,36	10,16	10,35	10,26
E	4,24	4,25	4,25	4,25	4,25
Disco 4					
Dext	19,67	19,72	19,75	19,73	19,74
Dint	7,88	8,01	7,91	8,03	7,9
E	4,59	4,59	4,58	4,59	4,59

6.1 Anexo B

Amostra 0			
Pontos	dureza superficial	dureza radial	dureza na espessura
1	159,5	190,7	170
2	176,1	196,1	178
3	178,6	187,6	175,5
4	175,2	181,2	192,5
5	178,9	170,9	184,5
6	175,5	187,9	177,7
7	193,2	170,6	170,6
8	188,3	187,9	173,9
9	167,3	172,1	182,5
10	155	183,2	175,5
11	165,9	187,2	194,3
12	174,8	177,7	174,5

Amostra 1			
Pontos	dureza superficial	dureza radial	dureza na espessura
1	213	250,2	251,8
2	222,9	252,3	261,7
3	224,3	271,6	255,6
4	222,4	261,7	258,9
5	219,4	254,5	253,4
6	213,4	246,5	244,5
7	226,5	253,9	262,3
8	213,4	246,5	282,2
9	220,3	249,7	268,1
10	222,5	261,7	259,5
11	217,2	262,9	255
12	251,8	246	254,5

Amostra 2			
Pontos	dureza superficial	dureza radial	dureza na espessura
1	222,5	247	198,4
2	236	239,9	221,6
3	230,7	237,9	229,3
4	219	255	260
5	185,2	262,9	274,1
6	178,9	288	260

7	202,2	262,3	280,9
8	225,6	245	269,3
9	253,9	246	253,9
10	243,9	227,9	240,9
11	227	240,9	233,6
12	210,1	210,5	232,6

Amostra 3			
Pontos	dureza superficial	dureza radial	dureza na espessura
1	197,3	222	219
2	196,5	225,6	227,5
3	191,4	219,8	240,9
4	194,3	223,4	221,6
5	203,3	217,7	213,4
6	189	224,3	224,3
7	198,4	226,1	216,4
8	201,8	227,9	237,4
9	196,9	229,8	219,8
10	199,9	225,6	225,2
11	213,8	219,4	227,9
12	192,5	221,1	233,1

Amostra 4			
Pontos	dureza superficial	dureza radial	dureza na espessura
1	209,3	223,8	198,7
2	187,2	217,7	206,1
3	170,6	228,4	209,3
4	169,4	234	212,2
5	171,2	241,4	230,2
6	189,3	245	236,5
7	185,5	240,9	246
8	180,6	234,5	225,2
9	179,9	215,1	217,2
10	186,9	217,2	205,3
11	190,4	201	196,5
12	219,4	210,1	184,2

7 LISTA DE REFERÊNCIAS

Altan, Taylan; Oh, Soo-Ik; Gegel, Harold L. Conformação de metais: fundamentos e aplicações. EESC/USP, 1999.

Bhushan, Bharat. Introduction to tribology. John Wiley & Sons, Inc, 2002.

Bowden, F. P.; Tabor, D. The friction and lubrication of solids. Clarendon Press, 1950.

Callister Jr, William D. Ciência e engenharia de materiais: uma introdução. Livros Técnicos e Científicos, 2002.

Dieter, George E. Mechanical metallurgy. Mc Graw-Hill Book Company, 1988.

Hutchings, I. M. Friction and wear of engineering materials. Edward Arnold, 1992.

Kobayashi, S.; Oh, S.; Altan, T. Metal Forming and the finite-element method. Oxford Series on Advanced Manufacturing, 1989.

Male, A. T., Cockcroft, M.G. A method for the determination of the coefficient of friction of metals under conditions of bulk plastic deformation. Journal of the Institute of Metals, 1964.

Rabinowicz, E. Friction and wear of materials. Wiley, 1995.

Schey, John A. Tribology in metalworking friction, lubrication, and wear. American Society for Metals, 1983.

Souza, Sérgio Augusto de. Ensaios mecânicos de materiais metálicos. Edgard Blücher, 1974.

Tan, Xincui. Comparisons of friction models in bulk metal forming. Tribology International, 2002.