ANÁLISE DA USINABILIDADE DA LIGA AL-1,2%Pb SOLIDIFICADA EM UM DISPOSITIVO DIRECIONAL HORIZONTAL

MACHINABILITY ANALYSIS OF AN AL-1,2% Pb ALLOY SOLIDIFIED IN A HORIZONTAL DIRECTIONAL DEVICE

NASCIMENTO, Jacson Malcher¹; BARROS, Regiane Socorro¹; KONNO, Camila Yuri²;
SILVA, Adrina Paixão^{1*}; ROCHA, Otávio^{1,3}; MOREIRA, Antônio Seabra¹

¹ Universidade Federal do Pará, Faculdade de Engenharia Mecânica, Rua Augusto Corrêa, 01, cep 66075-110,
Belém – PA, Brasil
(fone: +55 91 3201 7251)

² Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Rua Mendeleyev, 200, cep 13083-
860, Campinas – SP, Brasil
(fone: +55 19 3521 3226)

³ Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Pará, Curso de Engenharia de Materiais, Av.
Almirante Barroso, s/n, cep 66093-020, Belém – PA, Brasil
(fone: +55 91 3201 1701)

* Autor correspondente
e-mail: adrina@ufpa.br

Received 26 September 2018; received in revised form 22 October 2018; accepted 23 October 2018

RESUMO

De maneira geral, as ligas monotéticas binárias são caracterizadas pela solubilidade mutualmente limitada no estado líquido, o que confere às mesmas um comportamento tribológico beneficiado como a resistência ao desgaste. Pesquisas em relação ao desenvolvimento microestrutural de ligas monotéticas durante condições de fluxo de calor transitório são de fundamental importância, uma vez que engloba a maioria dos processos industriais de solidificação. Contudo, a correlação entre parâmetros microestruturais e propriedades mecânicas para ligas monotéticas são pouco exploradas e praticamente nulas, e a modificação da microestrutura pode afetar significativamente tais propriedades, melhorando ou inviabilizando sua utilização nos processos a que se destinam. Neste contexto, o presente estudo consiste em investigar e correlacionar variáveis térmicas de solidificação e parâmetros estruturais como microdureza e usinabilidade (temperaturas de corte, desgaste de ferramenta, rugosidade da peça usinada) da liga Al-1,2%Pb, solidificada em regime transitório em um dispositivo direcional horizontal. Observou-se que os resultados de temperatura de corte e desgaste e ferramenta se complementam quando correlacionados com posição e espaçamento interfásico, indicando que para menores espaçamentos interfásicos a adição de chumbo ao alumínio prejudica a usinabilidade deste.

Palavras-chave: Desgaste de ferramenta, temperatura de corte, liga monotética, solidificação horizontal, Regime Transiente.

ABSTRACT

In general, the binary monotectic alloys are characterized by the limited solubility in the liquid state, which gives them a benefited tribological behavior such as wear resistance. Researches regarding the development of monotectic alloy microstructures during the unsteady-state heat flow conditions are fundamental, as it encompasses most of the solidification industrial processes. However, the microstructural relationship between the mechanical properties of monotectic alloys is little explored and practically nil. In this context, the present study consists of investigating and correlating solidification thermal variables and structural parameters such as microhardness and machinability (cutting temperatures and tool wear) of Al-1.2wt% Pb alloy, in a horizontal directional device. It was observed that

the cutting temperature and tool wear results complement each other when correlated with position and interphase spacing, indicating that for smaller interphase spacings the addition of lead harms machinability.

Keywords: Tool Wear, Cutting Temperature, Monotectic Alloy, Horizontal Solidification, Transient Regime

INTRODUÇÃO

A quantidade de pesquisas sobre ligas monotéticas são ínfimas, mas esse tipo de liga, onde as partículas de soluto apresentam-se dispersas em matrizes do solvente apresentam melhorias nas propriedades mecânicas, podendo ser citada assim a liga Al-Pb, onde benefícios são agregados ao alumínio com a adição do chumbo dentre outras vantagens como sua menor rigidez, menor custo e maior acessibilidade que o estanho, usado para os mesmos fins (Gouthama, Rudrakshi e Ojha, 2007).

Além disso, o chumbo apresenta baixo ponto de fusão, 327°C, comparado ao Alumínio, 660°C, o que reduz a dureza da liga, porém melhora o desempenho frente ao desgaste abrasivo por conta da fluidez que facilita as condições de deslizamento, resultando em comportamento tribológico favorável para a utilização em processos de fabricação de componentes automotivos (Silva et al., 2012; Silva, Spinelli e Garcia, 2014).

Sabe-se também que a presença de elementos de corte livre (*free-cutting elements*), como chumbo em teores de 0,1 a 1,0 % (em peso) combinados com velocidades de corte adequadas na furação de ligas de alumínio podem resultar em uma redução significativa de energia, pois promovem baixa adesão e facilitam a remoção de cavacos (Dasch et al., 2009). Esta afirmação pode ser estendida a outros processos de usinagem. Embora o uso de chumbo seja regulado/regulamentado pela toxicidade, de acordo com Lohse, Sander e Wirts (2001), um teor máximo de chumbo de 1% para o alumínio para fins de usinagem foi considerado suficiente e permitido em peças automotivas.

A literatura indica que o processo de solidificação tem grande influência na estrutura, esta, nas propriedades, como aspectos da usinabilidade (temperaturas de corte, desgaste de ferramenta, rugosidade da peça usinada) e, por conseguinte, no desempenho (Konno et al., 2016). Sendo assim, com as crescentes exigências da indústria moderna por materiais

com boas propriedades e com melhor facilidade de usinagem, o controle da cinética do processo de solidificação de metais e ligas metálicas vem a cada dia se consolidando como um objeto de estudo de extrema importância para a obtenção de materiais com propriedades homogêneas e cada vez mais adequadas à sua utilização prática (Garcia, 2007). Deste modo, é essencial a abordagem de algumas metodologias utilizadas no estudo do referido fenômeno destacando-se, por exemplo, a técnica da solidificação direcional em regime transiente de extração de calor, que engloba a maioria dos processos industriais. Neste sentido, este trabalho apresenta uma análise da microdureza e usinabilidade (pelos critérios de temperatura de corte e desgaste de ferramenta) da liga Al-1,2% Pb solidificada em um dispositivo direcional horizontal, estabelecendo uma correlação entre tais propriedades as variáveis térmicas de solidificação e parâmetros macro e microestruturais.

MATERIAIS E MÉTODOS

A liga monotética utilizada foi a do sistema Al-Pb (Al-1,2%Pb), apresentada por Konno et al. (2016). Conforme Figura 1 que apresenta o diagrama de equilíbrio parcial, com a composição da liga estudada.

O procedimento metodológico utilizado neste trabalho foi dividido em cinco etapas: Solidificação horizontal, Análise dos dados térmicos, Metalografia, Análise metalográfica e correlações, Análise das propriedades mecânicas: Hv, Usinabilidade e Correlações.

O aparato de fundição usado no experimento de solidificação encontra-se bem descrito na literatura (Silva et al., 2009; 2011). Seu design permite a extração de calor somente através do sistema resfriado a água colocado em uma das paredes laterais do molde, promovendo solidificação direcional horizontal. O molde de aço carbono utilizado tinha uma espessura de parede de 3 mm, comprimento de 110 mm, altura de 60 mm e largura de 70 mm. As superfícies laterais internas do molde foram cobertas com uma camada de alumina isolante e

a parte superior do molde foi fechada com material refratário para evitar perdas de calor. A condição de contato térmico na interface metal/molde também foi padronizada com a superfície de extração de calor sendo polida.

Figura 1 – Diagramas de fases parcial do sistema Al-Pb (Thermo-Calc).

Fonte: Adaptado de Sundman e Chen, 1995

No que diz respeito ao processo de solidificação em si, a liga estudada foi fundida em um forno tipo mufla e então vazada no dispositivo de solidificação direcional horizontal e, em seguida, levada até temperaturas correspondentes a 5% acima de sua temperatura *liquidus*. A partir de então, com o sistema de monitoramento da temperatura no interior da lingoteira, fez-se atingir a temperatura de vazamento (T_V) e logo foi ativado o sistema de refrigeração à água apenas por uma face da lingoteira, forçando então o metal a ser solidificado na direção horizontal em regime transiente. Durante todo o processo, os termopares, posicionados estrategicamente no interior do lingote (a 5mm, 10mm, 20mm, 30mm, 40mm e 50mm a partir da interface refrigerada), acoplados a um sistema de aquisição de dados, fazem a leitura da temperatura e registram o histórico térmico. Estes registros então são processados e organizados em planilha e as temperaturas e os tempos de cada termopar são plotados, originando os perfis de temperatura. Além disto, obtém-se o tempo (t) em que a isoterma *liquidus* passou por cada termopar. A partir deste gráfico é possível calcular a taxa de resfriamento ($\dot{T}$) como mostra a Figura 2 e um gráfico de P com t , que possibilita a obtenção de

uma equação experimental em forma de potência cuja derivada resulta na velocidade da frente monotética (V_M).

O lingote resultante foi seccionado ao meio na mesma direção de extração de calor durante a solidificação. Em seguida, um dos lados foi mecanicamente lixado com materiais abrasivos de granulometrias crescentes entre 80 a 1200 mesh e, posteriormente, atacado quimicamente com Reagente Keller, a fim de possibilitar a revelação de sua macroestrutura. Finalmente, a posição da TCE foi localizada na referida amostra por meio de observação visual, tendo a distância existente entre a mesma e a interface metal/molde sido medida através de régua milimetrada. Os corpos de prova utilizados para a análise micrográfica foram retirados do lingote seccionado longitudinalmente na região de altura média do lingote (onde a extração de calor foi realizada de maneira mais eficiente dando maior direcionalidade ao processo) em três amostras que compreendem as posições 5mm, 10mm, 15mm, 20mm, 25mm, 30mm, 35mm, 40mm, 45mm, 50mm e 55mm como mostra a Figura 3.

As ligas do sistema Al-Pb apresentam certa dificuldade de preparação para metalografia, em virtude de o chumbo ser um metal de baixa dureza, o que dificulta a preparação das amostras para análise microestrutural. Sendo assim, as amostras foram lixadas apenas em de granulometrias de 400, 600 e 1200 mesh e polidas. Para a revelação das microestruturas da liga, foi utilizado 0,5% HF diluído em água, como reagente químico. Em seguida, foram realizadas análises microscópicas.

Figura 3 – Cortes realizados no lingote.

As condições de solidificação com fluxo de calor transitório impõem um crescimento bastante irregular, principalmente no início do processo. No caso de estruturas monotéticas, onde as condições de solidificação com fluxo de calor transitório impõem uma estrutura com o chumbo em partículas, as medições foram feitas a partir das amostras longitudinais, pela média da distância horizontal entre partículas ricas em soluto, adotando como referência o centro de cada partícula (λ), assim como os métodos utilizados por Silva et al. (2012). Para estes casos, foram feitas em média 50 medições para cada uma das posições escolhidas na medição dos espaçamentos interfásicos e sua margem de distribuição.

Os ensaios de microdureza foram realizados utilizando-se uma carga de 490,5 Kgf e tempo de aplicação da força de 10 segundos. Foram efetuadas em média 20 medições para cada uma das posições selecionadas. Sendo assim, os dados de microdureza obtidos foram correlacionados com parâmetros estruturais na forma de gráficos gerando expressões experimentais do tipo potência e no formato Hall-Petch.

1 Técnica de medição de temperatura de corte

Para a medição de temperatura de corte foram realizados seis processos de sangramento ao longo do lingote. A verificação não é usual para operações de usinagem, mas como não havia processo de torneamento para alterar a geometria da seção transversal de retangular para circular a fim de evitar a recristalização e modificação da macroestrutura do lingote, a profundidade da penetração adotada foi toda a dimensão da seção, caracterizando o processo de verificação. Este é um tipo usual de teste de usinabilidade (Machado et al., 2011).

Devido às perdas de material que ocorrem durante o processo de corte, à espessura do bedame, às vibrações do processo e assim por diante, não foi possível fazer a verificação nas mesmas posições em que o espaçamento foi medido. Sendo assim, uma amostra do lingote de seção transversal 14x16 mm foi dividida em seis faixas de posições para executar os sangramentos, conforme Tabela 1.

Tabela 1 – Faixa de posições a partir da interface metal/molde para o sangramento da liga Al-1,2%Pb

Corpo-de-prova	Faixa de medida
1	0 a 10 mm
2	11 a 20 mm
3	21 a 30 mm
4	31 a 40 mm
5	41 a 60 mm
6	61 a 80 mm

Uma técnica de medição já consolidada na literatura (Silva e Wallbank, 1999; Davies et al., 2007; Abukhshim, Mativenga e Sheikh, 2006) foi seguida. Portanto, utilizou-se um termômetro infravermelho digital, posicionado que maneira que o ponto de registro de dados esteja direcionado sempre à zona de corte, acoplado a um computador com um software de aquisição de dados. Para tanto, o processo foi realizado a seco, para que não se interfira na geração de calor durante o processo (Haddag e Nouari, 2013). Conforme a Figura 4 é possível ver o termômetro posicionado para a aquisição de dados térmicos bem como a amostra fixada à castanha do torno e o bedame na posição de corte.

Figura 4 – a) Amostra; b) castanha do torno; b) bedame acoplado; c) porta-bedame na posição de corte; d) termômetro.

Fonte: Silva et al., 2018

A Figura 5 foi adaptada de Diniz, Marcondes e Coppini (2013) e representa a região de aquisição das temperaturas do sangramento, onde pode-se notar a leitura da temperatura sendo realizada na região interface tripla: peça-ferramenta-cavaco. Vale observar

que o termômetro fica a uma distância de aproximadamente 800 mm dessa interface, dentro da faixa de resolução deste. O termômetro infravermelho utilizado permitiu a medição da temperatura de corte ao durante cada sangramento realizado.

Figura 5 - Esquema da região de aquisição das temperaturas do sangramento.

Fonte: Adaptado de Diniz, 2013.

Os procedimentos de sangramento (corte da amostra em um único passe), foram executados em um torno convencional, por conta da sua grande aplicação do mesmo em escala industrial. Para a ferramenta, foi utilizado bedame convencional HSS T6 (Santos Jr et al., 2016), com polimento e afiação de fábrica. É importante salientar que cada sangramento foi utilizado um bedame novo, para que fossem mantidas as mesmas condições de usinagem para cada um dos seis processos realizados.

Parâmetros de usinagem são função do processo de usinagem escolhido, da máquina ferramenta, do tipo de material a ser usinado e da ferramenta de corte utilizada. Os parâmetros de corte relacionados ao processo de usinagem e com a máquina ferramenta são a velocidade de corte, avanço e profundidade de corte. Para a ferramenta de corte, os parâmetros são o material, a forma e a geometria da ferramenta e para o material a ser usinado, a composição química, dureza e tipo de tratamento superficial. Com a união dos parâmetros (processos de usinagem, máquina ferramenta, ferramenta de corte, material) avalia-se, em tempo real, como se comporta a operação de usinagem. Para o experimento em questão, além dos parâmetros de usinagem já relatados, adotou-se o avanço de 0,1 mm/rot, velocidade de corte de 47m/min, profundidade de corte variável, de acordo com a seção do corpo-de-prova e rotação de 710 rpm.

Durante os sangramentos, foram registradas as temperaturas obtidas ao longo do processo, com uma média de 15,6 pontos por segundo. Desta forma um tratamento para

eliminação de ruídos decorrentes da distância e de vibrações do termômetro foi realizado e com esses valores foi possível obter as taxas de corte para cada sangramento, conforme proposto por Rodrigues e Ribeiro (2014), onde a taxa de corte máxima é a relação entre a diferença entre a máxima temperatura atingida e a temperatura inicial e a diferença entre os tempos correspondentes a essas temperaturas, para cada sangramento.

2 Método para determinação de desgaste nos bedames

Após os sangramentos, foi feita a captura das imagens para a identificação e análise visual do desgaste da referida ferramenta. Utilizou-se primeiramente um estereoscópio óptico, com a ampliação do local específico da ponta da ferramenta em 50x do tamanho real, na vista lateral de cada bedame, e em seguida foram capturadas as imagens dos dois lados da ferramenta. Após isso, com o software de análise de imagem ImageJ®, foram feitas as medições, traçando-se linhas de referência paralelas às arestas de corte, delineando-as, e posteriormente traçando linhas perpendiculares que se estendem das linhas de referência até os pontos onde se encontram os desgastes, mensurando-o, como no exemplo mostrado na Figura 6, obtendo assim os dados das dimensões do desgaste de flanco (VB). Para critério de fim de vida da ferramenta, considerou-se o final do experimento e tomou-se como valor do desgaste obtido o desgaste de flanco máximo (VB_{MAX}), de acordo com a norma ISO 3685 (1993).

Por fim, todo o tratamento e compilação dos dados, consolidados na forma de gráficos e expressões algébricas desenvolvidos ao longo deste trabalho foram obtidos por meio do software OriginPro 9.1.

Figura 6 – Linhas de medição utilizando o software ImageJ, a) Imagem aumentada da

RESULTADOS E DISCUSSÃO

A Figura 7 mostra a evolução microestrutural da liga monotética do sistema Al-Pb em função da posição ao longo do lingote, das taxas de resfriamento geradas pelo processo e da velocidade de avanço da frente monotética, respectivamente. Observa-se que o espaçamento interfásico (espaçamento entre partículas da fase minoritária) aumenta ao longo do lingote solidificado horizontalmente. O molde refrigerado a água impõe valores mais altos de taxas de resfriamento e velocidade de avanço da frente monotética para posições mais próximas à superfície resfriada do lingote e um perfil decrescente ao longo do comprimento deste devido ao aumento da resistência térmica da camada solidificada (Rocha, 2003). Este efeito influencia o comportamento da liga, de maneira que são observados menores espaçamentos próximos à interface refrigerada e maiores ao se aproximar do final do lingote. Para todos os gráficos, a tendência de crescimento é representada por uma equação na forma de potência, com expoente positivo para representação do espaçamento em função da posição e negativo para os demais (Konno et al., 2016).

Alguns autores (Zhao, Drees e Ratke, 2000; Ran et al., 2006) afirmam que, quando se solidificam ligas monotéticas, este crescimento é análogo ao crescimento eutético com duas fases crescendo lado a lado simultaneamente. Assim, o modelo de Jackson e Hunt (1966) para crescimento eutético, $\lambda^2 V_L = C$, parece ser aplicável para tais condições, conforme observado através da lei de crescimento da Figura 7-c.

1 Microdureza

A Figura 8 a) apresenta o gráfico e a equação que correlaciona os valores de microdureza obtidos com a posição a partir da interface metal/molde. Nesse sentido, pode-se verificar que, para posições mais próximas da interface de resfriamento os valores de microdureza são menores, aumentando gradativamente com relação à P, de acordo com a equação obtida em forma de potência ($HV = 20,4.(P)^{0,02}$). Ademais, pode-se notar também que a variação entre os valores de HV foram pequenos ao longo do lingote. Isto pode-se valer do fato de que a quantidade de chumbo na

composição monotética com alumínio (apenas 1,2% em peso) pode não ter influenciado tanto na microdureza do lingote à base de alumínio, em torno de 30 Hv. Ainda assim, ao se correlacionar a microdureza tanto com P quanto com λ , equações experimentais representativas do processo puderam ser obtidas, validando a equação no formato de Hall e Petch para este caso específico ($HV = 25-28(\lambda)^{-1/2}$), Figuras 8-b e 8-c.

2 Temperatura de Corte

As Figuras 9-a, 9-b, 9-c e 9-d apresentam o resultado da taxa de aquecimento médio em função da posição a partir da interface metal/molde e do espaçamento interfásico, respectivamente, para os sangramentos realizados. Os valores de máximo e mínimo representam a faixa de posições de cada corpo-de-prova para cada sangramento. Nas Figuras 9-a e 9-c, observa-se a taxa para todos os sangramentos realizados. Percebe-se que o primeiro sangramento, por estar em uma região de grande transiência na solidificação, inclusive com coeficientes de transferência de calor bastante elevados, apresenta resultados fora de uma estabilidade em relação aos sangramentos seguintes. Além disso, a partir do quinto sangramento, onde ocorre uma mudança de estrutura de solidificação, a taxa de aquecimento médio sofre uma elevação, mostrando que a mudança de estrutura altera a usinabilidade do material. Extraindo-se o resultado do primeiro sangramento obtêm-se as Figuras 9-b e 9-d, onde funções do tipo potência foram utilizadas para representar a variação da taxa de aquecimento médio com a posição e com o espaçamento interfásico, respectivamente, para as diferentes estruturas encontradas. Em ambos os casos observa-se uma diminuição da taxa de aquecimento médio com o aumento da posição/espaçamento.

Estudos apontam que o aumento da temperatura de corte está relacionado aos esforços existentes no processo de usinagem ou ainda à fusão do material a ser usinado, evidenciado pela formação de gume postiço (Abukhshim, Mativenga e Sheikh, 2006; Melo et al. 2003; Sullivan e Cotterell, 2001). Para o caso em questão, por se tratar de uma liga extremamente mole (Al-Pb), as altas temperaturas de corte encontradas, representadas pelas taxas de aquecimento de cada sangramento são justificadas pela fusão do

corpo de prova usinado durante o processo de sangramento. O gume postiço observado durante os ensaios comprova tal fato. Entretanto a pouca variação de dureza observada na Figura 8 não parece ser a responsável pela diferença nos valores encontrados ao longo do lingote.

3 Desgaste da ferramenta

A Figura 10 apresenta as imagens da ponta das ferramentas, com vista (a) e (b) lateral pelo flanco da aresta principal e secundária, após a execução de cada um dos sangramentos (nomeados lados “A” e “B”) e (c) de topo. Logo após o sangramento tentou-se remover a maior quantidade de gume postiço ou aresta postiça possível das ferramentas.

Baseado em observação visual, observa-se grande deposição de material da peça na ferramenta mesmo com a remoção deste após o processo de sangramento. Esse material apresenta-se na forma de áreas e/ou protuberâncias claras em algumas imagens e escuras em outras, dependendo do ângulo em que as ferramentas encontravam-se no microscópio.

Figura 10 - Imagens de um dos bedames (a) lateral lado A; (b) lateral lado B; (c) topo.

As temperaturas geradas durante o processo de sangramento sem fluido de corte de uma peça constituída de uma liga Al-Pb, materiais bastante moles (sendo o chumbo presente na liga utilizado como material autolubrificante devido à sua forma de partículas pastosas na matriz de alumínio), provavelmente contribuíram para a formação de aresta postiça de corte, que se sobressaiu e inibiu o aparecimento de desgastes mais evidentes. Ainda assim pôde ser observado desgaste de flanco e uma pequena deformação plástica da ponta da ferramenta, que provavelmente foram originados pelo mecanismo de aderência e arrastamento (*attrition*). Tal mecanismo ocorre quando há a formação de aresta postiça de corte (APC), corte interrompido, profundidade de corte variável, vibração no processo, usinagem de

materiais pastosos/tenazes, dentre outros (Souto, 2007). Neste caso, a formação da APC (gerada pelo tipo de liga usinada), juntamente com a geometria da peça (retangular), podem ter sido fatores que favoreceram o mecanismo. A continuidade da usinagem (processo de sangramento) levou à remoção das arestas postiças inicialmente formadas, gerando os desgastes observados.

Segundo Ferraresi (1977), a vida de uma ferramenta é o tempo que a mesma trabalha efetivamente até perder sua capacidade de corte, dentro de um critério previamente estabelecido. Para a ferramenta em questão, a norma ISO 3685 (1993) indica como um dos critérios de fim de vida da ferramenta de torneamento o desgaste máximo $VB_{m\acute{a}x} = 0,6$ mm, considerando desgaste irregular. Para as condições de trabalho imposta no processo, como já era esperado, ao observar a Tabela 2, verifica-se que os desgastes máximos encontrados em todos os sangramentos são inferiores ao valor do critério estabelecido pela norma acima mencionada, ou seja, o fim da vida da ferramenta não foi atingido nesses casos.

Tabela 2 - Valores máximos dos desgastes encontrados.

Posições P (mm)	Desgaste Máximo $VB_{m\acute{a}x}$ (mm)
0 a 10	0,0201
11 a 20	0,0174
21 a 30	0,0142
31 a 40	0,0108
41 a 60	0,0268
51 a 80	0,0244

A fim de se estabelecer uma relação entre o desgaste da ferramenta em cada sangramento e a posição em relação à interface metal/molde, a Figura 11 a seguir mostra o gráfico VB versus posição. Observa-se um decréscimo no valor do desgaste da ferramenta com o distanciamento da interface metal/molde, com exceção dos quinto e sexto sangramentos, que foram realizados em uma região onde a direcionalidade de solidificação não foi observada (transição colunar/equiaxial do lingote), não podendo ser comparados com os casos em que o sangramento foi feito na região colunar para a análise do desgaste em questão.

Figura 11 - Desgaste máximo em função da posição

Para os casos onde o sangramento foi realizado na região colunar, as relações puderam ser representadas por funções do tipo potência. Os resultados encontrados complementam os encontrados para temperatura de corte, que encontraram menores taxas de aquecimento médias para o sangramento em posições mais afastadas da base do lingote, com exceção do primeiro sangramento. Maiores temperaturas de corte em uma liga de alumínio ocasionam geração de um maior volume de gume postigo, aumentando o desgaste da ferramenta. Além disso, as partículas de chumbo menos espaçadas na matriz de alumínio próximas à base do lingote podem ter contribuído para uma maior deposição de material da peça na ferramenta, aumentando o desgaste por aderência e arrastamento. Quanto à diferença encontrada entre os resultados de temperatura e corte e de desgaste para o primeiro sangramento, a instabilidade por conta dos valores elevados do coeficiente de transferência de calor (h_i) próximos à base do lingote influenciou nos resultados de taxa de aquecimento média, entretanto não influenciou nos valores de desgaste.

Outrora, supunha-se que o gume postigo protegia o gume da ferramenta contra o desgaste, aplicado em operações de desbaste, e melhorava o corte pela formação de um ângulo de cunha mais agudo, que funcionaria como um quebra-cavaco. Hoje, sabe-se que o gume postigo não representa um gume afiado, mas sim um montículo arredondado de várias camadas finas e sobrepostas de material arrancado do cavaco, gerando uma piora na qualidade

superficial da peça usinada (Machado et al., 2011). Apesar de em algumas situações ainda serve como proteção à ferramenta de corte, evitando seu desgaste excessivo quando exposto a condições severas (Silva et. al., 2018), dependendo da estrutura observada durante o processo de solidificação e das condições de corte, nem sempre essa característica pode ser considerada verdadeira, como visto no presente trabalho em que a formação do gume postigo aumentou o desgaste da ferramenta.

CONCLUSÕES

O espaçamento interfásico (espaçamento entre partículas da fase minoritária) aumenta ao longo do lingote solidificado horizontalmente e diminui com o aumento das Taxas de Resfriamento e Velocidade de Crescimento. Além disso, foi possível aplicar o modelo de Jackson e Hunt (1966) para crescimento eutético, $\lambda_2 V_L = C$, na liga estudada;

Os valores de microdureza aumentaram com o distanciamento da interface metal/molde segundo a equação $HV = 20,4(P)^{0,02}$, obtida experimentalmente. O espaçamento das partículas parece não influenciar significativamente os valores de HV, portanto, os resultados encontram-se à microdureza do alumínio puro (30HV); Mesmo assim, foi gerada a equação experimental que correlaciona a microdureza com o espaçamento interfásico de duas maneiras: funções do tipo potência $HV = 18,4(\lambda)^{0,04}$ e de tipo Hall-Petch $HV = 25 - 28(\lambda)^{1/2}$.

Os resultados obtidos para temperatura de corte e desgaste se complementam, pois ambos decrescem com o aumento da posição a partir da interface metal/molde e com o aumento do espaçamento interfásico, na região colunar. A exceção dos resultados primeiro sangramento (posições iniciais do lingote) para a Taxa de Aquecimento média ocorre devido a uma alta instabilidade no início do processo de solidificação, que não influenciou nos resultados de desgaste. Todas as relações puderam se expressas na forma de funções do tipo potência;

Mesmo com a formação da aresta postiga, foi observado desgaste de flanco e uma pequena deformação plástica da ponta da ferramenta, que provavelmente foram originados pelo mecanismo de aderência e arrastamento. Os desgastes máximos analisado em todos os sangramentos são inferiores ao valor do critério

estabelecido pela norma ISO 3685, (1993), mostrando que o fim da vida da ferramenta não foi atingido em nenhum dos casos;

Ainda que a adição de chumbo em quantidades permitidas facilite a quebra do cavaco e melhore o processo de usinagem em ligas de alumínio, para estruturas de solidificação onde as partículas encontram-se pouco espaçadas a adição do elemento pode prejudicar a usinabilidade com maior geração de calor e maiores desgastes de ferramenta.

AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem o apoio financeiro concedido pela Universidade Federal do Pará (UFPA), Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Pará (IFPA), Fundação Amazônia de Amparo a Estudos e Pesquisas (FAPESPA, ICAAF 064/2016) e o Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico (CNPq, projeto edital universal nº 400634/2016-3).

REFERÊNCIAS

1. ABUKHSHIM, N.A; MATIVENGA, P.T; SHEIKH, M.A. *Int. J Mach Tool Manu*, **2006**, 46 (787), 782.
2. DASCH, J.M; ANG, C.C; WONG, C.A; WALDO, R.A; CHESTER, D; CHENG, Y.T; POWELL, B.R; WEINER, A.M; KONCA, E. *J Mater Process Technol*, **2009**, 209(10), 4638.
3. DAVIES, M.A; UEDA, T; SAOUBI, R.M; MULLANY, B; COOKE, A.L. *CIRP Ann - Manu Technol*, **2007**, 56, 581.
4. DINIZ, A; MARCONDES, F; COPPINI, N., 2013, *Tecnologia da usinagem dos materiais*. 8a. ed. São Paulo: Artliber.
5. FERRARESI, D., 1977, *Fundamentos da Usinagem dos Metais*. São Paulo: Edgard Blücher.
6. GARCIA, A., 2007, *Solidificação: Fundamentos e Aplicações*. 2ª Ed. São Paulo: Editora da Unicamp.
7. GOUTHAMA, G.B; RUDRAKSHI, S.N; OJHA, J. *J Mater Process Technol*, **2007**, 189, 224.
8. HADDAG, B; NOUARI, M. *Wear*, **2013**, 302, 1158.
9. ISO. Tool-life testing with single-point turning tools, ISO 3685 (1993).
10. JACKSON, K.A; HUNT, J.D; UHLMANN, D.R; SEWARD, T.P. *Trans. AIME*, **1966**, 236, 149.
11. KONNO, C.Y.N; VASCONCELOS, A.J; BARROS, A.S; SILVA, A.P; OTÁVIO, O.F.L; GARCIA, A; SPINELLI, J.E. *Mater Sci Forum*, **2016**, 869, 429.
12. LOHSE, J; SANDER, K; WIRTS, M. Heavy Metals in Vehicles II. Institute for Ecology and Political Affair, 2001.
13. MACHADO, A.R; ABRÃO, A.M; COELHO, R.T; SILVA, M.B., 2011, *Teoria da Usinagem dos Materiais*, 3ª Ed. São Paulo: Edgard Blücher.
14. MELO, A.C.A; MACHADO, A.R; LIMA & SILVA, S.M.M; GUIMARÃES, G. (2003) Estudo da variação da temperatura de corte no fresamento frontal. *In: Congresso brasileiro de Engenharia de Fabricação – COBEF*, Uberlândia, 2003, Uberlândia: ABM.
15. RAN, G; ZHOU, J; XI, S; LI, P. *J Alloy Compd*, **2006**, 419, 66.
16. ROCHA, Otávio Fernandes Lima da., 2003, *Análise Teórico-Experimental da Transição Celular/Dendrítica na Solidificação Unidirecional: Caracterização da Microestrutura Dendrítica e da Evolução da Morfologia na Solidificação em Condições de Fluxo de Calor Transitório*. Tese (doutorado). Campinas, SP: Universidade Estadual de Campinas.
17. RODRIGUES, Daniel Castro; RIBEIRO, Leandro José Monteiro., 2014. *Análise da temperatura de corte no sangramento das ligas Al-1,2%Pb, Al-3%Cu, Al-3%Si solidificadas em um dispositivo direcional horizontal*. Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação em Engenharia Mecânica). Belém, PA: 2014, Universidade Federal do Pará.

18. SANTOS JR, M.C; MACHADO, A.R; SALES, W.F; BARROZO, M.A.S; EZUGWU, E. O. *Int J Adv Manu*, **2016**.
19. SILVA, J.N; MOUTINHO, D.J; MOREIRA, A.L; FERREIRA, I.L; ROCHA, O.L. *J Alloys Compd*, **2009**, 478, 358.
20. SILVA, J.N; MOUTINHO, D.J; MOREIRA, A.L; FERREIRA, I.L; ROCHA, O.L. *Mater Chem Phys*, **2011**, 30, 179.
21. SILVA, M.B; WALLBANK, J. *J Mater Process Technol*, **1999**, 88(1-3), 195.
22. SILVA, A.P; FREITAS, E.S; SPINELLI, J.E; GARCIA, A; GOULART, P. R. *J Mater Sci*, **2012**, 47, 5581.
23. SILVA, A.P; SPINELLI, J.E; GARCIA, A. *J Mater Sci Technol*, **2014**, 30, 401.
24. SILVA, C.A.P; LEAL, L.R.M; GUIMARÃES, E.C; MONTEIRO JR, P; MOREIRA, A.L; ROCHA, O.L; SILVA, A.P. *Adv Mater Sci Eng*, **2018**, 2018.
25. SOUTO, Ulisses Borges, 2007. *Monitoramento do desgaste de ferramenta no processo de fresamento via emissão acústica*. Tese (Doutorado). Uberlândia, MG: Universidade Federal de Uberlândia.
26. SULLIVAN, D.O; COTTERELL, M. *J Mater Process Technol*, **2001**, 118, 301.
27. Sundman, B; Chen, Q. ThermoCalc, STT Foundation (Foundation of computational thermodynamics). Stockholm, Sweden, 1995.
28. ZHAO, J.Z; DREES, S; RATKE, L. *Mater Sci Eng A*, **2000**, 282, 262.

a)

b)

c)

Figura 7 – Espaçamento Interfásico da liga Al 1,2%Pb em função da a) Posição, b) Taxa de Resfriamento, c) Velocidade de crescimento.

Fonte: Konno et al., 2016

a)

b)

c)

Figura 8 – Correlação entre Microdureza e a) Posições ao longo do lingote da liga Al-1,2%Pb solidificado na direção horizontal; b) e c) espaçamento interfásico da liga Al-1,2%Pb solidificado na direção horizontal, com funções do tipo potência e Hall-Petch, respectivamente.

a)

b)

c)

d)

Figura 9 – a) Taxa de aquecimento médio para cada faixa de posições; b) Função representativa da taxa de aquecimento médio válida, com a posição; c) Taxa de aquecimento médio para cada faixa de espaçamentos interfásicos e d) Função representativa da taxa de aquecimento médio válida, com os espaçamentos.