

Trabalho de formatura



Distribuição de chumbo em latão de corte fácil

Departamento de Engenharia Metalúrgica e Materiais da Universidade de São Paulo
Orientadores: Professor Dr. José Deodoro Trani Capocchi
Professor Dr. Ângelo Fernando Padilha
Izabel Fernanda Machado

Aluno: Paulo Alexandre Giraldi

1998

Índice

| | |
|-----------------------------------|----|
| □ I) Introdução..... | 3 |
| □ II) Revisão da literatura..... | 4 |
| □ II) Materiais e métodos..... | 28 |
| □ IV) Resultados e discussão..... | 32 |
| □ V) Conclusões..... | 58 |
| □ VI) Referências..... | 59 |

I) Introdução

O latão de corte fácil (UNS C36000) é a liga de cobre de maior importância comercial. Só nos Estados Unidos da América são consumidas 600 milhões de libras desta liga a cada ano. A utilização desta liga reflete a excelência de algumas de suas propriedades: boa resistência à corrosão, boa resistência mecânica e excelente usinabilidade.

No presente trabalho, estudou-se a distribuição e tamanho das partículas de chumbo na microestrutura do latão de corte fácil durante as diversas etapas de confecção do produto final (lingotamento, extrusão, recozimento); uma vez que o chumbo é o principal responsável pelo alto índice de usinabilidade desta liga. Também foi determinada a fração da fase beta, tamanho médio de grão e dureza de várias amostras correspondentes às diferentes etapas do processo de produção do produto acabado.

Diversos tipos de ensaios foram delineados de modo a complementar os resultados obtidos e auxiliar na discussão dos mesmos: Difração de raios-x, análise química qualitativa em microsonda, ensaios metalográficos (micrografias e macrografias), microscópio eletrônico de varredura e análise da dezincagem.

II) Revisão da Literatura

1.0 Diagrama Cu-Zn

A ligas Cu-Zn (os latões) são provavelmente as ligas de cobre mais utilizadas. Isto se dá pois os latões possuem resistência à corrosão e conformabilidade comparável à do cobre e sua resistência mecânica é superior ao mesmo.

Análise das principais ligas Cu-Zn:

1.1 0,0-32,5%Zn

Latões alfa. A fase alfa é uma fase dúctil a temperatura ambiente (25°C) e por isto esta liga é trabalhada a frio. A seqüência de solidificação para estas ligas é: Líquido \Rightarrow Líquido + Alfa \Rightarrow Alfa(sistema cristalino cúbico de faces centradas).

1.2 32,5-38,5%Zn

Estes latões são conhecidos como latões alfa-beta. A utilidade destes latões espelha a ótima trabalhabilidade à quente e excelente usinabilidade. A boa trabalhabilidade à quente é função da quantidade de fase beta (sistema cristalino cúbico de corpo centrado), uma vez que esta fase tem boa plasticidade a altas temperaturas. Já em relação à excelente usinabilidade, esta é resultado da maior dureza que a fase beta confere ao material à temperatura ambiente. Assim, o cavaco da usinagem é menor (pois o material deforma menos) e precisa-se de menos energia para a realização do processo¹. A seqüência de solidificação para estas ligas é: Líquido \Rightarrow Líquido + Alfa \Rightarrow (Beta(L + Alfa \Rightarrow Beta)) \Rightarrow Alfa + Beta \Rightarrow (Alfa)².

Estes latões têm transformações de fases mais complexas (principalmente se comparado aos latões “alfa”) e, portanto microestruturas e propriedades bem variadas. No item 2.0 será discutido com mais detalhes as transformações de fases destes latões.

1.3 38,5-50%Zn

Estes latões também são conhecidos como latões alfa-beta. No entanto, em contraste com a faixa de composição anterior (item 1.2); nestas ligas a fração de fase beta é maior podendo chegar a 100% de fase beta a temperatura ambiente. A seqüência

de solidificação para estes latões é: Líquido \Rightarrow Líquido + Beta \Rightarrow Beta(CCC) \Rightarrow (Alfa + Beta) \Rightarrow (Alfa + Beta') ou (Beta').

O diagrama de fases Cu-Zn está apresentado na figura 1.

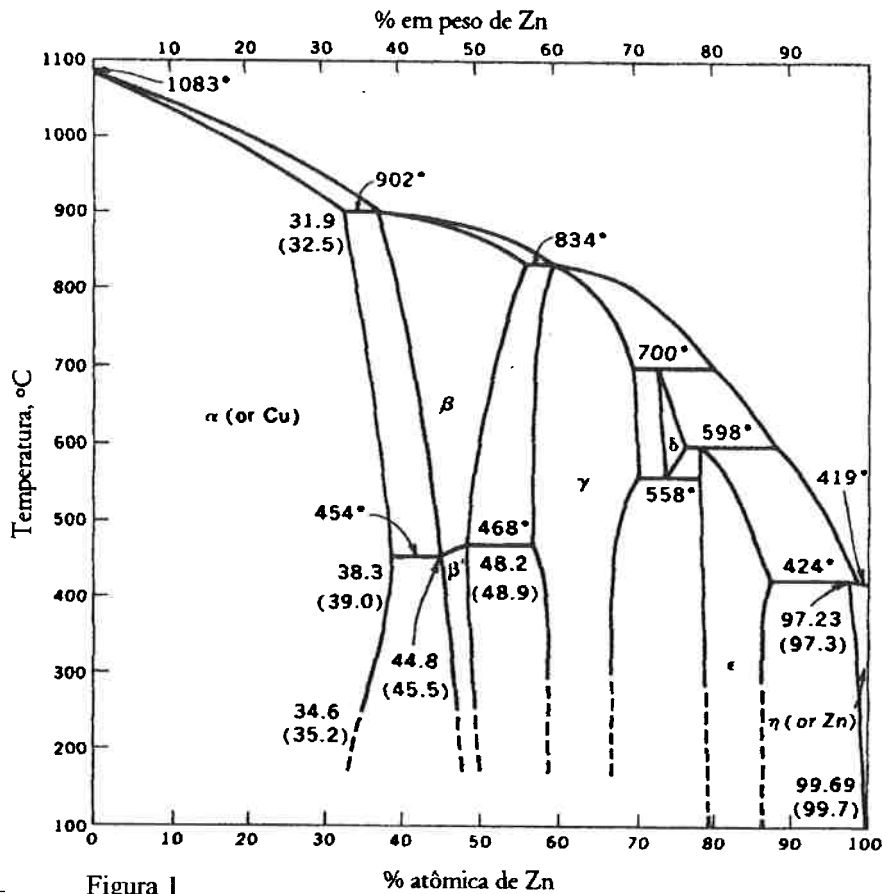


Figura 1

Diagrama de fases Cu-Zn. (M. Hansen e K. Anderko, "Constitution of Binary Alloys," 2ed., McGraw-Hill Book Company, New York, 1958.)

Nota: Os parênteses indicam a possibilidade de ocorrência da(s) fase(s) dependendo do teor de zinco.

2.0 Transformações de fases nos latões

2.1 Latões alfa

Estes latões possuem transformações de fases muito simples. A sequência de solidificação para estes latões já foi comentado anteriormente (item 1.1). Observando o diagrama de fases Cu-Zn (figura 1) para composições de até 32,5 % de zinco, pode-se notar que à medida que o teor de zinco aumenta, o intervalo de solidificação também aumenta. Um maior intervalo de solidificação promove um crescimento dendrítico do sólido frente ao líquido e, portanto, após a solidificação total, o material poderá apresentar segregação.

2.2 Latões alfa-beta

A precipitação da fase beta ocorre nos latões cuja composição química possui teores de zinco em peso superiores a 33 %. A presença da fase beta diminui a ductilidade do material, ao mesmo tempo em que aumenta algumas outras propriedades mecânicas tais como: dureza, limite de escoamento, limite de resistência e limite de ruptura.

Neste momento, será dada atenção a sequência de solidificação para ligas com teores de zinco em peso entre 32,5% e 38,5%. Para estes teores, a fase beta não é a primeira a se solidificar (figura 1) e se forma a partir da reação peritética seguinte:

$\alpha(32,5\% \text{Zn em peso}) + L(38,5\% \text{Zn em peso}) = \beta(37\% \text{Zn em peso})$. Neste caso, a fase alfa é circundada pela fase beta, que por sua vez está em contato com o líquido. Ainda neste enfoque, considere uma liga com 37,6% de zinco em peso. A sua sequência de solidificação é: líquido, fase alfa e líquido, fase beta ($\alpha + L = \beta$), fase alfa e fase beta, fase alfa e fase beta*. A fase beta* é a fase beta (CCC) ordenada, onde átomos de zinco ocupam a posição central do reticulado e os de cobre ocupam os vértices.

Para uma liga com mais de 38.5% de zinco em peso, a primeira fase a se solidificar é a fase beta (observar figura 1). Neste momento, existe a coexistência do líquido e a fase beta. Conforme a temperatura diminui, todo o líquido se solidifica, e há somente a presença da fase beta. Acompanhando novamente a diminuição da temperatura, existe uma temperatura (dependendo da composição da liga) em que começa a existir a precipitação da fase alfa. Para uma liga Cu-39%Zn, esta temperatura é por volta de 800°C. Assim, neste caso, abaixo de 800 °C a fase alfa começa a nuclear

e crescer (preferencialmente no contorno de grão da fase beta uma vez que a precipitação no contorno de grão é o de mais baixa energia) . Pequeno incremento na diminuição da temperatura acarreta em uma taxa de nucleação e crescimento pequena. Entretanto, se impusermos grandes incrementos no sentido da diminuição da temperatura, as taxas de nucleação e crescimento aumentam. As micrografias (Figuras 2 e 3) abaixo apresentam uma liga Cu-39%Zn resfriada de duas maneiras diferentes: A amostra da figura 2 foi submetida a resfriamento dentro de um forno e a figura 3 representa uma amostra desta liga resfriada ao ar. O que podemos observar claramente é que os grãos na figura 2 são mais grosseiros e menos aciculares se comparado à figura 3. Isto é resultado das diferentes velocidades de resfriamento. No caso de resfriamento dentro do forno, a transformação de fase ocorre mais vagarosamente e, portanto a uma temperatura maior. Isto se reflete numa taxa de nucleação menor uma vez que a taxa de nucleação é tanto maior quanto maior o superresfriamento. Desta forma, não existe energia livre suficiente para criação de novas interfaces e o número de partículas formadas não é tão elevado.

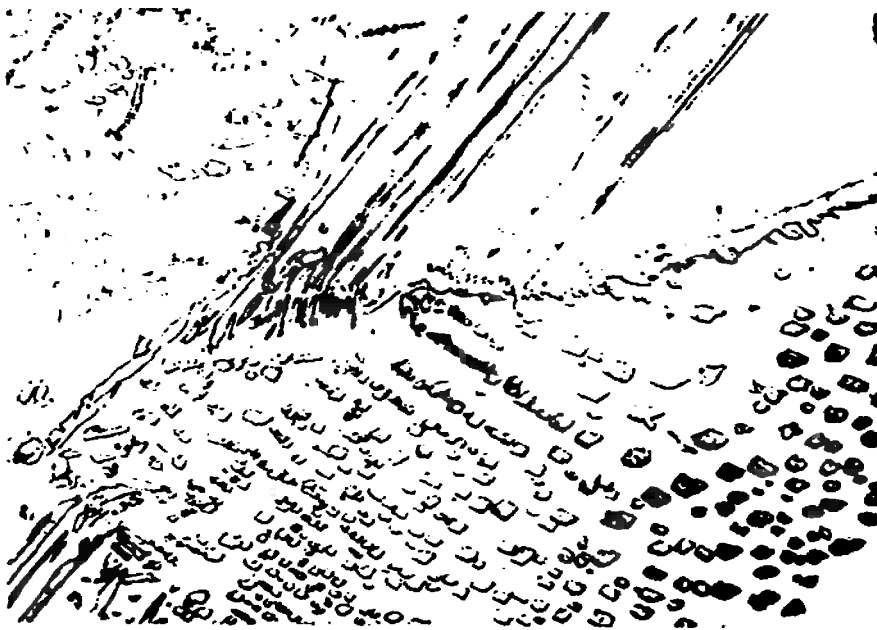


Figura 2 Latão (39% Zn) resfriado em forno da região se fase beta. 75X.
Cortesia de O. Marzke)



Figura 3 Latão (39% Zn) resfriado ao ar da região beta. 75X. (Cortesia de O. Marzke.)

Para ligas com teores de zinco ligeiramente superiores (exemplo: Cu-44%Zn em peso), a precipitação da fase alfa acontece a temperaturas inferiores (ex. liga Cu-44% Zn em peso: 500°C). Assim, os átomos de cobre e zinco na fase alfa terão suas difusões dificultadas, pois a mobilidade dos átomos aumenta exponencialmente com o acréscimo de temperatura. Deste modo, a fase alfa aparecerá em quantidades apreciáveis em temperaturas mais baixas do que aquelas mostradas no diagrama de fases. Então, a precipitação avança sob um superresfriamento elevado, acarretando no refinamento da estrutura formada³. A microestrutura resultante (figura 4) é semelhante à apresentada na figura 2.



Latão (44% Zn) resfriado em forno da temperatura 575 °C. 75X.

Figura 4 (Cortesia de O. Marzke.)

Para complementar, a fase alfa formada tem relação de orientação definida com a fase beta. Neste caso, os planos de maior densidade atômica e as direções das duas fases são paralelas.

Aspectos como o tempo para a nucleação da fase alfa depende da cinética de reação. Um diagrama TTT deve ser utilizado para tal fim. O que se deseja salientar é o aspecto termodinâmico envolvido na precipitação da fase alfa (o qual é representado pelo diagrama de fases Cu-Zn).

2.2.1 Transformações massivas

Os latões com teores de zinco próximo a 39% de zinco em peso podem sofrer transformações Beta-alfa sem mudança de composição química. Tais transformações são conhecidas como transformações massivas. Quando uma amostra de latão Cu-39%Zn é resfriada lentamente (a partir do campo beta), há precipitação de alfa em forma de placas ou em forma de agulhas (caso o resfriamento for ligeiramente maior) cuja composição difere da fase beta. No entanto, caso a velocidade de resfriamento desta amostra seja elevada, existe condições suficientes para haver transformações massivas nos contornos de grão da fase beta. Portanto, há formação de fase alfa (tetragonal de faces centradas) no contorno de grão da fase beta cuja composição

permanece constante. O aspecto desta fase alfa se assemelha à microestrutura resultante da migração do contorno de grão induzida por deformação durante a recristalização.

Quando uma liga Cu-39%Zn (em peso) é resfriada lentamente, há tempo para precipitação de fase alfa. Entretanto, quando se aumenta a velocidade de resfriamento, a precipitação de fase alfa (cuja composição difere da fase beta) é suprimida, e à temperatura de aproximadamente 500°C existem condições favoráveis para a ocorrência de transformação massiva nos contornos da fase beta. A fase formada é a fase alfa com a mesma composição em relação à fase beta de alta temperatura. Deve-se salientar que a precipitação da fase alfa requer grandes distâncias de difusão para mudança de composição. Assim, o tempo de difusão dos átomos deve ser importante para sua formação. Já no caso da transformação massiva, só se faz necessária mudança de estrutura cristalina.

A quantidade de fase alfa formada por meio de transformação massiva passa por um máximo para velocidades de resfriamento intermediárias. Isto se explica pois para velocidades extremamente altas, a interface de alfa formada no contorno da fase beta não tem mobilidade suficiente para crescer (embora termodinamicamente seja muito favorável). A figura 5 mostra a diferença de energia livre para a ocorrência de transformação massiva ($\Delta G_{\text{massivo}}$) e precipitação da fase alfa (ΔG_{pptn}) a diferentes temperaturas. Pode-se observar que a partir da temperatura de 500°C, a diminuição energia livre para formação de alfa é menor que para a transformação massiva de beta³.

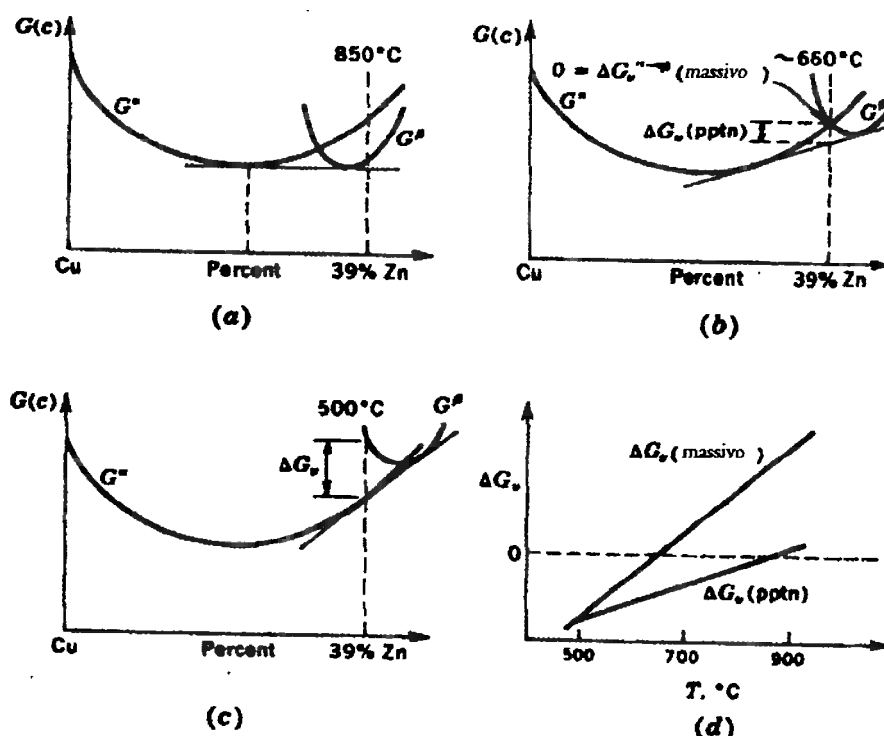


Figura 5 Desenho esquemático da variação de energia livre das fases alfa e beta nos latões resfriados das temperaturas de 850 a 500 °C.

2.2.2 Reações de ordem-desordem

No sistema Cu-Zn, a fase beta é estável para teores entre 39 a 55% de zinco a 800°C e conforme a temperatura decai, esta variação no teor de zinco é diminuída. Por exemplo, a 500 °C, a fase beta é estável somente para teores entre 45 a 49% (notar figura 1).

A fase beta é cúbica de corpo centrado, e acima de aproximadamente 470°C, os átomos estão localizados ao acaso no reticulado cristalino. Neste caso, diz-se que a fase beta é desordenada. Isto se dá pois a energia de ligação entre os átomos de cobre e zinco não é suficientemente grande para compensar a energia térmica sob a forma de vibrações nos átomos do reticulado. No entanto, abaixo de 470°C, os átomos de cobre e zinco já podem ocupar posições preferenciais no reticulado, pois a força de ligação entre estes átomos é maior que àquela proveniente das vibrações térmicas. Portanto, existe uma temperatura de ordenação ou desordenação dos átomos (para cada composição Cu-Zn). Esta temperatura é conhecida por temperatura crítica (no caso por volta de 470°C). Abaixo da temperatura crítica, a fase β recebe o nome de β' . Na fase β' , o átomo de

zinco ocupa a posição central do reticulado CCC e os átomos de cobre estão nos vértices.

Pode-se observar no diagrama de fases Cu-Zn que a fase β' sofre uma reação eutetóide por volta de 250°C, havendo formação da fase alfa e gama. No entanto, a cinética de reação é extremamente lenta, e para efeitos práticos pode-se considerar a única existência da fase β' à temperatura abaixo de 250°C.

Nestas ligas, quanto maior a taxa de resfriamento da região em que existe somente fase beta, maior a dureza atingida (figura 6). Isto se dá pois o grau de ordenação é menor quanto maior a velocidade de resfriamento uma vez que há menos tempo para os átomos trocarem de posição no reticulado. No entanto, deve-se deixar claro que por mais rápido que seja o resfriamento, sempre haverá reação de ordenação.

Um outro fator que contribui para o aumento da dureza com a taxa de resfriamento é a existência de domínios cada vez mais finos. Estes domínios são regiões onde existe ordenação. Deve-se notar também que quanto maior a velocidade de resfriamento, menor o tamanho de grão, pois existe menos tempo para que o mesmo possa crescer. Quanto menor o tamanho de grão, maior a dureza do material.

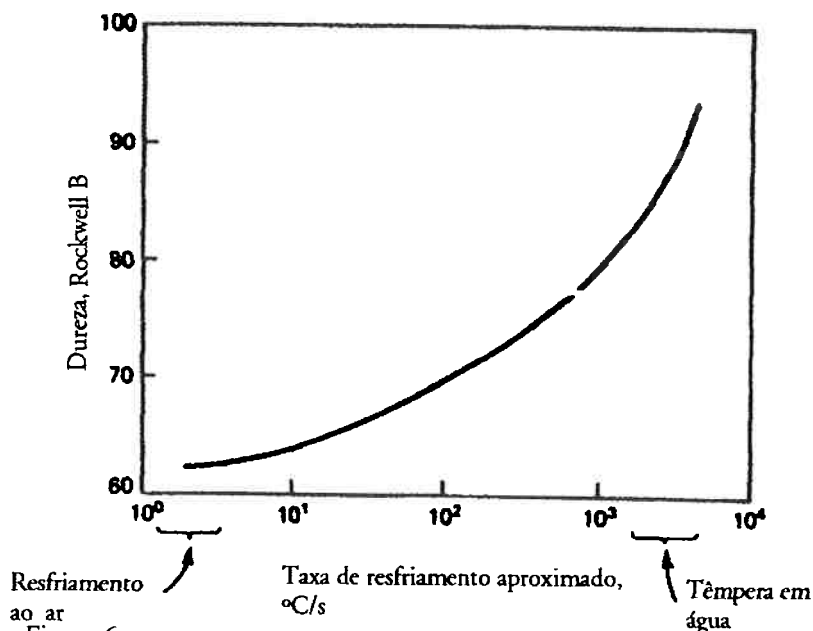


Figura 6
Efeito da taxa de resfriamento da temperatura de 500 °C na dureza a 25 °C do latão beta (Cu-47Zn). A liga ficou 15 min a 500 °C, e então resfriado em um meio diferente. As taxas de resfriamento são estimadas, variando desde têmpera em água a resfriamento ao ar. (Adaptado de N. Brown, Acta Met., Vol 7, p 210, 1959)

A figura 7 mostra a diferença de ductilidade e tenacidade entre as fases β e β' . Acima da temperatura crítica, há formação da fase desordenada, que têm boa tenacidade e ductilidade. Já abaixo da temperatura crítica, a existência da fase ordenada confere ao material um certo grau de fragilidade. É por isto que tais ligas (exemplo: Cu-40%Zn) são trabalhadas à quente. No entanto, as ligas com teores menores de zinco que não contenham fase beta devem ser trabalhadas a frio.

As ligas que consistem em somente fase beta são muito frágeis para uso comercial. No entanto, ligas que contenham fase alfa em conjunto com a fase beta (exemplo: Muntz metal) apresentam ótima usinabilidade (pois a fase beta permite remoção do cavaco com maior facilidade, menor consumo de energia, melhor acabamento superficial da peça e boa trabalhabilidade à quente). As propriedades mecânicas para tais ligas podem ser alcançadas via deformação a frio e recozimento⁴.

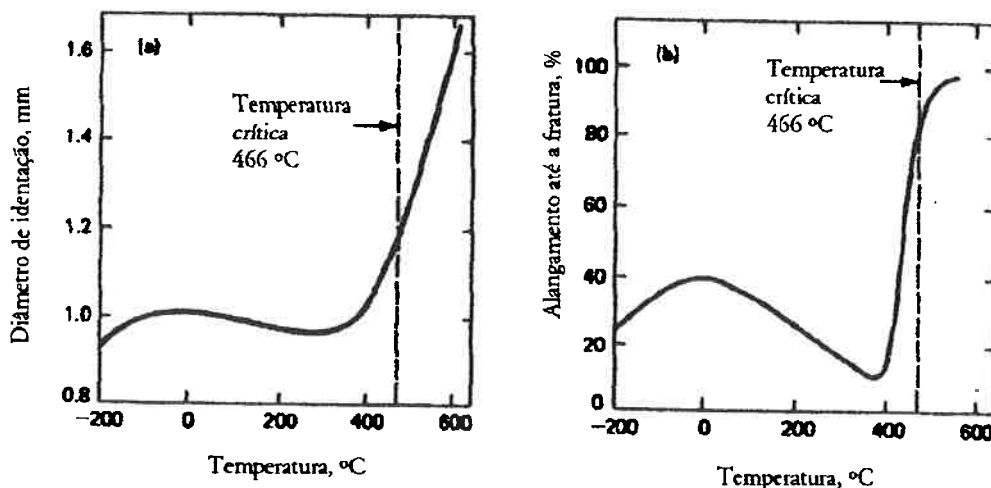


Figura 7 Ductilidade aumentada do latão beta (aproximadamente Cu-49Zn) acima da temperatura crítica. (a) Plotagem do diâmetro de impressão de uma bola de aço que eram lançadas de um altura constante., dando a dureza ao impacto (adaptado de C.S. Barrett, Trans. AIME, Vol 200, p 1003, 1954). (b) Plotagem do alongamento até a fratura num teste de tração (adaptado de E.C. W. Perryman, Trans. AIME. Vol 203. p 693. 1955).

3.0 Efeito endurecedor do zinco

Como existem diferenças de estrutura cristalina entre o zinco e o cobre (o primeiro é hexagonal compacto e o último é cúbico de face centrada) é de se esperar que não exista solubilidade completa do zinco no cobre⁵. No entanto, a diferença de tamanho entre átomos de cobre e zinco é muito pequena (4%), permitindo assim, que o

zinco tenha grande solubilidade no cobre. Por exemplo, a 20°C, a solubilidade do zinco no cobre é de aproximadamente 35% em peso.

Assim, o zinco é um substancial endurecedor por solução sólida. Deve-se observar que o endurecimento por solução sólida é proporcional à diferença de tamanhos dos átomos (no caso diferença entre átomos de cobre e zinco). Ou seja, quanto maior esta diferença dos átomos no reticulado, maior o efeito de endurecimento. No entanto, sabe-se que quanto maior a diferença no tamanho dos átomos no reticulado, menor a solubilidade do átomo-soluto. Assim, deve haver um compromisso entre a solubilidade atingida e a diferença de tamanho dos átomos (solvente e soluto). O Zinco é um dos elementos que mais se destaca. De uma maneira geral, o único elemento superior ao zinco no que foi exposto é o ouro. Entretanto, este último é muito caro (principalmente se comparado ao zinco) de modo que sua utilização revela-se inviável. Abaixo se encontra uma tabela que expressa a solubilidade de alguns elementos no cobre bem como a diferença de tamanho entre estes elementos e o cobre (tabela 1).

Tabela 1

Diferença aproximada entre o tamanho do átomo de cobre e os átomos de soluto. Solubilidade aproximada dos átomos de soluto no cobre.

| Soluto | Diferença aproximada do tamanho do átomo de soluto comparado ao átomo de cobre, % $(d_{Cu}-d_M)/d_{Cu}$ | Solubilidade aproximada do soluto no cobre, % em peso. |
|------------------|---|---|
| <i>Oxigênio</i> | + 113 | 0 |
| <i>Berílio</i> | + 14 | 2 |
| <i>Alumínio</i> | - 11 | 9 |
| <i>Silício</i> | + 9 | 5 |
| <i>Fósforo</i> | + 70 | 2 |
| <i>Níquel</i> | + 2 | 100 |
| <i>Zinco</i> | - 4 | 39 |
| <i>Arsênio</i> | + 2 | 8 |
| <i>Prata</i> | - 11 | 8 |
| <i>Cádmio</i> | - 14 | 3 |
| <i>Estanho</i> | - 15 | 15 |
| <i>Antimônio</i> | - 12 | 11 |
| <i>Ouro</i> | - 11 | 100 |
| <i>Bismuto</i> | - 18 | 0 |
| <i>Chumbo</i> | - 27 | 0 |

A seguir, a figura 8 mostra o aumento da tensão crítica de cisalhamento para adições crescentes de zinco.

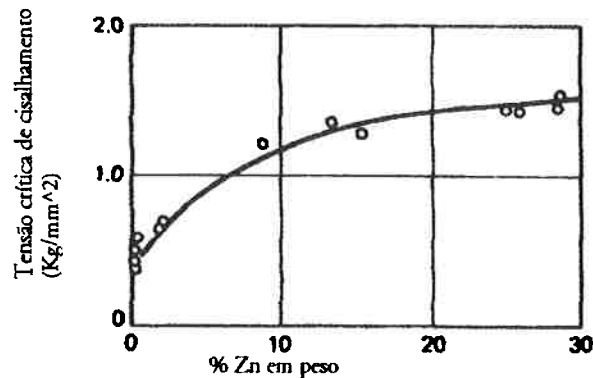


Figura 8 Efeito do teor de zinco no esforço crítico de cisalhamento a 20 °C nas ligas de solução sólida Cu-Zn. (Adaptado de V. Goler e G. Sacks, Z. Physik, Vol 55, p 575, 1929)

Por tudo que foi visto até agora, pode-se perceber que o zinco é o elemento que, apesar de sua pequena diferença de tamanho em relação ao cobre, possui um forte efeito endurecedor, pois tem grande solubilidade no cobre, característica que muitos outros elementos não possuem. No entanto, para que o zinco possa compensar sua pequena distorção da rede, deve-se ter teores de zinco a partir de 30% em peso.

4.0 Efeito do zinco em algumas propriedades mecânicas do latão

Uma das grandes aplicações do cobre é na fabricação de peças cujas formas são complexas, e que exigem grande estampabilidade. No caso do latão, sua capacidade de se deformar é comparável à do cobre, mas com uma vantagem, possuem resistência mecânica mais elevada. Para completar, o latão tem maior alongamento (à fratura) do que o cobre. As figuras 9 e 10 explicitam melhor o que foi comentado.

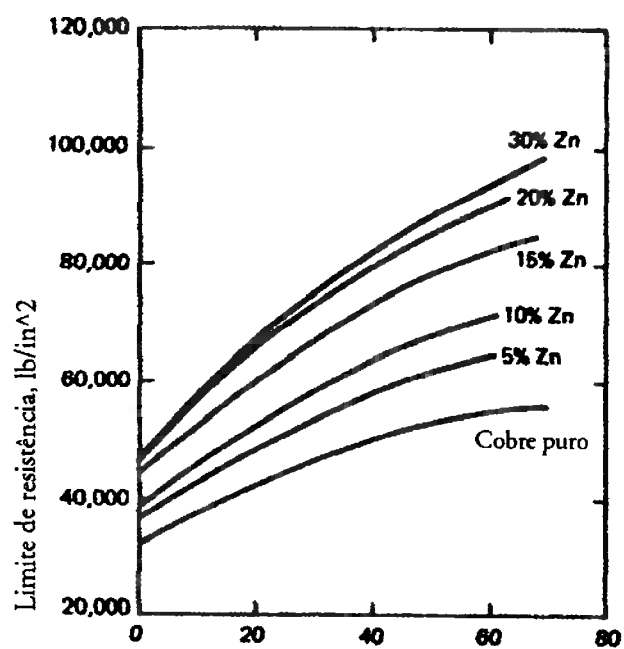


Figura 9 Redução na espessura, %

Efeito da laminação a frio no limite de resistência de uma folha de cobre e ligas de Cu-Zn monofásicas. (folha de 0.04 polegadas de espessura)
 (Adaptado do Metals Handbook, 8th Ed., Vol 1, American Society for Metals, Metals Park, Ohio, 1969)

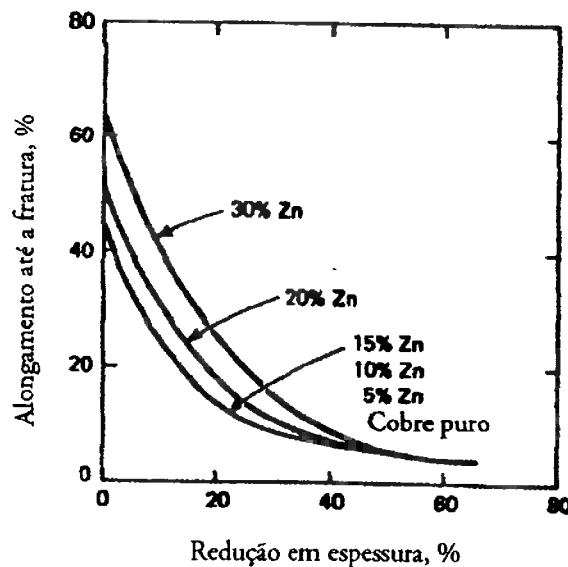


Figura 10 Efeito da laminação a frio a 20 °C no alongamento até a fratura de uma folha de cobre e de diferentes ligas Cu-Zn monofásicas

(folha de 0,040 polegadas de espessura)

(Adaptado do Metals Handbook, 8th Ed., Vol 1, American Society for Metals, Metals Park, Ohio, 1969)

Ainda, o latão tem uma taxa de encruamento menor que a do cobre e assim, a formação do pescoço na curva tensão-deformação ocorre para maiores deformações, embora o limite de resistência do latão seja maior.

5.0 Latões especiais (influência de impurezas)

Latões especiais são caracterizados pelas adições de certas quantidades de outros elementos com o objetivo de melhorar algumas das propriedades mecânicas tais como: dureza, resistência mecânica, resistência à corrosão e tenacidade. De maneira geral, trata-se dos latões α - β . Alguns dos elementos (em geral metais) adicionados ao latão estão listados abaixo:

O chumbo é insolúvel na liga. Apresenta-se distribuído uniformemente na forma de partículas esféricas na microestrutura. Sua adição diminui a ductilidade da liga e, portanto minimiza o tamanho do cavaco produzido durante a usinagem melhorando a usinabilidade da liga.

Adições de níquel aumentam sensivelmente a dureza dos cristais de fase beta. Além disto, melhora o alongamento, tenacidade, resistência ao amolecimento e resistência à corrosão. Adiciona-se até 2,5% de níquel.

O manganês melhora o alongamento, resistência a corrosão pela água do mar, cloretos e vapor superaquecido. Está presente nos latões até teores próximos de 1,5%.

O ferro refina os grãos da liga e melhora a tenacidade. De um modo geral, o ferro normalmente aparece com teores máximos de 3,5%. A partir de 0,4% de ferro, aparece a fase intermetálica FeZn_7 . Esta fase tem forma angulosa e refina os grãos, melhorando a usinagem da liga.

O estanho é introduzido nas ligas especiais de latão com o objetivo de melhorar a resistência à corrosão pela água do mar. Utilizam-se teores de até 0,5%.

O alumínio age de forma mais acentuada do que todos os outros elementos de adição. Os teores de até 3,5% de alumínio aumentam a dureza e a resistência à tração da liga, sem interferir na maleabilidade da mesma. Adições superiores a 3,5% implicam numa melhora ainda maior na dureza desta ligas, no entanto diminui substancialmente a tenacidade.

A resistência à corrosão e à oxidação é bastante melhorada pela adição de alumínio⁶.

A adição destes elementos ao latão modifica a relação α - β . Assim, para um mesmo teor de cobre, pode-se obter maiores ou menores quantidades das fases α e β . Esta influência dos elementos no latão pode ser expressa através do coeficiente de equivalência t. Isto significa que, considerando que a soma de todos os elementos da liga seja 100%, um por cento dos elementos de adição implica numa microestrutura resultante a t% de zinco. A tabela 2 abaixo representa alguns valores do coeficiente de equivalência:

Tabela 2

Coeficiente de equivalência microestrutural t para alguns elementos no latão

| Elemento | Ni | Mn | Fe | Pb | Sn | Al | Si |
|------------|------|-----|-----|----|----|----|----|
| Valor de t | -1,3 | 0,5 | 0,9 | 1 | 2 | 6 | 10 |

6.0 Efeito do chumbo na usinagem do latão de corte fácil¹

I) Usinagem

A operação de usinagem é vastamente utilizada como a operação final de acabamento e modelagem de uma peça, e contribui substancialmente no custo do produto manufaturado. Como resultado, é muito importante o desenvolvimento de ligas de fácil usinagem com o mínimo de sacrifício das propriedades mecânicas de modo a possibilitar a redução no custo do produto final.

Até o momento, para aplicações em peças que requeiram alta usinabilidade, as ligas de longe mais utilizadas são latões ao chumbo. Para explicar o papel do chumbo na usinabilidade destes latões (em particular a liga C36000), são apresentados conceitos fundamentais de usinagem.

II) Conceitos fundamentais de usinagem

A usinagem compreende vários processos tais como broqueamento, escareamento, dobramento, faceamento, perfuração, abertura de roscas fêmeas, rosqueamento, fresagem, corte por serra, usinagem com brocha e esmerilhamento. Apesar de todas estas operações complexas, o processo de corte pode ser descrito considerando simplesmente um processo de corte ortogonal, onde existem forças somente nas direções da profundidade do corte (F_t) e na direção do avanço da ferramenta (F_c). Forças laterais podem ser desprezadas. Observar figura 11.

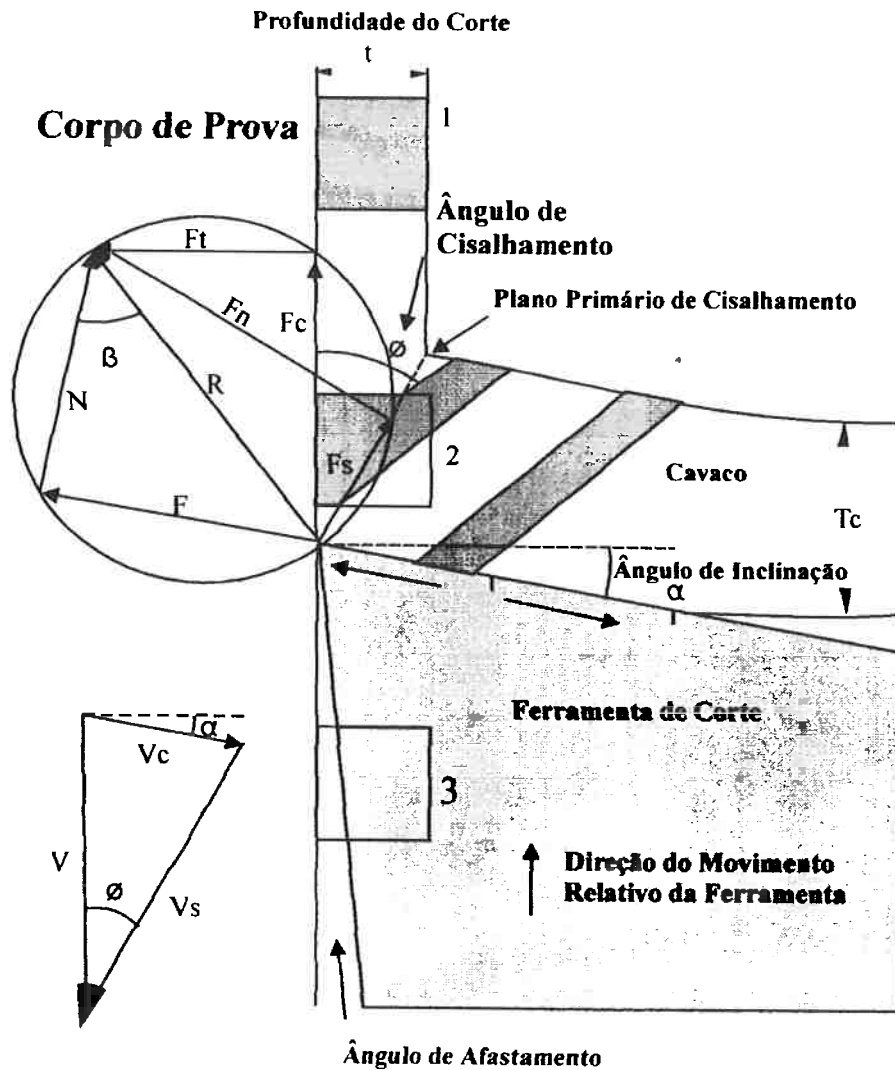


Figura 11

Uma variável importante no processo de corte é o ângulo de inclinação (α): este ângulo formado entre a normal à peça e a face inclinada da ferramenta em forma de cunha.

O mecanismo de corte envolve essencialmente duas deformações cisalhantes localizadas: uma para defletir o cavaco formado na usinagem em direção da face inclinada da ferramenta e outra deformação na movimentação do cavaco sobre a superfície da ferramenta. Comparativamente, a energia necessária para criação de uma nova superfície peça/ferramenta é pequena e pode ser desprezada.

O movimento relativo entre a ferramenta e a peça durante o corte comprime o material imediatamente a frente da face da ferramenta induzindo a deformação primária.

Esta deformação ocorre numa região bem estreita chamada zona (ou plano) primária de cisalhamento como mostrado na figura 11. Conforme o cavaco se move ao longo da face da ferramenta, pode ocorrer a adesão do cavaco a esta superfície, causando a deformação secundária numa região estreita ao longo da superfície de contato da ferramenta com o material removido. O ângulo de cisalhamento (ϕ) é o ângulo formado entre o plano de deformação primária e a direção de corte, sendo de fundamental importância. Juntamente com o ângulo de inclinação, o ângulo de cisalhamento determina o quociente de corte $r=t/t_c$ e a força resultante R . De maneira geral, um alto ϕ e pequeno r e R estão relacionados com uma boa usinabilidade. Com a análise da figura 11, pode-se determinar a deformação primária γ :

$$\gamma = \cot\phi + \tan(\phi - \alpha) \quad (1)$$

$$\tan\phi \cdot \cos(\phi - \alpha) = r \cdot \cos\alpha \quad (2)$$

Portanto, conhecendo-se a espessura do cavaco (t_c), a espessura de avanço t e o ângulo α pode-se obter o valor de ϕ e conseqüentemente a deformação primária. A ordem de grandeza da deformação primária é por volta de 2 a 4, enquanto que a taxa de deformação primária está entre 10^4 e 10^8 1/s. O plano de deformação primária tem uma espessura muito fina d , e a taxa de deformação pode ser descrita por: $\gamma' = V_s/d$ (3), onde V_s é a velocidade de cisalhamento neste plano, como está mostrado na figura 11. A espessura d do plano de deformação primária tem a mesma ordem de grandeza da espessura de avanço t , e a velocidade de cisalhamento V_s tem a magnitude da velocidade de corte V . Portanto, pode-se expressar a taxa de deformação primária como sendo: $\gamma' = V/t$ (4).

Num processo de usinagem, a força de corte (F_c) e a força de avanço (F_t) pode ser medida com dinamômetros, e assim pode-se calcular a força resultante R . A força resultante pode, por sua vez, ser determinada sobre o plano de cisalhamento de modo a se obter a força de cisalhamento (F_s). A componente da força projetada sobre a normal a este plano determinará a força F_n .

Ainda, pode-se decompor a componente R sobre o plano da superfície inclinada da ferramenta e sobre a ortogonal a este plano, obtendo-se assim as forças F e N . Estas forças são as que determinam as duas deformações durante a usinagem da peça.

A tensão de cisalhamento pode ser determinada e vale $\tau_s = F_s/A_s$ (5); onde $A_s = tw/\sin\phi$ (6) (com w sendo a largura do corte). De um modo geral, τ_s deve ter o valor da tensão

de cisalhamento do material sob estado de compressão (mantidos Temperatura e γ' constantes).

A força de atrito que atua sob a superfície da ferramenta vale $F_{at} = \mu \cdot N$ (7), onde μ é o coeficiente de atrito. Mais uma vez, da figura 11, resulta: $\beta = \tan^{-1} \mu$ (8).

O trabalho exercido pelas duas deformações pode ser calculado através do desmembramento deste em duas componentes. Uma resultante da deformação primária e outra sendo resultado da deformação secundária. Portanto pode-se determinar o trabalho total sendo:

$$W = W_p + W_s \quad (9)$$

$$\text{Onde, } W_p = \tau_s \cdot \gamma \text{ e } W_s = \tau_f \cdot (x \cdot t / \cos \alpha) \cdot w \cdot V_c / t_c \cdot w \cdot V_c \quad (10)$$

Com W_p sendo a o trabalho proveniente deformação primária e W_s da secundária. O valor de t_c vale: $t_c = t \cdot \cos(\phi - \alpha) / \sin \phi$ (11). A variável x é um coeficiente de tendência de adesão do material removido à ferramenta.

Assumindo-se o valor de τ_s e τ_f , temos:

$$\cos \alpha \cdot \cos(2\phi - \alpha) - x \sin^2 \phi = 0 \quad (12)$$

Da fórmula acima se pode inferir que:

1. Um aumento da adesão entre o material e a ferramenta provoca uma diminuição do ângulo de cisalhamento. Assim, o cavaco aumenta de espessura tendo como consequência um aumento da forças atuantes na ferramenta.
2. Uma baixa ductilidade pode causar com que os cavacos quebrem durante a deformação primária. Isto limitará o tamanho da camada aderida (de material da peça) a ferramenta acarretando em um aumento do ângulo de cisalhamento.
3. Um aumento do ângulo de inclinação da ferramenta aumenta o ângulo de cisalhamento
4. A presença de lubrificantes, tanto internos (exemplo: partículas de chumbo) quanto externos (exemplo: óleos solúveis) irá promover uma diminuição no coeficiente de atrito (μ) e, por conseguinte um aumento no ângulo de cisalhamento.

III) Avaliação da usinabilidade de um material

De um modo geral, pode-se definir alguns fatores capazes de avaliar a usinabilidade de uma liga metálica:

- Tempo de vida da ferramenta
- Qualidade superficial da peça usinada
- Forma do cavaco
- Força de corte

Embora os itens acima estejam listados em forma decrescente de importância, a ordem irá depender do tipo de operação. Por exemplo, do ponto de vista da usinabilidade, o acabamento superficial é o de mais importância; enquanto que em operações com tornos automáticos a atenção deve ser voltada para a forma do cavaco.

A ferramenta pode falhar por diversas causas, entre elas:

- Desgaste do flange perto da região de corte
- Desgaste pela formação de crateras
- Perda de fio da ferramenta
- Folga na acoplagem da ferramenta junto à peça a ser usinada
- Amolecimento térmico (na ferramenta)
- Deformação plástica (na ferramenta)
- Formação de um rasgo profundo na região de corte da ferramenta

A vida da ferramenta pode ser medida para um dado desgaste sob condições de operação impostas ou então, a vida de uma ferramenta pode ser avaliada através da análise da velocidade de corte capaz de provocar a inutilização da ferramenta.

Qualidade superficial da peça usinada é definida como acabamento superficial e integridade da superfície. Acabamento superficial inclui: rugosidades, ondulações, defeitos superficiais e estão intimamente ligadas as tolerâncias dimensionais. Integridade superficial, por outro lado, inclui: tensões residuais, e fatores metalúrgicos como polimento. Metais (ou ligas) dúcteis e/ou capazes de formarem camadas de material aderidas à ferramenta refletem uma baixa qualidade superficial. Em geral, ferramentas cegas ou com pouco fio causam um acabamento superficial indesejado ou de baixa qualidade. Outras variáveis de corte tais como velocidade de corte, ângulo de inclinação e lubrificantes podem ser usadas para maximizar a possibilidade de um bom acabamento superficial. No entanto, devem ser analisados em paralelo ao tipo de material a ser usinado.

Quanto à forma do cavaco, classifica-se:

- Cavacos contínuos
- Cavacos semicontínuos
- Cavacos descontínuos

Os cavacos descontínuos são característicos das ligas de corte fácil e são os mais desejados, pois são os mais fáceis de serem automaticamente removidos. No caso de cavacos contínuos, se faz necessária a utilização de uma ferramenta capaz de promover a ruptura do cavaco no momento da usinagem.

Em relação à força de corte e consumo de energia para dadas condições de usinagem são somente importantes para assegurar rigidez do sistema e evitar folgas.

Os índices de usinabilidade dos materiais (principalmente as ligas de cobre) são baseados na usinabilidade da liga de cobre-zinco C36000 (SAE 72). Esta liga apresenta o mais alto índice de usinabilidade. Pode-se classificar as ligas em três tipos quanto a usinabilidade:

- Ligas de fácil usinagem (ligas de cobre com aditivos, latões ao chumbo, cobre ao enxofre, etc...)
- Ligas de moderada usinabilidade (latão com baixo teor de chumbo e ligas bifásicas)
- Ligas de difícil usinagem (cobre puro e ligas monofásicas)

A tabela 3 abaixo mostra a composição, propriedades típicas e o índice de usinabilidade de algumas ligas de cobre fundidas e trabalhadas.

Tabela 3

| Composições, propriedades típicas e coeficientes de usinagem de ligas de moderada usinabilidade | | | | | | | | | | | | | |
|---|------------------------------|---------------------------|------|------|------|----|----------------|--------------------|-------------|---------|-------|--------------------------|----------------|
| Alloy no. | Alloy name | Nominal composition (wt%) | | | | | | Typical properties | | | | | |
| | | Sn | Pb | Zn | Ni | Al | Others | Condition | 0.2% YS MPa | UTS MPa | % El. | Electrical conductivity* | Machinability* |
| Casting alloys | | | | | | | | | | | | | |
| C83600 | Leadred red brass | 5 | 5 | 5 | | | | As cast | 110 | 240 | 30 | 15 | 90 |
| C84400 | Leadred semi-red brass | 3 | 7 | 9 | | | | As cast | 108 | 230 | 28 | 15 | 90 |
| C85700 | Leadred yellow brass | 1 | 1 | 35 | | | | As cast | 200 | 380 | 15 | 22 | 80 |
| C85800 | Leadred yellow brass | 1 | 1 | 35 | | | | As cast | 200 | 380 | 15 | 22 | 80 |
| C87900 | Silicon brass | <0.2 | <0.2 | 33 | <0.5 | | 1 Si | As cast | 240 | 480 | 25 | 15 | 80 |
| C95300 | Aluminum bronze | | | | | 10 | 1 Fe | As cast | 190 | 520 | 25 | 15 | 55* |
| | | | | | | | | HT | 290 | 590 | 15 | | |
| C97600 | Leadred nickel bronze | 4 | 4 | 8 | 20 | | <1.5 Fe, <1 Mn | As cast | 180 | 320 | 20 | 5 | 70 |
| Wrought alloys | | | | | | | | | | | | | |
| C36000 | Free-cutting brass | | 3 | 35.5 | | | <0.35 Fe | Hard | 310 | 480 | 25 | 42 | 100 |
| C85500 | Leadred naval brass | 0.8 | 1.7 | 37.5 | | | <0.1 Fe | Hard | 340 | 510 | 15 | 26 | 80 |
| C37700 | Forging brass | | 2 | 38 | | | | As ext. | 140 | 360 | 45 | 27 | 80 |
| C31500 | Low-lead brass | | 0.3 | 34.5 | | | | Hard | 415 | 510 | 8 | 26 | 60* |
| C54400 | Free-cutting phosphor bronze | 4 | 4 | 4 | | | <0.5 P | Hard | 510 | 550 | 7 | 28 | 90 |
| C18500 | Architectural bronze | | 3 | 40 | | | <0.35 Fe | As ext. | 420 | 370 | 20 | 28 | 90 |
| C62300 | Aluminum bronze | <0.6 | | | <1 | 10 | 3 Fe | CW | 140 | 410 | 30 | 28 | 90 |
| C14500 | Tellurium copper | | | | | | 0.5 Te | Hard | 300 | 330 | 20 | 95 | 80 |
| C14700 | Sulfur copper | | | | | | 0.3 S | Hard | 300 | 330 | 20 | 95 | 80 |
| C18700 | Leadred copper | | 1 | | | | | Hard | 300 | 330 | 20 | 96 | 80 |

* Electrical conductivity in % IACS. (Values for wrought products represent annealed condition.)

* Relative machinability rating where C36000, free-machining brass rates 100.

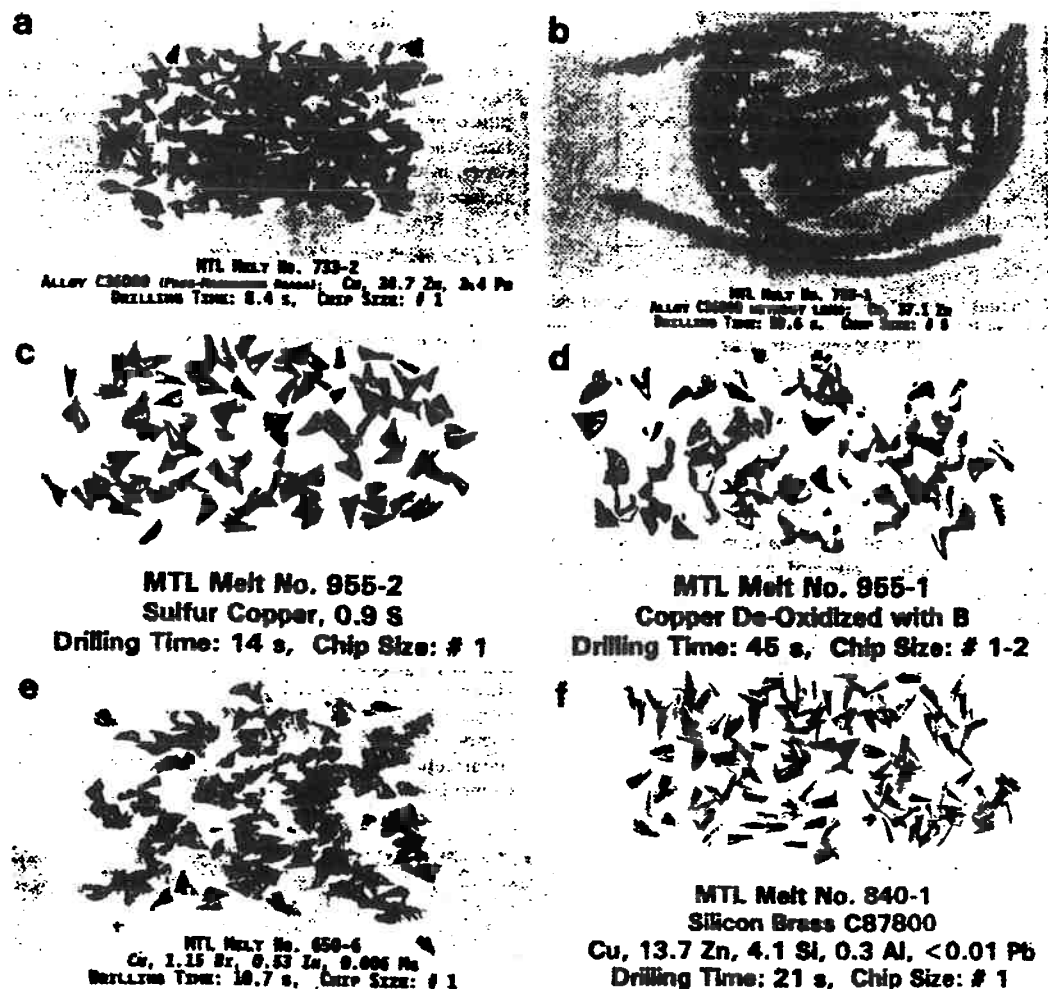
* These alloys have moderate machinability, but are machined with similar feeds and speeds as the free-machining alloys.

S. KUTYLOK and M. SAHOO: A REVIEW OF THE MACHINABILITY OF COPPER-BASE ALLOYS

IV) Efeito do chumbo

Até o presente momento, chumbo tem sido o aditivo mais utilizado nos latões e bronzes. Por volta de 90% da usinagem é feita com metais ou ligas ao chumbo. A espectroscopia Auger tem sido muito utilizada e mostra que nestas ligas ao chumbo, há a formação de uma camada de átomos de chumbo na superfície dos latões ao chumbo após a usinagem. Assim, a segunda zona de deformação desaparece. Latões com teores de chumbo de até 2,8% têm esta camada de átomos maximizada e, portanto conferindo melhor usinabilidade à peça.

A concentração de zinco junto a superfície do cavaco e da peça aumenta de 40% a 80%Zn. A existência ou ausência de lubrificantes não interfere na usinabilidade do latão de corte fácil. Isto se dá pois a formação da camada de chumbo funciona como um autolubrificante. A figura 12 compara microestruturas e morfologia de cavaco para latões sem chumbo, latões ao chumbo e latões ao silício.



Exemplos de vários cavacos produzidos por perfuração em um teste de usinabilidade. Uma prensa de perfuração foi estabelecida para aplicar uma carga constante de 86 Kg. O coeficiente de usinabilidade foi obtido através da visualização das formas do cavaco. (a) Latão de corte fácil. (b) Latão de corte fácil sem chumbo. (c) cobre ao enxofre. (d) cobre desoxidado (e) Cu-Bi-In (f) Latão ao silício

Figura 12

O efeito lubrificante das partículas de chumbo no latão é mantido para velocidades de corte baixas, independentemente se o chumbo está fundido ou não. O efeito lubrificante é atribuído à alta pressão hidrostática e espalhamento das partículas de chumbo sobre a interface ferramenta-peça. Acredita-se que o chumbo promove as seguintes características durante a usinagem:

- O chumbo diminui a ductilidade do material a ser usinado e, portanto facilita a formação de cavacos descontínuos.
- O chumbo é arrancado de sua cavidade original e é depositado na interface ferramenta-peça, diminuindo o coeficiente de atrito e evitando com que parte do cavaco fique aderido à ferramenta.
- O chumbo também ajuda no encurvamento do cavaco formado, facilitando que o mesmo seja mais rapidamente rompido.

O latão de corte fácil padrão difere de composição química nos Estados Unidos da América e Inglaterra. O americano possui maior quantidade de cobre (portanto menor quantidade de fase beta na microestrutura) e sua composição gira em torno de: Cu,36%Zn,1-3%Pb em peso. A composição inglesa é: Cu,39%Zn,1-3%Pb em peso. O latão de corte fácil americano é melhor quanto à vida da ferramenta (como também em outros aspectos), mas o latão inglês produz cavacos menores. No caso da usinagem de peças muito pequenas, o latão inglês torna-se mais vantajoso (exemplo: usinagem da ponta de uma caneta esferográfica).

Para tamanhos de partícula de chumbo pequenos (1μ) e grandes (8μ), tem-se a vida da ferramenta aumentada. Tamanhos intermediários não melhoram a vida útil da ferramenta.

Além destas vantagens, o chumbo no latão é capaz de promover a diminuição da força de corte e tempo de penetração em testes feitos em escala laboratorial.

É possível obter-se melhores resultados implementando um processo de lingotamento com maiores taxas de resfriamento, como no caso do lingotamento semicontínuo, e através de maiores teores de chumbo (até 4,5%Pb em peso). Assim, torna-se possível ter-se uma microestrutura com partículas de chumbo bem distribuídas e refinadas, sem deixar com que ainda exista partículas maiores.

No entanto, deve-se ter em mente que com a crescente adição de chumbo ao latão a tenacidade deste material cai bastante. Então deve haver um compromisso entre melhor usinabilidade e propriedades mecânicas (e metalúrgicas) almejadas.

III) Materiais e Métodos

Apresentação da Liga estudada

A liga estudada no presente trabalho é o latão de corte fácil (SAE 72). A composição da liga foi determinada através de espectrometria de raio x e está apresentada na tabela abaixo. As porcentagens são em peso.

Tabela 4 Composição química do latão de corte fácil estudada no presente trabalho

| Cu | Zn | Pb | Fe | Ni | Sn | Sb |
|---------|---------|--------|--------|--------|--------|--------|
| 60,500% | 36,255% | 2,800% | 0,200% | 0,055% | 0,180% | 0,005% |

Identificação das amostras

Foram utilizadas cinco amostras neste trabalho. Cada amostra foi identificada como sendo:

Amostra1: Amostra retirada de um tarugo proveniente de lingotamento contínuo horizontal. Este tarugo possui forma cilíndrica de oito polegadas de diâmetro. A amostra1 compreende uma tira de 2-3 cm de largura de um corte da seção transversal do tarugo. Esta tira estende-se da periferia do tarugo até o centro.

Amostra2: A preparação desta amostra é similar à amostra 1. No entanto, esta amostra foi submetida a um recozimento por 1hora a temperatura de 650°C.

Amostra3: Similar a amostra2, no entanto o tempo de recozimento foi de 3 horas.

Amostra4: A amostra4 é resultado de um processo de extrusão do tarugo previamente discutido. No processo de extrusão, deve-se levar em conta que o material é aquecido por alguns minutos a temperaturas que podem chegar por volta de 600 °C. Assim, a

amostra4 fora retirada de um vergalhão de aproximadamente dois centímetros de diâmetro.

Amostra5: Idem à amostra4. A única diferença é que a amostra5 foi levada à recozimento por 3 horas a 650°C.

Nota: Com relação as três primeiras amostras, cada uma foi ainda dividida em três. Assim, para cada amostra obteve-se uma outra do centro do tarugo, do meio raio e da periferia.

Preparação metalográfica das amostras

Em todas as amostras submetidas à metalografia, a preparação foi feita da seguinte forma: As amostras foram lixadas (lixa 180, 220, 320, 400, 600 e 1000) e polidas mecanicamente por meio de uma politriz com pasta de diamante (6, 3 e 1 micron). Então, as amostras foram atacadas com uma solução de cloreto férrico, álcool e água.

Procedimento estatístico

1) Obtenção da fração volumétrica do chumbo:

Para cálculo da fração de chumbo nas amostras, cada amostra foi submetida à microscopia óptica (microscópio: OLYMPUS BX 60MF) de onde pôde-se tirar fotos da microestrutura da amostra. O aumento utilizado (antes da ampliação) foi 125 vezes. Após a ampliação (foto 10x15-cm), obtia-se um raio médio das partículas de chumbo para cada amostra. Com a obtenção do raio, podia calcular a área inerente às partículas de chumbo. Dividindo-se este valor pela área total da foto foi possível encontrar a fração volumétrica de chumbo. Deve-se notar que para o cálculo da média do raio das “esferas” de chumbo, utilizou-se uma amostragem de 100 partículas de chumbo por amostra.

2) Obtenção da fração volumétrica das fases alfa e beta:

Para o cálculo da fase beta, utilizou um reticulado de pontos 10x10 (reticulado: Carl Zeiss 5035879 – West Germany). Cada ponto que caía inteiramente dentro desta fase contava-se uma unidade. Se, por ventura, o ponto do reticulado caísse na interface alfa-beta, contava-se meia unidade. No final, dividia-se o valor encontrado por 100.

Como sabe-se que %alfa + %beta + %chumbo = 100%, pôde-se obter a fração da fase alfa em cada amostra analisada.

3) Medida do tamanho de grão:

Para a medida do tamanho de grão, foi utilizado o método de interceptos num círculo de diâmetro conhecido.

4) Medição da dureza das amostras

Para cálculo da dureza, utilizou-se um durômetro do tipo: Süssen/Wolpert Testor HT1a. Foram feitas dez medidas de dureza para cada amostra, de onde pôde-se obter uma média.

5) Medida da difusão do zinco (dezincificação)

A distância de difusão do zinco foi feita através de microscopia óptica.

Difração de raios-x

A amostra 4 (extrudada) também foi submetida à difração de raios-x. Analisou-se a seção transversal e longitudinal desta amostra com o objetivo de constatar a possível existência de textura.

O parâmetro de rede das fases presentes no latão (amostra4) foi feito com base nos difratogramas.

Microscópio eletrônico de varredura

No presente trabalho a amostra 4 também foi submetida à microscopia eletrônica de varredura de onde pôde-se obter fotos da amostra evidenciando as partículas de chumbo. O microscópio utilizado foi: Cambridge Modelo Stereo Scan 240.

Microsonda

Para análise qualitativa da composição química da amostra extrudada (sem recozimento) foi utilizada uma microsonda do tipo detetor EDS Link.

Macrografia

A macrografia da seção transversal do lingote (raio = 4 polegadas) da liga C36000 foi feita através de polimento mecânico até a lixa 1000 e posterior ataque com ácido clorídrico até evidenciar as zonas coquilhadas, colunares e equiaxiais.

VI) Resultados E Discussões

Introdução (Liga C36000)

Os resultados apresentados abaixo são referentes às amostras 1,2,3,4 e 5. A amostra 1 é uma estrutura bruta de solidificação (EBS), a amostra 2 é similar à amostra 1 porém submetida a recozimento de 1 hora à 650 °C. A amostra 3 também é similar à amostra 1, no entanto foi recozida por 3 horas à 650 °C.

Como estas três primeiras amostras foram retiradas de um corte da seção transversal de um lingote de 8 polegadas, estudou-se as propriedades acima mencionadas em três regiões: centro do lingote, meio-raio e periferia.

As amostras 4 e 5 são provenientes de um processo de extrusão à quente (por volta de 650 °C). A amostra 5 é similar à 4, porém foi submetida a recozimento por 3 horas à 650 °C.

Nota: Notar nas 5 micrografias abaixo a presença da fase beta (região escura) partículas de chumbo (sob a forma de pequenas esferas cinzas) e a fase alfa (região mais clara).

Macrografia
(seção transversal de um lingote de 8'' de diâmetro)
(lingotamento contínuo horizontal)

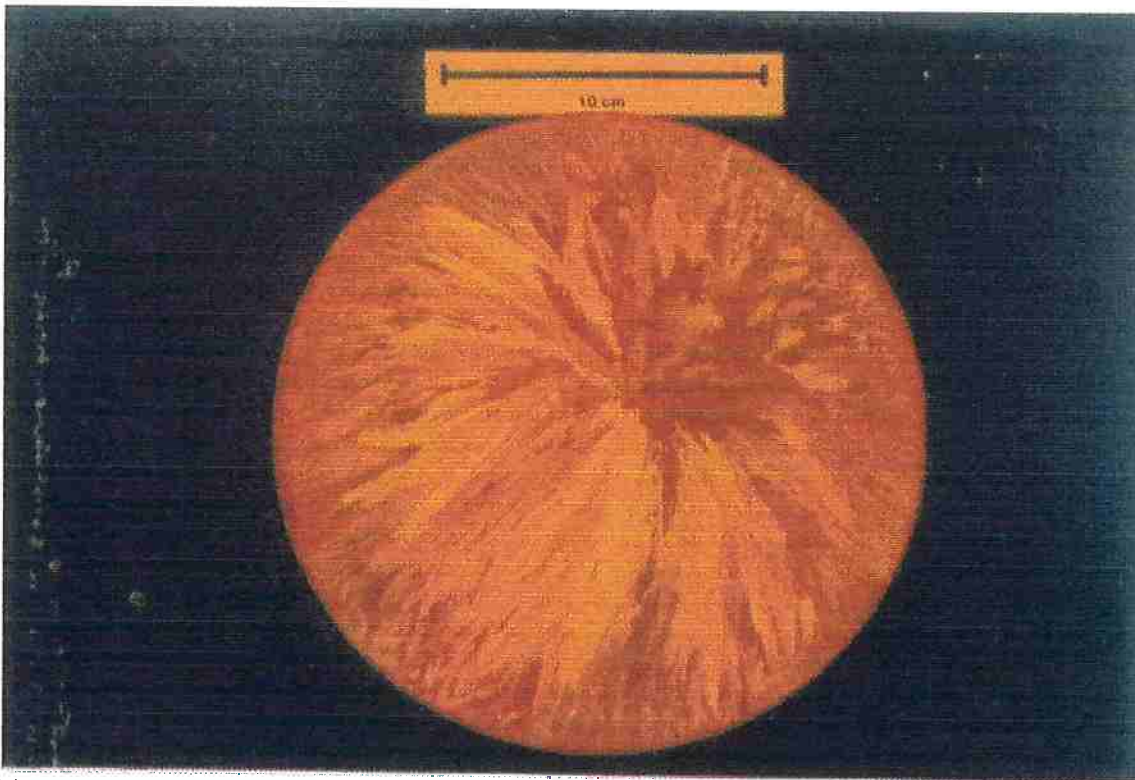


Figura 13 Macrografia da seção transversal de um lingote bruto de fusão de 8'' de diâmetro da liga UNS C36000. Ataque: solução de HCl

Nesta macrografia pode-se observar a presença de grãos coquilhados na periferia do lingote e grãos colunares mais ao centro. A macrografia apresentada acima sugere que a extração de calor do lingote durante a solidificação foi radial. Também pode-se notar que a extração de calor não foi uniforme ao longo do raio do lingote.

Amostra 1

✓ Tamanho de grão

Tabela 5 Variação do tamanho de grão nas três posições do lingote bruto de fusão

| Amostra 1 | TG (μ) |
|------------------|----------------|
| Centro | 1000 ± 200 |
| Meio | 1000 ± 200 |
| Periferia | 400 ± 100 |

O tamanho de Grão é menor na periferia do lingote devido à maior velocidade de resfriamento da periferia em relação ao centro do lingote. Como resultado, os grãos da região próximo à superfície do lingote tem menos tempo para crescer.

✓ Fração de fase beta

Tabela 6 Variação da fração volumétrica de fase Beta nas três posições do lingote bruto de fusão

| Amostra 1 | Fase beta (%) |
|------------------|------------------|
| Centro | $11,40 \pm 1,39$ |
| Meio | $14,90 \pm 1,64$ |
| Periferia | $11,50 \pm 1,50$ |

A fração de fase beta é maior na região do meio do lingote.

✓ Diâmetro das partículas de chumbo

Tabela 7 Tamanho das partículas de chumbo nas três posições do lingote bruto de fusão

| Amostra 1 | ϕ Pb (μ) |
|------------------|---------------------|
| Centro | $2,33 \pm 0,58$ |
| Meio | $2,22 \pm 0,59$ |
| Periferia | $1,89 \pm 0,35$ |

As partículas de chumbo tem dimensões aproximadas nas três regiões do lingote.

✓ Fração de chumbo

Tabela 8 Fração volumétrica de chumbo nas três posições do lingote bruto de fusão

| Amostra 1 | Vv Pb (%) |
|------------------|-----------------|
| Centro | $1,11 \pm 0,07$ |
| Meio | $0,90 \pm 0,06$ |
| Periferia | $0,82 \pm 0,03$ |

A fração volumétrica de chumbo diminui ligeiramente em direção à periferia do lingote.

✓ Dureza

Tabela 9 Variação da dureza nas três regiões do lingote bruto de fusão

| Amostra 1 | Dureza (HRB) |
|------------------|------------------|
| Centro | $67,10 \pm 4,79$ |
| Meio | $65,40 \pm 4,79$ |
| Periferia | $80,20 \pm 1,14$ |

A periferia do lingote apresenta maior dureza. Esta maior dureza é decorrente do menor tamanho de grão da periferia.

✓ Micrografia

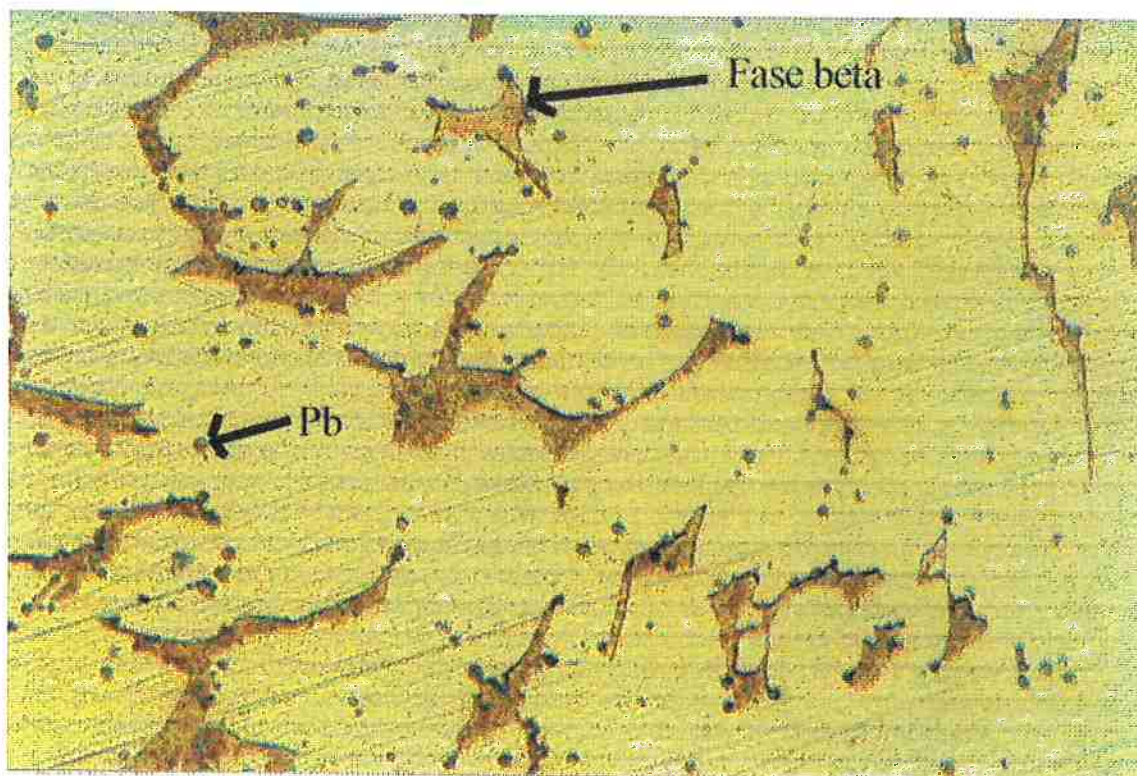


Figura 14 Micrografia do lingote bruto de fusão da região do meio-raio. Aumento: 850x. Ataque: 5 g de cloreto férrico + 50 ml HCl + 100 ml água

Amostra 2

✓ Tamanho de grão

Tabela 10 Variação do tamanho de grão nas três posições do lingote (amostra recozida por 1 hora a 650 °C)

| Amostra 2 | TG (μ) |
|-----------|----------------|
| Centro | 1000 ± 200 |
| Meio | 1000 ± 200 |
| Periferia | 400 ± 100 |

O tamanho de grão é menor na periferia do lingote (idem amostra 1).

✓ Fração de fase beta

Tabela 11 Variação da fração de fase beta nas três posições do lingote (amostra recozida por 1 hora a 650 °C)

| Amostra 2 | Fase beta (%) |
|------------------|---------------|
| Centro | 7,11 ± 1,80 |
| Meio | 6,64 ± 1,42 |
| Periferia | 6,67 ± 2,63 |

A fração de fase beta é aproximadamente uniforme nas três regiões do lingote.

✓ Diâmetro das partículas de chumbo

Tabela 12 Tamanho das partículas de chumbo nas três posições do lingote (amostra recozida por 1 hora a 650 °C)

| Amostra 2 | ϕ Pb (μ) |
|------------------|---------------------|
| Centro | 2,24 ± 0,56 |
| Meio | 2,80 ± 0,93 |
| Periferia | 2,43 ± 0,56 |

As partículas de chumbo tem dimensões aproximadas nas três regiões do lingote (idem amostra 1).

✓ Fração de chumbo

Tabela 13 Fração volumétrica do chumbo nas três regiões do lingote (amostra recozida por 1 hora a 650 °C)

| Amostra 2 | Vv Pb (%) |
|------------------|-------------|
| Centro | 0,87 ± 0,05 |
| Meio | 0,94 ± 0,10 |
| Periferia | 1,13 ± 0,06 |

A fração volumétrica de chumbo diminui ligeiramente em direção ao centro do lingote.

✓ Dureza

Tabela 14 Variação de dureza nas três regiões do lingote (amostra recozida por 1 hora a 650 °C)

| Amostra 2 | Dureza (HRB) |
|-----------|------------------|
| Centro | $58,40 \pm 3,34$ |
| Meio | $61,40 \pm 2,46$ |
| Periferia | $71,60 \pm 1,43$ |

A periferia do lingote apresenta maior dureza (idem amostra 1).

✓ Micrografia

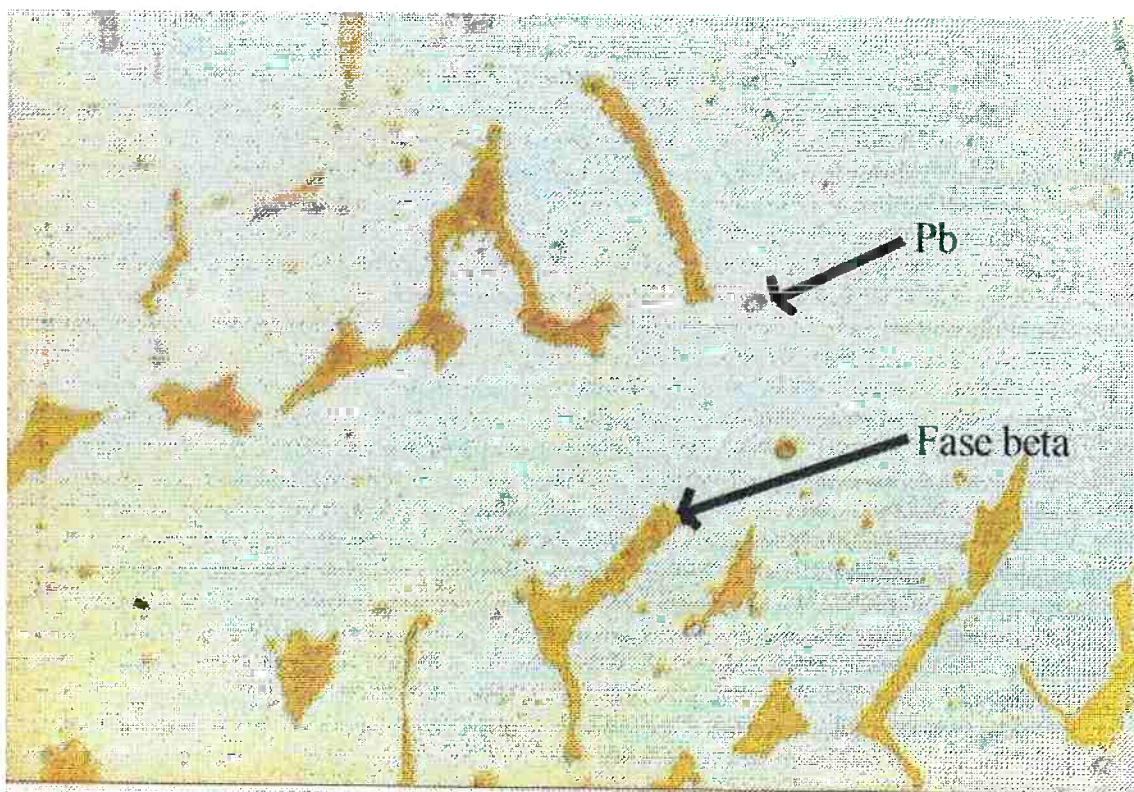


Figura 15 Micrografia do lingote (amostra recozida por 1 hora a 650 °C) da região do meio-raio. Aumento: 850x. Ataque: 5 g de cloreto férrico + 50 ml HCl + 100 ml água

Amostra 3

✓ Tamanho de grão

Tabela 15 Variação do tamanho de grão no lingote (amostra recozida por 3 horas a 650 °C)

| Amostra 3 | TG (μ) |
|------------------|----------------|
| Centro | 1000 \pm 200 |
| Meio | 1000 \pm 200 |
| Periferia | 400 \pm 100 |

O tamanho de grão é menor na periferia do lingote (idem amostras 1 e 2).

✓ Fração de fase beta

Tabela 16 Variação da fração volumétrica de fase beta no lingote (recozido por 3 horas a 650 °C)

| Amostra 3 | Fase beta (%) |
|------------------|-----------------|
| Centro | 8,00 \pm 2,00 |
| Meio | 7,10 \pm 1,29 |
| Periferia | 4,40 \pm 0,74 |

A fração de fase beta é maior no meio raio e centro do lingote.

✓ Diâmetro das partículas de chumbo

Tabela 17 Variação do tamanho das partículas de chumbo no lingote (recozido por 3 horas a 650 °C)

| Amostra 3 | ϕ Pb (μ) |
|------------------|---------------------|
| Centro | 2,96 \pm 1,77 |
| Meio | 2,70 \pm 1,17 |
| Periferia | 2,22 \pm 0,59 |

As partículas de chumbo tem dimensões aproximadas nas três regiões do lingote (idem amostras 1 e 2).

✓ Fração de chumbo

Tabela 17 Variação da fração volumétrica das partículas de chumbo no lingote (recozido por 3 horas a 650 °C)

| Amostra 3 | Vv Pb (%) |
|------------------|------------------|
| Centro | 0,95 ± 0,34 |
| Meio | 1,12 ± 0,21 |
| Periferia | 0,86 ± 0,06 |

A fração volumétrica de chumbo é ligeiramente menor na periferia do lingote.

✓ Dureza

Tabela 18 Variação da dureza no lingote (recozido por 3 horas a 650 °C)

| Amostra 3 | Dureza (HRB) |
|------------------|---------------------|
| Centro | 59,20 ± 3,35 |
| Meio | 60,80 ± 1,93 |
| Periferia | 69,60 ± 2,63 |

A periferia do lingote apresenta maior dureza (idem amostras 1 e 2).

✓ Micrografia

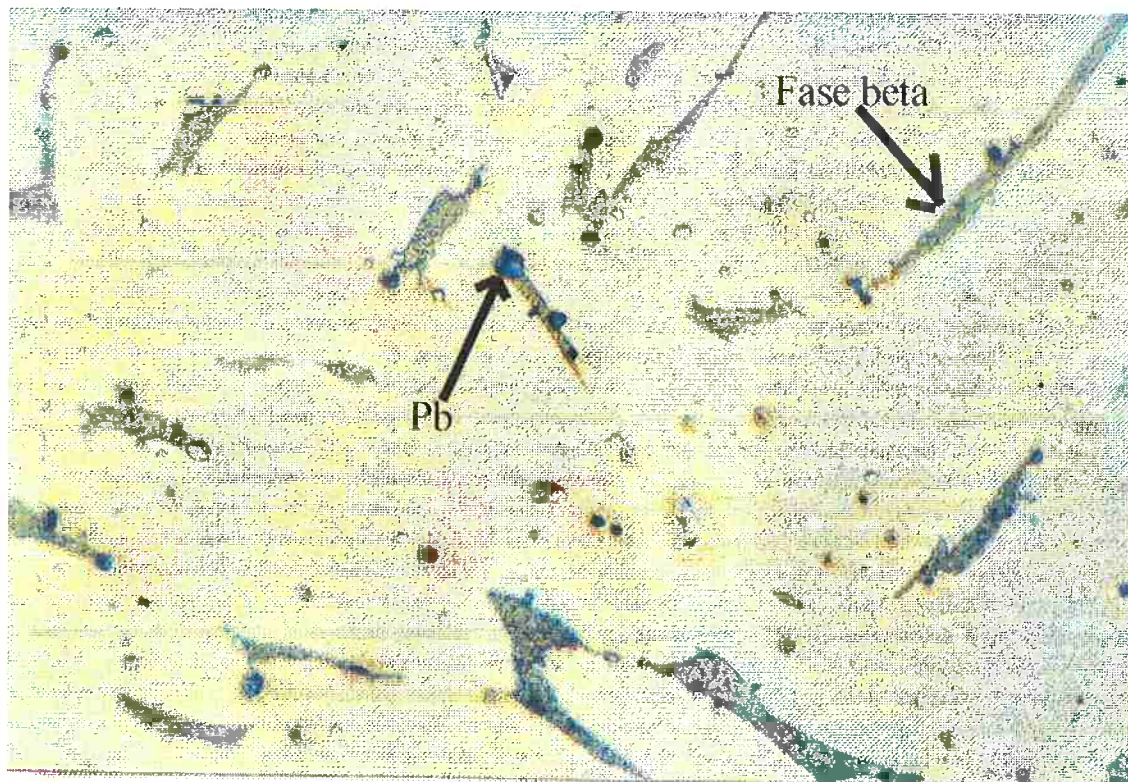


Figura 16 Micrografia do lingote (amostra recozida por 3 hora a 650 °C) da região central.
Aumento: 850x. Ataque: 5 g de cloreto férrico + 50 ml HCl +100 ml água

Amostra 4

✓ Tamanho de grão

Tabela 19 Tamanho de grão na amostra extrudada (temperatura aproximada de extrusão: 600 °C)

| Amostra 4 | TG (μ) |
|-------------|--------------|
| (Vergalhão) | 12,00 ± 4,00 |

✓ Fração de fase beta

Tabela 20 Fração volumétrica de fase beta na amostra extrudada (temperatura de extrusão aproximada de 600 °C)

| Amostra 4 | Fase beta (%) |
|-------------|-----------------|
| (Vergalhão) | $6,00 \pm 3,00$ |

✓ Diâmetro das partículas de chumbo

Tabela 21 Tamanho das partículas de chumbo na amostra extrudada (temperatura de extrusão aproximada de 600 °C)

| Amostra 4 | ϕ Pb (μ) |
|-------------|---------------------|
| (Vergalhão) | $2,22 \pm 0,59$ |

✓ Fração de chumbo

Tabela 22 Fração volumétrica das partículas de chumbo na amostra extrudada (temperatura de extrusão aproximada de 600 °C)

| Amostra 4 | Vv Pb (%) |
|-------------|-----------------|
| (Vergalhão) | $0,86 \pm 0,06$ |

✓ Dureza

Tabela 23 Dureza da amostra extrudada (temperatura de extrusão aproximada de 600 °C)

| Amostra 4 | Dureza (HRB) |
|-------------|------------------|
| (Vergalhão) | $79,00 \pm 6,00$ |

✓ Micrografia

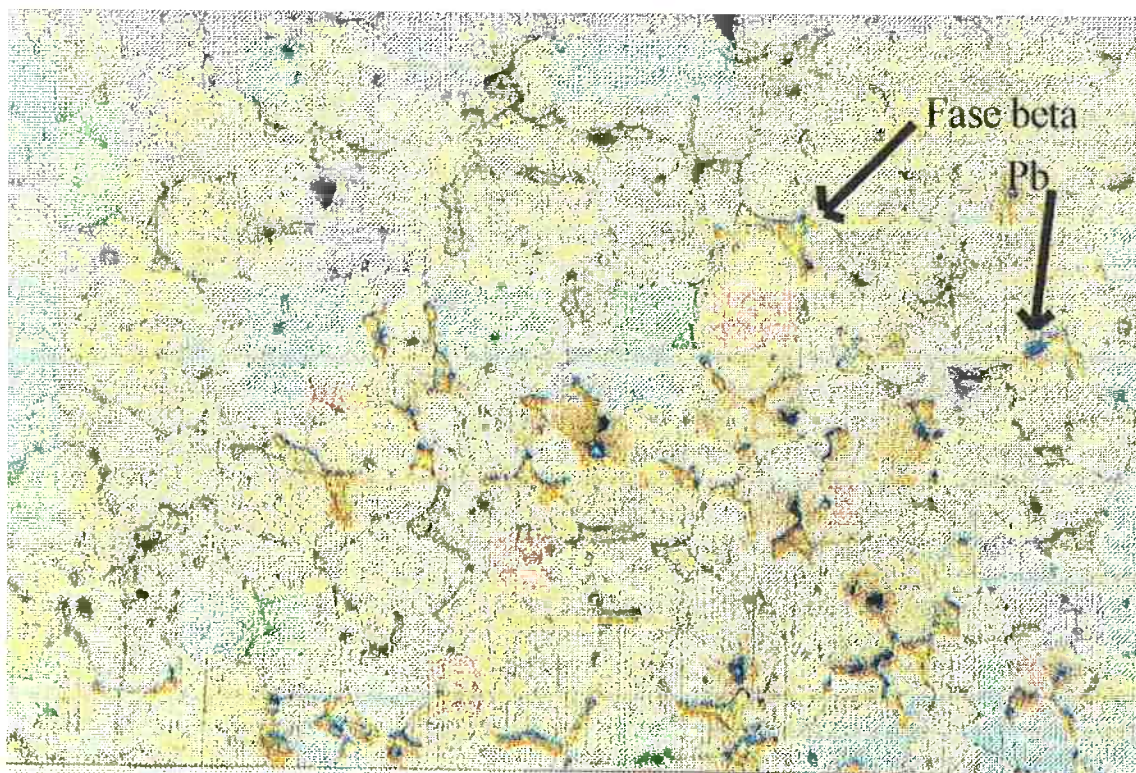


Figura 17 Micrografia da amostra extrudada (temperatura aproximada de extrusão: 600 °C).
Aumento: 850x. Ataque: 5 g de cloreto férrico + 50 ml HCl +100 ml água

- ✓ Foto tirada em microscópio eletrônico de varredura

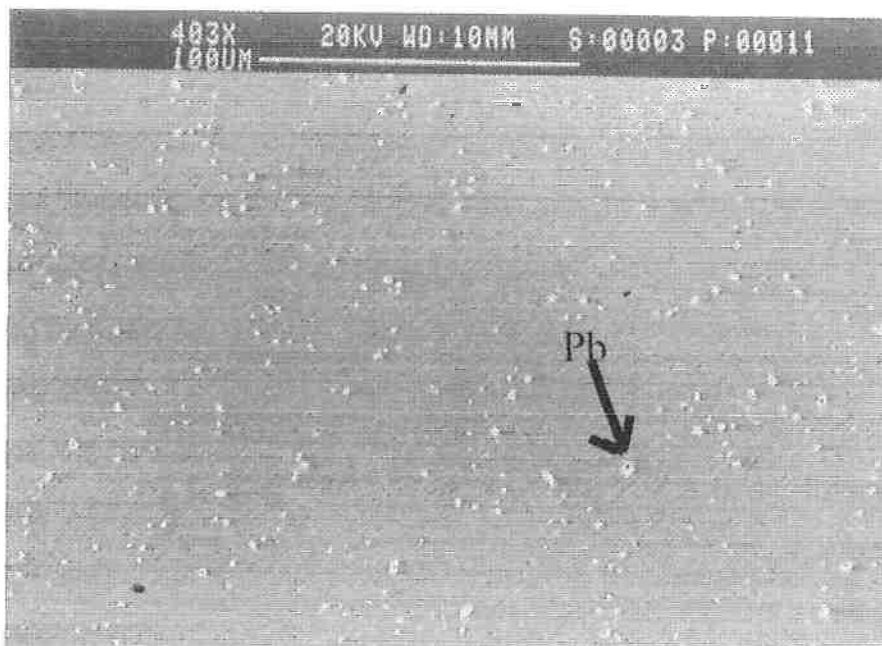


Figura 18 Amostra extrudada (temperatura de extrusão de aproximadamente de 600 °C). Polimento mecânico (amostra não atacada). Notar o chumbo na forma de esferas (partículas claras)

- ✓ Dezincificação

No presente trabalho , também foi estudado o fenômeno de dezincificação no latão de corte fácil (amostra 4). Através da obtenção de dados experimentais tais como tempo de recozimento, temperatura e composição média da amostra estudada, foi possível estudar e prever o tamanho da camada dezincada. Os resultados encontram-se na página seguinte.

O gráfico $C1(x)$ (x em cm) é para um tempo $t1$ de 1800 segundos. Considerando o tempo de aquecimento até a temperatura de aproximadamente 850 °C (600 segundos), obtém-se o gráfico $C2(x)$.

Observando-se o primeiro gráfico e comparando com o segundo, pode-se sutilmente notar que para tempos maiores, a camada dezincada aumenta. Também pode-se observar dos gráficos abaixo que a camada dezincada estimada tem por volta de 0,04 cm aproximadamente.

A amostra utilizada para esta experiência foi submetida à microscopia óptica onde pôde-se medir diretamente o tamanho da região dezincada: 0,08 cm. Assim,

o tamanho real é duas vezes maior que o previsto. Isto é resultado da falta de dados na literatura de energia de ativação, e coeficiente de difusão para a composição da amostra 4 e para a temperatura em que a amostra 4 foi submetida a recozimento. Além disto, foi assumido que a dezincificação deste latão segue a mesma fórmula da descarbonetação em aços.

Difusão em cm^2/s , tempo em s, C_s e $C_o = \%Zn/100$ - Amostra extrudada

Dezincificação

$Dif := 45 \cdot 10^{-9}$ Dado da literatura

$t2 := 1800 + 600$ Dado experimental

$t1 := 1800$ Dado experimental

$C_s := 0$ Hipótese

$C_o := 0.3763$ Dado experimental

$$C1(x) := \left[\int_0^x \frac{1}{2\sqrt{Dif \cdot t1}} e^{-\frac{y^2}{4Dif \cdot t1}} dy \right] (C_o - C_s) \cdot \frac{2}{\sqrt{\pi}} + C_s$$

$$C2(x) := \left[\int_0^x \frac{1}{2\sqrt{Dif \cdot t2}} e^{-\frac{y^2}{4Dif \cdot t2}} dy \right] (C_o - C_s) \cdot \frac{2}{\sqrt{\pi}} + C_s$$

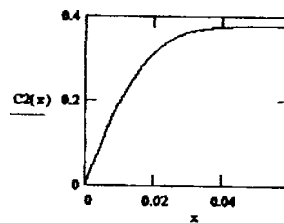
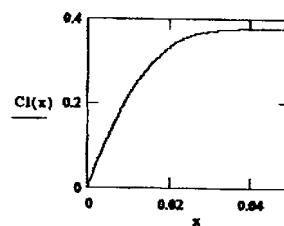


Figura 19 Cálculo da espessura dezincada da amostra extrudada (amostra 4) submetida a recozimento por cerca de 30 minutos a uma temperatura de 850 °C. O gráfico $C1(x)$ não leva em conta o tempo de aquecimento da amostra (estimado em cerca de 10 minutos). Já o gráfico $C2(x)$ leva em conta esta informação.

- ✓ Difração de raios-x

Difratogramas

- Seção transversal
- Notar a maior presença de fase alfa, denotada pelos picos de difração mais altos.

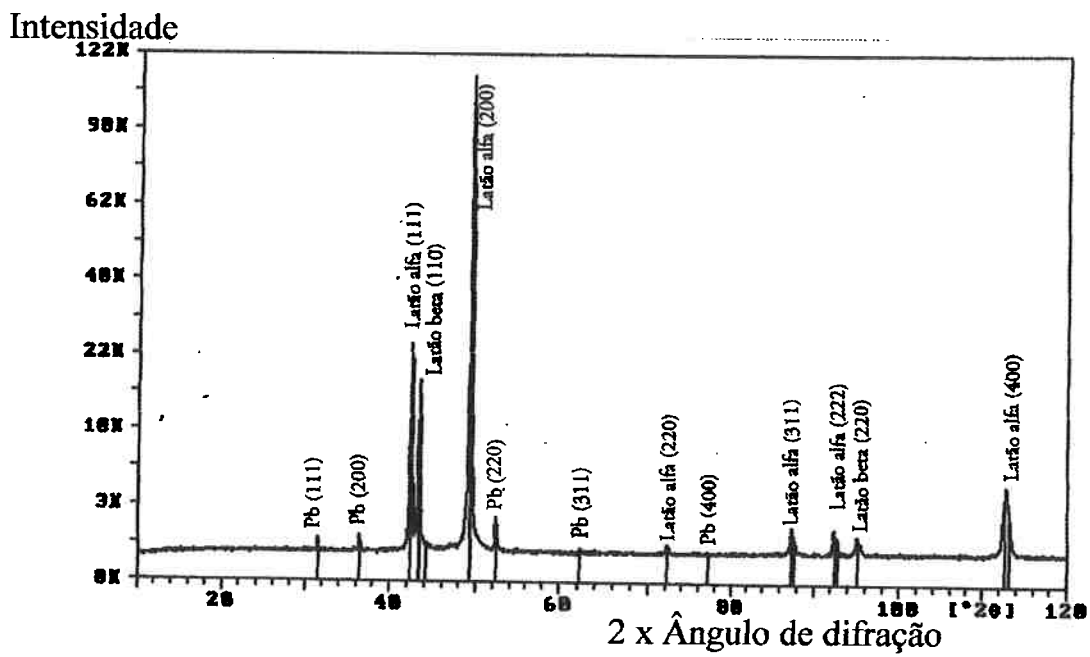


Figura 20 Difratograma da seção transversal da amostra extrudada de latão de corte fácil. Notar os planos entre parênteses

- Seção longitudinal
 - Notar a maior presença da fase alfa, evidenciada pelos picos de difração mais altos.
- No entanto, comparando-se com o difratograma anterior, pode-se ver que a intensidade dos picos das diferentes fases e planos é diferente, podendo refletir a questão da existência de textura no material extrudado

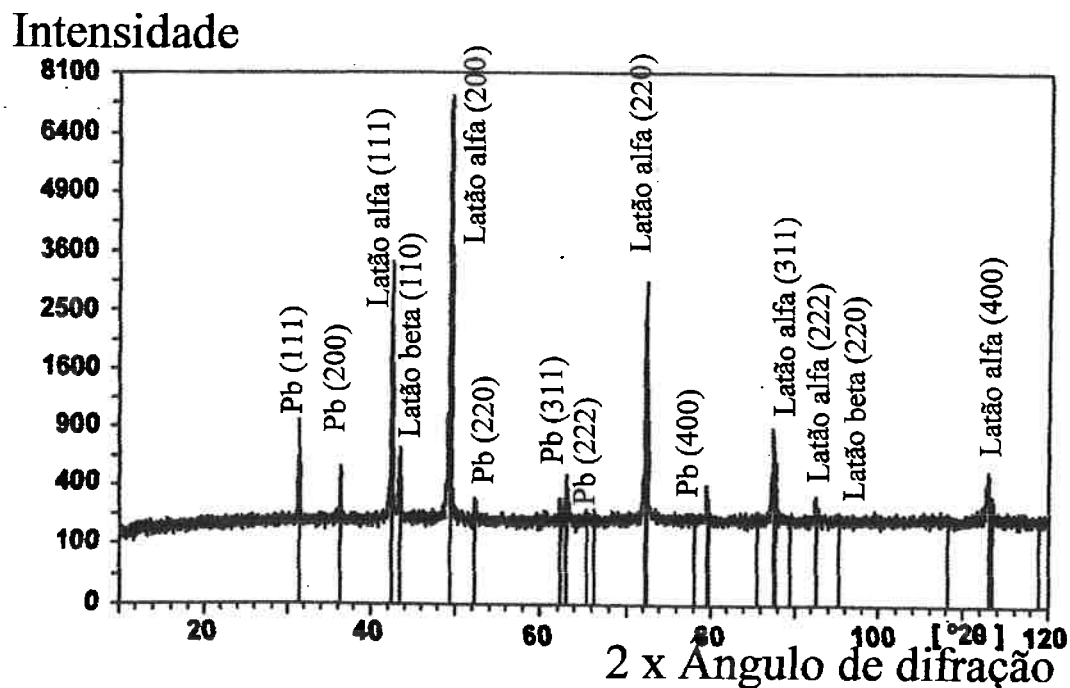


Figura 21 Difratograma da seção longitudinal da amostra extrudada de latão de corte fácil. Notar os planos entre parênteses

- ✓ Parâmetros de rede do latão alfa, beta e chumbo

Através dos difratogramas anteriores, foi possível calcular o parâmetro de rede do latão alfa, beta e chumbo. O cálculo foi derivado das relações abaixo:

$$n\lambda = 2d \sin \theta$$

(Lei de Bragg)

Onde: $n=1$, d =distância interplanar, θ =ângulo de difração.

$$a = d * \sqrt{h^2 + l^2 + k^2}$$

Onde (hkl) é o plano de difração.

Esta relação é válida somente para sistemas cúbicos.

Desta forma, estas duas relações possibilitam a determinação do parâmetro de rede referente a cada plano (hkl) de difração. Tendo determinado os vários parâmetros de rede para os planos identificados (e cada plano com seu respectivo ângulo de difração), extrapola-se o valor do parâmetro de rede para o ângulo de difração zero.

A tabela que se segue mostra os resultados.

Tabela 24 Parâmetro de rede para o latão alfa com comprimento de onda Kalfa1, latão alfa com comprimento de onda Kalfa2, latão beta e chumbo

| hkl- latão α -K α 1 | d(A) | a(A) | cos2 θ |
|-----------------------------------|-------|--------|---------------|
| 111 | 2,134 | 3,6934 | 0,8693 |
| 200 | 1,848 | 3,7001 | 0,8263 |
| 220 | 1,307 | 3,6998 | 0,6526 |
| 311 | 1,114 | 3,6972 | 0,5202 |
| 222 | 1,067 | 3,6963 | 0,4763 |
| 400 | 0,924 | 3,6994 | 0,3029 |

a =3,6998 Å

| hkl - chumbo | d(A) | a(A) | cos2 θ /sin θ |
|--------------|--------|--------|-----------------------------|
| 111 | 2,8582 | 4,9381 | 3,4261 |
| 200 | 2,4753 | 4,9425 | 2,8922 |
| 220 | 1,7503 | 4,9450 | 1,8261 |
| 311 | 1,4927 | 4,9453 | 1,4161 |
| 222 | 1,4291 | | |
| 400 | 1,2377 | 4,9472 | 0,9801 |

a =4,9505 Å

| hkl - latão β | d(A) | a(A) | cos2 θ /sin θ |
|---------------------|-------|--------|-----------------------------|
| 100 | 2,950 | | |
| 110 | 2,086 | 2,9507 | 2,3368 |
| 111 | 1,703 | | |
| 200 | 1,475 | | |
| 210 | 1,319 | | |
| 211 | 1,204 | | |
| 220 | 1,043 | 2,9552 | 0,6174 |

a =2,9568 Å

| hkl - latão α - K α 2 | d(A) | a(A) | cos2 θ |
|-------------------------------------|-------|--------|---------------|
| 111 | 2,134 | 3,6934 | 0,8693 |
| 200 | 1,848 | 3,7001 | 0,8263 |
| 220 | 1,307 | 3,6998 | 0,6526 |
| 311 | 1,114 | 3,6983 | 0,5229 |
| 222 | 1,067 | 3,6975 | 0,4792 |
| 400 | 0,924 | 3,7008 | 0,3068 |

a =3,7006 Å

✓ Análise química qualitativa (Microsonda)

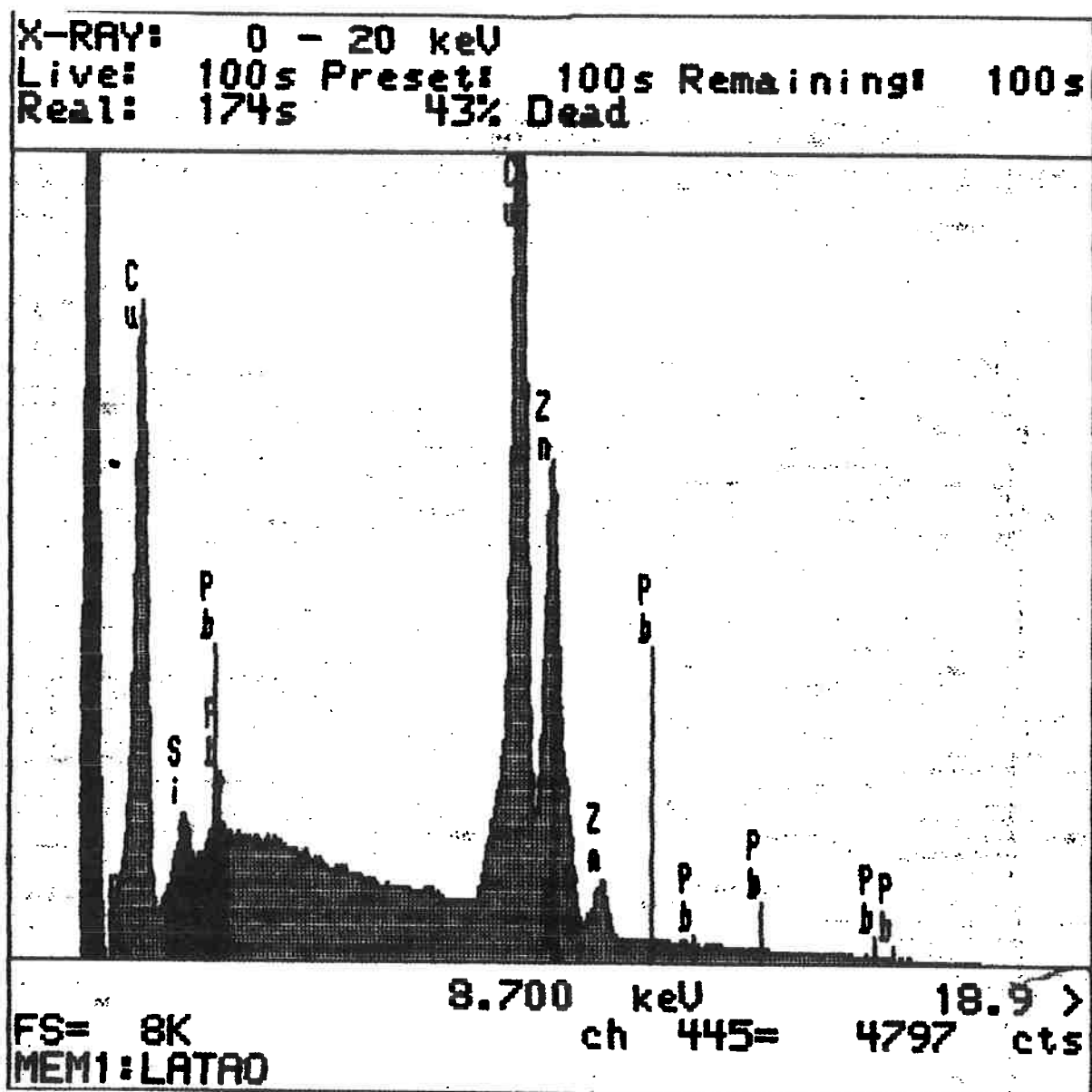


Figura 22 Análise qualitativa da amostra extrudada (temperatura de extrusão aproximada: 600 °C).
 Notar a presença de silício, por causa do detetor.

Amostra 5

✓ Tamanho de grão

Tabela 25 Tamanho de grão da amostra extrudada e recozida por 3 horas a 650 °C

| Amostra 5 | TG (μ) |
|-------------|------------------|
| (Vergalhão) | $25,20 \pm 4,60$ |

O tamanho de grão é cerca de duas vezes maior se comparado à amostra 4. Isto se dá pois com o aumento da temperatura (recozimento) existe um crescimento de grão.

✓ Fração de fase beta

Tabela 26 Fração de fase beta na amostra extrudada recozida por 3 horas a 650 °C

| Amostra 5 | Fase beta (%) |
|-------------|-----------------|
| (Vergalhão) | $7,00 \pm 1,32$ |

A quantidade de fase beta é aproximadamente igual à da amostra 4.

✓ Diâmetro das partículas de chumbo

Tabela 27 Tamanho das partículas de chumbo na amostra extrudada e recozida por 3 horas a 650 °C

| Amostra 5 | ϕ Pb (μ) |
|-------------|---------------------|
| (Vergalhão) | $8,13 \pm 1,63$ |

O diâmetro das partículas de chumbo é aproximadamente 4 vezes maior comparado à amostra 4.

✓ Fração de chumbo

Tabela 27 Fração de fase beta na amostra extrudada e recozida por 3 horas a 650 °C

| Amostra 5 | Vv Pb (%) |
|-------------|-------------|
| (Vergalhão) | 0,91 ± 0,04 |

A fração de chumbo é aproximadamente igual a da amostra 4.

✓ Dureza

Tabela 28 Dureza da amostra extrudada e recozida por 3 horas a 650 °C

| Amostra 5 | Dureza (HRB) |
|-------------|--------------|
| (Vergalhão) | 69,00 ± 1,73 |

A dureza é aproximadamente 10 HRB menor do que a dureza da amostra 4. Isto se dá pois durante o recozimento o grão cresce e ainda o material recupera.

✓ Micrografia

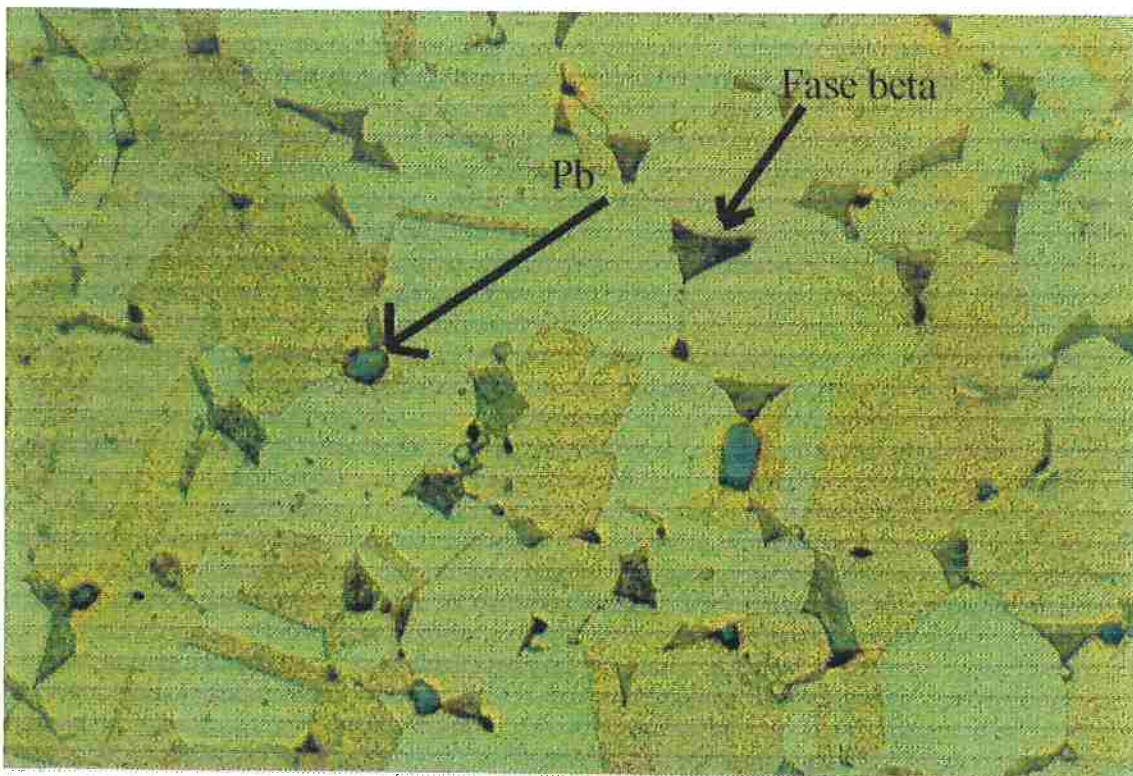


Figura 23 Micrografia da amostra extrudada recozida por 3 horas a 650 °C. Aumento: 850x. Ataque: 5 g de cloreto férrico + 50 ml HCl + 100 ml água

Gráficos comparativos**Amostras 1,2 e 3**

Considerar: Posição 1 = Centro, 2 = meio raio, 3 = periferia do lingote.

➤ Tamanho de grão

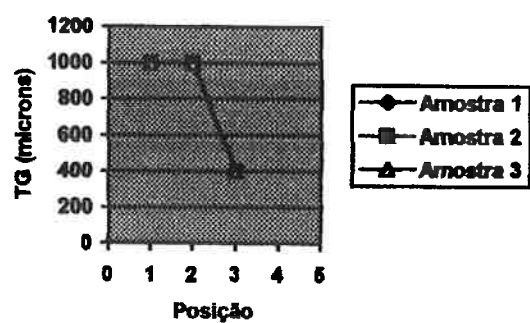


Figura 24 Variação do tamanho de grão entre as amostras 1,2 e 3

➤ Fração de fase beta

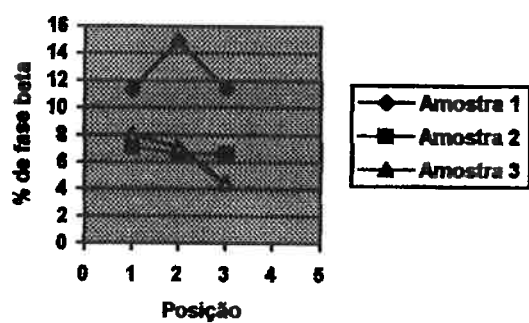


Figura 25 Variação da fração volumétrica de fase beta entre as amostras 1,2 e 3

➤ Diâmetro das partículas de chumbo

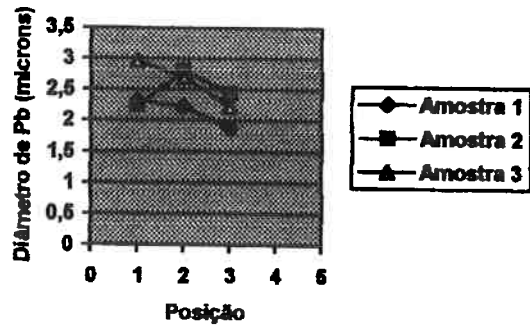


Figura 26 Variação do tamanho das partículas de chumbo entre as amostras 1,2 e 3

➤ Fração de chumbo

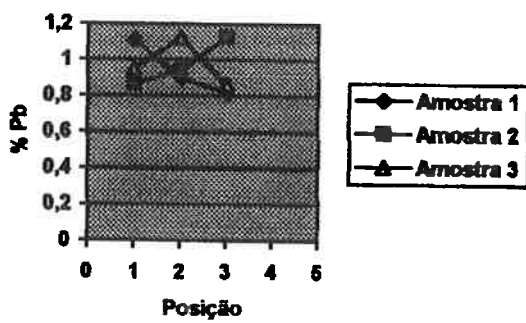


Figura 27 Variação da fração volumétrica de chumbo entre as amostras 1,2 e 3

➤ Dureza

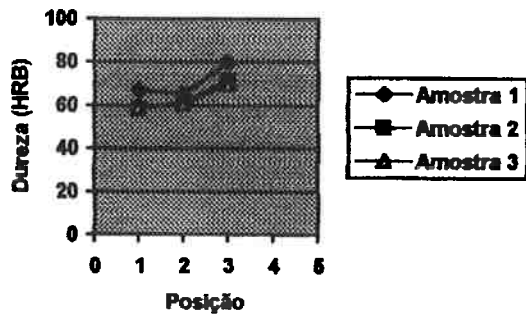


Figura 28 Variação de dureza entres as amostras 1,2 e 3

V) Conclusão

A análise dos resultados permite concluir que:

- 1 A macrografia sugere que a direção da extração de calor do lingote foi radial. Também pode-se concluir que a extração de calor não foi uniforme na peça.
- 2 Em todas as amostras estudadas (com exceção da amostra extrudada e recozida), o tamanho das partículas de chumbo se manteve aproximadamente constante.
- 3 A fração de chumbo nas amostras se manteve aproximadamente constante.
- 4 Aparentemente o tamanho de grão se manteve aproximadamente constante nas amostras 1, 2 e 3 pois o crescimento do grão para as amostras recozidas não foi mensuravelmente grande. Já nas amostras 4 e 5, pôde-se verificar que a amostra extrudada recozida apresentou maior tamanho de grão em relação a amostra 4 (somente extrudada).
- 5 Ao contrário do que se esperava por intermédio do diagrama de equilíbrio do latão, a fração de fase beta diminuiu para as amostras recozidas.
- 6 Como era previsto, as amostras recozidas apresentaram menor dureza. Nas amostras 1, 2 e 3 retiradas da seção do lingote, a periferia do lingote apresentou maior dureza em concordância com a existência de grãos menores nesta região do lingote.
- 7 Também pôde-se constatar que a camada dezincada obtida experimentalmente e por cálculos teóricos estão aproximadas. Assim, pode-se utilizar a fórmula de difusão de decarbonetação com o intuito de se estimar o tamanho da camada dezincada.
- 8 As micrografias denotam que a localização do chumbo se dá nos contornos de grão. A localização do chumbo no contorno de grão é resultado da solidificação dendrítica, onde o chumbo fica nos vazios interdendríticos. Além disso, durante a extensão, o contorno de grão se movimenta (na recristalização dinâmica) e para nas partículas de chumbo. Estas partículas tem formato esférico.
- 9 Os difratogramas referentes à seção transversal e longitudinal da amostra 4 sugere textura do material extrudado.
- 10 O parâmetro de rede do latão alfa (3,6998 Angstrom) é cerca de 1 Angstrom maior que do latão beta (2,9568 Angstrom).

VI) Referências

-
- ¹ S.KUYUCAK and M.SAHO: A REVIEW OF THE MACHINABILITY OF COPPER-BASE ALLOYS.
- ² BRICK, R.M. Structure and properties of alloys. New York, Mc Graw Hill, 1969.
- ³ SHEWMON, P.G. Transformations in alloys. New York, Mc Graw Hill, 1969.
- ⁴ BROOKS, C.R. Heat Treatment, structure and properties of nonferrous alloys. Metals Ohio, ASM, 1982.
- ⁵ BUTTS, A. Copper New York, 1954.
- ⁶ CENTRO BRASILEIRO DE INFORMAÇÃO DE COBRE. COBRE e suas ligas. São Paulo, CEBRACO, 1972.