

LINHAS FINAS PARALELAS CAUSADAS POR PERCUSSÃO NA FASE ϵ DA LIGA Cu-Sb ⁽¹⁾⁽³⁾

MICHIYASU DOI ⁽²⁾

RESUMO

Em trabalho anterior¹ o Autor sugeriu a possibilidade de maclação na fase ϵ da liga Cu-Sb.

No presente trabalho tentou o Autor provar essa predição por microscopia ótica. Embora nenhuma conclusão definitiva pudesse ter sido obtida, em virtude de diversas dificuldades encontradas, foram observadas algumas interessantes linhas finas paralelas decorrentes de percussão de amostra polida.

1. INTRODUÇÃO

O autor ¹ sugeriu anteriormente, baseado em considerações geométricas, que provavelmente ocorreria um modo de maclação na fase ϵ da liga Cu-Sb.

Como será discutido mais adiante, essa liga tem um arranjo atômico ordenado completo em tôdas as temperaturas, embora o cisalhamento da maclação suposta ¹ seja consideravelmente menor do que o de ligas cúbicas ordenadas de corpo centrado, como por exemplo, Fe₃Al ordenada. Seria então de se esperar que tal maclação pudesse ocorrer em condições experimentais adequadas, mesmo que seja necessário um rearranjo atômico no processo de maclação.

Neste trabalho tenta a autor determinar a macla prevista.

2. PREPARAÇÃO DA LIGA

O diagrama de equilíbrio do sistema Cu-Sb (fig. 1) mostra que a fase ϵ existe somente abaixo de 462°C e na faixa de composições de 30% a 32% Sb em pêso ².

(1) Contribuição Técnica n.º 440. Apresentada ao XVI Congresso Anual da ABM; Pôrto Alegre, 24 a 29 de julho de 1961.

(2) Membro da ABM; Seccção de Físico-Química Metalúrgica, Instituto de Pesquisas Tecnológicas; São Paulo, SP.

(3) A Associação Brasileira de Metais deseja receber discussões sobre este trabalho. As discussões deverão ser apresentadas preferivelmente durante a discussão do trabalho.

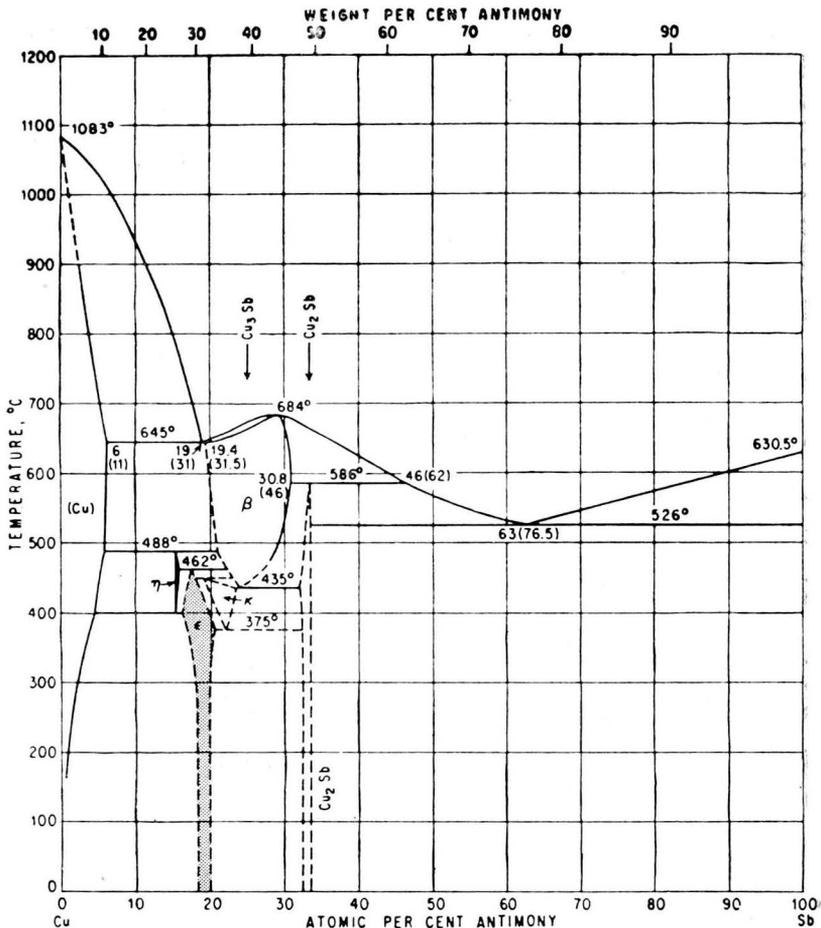


Fig. 1 — Diagrama de equilíbrio do sistema Cu-Sb. (M. Hansen e K. Anderko).

A liga Cu-31,51% Sb foi coquilhada em lingoteira de ferro de 14 mm de diâmetro e foi preparada a partir de cobre eletrolítico e de antimônio de alta pureza. A composição da liga obtida foi determinada por análise, realizada pela Secção de Análises de Produtos Metalúrgicos do IPT.

O lingote obtido foi homogeneizado a 468°C durante 25 horas, e depois aquecido durante 279 horas à temperatura de 390°C, seguido de resfriamento no forno, em conformidade com o método de Osawa e Shibata³. Por meio de exame microscópico ótico e por análise de raios X³ foi verificado que a liga homogeneizada era constituída quase exclusivamente pela fase ε.

3. PREPARO DA AMOSTRA E OBSERVAÇÃO DAS LINHAS

Da amostra homogeneizada foram obtidos alguns espécimes (14 mm de diâmetro e 10 mm de comprimento). Foram estes em seguida polidos mecânicamente, e, em seguida, submetidos a polimento eletrolítico em eletrólito de HNO_3 (250 cm^3) e CH_3COOH (500 cm^3), utilizando-se a densidade de corrente de 120 A/ dm^2 em superfície de 7,9 mm de diâmetro (5/16"). Os espécimes eletro-polidos foram emergidos em nitrogênio líquido e percutidos por penetrador de diamante, do tipo utilizado para a determinação de dureza Vickers.

Para localizar quaisquer relevos superficiais causados pela percussão, os lados da impressão foram observados em primeiro lugar por microscópio ótico, sem que se houvesse feito novo polimento ou novo ataque químico.



Fig. 2 — Linhas finas paralelas num grão da fase ϵ da liga Cu — 31,51% Sb. Eletro-polido por HNO_3 (1) + CH_3COOH (2) e percutido em nitrogênio líquido. Aumento: $\times 2000$.

A figura 2 é uma fotomicrografia da região deformada próxima da impressão causada pela percussão. Observa-se o aparecimento de linhas finas paralelas dentro de um grão. A observação cuidadosa por meio de luz oblíqua e sob aumento de 2.000 vezes revelou que estas linhas não apresentavam a estru-

tura em escada característica das linhas de escorregamento, mas que se assemelhavam aos cordões em relêvo característicos das maclas.

Além disso, essas linhas não desapareceram depois de polimento e de ataque químico. Parece conseqüentemente que as linhas da figura 2 têm alguns característicos de macla. Entretanto, somente pelas observações microscópicas não se pode concluir decisivamente que tais linhas sejam maclas reais.

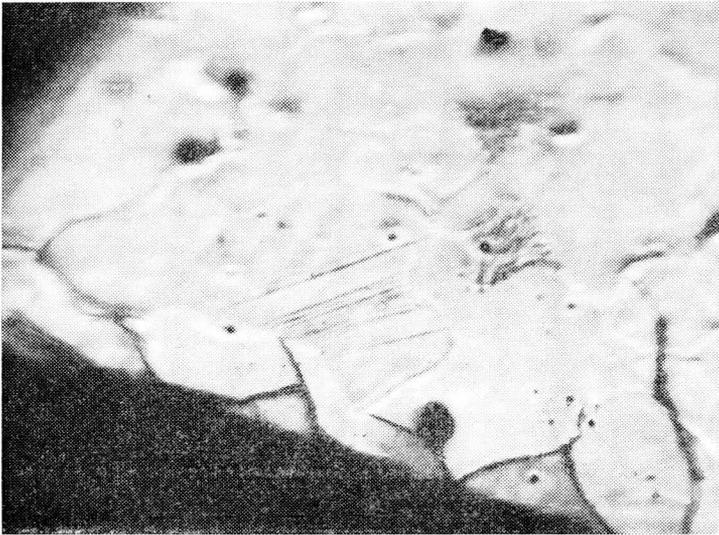


Figura 3 — Linhas paralelas de escorregamento num grão da fase ϵ da liga Cu — 31,51%. Eletro-polido e percutido em nitrogênio líquido. Aumento: $\times 1000$.

A figura 3 mostra outras linhas finas paralelas de escorregamento dentro de um grão, as quais desapareceram durante o polimento e ataque químico.

4. DISCUSSÃO E CONCLUSÕES

É sabido que a estrutura de grãos grandes em geral facilita a maclação, e que a maclação ocorre mais facilmente em monocristais do que em policristais. Quando diminui o diâmetro do monocristal de cádmio a 0,1 mm, a tensão crítica de cisalhamento para a maclação aumenta de nove vezes, enquanto que a tensão crítica para o escorregamento só aumenta de duas vezes.

Para diâmetros superiores a cerca de 1 mm, as tensões relativas parecem permanecer constantes⁴. Por isso, é desejável que o policristal preparado deve conter grãos grandes, os maiores de cerca de 1 mm, a fim de se facilitar a maclação.

Como a fase ϵ da liga Cu-Sb envolve ligação que em parte é covalente⁵, é provável que a força necessária para mover uma discordância nesse cristal, isto é, a força de quase Peierls-Nabarro, será muito maior do que em ligas não ordenadas de ligação puramente metálica. Segue-se assim que a tensão crítica de cisalhamento para a maclação será maior na liga Cu-Sb do que em metais de reticulado hexagonal compacto desordenado e assim a macla prevista para se formar no primeiro cristal será mais estreita do que no segundo.

No presente trabalho não pôde o autor conseguir espécimes de grãos grandes pelo recozimento prolongado pelas seguintes razões: 1) o método de resfriamento lento da liga a partir do estado fundido não é exequível para se obter o monocristal, como se pode deduzir da figura 1; e 2) o método de encruamento seguido de recozimento não é aplicável no caso, pelo fato de, sendo muito quebradiça a liga, não permitir deformações prévias.

Conforme sugeriu o autor no trabalho anterior¹, a macla prevista será formada raramente na fase ϵ da liga Cu-Sb, de maneira que tal maclação ocorre somente num único plano da família $\{ \bar{1}210 \}_\epsilon$ dentro de um dado grão, cuja variante ativa depende do esforço externo aplicado. Esta sugestão parece coincidir com o fato de que tôdas as linhas finas paralelas evidenciadas na figura 2 são orientadas numa direção dentro de um grão, ao contrário das maclas formadas em metais de simetria mais alta.

As considerações feitas indicam que é muito difícil formar macla no espécime utilizado no presente trabalho.

Como se descreveu no parágrafo precedente, as linhas finas paralelas da figura 2 apareceram como linhas muito finas paralelas depois do polimento e ataque químico. Por outro lado, as linhas de escorregamento ("strain markings") assim chamadas também não desapareceram pelo mesmo procedimento. As linhas de escorregamento são formadas paralelamente ao plano ativo de cisalhamento, plano no qual são causadas por não-conformidade atômica, ou possivelmente por fragmentação ou por outras mudanças atômicas localizadas.

Se ocorrer qualquer rearranjo atômico durante a maclação prevista na fase ϵ da liga Cu-Sb, provavelmente seria produzida alguma sub-estrutura, isto é, estrutura escorregada, dentro da região da macla, para aliviar as tensões causadas pelo rearranjo

atômico, como se observou em cristais de martensita. Conseqüentemente, será importante decidir se as linhas observadas são paralelas ao traço do plano de maclação ou do plano de escorregamento na liga Cu-Sb, e a sub-estrutura da linha será menos significativa para o presente fim. Infelizmente, não pôde o autor solucionar essa dúvida, porque o espécime utilizado, contendo grãos muito pequenos, não permitiu a análise pelos raios X. Resumindo, é necessário que se venha a preparar espécime de grãos grandes para completar o presente trabalho, não se tendo podido concluir que a maclação prevista de fato ocorra na fase ϵ da liga Cu-Sb.

*

AGRADECIMENTOS

O Autor deseja exprimir seu reconhecimento ao Prof. Tharcisio Damy de Souza Santos, pela preparação dos lingotes da liga Cu-Sb e ao Eng. Vicente Mazzarella, pelas fotomicrografias obtidas.

BIBLIOGRAFIA

1. DOI, M. — J. Phys. Soc. Japan, 15 (1960), pág. 849; "ABM-Boletim", vol. 17 (1961), pág. 187.
2. MURAKAMI, T. e SHIBATA, N. — Sci. Repts. Tohoku Imp. Univ., 27 (1938), pág. 459.
3. OSAWA, A. e SHIBATA, N. — *ibid.*, 28 (1939), pág. 1.
4. YAKOVLEVA, E. S. e YAKUTOVICH, M. V. — J. Exp. Theor. Phys., 10 (1950), pág. 1146.
5. BOETTCHER, A. e THUN, R. — Zeit. anorg. Chem., 283 (1956), pág. 26.