

# Transformações Microestruturais na Soldagem TIG de uma Liga Fe-Al-Mn

AUGUSTO JOSÉ DE ALMEIDA BUSCHINELLI<sup>(1)</sup>  
JAIR CARLOS DUTRA<sup>(2)</sup>  
WOLFGANG MAY<sup>(3)</sup>

São apresentados estudos iniciais sobre a soldabilidade de um aço essencialmente austenítico contendo altos teores de alumínio e manganês. Ensaios de soldagem TIG em chapas laminadas a frio revelaram a transformação da ferrita  $\delta$  e conseqüente fragilização da zona afetada pelo calor (ZAC). Foi verificada e discutida a possibilidade de evitar esta fragilização pelo prévio tratamento térmico das chapas encruadas através da homogeneização a 1000°C e têmpera em água.

## INTRODUÇÃO

Desde longa data existe o interesse de desenvolvimento de uma nova classe de aços inoxidáveis, tendo o alumínio e manganês como principais elementos de liga<sup>(1-3)</sup>. No início da década de 60 Schmatz<sup>(4)</sup> indicava como promissora a liga 8% Al-30% Mn-1% C-1,5% Si, onde os elementos de liga foram balanceados para a obtenção de resistência à corrosão e estrutura essencialmente austenítica, com boas propriedades mecânicas.

Trabalhos mais recentes demonstram que a questão ainda é atual<sup>(5,6)</sup>. Na URSS, após estudo sistemático<sup>(7-9)</sup> de vasto espectro de composições, foi otimizada a liga 29% Mn-9% Al-0,9% C. No Brasil está em andamento, desde o início de 1980, um amplo programa para o estudo desses aços, executado de forma cooperativa por pesquisadores de várias Universidades, com a participação e coordenação do Centro Tecnológico de Minas Gerais — CETEC.

Particularmente a UFSC está envolvida na investigação da soldabilidade enfocando resultados iniciais sobre transformações microestruturais ocorridas durante a soldagem TIG e sua influência sobre as propriedades mecânicas de uma liga Fe-Al-Mn.

## 2. MATERIAIS E MÉTODOS

A liga utilizada neste trabalho, de composição nominal em peso igual a 36,0% Mn, 7,50% Al e 0,12% C (balanço Fe), foi elaborada pelo CETEC. A fusão em laboratório, em forno de indução com cadinho de revestimento de alumina, limitou o lingote a 50 mm de diâmetro e 200 mm de altura. O lingote foi homogeneizado por 24 h a 1000°C e temperado em água. Chapas com as dimensões de 3 x 36 x 200 mm foram produzidas no Departamento de Metalurgia da UFMG, por forjamento a temperatura de 1000 ± 200°C e com posterior laminação a frio. Para a soldagem as chapas foram cortadas em duas partes de igual comprimento, com o intuito de se executar, comparativamente, ensaios em

CC<sup>-</sup> e CA. Um lote de chapas foi previamente homogeneizado a 1000°C por 2 h e temperado em água.

Os ensaios de soldagem TIG foram feitos no LABSOLDA/UFSC. Foi escolhido o processo TIG pelo fato de o eletrodo ser virtualmente inconsumível, contornando-se o problema da inexistência, no mercado, de consumíveis compatíveis com esta nova liga. As juntas foram em "I", com frestas zero. Com o objetivo de manter boa reprodutibilidade optou-se pela soldagem automática, com o eletrodo disposto a 90° com as chapas.

De início verificou-se que na soldagem da liga de Fe-Al-Mn em corrente contínua e polaridade direta (CC<sup>-</sup>) havia dificuldade de remoção de uma película oxidada, de alto ponto de fusão, observada visualmente sobre a poça líquida. A soldagem em corrente alternada permitiu melhor efeito da limpeza da camada oxidada. Em contraposição, a instabilidade do arco voltáico provocou nesse caso uma solda com fator de forma interna (largura/penetração) muito elevado e, em conseqüência, uma peça com grande deformação angular.

Sob esse aspecto melhores resultados — penetração total e menor deformação angular — foram alcançados em corrente contínua. Desse modo, apesar dos procedimentos de soldagem não terem sido otimizados, conduziu-se as experiências no âmbito deste trabalho apenas com CC<sup>-</sup>, com a finalidade de comparar a soldabilidade de chapas encruadas e homogeneizadas.

Os parâmetros de soldagem foram: 105-110 A, 14-16 V, velocidade da solda de 20 cm/min e comprimento de cordão igual a 75 cm.

O ciclo térmico durante a soldagem foi registrado por dois termopares, adaptados em furos de 1,0 mm de diâmetro e 1,5 mm de profundidade, a 4 e 6 mm do centro de união das chapas. Os corpos-de-prova para os ensaios de tração foram retirados segundo o esquema da figura 1. As pequenas dimensões das chapas impediu que os mesmos tivessem dimensões padronizadas.

Na análise da distribuição dos elementos de liga foi usada uma microsonda eletrônica de 5 A e 20 kV, com cristais KAP e LiF, com  $\phi = 1 \mu\text{m}$  e velocidade = 5  $\mu\text{m}/\text{min}$ .

## 3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

### Exame metalográfico

As chapas encruadas da liga Fe-Al-Mn com a composição estudada não mostraram estrutura totalmente austenítica, distinguindo-se na figura 2 a característica da forma alongada pela laminação a frio, dos grãos de ferrita  $\delta$ .

Contribuição Técnica nº 1653. Apresentada ao XXXVI Congresso Anual da ABM; Recife PE; julho de 1981.

(1) Membro da ABM. Engenheiro Metalurgista e Doutor em Engenharia; Prof. Adjunto da UFSC; Florianópolis SC.  
(2) Membro da ABM. Engenheiro Mecânico e Mestre em Engenharia; Prof. Assistente da UFSC; Florianópolis SC.  
(3) Físico; Dr. rer. nat.; Professor Visitante da UFSC; Florianópolis SC.



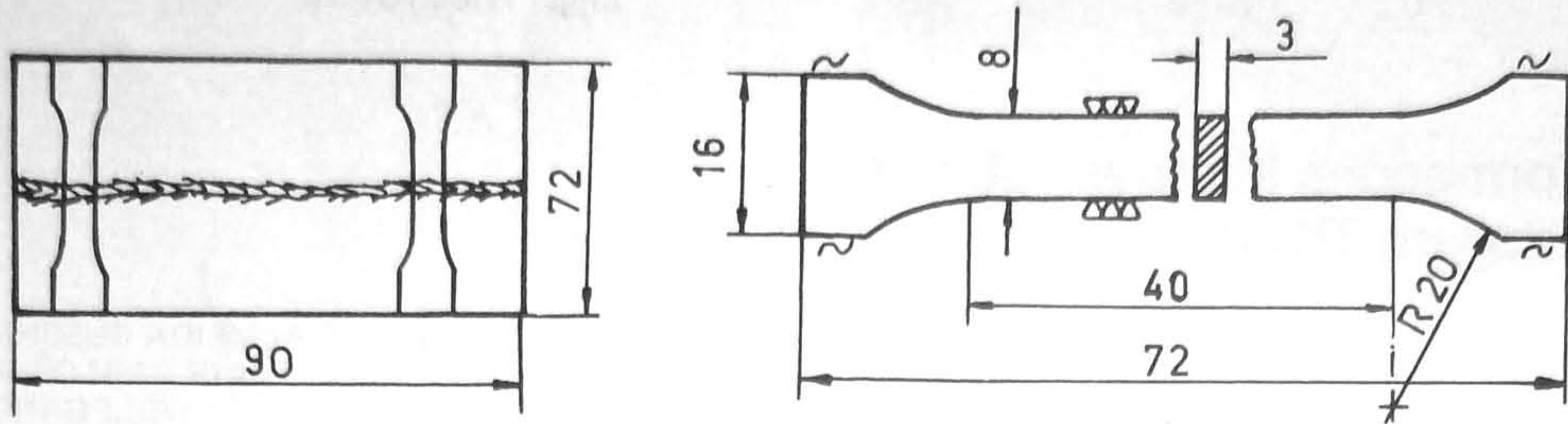


Fig. 1 - Corpos-de-prova para ensaios de tração.

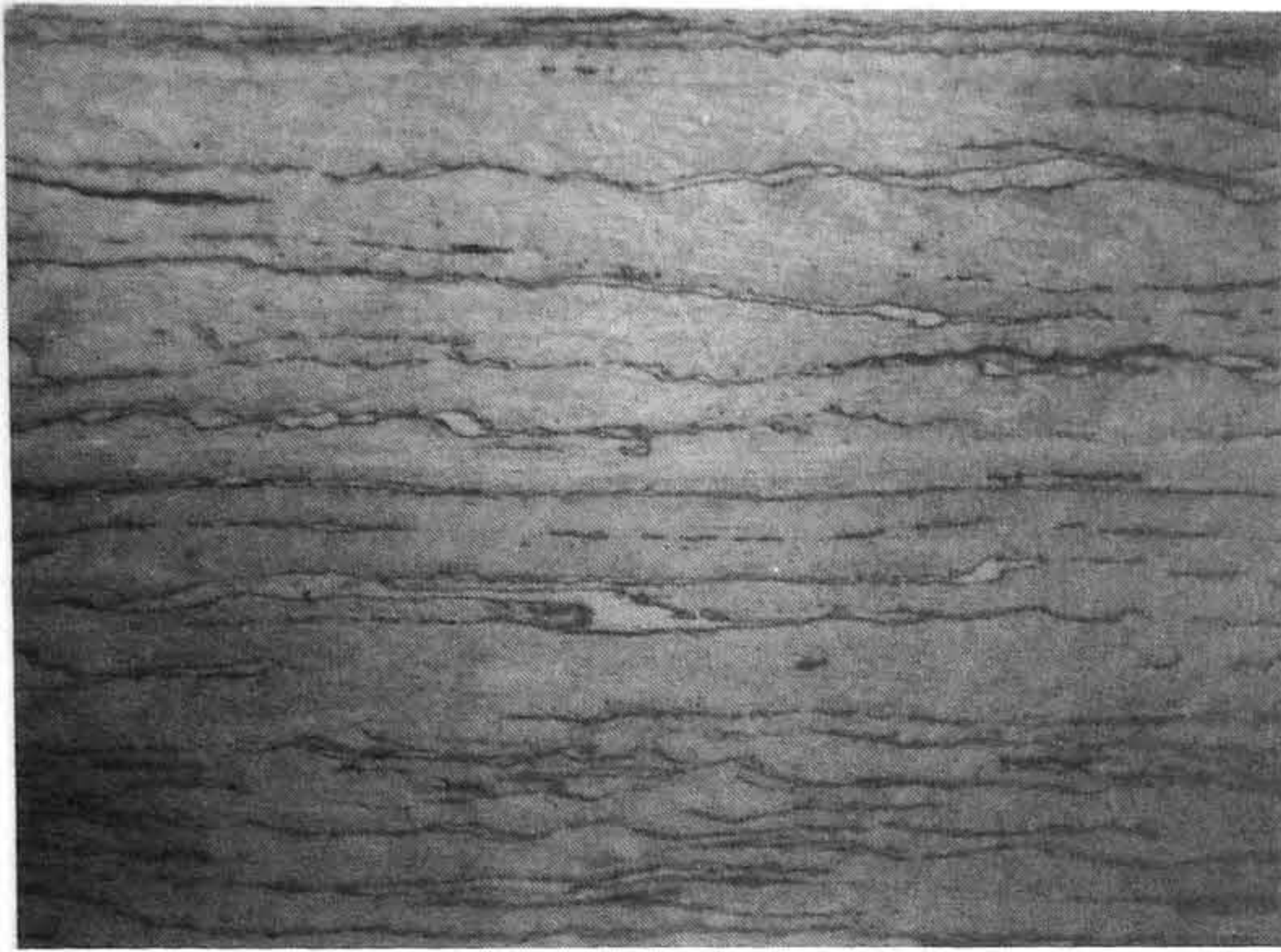


Fig. 2 - Microestrutura de liga Fe-Al-Mn encruada. Grãos alongados de ferrita. Vilella, 400 X.

A soldagem TIG deste material provoca, na zona afetada pelo calor (ZAC), a transformação da ferrita  $\delta$ . A seção transversal, bem como aspectos característicos da microestrutura das diferentes regiões da solda de chapas encruadas, são mostradas nas figuras 3 e 4.

A transformação microestrutural mais significativa foi observada numa faixa aproximadamente de 5 a 9 mm da linha de união da junta (Fig. 3), onde houve formação de nova fase de morfologia lamelar sobre a região originalmente ferrítica (Fig. 5).

Por outro lado o exame metalográfico das soldas de chapas previamente homogeneizadas não revelou este tipo de transformação da ferrita  $\delta$ . Na ZAC permanecem inalteradas a típica morfologia dos grãos austeníticos e a fração de ferrita  $\delta$ ; neste caso, reduzida pela prévia homogeneização a 1000°C, por 2 h (Fig. 6).

#### Ensaio de tração

Ensaio de tração revelaram, apesar da limitação imposta pelo reduzido número de corpos-de-prova, que a sol-

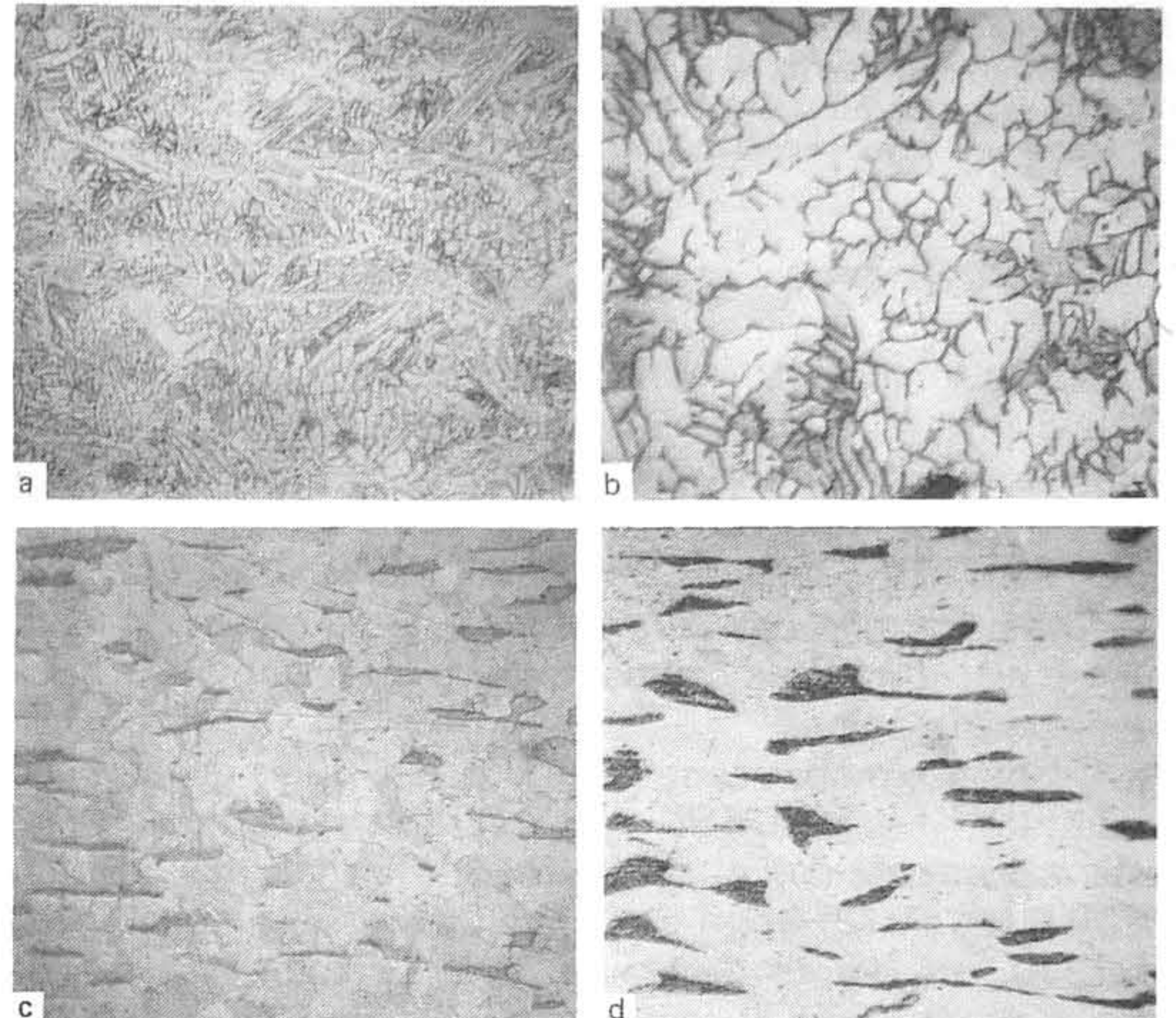


Fig. 4 - a) Detalhe da zona fundida mostrando microestrutura duplex de austenita e ferrita  $\delta$ ; região 1 da figura 3; 100 X. b) Rede de ferrita  $\delta$  vermicular sobre matriz austenítica na linha de fusão; região 2 da figura 3; 400 X. c) Estrutura austenítica recristalizada na ZAC e grãos de ferrita  $\delta$ ; região 3 da figura 3; 400 X. d) Precipitação sobre grãos de ferrita  $\delta$  na ZAC; região 4 da figura 3; 400 X. Vilella.

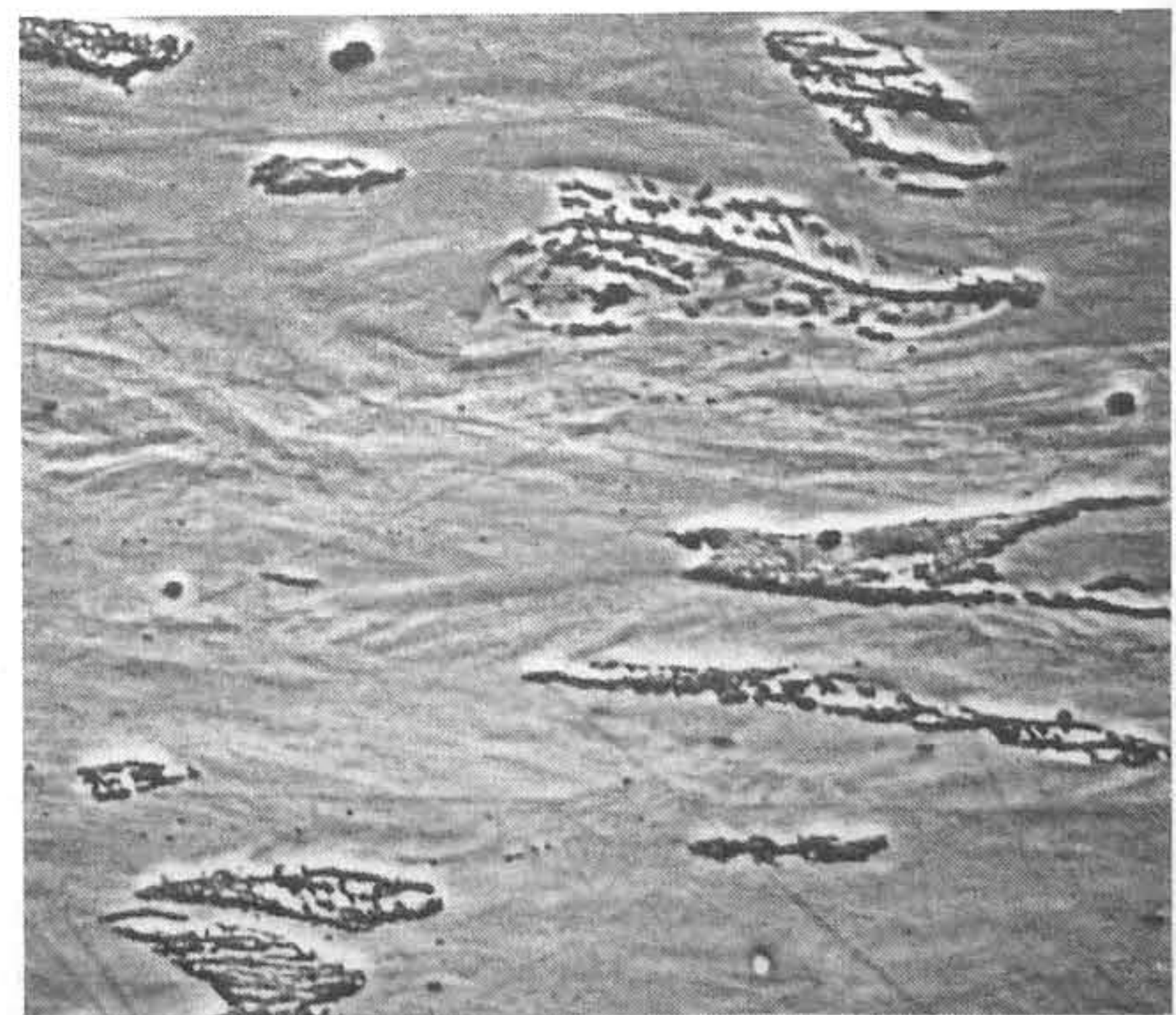


Fig. 5 - Micrografia de MEV mostrando precipitação de morfologia lamelar; 700 X.

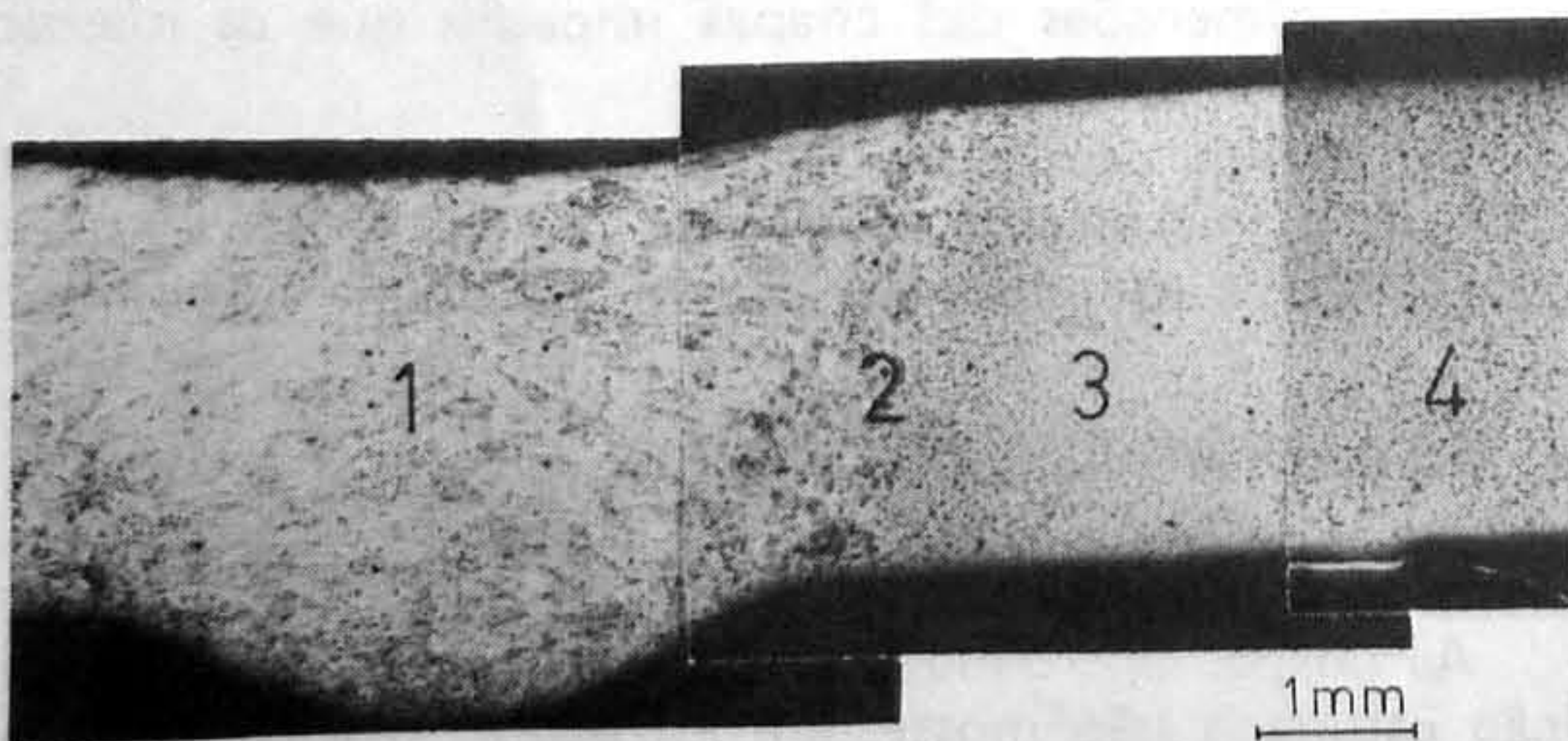


Fig. 3 - Seção transversal de solda TIG da liga Fe-Al-Mn encruada. Vilella, 16 X.

dagem TIG promove alterações significativas nas propriedades mecânicas da liga em estudo. No ensaio de corpos-de-prova da chapa soldada no estado encruado, a fratura ocorreu na ZAC, na região onde se observou a transformação da ferrita  $\delta$ , para um limite de resistência ( $\sigma_r$ ) e ductilidade bastante inferiores aos valores característicos do mate-



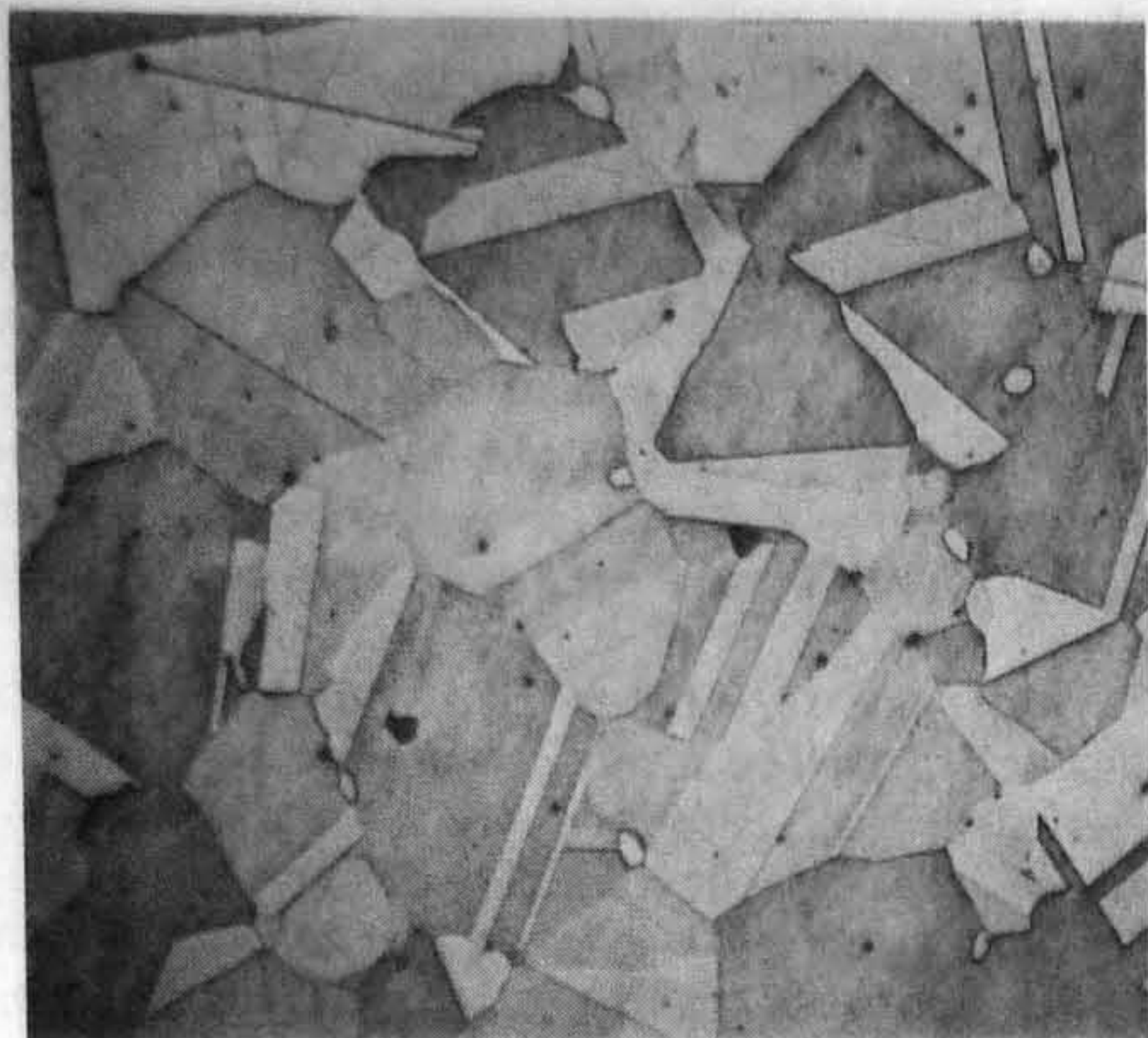


Fig. 6 — Detalha da ZAC de liga Fe-Al-Mn homogeneizada. Austenita, ferrita e inclusões de alumina. Vilella, 400 X.

rial base da liga Fe-Al-Mn (Tabela I). Este material base apresentou, no estado encruado,  $\sigma_r = 1180$  MPa e  $\epsilon = 13,6\%$  para um corpo-de-prova retirado no sentido perpendicular à laminação. Após homogeneização a  $1000^\circ\text{C}$  por 4 h e têmpera em água foi medido  $\sigma_r = 1000$  MPa<sup>(10)</sup>.

Os ensaios de tração referentes às chapas soldadas após o tratamento de homogeneização ficaram prejudicados pela ocorrência de defeito de falta de penetração nas soldas obtidas.

TABELA I — Resultados de ensaio de tração em chapas encruadas, soldadas pelo processo TIG, de liga Fe-Al-Mn.

Corpo-de-prova	Limite de resistência (MPa)	Alongamento (%)	Estricção (%) (fratura)	Estricção (%) (zona recristalizada)
1	590	2,8	6,0	10,2
2	610	4,0	8,0	15,6

As figuras 7 e 8 revelam aspecto dúctil da fratura do metal base da liga Fe-Al-Mn encruada, bem como fragilização do mesmo material devido a soldagem. A figura 8 sugere que, nesse caso, a fratura foi provocada pela perda de coesão entre a matriz austenítica e a estrutura frágil formada a partir da ferrita  $\delta$ .

Medidas de microdureza sobre a região ferrítica transformada na soldagem TIG forneceram valores da ordem de 435 HV (carga de

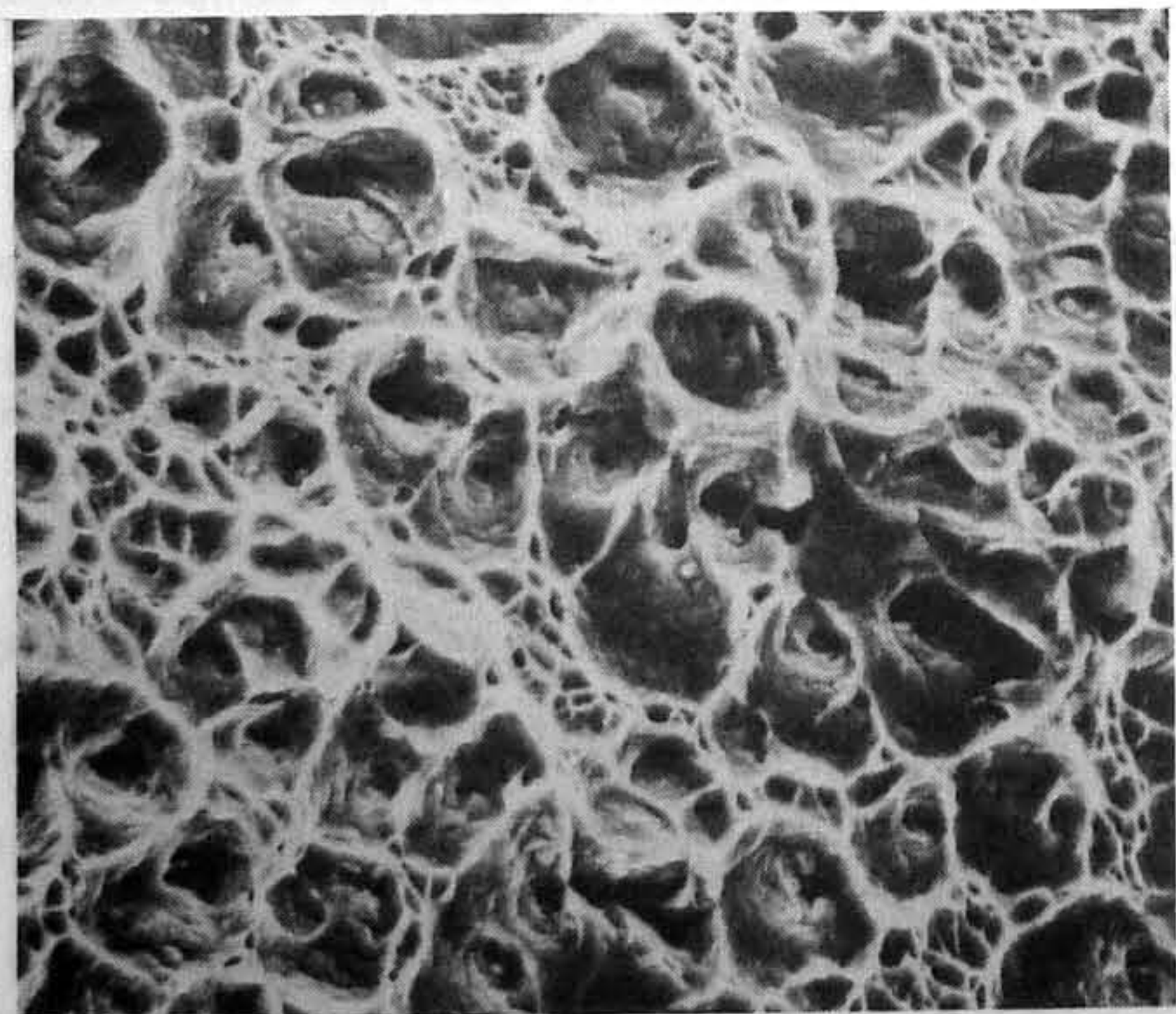


Fig. 7 — Micrografia de MEV mostrando fratura dúctil por coalescência de microcavidades em liga Fe-Al-Mn encruada. 500 X.

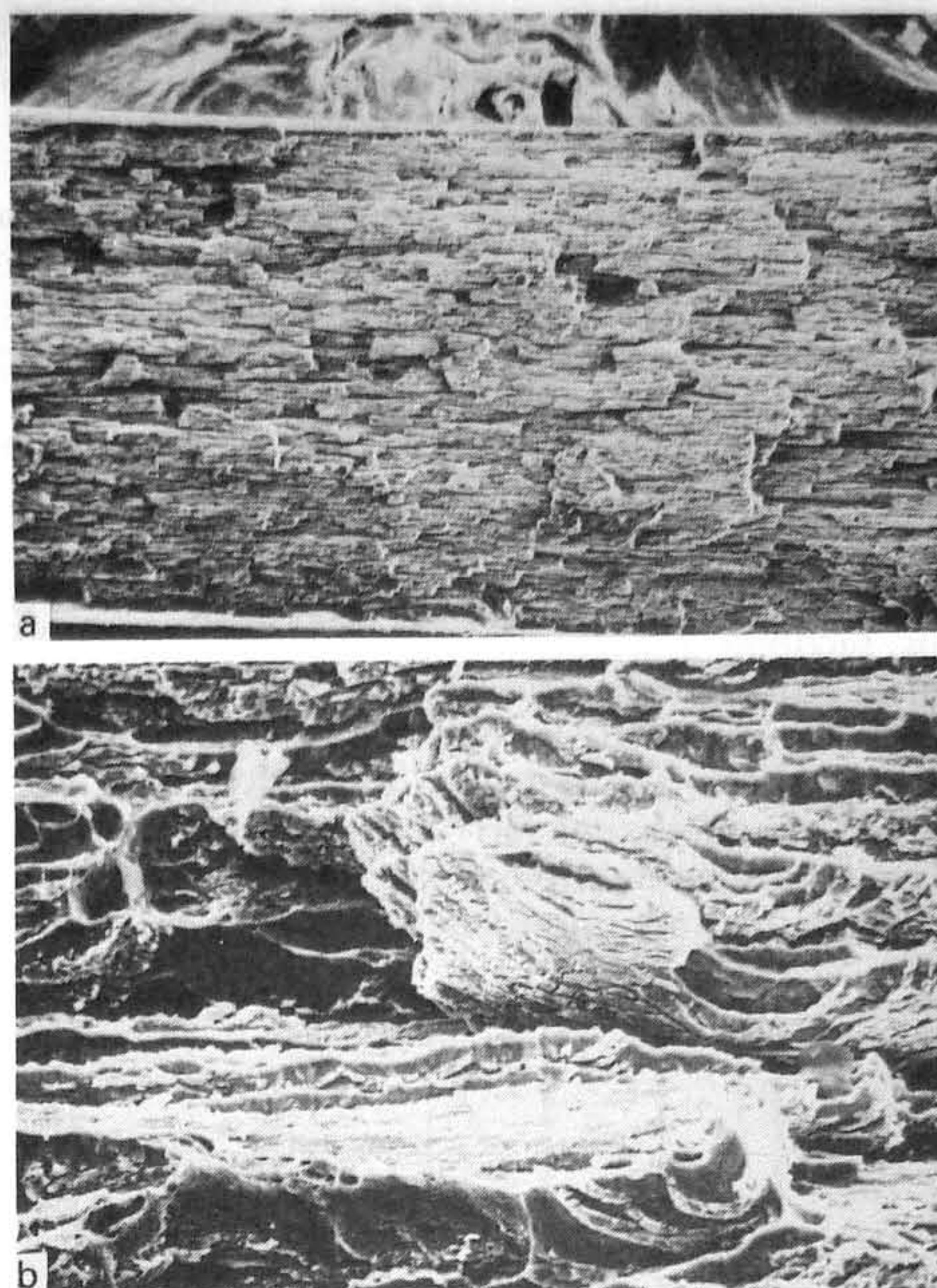


Fig. 8 — Micrografia de MEV após ensaio de tração de liga Fe-Al-Mn encruada soldada pelo processo TIG. a) 20 X; b) 400 X.

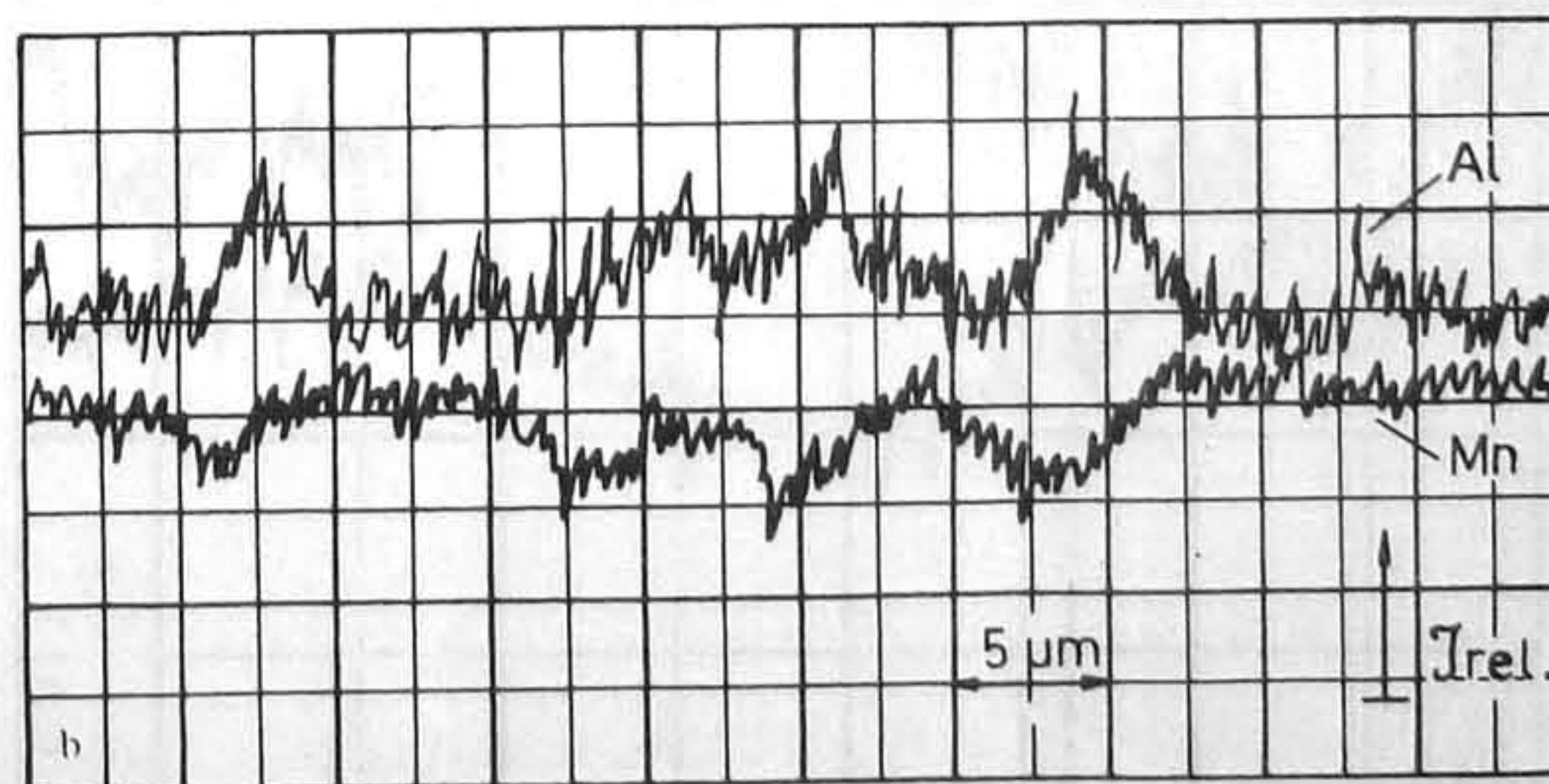
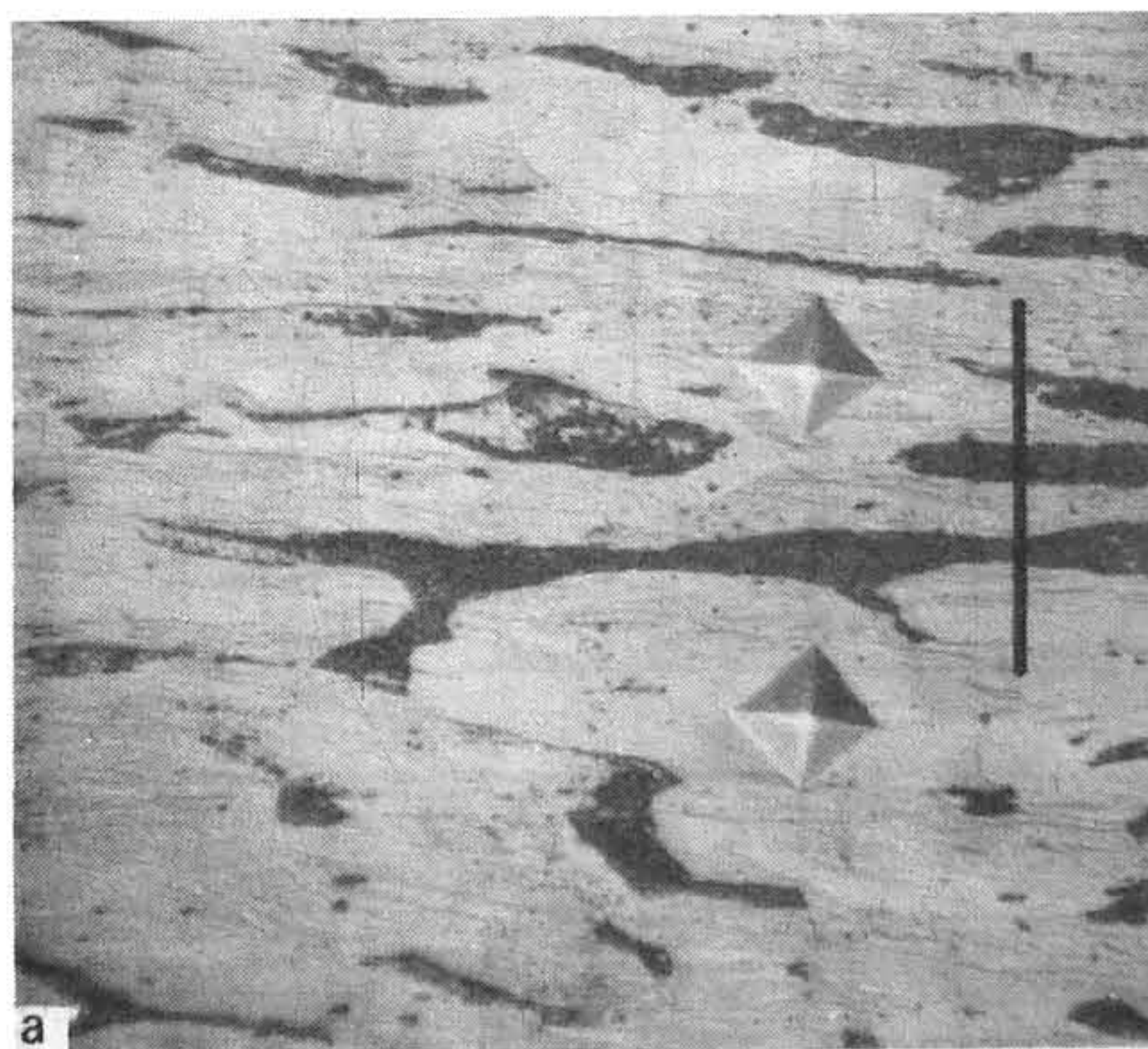


Fig. 9 — a) Traço de microsonda sobre a região ferrítica transformada na soldagem TIG; região 4 da figura 3. b) Diagrama de intensidade do alumínio e manganês na região de transformação da fase ferrítica. Soldagem TIG.



15 g), enquanto que a ferrita e a austenita apresentaram, originalmente, dureza da ordem de 320 a 350 HV.

#### Microanálise da distribuição dos elementos de liga

A microanálise química da região da ZAC onde houve intensa reação sobre os grãos de ferrita  $\delta$  (Fig. 9a) revelou que a área transformada é relativamente à matriz austenítica, mais rica em alumínio e pobre em manganês (Fig. 9b). Deduz-se daí que no caso presente não se forma a mesma fase intermetálica, com estrutura do tipo  $\beta$ -manganês, identificada por Schmatz<sup>(11)</sup> em ligas com composições similares às aqui estudadas. Para tanto a transformação de fase deveria ser acompanhada de um enriquecimento de manganês pois, segundo o diagrama ternário (760°C) apresentado por aquele autor, a fase  $\beta$ -manganês contém um teor mínimo deste elemento (40%), superior ao da liga em estudo.

Por outro lado a informação obtida com o emprego da microsonda, de que a zona ferrítica transformada é relativamente mais rica em alumínio, sustenta a hipótese de que a formação de uma fase intermetálica do tipo  $Fe_3Al$  seja res-

ponsável pela fragilização do material. Esta é a suposição de pesquisadores<sup>(12)</sup> que, estudando o fenômeno da precipitação em amostras homogêneas da mesma liga Fe-Al-Mn utilizada neste trabalho, observaram, a partir dos contornos austenita-ferrita, o aparecimento de lamelas alternadas, provavelmente um carboneto e uma fase morfológicamente igual à ferrita, porém frágil.

Com respeito à distribuição dos elementos de liga entre a austenita e a ferrita o exame com a microsonda revelou que esta última é rica em alumínio e pobre em manganês.

Conforme mostra a figura 10, a homogeneização após laminação a frio parece reduzir a concentração de alumínio da fase ferrítica. Este seria um fator adicional — além do alívio de tensões e da redução dos contornos de grão, devido à parcial esferoidização da ferrita pelo tratamento a 1000°C, responsável pela estabilização desta fase, conforme notado na soldagem de chapas homogêneas.

Entretanto, a transformação em amostras homogêneas foi observada após 2 min de tratamento isotérmico a 600°C<sup>(11)</sup>. Comparativamente, segundo o registro do ciclo térmico, durante a soldagem TIG o tempo de exposição à temperaturas entre 500 e 800°C foi da ordem de apenas 30 s. Isso demonstra que o efeito positivo da homogeneização certamente não atenderá a todos os casos.

#### 4. CONCLUSÕES

Na soldagem TIG de chapas da liga de Fe-Al-Mn, laminadas a frio, ocorre a transformação da ferrita  $\delta$  na zona afetada pelo calor, dando origem a uma fase intermetálica, ou carbútica, responsável pela fragilização do material.

É possível suprimir-se a transformação da ferrita  $\delta$  durante a soldagem pela homogeneização prévia das chapas a 1000°C por 2 h seguida de têmpera em água. O efeito da homogeneização, apesar de positivo, não será a melhor solução e não atenderá a todos os casos, mostrando a necessidade de melhor balanceamento dos elementos gamagenos e alfacenos, com o objetivo de se obter uma estrutura totalmente austenítica ou reduzir ao mínimo a porcentagem da fase ferrítica.

Além disso, face à possibilidade de utilização de ligas do sistema Fe-Al-Mn para trabalhos a quente, será importante conhecer a possibilidade de ocorrência e a morfologia da ferrita  $\delta$  na zona fundida de juntas soldadas, em função da composição do material e da velocidade de resfriamento, bem como a correlação entre a distribuição e a morfologia desta fase e as propriedades mecânicas das juntas soldadas, após tratamentos térmicos em temperaturas superiores a 400°C.

#### Agradecimentos

Este trabalho foi patrocinado pela Secretaria de Tecnologia Industrial do MIC. Os autores agradecem aos técnicos Waldir Ristow Jr. e Julio Baumgarten, bem como a Kimie M. Ito, pela valiosa colaboração na parte experimental. Ao Prof. Berend Snoeijer, pelas discussões.

#### BIBLIOGRAFIA

1. DEAN, R.; & ANDERSON, C. — U.S. Patent Nº 2329 186, Sept. 1943.
2. DEAN, R.; & ANDERSON, C. — U.S. Patent Nº 2376 869, May 1945.
3. HAM, J.L.; & CAINUS JR., R.E. — Product Engineering, v. 29, nº 52, 1958, p. 50.
4. SCHMATZ, D.J. — Trans. ASM, v. 52, 1960, p. 898.
5. BANERJI, S.K. — Metal Progress, v. 113, 1978, p. 59.
6. TSCHIPTSCHIN, A.P. et alii — Metalurgia-ABM, v. 36, nº 267, 1980, p. 81.

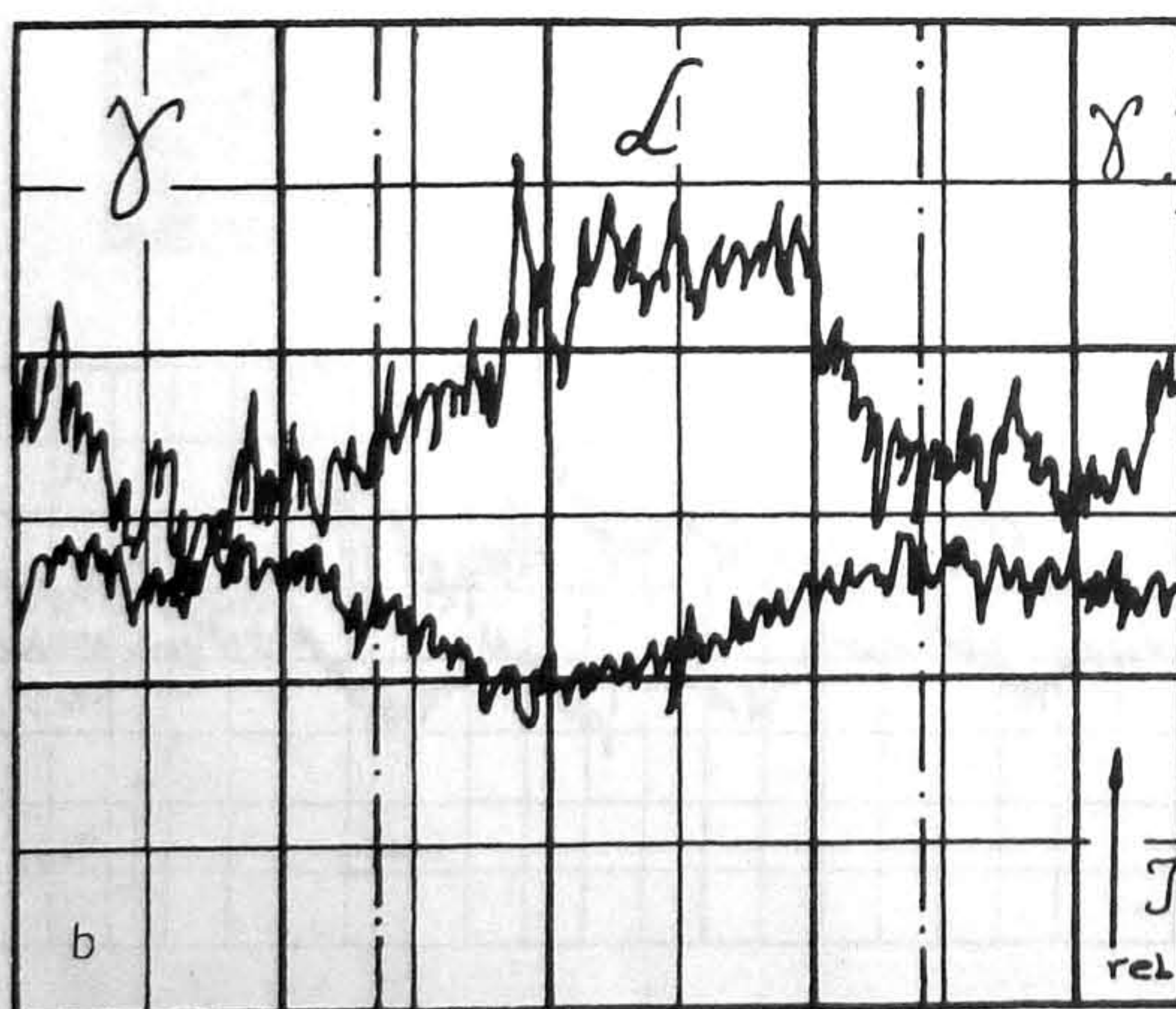
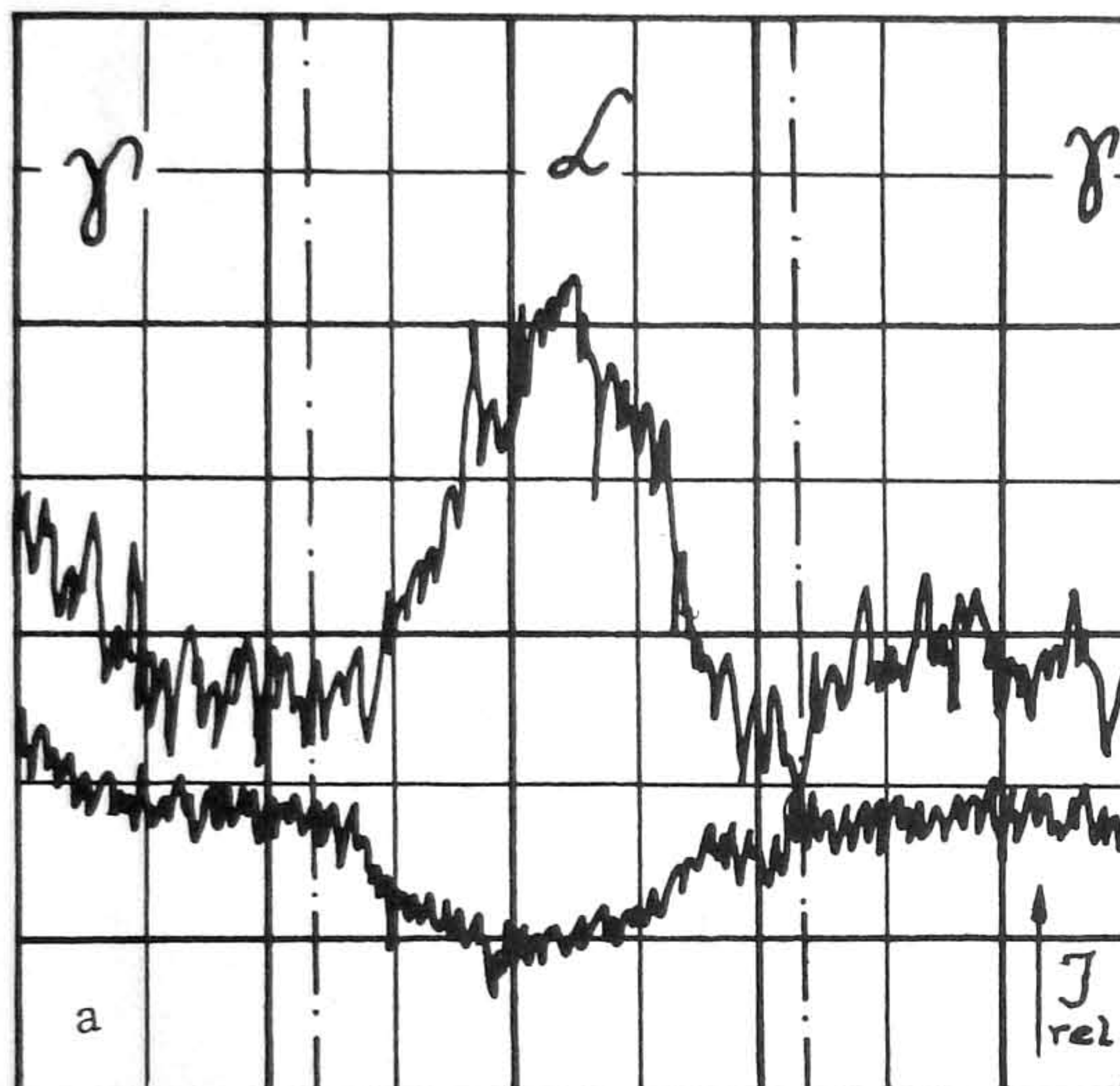


Fig. 10 — Diagramas de intensidade mostrando distribuição do alumínio e manganês entre a austenita e ferrita na liga Fe-Al-Mn: a) estado encruado; b) homogeneizado.



7. KAYAK, G.L. — Metal. i Term. Obrabotka Metal, v. 2, 1969, p. 95.
8. ALEKSEENKO, M.F. et alii — Metal Science and Heat Treatment, v. 14, 1972, p. 187.
9. KRIVONOGOV, G.S. et alii — Physics of Metals and Metallography, v. 4, 1975, p. 86.

10. PAULA E SILVA, E.M. et alii — Dep. de Metalurgia da UFMG, comunicação pessoal.
11. SCHMATZ, D.J. — Transactions AIME, v. 215, 1959, p. 112.
12. TSCHIPTSCHIN, A.P.; e GOLDENSTEIN, H. — EPUSP, comunicação pessoal.

## DEBATE

CARLOS ALBERTO NOLASCO<sup>(1)</sup> — No caso da figura 7 como ocorre o processo da fratura e onde ela se dá?

A.J.A. BUSCHINELLI — Medidas de microdureza mostraram que a transformação da região ferrítica na ZAC é acompanhada de sensível aumento de dureza. A diferença de dureza seria responsável pela perda de coesão entre a região transformada e a matriz austenítica e, conseqüentemente, pelo aspecto frágil da fratura observada.

PAULO MESQUITA DE BARROS<sup>(2)</sup> — Qual a relação entre as durezas da ferrita transformada, a ferrita  $\delta$  e a austenítica?

A.J.A. BUSCHINELLI — Tanto a matriz austenítica como a ferrita  $\delta$  apresentaram dureza na faixa de 300 a 350 HV, enquanto que na ferrita transformada foram medidos valores de até 450 HV. É preciso salientar que as medidas de microdureza podem ter sido mascaradas devido às dimensões reduzidas do precipitado formado.

C.A. NOLASCO — Sendo a deformação durante a soldagem bastante grande, qual o método utilizado para restringi-la para diminuir ou contornar os problemas com a retirada de corpos-de-prova?

A.J.A. BUSCHINELLI — As chapas soldadas com a corrente alternada apresentavam deformação angular excessiva e falta de penetração, impossibilitando a retirada do corpo-de-prova. Com corrente contínua obteve-se penetração total e deformação muito pequena. Em ambos os casos a soldagem foi feita sem restrição.

TOMOHIRO KAJITA<sup>(3)</sup> — Comparada com os aços inoxidáveis, principalmente os austeníticos, a obtenção de ferrita  $\delta$  melhora muito a soldabilidade, principalmente em termos de trinca. Mas o aparecimento de uma fase diferente, na zona termicamente afetada é uma preocupação a mais. Houve tentativa de balancear a composição química de maneira a diminuir o teor de ferrita  $\delta$  e analisar como se comporta o material soldado em termos de propriedade mecânica a alta temperatura?

A.J.A. BUSCHINELLI — Até o momento estudamos apenas uma liga. Deveriam ser experimentadas outras composições químicas com menor teor de manganês e adição de outros elementos de liga que permitissem obter estruturas totalmente austeníticas, após o recozimento a 1000°C, com o que seria suprimida a fragilização da ZAC aqui observada. Contudo, devido ao rápido resfriamento é de se esperar que a zona de fusão contenha certa fração de ferrita  $\delta$ , o que poderia ser prejudicial no caso de trabalho a quente.

JOSÉ ROBERTO TAVARES BRANCO<sup>(4)</sup> — Fizemos uma revisão isotérmica a 1000°C desse sistema e a liga em questão cai no campo bifásico. Quanto à questão da composição química, basta diminuir um pouco o teor de alumínio para conseguir ligas sem ferrita e no estado bruto de fusão, mesmo com teores de manganês mais altos.

T. KAJITA — Se o comportamento na soldagem for semelhante ao do aço inoxidável austenítico cromo-níquel no cordão de solda é preciso ter um teor de aproximadamente 5 a 7% de ferrita  $\delta$  para evitar trincas. Daí a sugestão de procurar balancear a composição química para ter esse teor sem problemas de transformação de fase na zona termicamente afetada.

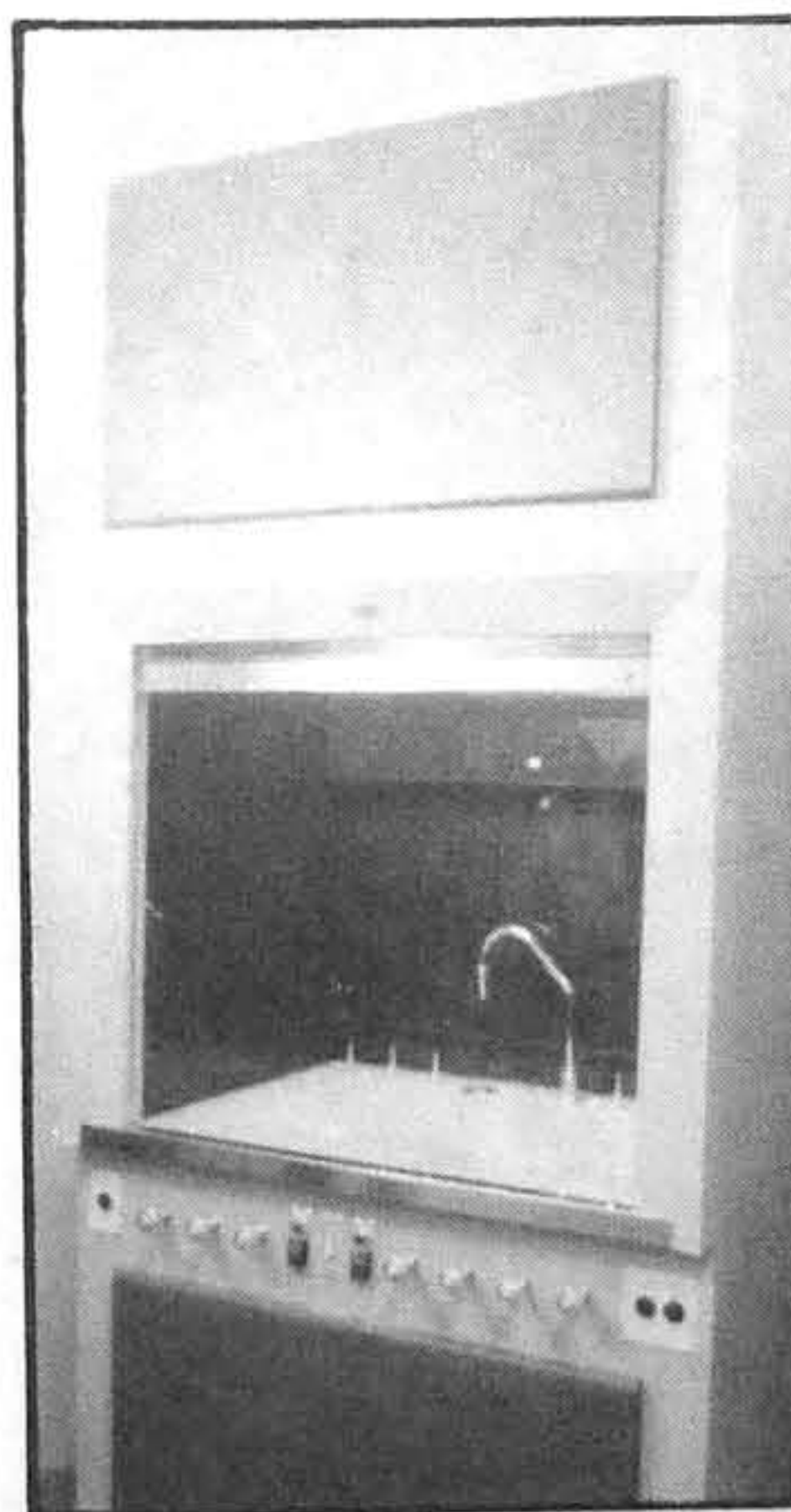
C.A. NOLASCO — Qual a aplicação básica dessa liga?

A.J.A. BUSCHINELLI — Liga com composição similar, com boa resistência mecânica e a oxidação, 15% mais leve do que o aço inox tradicional devido ao alto teor de alumínio, com aplicação na indústria aeronáutica da URSS. Nosso programa previa, originalmente, desenvolver uma liga austenítica, que pudesse substituir o aço inoxidável para certas aplicações, entre elas em destilarias de álcool.

J.R.T. BRANCO — O estudo do sistema Fe-Mn-Al foi iniciado há 30 anos, face às boas propriedades que apresentava a liga Fe-Al: elétricas, magnéticas, refratárias, à corrosão. Entretanto essas ligas tinham problemas de conformabilidade porque eram ferríticas. Procurou-se melhorar as propriedades mecânicas através da adição de manganês, que é um elemento gamagêneo mais adequado. Só recentemente foi tentado investigar o potencial dessas ligas como alternativa para o aço inoxidável. De acordo com os resultados desse projeto chegamos à conclusão de que essa substituição não é viável para os meios corrosivos convencionais; talvez para ambiente com SO<sub>2</sub>. Outras aplicações estão sendo procuradas tendo em vista as excelentes propriedades mecânicas, quando comparadas às do aço inoxidável 304. Alguns trabalhos realizados na EESC-USP mostram que a resistência à oxidação dessas ligas é muito boa numa faixa de temperatura de 300 a 800°C, onde não teria concorrente.

- (1) Membro da ABM. Engenheiro Metalúrgico; Centro de Pesquisas da CSN; Volta Redonda RJ.
- (2) Membro da ABM. Engenheiro Metalúrgico; Gotaverken Indústria e Comércio Ltda.; Resende RJ.
- (3) Membro da ABM. Engenheiro Metalúrgico; Siderúrgica N. Sra. Aparecida S.A.; Sorocaba SP.
- (4) Membro da ABM. CETEC; Belo Horizonte MG.

## Capelas Engelab



Qualidade que você conhece.

O design das Capelas Engelab foi desenvolvido para proporcionar a máxima segurança aos usuários. Por isso, o sistema elétrico é totalmente isolado de quaisquer contatos. A iluminação, à prova de acidentes, garante 100% de visibilidade. Exaustores estática e dinamicamente balanceados asseguram níveis mínimos de ruído. Os painéis removíveis facilitam o acesso para manutenção e instalação de acessórios opcionais. Vários modelos, inclusive capelas walk-in e sob encomenda. Acabamento em laminado melamínico, nas cores padrão ou na cor do seu laboratório. Consulte-nos sem compromisso.

Engelab

Equipamentos de Laboratórios Ltda.  
Fábrica: R. General Correa e Castro, 258 - Jardim América, RJ  
Tel.: (021) 371-6554; Filiais: São Paulo, SP (011) 222-4115;  
Salvador, BA (071) 226-3278; Brasília, DF (061) 223-0975.  
Representantes em Belém, São Luiz, Fortaleza, Recife, Belo Horizonte, Curitiba e Porto Alegre.

ACOM