

MECANISMO DE TRANSFORMAÇÃO MARTENSÍTICA EM LIGAS DE FERRO⁽¹⁾

MICHIYASU DOI⁽²⁾

RESUMO

Várias teorias têm sido propostas para explicar o mecanismo da transformação martensítica, principalmente em ligas de ferro. Todavia ainda permanecem alguns pontos obscuros. No presente trabalho, o Autor propõe um novo mecanismo do tipo "cisalhamento duplo". O cisalhamento homogêneo surge do movimento de uma discordância de transformação, isto é, discordâncias de macla, que escorregam na interface da interfase; as relações de orientação podem ser estabelecidas principalmente por dois tipos de movimento desta discordância. Por outro lado, os planos de hábito podem depender da cinemática do alívio de tensões a que se submete a discordância de transformação; da cinemática proposta pode-se deduzir o plano de escorregamento operativo observado na martensita da liga Fe-30%Ni.

1. INTRODUÇÃO

Diversos mecanismos cristalográficos têm sido propostos com relação às transformações martensíticas em ligas ferrosas e não-ferrosas. Como é bem conhecido, tôdas as transformações são caracterizadas por sua natureza: ausência de difusão, independente do sistema da liga; e são acompanhadas por relações de orientação definidas entre a matriz e o produto; planos de hábitos do produto bem definidos; e deformações microscópicas que dependem das estruturas cristalográficas de ambas as fases, da composição da liga, da temperatura de transformação, etc.¹.

(1) Contribuição Técnica nº 375; apresentada ao XIV Congresso Anual da ABM; Belo Horizonte, julho de 1959.

(2) Membro da ABM; Físico pela Universidade de Osaka, Japão; do IPT, São Paulo.

Diversos investigadores propuseram, inicialmente, movimentos atômicos que satisfizessem aquêle fenômeno; posteriormente outros tentaram uma explicação pela formação e movimento de discordâncias. No presente trabalho, o autor considera somente a transformação martensítica do sistema cúbico de face centrada (cfc) para o sistema cúbico de corpo centrado ou tetragonal nas ligas de ferro.

*

É geralmente aceito que qualquer transformação martensítica pode ser explicada pelo chamado mecanismo de cisalhamento duplo². Todavia permanecem as seguintes dúvidas:

- (A) Dado que a transformação ocorre de maneira semelhante à maclação mecânica, os rearranjos dos átomos das posições na matriz para as posições transformadas podem resultar de movimentos de discordâncias. Ainda mais, supõe-se que a discordância associada à mudança de reticulado é tal que se move ao longo da interface dos dois reticulados. Tal discordância recebe o nome de "discordância de transformação".

Bowles e Mackenzie³ propuseram, em seu mecanismo de cisalhamento duplo, que o primeiro cisalhamento, homogêneo, está associado a uma mudança de reticulado, embora os átomos do reticulado cfc não possam deslizar para sua posição no reticulado ccc (ou tcc), mas se deslocam para posições hipotéticas, intermediárias, durante tal cisalhamento. Além disso eles supuseram que o plano de cisalhamento é paralelo ao plano de hábito.

Vê-se então que o cisalhamento acima deve estar intimamente relacionado com o movimento da discordância de transformação, qualquer que ela seja. Por outro lado, planos de hábito irracionais têm sido comumente observados nas ligas de ferro; portanto parece muito pouco provável que tais planos de reticulado irracionais mantenham qualquer estreita relação com os movimentos da discordância de transformação.

Além disso, no citado mecanismo, o plano de cisalhamento, do cisalhamento homogêneo (plano invariante), e conseqüentemente o plano de hábito, deve ser definido univocamente para uma dada relação de orientação. Bowles e Barrett⁴ supuseram que apesar de o plano de hábito observado em aços ao carbono contendo menos que 0,4% C ter sido referido como da família (111)_{cfc}, é provavelmente o resultado da degenerescência de placas (225)_{cfc} em agulhas. Se essa hipótese for contraditada, o cisalhamento homogêneo não ocorrerá num plano de ci-

salhamento univocamente determinado. Com efeito, Mehl e Winkle⁵ observaram dois tipos de planos de hábito no mesmo corpo de prova de aço ao carbono contendo mais que 0,4% C.

- (B) A discordância de transformação é acompanhada por um campo de tensões; as tensões acumuladas durante os movimentos podem ser aliviadas pelas discordâncias, perfeitas ou parciais, que se movimentam no interior dos dois reticulados.

No mecanismo de transformação acima descrito, as tensões causadas pelo primeiro cisalhamento, homogêneo, são aliviadas pelo segundo, heterogêneo. Em consequência, o produto da transformação é submetido a escorregamento ou maclação, que ocorrem em cada seis planos atômicos aproximadamente^{6 e 7}. Por outro lado, faixas estreitas e paralelas têm sido observadas em cristais de martensita, guardando um espaçamento de cerca de 0,02 micron para a liga Fe-30% Ni e de cerca de 0,2 micron para aço com 1,7% C. Tais espaçamentos são consideravelmente maiores que os calculados.

- (C) Bowles e Mackenzie³ supuseram ainda que o segundo cisalhamento, heterogêneo, é um cisalhamento de maclação; o plano de maclação operativo possui os índices $(112)_{ccc}$, independentemente da composição da liga ferrosa.

No presente trabalho serão utilizadas as seguintes relações de orientação:

Kurdjumow-Sachs:

$$(111)_{efc} // (101)_{tcc} \quad e \quad [01\bar{1}]_{efc} // [11\bar{1}]_{tcc}$$

Nischiyama:

$$(111)_{efc} // (101)_{ccc} \quad e \quad [11\bar{2}]_{efc} // [10\bar{1}]_{ccc}$$

Êles escolheram o plano de maclação acima mencionado com base nas maclas observadas por Greninger e Troiano⁹ em cristais de martensita da liga Fe-22% Ni-0,8% C. Todavia, os espaçamentos das maclas observados são de cerca de 10 micron, consideravelmente superiores aos observados nas ligas Fe-30% Ni e aço com 1,7% C. Greninger e Troiano também sugeriram que as maclas por êles observadas se formaram durante o polimento mecânico. Parece então pouco provável que as maclas tenham relação direta com a transformação martensítica.

Além disso, tem sido demonstrado que as faixas finas paralelas observadas na martensita de liga Fe-30% Ni são devidas a escorregamentos provavelmente de plano $(112)_{ccc}$ ⁸;

enquanto que aquelas observadas na martensita do aço com 1,7% C parecem ser maclas, de plano de maclação próximo ao $(\bar{1}12)_{\text{tcc}}$ no $(\bar{2}11)_{\text{tcc}}$. Até o momento, o autor apontou alguns defeitos das teorias que têm sido propostas para explicar o mecanismo da transformação martensítica nas ligas de ferro. O autor supõe que a mudança de reticulado na transformação pode surgir, principalmente, durante o cisalhamento homogêneo, que é causado pelo movimento das discordâncias de transformação e, portanto, fica estabelecida uma relação de orientação. Enquanto isso as tensões são aliviadas por discordância, parciais ou perfeitas, e o plano de hábito é definido como os contornos da interfase que apresentem baixa energia de desarranjo, os quais variam principalmente com a cinemática do alívio de tensões. Com base nas suposições acima o autor propõe um novo mecanismo de cisalhamento duplo.

2. DISCORDÂNCIA DE TRANSFORMAÇÃO

Como descrito anteriormente, é razoável supor-se que uma mudança no reticulado possa ser provocada principalmente pelos movimentos da discordância de transformação ao longo das interfaces da interfase na transformação martensítica das ligas de ferro. Além disso, é provável que tal interface seja parcialmente coerente, e consista de planos de interfase coerentes e degraus, de maneira semelhante à interface de macla parcialmente coerente.

Inicialmente será considerado o plano da interfase coerente, sobre o qual desliza a discordância de transformação. Ele recebe o nome de plano TD. Depois que uma discordância de transformação varre um plano TD, o arranjo dos átomos do reticulado cfc no mesmo plano pode, da maneira mais fácil possível, ser reduzido ao arranjo, energéticamente possível, semelhante ao de um reticulado ccc (ou tcc).

É razoável supor-se que um plano TD seja da família $(111)_{\text{cfc}}$, o qual é reduzido a um plano da família $(101)_{\text{ccc}}$ Com efeito:

I — De acordo com os cálculos do Autor¹⁰, feitos na suposição da validade das relações acima descritas, um par de planos $(111)_{\text{cfc}}$ e $(101)_{\text{ccc}}$ é o de mínima discordância atômica, isto é, estes planos são paralelos entre si e possuem arranjos atômicos os mais semelhantes possíveis, após uma dada transformação. Em consequência, se uma relação de orientação pode resultar principalmente dos movimentos de discordâncias de transformação, a

melhor conformidade dos planos acima será estabelecida em um plano TD durante a transformação.

II — Suponha-se um escorregamento sôbre o plano $(111)_{cfc}$ num reticulado cfs. Se os átomos de um plano se movimentam de $1/12 [11\bar{2}]_{cfc}$ com relação aos átomos do segundo plano, a configuração atômica resultante é muito próxima à do reticulado ccc, com seu plano $(101)_{ccc}$ e sua direção $[10\bar{1}]_{ccc}$ coincidentes, respectivamente, com $(111)_{cfc}$ e $[11\bar{2}]_{cfc}$.

Zener¹¹ observou que as novas posições dos átomos acima descritas são meta-estáveis no reticulado cfc discutido; e elas são, provavelmente, razoavelmente estáveis no reticulado instável cfc às temperaturas de transformação, como será discutido posteriormente. Em consequência, o plano TD do tipo $(111)_{cfc} : (101)_{ccc}$ é o que pode ocorrer mais facilmente.

III — Em reticulados estáveis, os planos das famílias $(111)_{cfc}$ e $(101)_{ccc}$ são os planos de escorregamento de discordâncias comuns. É preciso saber se eles são operativos em reticulados meta-estáveis e instáveis.

De acôrdo com a discussão precedente, supor-se-á, no presente trabalho, que o plano TD operativo é $(111)_{cfc} : (101)_{ccc}$.

Serão considerados em seguida os vetores de Burger das discordâncias de transformação. A fig. 1 mostra um exemplo de linhas de contôrno de energia micro-elástica no

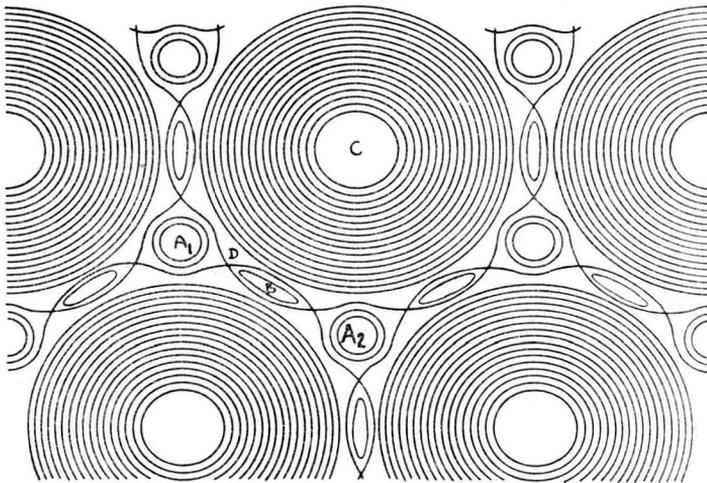


Fig. 1 — Linhas de contôrno de energia microelástica no plano (111) do reticulado cfc (C. Zener).

plano $(111)_{cfc}$ a 0°K , proposto por Zener¹¹. Nessa figura um ponto de mínimo B, subsidiário, ocorre entre os dois primários A_1 e A_2 , onde A_1 é uma posição no reticulado cfc e A_2 é a posição maclada, enquanto que a posição B corresponde ao reticulado ccc.

No reticulado estável cfc acima citado, por exemplo ferro-gama¹¹, a energia livre, micro-elástica, na posição B-ccc, é mais alta do que aquelas das posições A-cfc, como mostra a figura 2.

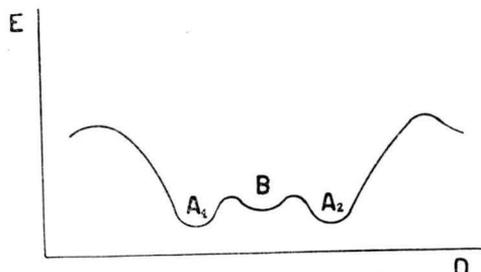


Fig 2 — Energia microelástica livre versus deformação por cisalhamento no reticulado cfc, $(111) [112]$ (C. Zener).

Além disso pode-se presumir que, num abaixamento de temperatura sem mudança na composição das ligas de ferro, tal mínimo, razo, no reticulado ccc se torne mais baixo relativamente ao mínimo do reticulado cfc, este sendo instável e possuindo a tendência para a transformação martensítica. Deve-se notar que um mínimo no reticulado ccc é certamente inferior ao mínimo no reticulado cfc na fase alfa, estável, como o mostrou Zener¹¹; na fase gama, instável, todavia a formação desta fase deve ser precedida da difusão de átomos dissolvidos. É portanto de se esperar que exista uma temperatura crítica, abaixo da qual a posição B no reticulado ccc é razoavelmente estável no reticulado instável cfc, em transformações martensíticas naturais das quais nem os átomos de carbono intersticiais se movem por difusão, mas o fazem por cisalhamento homogêneo.

Segue-se que, se uma discordância de transformação desliza sobre um plano TD $(111)_{cfc}$, os átomos em A_1 podem facilmente deslocar-se para as posições B na direção do movimento da discordância; a configuração atômica resultante é muito próxima daquela que ocorre no plano $(101)_{ccc}$, como já foi descrito. Das considerações acima conclui-se que a discordância de transformação possui um vetor $1/12 [112]_{cfc}$, que pertence ao plano TD, $(111)_{cfc}$. Dado que o vetor de Burgers é metade daquele da discordância

de macla no reticulado cfc, a discordância de transformação recebe o nome de discordância de meia maclação¹².

Por outro lado, Mathewson¹³ sugeriu a trajetória de deslizamento mais fácil no reticulado ccc, a qual, na figura 3, é indicada por 1'2 3'4 no plano (101)_{ccc}.

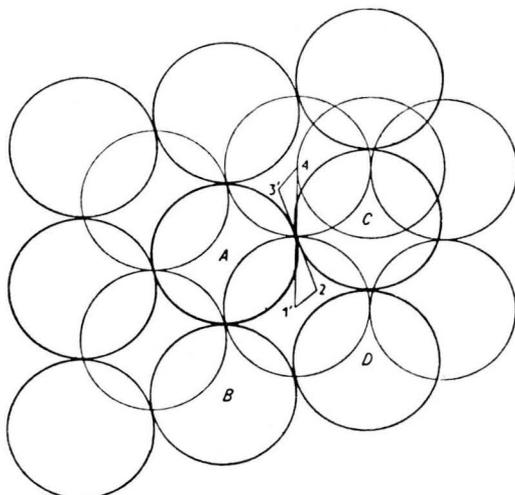


Fig. 3 — Trajetória de mais fácil escorregamento no plano (101) do reticulado ccc (R. Maddim e N. K. Chen).

Como se pode perceber pela figura 4, esta trajetória é análoga à trajetória 123 no plano (111)_{cfc}.

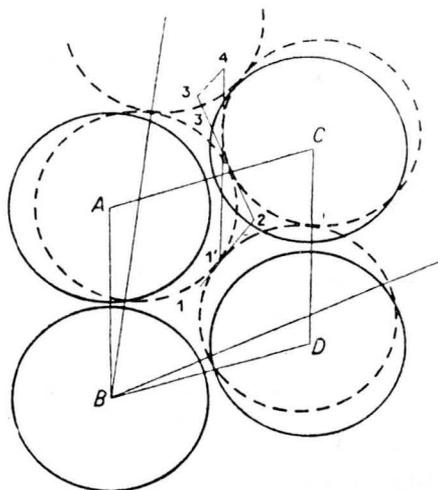


Fig. 4 — Comparação de duas trajetórias de escorregamento no plano (111) do reticulado cfc, 123, e no plano (101) do reticulado ccc, 1'2'3'4 (R. Maddim e N. K. Chen).

O movimento dos átomos ccc de 1' a 2 forma uma configuração de face centrada, aproximadamente, cuja energia livre pode ser suposta como não diferindo muito da energia da configuração ccc.

A trajetória 1'2 no plano $(101)_{ccc}$ pode ser descrita aproximadamente pelo vetor $1/6 [110]_{ccc}$, o qual corresponde ao vetor $1/12 [11\bar{2}]_{cfc}$, no plano $(111)_{cfc}$ como pode ser visto na figura 4. A correspondência $1/12 [11\bar{2}]_{cfc}$ $1/6 [10\bar{1}]_{ccc}$ pode ser ainda derivada da seguinte equação

$$\begin{pmatrix} x \\ y \\ z \end{pmatrix}_{ccc} = \begin{pmatrix} 110 \\ \bar{1}10 \\ 001 \end{pmatrix} \begin{pmatrix} x \\ y \\ z \end{pmatrix}_{cfc}$$

que é a representação matricial das relações de Nishiyama bem como das de Kurdjumow-Sachs.

Segue-se daí que o vetor da discordância de transformação pode ser descrito também por $1/6 [110]_{ccc}$ que pertence ao plano TD $(101)_{ccc}$. No presente trabalho supor-se-á que uma discordância de transformação operativa possui um vetor de Burgers igual a $1/12 [11\bar{2}]_{cfc}$ ou $1/6 [10\bar{1}]_{ccc}$ no plano TD, $(111)_{cfc} : (101)_{ccc}$.

Finalmente, serão consideradas as configurações atômicas próximas ao plano TD. Em uma interface de macla no reticulado cfc, sobre o qual uma discordância de macla desliza, as relações de vizinhos próximos são alteradas ao máximo. Ao contrário, um reticulado cfc, mesmo sendo instável, tem arranjo atômico diferente do reticulado ccc. É então feita a hipótese da existência de um reticulado de transição coerente constituído de alguns planos atômicos, cruzando o plano TD. A saber, o reticulado de transição possui configurações atômicas que variam daquela em $(111)_{cfc}$ àquela em $(101)_{ccc}$, via configuração face centrada ou corpo centrado. Deve-se notar que a intensidade do movimento atômico pode ser ligeiramente diferente em cada camada do reticulado de transição, de tal modo que sejam representadas pelo vetor $1/12 [11\bar{2}]_{cfc} : 1/6 [10\bar{1}]_{ccc}$.

Até aqui têm sido descritas as interfaces parcialmente coerentes entre os reticulados transformado e original durante a transformação martensítica. A interface oblíqua ao plano TD será considerada no § 4. A figura 5 mostra a suposta interface que é constituída de degraus e planos TD.

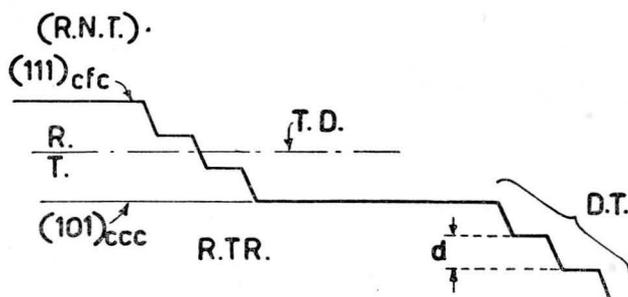


Fig. 5 — Interface de interfase parcialmente coerente constituída de degraus laterais e planos TD; R.N.T. (reticulado não transformado); R.T. (reticulado de transição); R.TR. (reticulado transformado); D.T. (discordância de transformação; d (distância interatômica).

De acôrdo com a sugestão de Suzuki¹⁴, é provável que os lados móveis de um reticulado de transição tendam a formar uma estrutura em degrau de modo a tornar mínima a energia devida à falta de concordância. Tal sucessão de degraus recebe o nome de discordância de transformação.

Em resumo, a discordância de transformação é o contorno (no interior do cristal) de alta energia de um reticulado de transição, elásticamente distorcido, de modo a possuir baixa energia; por consequência, é um tipo de concordância parcial. Esta foi suposta, até o momento, do tipo Shockley, sendo de alguma maneira análoga à discordância de macla.

3. RELAÇÕES DE ORIENTAÇÃO

Três tipos de relação de orientação são conhecidos na transformação martensítica de ligas de ferro, a saber: o de Kurdjumow-Sachs, o de Greninger-Troiano e o de Nishiyama. O segundo é intermediário entre os outros dois.

Embora alguns investigadores ponham alguma dúvida acêrca da validade do terceiro, seu autor acredita que é perfeitamente distinto dos outros dois. Serão consideradas aqui as razões pelas quais surgem as relações extremas, primeira e terceira mencionadas.

Nos parágrafos precedentes foi feita a hipótese de que qualquer relação de orientação é devida principalmente aos movimentos das discordâncias de transformação. Será feita aqui a hipótese de que um conjunto de filas de átomos adensadas, situadas no plano $(111)_{cfc}$ do reticulado não trans-

formado, mantém sua orientação, mesmo num reticulado de transição. Existem três direções adensadas no plano não transformado $(111)_{cfc}$ que podem ser agrupadas em duas classes: 1) $[01\bar{1}]_{cfc}$ e $[\bar{1}01]_{cfc}$; 2) direção $[1\bar{1}0]_{cfc}$ que é normal ao vetor de Burgers $(1/12 [11\bar{2}]_{cfc})$, da discordância da transformação.

As relações de orientação podem ser relacionadas aos movimentos de átomos no reticulado de transição representado pelo plano TD, $(111)_{cfc} : (101)_{ccc}$, seguidos de uma discordância de transformação com vetor de Burgers, $1/12 [11\bar{2}]_{cfc} : 1/6 [10\bar{1}]_{ccc}$, como segue:

(A) *Relação de Kurdjumow-Sachs*. Suponha-se a direção invariável $[01\bar{1}]_{cfc}$, por exemplo, que pertence ao primeiro grupo. Desde que as filas de átomos nesta direção tendem a manter sua orientação e adensamento no reticulado de transição, estas filas de átomos *cfc* podem ser reduzidas às filas de átomos *ccc* em uma das seguintes direções adensadas:

$[11\bar{1}]_{ccc}$ e $[\bar{1}11]_{ccc}$ no plano transformado $(101)_{ccc}$.

Suponha-se, para simplicidade, o plano não transformado $(111)_{cfc}$ situado logo acima do plano transformado $(101)_{ccc}$. Na figura 6, a parte de baixo e à esquerda é constituída por duas camadas $(101)_{ccc}$ transformadas, e a parte de cima à direita por duas camadas $(111)_{cfc}$ não transformadas. A área central assinalada por uma linha tracejada mostra camadas de transição, em cuja camada superior os átomos *cfc*, alinhados na direção $[01\bar{1}]_{cfc}$, como indica a flexa, movem-se para os vazios alinhados paralelamente à direção $[11\bar{1}]_{ccc}$ na camada de baixo.

Como se vê na figura 4, tal movimento de átomos pode ser descrito pelo vetor $1/12 [11\bar{2}]_{cfc}$. Nesta figura os ajustamentos das posições atômicas são desprezados.

Segue-se, das considerações acima, que da discordância de transformação resultam quatro variantes das relações de Kurdjumow-Sachs, se tal coerência no reticulado permanecer inalterada pelo alívio de tensões subseqüentes. Uma delas é a seguinte:

$$(111)_{cfc} // (101)_{ccc} \quad \text{e} \quad [01\bar{1}]_{cfc} // [11\bar{1}]_{ccc}$$

(B) *Relação de Nishiyama*. Suponha-se que a direção invariável seja $[1\bar{1}0]_{cfc}$ do segundo grupo. Em contraste

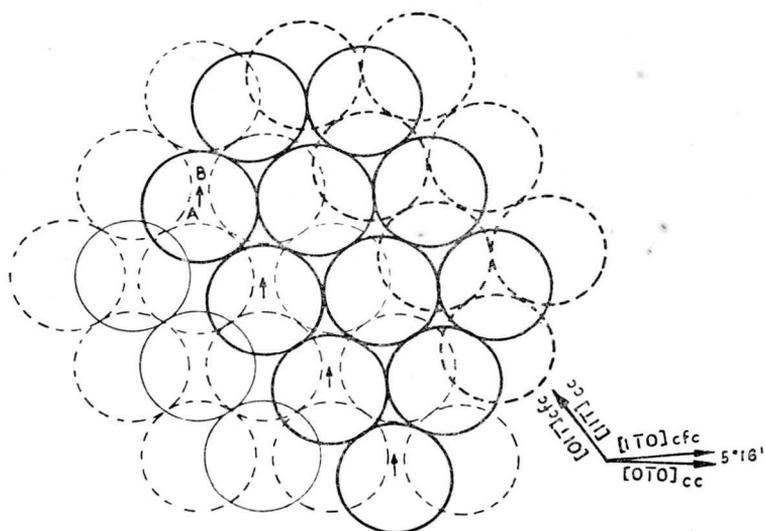


Fig. 6 — Movimentos atômicos devidos ao escorregamento da discordância de transformação, que estão relacionados com a relação de Kurdjumow-Sachs. Círculos pesados e leves denotam átomos cfc e ccc, respectivamente; círculos cheios e tracejados denotam átomos nos planos superior e inferior, respectivamente. Os movimentos atômicos são indicados por flexas, de posição cfc, A para posições ccc, B. Foram utilizados os parâmetros do reticulado do Fe, à temperatura ambiente.

com o caso precedente, a direção acima é normal ao vetor de Burgers $1/12 [11\bar{2}]_{cfc}$, da discordância de transformação. Por outro lado, um módulo de elasticidade c_{44} é muito maior do que $1/2 (c_{11}-c_{12})$ em muitos metais, por exemplo $c_{44} = 1,160$ e $1/2 (c_{11}-c_{12}) = 0,48$ em 10^{12} dyne/cm², para ferro alfa. É portanto provável que, no reticulado de transição, as filas de átomos cfc na direção $[1\bar{1}0]_{cfc}$ não rodem, mas sejam distorcidas de tal maneira que sejam reduzidas as filas ccc na direção $[010]_{ccc}$ no plano transformado $(101)_{ccc}$.

Suponha-se novamente o plano não transformado $(111)_{cfc}$ situado logo acima do transformado $(101)_{ccc}$. Na camada de cima os átomos cfc alinhados na direção $[1\bar{1}0]_{cfc}$ movem-se de $1/12 [11\bar{2}]_{cfc}$ com o fim de ocuparem os vazios alinhados paralelamente à direção $[010]_{ccc}$ da camada inferior, devido à facilidade de distorção nesta última direção. Segue-se daí que a relação de orientação resultante da discordância de transformação será a seguinte,

se tal coerência de reticulado permanecer inalterada após o alívio de tensões:

$$(111)_{cfc} // (101)_{ccc} \text{ e } [1\bar{1}0]_{cfc} // [0\bar{1}0]_{ccc}.$$

Esta relação é, naturalmente, equivalente à convencional de Nishiyama, em que a direção alternativa $[11\bar{2}]_{cfc} // [10\bar{1}]_{ccc}$ foi utilizada. Esta relação direcional sugere que as deformações do reticulado seguidas pelas discordâncias de transformação, e o seu alívio, podem ser simétricas em relação à direção de deslização da discordância de transformação.

Até aqui tem sido suposto que a diferença entre as duas relações de orientação pode ser atribuída a variedades de filas atômicas *cfc*, que não rodam, no reticulado de transição. Supõe-se que a temperatura de transformação e/ou átomos intersticiais contribuem para a determinação de tais filas de átomos que não sofrem rotação, mas o papel desses fatores é desconhecido em detalhe. Eles serão discutidos posteriormente.

4. PLANOS DE HÁBITO

Os planos de hábito observados são freqüentemente irracionais, e os desvios experimentais são maiores do que para as relações de orientação. Como observado em trabalho anterior¹, é provável que tais desvios possam ser representados por certos tipos de planos de hábito, especialmente em ligas Fe-Ni. Mehl e Winkle⁵ observaram dois tipos de planos de hábito no mesmo corpo de prova de aço ao carbono contendo mais do que 0,4% C, variando as porcentagens de ocorrências com a composição.

Como suposto no item 1, a irregularidade e variedade de plano de hábito, que são diferentes das propriedades de relação de orientação, podem ser atribuídas principalmente ao mecanismo de alívio de tensões seguido pelos movimentos das discordâncias de transformação.

Será definido, inicialmente, "plano de hábito". Sabe-se que o plano físico de um cristal martensítico em forma de placa, possui uma orientação definida em relação à matriz. Desde que cristais de martensita são, todavia, com freqüência lenticulares, têm sido propostas duas definições para "plano de hábito".

Anteriormente, o autor^{10, 15} definiu plano de hábito como sendo o plano lateral do contorno da interfase de menor dis-

cordância entre a matriz e o produto, isto é, a interfase que consiste de pares de planos reticulares das duas fases, possuindo arranjos atômicos semelhantes e pequena diferença de orientação. Os planos de hábito calculados estão em boa concordância com os observados na transformação natural das ligas de ferro¹⁰ e na transformação por deformação da liga Fe-30% Ni¹⁵.

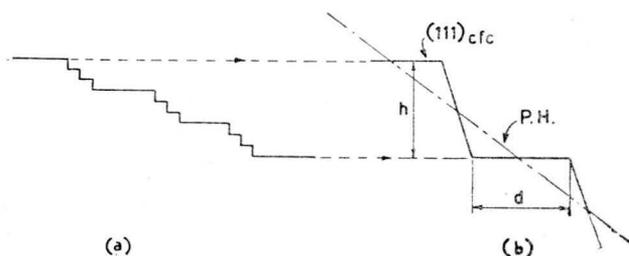


Fig. 7 — Processo de formação de um contorno de interfase. A figura da esquerda mostra um estágio da transformação. A figura da direita representa o contorno final, em que a linha oblíqua tracejada representa o plano de hábito; P.H.

A figura 7 mostra o suposto processo da formação de um contorno de interfase. A figura da esquerda ilustra um aspecto da interface em processo de transformação, como na figura 5. Um grupo de discordâncias de transformação, sendo acompanhado por alívio de tensões, continua a deslizar e a se aproximar uma das outras e, finalmente, elas se localizam em um certo plano da interfase, oblíquo em relação ao plano TD. Mesmo que tal plano apresente degraus durante o movimento, tal estrutura desaparecerá no momento em que a transformação termine, visto que a discordância de transformação é transitória. A figura da direita mostra a posição final do contorno da interfase constituído por degraus, no qual as porções horizontais são do tipo $(111)_{cfc} : (101)_{ccc}$, e as oblíquas são do tipo de pequena discordância. O plano de hábito é definido pelo plano hipotético que delimita este contorno de interfase, como indicado pela linha oblíqua tracejada.

Será considerada a seguir, a orientação do plano de hábito.

Da definição acima é de se esperar que o plano de hábito possua orientação entre $(111)_{cfc}$ e planos da interfase oblíquos a ele, os quais constituem o contorno da interfase. Esta orientação pode depender da altura média h e da largura média d dos degraus, na figura 7.

Além disso, existem alguns tipos de planos de interfase possíveis, como será descrito posteriormente.

As discordâncias de transformação param de se movimentar quando as tensões acumuladas por elas não puderem mais ser aliviadas. Em conseqüência, h e d podem ser determinados pelo mecanismo de alívio de tensões, podendo variar com a composição da liga e a temperatura de transformação. Quanto mais alta a temperatura tanto maior facilidade haverá de ocorrer o alívio das tensões por difusão atômica. Portanto é provável que, em aços de baixo teor de carbono e temperatura de transformação relativamente alta, os cristais de martensita têm a tendência de possuir a forma de placas, com plano de hábito aproximadamente $(111)_{cfc}$.

Se os fatores acima mencionados possuírem a tendência de variar em cada cristal de martensita, mesmo para uma dada transformação, os planos de hábito terão diversas orientações dentro de uma faixa, como o demonstraram Otte e Read¹⁶. Portanto os desvios encontrados experimentalmente para os planos de hábito podem ser explicados pela variedade, se for suposta a estrutura em degrau dos contornos da interfase.

*

Serão considerados a seguir planos de interfase operativos.

Como já descrito, o plano de interfase oblíquo em relação a TD, é representado por um par de planos das duas fases, em que se movimentam as discordâncias de transformação. Dado que tais planos de interfase são acompanhados por camadas de transição que os cruzam, é desejável que sejam de pequena discordância.

Dado que o plano de interfase acima não pode ser estimado teoricamente, serão usados aqui pares de planos dos dois reticulados, com pequena discordância, calculados com base nas relações de orientação¹⁰.

(A) *Relação de Kurdjumow-Sachs*. Supunha-se que as linhas das discordâncias de transformação sejam paralelas a $[01\bar{1}]_{cfc} : [11\bar{1}]_{ccc}$. Como descrito no item 3, esta direção não se modifica, correspondendo à seguinte relação de Kurdjumow-Sachs:

$$(111)_{cfc} // (10\bar{1})_{ccc} \quad e \quad [01\bar{1}]_{cfc} // [11\bar{1}]_{ccc}$$

Os planos de interfase possíveis que contêm a direção acima são os seguintes:

$$\text{MB: } (211)_{\text{cfc}} : (3\bar{1}2)_{\text{ccc}} (311)_{\text{cfc}} : (2\bar{1}1)_{\text{ccc}}$$

$$\text{B: } (011)_{\text{cfc}} : (112)_{\text{ccc}},$$

onde MB significa grau de conformidade muito bom e B grau de conformidade bom.

(B) *Relação de Nishiyama.* Suponha-se que as linhas das discordâncias de transformação sejam paralelas a $[\bar{1}10]_{\text{cfc}} : [010]_{\text{ccc}}$, a qual permanece inalterada e corresponde à seguinte relação de Nishiyama:

$$(111)_{\text{cfc}} // (101)_{\text{ccc}} \text{ e } [11\bar{2}]_{\text{cfc}} // [10\bar{1}]_{\text{ccc}}.$$

Os planos da interfase que podem conter a direção acima são os seguintes

$$\text{B: } (332)_{\text{cfc}} : (302)_{\text{ccc}}.$$

A diferença entre distâncias interatômicas nas direções $[\bar{1}10]_{\text{cfc}}$ e $[010]_{\text{ccc}}$, isto é, nas direções da discordância de transformação, são consideravelmente grandes, por exemplo, $[010]_{\text{ccc}} / 1/2 [\bar{1}10]_{\text{cfc}} = 1,133$ para a liga Fe-30% Ni, à temperatura ambiente. Tal discrepância provoca deformações tão grandes nesta direção que quase é atingido o limite micro-elástico, 0,2, admitido por Read e Shoskley¹⁷.

O autor supõe a necessidade da discordância para diminuição da deformação na referida direção. É feita a hipótese que a maior parte da discordância de transformação é paralela a esta outra direção invariável, $[11\bar{2}]_{\text{cfc}} : [10\bar{1}]_{\text{ccc}}$. Para a liga Fe-30% Ni, é $[10\bar{1}]_{\text{ccc}} / 1/2 [11\bar{2}]_{\text{cfc}} = 0,925$, à temperatura ambiente, que é cerca da metade da discrepância anterior.

Os planos da interfase possíveis, e que contêm esta direção são os seguintes:

$$\text{MB: } (132)_{\text{cfc}} : (212)_{\text{ccc}}, (312)_{\text{cfc}} : (2\bar{1}2)_{\text{ccc}}$$

$$\text{B: } (021)_{\text{cfc}} : (111)_{\text{ccc}}, (201)_{\text{cfc}} : (1\bar{1}1)_{\text{ccc}}$$

$$(153)_{\text{cfc}} : (323)_{\text{ccc}}, (513)_{\text{cfc}} : (3\bar{2}3)_{\text{ccc}}$$

5. MECANISMO DO ALÍVIO DE TENSÕES

Uma discordância de transformação é acompanhada por deformações do reticulado. Durante o movimento de tal discordância, a energia de deformação em excesso à energia necessária para as mudanças do reticulado é progressivamente aliviada por deformação plástica.

Inicialmente será considerado o escorregamento ou maclação responsável pelo alívio de tensões. É provável que esta deformação plástica seja iniciada principalmente nas regiões das discordâncias de transformação altamente solicitadas, embora outras imperfeições do reticulado possam aparentemente iniciar tal deformação antes que a região solicitada adquira importância.

Existem alguns resultados referentes ao sistema de escorregamento e de maclação. Como descrito no item 1, Nishiyama e outros⁸ provaram que o escorregamento ocorre em cristais de martensita da liga Fe-30% Ni, de índices $(112)_{ccc}$, muito provavelmente.

Será explicada a seguir a razão de tal escorregamento. As deformações seguidas pela discordância de transformação são mais complexas do que aquelas correspondentes a discordâncias numa fase única. Além disso o autor supõe que a sua natureza possa variar com a composição da liga e a temperatura de transformação.

Dividamos as deformações em duas partes: as que se formam num plano TD, e as normais a êle. Quando a relação de Nishiyama é estabelecida, duas direções ortogonais $[\bar{1}10]_{efc} : [010]_{ccc}$ e $[11\bar{2}]_{efc} : [10\bar{1}]_{ccc}$ não rodam no plano TD, como suposto no item 3. Além disso, a mudança na distância interatômica é maior nestas direções dentre as direções reticulares simples pertencentes ao plano TD. Em consequência, as deformações num plano TD poderiam ser representadas aproximadamente por aquelas nestas duas direções.

É feita aqui a hipótese de que as deformações acima possuam uma forma linear adjacente e paralela à discordância de transformação. É, portanto, de se esperar que as deformações nas direções acima possam ser descritas pelo vetor $1/2 [\bar{1}10]_{efc} : [010]_{ccc}$ e $1/2 [11\bar{2}]_{efc} : [10\bar{1}]_{ccc}$, respectivamente. E elas seriam muito provavelmente representadas por um vetor, $[01\bar{1}]_{efc} : [11\bar{1}]_{ccc}$, com energia inferior.

Em contraste com discordâncias comuns, a discordância de transformação deve deixar após si uma conexão de reticulado elásticamente distorcida através do plano TD, devido à diferença de parâmetros de reticulado das duas fases. Além disso, a própria deformação da discordância bem como a energia de deformação requerida para iniciar seu movimento devem permanecer após o alívio de tensões.

Das considerações acima é razoável concluir-se que uma parte das deformações é aliviada antes que a discordância de transformação comece a se movimentar novamente, e cuja intensidade pode ser representada por $1/2 [01\bar{1}]_{cfc} : 1/2 [11\bar{1}]_{ccc}$. Em outras palavras, a discordância responsável pelo alívio de tensões possui o vetor acima indicado e escorrega sobre o plano $(\bar{1}11)_{cfc}$ ou $(112)_{ccc}$. De maneira semelhante pode-se esperar que opere também um outro plano de escorregamento: $(\bar{1}11)_{cfc}$ ou $(112)_{ccc}$.

Efetivamente, um grupo de discordâncias de transformação formará um plano de interfase e se movimentará coletivamente. Como consequência, a necessidade de considerar as deformações sofridas por este plano.

É provável que o plano de interfase acima considerado, à exceção de seus limites, possa ser ligado com porções do reticulado quase sem solitação, em ambos os lados. Detalhadamente, esta porção interna será acompanhada, não por um reticulado de transição, mas por um transformado. Em consequência, as deformações em jôgo serão aliviadas pelos movimentos da parte em hélice da discordância acima, que pode ser iniciado principalmente nos limites deste plano de interfase. Se a inclinação do plano de escorregamento relativamente ao plano da interfase afetar o alívio de tensões, um plano de escorregamento definido limitará possíveis planos de interfase.

Até o momento têm sido discutidas as deformações que aparecem num plano TD. E o plano de escorregamento $(112)_{ccc}$ e presumivelmente $(011)_{ccc}$, observados em cristais de martensita da liga Fe-30% Ni, teriam relação com o alívio de tensões. Por outro lado, as deformações normais ao plano TD não podem ser desprezadas. Portanto qualquer outro tipo de escorregamento, caso efetivamente ocorra, deve ser associado ao alívio de tensões.

Recentemente, Nishiyama e Shimizu¹⁹ examinaram a possibilidade do aparecimento de faixas de escorregamento, finas e paralelas, no interior da placa de martensita, utilizando corpos de prova em forma de folha, da liga Fe-30,64%

Ni. Eles observaram, na micrografia eletrônica, franjas retas, paralelas e finas, com espaçamento de 0,01-0,04 micron, comparável ao das faixas finas observadas no alívio superficial⁸. Eles mostraram que as faixas de escorregamento, finas, num alívio de superfície, estão também presentes sob a forma de falhas de empilhamento, no plano da família $(112)_{ccc}$, no interior da placa de martensita.

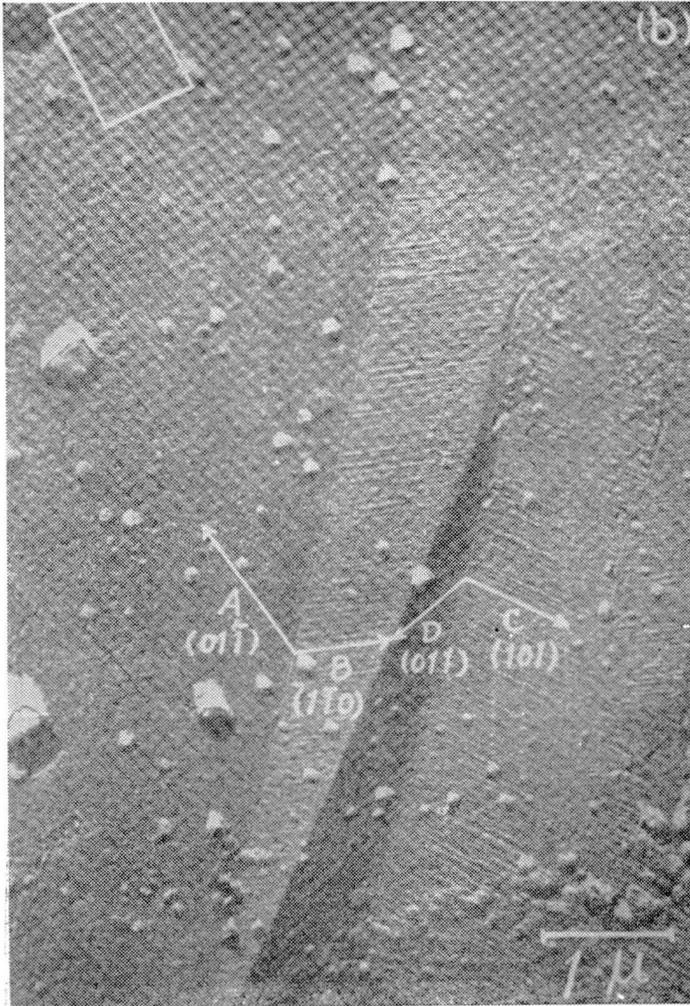


Fig. 8 — Faixas finas paralelas em martensita de kovar. Ataque ligeiro (Nishiyama e outros).

Nishiyama e outros²⁰ observaram também finas faixas paralelas na martensita de kovar, Fe-27,69% Ni-17,21% Co. A figura 8 mostra finas faixas numa região de transição de um "mid-rib" a outro, espaçadas de 0,015-0,03 micron. Parece que elas consistem de saliências paralelas um tanto diferentes das marcas de escorregamento comuns; parecem ser constituídas por falhas de empilhamento formadas durante a transformação.

Na figura 8 as faixas finas nas direções A, B, C e D, formaram-se provavelmente num mesmo grão de austenita. Fazendo a hipótese de que tais faixas tenham tido origem nos planos da família $(110)_{cfc}$, o autor deduziu seus índices cfc das orientações destas faixas obtidas por medidas diretas. Os resultados obtidos constam da tabela I.

TABELA I

Tipo de faixa	Índices cfc dos planos das faixas	Orientações com referência a A
A	$(0\ 1\ \bar{1})$	0°
B	$(0\ \bar{1}\ 1)$	121°
C	$(0\ 1\ 1)$	96°
D	$(1\ 0\ 1)$	153°

Considere-se a seguir os índices dos planos das faixas acima, com referência ao reticulado de martensita. É muito provável que eles pertençam à família $(112)_{ccc}$ ou a outras de especial significado, mas nunca $(100)_{ccc}$, porque eles são traços da escorregamentos de transformação ou falhas de empilhamento. A transformação de cfc em ccc, como mostrada na tabela I, pode ser efetuada com o auxílio da correspondência entre os reticulados de austenita e de martensita, que possuem a mesma forma para os três tipos de relações de orientação.

A tabela II mostra os índices ccc calculados para todas as variantes de qualquer relação de orientação. Supõe-se que, se todas as faixas da figura 8 são formadas no mesmo grão de austenita, a porção de martensita em que se localizam as faixas A e B (de um lado e de outro do "mid-rib"), será orientada com relação a outra porção de martensita (que inclui C e D) de tal maneira que diferentes variantes da re-

lação de orientação podem ser estabelecidas para cada martensita relativamente ao mesmo reticulado de austenita vizinho.

TABELA II

A	B	C	D
$(\bar{1} 1 2)$	$(1 1 \bar{2})$	$(1 1 2)$	$(1 \bar{1} 2)$
$(\bar{1} 1 2)$	$(1 1 2)$	$(1 1 2)$	$(\bar{1} 1 2)$
$(1 \bar{1} 2)$	$(1 1 2)$	$(1 1 \bar{2})$	$(1 \bar{1} 2)$
$(1 \bar{1} 2)$	$(1 1 \bar{2})$	$(1 1 \bar{2})$	$(\bar{1} 1 2)$

Convém notar que todos os índices da tabela II se referem ao reticulado martensítico. Na mesma tabela, os planos do tipo $(100)_{ccc}$ foram excluídos e os planos situados na mesma linha se referem à mesma variante da relação de orientação.

Suponha-se, a título provisório, que as quatro faixas acima resultem do mesmo tipo de defeito de reticulado no plano TD de cada martensita, como foi sugerido no caso da liga Fe-30% Ni. Então tais bandas seriam representadas como segue:

$$A = (1\bar{1}2)_{ccc} ; \quad B = (112)_{ccc} ;$$

$$D = (112)_{ccc} \quad \text{e} \quad C = (1\bar{1}2)_{ccc} .$$

Agradecimentos

O autor agradece ao Instituto de Pesquisas Tecnológicas a possibilidade de realização do presente trabalho e ao Eng. Jorge A. Cintra, do mesmo Instituto, pelo auxílio prestado.

BIBLIOGRAFIA

1. M. DOI — *Boletim da Associação Brasileira de Metais*, 14(1958) 215.
2. M. DOI — *Ibid.* (a ser publicado).
3. J. S. BOWLES e J. K. MACKENZIE — *Acta Met.*, 2(1954) 224.

4. J. S. BOWLES e C. S. BARRET — *Progress in Metal Physics*, vol. 3. Pergman Press (1952), p. 1.
5. R. F. MEHL e D. M. VAN WINKLE — *Rev. Met.*, 50(1953) 465.
6. F. C. FRANK — *Acta Met.*, 1(1953) 15.
7. H. SUZUKI — *Sci. Rep. RITU*, A-6(1954) 30.
8. Z. NISHIYAMA, K. SHIMIZU e S. SATO — *Mem. Inst. Sci. Ind. Res. Osaka Univ.*, 13(1956) 1.
9. A. B. GRENINGER e A. R. TROIANO — *Trans. AIME*, 185(1949) 590.
10. M. DOI e Z. NISHIYAMA — *Mem. Sci. Ind. Res. Osaka Univ.*, 11 (1954) 153.
11. C. ZENER — *Elasticity and Anelasticity of Metals*. Univ. of Chicago Press (1948) p. 32.
12. O autor teve conhecimento de que o Prof. M. A. Jaswon também emitiu o conceito de discordância de meia-macla no "Congress of International Union of Crystallography", em 1955. Infelizmente o autor não teve conhecimento do trabalho todo.
13. C. H. MATHEWSON — *Trans. ASM* (1943) 80.
14. H. SUZUKI — *Sci. Rep. RITU*, A-6(1954) 30.
15. M. DOI — *Boletim da ABM*, 15(1959) 649.
16. M. M. OTTO e T. A. READ — *J. Metals*, 9(1957) 412.
17. W. T. READ e W. SHOCKLEY — *Imperfections in Nearly Perfect Crystals*. John Wiley & Sons, Inc. (1952) p. 77.
18. J. D. ESHELBY — *Phil. Mag.*, 40(1949) 903.
19. Z. NISHIYAMA e K. SHIMIZU — *Act. Met.*, 7(1959) 432.
20. Z. NISHIYAMA, K. SHIMIZU e R. KAWANAKA — *J. Japan Inst. Metals*, 23(1959) 311.

DISCUSSÃO

MECANISMO DE TRANSFORMAÇÃO MARTENSÍTICA DAS LIGAS DE FERRO ⁽¹⁾

Raul Diehl Cohen ⁽²⁾ — Ponho em discussão o trabalho do Físico Michiyasu Doi, que acaba de ser apresentado pelo Eng. Jorge Cintra.

(1) Contribuição Técnica nº 375; apresentada na Comissão "B" do XIV Congresso Anual da ABM; Belo Horizonte, julho de 1959.

(2) Membro da ABM e Presidente da Mesa; Engenheiro e Professor da Escola de Engenharia da URGs; Pôrto Alegre, RS.

Otto Weinbaum (3) — Queria perguntar se se poderia interpretar as linhas que se observam na martensita. Na base do exposto, na martensita muitas vezes aparecem linhas que formam um triângulozinho de lados iguais. Queria perguntar-lhe se a formação dessa figura de linhas é ainda lembrança dessa cisalha cúbica dentro do cristal.

J. A. Cintra (4) — Essas linhas podem ser maclas ou linhas de escorregamento. Elas desaparecem ou não?

Otto Weinbaum — Não desaparecem.

J. A. Cintra — Então devem ser faixas de escorregamento devidas ao alívio de tensão.

Ferruccio Fabriani (5) — Permito-me considerar de grande valor o mecanismo proposto pelo autor, em base ao fenômeno das discordâncias. Desejava saber se êsse mecanismo explica, e como, a variação de densidade da martensita, mencionada por Brick & Phillips. Desejo ainda solicitar ao autor qual a sua convicção, face à minha suposição, de que a martensita tem composição variável, isto é, para uma determinado aço ao C, digamos 60%, os grãos de martensita teriam teor de C variável, sendo os de maior teor os que se formariam a temperaturas próximas de M_s .

M. Doi (6) — Suponhamos que um corpo policristalino tenha sido suficientemente homogeneizado antes da têmpera; em outras palavras, suponhamos que todos os grãos de austenita originais possuam a mesma percentagem de C.

Nessas condições, muito provavelmente, tôdas as placas de martensita teriam, uma vez formadas, a mesma percentagem de carbono, mesmo em se tratando de um dado grão de austenita, porque a transformação martensítica é uma reação isenta de difusão e, portanto, não haveria difusão de átomos de carbono mesmo a uma temperatura logo abaixo de M_s .

De acôrdo com o mecanismo proposto pelo autor («ABM-Boletim», n.º 14, 1958), o característico acima apontado é diferente daquele que ocorre na formação de bainita inferior.

Em conseqüência, o autor supõe que a variação da densidade da martensita com a temperatura pode ser atribuída à formação de trincas minúsculas, nas placas de martensita, dependendo êste fenômeno da temperatura de transformação de tal maneira que o número e natureza das trincas pode depender tanto do número de placas previamente formadas como do limite elástico da martensita.

No presente trabalho, o autor propôs um mecanismo de deformação plástica que resulta de tensões residuais ligadas aos movimentos das discordâncias de transformação, mas não considerou as tensões (externas) aplicadas à placa de martensita. Como conseqüência, dever-se-ia estudar o efeito dessas tensões sôbre a placa com o fim de interpretar a variação da densidade da martensita com a temperatura.

(3) Membro da ABM; Engenheiro e Professor no ITA; São José dos Campos, SP.

(4) Membro da ABM; Engenheiro do IPT; São Paulo.

(5) Membro da ABM; Professor da ENE da Universidade do Brasil; Rio de Janeiro GU.

(6) Membro da ABM; Físico pela Universidade de Osaka; do IPT, SP.