

PAULO PINHEIRO DA SILVA NETO

UMA INVESTIGAÇÃO DA PLASTICIDADE DURANTE A DECOMPOSIÇÃO ISO
TÉRMICA DA AUSTENITA NO AÇO AISI 4340 EM TEMPERATURA EM QUE
OCORRE A TRANSFORMAÇÃO PERLÍTICA.

UMA TESE SUBMETIDA AÓ CORPO DOCENTE DA COORDENAÇÃO DOS
PROGRAMAS PÓS-GRADUADOS DE ENGENHARIA DA UNIVERSIDADE FEDE-
RAL DO RIO DE JANEIRO COMO PARTE DOS REQUISITOS NECESSÁRIOS
PARA A OBTENÇÃO DE GRAU DE MESTRE EM CIÊNCIA (M.Sc.)

Aprovada por:

Paulo Pinheiro da Silva Neto

Sérgio de Azevedo

RIO DE JANEIRO

ESTADO DA GUANABARA - BRASIL

A

Paulo Miguel Bohomoletz e Ferruccio Fabriani que me iniciaram
na Metalurgia.

Deixo aqui consignados os seguintes agradecimentos:

Aos Drs. Robert E. Reed-Hill e David H. Baldwin, pela orientação na realização deste trabalho.

Ao Eng. Francisco Nilo de Farias e Dr. Walter A. Mannheimer ,
Chefes do Programa de Engenharia Metalúrgica da Coordenação /
dos Programas Pós-Graduados de Engenharia da Universidade Feder
ral do Rio de Janeiro, pelo apôio dispensado na realização dese
te trabalho.

Aos colegas e funcionários da Coordenação dos Programas Pós -
Graduados de Engenharia, também pelo apôio dispensado em divers
as circunstâncias.

A Coordenação do Aperfeiçoamento de Pessoal de Nivel Superior
(CAPES), pela concessão de bôlsa de estudo cobrindo parte do
tempo gasto nêste trabalho.

A Companhia Vale do Rio Doce, pelas licenças concedidas a fim
que fôsse realizado êste trabalho e pelo apôio manifestado em
diversas oportunidades.

SUMÁRIO

Foi realizada uma revisão sistematizada da literatura sobre a influência no comportamento elástico-plástico dos metais da ocorrência simultânea com a solicitação mecânica externa de uma transformação de fase em estado sólido. O metal nestas circunstâncias se enfraquece passando a apresentar uma "deformação induzida pela transformação". A descrição das características até agora conhecidas deste fenômeno, bem como das teorias estruturais e macroscópicas relativas a ele, é apresentada. O desenvolvimento de deformações superplásticas associadas a deformação induzida pela transformação já foi verificado para o caso de sucessivas transformações eutetóides/ em aços comuns ao carbono AISI 1018, 1045 e 1095 e em aço AISI 4340, de alta temperabilidade, foi então submetido a ensaios trativos a cargas constantes durante a decomposição isotérmica da austenita a ferrita mais perlita, com a finalidade de se estudar o seu comportamento mecânico. Foi observada a ocorrência de uma deformação rápida seguida de fluência permanente normal. Esta deformação rápida, que se deu praticamente até a transformação da metade da austenita, foi interpretada como constituída basicamente de deformação induzida pela transformação. O seu valor variou pouco com a mudança da temperatura, isto é, com a modificação da cinética da decomposição da austenita.

	<u>CONTEÚDO</u>	Página
1.	Introdução	1
2.	Teoria e revisão da literatura	6
2.1	Teoria	6
2.1.1	Generalidades	6
2.1.2	Ensaio livres de solicitação mecânica <u>exter</u> <u>na</u>	8
2.1.3	Ensaio com solicitação mecânica externa ...	16
2.1.4	Deformação induzida pela transformação e su- perplasticidade	24
2.2	Resultados experimentais	25
2.2.1	Introdução	25
2.2.2	Ensaio livres de solicitação mecânica <u>exter</u> <u>na</u>	25
2.2.3	Ensaio com solicitação mecânica externa ..	28
	- Ensaio que originam o fenômeno de dois pes- coços simétricos	28
	- Ensaio compreendendo a modificação da auste nita pelas transformações perlítica, bainíti ca e martensítica	30
	- Ensaio consistindo de ciclos térmicos que / podem ser desmembrados em simples aquecimen- to mais simples resfriamento.....	31
	- Ensaio em ligas binárias onde o soluto está próximo do limite de solubilidade	38
3.	Materiais e métodos	40
4.	Resultados e conclusões	45
	Referências Bibliográficas	49

I. INTRODUÇÃO

A ocorrência simultânea nos materiais metálicos de mudanças de fase em estado sólido e solicitações mecânicas externas, vem sendo objeto de estudos já há alguns anos. Os propósitos destes trabalhos podem ser resumidos no fato do interesse estar centrado ora na transformação, ora no comportamento mecânico, ou ainda nas características dos materiais após este duplo processamento.

A presença de tensões pode alterar uma transformação de fase em qualquer dos seus aspectos, seja termodinâmico, cinético ou morfológico. Em princípio, por se tratar de reações envolvendo apenas fases sólidas, os efeitos devem ser mais pronunciados na cinética e morfologia do que no equilíbrio. Um bom exemplo disto pode ser obtido pela consideração de um aço ao carbono de composição eutetóide. Calcula-se, pelo Princípio de Le Chatelier, que a elevação do seu ponto eutetóide de 1°C se fará mediante a aplicação de uma tensão triaxial de 8 925 g/mm² (12 750 psi) (1). No entanto, para uma tensão uniaxial de 9 100 g/mm² (13 000 psi) observa-se que este aço no estado austenítico tem sua decomposição a perlita, à temperatura de 690°C (1273°F), bastante modificada se comparada com a que se verifica nas condições normais (2). O início e fim da transformação / são acelerados, havendo marcadamente um aumento na velocidade da reação. Em particular, embora a velocidade de crescimento se mantenha / praticamente constante, a velocidade de nucleação cresce de um fator próximo de 55. A perlita resultante apresenta-se com os espaços interlamelares reduzidos de 10% em média se comparada com a resultante da decomposição sem presença de tensão (2).

Um exemplo mais divulgado dos efeitos das solicitações mecânicas externas em transformações é dado pelas reações martensíticas (3,4). Evidentemente a "driving force" da transformação é a diferença da energia-livre das fases transformada e inicial; mas, como frisa CHRISTIAN, "quando o 'driving force' é insuficiente para a transformação espontânea, ou mesmo de sinal contrário, a martensita pode algumas vezes ser produzida por tensão aplicada externamente". Uma explicação simplificada disto, devida a REED-HILL (3), é a que se segue. A formação das placas de martensita dá origem a componentes cizalhantes e normais da deformação já que envolve mudanças de forma e dimensões num volume finito de matéria. Mas, por simplificação, pode-se considerar que a deformação macroscópica associada a esta formação seja um cisalhamento puro. Neste caso, para um determinado modo de transformação - ou seja, formação de placas de martensita numa dada direção - haverá uma maior ou menor dificuldade conforme a componente cizalhante da tensão aplicada na direção considerada tenha ou não o mesmo sentido da deformação devido a reação. A consideração de todos os possíveis modos de deformação, num dado estado de solicitação mecânica da peça, ditará ou não uma mudança em H_c que poderá se elevar ou abairar.

Tôda uma classe dos chamados "tratamentos termomecânicos" é constituída pela ação simultânea de esforços mecânicos e de uma transformação de fase (5). De uma maneira geral o encruamento induz a transformação. Aços inoxidáveis austeníticos do tipo 18-8 e semi-austeníticos endurecíveis por precipitação têm sido tratados desta maneira, a austenita se transformando em martensita. A finalidade deste tratamento é conseguir limites n ("yield strength") mais elevados, ou seja, melhora propriedades elásticas.

Para finalizar esta introdução resta examinar o comportamento mecânico dos metais quando da ocorrência de uma transformação de fase em estado sólido. Tal estudo começa a adquirir importância pois, numa época de avanço tecnológico vertiginoso como a nossa, são cada vez maiores as solicitações aos materiais empregados em obras e equipamentos. Mas seu interesse não se limita as aplicações estruturais que, afinal, envolvem somente pequenas deformações. Suas consequências serão talvez mais sentidas nas aplicações associadas a grandes deformações, ou seja, nos processos de conformação dos metais por deformações plásticas. Em particular, tornar-se-ão possíveis processos que se enquadrarão nos chamados "processos de conformação de baixa energia" (LERF-low energy metal forming) (6).

É sabido que as propriedades mecânicas de materiais de estruturas cristalina e metalográfica estáveis não podem ser descritas de maneira simples. Daí a necessidade de se usar vários ensaios diferentes para a obtenção de índices tecnológicos. Por sua vez, os índices alcançados em diferentes ensaios não só não se correlacionam entre si mas ainda não são suficientes para se evitar o tratamento empírico de problemas como as aplicações estruturais um pouco mais complexas e as conformações dos metais. A Física dos Metais parece justificar este fato. A instabilidade das estruturas cristalinas e metalográfica é um elemento agravador na descrição das propriedades mecânicas dos materiais metálicos.

A presença num corpo sólido metálico solicitado mecanicamente pelo exterior de uma transformação em estado sólido forçosamente determinará mudanças nas propriedades elásticas, plásticas,

incluindo a fluência, e de rutura, incluindo a fadiga. O estudo das propriedades elástico-plásticas está mais desenvolvido que o dos fenômenos levando a rutura. Este trabalho se dedicará quase que exclusivamente a elas.

O aparecimento numa fase α de uma segunda fase β constitui um modelo extremamente simples para se estudar os fenômenos acima descritos, e corresponde às transformações congruentes, ou seja, polimórficas e ordem-desordem. E elas efetivamente vem sendo utilizadas nesta área. Transformações mais complexas, podendo envolver mais duas fases ou constituintes metalográficas, tais como as transformações eutetóide, bainítica e martensítica nos aços também aparecem nos trabalhos publicados. Ter-se-á sempre, portanto, nas considerações do próximo item, um numero razoavelmente pequeno de fases ou componentes metalográficos. É necessário acrescentar ainda que, em princípio, será analisado um material policristalino com grande superfície específica e contornos de grão de modo a se evitar efeitos anisotrópicos.

Já em 1924 LEE e SAUVEUR (7) observaram em diversos produtos siderúrgicos que a presença de uma transformação alotrópica ou eutetóide ocasionava um enfraquecimento do material, ou seja, um aumento de ductilidade na interface de transformação. Este fato tem sido confirmado em pesquisas posteriores, inclusive, em outros metais. É o estudo deste efeito que tem sido objeto de extensas pesquisas, principalmente, nos últimos dez anos.

Em certas condições é possível obter através do efeito / acima referido deformações extremamente elevadas que se caracterizam como "superplásticas". Superplasticidade aqui é entendida como sendo a habilidade de um material sofrer deformações com alonga-

tos elevados e estrição uniforme, ou seja, sem formação do "pescoço".

2. TEORIA E REVISÃO DA LITERATURA

2.1 Teoria

2.1.1 Generalidades

Os ensaios utilizados no estudo das propriedades elástico-plásticas dos metais sofrendo uma transformação em estado sólido necessitam ser caracterizados pela história da solicitação mecânica, história térmica e situação da transformação. Normalmente a história da solicitação mecânica é simples enquanto que a história térmica pode ser complicada. Quanto as transformações, devido a sua variedade e diferença no grau de complexidade, muitas são as possibilidades de situá-las em relação a ambas histórias acima mencionadas.

A Tabela I mostra as principais possibilidades de ensaios baseadas nas premissas anteriores e que têm sido utilizados por pesquisadores nesta área. As solicitações mecânicas são ora uniaxiais, trativas ou compressivas, ora torsivas. Os ensaios são realizados usualmente em corpos de prova cilíndricos circulares diretos com cargas e momentos torsores constantes, respectivamente. As diversas histórias térmicas, que podem ser complexas como já foi dito, são mostradas na própria tabela. A posição da transformação em relação as histórias da solicitação mecânica e térmica bem como a sua quantidade fracionária de transformação ζ e a homogeneização dos produtos, que também é importante, não são consideradas pois complicariam bastante a tabela, que visa apenas dar um caráter sistemático ao assunto. São apresentadas também as diversas componentes da deformação a se esperar em cada caso. As componentes da deformação do corpo de prova cilíndrico circular direto de um material policristalino em cada caso serão examinados mais de perto a seguir.

2.1.2 Ensaio livres de sollicitação mecânica externa.

Considera-se, inicialmente, o caso mais simples de um ensaio isotérmico em que não haja sollicitação mecânica externa. Tal ensaio nem sempre é possível dependendo do caráter da transformação. Sendo possível, isto é, sendo a transformação tèrmicamente ativada e considerando-se o caso de uma fase original α que gera uma fase resultante β tem-se que a simples diferença de volume específicos das fases produzirá uma deformação volumétrica dada por

$$(\Delta V/V) = \zeta (v_2 - v_1 / v_1) \quad (1)$$

onde v_1 - volume específico da fase original

v_2 - volume específico da fase resultante

$\zeta = V^p/V$ - quantidade fracionária de transformação

V - volume total

V^p - volume que foi transformado da fase original a fase resultante no tempo t .

É evidente que $\zeta = \zeta(t)$. Uma vez processada inteiramente a transformação ter-se-á uma deformação volumétrica

$$(\Delta V/V) = (v_2 - v_1 / v_1) \quad (1-a)$$

Para uma transformação do tipo $\alpha \rightarrow \beta + \gamma$, isto é, uma fase gerando duas outras ter-se-á para uma transformação já encerrada

$$(\Delta V/V) = (\mu/\mu + \nu)(v_1/v) - (\nu/\mu + \nu)(v_2/v) - 1 \quad (1-b)$$

onde v - volume específico da fase original α

v_1 - volume específico da fase resultante β

v_2 - volume específico da fase resultante γ

μ - quantidade em pêso da fase resultante β

ν - quantidade em pêso da fase resultante γ .

Uma fórmula análoga foi utilizada por FOUNTAIN & KORCHYNSKY (8) no estudo do fenômeno da "fluência negativa" em sistemas binários metálicos onde estava presente transformação



A possibilidade de prosseguir nas generalizações de expressões para $(\Delta V/V)$ não apresenta maiores interesses para este trabalho. A componente linear da transformação volumétrica numa direção qualquer / dependerá do movimento das interfaces ao curso da transformação. De uma maneira geral teremos

$$(\Delta L/L) = \alpha (\Delta V/V) \quad (2)$$

onde α é um coeficiente compreendido entre 0 e 1. Pode-se dizer com JOHNSON (9) que para iguais modificações dimensionais lineares/ $(\Delta L/L)$ em tôdas as direções na transformação $\alpha = 1/3$ e

$$(\Delta L/L) = 1/3 (\Delta V/V) \quad (2-a)$$

Mas "isto é somente válido em condições especiais quando as orientações de tôdas as interfaces se movimentando são completamente orientadas ao acaso e qualquer desvio desta orientação produzirá uma mudança de forma em adição a modificação do volume de modo que geralmente $\alpha \neq 1/3$ ". Num material policristalino de grãos bem pequenos e para transformações civis pode-se considerar que as interfaces se orientam ao acaso e que a Eq.(2-a) se aplica. Pode-se então/ traduzir a modificação de volume descrita acima em termos de deformação ao longo do eixo do corpo de prova tendo-se (9)

$$\epsilon_E = (\Delta L/L) = \alpha (\Delta V/V) \quad (3-a)$$

$$\epsilon_n = (1 - \epsilon_E) = \ln (1 - \alpha \Delta V/V) \quad (3-b)$$

$$\epsilon_L = \epsilon_E - 1/2 \epsilon_E^2 = \alpha (\Delta V/V) - (\alpha^2/2) (\Delta V/V) \quad (3-c)$$

onde ϵ_E - deformação convencional ou de engenharia

ϵ_n - deformação natural, verdadeira ou logarítmica

ϵ_L - deformação definida em função do fator de magnificação de um elemento linear M .

Mas esta deformação devido a diferença de volumes específicos das fases finais e iniciais, que por economia será denominada "deformação volumétrica" ϵ_v , não é a única presente. Neste caso, como sugere um argumento de LEHR (10,11) e BUCKLEY ET ALII (12), a deformação volumétrica pode induzir uma outra componente. O aparecimento numa fase original α de uma fase β acarretará uma modificação volumétrica que, por sua vez, irá gerar tensões. Estas tensões aliviar-se-ão por deformações elásticas e ainda plásticas, no caso destas / tensões ultrapassarem o limite de escoamento ou limite n de uma das fases. Naturalmente o escoamento se dará preferencialmente na fase de menor dureza. Novamente aqui, se as interfaces se orientarem / ao acaso "os efeitos das deformações locais na vizinhança de cada núcleo devem se compensar estatisticamente, não produzindo portanto nenhuma variação notável nas dimensões do corpo de prova"(11). Caso / contrário, teremos as deformações desta natureza presente. Estas deformações são chamadas de "deformações induzidas pela transformação" ϵ_t e podem ser também descritas em termos de ϵ_ϵ , ϵ_n e ϵ_L . Chamando-se de ϵ_T a deformação total traduzida em termos de deformação natural ter-se-á para caso em questão

$$\epsilon_T = \epsilon_v \quad (4)$$

Tal é a expressão que aparece na Tabela I. Para a deformação cizalhante total sua superfície do corpo de prova cilíndrico circular direto γ_T , expressa como

$$\gamma = \varphi(R/L) \quad (5)$$

onde φ - ângulo de torsão

R - raio da base do corpo de prova

L - comprimento do corpo de prova,

ter-se-á $\gamma_T = 0$. Isto porque considera-se que para um material policrostalino isotrópico sofrendo transformações civis as interfaces se orientam ao acaso durante a transformação; desvios desta orientação/poderão gerar componentes γ_x e γ_y , isto é, deformações cizalhantes volumétricas e induzida pela transformação.

A anisotermicidade, ainda no caso de um ensaio em que não haja solicitação mecânica externa, pode ser função do tempo e do espaço, ou ainda de ambos. No caso de se tratar de um corpo de prova / cuja temperatura num determinado momento em qualquer ponto é a mesma, mas que pode variar de momento a momento, tem-se o caso de anisotermicidade no tempo, ou seja, $T = T(t)$. A expansão térmica ou dilatação é o novo tipo de deformação que pode aparecer. Ela se caracteriza por um coeficiente de expansão térmica δ que numa dada direção é dado por

$$\delta = (1/L)(\partial L/\partial T) \quad (6)$$

onde L - comprimento do corpo de prova na direção indicada
 T - temperatura absoluta (ou não).

Tratando-se de um material isotrópico δ é o mesmo para qualquer / direção. Num material anisotrópico δ varia com a direção, mas de acôrdo com a simetria do corpo pode ser descrito em função de três / valores $\delta_x, \delta_y, \delta_z$, correspondentes as direções principais (13). Usualmente o que se faz é linearizar o fenômeno definindo um coeficiente de expansão térmica médio para o intervalo de temperatura indo de T_0 a T_1

$$\delta = (1/L_0)(L-L_0) / (T_1 - T_0) \quad (7)$$

$$\text{o que fornece } L = L_0 (1 + \delta \Delta T) \quad (7-a)$$

Num material isotrópico a expansão térmica expressa em têrmo de deformação natural será

$$\epsilon_e = \ln (1 + \delta \Delta T) \quad (8)$$

No entanto a presença de mais de uma fase, com as suas quantidades relativas variando, pode tornar êste cálculo difícil. Havendo uma simples elevação ou abaixamento de temperatura a deformação total em t \hat{e} rmos de deformação natural ser \hat{a}

$$\epsilon_{\tau} = \epsilon_v + \epsilon_e \quad (9)$$

como aparece na tabela. Por outro lado, ter-se- \hat{a} num material isotr \hat{o} pico $\gamma_{\tau} = 0$. Num ou mais ciclos fechados, em princ \hat{i} pio, a deformação devido a expans \hat{o} o t \hat{e} rmica ser \hat{a} nula. Mas a presen \hat{c} a da transform \hat{a} o, com suas respectivas deform \hat{o} es ϵ_v e ϵ_e cria a possibilidade deste t \hat{e} rmo n \hat{a} o ser revers \hat{i} vel. \hat{E} importante frisar ainda que a diferen \hat{c} a dos coeficientes de expans \hat{o} o t \hat{e} rmica e de durezas de duas ou mais fases coexistentes pode gerar uma deform \hat{o} o pl \hat{a} stica pelo mesmo mecanismo j \hat{a} descrito para a deform \hat{o} o induzida / pela transform \hat{a} o, o que \hat{e} um fator de complic \hat{a} o na an \hat{a} lise destes fen \hat{o} menos. Um efeito semelhante pode surgir ainda da anisotropia dos coeficientes de expans \hat{o} o t \hat{e} rmica de certos metais policristalinos apresentando texturas particulares (14). Mesmo na aus \hat{e} ncia desta GREENWOOD & JOHNSON (15) calcularam que a contribui \hat{c} o da anisotropia do ur \hat{a} nio α para a deform \hat{o} o total \hat{e} aproximadamente / uma ordem de magnitude menor que a deform \hat{o} o induzida, necessitan \hat{d} o ser levada em considera \hat{c} o. Para metais menos anisotr \hat{o} picos, / ur \hat{a} nio β , zirc \hat{o} nio α , tit \hat{a} nio α , \hat{e} stes autores consideram esta contribui \hat{c} o como sendo desprez \hat{i} vel.

Um gradiente de temperatura constante no tempo representa o caso de anisotermicidade no espa \hat{c} o. Tal tipo de hist \hat{o} ria t \hat{e} rmica carece de import \hat{a} ncia num ensaio sem a presen \hat{c} a de solici \hat{t} ao externa.

Finalmente, ainda na aus \hat{e} ncia de solici \hat{t} ao externa, / resta o caso da temperatura ser fun \hat{c} o do tempo e do espa \hat{c} o:

$T = T(x, y, z, t)$. Pode-se visualizar esta situação como sendo um gradiente que varia de momento a momento. Há de se distinguir aqui/ dois casos:

1. o gradiente é constante

$$T = T(x, y, z, t) \text{ e } \nabla T = \vec{\text{const}}$$

2. o gradiente é variável

$$T = T(x, y, z, t) \text{ e } \nabla T = \nabla T(t)$$

A primeira alternativa representa um caso análogo ao da temperatura constante no material mas variável no tempo (caso 1.2.1 na Tabela I), as diversas componentes da deformação total sendo as mesmas. A diferença entre um e outro, obviamente, é a presença do gradiente / térmico. Mas é preciso ressaltar que na prática é muito difícil obter um corpo de prova com a temperatura uniforme e, principalmente, mantê-la uniforme enquanto se modifica. Em outra palavra, há sempre um suave gradiente térmico. Quando se fala em gradiente térmico, refere-se obviamente a um gradiente apreciável, introduzido proposi - talmente ou inerente ao forno, que levará a transformação e se pro - cessar segundo uma frente que lhe é perpendicular. Êste fato foi observado por LEHR (11) e DE JONG & RATHENAU (16,17,18,19) no ferro e por PRUNA, LEHR, CHAUDRON (20) e BUCKLEY ET ALII (12) no urânio. Nor - malmente, o gradiente coincide com o eixo longitudinal do cilindro, embora BUCKLEY ET ALII (12) tenham utilizado ainda gradiente trans - versais. Dependendo da possibilidade da transformação gerar grãos / grosseiros, êste em geral se apresentam crescidos no sentido do gra - diente, o que faz com que o coeficiente α da Eq.(2) se aproxime / da unidade e que esta equação no caso limite se torne em

$$(\Delta L/L) \cong (\Delta V/V) \quad (2-b)$$

E ainda em t ermos de deformação natural

$$\epsilon_v = \ln [1 + (\Delta V/V)] \quad (3-d)$$

A presença da deformação induzida pela transformação ϵ_t nessa situação se justifica pelo seguinte. Suponha-se uma transformação alotr opica $\alpha \rightarrow \beta$ em que a fase α é a mais mole. O urânio, por exemplo, tem uma forma α ortorrômbica que a 660 C se transforma numa forma β quadrática complexa. Conforme BUCKLEY ET ALII (12), que realizaram ensaio do tipo de diversos ciclos fechados neste material, as tensões geradas pela mudança de fase são as da Fig.1. Nela " são mostradas duas partes cilíndricas de uma barra de urânio; a parte a direita está na fase α e a parte a esquerda na fase β , que / tem maior volume específico. Numa única barra de urânio submetida a um fluxo térmico axial, estas duas faces estão unidas por uma interface coerente, causando que os sistemas de tensões iguais e opostas/ ilustradas no centro da Fig. 1 sejam produzidos nas respectivas fa - ses. O relaxamento plástico destas tensões de transformação nos elementos cúbicos em ambos os lados da interface é ilustrado, e   tal que os elementos da fase α se contraem na direção axial e se expandem radialmente, e vice versa na fase β . A mudança de forma / deriva da alta taxa de relaxamento da fase α , que resulta em mai - ores contrações axiais dos elementos da fase α do que expansões / dos elementos β correspondentes. Durante a ciclagem térmica atra - v s da transformação de fase êste processo de relaxamento diferenci - al ocorre cont nuamente, originando incrementos do crescimento inde - pendente da direção do movimento da interface, isto é $\alpha \rightarrow \beta$ ou $\beta \rightarrow \alpha$ ". GREENWOOD & JOHNSON (15) aceitam êste argumento exceto num ponto. Dizem  les que "  raro que duas fases tenham iguais tensões de escoamento é, na maioria das transformações, modificações de resis - t ncia acentuadas estão associadas com a modificação de estrutura /

Fig. 1 - Modelo ilustrando o alívio de tensões durante a ciclagem de um cilindro circular direto de urânio através da transformação $\alpha \rightarrow \beta$ (Reproduzido de BUCKLEY ET ALII (12)).

cristalina. Não é, portanto, apropriado associar a deformação desenvolvida durante o movimento da interface com alguma combinação das tensões de escoamento de ambas as faces como fazem LEHR (10,11) , BUCKLEY ET ALII (12) e DE JONG & RATHENAU (21) desde que a magnitude da tensão será limitada substancialmente pelo escoamento da fase mais fraca e a fase mais forte geralmente se deformará apenas elásticamente. Segue que, pela limitação da deformação à fase mais fraca e tendo-se uma interface que mantém sua forma e move-se numa direção constante, a modificação de tamanho de um metal passando nos dois sentidos de uma transformação de fase na ausência de tensões / externas cairá num dos quatro grupos mostrados na Tabela II". Coincidindo o gradiente térmico com o eixo longitudinal do corpo de prova tem-se que $\gamma_T = 0$. Mas, mesmo que a interface de transformação / não fôsse perpendicular ao eixo, o aparecimento de uma componente γ_t apreciável estaria associado a orientações particulares desta / interface.

Como caso final dos ensaios sem solicitação externa resta o do gradiente de temperatura variável. Ensaios deste tipo não aparecem na literatura. Nêles é possível ocorrer tôdas as componentes / citadas até agora como mostra a tabela. A deformação cizalhante na superfície do corpo de prova de um material policristalino será usualmente nula ou próxima de zero, desde que as deformações presentes tenham um caráter esférico como indica a isotropia do material.

2.1.3. Ensaios com solicitação mecânica externa

A presença de solicitação mecânica externa na forma de / carga constante nos ensaios uniaxiais de tração ou compressão e de tração ou compressão e de momento torsor constante no ensaio de torção no corpo de prova típico, isto é, policristalino e de forma ci-

TABELA II - O EFEITO DA ORIENTAÇÃO DA INTERFACE NA MODIFICAÇÃO DE TAMANHO NA AUSÊNCIA DE SOLICITAÇÃO MECÂNICA EXTERNA (N)

Modificação de volume e resistência no aquecimento através da transformação	Modificação de forma paralela a direção de movimento da interface		Modificação de forma perpendicular a direção de movimento da interface		Exemplo
	Aquecimento	Resfriamento	Aquecimento	Resfriamento	
Contração a fase mais fraca	contração	contração	não há modificação	expansão	Zircônio
Expansão a fase mais forte	contração	contração	expansão	não há modificação	Urânio α/β
Expansão a fase mais fraca	expansão	expansão	não há modificação	contração	Urânio β/γ
Contração a fase mais forte	expansão	expansão	contração	não há modificação	Ferro α/γ

(N) Reproduzida de GREENWOOD & JOHNSON (15) com ligeira modificação na disposição.

lândrica circular direta, irá acrescentar uma nova componente da de-
 formação que é a fluência. Este fenômeno tem sido bastante estudado/
 (3,22,23,24,25), tanto do ponto de vista de sua descrição macroscópi-
 ca como de seus mecanismos. Como nos ensaios em questão têm sido em-
 pregadas tensões pequenas, com valores máximos da ordem de 3500 g/mm
 (5000 psi), é possível descrever esta deformação nas estruturas está-
 veis, isto é, nas quais não se está processando transformações, pelas
 equações seguintes nos casos de temperaturas homólogas constantes /
 (T/T_m , onde T_m é o ponto de fusão do material) inferior a 0,5 e supe-
 rior a este número, respectivamente (22)

$$\epsilon_c = A \log (1 - \nu t) \quad (10)$$

$$\epsilon_c = B t^m - C \sigma^n t \exp (- Q/kT) \quad (11)$$

- onde
- A, B, ν - constantes dependente da temperatura
 - C - constante independente da temperatura
 - m - constante entre 1/4 e 2/3, geralmente nas vizi -
 nhanças de 1/3.
 - n - constante entre 3 e 5,5, correspondendo os valo -
 res limites a ligas e metais puros, respectivamen-
 te.
 - Q - energia de ativação
 - k - constante de Boltzmann
 - T - temperatura absoluta
 - σ - tensão aplicada
 - t - tempo

A Eq. (10) e a primeira parcela da Eq. (11) são fluências transitóri-
 as, isto é, cuja velocidade de deformação diminui progressivamente /
 com o tempo, enquanto que a segunda parcela da Eq. (11) descreve uma
 fluência permanente para um dado mecanismo. Altas temperaturas e bai-
 xas tensões tendem a diminuir a proporção relativa de fluência tran-

sitória, muitas vezes tornando-a desprezível o que leva a Eq. (11)a

$$\epsilon_c = C \sigma^n t \exp(-Q/kT) \quad (11-a)$$

Estas fórmulas se aplicam a ensaios isotérmicos, necessitando de uma adaptação para ensaios anisotérmicos, que pode ser efetuada, por exemplo, através da escolha de um tempo efetivo t' numa temperatura / fixada T' . Tratando-se de ensaio realizado sôbre estruturas instáveis, onde está ocorrendo uma transformação, o cálculo desta componente fica bastante complicado. Inclusive, sua determinação experimental neste caso não é sempre simples.

A parcela da deformação total obtida pela subtração a essa das componentes devido a fluência, a variação de volume específico e a expansão térmica, constitui a deformação induzida pela transformação. ϵ_c . Sua natureza é melhor compreendida se ela é conceituada como sendo a diferença entre a deformação total durante a transformação e a deformação que seria encontrada se o processo de transformação não influenciasse a deformação, mas apenas ditasse a quantidade/ e distribuição de cada fase a qualquer temperatura (26), para ensaios anisotérmicos, ou a qualquer tempo, para ensaios isotérmicos e transformações termicamente ativadas.

Indubitavelmente a variação de volume específico durante a transformação cria tensões internas as quais superpor-se-á a tensão/ aplicada externamente. Em outras palavras, a tensão aplicada externamente irá atuar num material já tensionado internamente, o que acarretará na necessidade de uma menor carga para ativar os possíveis mecanismos de deformação. Inclusive, como foi visto, esta pode se verificar na ausência de solicitação externa. DE JONG & RATHENAU (21) , que inicialmente desenvolveram êste argumento, conseguiram correlacionar os dados experimentais de uma série de materiais muito diferentes quanto aos valores de $(\Delta V/V)$ e resistência mecânica num grá-

fico da deformação induzida ϵ_f vs. tensão σ , sob a forma reduzida e adimensional $\epsilon_f / (\Delta V/V)$ vs. σ/H (H é o valor médio da dureza Vickers das duas fases H_1 e H_2 , próximas da temperatura de trans - formação ou, para as ligas, na região de duas fases). Êste gráfico / apresentou curvas que se diferenciavam de um fator igual a 2. Daí concluem os autores que "isto suporta a hipótese de que a fraqueza mecânica é largamente determinada pela mudança de volume ($\Delta V/V$) e a resistência do material, por exemplo, sua dureza H". Em seguida, através da análise das deformações criadas num meio isotrópico infinito/ constituindo a fase α pela introdução de uma fase β de forma / esférica e volume específico diferente, puderam predizer a ocorrência ou não de deformações plásticas para os diferentes materiais , além de suas magnitudes relativas. Embora o modelo usado fôsse bem simples os resultados alcançados mostravam boa concordância com as observações experimentais. A teoria das tensões internas para as deformações induzidas pela transformação adquiriu uma forma mais definida devido a obra teórica e experimental de JOHNSON e GREENWOOD - (9,15,27). Para transformações ocorrendo a temperaturas homólogas / mais elevadas ela se apresenta como uma teoria de "pseudo-fluência". Esta constitui num processo de deformação com o tempo na presença de pequenas tensões externas, incapazes de ocasionar o escoamento por si mesmas, num material já tensionado internamente. GREENWOOD & JOHNSON (15) partiram novamente da hipótese de que a deformação plástica se restringe largamente à fase mais fraca, a menos que as duas fases envolvidas na transformação tenham resistências quase iguais . Aplicaram a seguir as leis clássicas do escoamento plástico que utilizam uma extensão das equações de Lévy-von Mises para incorporar a fluência permanente multiaxial, deduzindo as expressões seguintes / num metal tensionado internamente, em virtude da deformação volumé -

$(\Delta V/V)$. A deformação induzida pela transformação é dada por uma expressão do tipo

$$\epsilon_{ij} = 3/2 \sigma'_{ij} I^{n-1} t, C \exp(-Q/kT) \quad (12)$$

onde ϵ_{ij} - tensor deformação induzida
 σ'_{ij} - tensor desviador ou reduzido da tensão
 I - tensão interna, gerada durante a transformação
 n, C - constantes da lei da fluência
 Q - energia de ativação da fluência
 T - temperatura absoluta
 t - intervalo de tempo durante o qual a transformação ocorre.

No levantamento da fórmula acima I foi considerado constante, isto é independente da velocidade da transformação. Para o corpo de prova / típico a Eq. (12) se reduz a (9)

$$\epsilon_t = C \sigma f(n) I^{n-1} t, \exp(-Q/kT) \quad (13)$$

onde $f(n) \sim 1$ para $n=5$. É possível, portanto, incorporar numa equação única a deformação isotérmica que ocorre no intervalo de tempo t obtendo-se

$$\epsilon_t = C \sigma \left[1 + f(n) (I/\sigma)^{n-1} \right] t, \exp(-Q/kT) \quad (14)$$

por outro lado, para um material plástico ideal rígido a deformação induzida pela passagem nos dois sentidos de uma transformação em função da tensão será dada por

$$\epsilon_t = (5/3) (\sigma/Y) (\Delta V/V) \quad (15)$$

onde σ - tensão externa aplicada
 Y - limite de escoamento da fase mais fraca
 $(\Delta V/V)$ - deformação volumétrica devido a diferença de volumes específicos das fases inicial e final

Isto será verdadeiro para transformações se realizando a temperatu-

ras homólogas baixas. Voltando-se para o caso de temperaturas homólogas elevadas obtem-se uma expressão parecida

$$\epsilon_t = (4/3) (\sigma / I_0) (\Delta V/V) [5n/(4n+1)] \quad (15-a)$$

onde I_0 é o valor de I quando a tensão aplicada externamente é nula. Quando a tensão interna se aproxima da tensão de escoamento, $\sigma / I_0 \rightarrow Y$ e $n \rightarrow \infty$, a Eq. (15-a) toma a forma da Eq. (15). A importância das Eqs. (15) está no fato de se procurar determinar experimentalmente curvas de deformação induzida ϵ_t vs. tensão aplicada σ na maioria das pesquisas realizadas nesta área, e elas determinam uma relação linear para estas curvas desde que as tensões aplicadas sejam pequenas.

A teoria das tensões internas não entra no mérito dos mecanismos de deformação, isto é, não especifica a maneira de deformação atômica (deslizamento, "climb", etc.). Inicialmente, segundo sugestão de pesquisadores russos (28,29,30), considerou-se que durante uma modificação cristalina qualquer num metal existia uma perda/momentânea de ligação entre os átomos, a medida que êles se moviam/para novas posições. Êste aspecto da questão não foi desenvolvido /nem teórica nem experimentalmente em proveito, principalmente, do modelo das tensões internas que evita tais questões. No entanto, alguns mecanismos têm sido propostos. Para explicar a presença de níveis de tensão mínimos na decomposição da austenita de um aço de alto carbono, abaixo dos quais não havia deformações detectáveis, PORTER & ROSENTHAL (1) sugeriram um baseado no alívio de discordâncias bloqueadas em determinados obstáculos, particularmente, contornos de grão. Êste alívio seria provocado pelas interfaces móveis durante a transformação que atuariam como fontes e sumidouros de discordâncias. CLINARD & SHERBY (26) pensam que os defeitos pontuais /

originados pela modificação de volume ($\Delta V/V$) na transformação podem explicar a presença da deformação induzida. Em temperaturas homólogas elevadas a taxa de fluência, que é proporcional a quantidade de lacunas e intersticiais presentes, irá se elevar em virtude do aparecimento de tais defeitos em excesso. Neste mecanismo, no entanto, é necessário levar em consideração a vida média destes defeitos em excesso já que existem diversos sumidouros num metal além do "climb" das discordâncias. Os resultados experimentais conflitantes de DE JONG & RATHENAU (17), que acharam que a deformação induzida independia da velocidade de variação da temperatura na faixa 1 - 7 °C/min, e os destes autores que determinaram tal dependência na faixa 5 - 160 °C/min podem então serem explicados. No resfriamento rápido há congelamento dos defeitos pontuais, que imobilizados não atuam no mecanismo de "climb", enquanto que a medida que se diminui a velocidade de variação da temperatura eles vão ficando mais móveis e ativos para o "climb", havendo um valor limite desta velocidade abaixo do qual o mecanismo controlador do movimento das discordâncias são as forças viscosas ou de Peierls e não o "climb". Outros mecanismos que têm sido propostos são a fluência por deslizamento do contorno de grão e a fluência pela difusão volumétrica (mecanismo de Nabarro-Herring) (13). Estes dois últimos levam a uma relação linear entre a tensão e a velocidade de deformação. A fluência pela difusão volumétrica pressupõe uma concentração elevada de defeitos pontuais, o que parece ser o caso durante a transformação como foi visto.

As componentes da deformação que aparecem na Tabela I sob o título 2, em virtude dos comentários já feitos, dispensam mais considerações.

2.1.4. Deformação induzida pela transformação e superplasticidade

O fenômeno da superplasticidade, que foi caracterizado na Introdução, tem sido muito estudado ultimamente (6,29-42). Ele parece estar associado a dois efeitos distintos, o da deformação induzida pela transformação e o da "plasticidade de microgrãos". Esta constitui em deformações superplásticas ocorrendo em certas faixas de velocidade de deformação e de temperatura em metais de estrutura estável de microgrãos. Por estrutura de microgrãos entende-se aquelas em que os grãos medem uns poucos microns. Esta modalidade de deformação superplástica ocorre normalmente a velocidades de deformação baixas, menores que 10^{-2} seg^{-1} , e a temperaturas homólogas elevadas, maiores que 0,5.

Fenomenalmente, BACKOFEN ET ALII (32), e mais tarde HART (44), mostraram que uma condição necessária para superplasticidade é a presença de valores elevados do parâmetro n , sensibilidade a velocidade de deformação, definido por

$$n = \left(\frac{\partial \log \sigma}{\partial \log \dot{\epsilon}} \right) \quad (16)$$

valores que devem ser superiores a 0,3 podendo alcançar um máximo/igual a 1 que corresponde ao escoamento Newtoniano.

A deformação induzida pela transformação pode dar origem a deformações superplásticas desde que sejam utilizados ciclos térmicos sucessivos compreendendo a transformação, cada ciclo gerando/uma pequena deformação que vai se acumulando. OELCHLÄGEL & WEISS (31) verificaram amplamente este comportamento em aços comuns ao carbono de composições variadas e ainda num aço resistente ao desgaste ao carbono-cromo. KOT & WEISS (45) calcularam a sensibilidade a velocidade de deformação n para ciclos rápidos de temperatura, que evitavam uma dissolução total dos carbonetos, e tensões peque -

nas encontrando um valor unitário. Para ciclos menos rápidos, em que a dissolução foi mais completa, o parâmetro n que é igual a 1 para tensões baixas apresentou um decréscimo para tensões maiores. As velocidades de deformação envolvidas variavam de 10^{-6} a 10^{-4} seg^{-1} .

Se a deformação induzida for um tipo especial de fluência, isto é, depender da cinética da transformação há possibilidade de se desenvolver uma deformação superplástica numa passagem única pela transformação, conquanto que esta seja lenta. Como êsse ponto não está esclarecido foi esta uma das diretrizes que levou a presente investigação.

A semelhança entre os mecanismos propostos para a plasticidade de microgrãos e a deformação induzida pela transformação sugere que as condições de superplasticidade sejam únicas, independentes do efeito que lhe dê origem.

2.2 Resultados experimentais

2.2.1 Introdução

Os principais resultados experimentais relativos a deformação induzida pela transformação serão sumarizados a seguir. A maior ou menor extensão dedicada a cada trabalho será função não apenas de seu conteúdo mas ainda da necessidade de se ilustrar os diversos tópicos teóricos mencionados anteriormente. O estado um tanto embrionário do conhecimento do efeito da deformação induzida, tanto do ponto de vista macroscópico como do da determinação dos mecanismos atuantes, será novamente confirmado. Embora haja omissões acredita-se que o conhecimento atual do assunto esteja bem refletido nas páginas seguintes.

2.2.2 Ensaio livres de sollicitação mecânica externa.

a. Ensaio de LEHR (1956)

LEHR (10,11) examinou o comportamento dilatométrico de ferros de purezas variáveis (alta pureza, Armco purificado em hidrogênio e Armco industrial) num dilatômetro diferencial Chavenard. Para o material que preencheu as condições de isotropia, isto é, o ferro Armco industrial gerando um número elevado de núcleos de ferrita na transformação $\gamma \rightarrow \alpha$ foi encontrada uma boa reversibilidade. Neste caso, à transformação em cada sentido correspondeu uma deformação ($\Delta L/L$) igual a 0,22%.

O ferro Armco purificado na presença de um gradiente longitudinal de temperatura (2 a 5°C/cm) com resfriamentos lentos originou grãos de ferrita grosseiros e alongados no sentido do gradiente. Assim, para um gradiente de 3°C/cm as deformações durante as passagens $\alpha \rightarrow \gamma$ e $\gamma \rightarrow \alpha$ foram 0,14 e 0,51%, respectivamente. A deformação no resfriamento, aqui, foi sempre superior ao valor teórico de $(\Delta L/L) = 0,354\%$, dado pelos parâmetros das formas α e γ do ferro como medidos por raio X (46). Houve, portanto, uma irreversibilidade que no caso limite da formação de um monocristal de ferrita foi bem elevada, com deformações de 0,12 e 0,98%, respectivamente. Ciclos repetidos sobre um mesmo corpo de prova deram origem a uma deformação sistemática que cessava com a supressão do gradiente.

É interessante lembrar que não só foi mostrada a validade da Eq. (2-b) como a justeza dos comentários de JOHNSON (9) sobre as Eqs. (2) e (2-a).

b. Ensaio de BUCKLEY, HARDIN e WALDRON (1959)

Estes autores (12) estudaram as danificações físicas produzidas no urânio ao curso de sucessivos ciclos térmicos através de suas mudanças de formas alotrópicas. A técnica utilizada possibilitou a imposição de gradientes longitudinais e transversais a um cor-

po de prova cilíndrico circular direto tão elevados como 33,5°C/cm (85°C/in).

Foi verificado que a ciclagem repetida do urânio através de uma de suas transformações polimórficas causava uma modificação progressiva de forma e tamanho e ainda o aparecimento de porosidades internas. Em particular, ao ciclo $\alpha \rightarrow \beta \rightarrow \alpha$ correspondeu/os seguintes fatos:

1. após um número elevado de ciclos 610-710-610°C, a um ciclo por hora, o corpo de prova se apresentou com uma forma atarracada, com a massa específica aparente menor devido aos vazios internos e com a superfície, que originalmente era polida, mostrando fraturas e fendas.

2. Gradientes longitudinais ocasionavam uma diminuição / da altura do corpo de prova, gradientes transversais tendo efeito/ oposto. A deformação máxima por ciclo para gradientes longitudi - nais foi de 0,3%.

Nos ciclos $\beta \rightarrow \gamma \rightarrow \beta$ observou-se que:

1. também para um número elevado de ciclos 710-810-710 °C, a um ciclo por hora, o corpo de prova se apresentou crescido / de cerca de um terço do valor da contração durante o $\alpha \rightarrow \beta \rightarrow \alpha$, com uma modificação muito pequena de massa específica e com a su - perfície ligeiramente rugosa e sem fendas.

2. Gradientes longitudinais agora ocasionavam uma expan - são do corpo de prova, gradientes transversais tendo efeito contrá - rio. A deformação máxima por ciclo foi de 0,1%.

c. Ensaio de OELCHLÄGEL & WEISS (1966)

OELCHLÄGEL & WEISS (31) no âmbito de uma pesquisa mais extensa, que será resumida posteriormente, ensaiaram aços comuns / ao carbono AISI 1018, 1045 e 1095 na ausência de tensões. Estas li-

gas quando submetidas a ciclos rápidos (~ 1 min) de temperatura 538-815-538°C (1000-1500-1000°F) apresentaram ao fim de 100 ciclos sucessivos comportamentos diversos. Enquanto o aço AISI 1018 se contraiu de 5,5% os aços AISI 1045 e 1095 se expandiram de 4 e 8%, respectivamente. Com o prosseguimento da ciclagem até 160 constatou-se que as deformações dos aços AISI 1018 e 1095 continuaram a crescer linearmente com o número de ciclos, a do aço restante estabilizando-se ao fim de 120 ciclos em volta de 4%. Pode-se então concluir que "ciclos térmicos através da transformação austenita \rightleftharpoons ferrita + carbonetos na ausência de carga aplicada, pode produzir uma deformação que difere em sinal e grandeza de acordo com a composição do / aço ensaiado". Os autores atribuíram esta deformação a presença de gradientes térmicos e encontraram correlação entre esses resultados e as extrapolações das curvas deformação induzida por ciclo ϵ vs. tensão aplicada σ para a tensão nula. Estas curvas indicam uma contração no aço AISI 1018, uma expansão no AISI 1095 e finalmente uma pequena contração no AISI 1045.

2.2.3 Ensaaios com solicitação mecânica externa.

- Ensaaios que originam o fenômeno de dois pescoços simétricos:

Quando um corpo de prova é submetido a um gradiente de / temperatura tal que esta é máxima no centro e decresce gradualmente a medida em que se aproxima das extremidades, tem sido observado o aparecimento de dois pescoços simétricos em relação ao centro. O gradiente pode ser cíclico ou não. O fenômeno básico é o aparecimento de pescoço, e posterior ruptura, numa região do corpo de prova onde a temperatura não é máxima. Isto pode ocorrer com o aparecimento de um só pescoço desde que o gradiente não seja simétrico.

a. Ensaio de LEE e SAUVEUR (1924)

Estudando a fragilidade a quente de produtos siderúrgicos diversos (ferro eletrolítico, ferro Armco, ferro norueguês, aço de baixo carbono, aço ao carbono com 0,30% deste elemento e aço inoxidável), barras desses materiais foram submetidos a ensaios de torção e tração (7). Pode-se mostrar que nos produtos onde havia um ponto A independente a medida em que se aumentava a temperatura a deformação localizada máxima, que inicialmente ocorria no centro, passava a se dar em duas regiões equidistantes deste uma vez ultrapassado aquele ponto. A ruptura se processava então numa das duas regiões. Com o aumento da temperatura máxima além de certo valor a deformação máxima, e conseqüente ruptura, voltavam a ocorrer no centro da barra. Esse fenômeno foi associado a presença da transformação alotrópica no ferro eutetóide nos aços.

b. Ensaio de LOZINSKY e colaborador (1959 - 1961)

LOZINSKY & SIMEONOVA (28) prosseguiram o estudo deste fenômeno efetuando ensaios de tração em ferro Armco e ferro de alta pureza fundido no vácuo. Utilizando um ciclo padrão de gradiente de temperatura, de 1 minuto de duração que incluía uma permanência de 2 segundos na temperatura mais elevada e cuja temperatura no centro do corpo de prova oscilava entre 800 e 1000 °C, foi constatada a presença dois pescoços simétricos no ferro Armco. Aumentando-se o tempo de permanência na temperatura mais elevada de mais de 5 vezes o efeito desapareceu. A utilização de ciclos cuja temperatura no centro do corpo de prova variava entre 800°C e temperaturas com incrementos de 50°C a aquela até 1100°C mostrou que a transformação polimórfica era uma das condições do fenômeno. Por outro lado, a sua ausência no ferro de alta pureza submetido ao ciclo padrão evidenciou o ponto de vista dos autores que outra condição é uma distribuição irregular do carbono nos grãos já que ele se concentra /

nos defeitos cristalinos bidimensionais. Para refutar uma interpretação alternativa de SHERBY & GOLDBERG (47), baseada no comportamento/ diferente da ferrita e austenita na fluência, LOZINSKY (48) confirmou seus resultados experimentais anteriores, isto é, a presença do fenômeno no ferro Armco e sua ausência no ferro de alta pureza. Mostrou ainda que os dois pescoços simétricos podem aparecer no titânio técnico e zircônio iodado sob história térmica igual a utilizada para o ferro Armco, apenas com as temperaturas ajustadas para abranger a transformação $\alpha \rightleftharpoons \beta$ nesses metais. As tensões utilizadas foram / sempre baixas não ultrapassando 550g/mm^2 .

- Ensaio compreendendo a modificação da austenita pelas transformações perlítica, bainítica e martensítica:

Afora observações ocasionais, tal como a que tensões até 9100g/mm^2 (13000 psi) não causavam deformações localizadas em corpos de prova de aço AISI 1085 e AISI 10B45 sofrendo transformações perlíticas isotérmicas (a 689°C (1273°F) e 678°C (1253°F), respectivamente) extremamente rápidas (de 200 a 150 segundos de duração, respectivamente) (2), a única investigação sistemática deste assunto se deve a PORTER & ROSENTHAL (1).

Ensaio de PORTER & ROSENTHAL (1959)

O metal estudado foi corda de piano de 0,90% de carbono./ Foi observado que num ensaio de tração a deformação plástica coincidente com a transformação ocorria desde que a tensão ultrapassasse valores críticos iguais a 1400 g/mm^2 (2000 psi) para a transformação / perlítica, $4200\text{-}5600\text{ g/mm}^2$ (6000-8000 psi) para a transformação bainítica e 700 g/mm^2 (1000 psi) para a transformação martensítica. Ademais para tensões pequenas foi determinada uma relação linear entre esta deformação e a tensão aplicada.

No estudo das deformações associadas a transformação per-

lítica foram utilizados ensaios isotérmicos a 688°C (1070°F) sem a presença de tensão e com esta assumindo os valores 2730 g/mm² (3900 psi) e 5530 g/mm² (7900 psi). A tensão mais elevada uma deformação rápida ocorreu em 300 segundos, após o que uma fluência permanente pareceu. Naquele tempo a austenita estava menos que 50% transformada, a transformação completa se dando em menos de uma hora. A 2730 / g/mm² (3900 psi) após o rápido alongamento também em 300 segundos / não se notou fluência permanente. Ensaio de resfriamento contínuo, abrangendo a transformação perlítica, também foram realizados possibilitando a determinação do valor crítico acima mencionado.

Ensaio isotérmico em que a tensão variava de 0 até / 33110 g/mm² (47300 psi) determinaram a deformação associada a transformação bainítica e, ainda, o valor crítico da tensão. O aspecto / das curvas alongamento vs. tempo foi o mesmo que o encontrado para a transformação perlítica o tempo em que a deformação rápida ocorreu / sendo maior. Isto se deveu a uma cinética mais lenta desta transformação e a deformação rápida novamente terminou antes que a transformação findasse.

- Ensaio consistindo de ciclos térmicos que podem ser desmembrados em simples aquecimento mais simples resfriamento:

a. Ensaio de BIBRING & SEBILLEAU (1957)

BIBRING & SEBILLEAU (49) através de ensaios de tração estudaram o comportamento do cobalto policristalino isotrópico de pureza superior a 99,5% quando da sua mudança polimórfica. No material / livre de sollicitação esta se faz no aquecimento como expansão e, conseqüentemente, no resfriamento com uma contração cujos valores absolutos são iguais a $|\Delta L/L| = 1,2 \times 10^{-3}$. Uma primeira série de experiências, que consistiu na transformação $\epsilon \rightarrow \alpha$ sob tensão seguida da transformação contrária livre de sollicitação, indicou que aque

la expansão cresceu com a tensão e a contração subsequente praticamente se manteve constante. Outra série foi realizada em que a transformação $\alpha \rightarrow \epsilon$ ocorreu sob tensão e na transformação inversa seguinte se suprimiu a carga externa. A tensão aplicada adicionou a contração uma deformação em sentido contrário de maneira que quando a carga foi de 4500 g/mm^2 a transformação $\alpha \rightarrow \epsilon$ se processou sem modificação dimensional. Como esta transformação cria uma textura, devido a presença de tensões uniaxiais, a expansão na transformação $\epsilon \rightarrow \alpha$ seguinte decresceu em função da tensão aplicada durante a transformação anterior.

b. Ensaaios de DE JONG & RATHENAU (1958 - 1961)

Extensivos foram os ensaios realizados por êstes autores (16,17,18,19,21), básicamente, em três materiais: ferro de alta pureza, liga ferro-nitrogênio com 0,008%N e liga ferro-carbono com 0,2% C. Para o primeiro e o último foram utilizados ensaios de tração e torsão, enquanto que para o segundo somente de tração. As tensões empregadas foram baixas, raramente excedendo 800 g/mm^2 . A história térmica consistiu de ciclos $T_1 - T_2 - T_1$, geralmente lentos durando cerca de 1 hora. Os autores puderam determinar a deformação $\epsilon_1 = \epsilon_v + \epsilon_t$ na transformação que ocorre com o aquecimento, e $\epsilon_2 = \epsilon_v + \epsilon_t$ na transformação inversa ocorrendo no resfriamento. A soma das duas $\epsilon = \epsilon_1 + \epsilon_2 = \epsilon_t$ é a deformação induzida total por ciclo, já que as deformações volumétricas são de sentido contrário. No ensaio de torsão tanto γ_1, γ_2 como γ representam apenas deformações induzidas, como mostra a Tabela I. Em todos os casos examinados as deformações no aquecimento, ϵ_1 e γ_1 , foram menores que as deformações no resfriamento, ϵ_2 e γ_2 .

As deformações induzidas por ciclo ϵ para as ligas ferro-nitrogênio e ferro-carbono e também para um aço ao carbono de 0,23% C foram funções lineares da tensão aplicada σ passando pela origem,

os coeficientes angulares diminuindo na ordem de citação. ϵ_1 e ϵ_2 para liga ferro-nitrogênio foram ainda funções lineares da tensão, suas extrapolações para a tensão nula coincidindo com o valor de $(\Delta L/L)$ como medido pelo raio X. Ensaios de torsão na liga ferro-carbono confirmaram ainda uma relação linear passando pela origem entre a deformação γ e a tensão γ na superfície do corpo de prova cilíndrico circular direto. Observou-se que ao processo da formação e dissolução da perlita aparentemente correspondeu uma deformação induzida/tal qual aparece na transformação pura $\alpha \rightarrow \gamma$.

Os ensaios realizados no ferro puro foram menos reproduzíveis. Em especial, devido a granulação grosseira desse material, eles foram muitos sensíveis a gradientes térmicos presentes. ϵ_1 e ϵ_2 como funções da tensão aplicada já não foram mais linhas e sim cam-pos. Um dos limites desses campos foi dado por retas análogas às obtidas para a liga ferro-nitrogênio e que interceptaram o eixo das deformações nos valores absolutos iguais a $|(\Delta L/L)| = |1/3(\Delta V/V)|$. Elas correspondiam a cristais α que cresceram em direções ao acaso/durante a transformação $\gamma \rightarrow \alpha$. O outro limite esteve associado a transformações num gradiente forte de temperatura, os cristais α nesse caso sendo alongados paralelamente a êste gradiente. Para a transformação $\alpha \rightarrow \gamma$, em que a tensão externa tende a expandir e a mudança de volume a contrair, obteu-se uma linha reta para ϵ_1 , que partindo de $-|(\Delta L/L)| = -|(\Delta V/V)|$ para a tensão muito pequena /crescia até se anular para a tensão $\sigma = 750 \text{ g/mm}^2$. Na transforma-ção $\gamma \rightarrow \alpha$ o valor de ϵ_2 para pequenas tensões foi constante e i-gual a $(\Delta L/L) = (\Delta V/V)$.

Ensaios suplementares numa liga ferro-nitrogênio-alumínio, com 0,008% N e 0,03-1% Al, e na liga ferro-carbono mostraram que a velocidade de variação da temperatura não teve efeito sôbre a de -

formação induzida e que esta era uma função linear da quantidade / de material transformado. Daí concluíram os autores que o efeito / sob consideração não era um fenômeno dependente do tempo, isto é , um tipo especial de fluência.

c. Ensaio de JOHNSON & GREENWOOD (1962 - 1965)

JOHNSON & GREENWOOD (27) submeteram urânio puro a ensaio trativo durante a transformação $\alpha \rightleftharpoons \beta$. Para tensões aplicadas pequenas, 24-430 g/mm² , a curva da deformação por ciclo $\alpha \rightarrow \beta \rightarrow \alpha$ em função da tensão foi uma reta interceptando o eixo das deformações em 0,2%. Posteriormente, GREENWOOD & JOHNSON (15) ensaiaram a tração urânios de diferentes purezas durante as transformações / $\alpha \rightleftharpoons \beta$ e $\beta \rightleftharpoons \gamma$, zircônio durante a transformação $\alpha \rightleftharpoons \beta$, titânio durante a transformação $\alpha \rightleftharpoons \beta$, ferro puro durante a transformação $\alpha \rightleftharpoons \gamma$, liga ferro-carbono com 0,39% C durante a transformação $\alpha + Fe_3C \rightleftharpoons \gamma$ e cobalto durante a transformação $\epsilon \rightleftharpoons \alpha$. Cada ciclo consistiu em oscilar a temperatura em torno da temperatura de transformação, geralmente de 50°C. As tensões utilizadas foram pequenas, chegando no caso da liga ferro-carbono a 800 g/mm² e do cobalto a 6300 g/mm² . Em todos os casos foram encontradas relações lineares entre a deformação por ciclo e a tensão aplicada. No urânio durante o ciclo $\beta \rightarrow \gamma \rightarrow \beta$ esta linearidade cessou a 90 g/mm² enquanto que na liga ferro-carbono e no cobalto ela persistiu até as tensões mais elevadas. As curvas / obtidas não passaram pela origem com exceção das relativas ao ferro puro e a liga ferro-carbono.

d. Ensaio de CLINARD & SHERBY (1964)

Os ensaios de compressão e torsão no ferro Armco e de compressão no ferro eletrolítico vasado a vácuo, EVC Iron, permitiram a CLINARD & SHERBY (26) estabelecer as seguintes conclusões:

1. A deformação induzida pela transformação é responsável por uma significativa porção da deformação total ($\epsilon_c + \epsilon_t$), tanto no aquecimento como no resfriamento, até a tensão mais elevada / estudada (759,5 g/mm² - 1085 psi).

2. A deformação induzida pela transformação é uma função não linear da tensão aplicada.

3. A deformação induzida pela transformação obtida no aquecimento é significativamente maior que a obtida no resfriamento.

4. A deformação induzida pela transformação é uma função da velocidade de transformação, isto é, da velocidade de variação da temperatura.

5. Os resultados obtidos sugerem que a impureza do ferro e o modo de aplicação da tensão não são variáveis significantes / da deformação induzida pela transformação.

Os ensaios consistiram de simples elevação seguida de simples abaixamento de temperatura através da reação alotrópica $\alpha \rightarrow \gamma$. A deformação induzida pela transformação foi obtida pela subtração da deformação total das deformações volumétrica e de fluência. A devida a expansão térmica foi desprezada. Observou-se que os corpos de prova só geravam resultados reproduzíveis após alguns ensaios, geralmente, três. Esta dependência inicial da história pode ser devido tanto a estrutura de grãos finos do material recebido como a uma condição de textura original.

As conclusões acima divergem das de DE JONG & RATHENAU / (17,18,21) com exceção dos fatos de que a deformação induzida pela transformação é uma componente importante da deformação total e de que ela é indiferente ao modo de aplicação da tensão. Discrepâncias na composição e número de fases dos materiais ensaiados, na extensão das tensões aplicadas e, finalmente, na ordem de magnitude das velocidades de variação de temperatura empregadas foram apresenta-

das como possíveis causas das divergências nos resultados.

JOHNSON (9) interpretou os resultados de CLINARD & SHERBY a luz da teoria da pseudo-fluência para a deformação induzida.

d. Ensaio de WEISS e colaboradores (1966 - 1968)

OELSCHLÄGEL & WEISS (31) estudaram o comportamento mecânico dos aços comuns ao carbono AISI 1018, 1045 e 1095 e do aço resistente ao desgaste ao carbono-cromo AISI 52100 (1,1% C, 1,4% Cr) durante a transformação eutetóide ferrita + carbonetos \rightarrow austenita em ensaios de tração, a cargas constantes. A tensão variou de 224 até / 1750 g/mm² (320 - 2500 psi). Uma característica desses ensaios foi que como os corpos de prova permaneceram somente um curto período de tempo na região da austenita a dissolução dos carbonetos não se completou, embora a ocorrência da transformação da ferrita a austenita/fôsse facilmente verificada pelo arraste térmico. Isto se deveu aos ciclos térmicos 538-815-538°C (1000-1500-1000°F) extremamente rápidos utilizados durando cerca de um minuto. A retransformação a ferrita mais carbonetos se completou substancialmente em todos os materiais.

Os ensaios se dividiram em duas categorias principais. Na primeira determinou-se as relações entre as deformações no aquecimento, no resfriamento e por ciclo e a tensão aplicada externamente. Foi constatado que todas elas foram lineares e que, excetuando as do aço AISI 1095, encontraram o eixo da deformação na parte negativa./ Outro fato notado foi que o coeficiente angular dessas retas para os aços comuns foi o mesmo e diferiu do coeficiente do aço AISI 52100, que foi menor. Finalmente, em acordo com as observações de CLINARD & SHERBY, as deformações durante o aquecimento se apresentaram sempre/ maiores que as durante o resfriamento.

Na segunda categoria os corpos de prova foram submetidos/

a ciclos de temperatura sucessivos até a rutura. Como a carga foi/ constante e com o alongamento a área da seção transversal diminuía a tensão aumentava com o número de ciclos. Isto explicou a forma / das curvas alongamento vs. número de ciclos pela aplicação da re- lação linear entre o alongamento e a tensão encontrada nos ensaios anteriores. O aumento da tensão trouxe evidentemente uma contribui- ção maior da fluência. Aqui novamente os aços comuns apresentaram/ curvas semelhantes, com a rutura ocorrendo entre o 160º e o 200º / ciclos, enquanto que o aço AISI 52100 apresentou uma curva mais a- chatada no início, o que retardou sua rutura para um número maior/ de ciclos, aproximadamente 280. Êste comportamento foi explicado / pela maior resistência mecânica dêste aço. As cargas utilizadas fo- ram tais que a tensão inicial σ_0 foi igual a 1750 g/mm² (2500 psi). A deformação verdadeira na rutura de todos os aço ensaiados foi / mais ou menos a mesma, da ordem de 4,0. Alongamentos elevados na rutura, 515, 500, 580, 720%, respectivamente para os aços AISI / 1018, 1045, 1095, 52100, corresponderam evidentemente a deforma- ções superplásticas.

Pode-se, através de experiências em que se variava ora/ a temperatura máxima ora a temperatura mínima do ciclo de maneira/ progressiva, mostrar que as deformações em estudo estavam associa- das a transformação eutetóide, sendo de valores bem superiores as fluências presentes.

KOT & WEISS (45) realizaram ensaios de torsão nos mes- mos aços. Além de utilizarem a ciclagem rápida já descrita fizeram com que houvessem tempos de permanência nas temperaturas máximas e mínimas. Isto propiciou uma dissolução mais completa dos carbone- tos. Os ensaios segundo o ciclo rápido indicaram que a relação en- tre a deformação por ciclo e a tensão foi linear para todos os /

aços, até a tensão máxima empregada 1750 g/mm^2 (2500 psi). As retas obtidas passavam pela origem, contrastando com as retas obtidas / nos ensaios de tração. Mais uma vêz os coeficientes angulares para os aços comuns ao carbono foram os mesmos. As deformações durante / o aquecimento foram maiores que as que apareceram no resfriamento, e lineares com a tensão, passando pela origem evidentemente.

Quando se aplicou o ciclo térmico mais longo a correção da fluência para os três minutos em que se permaneceu na temperatura superior 815°C (1500°F) tornou-se necessária. Uma significativa / modificação ocorreu nos resultados quando comparados com os anteri / ores. As deformações não foram mais funções lineares da tensão a / plicada para todos os valores da tensão utilizados; após um perío / do inicial linear, que é diferente para cada aço, a inclinação / $d \epsilon / d \sigma$ aumentou com as tensões crescentes. Além disso, as incli / nações das curvas deformação por ciclo vs. tensão aplicada já não foram as mesmas para os três aços comuns ao carbono. Isto signifi / cou que a deformação por ciclo nestas condições é uma função do / teor de carbono, de tal modo que quando êste cresceu a inclinação / $d \epsilon / d \sigma$ caiu e a tensão na qual a curva desviou da linearidade au / mentou. As deformações durante o aquecimento foram novamente maio / res que as durante o resfriamento, as curvas no aquecimento se des / viando da linearidade antes das no resfriamento.

Aumentando-se o tempo de permanência na temperatura su / perior até 25 minutos verificou-se que a velocidade de deformação / se reduziu a velocidade normal de fluência sòmente após a dissolu / ção de todos os carbonetos na austenita.

- Ensaio em ligas binárias onde o soluto está próxi / mo do limite de solubilidade:

Ensaio de GUY & PAVLICK (1961)

Para dirimir uma longa pendência entre pesquisadores soviéticos a respeito do efeito da formação incipiente de uma segunda fase em ligas binárias, quando o soluto está no limite de solubilidade, GUY & PAVLICK (50) realizaram ensaios trativos de fluência em ligas de estanho-antimônio com teores crescentes deste último elemento. O limite de solubilidade desta liga varia com a temperatura. Os ensaios foram realizados a tensões extremamente baixas, na faixa 70-105 g/mm² (100-150 psi) e nas temperaturas 200, 210 e 220°C. Foi determinado que a fluência diminuiu com o aumento do teor de Sb passando por um máximo no limite de solubilidade. Foi favorecida assim a hipótese de que o material se enfraquece durante a precipitação / de uma segunda fase.

3. MATERIAIS E MÉTODOS

Corpos de prova do aço de baixa liga AISI 4340 foram austenitizados e em seguida submetidos a um ensaio de fluência, com / carga trativa constante, enquanto se processava um tratamento iso - térmico na região da reação perlítica.

A composição química do aço utilizado é mostrada na Tabela III. Este aço de alta temperabilidade foi recebido do fornecedor como barras redondas de 22,225 mm (0,875 in) de diâmetro. Por usina_{gem} forneceu os corpos de prova, cuja forma é mostrada na Fig. 2. A base de medida dos corpos de prova é cilíndrica circular direta com diâmetro e comprimento próximos de 3,175 mm (0,125 in) e 12,7 mm - (0,5 in), respectivamente.

A Fig. 2 mostra ainda o forno de austenitização e seu sistema de controle. Este forno elétrico de resistência de níquel-cromo 80-20 é de construção clássica em laboratórios. O cadinho é de aço inoxidável e a composição do banho de sais utilizado foi de 25% de NaCl, 25% de KCl e 50% de BaCl₂ . A temperatura do forno foi / controlada pelo método liga-desliga através de um conjunto controla_{dor} Engro para 110 V, 1200°C e par termoelétrico de chromel-alumel/ relé para 110 V e 15 A, já que a potência do forno é de cêrca de 1100 watts.

A máquina de fluência, montada para esta pesquisa, é vista nas Figs. 3 e 4. Ela consta fundamentalmente de uma alavanca, de razão 5 para 1, (Fig. 3) com o sistema de fixação do corpo de prova (Figs.3 e 4) e de um forno (Fig. 4). Este difere do anterior por ser de menor potência, aproximadamente de 850 watts, e por apresentar um sistema de controle de temperatura melhorado (Fig. 3). Embora utilize ainda o método liga-desliga foi feita uma adaptação de

maneira que com a elevação da temperatura a corrente caia para um valor mais baixo em vez de ser cortada completamente. O controlador deste forno, também da marca Engro, é para 110 V, 1000°C e par termo elétrico de chromel-alumel. O banho utilizado foi o mesmo que para a austenitização. A leitura do alongamento foi feita com a ajuda de um relógio comparador, de 0,001 in de sensibilidade, que podia ser colocado sobre qualquer ponto do braço da alavanca.

O procedimento experimental constou da austenitização da base de medida do corpo de prova durante 20 minutos a 850°C, seguida de rápida transferência deste corpo de prova para a máquina de fluência. Aí a base de medida sofreu um tratamento isotérmico, sob uma carga constante de 5 kg, correspondendo a uma tensão inicial de 2950 g/mm (4215 psi). Foi realizado um ensaio a 670°C durante 20 horas e um outro a 700°C durante 45 horas, neste último só sendo realizadas leituras nas 6 horas iniciais e ao fim do ensaio. Alternadas com as leituras do alongamento foram efetuadas medidas de temperatura através de um par termoelétrico de chromel-alumel mergulhado no banho e ligado a um potenciômetro de milivoltagem Leeds & Northrup 8686.

Com a finalidade de se acompanhar o andamento da transformação testemunhos do metal ensaiado foram submetidos simultaneamente com a base de medida do corpo de prova ao mesmo tratamento térmico. Para isto foram realizados ensaios de dureza Rockwell e exame metalográfico no microscópio ótico. Não se deve esquecer que a transformação deverá ocorrer mais rapidamente na base de medida do que nos testemunhos em virtude daquela estar tensionada.

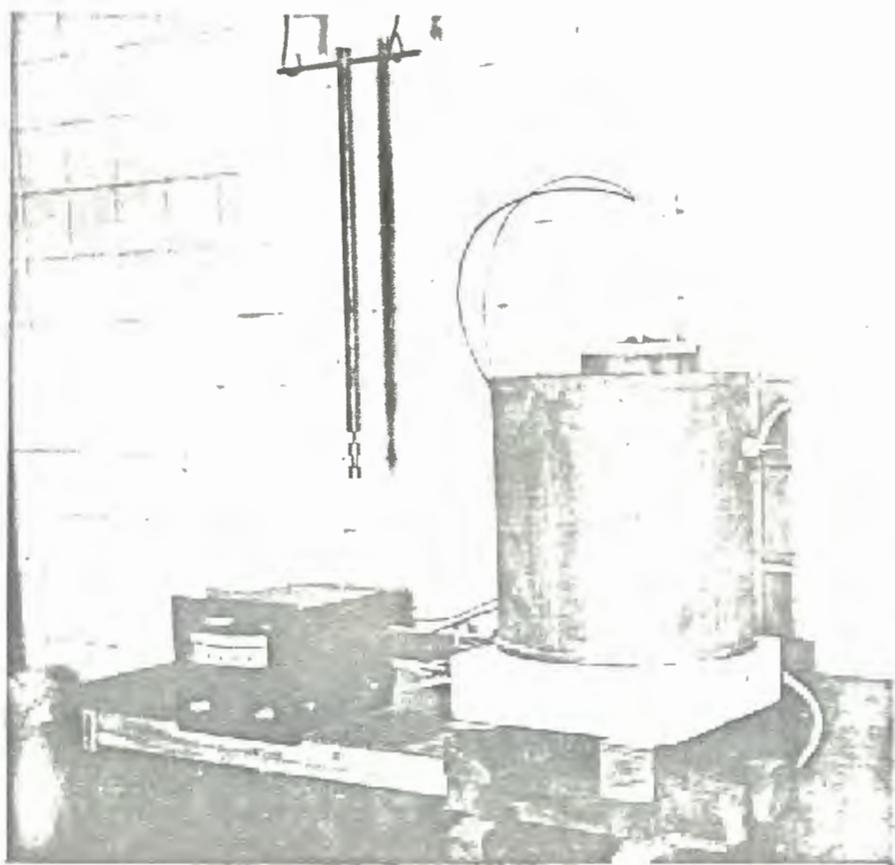


Fig. 2 - Fotografia mostrando o corpo de prova, sendo a base de medida a região de menor diâmetro, e o forno de austenitização com seu sistema de controle.



Fig. 5 - Fotografia mostrando em primeiro plano, à esquerda, o sistema de controle do forno da máquina de fluência e, à direita, o potenciômetro utilizado para a medida da temperatura do banho de sais fundidos. Em segundo plano, vê-se a máquina de fluência, com o relógio comparador aparecendo na extremidade esquerda. Ao fundo, a instalação de austenitização.

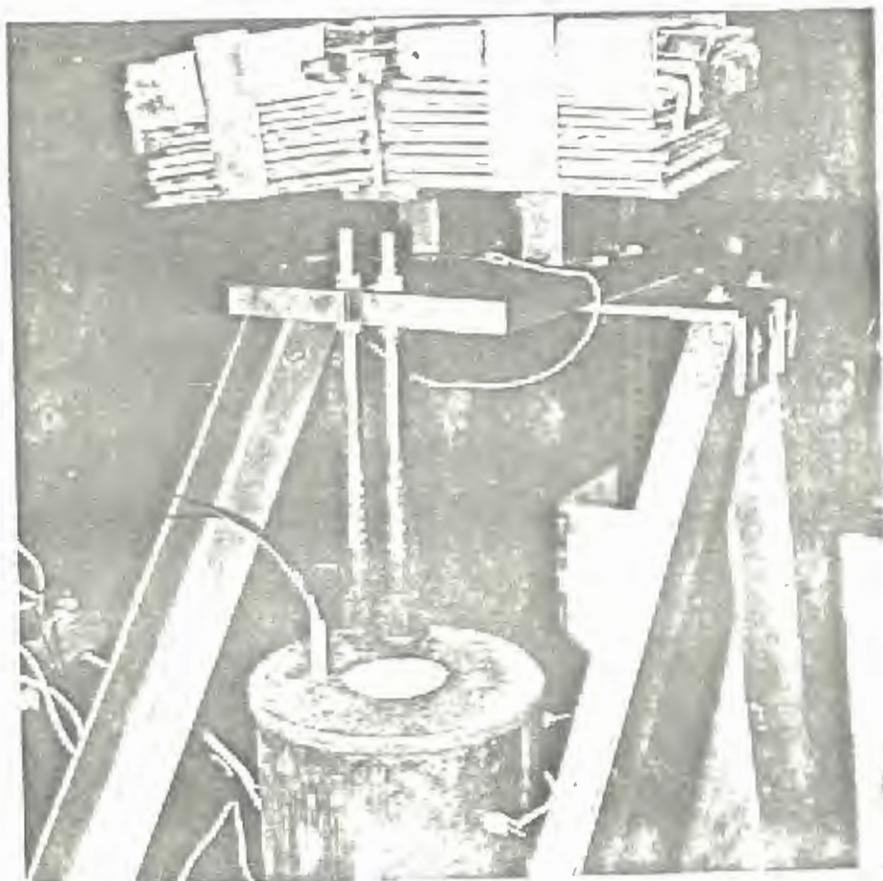


Fig. 4 - Fotografia mostrando detalhe da máquina de fluência. Vê-se na parte superior a parte do braço de alavanca que fixa o corpo de prova, e o contra-peso. Ao centro, o sistema que prende o corpo de prova dentro do banho de sal. O forno, que aparece embaixo, é levantado durante o ensaio.

TABELA III - COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO AÇO ENSAIADO

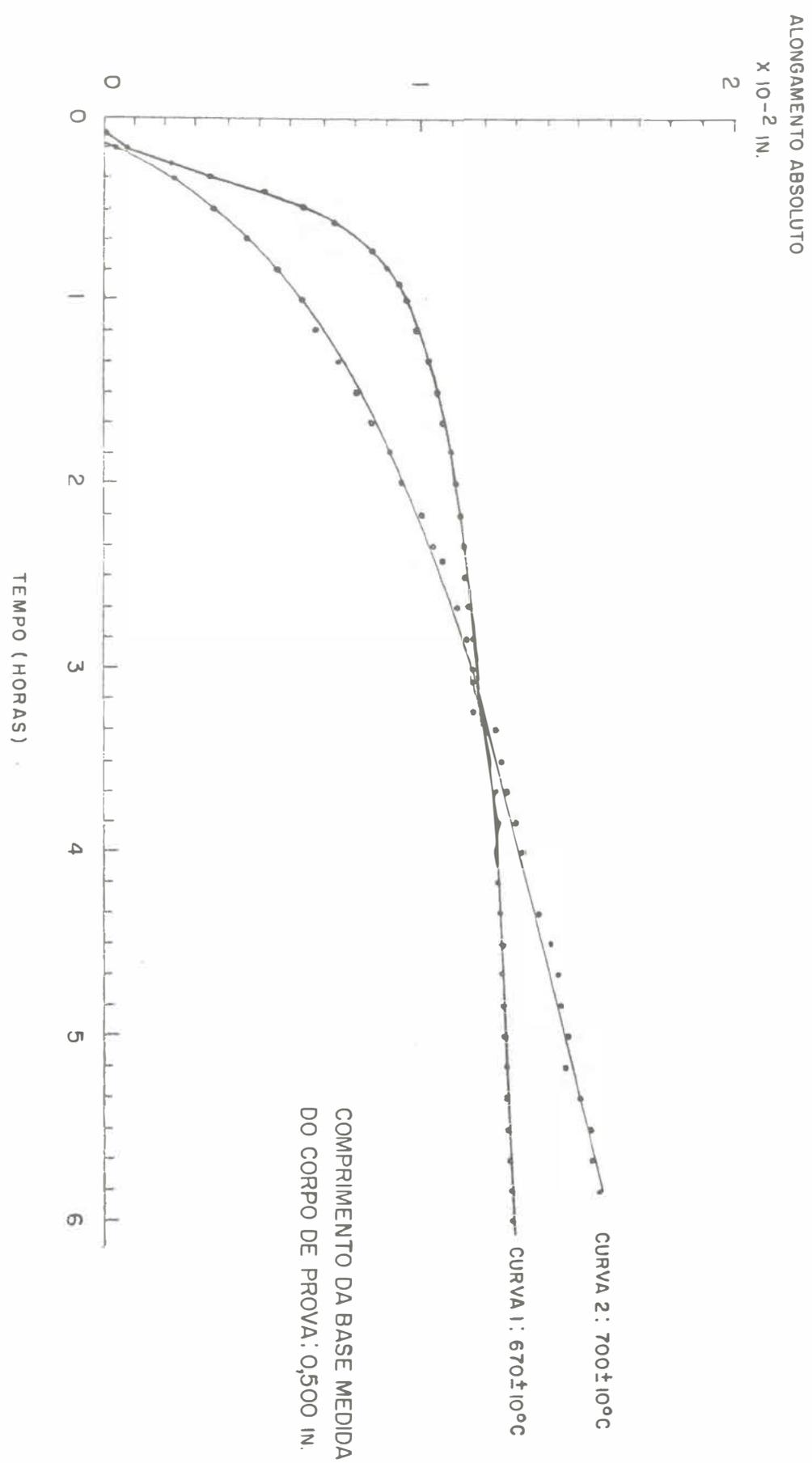
C	0,27	%
Cr	0,61	%
N	1,16	%
Mo	0,17	%

4. RESULTADOS E CONCLUSÕES

A Fig. 5 mostra as curvas de fluência obtidas sob a forma de alongamentos absolutos ΔL vs. tempo. A curva 1 se refere / ao ensaio realizado a $670 \pm 10^\circ\text{C}$ sob tensão de 2913 g/mm^2 (4161 psi) e mostra as 6 horas iniciais dêste ensaio. A parte restante da curva foi omitida e indica fluência permanente. Os testemunhos indicaram que no material não tencionado a transformação cessou algum / tempo depois de 3 horas de ensaio. A curva se assemelha as obtidas por PORTER & ROSENTHAL (1) no estudo de fenômeno identico numa cor da de piano com $0,90\%$ C. Tal semelhança se restringe evidentemente a forma e, provàvelmente ao fato de que aqui como lá a deformação / rápida inicial se deu inteiramente antes do fim da transformação . Esta deformação rápida pode ser interpretada como sendo constitui da substancialmente de deformação induzida, as outras parcelas sen do fluência e deformação volumétrica. A fluência deve ser pequena / em virtude da tensão relativamente baixa utilizada. E a deformação volumétrica pode ser estimada como sendo $0,16\%$. Para isto foi assu mido que a transformação se realizou 50% , que o coeficiente α da Eq. (2) é $1/3$ e que $(\Delta V/V)$ é aproximadamente igual ao valor do ferro puro, $1,05\%$ (46). A deformação rápida é de cêrca de 2% .

A curva 2 descreve um ensaio realizado a $700 \pm 10^\circ\text{C}$ sob tensão de 3075 g/mm^2 (4393 psi). Esta diferença de tensões nos / dois ensaios se deveu a pequenas variações no diâmetro da base de medida dos corpos de prova já que as cargas foram iguais. A temperatura do ensaio anterior estava próxima do nariz da curva TTT do aço. A dêste já se afasta dêle, em 6 horas de ensaio os testemu - nhos não indicaram o fim da transformação. Mas a essa altura a de - formação rápida parece já ter terminado. O seu valor não parece /

FIG. 5 - CURVAS DE ALONGAMENTO ABSOLUTO VS. TEMPO PARA UM AÇO AISI 4340 DURANTE A DECOMPOSIÇÃO ISOTÉRMICA DA AUSTENITA SOB TENSÃO NA REGIÃO DA TRANSFORMAÇÃO PERLÍTICA.



ter sido afetado pela cinética mais lenta a esta temperatura. A forma da curva mais abrandada deve também estar associada ao fato da transformação ser mais demorada. As medidas efetuadas após 43 horas de ensaio indicam que não houve nenhuma deformação, além da esperada pela ação da fluência, após estas 6 horas iniciais de ensaio.

Pode-se concluir que:

1. Os ensaios de tração isotérmicos a 670 e 700°C realizados no aço AISI 4340, após austenitização e com tensões iniciais de 2950 g/mm^2 (4215 psi), não mostraram neste material nenhum alongamento excessivo após 20 e 43 horas de ensaio, respectivamente.

2. As curvas de alongamento com o tempo são parecidas com as encontradas por PORTER & ROSENTHAL (1) em corda de piano de 0,90 % de carbono, onde a deformação rápida se deu em 5 minutos e a transformação em menos de 1 hora. Aqui a deformação rápida ocorreu em 1 e 3 horas enquanto que a transformação se completou em mais de 3 e 6 horas, respectivamente.

3. Esta deformação rápida pode ser interpretada como constituida substancialmente de deformação induzida pela transformação.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- (1) PORTER,L.F. & ROSENTHAL,P.C. Effect of applied tensile stress on phase transformations in steel. Acta Metallurgica, New York, 7 (7): 504-514, jul. 1959.
- (2) KEHL,George & BHATTACHARYYA,Subrata. The influence of tensile stress on the isothermal decomposition of austenite to ferrite and pearlite. Transactions of the ASM, Cleveland , 48: 234-248,1956.
- (3) REED-HILL,Robert E. Physical Metallurgy Principles. Princeton N.Y., Van Nostrand,1964.
- (4) CHRISTIAN,J.W."Phase Transformations". In: - CAHN,R.W., ed. Physical Metallurgy. Amsterdam, North-Holland, 1965. cap. 10, p.443-539.
- (5) KULA,Eric B. & RADCLIFFE,S.Victor. Thermomechanical treatment of steel. Journal of Metals, New York,15 (10): 755-762 , out. 1963.
- (6) SUPERPLASTICITY: Metals Draw Almost As Easily as Hot Plastic. Steel, Cleveland, 156 (24): 66-71, 14 jun. 1965.
- (7) SAUVEUR,Albert. What is Steel? - Another Answer. The Iron Age New York, 113:581-583, 21 fev.1924.
- (8) FOUNTAIN,R.W. & KORCHYNSKY,M. The phenomenon of "negative creep" in alloys. Transactions of the ASM, Cleveland , 51:108-120,1959.
- (9) JOHNSON,R.H. Comments on the "Strength of iron during allotropic modification". Acta Metallurgica, New York, 13 (4):441 -443, abr.1965.
- (10) LEHR,Pierre. Sur le comportement dilatométrique du fer pur . Compte Rendus de l'Académie des Sciences de Paris, Paris , 242 (5): 632-635, 30 jan. 1956.
- (11) LEHR,Pierre. Sur l'existence d'une déformation plastique du fer au cours de la transformation $\alpha - \gamma$. Compte Rendus de l'Académie des Sciences de Paris, Paris,242 (9): 1172 - 1175, 27 fev. 1956.

- (12) BUCKLEY, S.N.; HARDING, A.G. WALDRON, M.B. Physical damage brought about by thermally cycling uranium through its phase changes. Journal of the Institute of Metals, London, 87 (5) 150-154, jan. 1959.
- (13) NYE, J.F. Physical Properties of Crystals. London, Oxford, 1957.
- (14) KOSEVICH, A.M. ; KIBETS, I.N.; SHEPTOVITSKIY, L.D. Plastic deformations of a rod with a non-uniform coefficient of thermal expansion under thermal cycling conditions. The Physics of Metals and Metallography, Oxford, 22(6):14-19, jan. 1968.
- (15) GREENWOOD, G.W. & JOHNSON, R.H. The deformation of metals under small stresses during phase transformations. Proceedings of The Royal Society, London, 283 A(1394): 403-422, 19 jan, - 1965.
- (16) DE JONG, M. & RATHENAU, G.W. Change of Length during Transformation of Iron under stress. Nature, London, 181 (4620):1396-1397, 17 maio 1958.
- (17) DE JONG, M. & RATHENAU, G.W. Mechanical properties of iron and some iron alloys while undergoing allotropic transformation. Acta Metallurgica, New York, 7(4):246-253, abril 1959.
- (18) DE JONG, M. & RATHENAU, G.W. Remarks on the alpha-gamma transformation in pure iron. Acta Metallurgica, New York, 9 (9): 889-892, set. 1961.
- (19) DE JONG, M. & RATHENAU, G.W. Comments on "Irreversible plastic deformation of pure iron during phase changes". Acta Metallurgica, New York, 11 (6):636-637, jun. 1963.
- (20) PRUNA, M. ; LEHR, P. ; CHAUDRON, G. Recristallisation de l'uranium / après passage des points de transformation. Révue de Metallurgie, Paris, 51(9):589-596, set. 1954.
- (21) DE JONG, M. & RATHENAU, G.W. Mechanical properties of an iron-carbon alloy during allotropic transformation. Acta Metallurgica, New York, 9 (8): 714-720, ago. 1961.
- (22) WEERTMAN, J. & WEERTMAN, J.R. "Mechanical Properties, Strongly Temperature-Dependent." In:- CAHN, R.W., ed. Physical Metallurgy. Amsterdam, North-Holland, 1965. cap. 10, p. 793-819.

- (23) LUBAHN, J.D. & FELCAR, R.P. Plasticity and Creep of Metals. New York, John Wiley, 1961.
- (24) SMITH, George V. Properties of Metals at Elevated Temperatures New York, Mc Graw-Hill, 1950.
- (25) DORN, J., ed. Mechanical behavior of materials at elevated temperatures. New York, Mc Graw-Hill, 1961.
- (26) CLINARD, F.W. & SHERBY, O.D. Strength of iron during allotropic transformation. Acta Metallurgica, New York, 12 (8): 911-919, ago. 1961.
- (27) JOHNSON, R.H. & GREENWOOD, D.W. Deformation of uranium during alpha / beta cycles under small stresses and a quantitative interpretation of the mechanical weakness of metals undergoing phase transformations. Nature, London, 195 (4837): 138-139, 14 jun. 1962.
- (28) LOZINSKY, Michael G & SIMEONOVA, Izina S. "Superhigh plasticity" of commercial iron under cyclic fluctuations of temperature. Acta Metallurgica, New York, 7(11):709-715, nov. 1959.
- (29) UNDERWOOD, Ervin E. A review of superplasticity. Journal of Metals, New York, 14(12): 914-919, dez. 1962.
- (30) UNDERWOOD, E.E. Superplasticity. Lockheed-Georgia Quarterly, Marietta, 2(3): 14-17, 1965.
- (31) OELSCHLÄGEL, Dietrich & WEISS, Volker. Superplasticity of Steels During the Ferrite \longleftrightarrow Austenite Transformation. Transactions of the ASM, Cleveland, 59: 143-154, 1966.
- (32) BACKOFEN, W.A.; TURNER, I.R.; AVERY, D.H. Superplasticity in an Al-Zn Alloy. Transactions of the ASM, Cleveland, 57:980 - 990, 1964.
- (33) AVERY, D.H. & BACKOFEN, W.A. A Structural Basis for Superplasticity. Transactions of the ASM, Cleveland, 58:551-562, 1965.
- (34) HOLT, David L. & BACKOFEN, Walter A. Superplasticity in Al-Cu / Eutectic Alloy. Transactions of the ASM, Cleveland, 59:755-768, 1966.

- (35) LEE, D. & BACKOFEN, W.A. Superplasticity in Some Titanium and Zirconium Alloys. Transactions of the Metallurgical Society of AIME, New York, 239(7):1034-1040, jul.1967.
- (36) MARTIN, P.J. & BACKOFEN, W.A. Superplasticity in Electroplated composites of Lead and Tin. Transactions of The ASM, Cleveland, 60:352-359, 1967.
- (37) PACKER, Charles M. & SHERBY, Oleg D.A. Interpretation of the Superplasticity Phenomenon Two-Phase Alloys. Transactions / of The ASM, 60:21-28, 1967.
- (38) CHAUDARI, P. Deformation behavior of superplastic Zn-Al Alloy. Acta Metallurgica, New York, 15(12): 1777-1786, dez.1967.
- (39) ALDEN, T.H. Superplastic Behavior of a Solid-Solution Sn-1 Pct Bi Alloy. Transactions of the Metallurgical Society of AIME, New York, 236 (11): 1633-1634, nov.1966.
- (40) ALDEN, T.H. The origin of superplasticity in the Sn-5% Bi alloy. Acta Metallurgica, New York, 15 (3): 469-480, mar. 1967.
- (41) CLINE, H.E. & ALDEN, T.H. Rate-Sensitive Deformation in Tin-Lead Alloys. Transactions of the Metallurgical Society of AIME ; New York, 239 (5): 710-715, maio 1967.
- (42) HAYDEN, H.W.; GIBSON, R.C.; MERRICK, H.F.; BROPHY, J.H. Superplasticity in the Ni-Fe-Cr System. Transaction of The ASM , Cleveland, 60:3 -14, 1967.
- (43) FLOREEN, S. Superplasticity in pure nickel. Scripta Metallurgica, New York, 1: 19-23, 1967.
- (44) HART, E.W. Theory of the tensile test. Acta Metallurgica, New York, 15 (2): 351-363, fev.1967.
- (45) KOT, R & WEISS, V. Não publicado
- (46) BAZINSKI, Z.S.; HUME-ROTHERY, W.; SUTTON, A.L. The lattice expansion of iron. Proceedings of the Royal Society, London, 229 A (1179):459-467, 24 maio 1955.
- (47) SHERBY, O.D. & GOLDBERG, A. Comments on Lozinsky and Simeonova's paper on "Superhigh plasticity of commercial iron under cyclic fluctuations of temperature". Acta Metallurgica, New York, 9 (15): 510-512, maio 1961.

- (48) LOZINSKY, Michael G. Grain boundary adsorption and "super - high plasticity". Acta Metallurgica, New York, 9(7):689-694, jul. 1961.
- (49) BIBRING, Hervé & SEBILLEAU, François. Influence des contraintes sur la transformation allotropique du cobalt. Compte Rendus de l'Académie de Sciences de Paris, Paris, 224 (11): 1496-1499, Mars 1957.
- (50) GUY, A.G. & PAVLICK, J.E. Acceleration of Deformation by Concurrent Phase Change. Transactions of The Metallurgical Society of AIME, New York, 221 (4): 802-807, ag.1961.