



COPPE

UFRJ

Coordenação dos Programas
de Pós-Graduação de Engenharia
da Universidade Federal
do Rio de Janeiro
COPPE-UFRJ

**Programa de Engenharia
Metalúrgica e de Materiais**

PROPMEC

GRUPO DE PROPRIEDADES MECÂNICAS

MECANISMOS DE FLUÊNCIA NOS AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS

CONTRIBUIÇÃO TÉCNICA AO XXXIII CONGRESSO ANUAL DA ABM

MAIO DE 1978

RIO DE JANEIRO

BR7802007

INIS-ut-4766

MECANISMOS DE FLUÊNCIA
NOS AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS ⁽¹⁾

Sergio Neves Monteiro ⁽²⁾

Tito Luiz da Silveira ⁽³⁾

(1) Apresentado ao XXXIII Congresso Anual da ABM, Rio de Janeiro, 1978.

(2) Engenheiro Metalurgista, Ph.D., Professor de Engenharia Metalúrgica da COPPE-EE/UFRJ.

(3) Engenheiro Mecânico, M.Sc., Professor Titular da Faculdade Técnico Educacional Souza Marques.

RESUMO

Neste trabalho apresentam-se os critérios utilizados em fluência para identificação de mecanismos de deformação a partir de valores do expoente que relaciona a taxa de deformação com a tensão. Estes critérios quando aplicados para diversos aços inoxidáveis austeníticos levam a uma aparente contradição para mecanismos atuantes acima de $\dot{\epsilon}/D > 10^9/\text{cm}^2$. Aspectos microestruturais que interferem diferentemente com a fratura destes aços poderiam racionalizar estas contradições. Isto é discutido nos mapas de deformação sugeridos para os aços investigados.

ABSTRACT

In the present work the creep criterions to identify the deformation mechanisms through the exponent of the strain rate versus stress relationship are presented. When applied to several stainless steels these criterions show an apparent contradiction for the proper mechanism acting at $\dot{\epsilon}/D$ above $10^9/\text{cm}^2$. Microstructural aspects interfering in different manners with the fracture of these steels could be a reason for rationalizing the contradictory behavior. This is discussed in suggested deformation maps for the steels investigated.

1. INTRODUÇÃO

A análise experimental dos mecanismos de fluência nos metais e suas ligas tem sido baseada em aspectos estruturais e na dependência entre as principais variáveis mecânicas, sobretudo a taxa de deformação ou taxa de fluência, $\dot{\epsilon}$, e a tensão, σ ¹⁻⁵. As variáveis $\dot{\epsilon}$ e σ estariam relacionadas por uma equação potencial que caracterizaria o comportamento intrínseco do material, desde que $\dot{\epsilon}$ e σ estivessem racionalizados respectivamente para o coeficiente de difusão, D, e o módulo de elasticidade E. Uma das formas simplificadas desta equação seria:

$$\dot{\epsilon}/D = A (\sigma/E) \quad (1)$$

É geralmente aceito o fato de que o valor do expoente n esteja associado ao tipo de mecanismo controlador da fluência. Sherby e Burke⁴, por exemplo, propõem uma classificação das ligas metálicas em dois grupos, de acordo com o valor de n. Os materiais da classe I seriam aqueles que apresentassem n aproximadamente igual a 3. Neste caso, a deformação em fluência seria controlada pela velocidade do arraste de solutos exercido na linha das discordâncias como sugerido por Weertman⁶. Estes mecanismos de deslizamento viscoso são conhecidos como micro-fluência. Os materiais da classe II apresentariam n compreendido entre 4 e 7, sendo então a fluência controlada por escalagem (climb) das discordâncias como nos metais puros. Um outro grupo⁵⁻⁷, além destes dois, abrangeria as ligas fortalecidas por dispersão nas quais n seria superior a 7. Um possível mecanismo sugerido para esta classe de materiais fortalecidos por dispersão seria o da fluência controlada pelo movimento de degraus (jogs) intersticiais⁸. Na realidade um mesmo material poderia sofrer mudança de mecanismo alterando o seu valor de n. Sherby e Burke⁴ indicam que nas ligas da classe II ocorre um aumento no expoente n para $\dot{\epsilon}/D$ maior que $10^3/\text{cm}^2$ atribuindo este fato a um aumento na concentração de lacunas acelerando

o processo de escalagem. Mohamed e Langdon⁹ argumentam que sendo os dois mecanismos básicos de fluência a escalagem e a micro-fluência, predominaria aquele que apresentasse a menor taxa. Assim a possibilidade de mudança de mecanismo, ou seja, mudança no valor de n , estaria associada à competição pelo menor valor relativo de $\dot{\epsilon}$, por escalagem ou por micro-fluência, para uma dada condição de temperatura e tensão.

2. REVISÃO DOS MECANISMOS NO AÇO INOXIDÁVEL

A fluência dos aços inoxidáveis tem sido já de algum tempo, estudada tanto nos seus aspectos estruturais quanto mecânicos¹⁰⁻¹⁴. Com base sobretudo nos resultados de Garofalo e col.¹¹⁻¹³ o valor de n coloca estes aços na classe II, ou seja, fluência controlada por escalagem. Em recente trabalho¹⁵ mostrou-se que os resultados de Garofalo e col.¹² no aço 316 apresentam, Figura 1, um aumento no valor de n para $\dot{\epsilon}/D > 10^9/cm^2$. Isto foi interpretado¹⁵ como resultado da mudança de mecanismo de escalagem para deslizamento termicamente ativado. Por outro lado, resultados em aço 316¹⁶ mostram o inverso, isto é, n diminuiria para $\dot{\epsilon}/D > 10^9/cm^2$ passando de 4,7 para 2,8. A explicação neste caso¹⁶ seria a mudança de escalagem para movimentação de degraus intersticiais.

Resultados em aço 304 indicam¹⁷ que talvez não ocorresse esta transição pois n permaneceria com valores atribuídos à escalagem para $\dot{\epsilon}/D > 10^9/cm^2$.

Pelo exposto existe uma aparente contradição entre os valores de n calculados para $\dot{\epsilon}/D$ acima de $10^9/cm^2$ em aços inoxidáveis austeníticos, inclusive dentro do mesmo tipo nominal destes aços. O presente trabalho procura racionalizar estes resultados com base em características microestruturais, em escala superior aos mecanismos sub-estruturais de discordâncias até agora ventilados.

3. TÉCNICA EXPERIMENTAL

Neste trabalho foram considerados alguns resultados em ensaio de fluência já apresentados em trabalhos anteriores ¹⁵⁻¹⁷. Vale tão somente apresentar um resumo das características dos materiais, técnicas experimentais dos ensaios e interpretação dos dados obtidos. Isto está apresentado na Tabela I.

TABELA I - Sumário das Características, Técnicas Experimental e Interpretação dos Dados do Presente Trabalho.

MATERIAIS - Aços Inoxidáveis Austeníticos.

- AISI 316(A) - 0,07% C, 18,3% Cr, 12,5% Ni e 2,55% Mo
- AISI 316(B) - 0,05% C, 17,7% Cr, 12,2% Ni e 2,07% Mo
- AISI 304(F) - 0,025% C, 19,5% Cr, 9,4% Ni e 0,24% Mo

CORPOS DE PROVA

- redondos com 39 mm de comprimento e 6 mm de diâmetro na seção útil;
- recozidos a 1100°C por 1 hora;
- tamanhos de grãos: 316(A)-30 μ ; 316(B)-80 μ ; 304(F)-300 μ .

ENSAIOS

- máquina de fluência WPM de 1200 Kg;
- temperaturas de 550 a 800°C;
- precisões: carga-0,4%; temperatura-5°C; deformação-0,01mm

INTERPRETAÇÃO

- Valores de deformação verdadeira, taxa de deformação e tensão verdadeira obtidos por métodos computacionais.

4. DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

A variação da taxa de fluência com a temperatura, baseada na equação (1), está apresentada para os aços 316(A), 316 (B) e 304(F), respectivamente, nas Figuras 2, 3 e 4. Como foi comentado na revisão, não existe um comportamento uniforme para $\dot{\epsilon}/D$ maior que $10^9/cm^2$. Em particular o aço 316 apresenta valores de n , em um caso (Figura 1), compatível com mecanismos ^{4, 15} que diminuem a resistência à fluência enquanto em outro caso (Figura 2), estaria ocorrendo um fortalecimento ¹⁶. Além disto, o aço 304 apresentaria, Figura 4, o mesmo mecanismo para qualquer taxa de fluência.

Antes de discutir-se esta aparente contradição de valores de n e mecanismos é importante mencionar-se alguns fatos sobre a sub-estrutura (escala de microscopia eletrônica). Os aços inoxidáveis austeníticos ensaiados em fluência apresentam mudança de uma estrutura de emaranhado de discordâncias para sub-grãos ^{12, 14, 15, 20}. Para alguns ¹⁸ esta mudança ocorreria acima de 700°C, sendo a precipitação de carbonetos responsável pelos emaranhados. Para outros ^{15, 19} a mudança seria ocasionada pelo nível de tensão sem que a precipitação de carbonetos fosse responsável direta pela sub-estrutura emaranhada, mas possivelmente uma consequência desta. De qualquer forma estas características sub-estruturais de transição de emaranhado para sub-grãos é idêntica nos diversos tipos de aços inoxidáveis austeníticos não justificando a contradição.

Além da sub-estrutura é também relevante comentar sobre a microestrutura (escala de microscópio ótico). Recentes trabalhos ^{17, 20} mostraram que a fratura dos aços aqui analisados parece ser sensivelmente afetada pelos deslizamentos e precipitação de carbonetos nos contornos, bem como, crescimento de segundas fases. O que é mais importante é o fato de cada um destes aços ser diferentemente afetado por estes eventos. Assim, a Figura 5, apresenta um diagrama da

participação destes eventos sobre a ductilidade e a fratura dos aços estudados. Neste diagrama existem três campos posicionados relativamente à temperatura e à redução de área e condicionando o tipo de ruptura do material. Como pode ser observado na Figura 5, em fratura cada aço comporta-se diferentemente, sendo que o tipo 304 apresenta sempre baixa ductilidade e fratura intercrystalina ocasionada por deslizamento nos contornos (menores temperaturas) e crescimento de segundas fases (maiores temperaturas). Os dois aços 316 apresentam baixas ductilidades em menores temperaturas em virtude do deslizamento dos contornos. A altas temperaturas um deles, 316(A) possui fratura dútil associada à precipitação de carbonetos nos contornos e o outro, 316(B), tem pouca ductilidade e aspecto de ruptura intercrystalina devido à participação de segundas fases.

Vale também mencionar que é possível ter-se uma visão geral das condições de predominância dos mecanismos e estruturas, através dos mapas de deformação ²¹. Assim, a Figura 6 apresenta mapas de deformação sugeridos para os três aços inoxidáveis analisados. Esta Figura baseia-se em um trabalho recente ²² conjugado com as informações da Figura 5.

Sugere-se que as inclinações e a posição relativa das retas $\ln \dot{\epsilon}$ versus $\ln \sigma$ na Figura 6 estejam associadas não só aos fatores sub-estruturais mas, também, aos microestruturais que possivelmente estariam atuando no segundo estágio de fluência onde a taxa é mínima. Dependendo das características micro-estruturais, aços inoxidáveis nominalmente de um mesmo tipo, Figuras 6a e 6b, poderiam apresentar diferentes susceptibilidades ao crescimento de segunda fase e precipitação nos contornos acarretando inclinações e consequentemente valores de n diferentes.

Finalmente resta fazer um comentário sobre o valor de n relativamente baixo obtido no aço 316(A), Figura 2, para $\dot{\epsilon}/D$ maior que $10^3/\text{cm}^2$. Observando-se atentamente esta Figura, nota-se que este valor baixo corresponde à média, em sua

maioria, de pontos resultantes de ensaios a baixa temperatura, sobretudo 600°C, que se encontram relativamente mais deslocados para tensões elevadas. Na realidade a inclinação correspondente isoladamente aos ensaios de 600°C, ou de 650°C ou mesmo 700°C daria valor de n superior a 5. Isto indica aparentemente que a equação 1 não consegue unificar o comportamento em relação a temperatura. No caso de materiais que sejam reforçados^{5,7} as curvas individuais para cada temperatura, Figura 6a, apresentariam valores de n elevados mas seus pontos sendo lançados para maiores tensões contribuirão, em média, para um baixo valor de n, Figura 2, no gráfico $\ln \dot{\epsilon}/D$ versus $\ln \sigma/E$. Sugere-se pois que isto deva estar ocorrendo no aço 316(A) a menores temperaturas. Certamente a situação é outra para os pontos da Figura 1 situados acima de $\dot{\epsilon}/D > 10^3/\text{cm}^2$, pois pertencem todos aos ensaios de 800°C.

5. CONCLUSÕES

- A utilização do valor do expoente n da equação (1) nos aços inoxidáveis austeníticos, como critério de possíveis mecanismos de fluência, acarreta aparentes contradições acima de $\dot{\epsilon}/D > 10^3/\text{cm}^2$.
- Estas diferenças podem ser racionalizadas considerando-se a participação de eventos microestruturais, tais como a precipitação de carbonetos, o deslizamento dos contornos e o crescimento de segundas fases.
- Para $\dot{\epsilon}/D > 10^3/\text{cm}^2$ o comportamento em fluência dos aços inoxidáveis parece ser específico para uma dada temperatura não atendendo a unificação da equação (1).

AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem o suporte à esta pesquisa concedido pela FINEP, pelo CNPq, CEPG/UFRJ, pela CNEN, e Fundação Técnico Educacional Souza Marques.

Um dos colaboradores, Antonio Maria Claret Abreu Assis, não pode ser incluído por não estar associado à ABM.

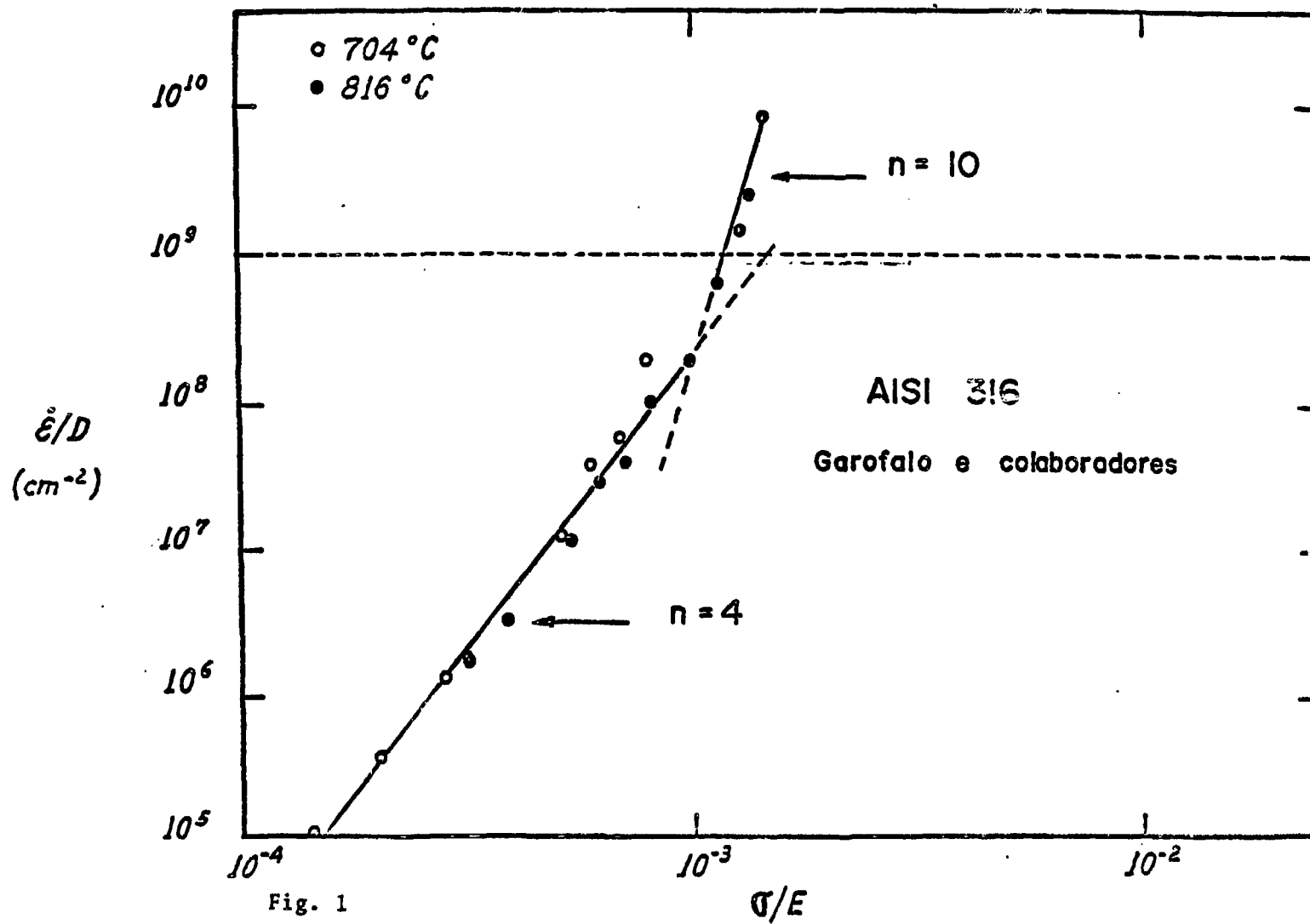
BIBLIOGRAFIA

1. J. Weertman: J. Appl. Phys., Vol. 26 (1955), p. 1213.
2. J.E. Dorn: "Creep Fracture of Metals at High Temperatures", p. 89, HMSO, Londres, 1956.
3. C.R. Barrett and O.D. Sherby: Trans. AIME, Vol. 233 (1965), p. 1116.
4. O.D. Sherby and P.M. Burke: Progress Mat. Sci., Vol. 13 (1968), p. 325.
5. J.E. Bird; A.K. Mukherjee and J.E. Dorn: Trans. ASM, Vol. 62 (1959), p. 155.
6. J. Weertman: Trans. AIME, Vol. 218 (1960), p. 207.
7. J.E. Bird; A.K. Mukherjee and J.E. Dorn: "Correlation Between High Temperature Creep Behavior and Structure", p. 255, Publ. Israel Univ. Press, Jerusalem (1969).
8. M. Malu and J.K. Tien: Acta Met., Vol. 22 (1974), p. 145.
9. F.A. Mohamed and T.G. Langdon: Acta Met., Vol. 22 (1974), p. 779.
10. E.J. Dulis; G.M. Smith and E.G. Houston: Trans. ASM, Vol. 45 (1953), p. 42.
11. F. Garofalo; R.W. Whitmore; W.F. Dorn and F. von Gemmingen: Trans. AIME, Vol. 221 (1961), p. 310.

12. F. Garofalo; O. Richmond; F.W. Dorn and F. von Gemmingen: Joint International Conference on Creep, p. 1, The Institution of Mech. Eng., Londres 1963.
13. F. Garofalo: Trans. AIME, Vol. 227 (1963), p. 351.
14. L.J. Cuddy: Met. Trans., Vol. 1 (1970), p. 395.
15. H.J. Kestenbach; W. Krause and T.L. Silveira: "On Creep Behavior of 316 Stainless Steel Under High Stresses", a ser publicado em Acta Met.
16. T.L. Silveira e S.N. Monteiro: "Strengthened Creep Substructures in 316 Stainless Steel", p. 334, ICM II, Boston 1976.
17. A.M.C. Abreu Assis: "Estudo das Características Estruturais e Fraturísticas Ligadas ao Comportamento Mecânico em Fluência de Aços Tipos AISI 304 e 316 Entre 550 e 800°C", Tese de M.Sc., COPPE/UFRJ, 1978.
18. K.D. Challenger and J. Moteff: Met. Trans., Vol. 4 (1973), p. 749.
19. S.N. Monteiro; H.J. Kestenbach: Met. Trans., Vol. 6A (1975), p. 938.
20. M.F. Ashby: Acta Met., Vol. 20 (1972), p. 887.
21. A.M.C. Abreu Assis; T.L. Silveira e R.L.C. Paiva: "Fratura de Aços Inoxidáveis sob Carga Constante a Altas Temperaturas", p. 907, Anais do IV Congresso Brasileiro de Engenharia Mecânica, Florianópolis 1977.
22. R.K. Bhargava; J. Moteff and R.W. Swindeman: Met. Trans., Vol. 7A (1976), p. 879.

LEGENDAS DAS FIGURAS

- FIGURA 1: Relação potencial entre $\dot{\epsilon}$ e σ para resultados da referência (12).
- FIGURA 2: Relação entre $\ln \dot{\epsilon}/D$ e $\ln \sigma/E$ para o aço 316 (A).
- FIGURA 3: Relação entre $\ln \dot{\epsilon}/D$ e $\ln \sigma/E$ para o aço 316 (B).
- FIGURA 4: Relação entre $\ln \dot{\epsilon}/D$ e $\ln \sigma/E$ para o aço 304 (F).
- FIGURA 5: Diagrama esquematizando a relação entre dutilidade, fratura, temperatura e fatores microestruturais para os aços investigados.
- FIGURA 6: Mapas de deformação seguidos para caracterizar o comportamento dos aços: (a) 316(A); (b) 316(B) e (c) 304(F).



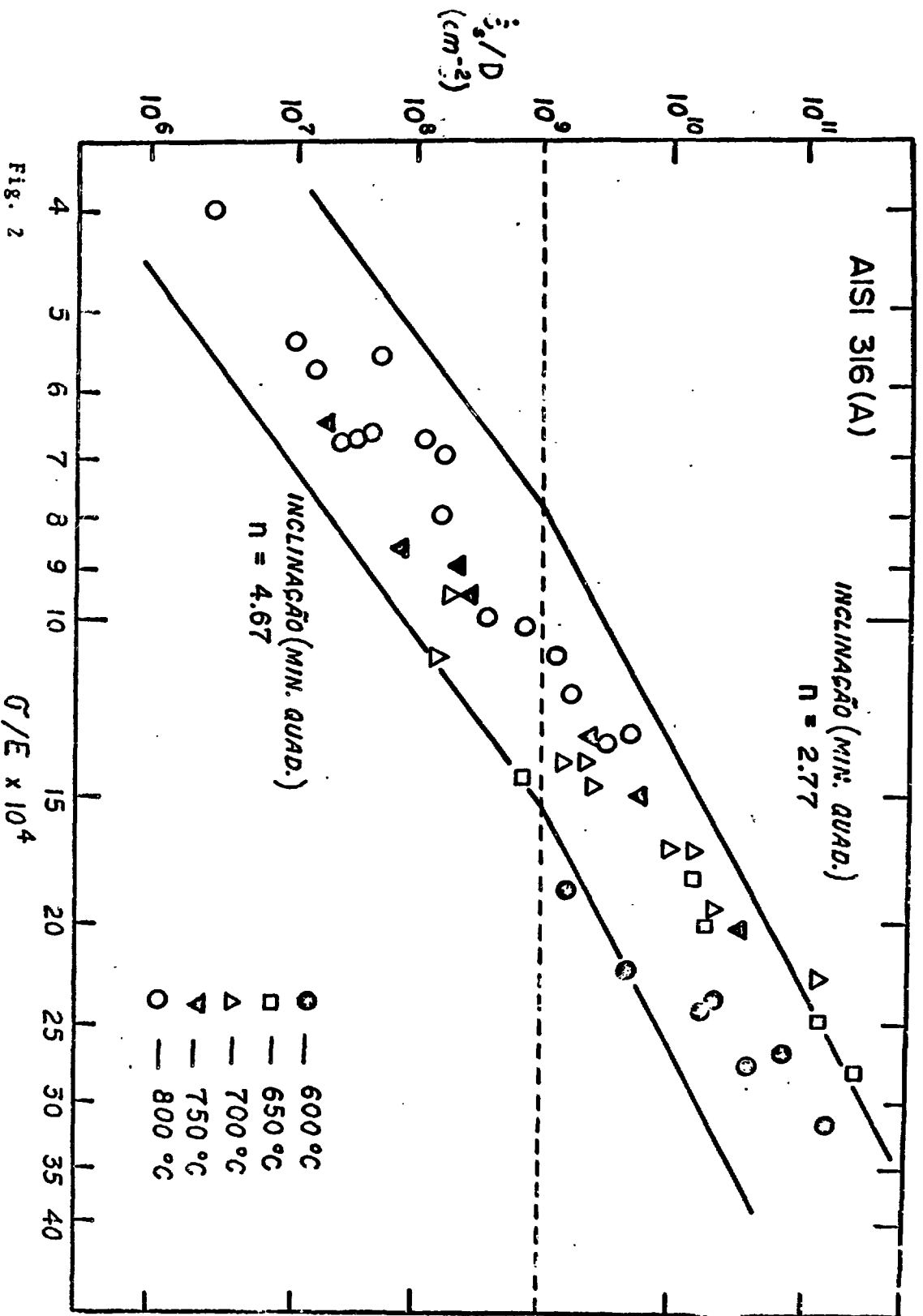


Fig. 2

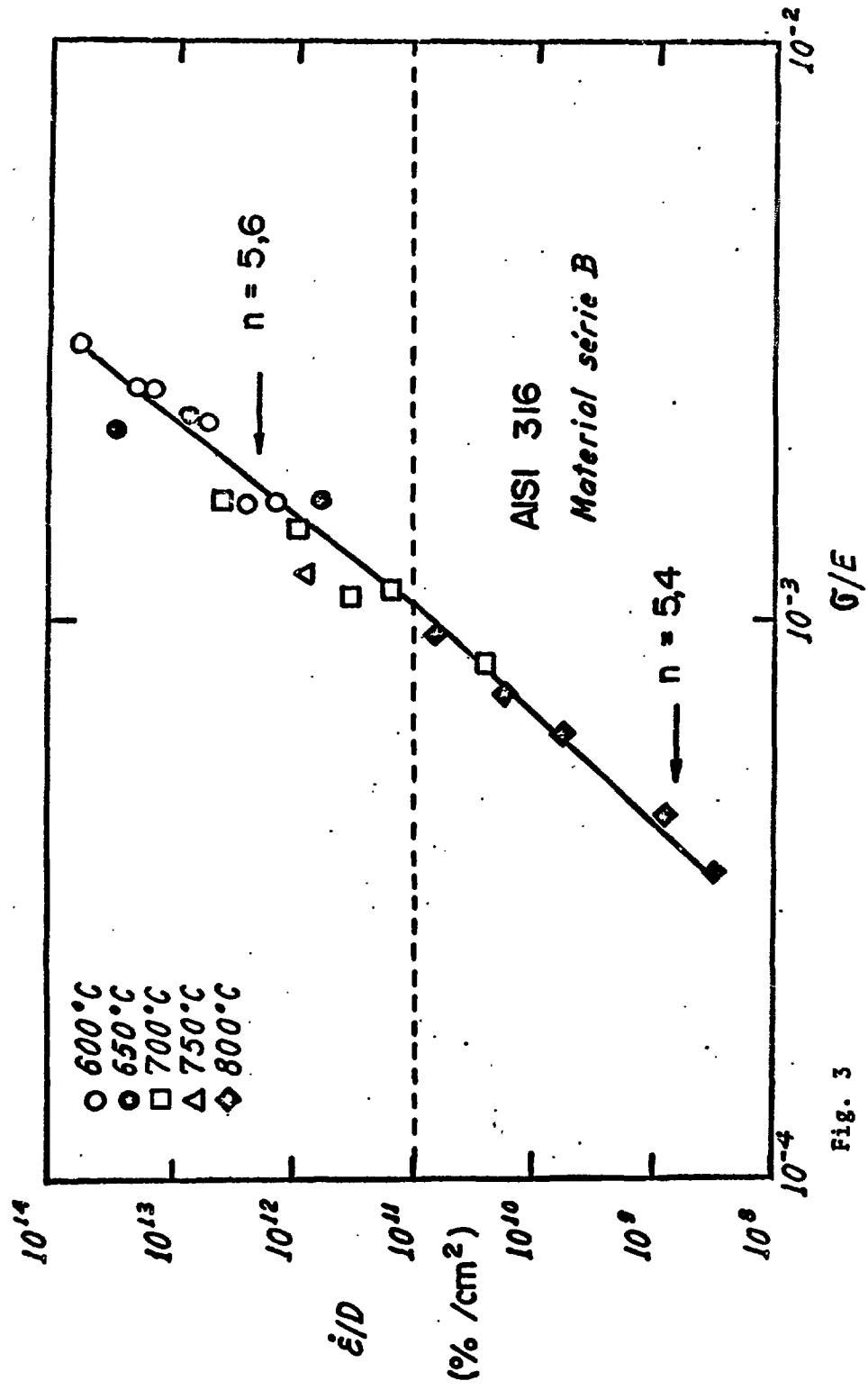


Fig. 3

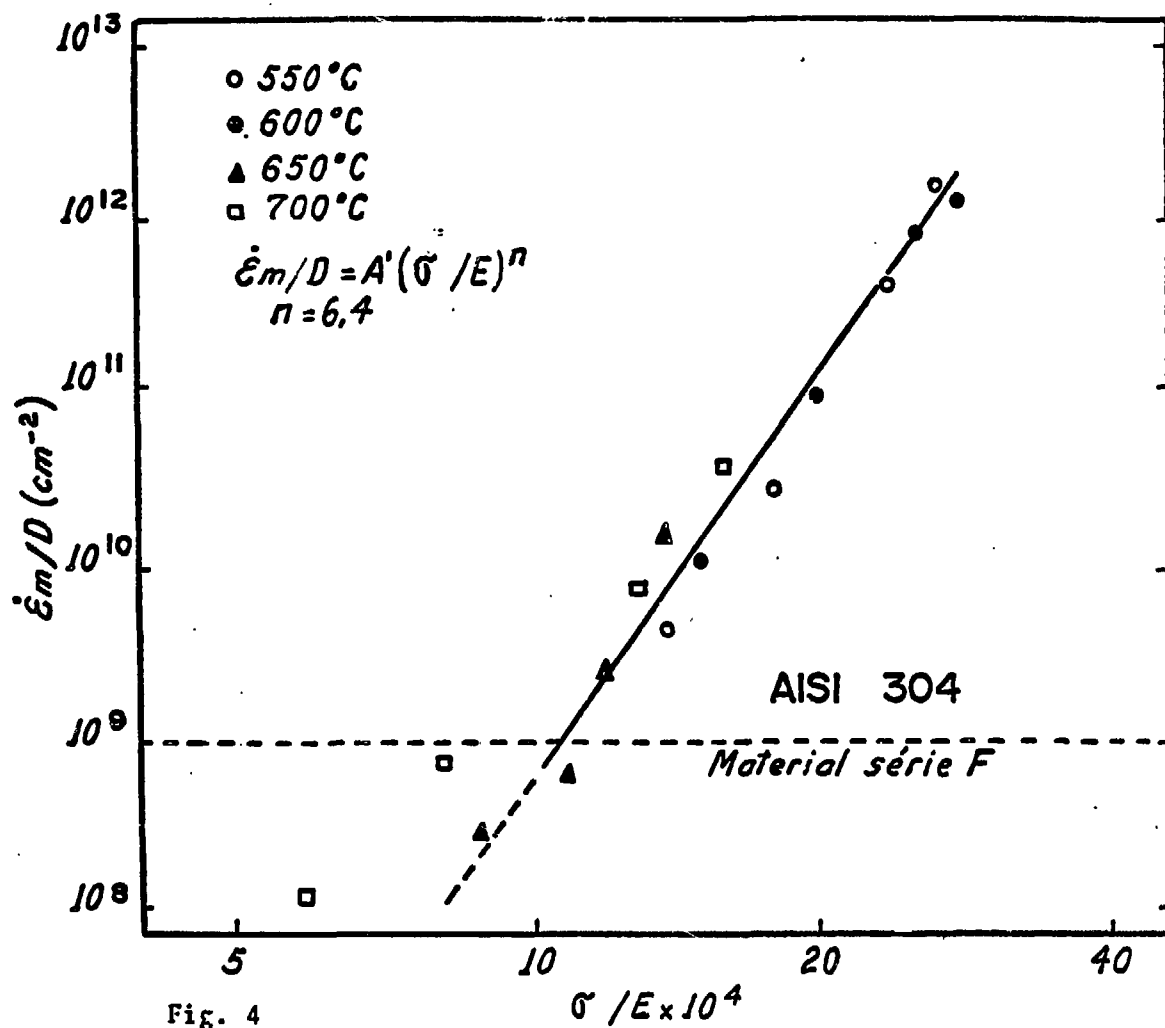


Fig. 4

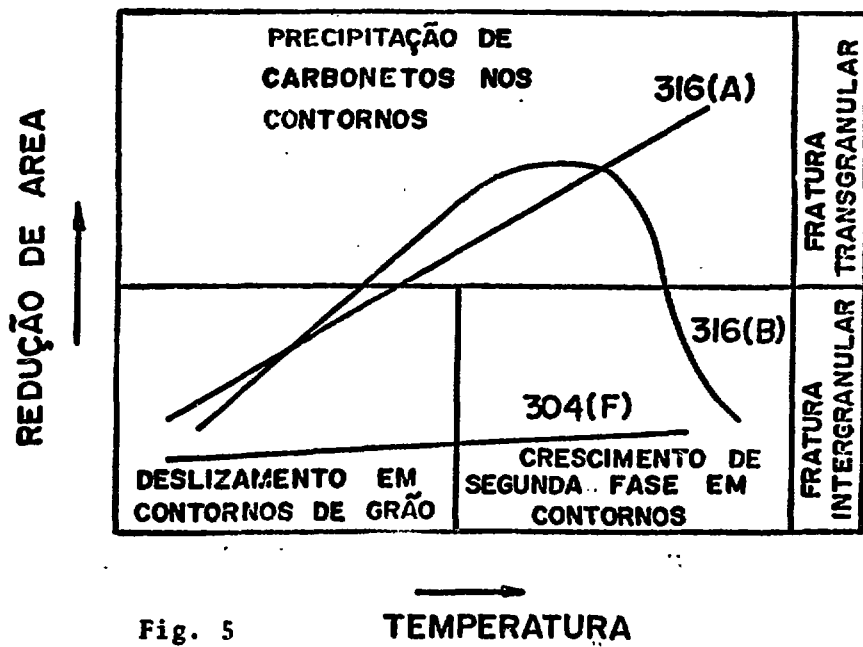


Fig. 5

MAPAS DE DEFORMAÇÃO

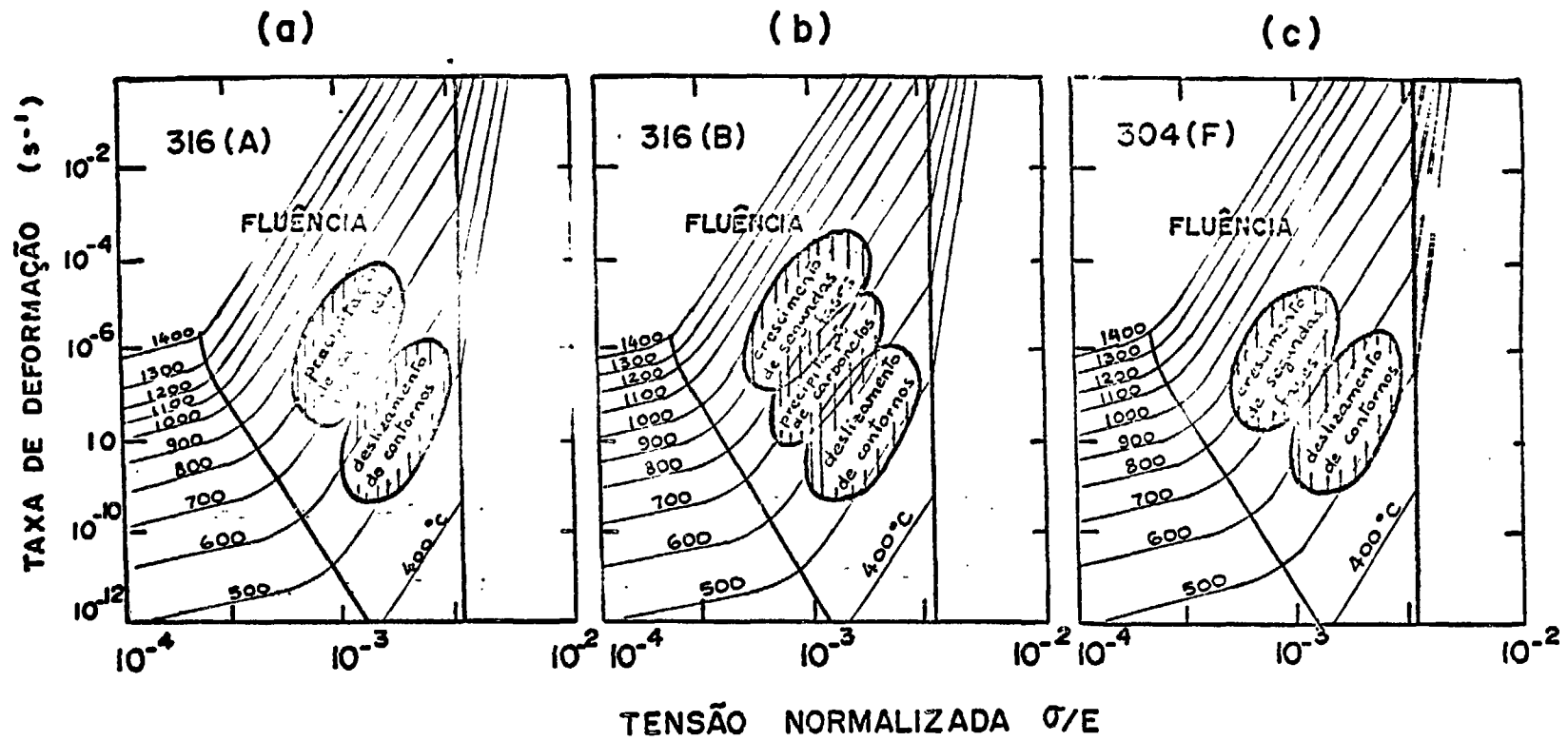


Fig. 6