

FRATURA DINAMICA E ESTILHAÇAMENTO: UM ESTUDO METALURGICO
Marc André Meyers⁽¹⁾, Shing Hoa Wang⁽²⁾, e Karen Couch⁽³⁾

RESUMO

Estudou-se o estilhaçamento produzido em aço AISI 1020 e níquel pela reflexão de ondas de choque em uma superfície livre. As ondas de choque foram geradas pelo impacto de um projétil plano contra o material, em forma de placa plana. A pressão gerada pela onda de choque foi tal que o estilhaçamento não foi completo, não havendo, portanto, a emissão de fragmentos. A recuperação das placas com fratura incipiente possibilitou a observação dos sitios de iniciação de fratura e morfologia da superfície de fratura, possibilitando uma melhor compreensão dos mecanismos envolvidos em estilhaçamento.

Para o níquel, pôde-se observar a sequencia nucleação - crescimento - coalescimento de vazios, semelhante à que ocorre no processo de fratura quasi-estatica. A profundidade das "covas" características de fratura ductil foi no entanto inferior à das "covas" produzidas por fratura quasi-estatica. Crê-se que a nucleação dos vazios ocorre pelo agrupamento de lacunas; certas orientações cristalográficas exibem maior concentração de vazios.

O aço AISI 1020 exibiu fratura fragil por estilhaçamento, enquanto que a fratura quasi-estatica (taxa de deformação $\sim 10^{-3}$ s⁻¹) foi do tipo ductil. Uma grande fração dos sitios de iniciação de fratura estavam localizados nas interfaces entre as particulas de MnS e a matriz.

(1) Socio da A.B.M., Engenheiro, M.Sc., Ph.D., Professor Adjunto, New Mexico Institute of Mining and Technology, Socorro, New Mexico, E.U.A.

(2) Engenheiro, M.Sc., Estudante de Pós-Graduação, New Mexico Institute of Mining and Technology, Socorro, New Mexico, E.U.A.

(3) Tecnico, New Mexico Institute of Mining and Technology, Socorro, New Mexico, E.U.A.

1. INTRODUÇÃO

Em impacto e penetração balística, assim como na destruição de estruturas pela detonação de bombas convencionais ou nucleares, revestem-se de grande importancia as fraturas produzidas pela interação de ondas de choque com ondas trativas produzidas pela reflexão das ondas de choque em superficie livre ou interface. Um exemplo bem ilustrativo deste fenomeno é o arrancamento de estilhaços da superficie interna de um blindado com os riscos obvios para a tripulação; este efeito ocorre sem a perfuração da blindagem; pela detonação de projétil em contato com a superficie externa da blindagem.

Hopkinson [1] realizou, no começo do século, experiencias envolvendo interação de ondas e fratura. No entanto, Rinehart [2-4] fez o primeiro estudo sistemático de estilhaçamento (scabbing, ou spalling) e da tensão mínima necessaria para produzi-lo. Seguiram-se uma serie de investigações [5-11] realizadas em sua maior parte pelos físicos de Los Alamos, Sandia, e Stanford Research Institute. No entanto, quase nada se publicou sobre os aspectos metalurgicos, que o saibam os autores.

A Figura 1(a) mostra os danos produzidos pelo impacto de um projétil esférico sobre uma placa de ferro Armco. Produziu-se, na região do impacto, a cratera característica; do lado oposto, há a separação parcial de uma camada do material. Caso a velocidade de impacto fosse ligeiramente superior, haveria o arrancamento total desta região, que é chamado aqui de estilhaçamento. A Figura 2 mostra como são geradas as elevadas tensões trativas requeridas para o estilhaçamento. Uma onda de choque compressiva (t_0) deslocando-se da esquerda para a direita reflete-se na superficie livre, ao encontrá-la. Maiores detalhes são dados por Meyers et alii [12] e Rinehart [13]. Esta onda refletida tem amplitude igual à onda compressiva inicial; no entanto, é trativa. Ocorre portanto o cancelamento das duas na região de superposição (t_1). Em t_2 tem-se já um componente trativo não nulo. Quando a amplitude e duração de pulso desta forem suficientemente elevadas ocorre a fratura interna do material (t_3).

A investigação cujos resultados estão aqui descritos teve como objetivo alcançar, tanto de um ponto de vista mecânico quanto metalúrgico, uma melhor compreensão dos mecanismos envolvidos na produção desta fratura dinâmica. Os autores são da opinião que os elaborados estudos e simulações por computador executados nos últimos anos não deram suficiente importância aos aspectos micromecânicos e metalúrgicos do estilhaçamento.

2. TÉCNICAS EXPERIMENTAIS

Ao invés de projetis esféricos, usaram-se projetis planos nesta investigação. Os sistemas experimentais consistiram de placas voadoras aceleradas por meio de explosivos (Detasheet C) em arranjo tipo "ratoeira". Maiores detalhes deste tipo de sistema são dados por Meyers et alii [12] e de Carli e Meyers [14]. O impacto com projétil plano apresenta a vantagem de proporcionar um pulso com características bem determinadas e frente plana. Por conseguinte, é preferível em estudos que visam a obtenção de um conhecimento fundamental. A Figura 1(b) mostra as placas de níquel (fina) e aço AISI 1020 após impacto. As condições de impacto estão dadas na Tabela I. São calculadas segundo métodos descritos por de Carli e Meyers [14]. Entre os sistemas disponíveis para estudos de ondas de choque, foram escolhidos aqueles em que o processo de estilhaçamento não havia sido completado. Isto pode ser claramente visto na Fig. 1(b). Pode-se acompanhar completamente o processo de estilhaçamento pela observação da região de fratura. A forma exata do pulso na região de reflexão não é conhecida, pois a onda se atenua rapidamente ao se propagar no material e a taxa de atenuação não é conhecida para os dois casos em estudo. Maiores detalhes sobre a atenuação são dados por Hsu et alii [15]. Para o níquel, houve a formação de mais de um plano de estilhaçamento; este fenômeno de estilhaçamento múltiplo é devido à forma do pulso compressivo e explicado por Rinehart [3]. Para o aço foram usados dois transdutores piezoelétricos de manganin [15], que possibilitaram

TABELA I

Parametros de Impacto para Niquel e Aço AISI 1020

Parametro	Niquel	Aço AISI 1020
Placa Voadora - Material	Aluminio 2024	Aco AISI 1020
- Velocidade	772 m/s (est.)	607 m/s (est.)
- Espessura	3,2 mm	4,7 mm
Pressao Inicial	9,4 GPa (est.)	10,0 GPa (est.)
Duracao de Pulso In.	1 μ s (est.)	2 μ s (est.)
Espessura Total do Sistema	23 mm	75 mm
Espessura do Estilhaço	5 mm	7,5 mm

a determinação do pulso de pressão a 3,2 mm da superficie de impacto e a 28 mm da superficie inferior do sistema; a distancia entre os dois era de 44,4 mm e as pressões maximas foram de 13,6 GPa e 10,5 GPa; assim, estima-se que a pressão na superficie inferior foi de aproximadamente 7 GPa, com um pulso de forma triangular. Os registros dos transdutores de manganin [15] indicam que a forma inicial retangular nao é mantida por longa distancia; após alguns centimetros a forma é aproximadamente triangular, com a conseqüente tendencia a formação de estilhaçamento multiplo [3].

A observação metalografica foi feita em um microscopio eletronico de varredura Hitachi HHS-22 e em um microscopio eletronico de transmissão RCA EMU-3G. A preparação das amostras para microscopia otica foi feita pelos metodos convencionais, com ataque de Nital a 2% para o aço e acido acetico glacial/acido nitrico (1:1) para o niquel. As amostras observadas no microscopio de varredura foram recobertas por ouro e paladio (deposição a vacuo). Para microscopia eletronica de filmes finos, utilizou-se o corte de laminas de 0,5 mm em lamina de diamante (Isomet) seguida de lixamento ate espessura de 0.15

mm; após isto, discos de 3mm de diametro foram puncionados, o polimento final sendo feito em aparelho electropolidor de jato duplo Fishione.

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

A Figura 3 mostra a subestrutura gerada pela passagem da onda de choque. Para o niquel, ela consiste de arranjos de discordancias em celulas algo mal definidas. Sabe-se tambem que a concentraçãõ de defeitos de ponto gerada por ondas de choque é bem mais elevada que a gerada por deformaçãõ convencional [16]. A Fig. 3(b) mostra o aço AISI 1020 após a passagem de onda de choque. Nota-se claramente as regiões ocupadas pela perlita e pela ferrita. As discordancias não se arranjam em celulas tão definidas como no niquel. Sabe-se que acima de certa pressãõ há formaçãõ de martensita ϵ ; tal não foi o caso no presente estudo e mesmo a maclaçãõ foi somente observada esparsamente.

Os diversos estagios do cenario descrito por Curran e colaboradores [17] para a formaçãõ da fratura em metais ducteis encontra-se na Figura 4(a). Tem-se, primeiro, a formaçãõ do nucleo; não se sabe como este nucleo é formado. Em seguida, os poros crescem; notam-se na Fig. 4(a) poros em diversos estagios de crescimento. O terceiro estagio é o de coalescimento, quando os poros alcançam certo diametro. Na junçãõ de dois poros ocorre a deformaçãõ plastica e estricçãõ do material (ver seta). Grupos de poros que se agruparam por coalescimento formam um macroporo, que por sua vez cresce até que coalesca com outro(s) macroporo(s). Após ataque quimico notou-se, algumas vezes, que a formaçãõ de poros era favorecida em um grãõ (Fig. 4(b)). Isto pode ser devido a dois fatores; (a) a nucleaçãõ é mais facil em certas orientações cristalograficas ou (b) as ondas de tensãõ tem amplitude maior em certas orientações. Nao é possivel, baseado nos resultados obtidos, decidir entre a duas hipoteses acima.

A observaçãõ da superficie de fratura por microscopia eletrônica de varredura revelou as covas (dimples) características da ductilidade. Notam-se tambem na Fig. 5(a), em linha horizontal passando pelo centro, uma serie de vazios, que

correspondem às linhas de poros da Fig. 4. A Figura 5(b) mostra a superfície de fratura do mesmo material após fratura quasi-estática. O procedimento está indicado na seção 2. Note-se que o níquel estava na condição chocada tal qual na fratura por estilhaçamento. As reentrâncias são mais profundas na Fig. 5(b) que na Fig. 5(a); isto indica que o material exibe maior ductilidade quando deformado a baixas taxas de deformação.

A seção polida da Fig. 6 mostra claramente que, para o aço AISI 1020, a fratura não ocorre pelo mesmo mecanismo que para o níquel. Tem-se a formação e propagação de trincas planas com sua subsequente junção. O material se comporta de modo frágil, como pode ser visto pelas trincas menores, indicadas pela seta. A maioria dos sítios de iniciação de trincas não são vazios esféricos, mas, tal qual mostrado na Fig. 7(a), interfaces entre as partículas de MnS e a matriz. Aparentemente ocorre a fratura destas partículas, ou a interface não tem grande resistência a tração. As inclusões de MnS tem a forma alongada segundo a direção de laminação, de tal modo que o plano de fratura tende a ser o mesmo que o da inclusão. Em alguns outros casos, tal qual indicado na Fig. 7(b), a fratura se iniciou perto de uma inclusão com alta concentração de silício. A Fig. 7(b) mostra uma inclusão que não pode ser aplanada pelo polimento, ressaltando do plano do aço com forma de "barbatana de tubarão". Pode-se notar nitidamente a trinca propagando-se para dentro da matriz, a partir da interface com a partícula. A formação de um vazio sem interface ou inclusão iniciadora, mostrada na Fig. 7(c), não é realmente típica. Assemelha-se mais ao caso do níquel. A Figura 8 mostra a superfície do aço após ataque químico. Podem-se ver os grãos de ferrita e perlita e algumas inclusões de MnS (indicadas por setas). Notam-se regiões escuras perto das interfaces; estas são os sítios de iniciação de trinca. Não parece haver preferência de propagação na fase perlitica. Observaram-se trincas iniciando-se tanto na ferrita quanto na perlita. A observação da superfície de fratura por microscopia electrónica de varredura revelou facetas planas claramente indicativas de clivagem. As facetas exibiram, em muitas regiões,

o padrão característico de rio, necessário quando uma trinca plana propagando-se em um plano preferencial de clivagem se transfere para outro grão [18]. A Fig. 9(a) mostra região típica. A fratura por clivagem, característica da região de fratura frágil, não é observada quando o mesmo aço é fraturado a uma taxa de deformação de 10^{-3}s^{-1} . A Fig. 9(b) mostra a morfologia de cavidades arredondadas característica de fratura dúctil, obtida para o ensaio quasi-estático. A diferença é dramática e semelhante à observada quando ocorre a transição dúctil-frágil quando a temperatura do ensaio é abaixada além de um valor crítico. Assim, o abaixamento de temperatura e a elevação da taxa de deformação tem efeitos análogos. Sob um ponto de vista fundamental, a transição dúctil-frágil não é ainda bem compreendida. No entanto, sabe-se que esta é conectada ao efeito da temperatura e taxa de deformação sobre a tensão de fricção de discordâncias em metais cúbicos de corpo centrado. Sabe-se que o limite de escoamento e a dificuldade de deslizamento das discordâncias aumentam dramaticamente com o abaixamento de temperatura para os metais cúbicos de corpo centrado. Este fato tem, obviamente, importância muito grande sobre o desenvolvimento de região de deformação plástica na ponta da trinca. Caso a mobilidade das discordâncias permita o desenvolvimento de região plástica com o consequente embotamento da cabeça da trinca, resultaria fratura dúctil. Caso não, a ponta da trinca permanece fina, e a fratura se propaga por clivagem. Recentemente, Weertman [19] propôs uma teoria estabelecendo um critério para fratura frágil: quando a razão entre a tensão teórica de tração e a tensão teórica cisalhante é maior que sete, há o embotamento da ponta da trinca. De um modo qualitativo, pode-se explicar a transição para fratura frágil a altas taxas de deformação, no caso em estudo, como devida à grande dificuldade de mover discordâncias a altas velocidades no ferro. Sabe-se que o limite de escoamento mostra grande dependência da taxa de deformação em ferro, o que indica que o movimento das discordâncias a altas velocidades requer tensões aplicadas elevadas.

5. CONCLUSOES

a. Estudou-se a fratura e estilhacamento incipiente em niquel e aco AISI 1020 produzidos por impacto com projctil plano.

b. Para o niquel, observou-se que a fratura se forma pela sequencia de estagios envolvendo a nucleação de vazios, o crescimento destes, e o coalescimento, seguido do crescimento e coalescimento dos agregados de vazios. A superficie da fratura tinha carater claramente ductil; no entanto, a profundidade das reentrancias (dimples) era inferior a gerada por fratura quasi-estatica.

c. Para o aço AISI 1020, o estilhacamento ocorre pela nucleação, crescimento e junção de microtrincas, formando trincas maiores. As interfaces com inclusões são sitios preferenciais de iniciação das microtrincas. A observação da fratura revelou planos de clivagem caracteristicos de fratura fragil, em contraste com a fratura quasi-estatica do mesmo material, que tinha carater puramente ductil.

AGRADECIMENTOS

Esta pesquisa foi financiada pela Divisão de Pesquisas de New Mexico Institute of Mining and Technology; agradece-se a ajuda fornecida pelos Drs. M. Brook, G. Purcell, e C.T. Aimone. As explosões foram realizadas no campo de provas de Stanford Research Institute e na Base Aerea de Ellsworth, South Dakota.

BIBLIOGRAFIA

1. HOPKINSON, B.- Trans. Roy. Soc. London, 1914, vol. 213A, p. 437.
2. RINEHART, J.S.- J. Appl. Phys., 1951, vol. 22, p. 555.
3. RINEHART, J.S.- J. Appl. Phys., 1952, vol. 23, p. 1229.
4. RINEHART, J.S., e PEARSON, J.- Behavior of Metals under Impulsive Loads, A.S.M., Metals Park, Ohio, 1954.
5. MCQUEEN, R.G., e MARSH, S.P.- J. Appl. Phys., 1962, vol. 33, p. 654.

6. BARBEE, Jr., T.W., SEAMAN, L., CREWDSON, R., e CURRAN, D.- J. of Materials, JMLSA, 1972, vol. 7, p. 393.
7. CURRAN, D.R., SHOCKEY, D.A., e SEAMAN, L.- J. Appl. Phys., 1973, vol. 44, p. 4025.
8. STEVENS, A.L., DAVISON, L., e WARREN, W.E.- J. Appl. Phys., 1972, vol. 43, p. 4922.
9. DAVISON, L., e STEVENS, A.L.- J. Appl. Phys., 1972, vol. 43, p. 988.
10. MEYERS, M.A. e MURR, L.E., editores, Shock Waves and High-Strain-Rate Phenomena in Metals, Plenum Press, N.Y., 1981, Seção 3.
11. JOHNSON, J.N.- J. Appl. Phys., 1981, vol. 52, p. 2812.
12. MEYERS, M.A., SOARES, C.A.O., e CARVALHO, M.S.- Metalurgia-ABM, 1977, vol. 33, p. 35.
13. RINEHART, J.S.- Stress Transients in Solids, Hyperdynamics, Santa Fe, NM, 1975.
14. DE CARLI, P.S., e MEYERS, M.A.- fonte citada na ref. 10, p. 341.
15. HSU, C.Y., HSU, K.C., MURR, L.E., e MEYERS, M.A., fonte citada na ref. 10, p. 433.
16. KRESSEL, H. e BROWN, N.- J. Appl. Phys., 1967, vol. 38, p. 138.
17. CURRAN, D.R., SHOCKEY, D.A., e SEAMAN, L., fonte citada na ref. 10, p. 129.
18. HERTZBERG, R.W.- Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials, J. Wiley, N.Y., 1976, p. 251.
19. WEERTMAN, J.- Phil. Mag., 1981, vol. 43, p. 1103.

LEGENDA DAS FIGURAS

- Figura 1. (a) Estilhaçamento incipiente produzido pelo impacto de projétil esférico contra placa de ferro ARMC0 (especime cortesia de D.A. Shockey, Stanford Research Institute).
(b) Estilhaçamento produzido por impacto de projétil plano contra placas de aço AISI 1020 e níquel.
- Figura 2. Sequencia mostrando a reflexão de onda de choque levando a formação de onda de tração e estilhaçamento.
- Figura 3. Subestrutura de discordancias gerada pela passagem das onda de choque em (a) níquel e (b) aço AISI 1020.
- Figura 4. Fratura incipiente em níquel.
(a) Seção polida mostrando vazios nos estagios de coalescimento e crescimento.
(b) Seção após ataque químico, mostrando nucleação preferencial em um grão.
- Figura 5. Morfologia da fratura em níquel (MEV).
(a) Fratura por estilhaçamento
(b) Fratura quasi-estatica
- Figura 6. Seção polida mostrando fratura por clivagem em aço; crescimento da fratura ocorre pela junção das microfaturas.
- Figura 7. Tres sitios de iniciação de fratura dinamica em aço AISI 1020 (MEV)
(a) Particula de MnS
(b) Particula com elevada concentração de Si.
(c) Matriz
- Figura 8. Seção apos polimento e ataque químico mostrando iniciação de fratura em tres particulas de MnS.
- Figura 9. Morfologia da fratura em aço AISI 1020 (MEV)
(a) Fratura por estilhaçamento
(b) Fratura quasi-estatica

ABSTRACT

The spalling produced in AISI 1020 steel and nickel by the reflection of shock waves at a free surface was studied. The shock waves were generated by the impact of a flat projectile against a flat target. The pressure generated by impact was such that no complete separation was produced; consequently, no fragments were emitted. The recovery of the targets with the incipient fracture allowed the observation of the failure initiation sites and morphology, leading to an improved understanding of the mechanisms responsible for spalling.

For nickel, the void nucleation-growth-coalescence sequence, similar to the one characteristic of the quasi-static fracture process, was observed. The depth of the dynamically-produced dimples was however lower than that of the quasi-static ones. It is believed the void nucleation takes place by vacancy grouping; certain grains exhibit a higher concentration of voids than other ones.

AISI 1020 steel spalled by brittle fracture, while quasi-static strain rates ($\sim 10^{-3} \text{ s}^{-1}$) produced ductile fracture. A great fraction of the fracture initiation sites were located at the interfaces between MnS particles and the matrix.

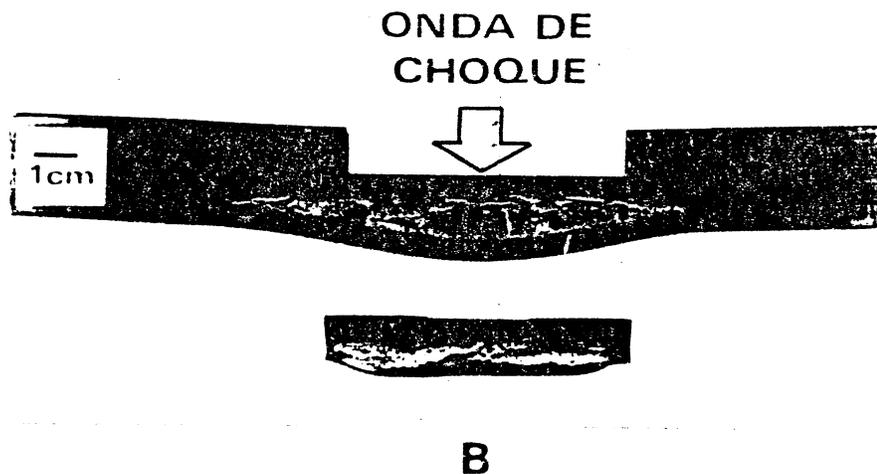
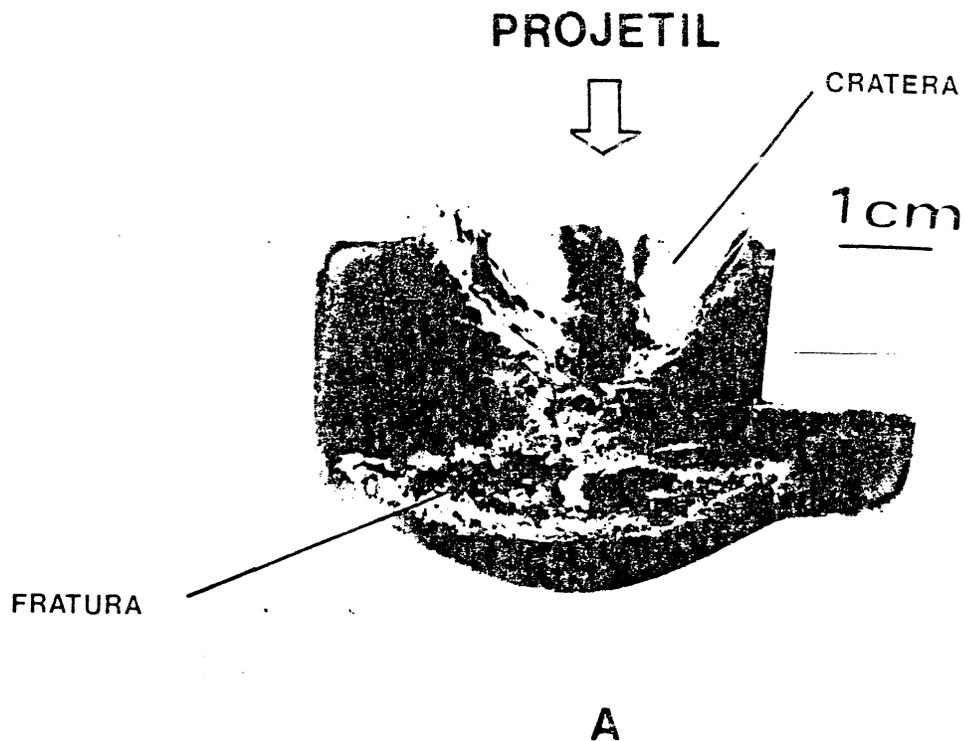


Figura 1. (a) Estilhaçamento incipiente produzido pelo impacto de projétil esférico contra placa de ferro ARMCO (especime cortesia de D.A. Shockey, Stanford Research Institute).
 (b) Estilhaçamento produzido por impacto de projétil plano contra placas de aço AISI 1020 e níquel.

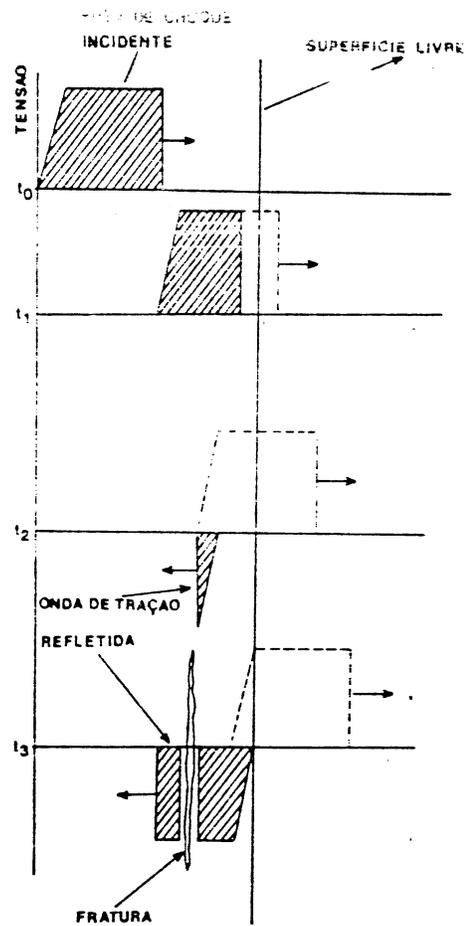
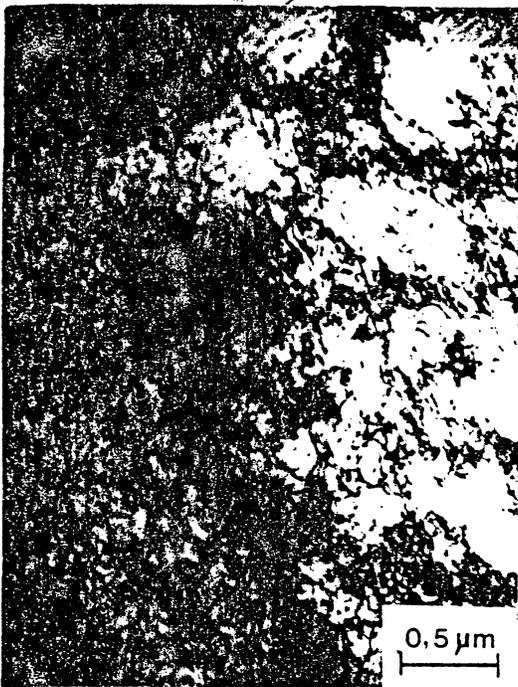


Figura 2. Sequencia mostrando a reflexão de onda de choque levando a formação de onda de tração e estilhaçamento.



A



B

Figura 3. Subestrutura de discordancias gerada pela passagem das onda de choque em (a) níquel e (b) aço AISI 1020.

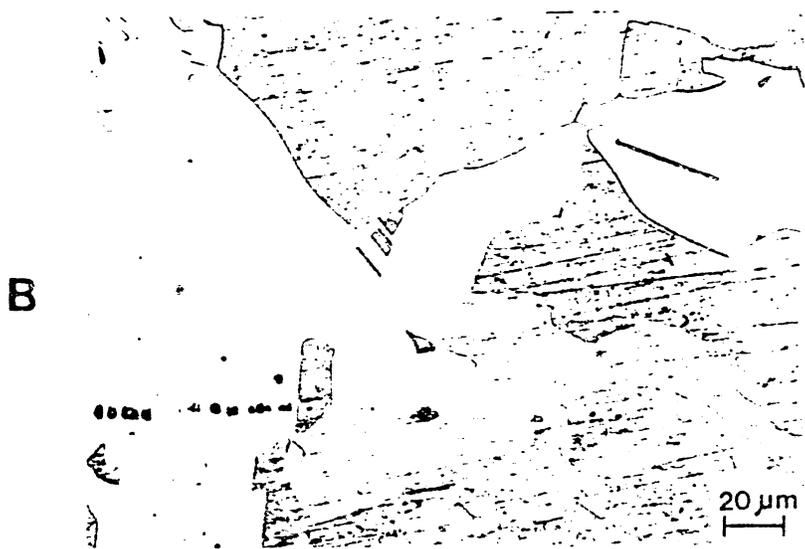
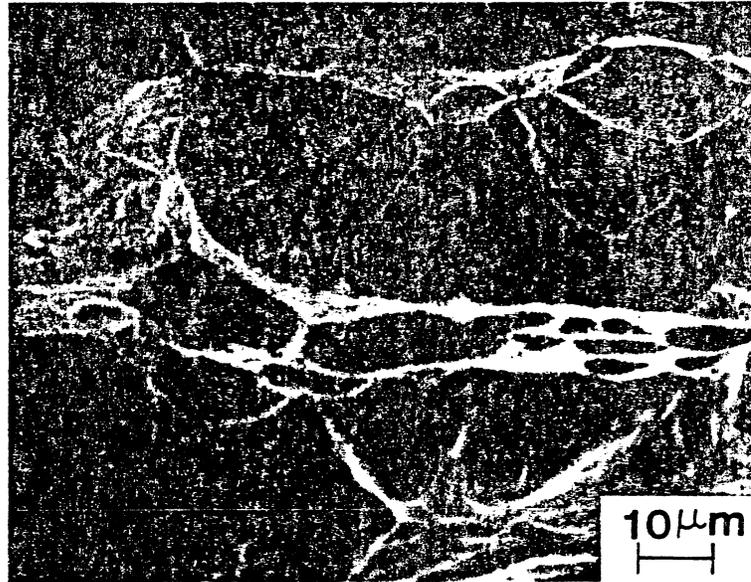


Figura 4. Fratura incipiente em níquel.

(a) Seção polida mostrando vazios nos estagios de coalescimento e crescimento.

(b) Seção após ataque químico, mostrando nucleação preferencial em um grão.

A



B

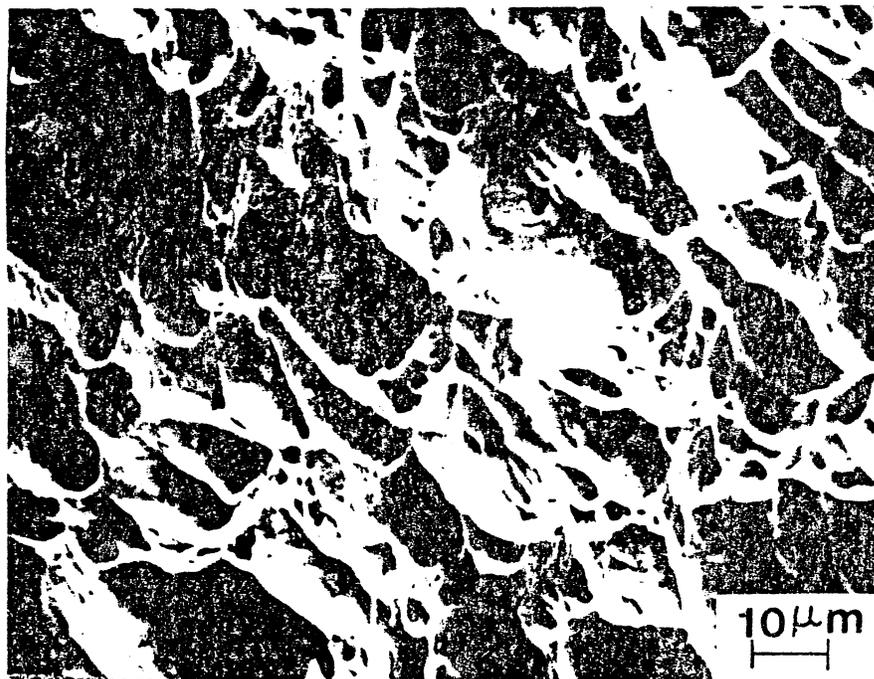


Figura 5. Morfologia da fratura em níquel (MEV).

(a) Fratura por estilhaçamento

(b) Fratura quasi-estática



Figura 6. Seção polida mostrando fratura por clivagem em aço; crescimento da fratura ocorre pela junção das microfraturas.

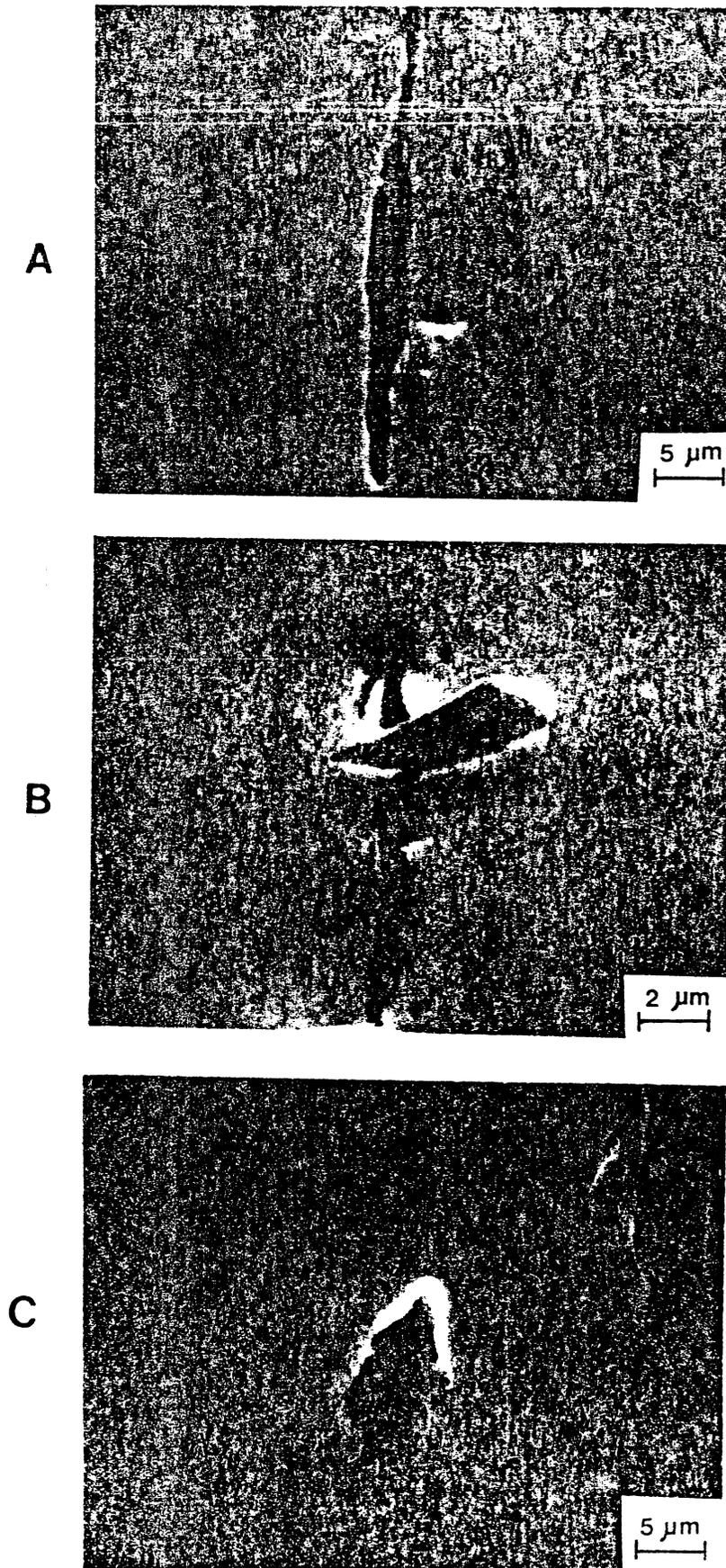


Figura 7. Tres sitios de iniciación de fratura dinamica em aço AISI 1020 (MEV)
 (a) Particula de MnS
 (b) Particula com elevada concentração de Si.

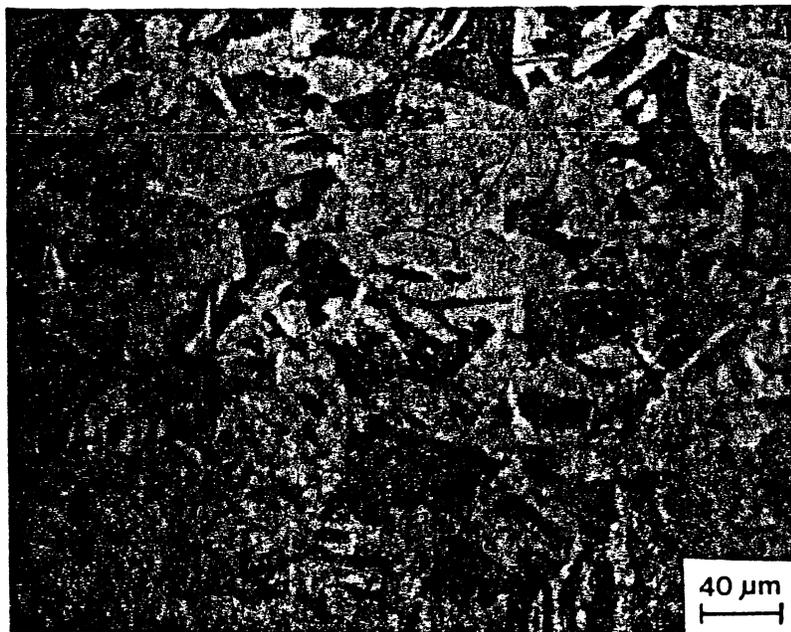


Figura 8. Seção após polimento e ataque químico mostrando iniciação de fratura em tres particulas de MnS.

A



B

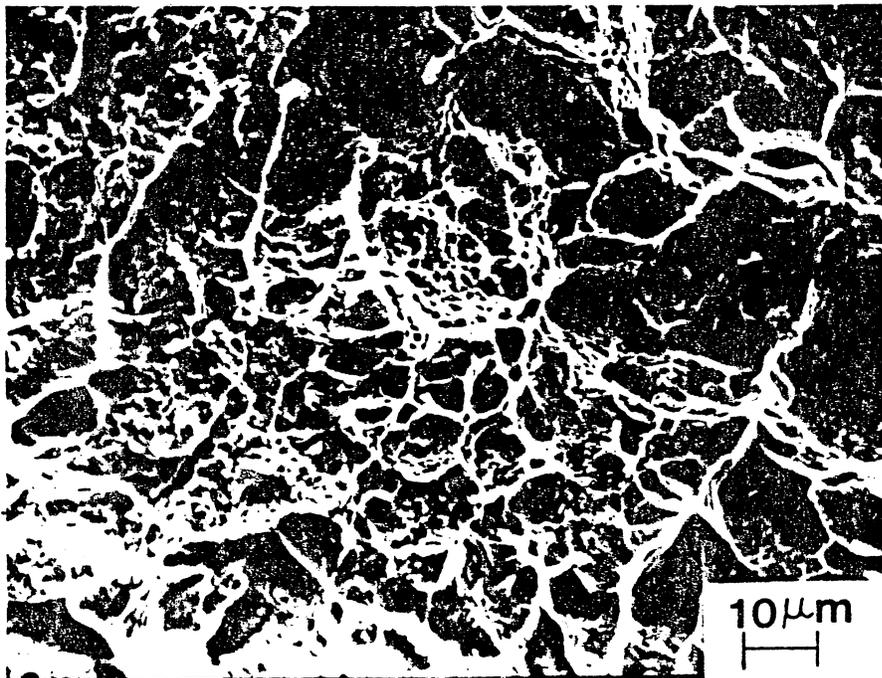


Figura 9. Morfologia da fratura em aço AISI 1020 (MEV)
(a) Fratura por estilhaçamento
(b) Fratura quasi-estatica