



COMPORTAMENTO NA FRATURA DE CONJUGADO LAMINADO DE AÇO¹

João Carlos Miguez Suarez²
Ricardo Pondé Weber³
Krishan Kumar Chawla⁴

Resumo

A necessidade de materiais de alta resistência com uma adequada tenacidade para emprego em aplicações críticas, tal como as encontradas nas indústrias de armamento e aeronáutica, tem levado à otimização do desempenho de diversos tipos de aços. No presente trabalho foi estudado um conjugado laminado, compósito formado por duas camadas de aço com diferentes composições e teores de carbono, fabricado por forjamento e laminação a quente. O material laminado foi temperado e revenido e parcialmente recozido. O material, após os tratamentos, foi caracterizado por meio de exame metalográfico e ensaios mecânicos (microdureza, tração e impacto Charpy). Os resultados mostraram que as microestruturas resultantes dos tratamentos térmicos foram responsáveis pelos diferentes comportamentos na fratura. Os resultados são apresentados, discutidos e comparados com dados da literatura.

Palavras-chave: Compósito laminado de aço; Tratamento térmico; Fratura; Comportamento mecânico.

FRACTURE BEHAVIOR OF DUAL HARDNESS STEEL

Abstract

The need of high strength materials for critical applications, such as in armament and aeronautical has led to the optimization of several kinds of steel. In the present work we studied a dual hardness steel produced by forging and rolling. The rolled material was quenched and tempered and partially annealed. The heat treated material was characterized by metallographic examination and mechanical testing (microhardness, tension and impact Charpy). The results showed that the microstructures produced by the heat treatments were responsible by the different fracture behavior. The results are presented, discussed and related to literature data.

Keywords: Dual hardness steel; Heat treating; Fracture; Mechanical behavior.

¹ Contribuição técnica ao 66º Congresso Anual da ABM, 18 a 22 de julho de 2011, São Paulo, SP, Brasil.

² Sócio da ABM, Engenheiro e Doutor em Ciências, Professor Emérito, Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, RJ.

³ Engenheiro e Doutor em Ciências, Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, RJ.

⁴ Engenheiro e PhD, Professor Emérito, The University of Alabama at Birmingham, Birmingham, EUA.

1 INTRODUÇÃO

A necessidade de materiais de alta resistência com uma adequada tenacidade para emprego em certas aplicações críticas, tal como as encontradas na indústria de armamento e aeronáutica, tem levado à otimização do desempenho de diversos tipos de materiais metálicos.^(1,2) O material mais utilizado, ao longo dos anos, na fabricação de estruturas blindadas de CC, tem sido o aço homogêneo laminado (*homogenous rolled steel*, RHA). Outros tipos de materiais metálicos, tais como ligas de alumínio ou de titânio, tem, também, sido empregados em veículos blindados leves.^(1,3)

Pode-se destacar, dentre as diversas soluções preconizadas para a melhoria do desempenho balístico dos aços, a utilização de aços refinados e de laminados fabricados com duas ou mais camadas de aços. Assim, chapas laminadas de aço, resistentes e tenazes, têm sido empregadas na proteção de carros de combate (CC) e de helicópteros face apresentarem um bom desempenho contra o impacto de projéteis perfurantes. Um destes materiais, que foi utilizada inicialmente apenas como blindagem adicional (*add-on armor*), é um compósito laminado com duas camadas de aço (*dual hardness steel*), uma frontal com elevada dureza e uma posterior relativamente mais macia, e que apresenta um desempenho balístico superior ao dos aços convencionais de blindagem (RHA). A grande vantagem deste material está na possibilidade da face de alta dureza quebrar, no impacto, o projétil reduzindo a sua capacidade de penetração, ao mesmo tempo em que a camada posterior, mais tenaz, absorve o choque. Todavia, o compósito, devido a esta alta dureza da camada frontal, é frágil com uma limitada resistência ao choque.⁽³⁻⁵⁾

Assim, para um adequado desempenho balístico, torna-se necessário que as camadas do compósito apresentem uma adequada combinação de resistência mecânica e tenacidade. Um melhor entendimento do desempenho, dúctil ou frágil, destes materiais requer conhecimento do modo de propagação das trincas no seu interior, em especial nas vizinhanças das interfaces onde a trinca pode mudar de direção ou ter a sua propagação interrompida. Adicionalmente, a propagação da trinca deve ser avaliada considerando a orientação da mesma em relação à zona interfacial, que pode ser normal ou paralela.⁽⁵⁻⁷⁾

Neste trabalho, que é parte de um programa geral para a seleção de materiais estruturais para aplicações críticas, foi estudado um compósito formado com duas camadas de aço de diferentes composições químicas, fabricado por forjamento e laminação a quente e tratado termicamente.

2 MATERIAL E MÉTODOS

O conjugado estudado é um compósito laminado formado por duas camadas, uma em aço ferramenta resistente ao choque (Aço A), enquanto que a outra é de aço estrutural de alta resistência e baixa liga (Aço B). As composições químicas dos aços A e B estão apresentadas na Tabela 1.

Tabela 1 - Composições químicas dos aços do conjugado

Aço	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	W	V
A	0,50	0,87	0,33	0,016	0,015	1,24	0,04	0,22	2,33	0,18
B	0,16	0,47	1,40	0,027	0,030	1,05	-	0,20	--	0,048

A fabricação do conjugado foi realizada de acordo com o seguinte procedimento:

- Inicialmente uma das superfícies de cada placa de aço foi usinada mecanicamente e retificada;
- As placas, com as superfícies retificadas em contacto, foram, a seguir, unidas através de soldagem por arco submerso ao longo de todo o perímetro de suas faces laterais, procurando-se evitar a penetração de ar com a conseqüente oxidação das superfícies interfaciais;
- As placas foram caldeadas por forjamento a quente em uma temperatura média de 1.523K (1.250°C), reduzindo-se em 75% a espessura total das placas de aço;
- O material caldeado foi, em seguida, laminado a quente em uma temperatura média de 1.553K (1.280°C) para a sua espessura final, resfriado em óleo e revenido a 453K (180°C). O compósito, nesta situação, foi considerado como “temperado e revenido (TRev)”; e
- Parte do material TRev foi separado e submetido a um recozimento na temperatura de 1.023K (750°C), tendo sido designado como “recozido (Rec)”.

A espessura nominal total do compósito laminado é de 9 mm, sendo 3 mm a espessura do aço A (Figura 1).

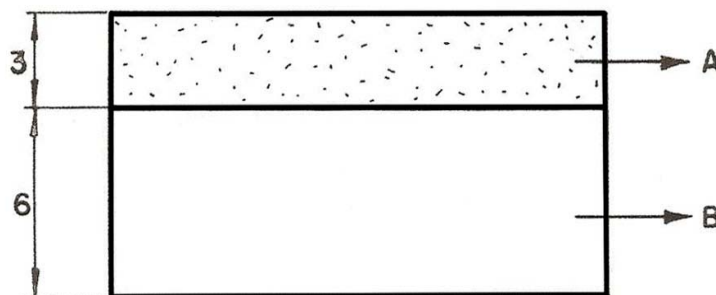


Figura 1 - Desenho esquemático do conjugado (dimensões em mm).

O compósito foi caracterizado, nas duas condições (Rec e TRev), por meio de exame metalográfico e ensaios mecânicos (microdureza, tração e impacto Charpy).

2.1 Exame Metalográfico

As microestruturas do compósito, em cada condição, foram caracterizadas por meio de microscopia ótica, empregando-se um microscópio marca Olympus modelo MO-21. As amostras para o exame metalográfico foram preparadas segundo as técnicas tradicionais de lixamento e polimento e atacadas quimicamente com o reativo Nital 2. Foram obtidas microfotografias típicas para cada condição do conjugado, Rec e TRv..

2.2 Ensaio de Microdureza Vickers

O ensaio de microdureza Vickers foi realizado, na temperatura ambiente, em um durômetro Hauser, utilizando-se carga de 300 g, segundo a norma ASTM E 384.⁽⁸⁾ As impressões de microdureza, com um afastamento de 0,3 mm entre as mesmas, foram realizadas ao longo da espessura do conjugado. Na zona interfacial, visando uma melhor caracterização da variação da dureza nesta região, o afastamento entre as impressões foi reduzido para 0,1 mm.

2.3 Ensaio de Tração

O ensaio de tração foi realizado na temperatura ambiente em uma máquina universal de ensaios marca Instron, modelo TTDM, segundo a norma ASTM E8.⁽⁹⁾ Foram fabricados, por condição do conjugado (Rec e TRv), cinco CP's do tipo chapa com seção retangular de 8 mm x 9 mm e 25 mm de base de medida (Figura 2), por usinagem mecânica e retificação, no sentido longitudinal de tal maneira que o esperado plano de fratura dos mesmos ficasse perpendicular a direção de laminação.

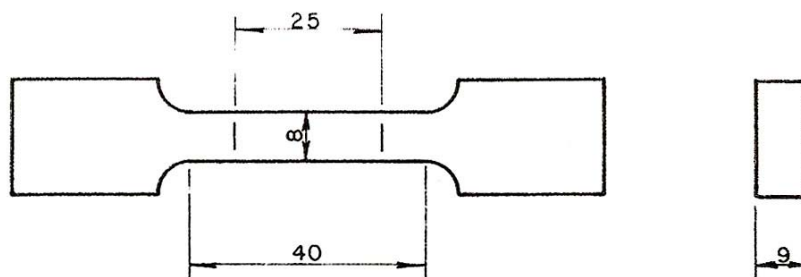


Figura 2 - Configuração do corpo de prova de tração (dimensões em mm).

Os CP's foram ensaiados na velocidade de 1 mm/min, determinando-se, para cada um, a tensão de escoamento, o limite de resistência e o alongamento na ruptura. Foi calculado, para cada condição do conjugado, um valor médio de cada propriedade.

2.4 Ensaio de Impacto Charpy

O ensaio de impacto Charpy foi realizado segundo a norma ASTM E23,⁽¹⁰⁾ em uma máquina convencional de impacto marca Wolpert, modelo PW 30/15, com capacidade máxima de 30 kg.m (~300 J), nas temperaturas de 77K, 203K, 297K, 373K e 453K. Nos ensaios realizados em temperaturas superiores à ambiente foi utilizado um banho de óleo vegetal aquecido por uma resistência elétrica imersa no mesmo, enquanto que, para os realizados nas temperaturas sub-zero, foi empregado nitrogênio líquido e misturas de álcool e gelo seco. A medida da temperatura foi realizada com um termopar cobre-constantan imerso nos banhos.

Foram fabricados, para cada condição do compósito, CP's com dimensões não padronizadas (8 mm x 8 mm x 55 mm) e entalhe de 45° com 1mm de profundidade. Os CP's foram produzidos com três tipos de entalhes utilizando-se os dois arranjos geométricos básicos: obstrutor de trincas (*crack arrester*), com o entalhe no aço A (Figura 3a) e na do aço B (Figura 3b) e divisor de trincas (*crack divider*) (Figura 3c). Pode-se observar que o entalhe (frente da trinca) é, no arranjo obstrutor, normal à espessura do laminado, enquanto que, no divisor, é paralelo.

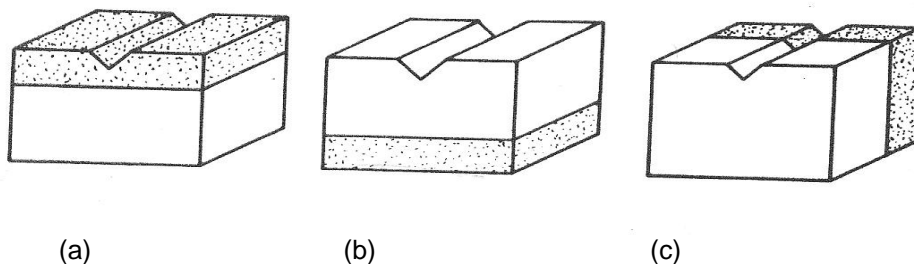


Figura 3 - Configurações dos corpos de prova de impacto Charpy: (a) obstrutor de trincas com entalhe no aço A; (b) idem com entalhe no aço B; (c) divisor de trincas

Foram ensaiados, no mínimo, três corpos de prova para cada situação do compósito (condição, local do entalhe e temperatura), determinando-se para cada um a energia absorvida no impacto e calculando-se um valor médio para cada situação.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1 Microestrutura

O exame metalográfico do compósito recozido mostrou que a camada do aço A tem uma estrutura predominantemente perlítica com algumas áreas de ferrita (Figura 4a), enquanto a do aço B apresenta uma estrutura alinhada de ferrita e perlita (Figura 4b),

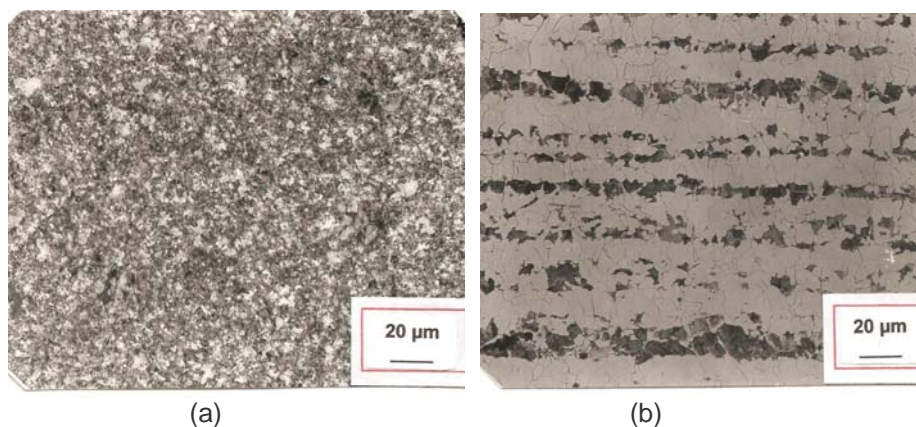


Figura 4 - Microfotografias óticas do compósito recozido: (a) perlita na camada do aço A; (b) ferrita e perlita na camada do aço B.

No compósito temperado e revenido observa-se que a camada de alto C é constituída inteiramente de martensita revenida (Figura 5a) e a de baixo C apresenta martensita grosseira contornada por uma rede de ferrita acicular (Figura 5b).

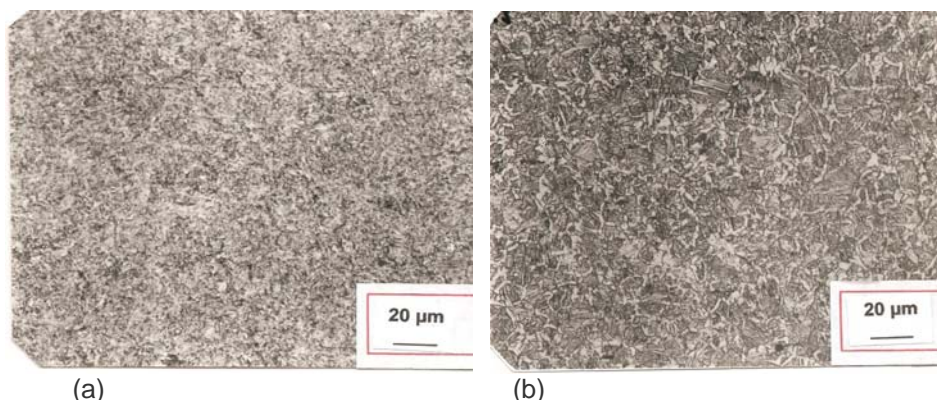


Figura 5 - Microfotografias óticas do compósito temperado e revenido: (a) martensita revenida na camada do aço A; (b) martensita grosseira em rede de ferrita acicular na camada de aço B.

A Figura 6 mostra, sem e com ataque químico, a zona interfacial do compósito.

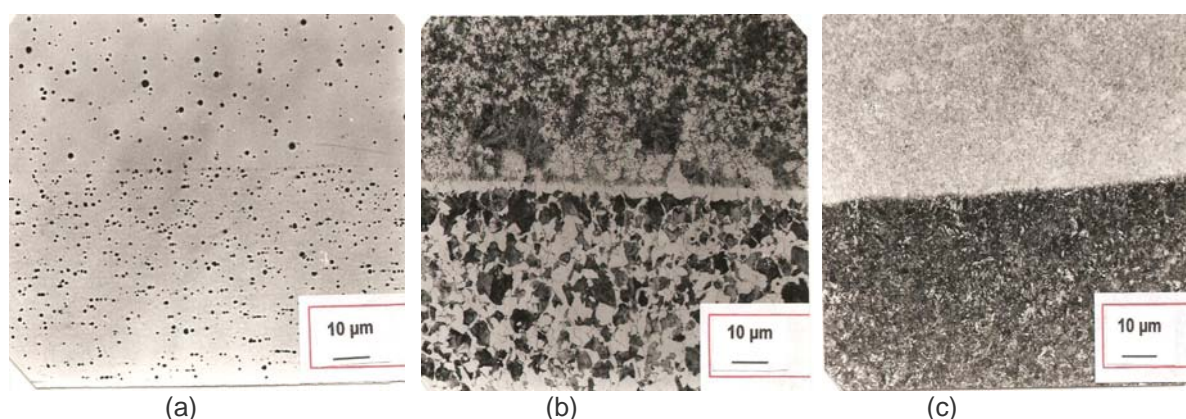


Figura 6 – Microfotografias óticas da zona interfacial do compósito: (a) sem ataque químico, observa-se que o aço A tem uma menor quantidade de inclusões do que o aço B; (b) recozido após ataque químico com Nital 2, mostrando a interface ferrítica; (c) idem (b) no compósito temperado e revenido.

Verifica-se que os dois tipos de aço apresentam inclusões, observando-se que o aço A tem menor quantidade de inclusões, que são, predominantemente, do tipo óxidos, enquanto que o aço B mostra óxidos, sulfetos e silicatos,⁽¹¹⁾ conforme mostrado na Figura 6a. Verifica-se, também, que a zona de união do compósito recozido é inteiramente ferrítica (Figura 6b), indicando a existência de descarbonetação interfacial resultante, provavelmente, do processo de caldeamento (Figura 6b). O temperado e revenido apresenta, também, esta região interfacial com uma estrutura diferenciada, embora não tão bem definida como no material recozido (Figura 6c). Pode-se afirmar, em consequência, que o conjugado deve apresentar, na região interfacial, uma redução na sua resistência.

3.2 Microdureza Vickers

A variação da microdureza ao longo da espessura do compósito, nas duas condições (Rec e TRv) é mostrada na Figura 7.

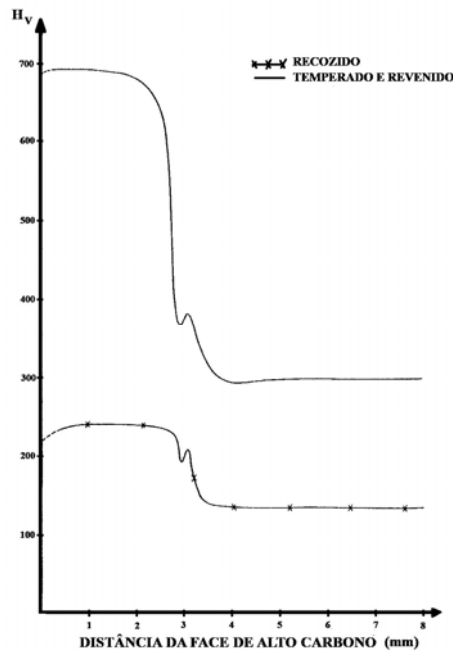


Figura 7 - Microdureza Vickers do compósito ao longo de sua espessura. Nota-se a redução brusca de dureza na região interfacial.

Observa-se que o aço A, na condição Rec, tem uma dureza de, aproximadamente, 240 H_v, enquanto que o aço B tem, cerca de, 150 H_v. Estes valores, na condição TRv, aumentam sensivelmente, passando para, respectivamente, 700 H_v no aço A e 300 H_v no aço B. Estes diferentes níveis de dureza nas duas camadas do compósito, tanto na condição de recozido, como na de temperado e revenido, são compatíveis com os valores de dureza esperados para os aços de blindagem, tendo em vista as suas composições.⁽¹²⁻¹⁵⁾ Verifica-se, ainda, nas duas condições (Rec e TRv), que a região interfacial do compósito apresenta uma redução brusca na dureza indicando uma menor resistência nesta zona e confirmando a decarbonetação detectada no exame metalográfico.

3.3 Tração

A Figura 8 mostra curvas σ - ϵ típicas obtidas no ensaio de tração do compósito, nas duas condições (Rec e TRv). Observa-se que o material recozido apresenta escoamento, baixa resistência e grande plasticidade, enquanto que a temperado e revenido mostra aumento na resistência e redução da plasticidade.

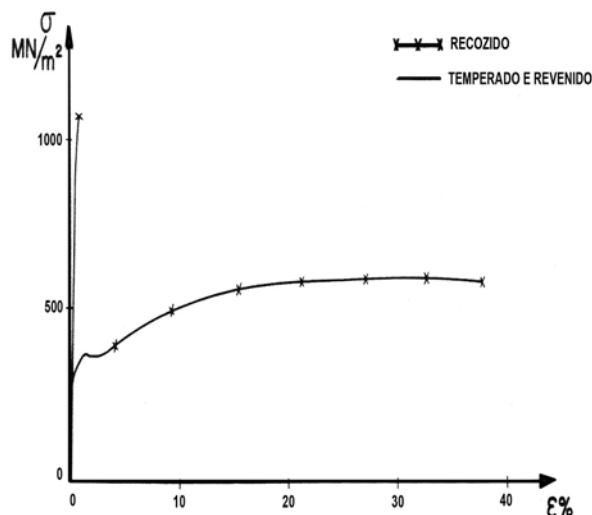


Figura 8 – Curvas σ - ϵ típicas obtidas no ensaio de tração do compósito

Na Tabela 2 estão mostrados os valores médios das propriedades determinadas no ensaio de tração do compósito, nas duas condições, recozido (Rec) e temperado e revenido (TRv).

Tabela 2 - Valores médios das propriedades em tração do compósito

Condição	Tensão de escoamento (MPa)	Limite de resistência (MPa)	Alongamento (%)
Rec	367	594	32
TRv	995	1036	1

Verifica-se que o compósito, em ambas as condições (Rec e TRv), apresenta propriedades em tração da mesma ordem de grandeza que um aço estrutural de alta resistência e baixa liga.⁽¹²⁾ Este resultado sugere que a fratura em tração é governada pela camada do aço B, com menor percentagem de C, que fratura em primeiro lugar para, em seguida, ocorrer a fratura total do compósito, indicando que a seção resistente da camada de aço A, com maior teor de C, é insuficiente para resistir a carga de fratura do aço B.

3.4 Impacto Charpy

Os resultados obtidos no ensaio de impacto Charpy do compósito, nas duas condições de tratamento térmico (Rec e TRv), em função da temperatura de ensaio e do modo de entalhe, estão mostrados na Tabela 3 e na Figura 9.

Tabela 3 - Energia absorvida no ensaio de impacto Charpy em função da temperatura de ensaio

Arranjo	Obstrutor				Divisor	
	Aço A		Aço B		-	
Entalhe no	Rec	TRv	Rec	TRv	Rec	TRv
Condição	Energia absorvida no impacto (J)					
Temperatura (K)						
77	2,0	2,9	7,8	2,0	3,9	2,9
203	7,8	7,8	32,4	23,5	10,8	3,9
297	30,4	14,7	42,2	28,4	31,4	9,8
373	36,3	17,6	52,0	34,3	38,2	10,8
453	37,3	17,6	56,9	36,3	42,2	9,8

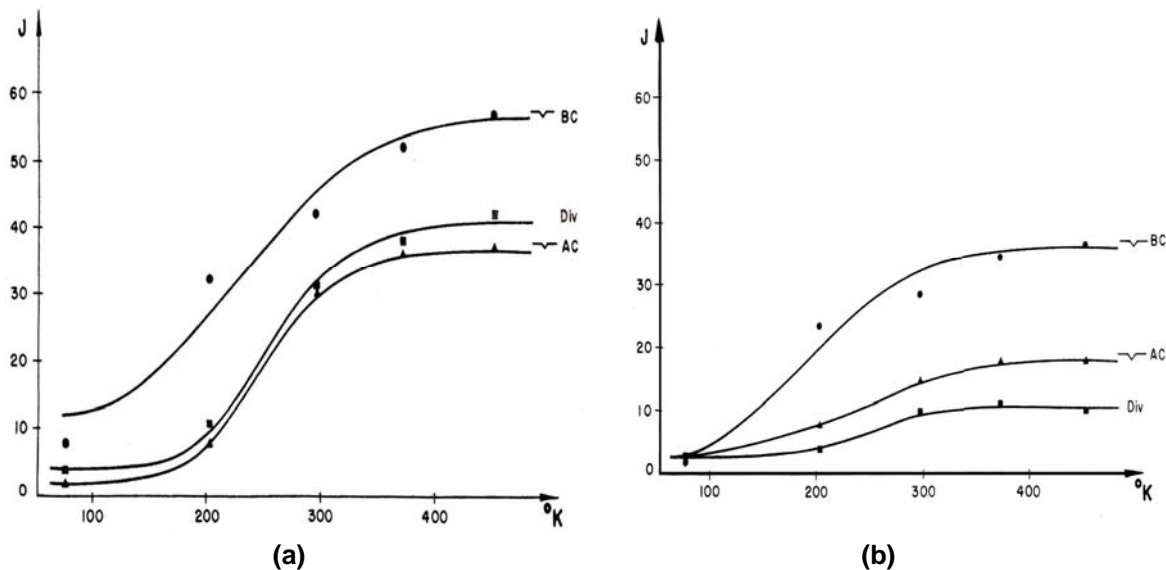


Figura 9 - Curvas energia absorvida no impacto vs temperatura de ensaio: (a) recozido; (b) temperado e revenido.

Observa-se, independentemente da temperatura de ensaio, que o conjugado recozido no arranjo obstrutor de trincas com entalhe na camada do aço B apresenta, em relação aos demais modos de entalhe, a maior absorção de energia. Um comportamento semelhante ocorre no material temperado e revenido, à exceção do material ensaiado em 77K onde se obteve uma absorção de energia levemente inferior à dos demais arranjos. O compósito, no arranjo obstrutor de trincas com o entalhe no aço A e no arranjo divisor de trincas, mostra, com a variação da temperatura de ensaio, valores de absorção de energia bastante próximos, que; nas temperaturas mais baixas, são da mesma ordem de grandeza para os três modos de arranjo. Todavia, o arranjo divisor apresenta, em relação ao obstrutor com entalhe em A, uma maior absorção de energia como recozido, ocorrendo o inverso quando temperado e revenido.

A Tabela 4 apresenta a temperatura de transição dúctil-frágil (BDTT) do compósito em função do tratamento térmico (Rec e TRv) e do modo de entalhe, verificando-se que a BDTT apresenta uma variação relativamente pequena. Todavia, o material, no arranjo obstrutor de trincas com o entalhe na camada do aço B, tem, em relação aos demais modos de entalhe, o menor valor de BDTT, quer na condição de recozido, quer como temperado e revenido, confirmando o seu superior comportamento na fratura.

Tabela 4 - Temperatura de transição dúctil-frágil (BDTT) do compósito

Condição	Recozido			Temperado e Revenido		
	Arranjo Obstrutor		Divisor	Arranjo Obstrutor		Divisor
Entalhe no	Aço A	Aço B	-	Aço A	Aço B	-
BDTT K (°C)	250 (-23)	230 (-43)	250 (-23)	230 (-43)	200 (-73)	230 (-43)

A quantidade de energia absorvida no impacto em um compósito laminado de duas camadas, como o estudado, pode aumentar com a ocorrência de delaminação, pois a tensão de delaminação representa uma grande fração da resistência à fratura do laminado. A plasticidade dos materiais das camadas influencia o tamanho do campo de tensões existente na ponta do entalhe; quanto maior a plasticidade do material, maior a zona plástica na ponta da trinca e vice-versa.⁽⁵⁾

A delaminação, em um arranjo obstrutor, pode ocorrer quando a trinca interage com uma interface orientada perpendicularmente à sua direção de propagação em face das tensões de tração que agem em um plano paralelo ao da trinca, conforme mostrado na Figura 10.

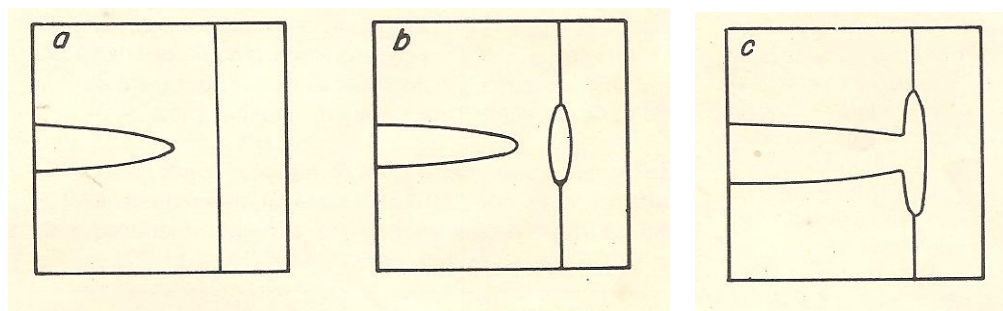


Figura 10 - Propagação da trinca no arranjo obstrutor de trincas.⁽¹⁷⁾

A energia de impacto será, no mínimo, parcialmente absorvida na delaminação. Adicionalmente, a trinca fica truncada e o estado de tensões triaxial associado à trinca é relaxado. A propagação da trinca, com a relaxação da tensão tri-axial, passa a ocorrer em condições aproximadamente uniaxiais, fazendo com que a propagação da trinca fique mais difícil na camada seguinte. Tanto maior a plasticidade de um material, maior o campo de tensões e maior a energia absorvida no impacto; em um material dúctil, a zona plástica na ponta da trinca será maior do que a de um material frágil.⁽¹⁶⁻¹⁸⁾

Em um compósito formado por camadas de diferentes tenacidades com entalhe no arranjo divisor de trincas pode ocorrer, também, a delaminação das interfaces.^(17,19,20) A frente da trinca propaga-se em cada camada com diferentes velocidades, que será tanto maior quanto mais frágil o material. A trinca na camada frágil cresce à medida que a intensidade da sollicitação ultrapassa a resistência à fratura do material, enquanto que na outra camada, que é tenaz, a trinca permanece imobilizada “ancorando” a extremidade da trinca da camada frágil. Desta maneira a trinca frágil toma uma forma aproximadamente parabólica cujo raio de curvatura diminui com a continuação da sollicitação, aumentando a resistência à propagação da mesma. Para que a trinca continue a se propagar, a sollicitação deve crescer o que aumenta, também, o carregamento no material tenaz. O material frágil passa a ser o principal responsável pela resistência do compósito, com a frente da trinca estendendo-se mais na camada frágil do que na tenaz até o momento em que a sollicitação ultrapassa a tensão de fratura dos materiais e ocorre a fratura das camadas (Figura 11). Adicionalmente, a ação cisalhante do componente de tensão paralelo ao entalhe pode provocar a delaminação das camadas, o que, ao aliviar o estado triaxial de tensões existente na ponta da trinca; aumenta a energia necessária para a propagação da trinca e, em consequência, a resistência ao impacto do compósito.

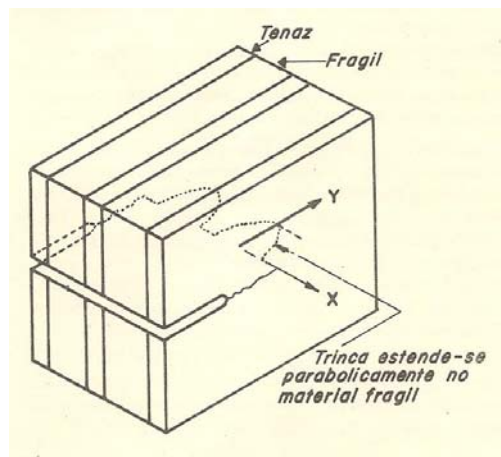


Figura 11 - Propagação da trinca no arranjo divisor de trincas.⁽¹⁷⁾

Estas considerações confirmam os resultados obtidos no ensaio de impacto Charpy, que mostraram que o compósito no arranjo obstrutor de trincas com entalhe na camada do aço B, de menor teor de C e mais tenaz, apresenta a maior absorção de energia.

O compósito, tanto no arranjo divisor de trincas como no obstrutor de trincas com o entalhe na camada do aço A, apresenta valores de absorção de energia na mesma ordem de grandeza, pois, nestas duas situações, o aço A é o principal responsável pela resistência do compósito. Todavia, no arranjo divisor de trincas, a camada do aço B influencia, também, a propagação da trinca, participando da resistência do compósito, enquanto que, no obstrutor de trincas, a propagação depende apenas das propriedades do material onde está localizado o entalhe, no caso o aço A. O tratamento térmico, ao modificar as propriedades extrínsecas dos materiais constitutivos do laminado, vai influenciar, também, a propagação da trinca no compósito. Assim, no estado recozido, o arranjo divisor de trincas absorve mais energia do que o obstrutor de trincas com entalhe em A, enquanto que, após têmpera e revenido, ocorre o inverso, pois o aço A apresenta maior resistência à propagação da trinca.

4 CONCLUSÕES

A análise dos resultados experimentais obtidos nesta pesquisa, fundamentada nas informações obtidas na pesquisa bibliográfica, permitem concluir o seguinte:

- o comportamento mecânico do compósito é controlado pelas microestruturas obtidas nos tratamentos térmicos.
- a existência de descarbonetação interfacial pode ter influenciado o comportamento na fratura do compósito.
- no arranjo obstrutor de trincas, o compósito com o entalhe no aço A, que é frágil, absorve menos energia no impacto do que o compósito com o entalhe no aço B, que é dúctil.
- a resistência do compósito, no arranjo divisor de trincas, depende, basicamente, da resistência à fratura do aço A, que é o mais frágil.
- o compósito apresenta uma transição dúctil-frágil com a temperatura, que, independentemente da condição e do modo de entalhe, é menor para o compósito no modo obstrutor de trincas com o entalhe no aço B.
- o processo de produção utilizado permite a obtenção de um material com adequadas resistência mecânica e tenacidade para ser empregado em certas



aplicações críticas. Todavia a ocorrência de descarbonetação interfacial sugere ser necessário um melhor controle de qualidade do processo de aquecimento das camadas de aço.

- a dureza do compósito laminado de aço não deve ser a característica principal para o seu emprego em blindagens balísticas, pois outras propriedades mecânicas, tais como resistência e tenacidade, são mais importantes para uma correta previsão do seu comportamento dinâmico.

Agradecimentos

Os autores agradecem à FAPERJ, CAPES e CNPq pelo apoio financeiro e ao Centro Tecnológico do Exército (CTEx) pelo fornecimento do material.

REFERÊNCIAS

- 1 PAPETTI, D.J. Metallic armor materials. In: Ballistic materials and penetration mechanics, editado por R. C. Laible, Amsterdam: Elsevier Scientific Pub Co, 1980. Capítulo 7. p.145.
- 2 RIDDLE, R.A.; LESUER, D.R.; SYN, C.K.; GOGOLEWSKI, R.; CUNNINGHAM. Applications of metal laminates to aircraft structures: Prediction of penetration performance. Finite elements in analysis and design, v.23, p.173-192, 1996.
- 3 MIGUEZ SUAREZ, J.C. Materiais para uso em blindagens de carros de combate e em proteção individual. Revista Militar de C&T, v.7, n.2, p.58-65, 1990.
- 4 OKORKIEWICZ, R.M. Composite armor. Composites, v.7, p.71-76, 1976.
- 5 MEYERS, M.A.; CHAWLA, K.K. Mechanical Metallurgy - Principles and applications. New Jersey: Prentice-Hall, Inc., 1984, p.520.
- 6 EMBURY, J.D.; PETCH, N.J.; WRAITH, A.E.; WRIGHT, E.S. The fracture of mild steel laminates. Trans. TMS AIME, v.236, p.114-121, 1967.
- 7 CHAO, N.-H.; ALIC, J.A. Crack growth in bi-material laminates. Experimental Mechanics, v.19, n.4, p.138-144, 1979.
- 8 AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. E384 Standard test method for Knoop and Vickers hardness of materials. ASTM, Philadelphia, PA, 2010.
- 9 AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. E8M, Standard test methods for tension testing of metallic materials. ASTM, Philadelphia, PA, 2009.
- 10 AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. E23 Standard test methods for notched bar impact testing of metallic materials. ASTM, Philadelphia, PA, 2007.
- 11 AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. E45 Standard test methods for determining the inclusion content of steel, ASTM, Philadelphia, PA, 2010.
- 12 MIGUEZ SUAREZ, J.C., CHAWLA, K.K. Resistência ao impacto e análise fractográfica em um aço estrutural. Metalurgia - ABM, v.34, n.253, p.825-829, 1978.
- 13 MIGUEZ SUAREZ, J.C., CHAWLA, K.K. Estudo da correlação entre microestrutura e tenacidade em um aço ferramenta. Anais do 3º CBECIMAT, Rio de Janeiro, RJ, 1978, p.E1.1-E1.12.
- 14 EDWARDS, M.R.; MATHEWSON, A. The ballistic properties of tool steel as a potential improvised armour plate. Int. J. Impact Engng, v.19, n.4, p.297-309, 1997.
- 15 MAWEJA, K.; STUMPF, W. Fracture and ballistic-induced phase transformation in tempered martensitic low-carbon armour steels. Mater. Sci & Engng A, v.432, p.158-169, 2006.
- 16 COOK, J.; GORDON, J.E. A mechanism for the control of crack propagation in all-brittle systems. Proc. Royal Soc., v.A282, p.508-516, 1964.
- 17 MIGUEZ SUAREZ, J.C., CHAWLA, K.K. Fratura em conjugados laminados. Rev. do Círculo Militar de Engenharia. n.78, p.S203 - S210, 1977.



- 18 MEYERS, M.A.; CHAWLA, K.K. Princípios de metalurgia mecânica. São Paulo: Ed. Edgard Blücher, 1982, p.375.
- 19 ANTOLOVICH, S.D.; KASI, K.; CHANANI, G.R. Fracture toughness of duplex structures: Part II, Laminates in the divider orientation. ASTM STP 514, Proc of 1971 National Symposium on Fracture Mechanics, American Society for Testing and Materials, 1972, p.135.
- 20 SIMSIR, M.; ÖZTÜRK, t.; DORUK, M. Investigation of the fracture behavior of steel/steel laminates in crack divider orientation. Turkish J. Eng. Env. Sci., v.28, p.397-404, 2004.