

TENACIDADE À FRACTURA A BAIXAS TEMPERATURAS DE AÇOS ESTRUTURAIS MICROLIGADOS

C. Moura Branco, A. Sousa e Brito

ICEMS, Instituto Superior Técnico
Av. Rovisco Pais
1096 Lisboa Codex, Portugal

Resumo. Nesta comunicação apresentam-se os resultados de tenacidade à fractura CTOD, para temperaturas compreendidas entre -10 e -130°C, obtidas em provetes de simulação do ciclo térmico de soldadura pelo processo Gleeble tendo como material de base vários tipos de aços estruturais microligados utilizados em estruturas "offshore" a trabalhar no mar Ártico em que a temperatura de serviço é inferior a -30°C. Os parâmetros analisados no estudo foram a entrega térmica do processo de soldadura, com os valores de 3.5, 5.0 e 7.5 kJ/mm, e as microestruturas simuladas, respectivamente a região de crescimento de grão da zona afectada térmicamente (ZAT) e a região intercrítica de grão crescido da ZAT. Os resultados permitem fazer um estudo comparativo dos aços em termos de tenacidade à fractura, mediante a análise das curvas CTOD de temperatura de transição dúctil-frágil. Exemplificam-se alguns casos em que se relaciona a tenacidade com a microestrutura da zona simulada em que se verificou a propagação da fenda e rotura do provete.

Abstract. In this paper CTOD fracture toughness data in the temperature range, -10 to -130°C, is presented for Gleeble simulated specimens of several microalloyed structural steels used in offshore structures working in the arctic region where the design temperature is assumed to be below -30°C. The data was obtained for the heat input values of 3.5, 5.0 and 7.5 kJ/mm in two types of simulated microstructures; the coarse grained heat affected zone (CGHAZ) and the intercritically reheated coarse grained heat affected zone (ICCGHAZ). From the analysis of the CTOD ductile-brittle transition temperature curves a study is presented of the fracture toughness behaviour of the different steels. In a few cases fracture toughness is related with the microstructure of the simulated zone where crack propagation and fracture took place.

1. INTRODUÇÃO

Como se sabe, a nova geração de aços estruturais microligados combina uma boa soldabilidade com valores de resistência mecânica e de tenacidade à fractura capazes de satisfazer os requisitos das aplicações a baixa temperatura. Os aços estruturais soldáveis utilizados em plataformas offshore a trabalhar nas regiões árticas têm que possuir elevada resistência à iniciação de fissuras e também uma tenacidade à fractura adequada especialmente na zona afectada térmicamente. As especificações dos aços para estas estruturas impõem valores mínimos de CTOD=0.1 mm, quer na zona ZAT quer no metal de base, e para uma temperatura de projecto de -50°C(1), que é a temperatura mínima normalmente observada nestas zonas do globo.

Os aços microligados têm valores da tensão de cedência entre 350 e 400 MPa podendo a resistência à tracção chegar a 550 MPa. Os teores de carbono são bastante baixos devendo ficar compreendidos entre 0.05 e 0.12% no máximo. A característica básica destes aços é a de possuírem na sua composição um número elevado de elementos de liga com teores bastante baixos. Deste modo, sem afectar a soldabilidade, consegue-se por combinações adequadas dos elementos de liga, obter propriedades de resistência à fissuração e tenacidade à

fractura superiores aos aços estruturais convencionais ao C-Mn.

Não cabe no âmbito desta comunicação apresentar uma análise detalhada dos diferentes elementos de liga nas propriedades dos aços. Os trabalhos citados em (2-4) desenvolveram o assunto em detalhe e o relatório da Ref.^a (5), que é um trabalho que serviu de base a este estudo, identifica as gamas de composição mais adequadas para aplicações offshore a baixa temperatura. Em resumo, pode referir-se que as adições de boron e titânio fazem aumentar a tenacidade contribuindo o titânio fundamentalmente para o aparecimento duma microestrutura com base em ferrite acicular que aparentemente é desejável neste tipo de aços. O titânio, nióbio e vanádio promovem uma estrutura de grão fino. O níquel faz aumentar a tenacidade e, associado ao molibdénio e vanádio, provoca o aumento de resistência por efeito de endurecimento por precipitação.

Existem ainda limites nos valores do carbono equivalente e dureza (valor máximo entre 280 e 350 HV na ZAT) que não permitem que os teores dos elementos de liga sejam mais elevados.

Outras condicionantes do aumento dos teores dos elementos de liga são a soldabilidade e o custo. A composição final do aço resulta duma solução de

compromisso entre os requisitos de resistência mecânica, tenacidade à fractura, soldabilidade e o custo do material.

A entrega térmica do processo de soldadura é outro parâmetro que faz variar de maneira significativa a tenacidade à fractura da ZAT. Aumentos de entrega térmica fazem aumentar a produtividade do processo mas a tenacidade à fractura pode baixar.

A tenacidade a baixa temperatura da zona térmicamente afectada é determinada intrinsecamente pelas microestruturas alteradas pelos ciclos térmicos da soldadura. Numa soldadura de passagem simples há a considerar quatro zonas: zona de crescimento de grão (adjacente à linha de fusão), zona supercrítica de grão refinado, zona intercrítica e zona subcrítica. Subsequentes passagens e consequentes ciclos térmicos, alteram significativamente a morfologia microestrutural criada pelas passagens anteriores, do que resulta um efeito muito complexo do qual no entanto se destacam as zonas supercrítica de grão crescido e intercrítica de grão crescido designadas em inglês por ("GCHAZ" e ICGHAZ"), como as mais desfavoráveis quanto à tenacidade.

Por outro lado, os microconstituintes originados no arrefecimento são, por ordem de aparecimento, a ferrite primária nos limites ou no interior de grão da fase austenítica prévia, as ripas de ferrite de Widmanstätten, a ferrite acicular e finalmente a bainite e as microfases (agregados de ferrite-carbonetos, martensite e austenite residual). É geralmente aceite que para se obter uma boa tenacidade é necessário desenvolver uma microestrutura que contenha uma elevada proporção de ferrite acicular em detrimento de estruturas mais duras, como a bainite e a martensite, evitando-se concomitantemente o crescimento de grão (6,7).

Os factores que podem condicionar o aparecimento dessas microestruturas e consequentemente afectar a tenacidade do aço são a composição, a distribuição das fases e inclusões não metálicas, a entrega térmica e a velocidade de arrefecimento.

Um dos objectivos principais da investigação consiste em analisar a influência da entrega térmica. A presente comunicação apresenta os resultados principais de tenacidade à fractura CTOD e de análise de microestrutura para dez composições de aços estruturais microligados em que os ensaios de tenacidade à fractura foram realizados em provetes de simulação Gleeble da microestrutura para as entregas térmicas de 3.5, 5.0 e 7.5 KJ/mm e para os dois tipos de microestrutura acima indicados (GCHAZ e ICGHAZ).

2. TRABALHO EXPERIMENTAL

2.1 Material

Os dez aços microligados, cuja composição se apresenta na Tabela 1, foram produzidos na forma de lingotes com 50 Kgs de peso pelo processo de laminagem termo-

mecânica controlada (5). O aço designado por A constitui a composição base sem boron. Os aços F a J têm a composição base com boron adicionado. Em todos os aços mantiveram-se constantes os teores de C, Ni, Mn, P, S e Ti havendo apenas variações nos teores dos restantes elementos de liga (silício, alumínio, azoto, nióbio, boron, e molibdénio). Assim, no aço B apenas se reduziu o Si em relação ao aço A, no aço C apenas se aumentou o alumínio, no aço D foi reduzido o azoto e no aço E aumentou-se o alumínio, reduzindo-se o silício e o azoto. O aço F é a composição base com boron e com o silício e o alumínio reduzidos (em relação a A). O aço G é análogo ao F com a adição de molibdénio, o aço H é análogo ao G com o azoto reduzido, o aço I tem a mesma composição do F mas sem nióbio e finalmente o aço J tem a composição do aço F sem nióbio e com a adição de vanádio.

Tabela 1- Composições químicas dos dez aços microligados.

Ref.	C	Si	Mn	P	S	Mo
A	0.07	0.35	1.45	0.008	0.003	-
B	"	0.10	"	"	"	-
C	"	0.35	"	"	"	-
D	"	0.35	"	"	"	-
E	"	0.10	"	"	"	-
F	"	0.10	"	"	"	-
G	"	0.10	"	"	"	0.15
H	"	0.10	"	"	"	0.15
I	"	0.10	"	"	"	-
J	"	0.10	"	"	"	-

Ref.	Ni	Al	B	N	Nb	Ti	V
A	0.50	0.035	-	0.006	0.02	0.01	-
B	"	0.035	-	0.006	0.02	"	-
C	"	0.065	-	0.006	0.02	"	-
D	"	0.035	-	0.003	0.02	"	-
E	"	0.065	-	0.003	0.02	"	-
F	"	0.005	0.002	0.006	0.02	"	-
G	"	0.005	0.002	0.006	0.02	"	-
H	"	0.005	0.003	0.009	0.02	"	-
I	"	0.005	0.002	0.006	-	"	-
J	"	0.005	0.002	0.006	-	"	0.05

A Tabela 2 apresenta os valores médios da tensão de cedência a 0.2% e da resistência à tracção e do alongamento de rotura para os dez aços da Tabela 1. Foram determinados outros parâmetros de resistência e ductilidade cujos valores se apresentam em (8).

Tabela 2- Valores médios da tensão de cedência, σ_{ced} a 0.2%, da resistência à tracção, σ_R e do alongamento de rotura ϵ_R dos aços da Tabela 1.

Ref ^a .	A	B	C	D	E
σ_{ced} (MPa)	447.3	449.4	460.3	478.7	425.6
σ_R (MPa)	480.6	481.8	497.1	559.5	488.1
ϵ_R (%)	22.1	21.9	20.8	19.4	21.6

Ref ^a .	F	G	H	I	J
σ_{ced} (MPa)	359.2	376.9	426.7	300.9	355.5
σ_R (MPa)	492.4	557.6	595.3	435.8	445.9
ϵ_R (%)	20.7	19.4	16.4	21.1	22.4

2.2 Provetes e ensaios CTOD

Os provetes para os ensaios CTOD, com secção quadrada 11x11 mm e comprimento 100 mm, foram sujeitos a ciclos térmicos de soldadura num simulador Gleeble de modo a reproduzir na zona central do provete e com uma largura compreendida entre 13 a 20 mm, as microestruturas, já referidas. Os ciclos térmicos, cujas curvas temperatura-tempo se encontram detalhadas em (9) correspondem às entregas térmicas de 3.5 e 5.0 KJ/mm e para o processo de arco submerso usando eléctrodos do mesmo tipo do metal de base. Fez-se ainda uma série de provetes com a entrega térmica de 7.5 kJ/mm mas apenas com a simulação da região de grão crescido. Os entalhes com forma de V com abertura de 45° na ponta, e profundidade de 1.5 mm, foram abertos na região central da zona de simulação térmicamente afectada.

Os ensaios de tenacidade à fractura CTOD foram realizados numa máquina de ensaios servohidráulica, seguindo os procedimentos da norma BS7448 (10). As fissuras de fadiga foram abertas até atingirem uma profundidade, a_0 compreendida entre 0.45 e 0.55 da altura B do provete ($0.45 < a_0/B < 0.55$). O carregamento aplicado aos provetes foi de flexão em três pontos com uma distância de 50 mm entre apoios. Os provetes foram colocados no interior duma câmara ambiental arrefecida com azoto liquido. A temperatura do provete foi controlada, com um erro de $\pm 2^{\circ}C$, com um termopar de contacto colocado na vizinhança da fenda.

Obtiveram-se os registos gráficos da carga P, em função da abertura da face do entalhe, v_g a partir dos quais se obtiveram os valores de CTOD, δ nos pontos correspondentes à rotura, δ_c ou δ_u , ou à carga máxima, δ_m .

2.3 Metalografia

Para observação das microestruturas consideraram-se os aços das A, E, I e J que apresentam globalmente os maiores valores de CTOD, bem como um dos aços, G, que deu os piores valores deste parâmetro. As amostras

metalográficas (abrangendo a região de simulação, Gleeble e o metal de base adjacente), foram obtidas a partir dos provetes ensaiados, procedendo-se ao corte por jacto de água no intuito de não alterar as microestruturas originais. Após polimento, as amostras foram atacadas com solução de Nital a 2%. Obtiveram-se fotomicrografias de diversas áreas desde o metal de base adjacente à zona afectada térmicamente até à linha de fractura.

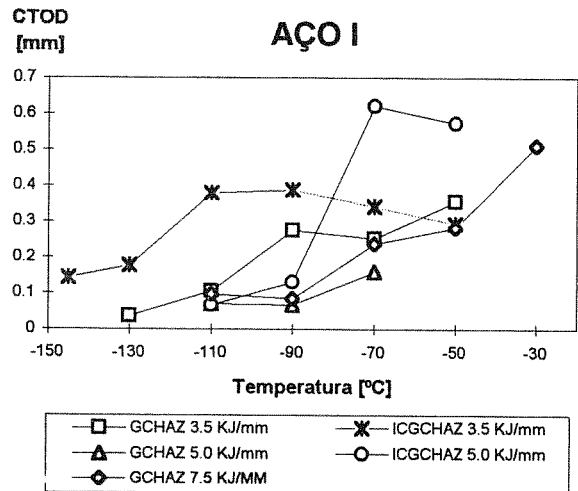
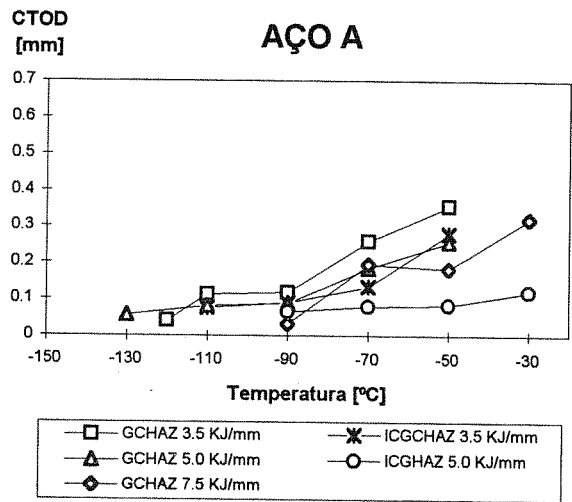


Fig. 1- Curvas de temperatura de transição CTOD vs. temperatura. a) aço A. (Tabela 1), b) Aço I (Tabela 1).

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1 Tenacidade à fractura, CTOD

A Fig. 1a), b) apresenta duas curvas típicas de temperatura de transição (CTOD vs. temperatura) para dois dos aços (A e I) que deram os valores mais elevados de CTOD. Os pontos indicados no gráfico correspondem ao valor médio dos resultados de CTOD obtidos para os dois ou três ensaios realizados para cada temperatura. Verifica-se que existe uma variação significativa do CTOD com a entrega térmica e com o tipo de microestrutura simulada. Para os aços A e I não foram realizados ensaios a temperaturas superiores a

-30°C porque os valores de CTOD obtidos iriam cair na região dúctil com valores de δ_m .

A zona de patamar inferior dos gráficos (Figs. 1a, b) corresponde à região de comportamento intrinsecamente frágil com o CTOD do tipo δ_c (10). Para algumas condições de entrega térmica e microestrutura obteve-se a zona de transição frágil-dúctil em que o CTOD aumenta com a temperatura (Figs. 1a, b) e com resultados de CTOD do tipo δ_u (10) em que a rotura se dá a carga máxima mas precedida de alguma deformação plástica e até crescimento lento da fissura.

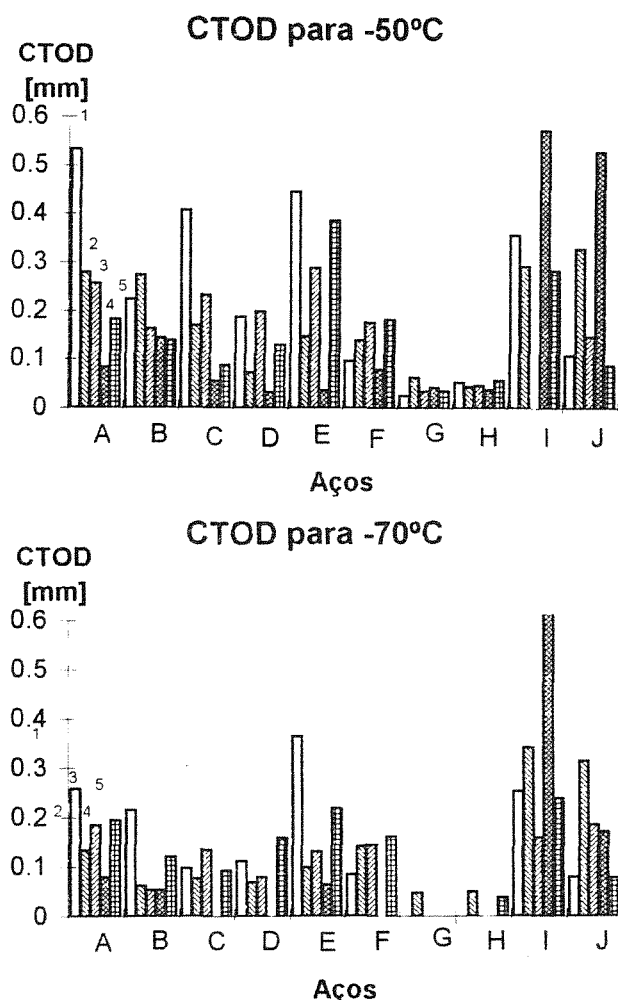


Fig. 2- CTOD em função do tipo de aço para as temperaturas de -50°C e -70°C. 1- 3.5 kJ/mm; GC ZAT. 2- 3.5 kJ/mm; ICGC ZAT. 3- 5.0 kJ/mm; GC ZAT. 4- 5.0 kJ/mm; ICGC ZAT. 5- 7.5 kJ/mm; GC ZAT.

A partir das curvas de temperatura de transição determinaram-se os valores de CTOD para várias temperaturas. A Fig. 2a), b) apresenta, sob a forma dum gráfico de barras, os valores de CTOD para todos os aços e parâmetros dos ensaios e para as temperaturas de -50 e -70°C que são as mais importantes em termos das condições de serviço dos aços. Verifica-se que globalmente os melhores resultados pertencem aos aços

A e I em que se conseguiu, para a temperatura de -50°C e para os cinco diferentes parâmetros analisados, valores de CTOD superiores a 0.1 mm.

Os restantes aços apresentam valores médios de tenacidade inferiores (Fig. 3) notando-se que os aços G e H, que contêm molibdénio na sua composição têm valores de tenacidade à fractura que não satisfazem minimamente os requisitos da aplicação. Não há assim qualquer vantagem em adicionar molibdénio na composição do aço. Os aços C e D, também apresentam, em menor grau que os aços G e H, um comportamento pouco satisfatório em termos de tenacidade à fractura. Portanto, o aumento do teor de alumínio (aço C) e a redução do teor de azoto (aço D) em relação à composição base, não têm vantagem.

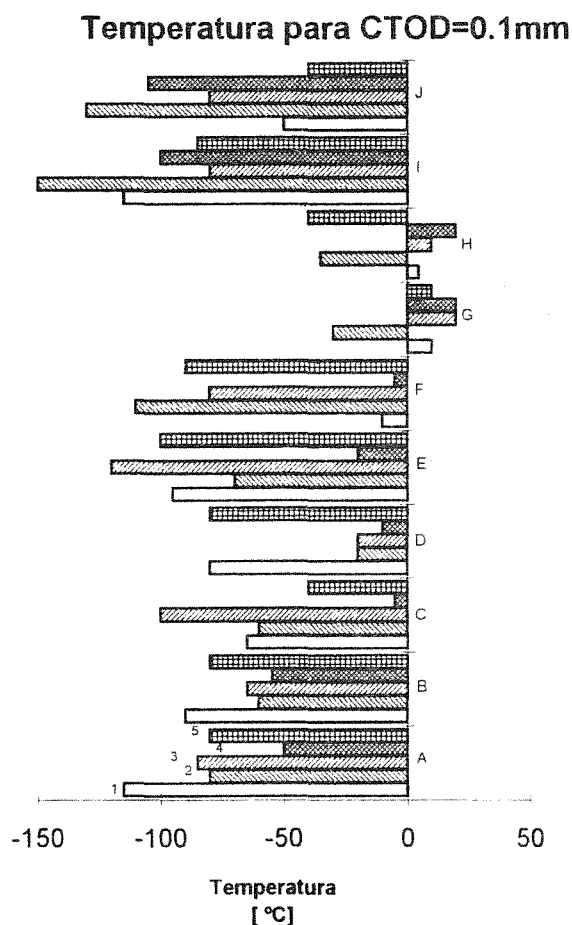


Fig. 3- Temperatura de transição em função do tipo de aço para um valor de CTOD=0.1 mm. 1- 3.5 kJ/mm; GC ZAT. 2- 3.5 kJ/mm; ICGC ZAT. 3- 5.0 kJ/mm; GC ZAT. 4- 5.0 kJ/mm; ICGC ZAT. 5- 7.5 kJ/mm; GC ZAT.

A Fig. 3 apresenta, em função do tipo de aço, as temperaturas atingidas para o valor de CTOD=0.1 mm. Os resultados deste gráfico complementam a informação da Fig. 2 e evidenciam que os aços A e I (e também o E e J) são os que dão, como se esperava pela Fig. 2, os valores mais baixos de temperatura de

transição. Notar que para algumas condições conseguem-se temperaturas de transição inferiores a -100°C .

A discussão seguinte em relação aos valores de CTOD, vai concentrar-se essencialmente no comportamento dos aços A e I. Assim, os resultados da Fig. 2 indicam que para os dois aços a -50°C o CTOD é sempre menor na zona intercrítica do que na zona de grão crescido. Contudo a -70°C este comportamento verifica-se apenas no aço A enquanto que no aço I a tendência é oposta o que deve ser imputado a alteração do mecanismo de fractura verificado no aço I quando a temperatura baixou de -50 para -70°C .

Em relação à entrega térmica, verifica-se também diferença de comportamento para as duas temperaturas e aços. No aço A a -50 e -70°C , o CTOD baixa quando a entrega térmica foi aumentada quer para a região intercrítica, quer para a região de grão grosseiro. No aço I a -50°C verifica-se uma tendência oposta enquanto que a -70°C no aço I, e para a região de grão crescido, o CTOD baixa quando a entrega térmica aumenta e na região intercrítica aumenta com o aumento da entrega térmica.

É facto conhecido, e confirmado neste trabalho, que aumentos de entrega térmica causam menores taxas de arrefecimento com a conseqüente redução de dureza, o que foi confirmado no âmbito deste trabalho pelos resultados das medições de dureza realizadas. Portanto seria de esperar uma diminuição do CTOD com o abaixamento da entrega térmica o que não está de acordo com os resultados obtidos no aço A a -50 e -70°C .

No aço I, com excepção da zona de grão crescido e a -70°C apenas, o CTOD aumentou com o aumento da entrega térmica o que traduz o comportamento típico dos aços ferríticos desde que não haja alteração significativa do mecanismo de rotura, que deve permanecer essencialmente transgranular para originar uma boa tenacidade nas estruturas de grão fino. Verifica-se assim que no aço A o mecanismo de rotura deve ser diferente do do aço I, o que falta ainda confirmar por análise fractográfica no microscópio electrónico de varrimento.

3.2 Metalografia

As microestruturas observadas apresentam na zona de metal base, como seria de esperar, uma matriz predominantemente ferrítica com os grãos de perlite tendendo-se a distribuir em bandas alinhadas, com excepção do aço G em que essa distribuição é bastante irregular.

A identificação dos constituintes na zona térmicamente afectada das diversas amostras observadas seguiu a nomenclatura proposta pelo I.I.W.(11) Verificou-se que

efectivamente os melhores resultados em ensaios CTOD correspondem de um modo geral, a morfologias

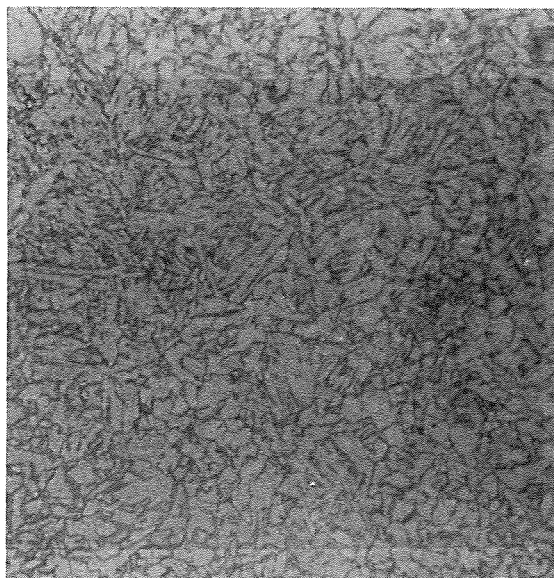


Fig. 4- Fotomicrografia do aço A (ICGC ZAT). Input térmico 3.5 KJ/mm. Observa-se uma microestrutura onde predominam a ferrite acicular e a ferrite poligonal intragranular (Ampliação 340x).

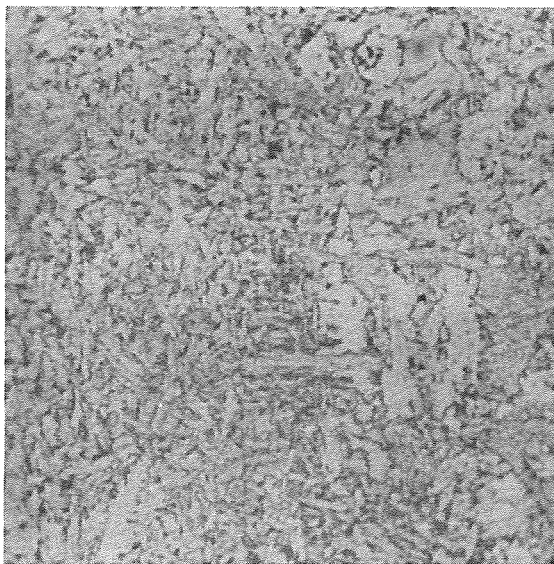


Fig. 5- Fotomicrografia do aço I (ICGC ZAT). Input térmico 5.0 KJ/mm. Microestrutura constituída por grande variedade de morfologias: ferrite acicular, ferrite poligonal intragranular, estruturas de Widmanstatten bem como ferrite primária nos limites de grão (Ampliação 340x).

microestruturais favoráveis como a ferrite acicular e ferrite poligonal intragranular. Contudo igualmente se identificam outras morfologias ferríticas como a ferrite com segunda fase (alinhada e/ou não alinhada) e ferrite nos limites de grão, assinalando neste último caso o tamanho de grão da fase mãe. Porém no aço G é muito mais flagrante o aparecimento de estruturas mais

desfavoráveis como bainite e ferrite nos limites de grão, verificando-se também assinalável coalescência de grão.

Uma precisa quantificação das microestruturas em presença terá necessariamente de ser efectuada para se estabelecer as percentagens volumétricas de cada uma, e melhor relacionar as microestruturas com os valores dos ensaios mecânicos de CTOD e das durezas. As Figuras 4 a 6 documentam algumas das mais características microestruturas observadas.



Fig. 6- Fotomicrografia do aço G (GC ZAT). Input térmico 3.5 KJ/mm. Mesmo para o mais baixo valor do input térmico a microestrutura apresenta-se claramente formada por microconstituintes duros resultantes de arrefecimento rápido no interior do grão perfeitamente identificado de austenite prévia.

4. CONCLUSÕES

- As adições de molibdénio e vanádio nos aços estruturais microligados provocaram uma redução significativa da tenacidade à fractura, CTOD.

- É aconselhável manter os teores de Nb e Al em valores bastante baixos para obter valores aceitáveis de CTOD a baixas temperaturas. Os dois aços que satisfazem este requisito (A e I), deram valores da temperatura de transição abaixo de -50°C para um $\text{CTOD}=0.1\text{ mm}$, e para todas as entregas térmicas e microestruturas simuladas nos provetes Gleeble.

- Para os aços A e I e a -50°C o CTOD deu valores mais baixos na região ICGC ZAT do que na região de GC ZAT independentemente da entrega térmica fornecida. A -70°C esta tendência apenas se verificou no aço A, o que indicia uma dependência dos resultados de CTOD em relação ao mecanismo de rotura.

- Em relação à variação do CTOD com a entrega térmica, no aço A e para as duas regiões o CTOD baixou com o aumento da entrega térmica. No aço I e a -50°C a tendência é oposta a esta e a -70°C no aço I o CTOD baixou com o aumento da entrega térmica na região GC ZAT, enquanto que na região ICGC ZAT o CTOD acompanhou o aumento da entrega térmica.

Estas constatações merecem um estudo mais detalhado dos mecanismos microestruturais de rotura.

- Os melhores resultados de tenacidade à fractura CTOD constituem as microestruturas favoráveis de ferrite acicular e ferrite poligonal intragranular que foram observadas nos aços A e I.

AGRADECIMENTOS

Este trabalho está a ser realizado em colaboração com a British Steel Technical em Inglaterra com financiamento da Comissão CECA no âmbito dos Projectos 7210-MC/935 e 901, "Development of artic grade structural steels". Os ensaios e o tratamento de dados foram feitos pelo aluno de Mestrado de Engenharia Mecânica do IST, José Rico Moita.

REFERÊNCIAS

- (1)- Canadian Standards Association, Preliminary Standard S473M, 1989- Steel Structures, Part. III of the Code for the Design; Construction and Installation of Fixed Offshore Structures", 1989.
- (2)- Pickering, F.B., "High strength, low alloy steels- a decade of progress", Proc. Int. Conf. Microalloying 75, Washington DC, USA, 1-3/10/75, 1975.
- (3)- Gladman, T., Dulieu, D., McIvor, I.D., "Structure-property relationships in high strength microalloyed steels", Ibid, pp.32-55, 1975.
- (4)- Bateson, P.H., Harrison, P.L., Martin, I.W., Kapoor, S., "Development of TMCR steel for offshore structures", Proc. Int. Conf. structural Materials in Marine Environments", The Institute of Materials, May 94, London, UK, pp.226-243, 1994.
- (5)- Harrison, P.L., Wall, P.C., Final report of ECSC project 7210-KA/816 (F5.3/89), "The effect of alloying elements on HAZ microstructure and toughness", British Steel Technical, Swinden Laboratories, Rotherham, UK 1991.
- (6)- J. F. Lancaster, "Metallurgy of welding", 5ª Ed., Chapman et Hall, 1994.
- (7)- D. P. Fairchild, "Local brittle zones in structural welds", in Welding Metallurgy of Structural Steels", Ed. J. Y. Too, The Metallurgical Society, 1987.
- (8)- Branco, C.M., 1st Progress Report of ECSC project 7210-MC/935, "Development of artic grade structural steels", CEMUL, Instituto Superior Técnico, March 1994.
- (9)- Harrison, P.L., 2nd Progress Report of ECSC Project 7210-MC/801, "Development of artic grade structural steels", British Steel Technical, Swinden Laboratories, Rotherham, UK, September 94.
- (10)- British Standards Institution, Fracture mechanics toughness tests, Part I. "Method for determination of K_{Ic} , critical CTOD and critical J values of metallic materials", BS7448: Part I: 1991.
- (11)- International Institute of Welding, Guide for the Light Microscope Examination of Ferrite Steel Weld Metals, Doc IX-1533-88, 1988.