

UNESP
Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá

Guaratinguetá
1999



UNESP - FACULDADE DE ENGENHARIA
Campus de Guaratinguetá



**COMPORTAMENTO À FRATURA DA ZONA AFETADA PELO
CALOR DE JUNTAS SOLDADAS DE AÇOS MICROLIGADOS
UTILIZADOS EM BAIXAS TEMPERATURAS**

Tese de Livre-Docência
CELSONO PINTO MORAIS PEREIRA

471

Trabalho apresentado à UNESP - Faculdade de Engenharia, Campus de Guaratinguetá, como parte dos requisitos para o Concurso Público de Livre-Docência, na disciplina de Resistência dos Materiais do Departamento de Engenharia Mecânica.

Dezembro / 1999

—471



ACADêmicos

DEDICATÓRIA

À minha família.



AGRADECIMENTOS

- Aos Professores Doutores Carlos A . G. de Moura Branco e Armando Sousa e Brito do Departamento de Engenharia Mecânica do IST/UTL - Instituto Superior Técnico da Universidade de Lisboa, responsáveis pelo programa de Pós-Doutorado, com os quais tive a felicidade de trabalhar e me possibilitaram concretizar este trabalho de pesquisa.
- À FAPESP - Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de São Paulo pelo auxílio financeiro integral permitindo a realização do programa de Pós-Doutorado no IST/UTL - Lisboa.
- À minha esposa Lia e minhas filhas, LÍlian e Letícia, pela compreensão.
- A Deus, que me dá saúde e ilumina minha mente.



PEREIRA, C. P. M. *Comportamento à fratura da zona afetada pelo calor de juntas soldadas de aços microligados utilizados em baixas temperaturas*. Guaratinguetá, dezembro 1998, 119p. Tese (Livre Docência em Resistência dos Materiais), UNESP/Faculdade de Engenharia, Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista.

RESUMO

Este trabalho visa caracterizar e avaliar a tenacidade à fratura CTOD - Crack Tip Opening Displacement de aços microligados em estruturas soldadas utilizadas em plataformas "offshore" onde as temperaturas de trabalho são muito baixas.

Uma ampla pesquisa bibliográfica foi feita sobre a evolução dos aços microligados, suas propriedades mecânicas, seu comportamento quanto a tenacidade à fratura, soldabilidade e os efeitos da soldagem na microestrutura da zona afetada pelo calor.

Ensaio de tenacidade foram realizados sendo avaliado e caracterizado o comportamento de quatro aços microligados estruturais em baixas temperaturas, além de ser analisada a influência da composição do material e de seu processo de fabricação. Disto resultou a seleção do aço que melhores condições de tenacidade à fratura reunia na faixa de temperaturas entre -50°C e -110°C e, que satisfaz as exigências dos projetos de estruturas "offshore" em regiões árticas [Canadian, 1989].

Ao final foi feita uma análise metalográfica qualitativa para mostrar a morfologia microestrutural predominante ao longo da trinca de fadiga e fratura da ZAC.

PALAVRAS-CHAVE: Tenacidade, CTOD, Aço Microligado, HAZ, ZAC



ABSTRACT

This work has as objective to characterize and to evaluate the microalloyed CTOD -Crack Tip Opening Displacement, of microalloyed steels in welded structures used in platforms "offshore" where the work temperatures are very low.

A wide bibliographical research was performed about the evolution of the microalloyed steels, their principal mechanical properties, their fracture toughness behavior, weldability and the effects of the welding in the microstructure of the heat affected zone.

Rehearsals the fracture toughness were accomplished being evaluated and characterized the behavior of four microalloyed steels structural in low temperatures, besides the influence of the composition of the material to be analyzed and of your production process. The result obtained was the selection of the steel that improve conditions of fracture toughness it gathered in the strip of temperatures between -50°C and -110°C and, that satisfied the demands of the projects of structures "offshore" in arctic areas [Canadian, 1989].

At the end it was made an analysis qualitative metallographic to show the morphology predominant microstructural along the fatigue crack and it fractures of ZAC.



SUMÁRIO

AGRADECIMENTOS

RESUMO

ABSTRACT

LISTA DE FIGURAS

LISTA DE TABELAS

CAPÍTULO 1 - INTRODUÇÃO

página

1.1	Considerações Gerais	1
1.2	Material Estudado	3
1.3	Objetivo do Trabalho	3

CAPÍTULO 2 - EVOLUÇÃO DOS AÇOS MICROLIGADOS

2.1	Generalidades	5
2.2	Laminação Controlada	10
2.3	Aços com Perlita Reduzida	11
2.4	Microestruturas Bainíticas	11
2.5	Inclusões	13

CAPÍTULO 3 - AÇOS MICROLIGADOS ESTRUTURAIS

3.1	Introdução	15
3.2	Resistência à Fratura	18
3.3	Zona Afetada pelo Calor - ZAC	19

CAPÍTULO 4 - TENACIDADE À FRATURA

4.1	Introdução	27
4.2	Tenacidade à Fratura por Clivagem	28
4.3	Tenacidade à Fratura por Coalescência de Vazios	34

CAPÍTULO 5 - MÉTODOS DE AVALIAÇÃO DA TENACIDADE

5.1	Introdução	36
5.2	Ensaio Charpy	38
5.3	Ensaio da Mecânica da Fratura	38
5.4	Ensaio CTOD	39
5.5	Determinação do CTOD crítico - Norma BS7448 - Part I	45

CAPÍTULO 6 - AÇOS MICROLIGADOS ESTRUTURAIS EMPREGADOS EM PLATAFORMAS "OFFSHORE"

6.1	Introdução	54
6.2	Estudos Preliminares	54
6.3	Procedimento Experimental	56

CAPÍTULO 7 - RESULTADOS E DISCUSSÃO

7.1	Resultados dos ensaios CTOD	72
7.2	Discussão dos resultados	89

CAPÍTULO 8 - CONCLUSÕES

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

APÊNDICE



LISTA DE FIGURAS

	página
FIGURA 3.1 - Variação da tenacidade, CTOD, com a temperatura.	19
FIGURA 3.2 - Exemplos de localização de entalhes para ensaio de tenacidade no metal de solda e as correspondentes ZAC.	21
FIGURA 3.3 - Temperaturas de pico e as várias zonas de um cordão de solda de passagem simples.	22
FIGURA 3.4 - Zonas e subzonas de uma soldagem de múltiplas passagens.	26
FIGURA 5.1 - Efeito da espessura do CDP na tensão e no modo de fratura.	37
FIGURA 5.2 - Efeito da razão de carga, espessura, tamanho do CDP e agudeza do entalhe, no comportamento de transição, dúctil-frágil.	40
FIGURA 5.3 - Variação da tenacidade CTOD com a temperatura e a espessura para o aço BS 4360-50.	41
FIGURA 5.4 - Curva carga vs. deslocamento de ensaio CTOD a -90°C , para o aço BS4360-50.	42
FIGURA 5.5 - Curva carga vs. deslocamento de ensaio CTOD a 20°C , para o aço BS4360-50.	42
FIGURA 5.6 - Modelo para determinação da CTOD com base em medidas do transdutor (V_g).	43
FIGURA 5.7 - Variação da temperatura, CTOD, com a temperatura (repetida).	43
FIGURA 5.8 - Representação esquemática do aspecto da superfície de fratura de um CDP.	44
FIGURA 5.9 - Dimensões e tolerâncias proporcionais para CDP de seção quadrada de flexão em três pontos.	45
FIGURA 5.10 - Transdutor de deslocamento do tipo "clip gauge".	48
FIGURA 5.11 - Montagem de CDP de flexão em três pontos com transdutor de deslocamento "clip gauge" acoplado.	49



FIGURA 5.12 - Tipos característicos de curvas carga-deslocamento dos testes de fratura.	49
FIGURA 6.1 - Dimensões dos CDPs soldados topo a topo para ensaios CTOD.	67
FIGURA 6.2 - Perfil de dureza (valores médios) da região de soldagem dos CDPs (AÇO I).	59
FIGURA 6.3 - Perfil de dureza (valores médios) da região de soldagem dos CDPs (AÇO II).	60
FIGURA 6.4 - Perfil de dureza (valores médios) da região de soldagem dos CDPs (AÇO III).	61
FIGURA 6.5 - Perfil de dureza (valores médios) da região de soldagem dos CDPs (AÇO IV).	62
FIGURA 6.6 - Máquina de dureza MITUTOYO AVK-C2	64
FIGURA 6.7 - Microscópio metalográfico NIKON-Optiphot-m.	64
FIGURA 6.8 - Fotomacrografia e o correspondente perfil de dureza da zona de soldagem (AÇO I).	66
FIGURA 6.9 - Fotomacrografia e o correspondente perfil de dureza da zona de soldagem (AÇO II).	67
FIGURA 6.10 - Fotomacrografia e o correspondente perfil de dureza da zona de soldagem (AÇO III).	68
FIGURA 6.11 - Fotomacrografia e o correspondente perfil de dureza da zona de soldagem (AÇO IV).	69
FIGURA 6.12 - Máquina de ensaio DARTEC M100/RK.	70
FIGURA 6.13 - Máquina de ensaio MTS 810, com câmara fria acoplada.	70
FIGURA 7.1 - Equipamento Maxtascan 200 acoplado a mesa de coordenadas	72
FIGURA 7.2 - Superfície de fratura do CDP após o ensaio CTOD	73
FIGURA 7.3 - Coleção dos CDPs ensaiados	76
FIGURA 7.4 - Curva da carga P versus abertura do entalhe AÇO IV, cdp 5, -70°C	78
FIGURA 7.5 - Curva da carga P versus abertura do entalhe AÇO II, cdp 4, -70°C	79
FIGURA 7.6 - Curvas da carga P versus abertura do entalhe para os aços ensaiados à (-50°C ± 2°C).	80



FIGURA 7.7 - Curvas da carga P versus abertura do entalhe para os aços ensaiados à $(-70^{\circ}\text{C} \pm 2^{\circ}\text{C})$.	81
FIGURA 7.8 - Curvas da carga P versus abertura do entalhe para os aços ensaiados à $(-90^{\circ}\text{C} \pm 2^{\circ}\text{C})$.	82
FIGURA 7.9 - Curvas da carga P versus abertura do entalhe para os aços ensaiados à $(-110^{\circ}\text{C} \pm 2^{\circ}\text{C})$.	83
FIGURA 7.10 - Tenacidade à fratura CTOD, em função das temperaturas de ensaios (AÇO I).	84
FIGURA 7.11 - Tenacidade à fratura CTOD, em função das temperaturas de ensaios (AÇO II).	84
FIGURA 7.12 - Tenacidade à fratura CTOD, em função das temperaturas de ensaios (AÇO III).	85
FIGURA 7.13 - Tenacidade à fratura CTOD, em função das temperaturas de ensaios (AÇO IV).	85
FIGURA 7.14 - Tenacidade à fratura CTOD, para os aços I, II, III e IV ensaiados à $(-50^{\circ}\text{C} \pm 2^{\circ}\text{C})$.	86
FIGURA 7.15 - Tenacidade à fratura CTOD, para os aços I, II, III e IV ensaiados à $(-50^{\circ}\text{C} \pm 2^{\circ}\text{C})$.	86
FIGURA 7.16 - Tenacidade à fratura CTOD, para os aços I, II, III e IV ensaiados à $(-50^{\circ}\text{C} \pm 2^{\circ}\text{C})$.	87
FIGURA 7.17 - Tenacidade à fratura CTOD, para os aços I, II, III e IV ensaiados à $(-50^{\circ}\text{C} \pm 2^{\circ}\text{C})$.	87
FIGURA 7.18 - Tenacidade à fratura CTOD (valores médios) na ZAC versus temperatura para os quatro aços ensaiados.	88
FIGURA 7.19 - Câmara fria de atmosfera controlada e centro de aquisição de dados acoplado a máquina MTS 810.	92
FIGURA 7.20 - CDP submetido ao ensaio de flexão em três pontos dentro da câmara fria com temperatura controlada.	93
FIGURA 7.21 - Reservatórios de nitrogênio líquido e abertura rápida da câmara fria para a colocação do CDP em seu interior.	94
FIGURA 7.22 - Corpo de prova ensaiado à $(-110^{\circ}\text{C} \pm 2^{\circ}\text{C})$, antes e depois do ensaio.	95



LISTA DE TABELAS

	página
TABELA 1.1 - Composição química dos aços microligados estudados nesta pesquisa.	4
TABELA 3.1 - Composições químicas típicas de aços ferríticos aciculares da USIMINAS.	17
TABELA 3.2 - Composições químicas típicas de aços ferríticos aciculares da COSIPA.	17
TABELA 4.1 - Efeito da adoção dos elementos de liga nos aços.	35
TABELA 5.1 - Dimensões dos CDPs para garantir a validade de K_{Ic} .	47
TABELA 5.2 - Valores de $f(a_0/W)$ para CDP de flexão em três pontos.	53
TABELA 7.1 - Leituras realizadas na superfície de fratura dos CDPs.	54
TABELA 7.2 - Resultados do ensaio CTOD na ZAC da junta soldada topo a topo para todos os CDPs dos diversos aços ensaiados.	77
TABELA 7.3 - Valores de CTOD para os vários aços nas diferentes temperaturas	90



1.1 Considerações Gerais

Até a década de 60 a grande parte dos aços estruturais eram à base de C-Mn, com eventuais adições de alumínio e nióbio que contribuíam para o aumento da tenacidade, sendo que o seu processamento após a fabricação consistia na laminação convencional ou na normalização. Não era possível melhorar a resistência senão pelo aumento dos teores de C ou Mn, às custas de significativas reduções da tenacidade e da soldabilidade.

A partir dos anos 70 começaram a surgir exigências no sentido de melhorar simultaneamente a resistência mecânica e a tenacidade e, dependendo da aplicação, elevar a resistência a trincas induzidas por hidrogênio e ter excelente soldabilidade, sobretudo em peças de grande espessura, utilizadas na construção naval, em tubos de aço destinados a oleodutos e gasodutos, e em plataformas submarinas em regiões árticas, onde as condições de serviço, mecânicas e ambientais, são muito adversas.

Toda estrutura destinada a essas regiões de muito baixas temperaturas ficam sujeitas a especificações de projeto, fabricação e inspeção extremamente rigorosas, que se traduzem principalmente em requisitos de tenacidade muito severos.

Isto levou a uma forte procura de aços de alta resistência com excelente tenacidade a baixas temperaturas e susceptíveis de serem soldados de forma econômica. Mais recentemente, para minimizar os custos de instalação, surgiu também a necessidade da redução das espessuras dos tubos.

Nas plataformas petrolíferas instaladas no Mar do Norte as temperaturas nominais oscilam em torno dos -30°C , com eventuais picos da ordem de -50°C exigindo, assim, materiais capazes de garantir a necessária segurança de utilização e a integridade estrutural para os vultosos investimentos empregados. As especificações dos aços para essas estruturas impõem valores mínimos de tenacidade $\text{CTOD} = 0,1$ a 02 mm, quer na zona afetada pelo calor (ZAC), quer no metal de base, e para uma temperatura de projeto de -50°C a -70°C [Canadian, 1989].

Nos últimos anos houve um aperfeiçoamento muito grande dos aços microligados, alcançando valores de limite de escoamento superiores a 650 MPa. Estes são produzidos sob resfriamento acelerado, controlado por jatos de água na laminação, causando um refinamento na microestrutura, ou também pela produção de aços bainíticos de ultra baixo carbono, pelo controle de elementos de liga adicionados a níveis baixos, não superior a 10ppm [Nakasugi, 1993].

Diante dessas exigências, as características dos aços estruturais foram mudando significativamente ao longo desses últimos anos, tendo-se verificado importantes melhorias na sua qualidade, com teores extra baixos de enxofre e de fósforo, de elevada limpidez e baixo nível de segregação, com as inclusões não-metálicas dispersas e de formato globular. Para isso, dentre as várias técnicas, tem sido utilizado o pré-tratamento do gusa, o sopro combinado no conversor, a injeção de cálcio-silício e/ou terras raras, a desgaseificação por vácuo, a refinação secundária e técnicas de lingotamento contínuo [Pickering, 1975].

Como se observa, a evolução dos aços estruturais foi no sentido da redução do teor de carbono e impurezas (P, S, Sn, O, H) e do aumento do teor de elementos microligantes, de modo a aumentar a temperabilidade, a par de um controle mais perfeito dos processos de fabricação (laminagem controlada, tratamento termomecânico e/ou tratamento térmico), melhorando simultaneamente a resistência, a tenacidade e a soldabilidade dos aços.

A adição de boro e titânio fazem aumentar a tenacidade contribuindo o titânio fundamentalmente para o aparecimento de uma microestrutura com base em ferrita acicular que aparentemente é desejável nesse tipo de aços. O titânio e o vanádio promovem uma estrutura de grão fino. O níquel faz aumentar a tenacidade e, associado ao molibdênio e vanádio, provoca o aumento da resistência por efeito de endurecimento por precipitação. Existem ainda limites nos valores do carbono equivalente (CE) e dureza (valor máximo entre 280 e 350 HV, na zona afetada pelo calor) que não permitem que os teores dos elementos de liga sejam mais elevados.

Os modernos aços microligados estruturais são normalmente fornecidos, ou no estado normalizado, ou com tratamento termomecânico, ou ainda temperados e revenidos. Através de técnicas de laminação controlada e resfriamento acelerado aplicadas aos aços, tem-se produzido uma microestrutura final altamente refinada (com tamanho de grão inferiores a 10 μm) e de excelentes propriedades mecânicas.



Para se obter uma boa tenacidade a microestrutura deverá ter uma elevada proporção de ferrita acicular e de ferrita poligonal intragranular em detrimento de estruturas mais duras, como a bainita e a martensita, evitando-se concomitantemente o crescimento de grão. Os fatores que podem condicionar o aparecimento dessas microestruturas, e consequentemente afetar a tenacidade do aço, são a composição, a distribuição das fases e inclusões não-metálicas, a energia térmica e a velocidade de resfriamento.

A energia térmica específica (kJ/mm) do processo de soldagem altera de uma forma significativa a tenacidade à fratura na zona afetada pelo calor (ZAC). Por razões econômicas são usadas na soldagem energias térmicas altas; no entanto, o aumento da produtividade do processo poderá reduzir a tenacidade à fratura na ZAC.

1.2 Material estudado

Os aços microligados estudados e ensaiados foram produzidos pela British Steel Technical em forma de lingotes com 50 kgf pelo processo de laminação termomecânica controlada.

Esses aços apresentam a composição mostrada na Tab. 1.1. Dois deles apresentam nióbio em sua composição na ausência de boro, e os outros dois com situação invertida. Um deles foi submetido a tratamento termomecânico controlado (TMCR) com resfriamento acelerado (AC) e outro sem resfriamento acelerado.

1.3 Objetivo do trabalho

Devido a uma enormidade de fatores que influencia as características e o comportamento dos aços, surgiu o interesse de avaliar a tenacidade das estruturas heterogêneas, como as que se observam nas juntas soldadas. Nesse sentido, o presente trabalho objetivou relacionar as estruturas presentes na ZAC com as propriedades de tenacidade e de dureza, medidas para cada um dos quatro aços microligados em causa, com diferentes composições e processamento de fabricação.

Esses aços foram submetidos a ensaios de tenacidade CTOD a temperaturas entre -50°C e -110°C , para a obtenção das curvas de temperatura de transição. As relações entre as microestruturas e os



valores de tenacidade foram investigadas através de análise microestrutural, estudando-se a influência das diversas morfologias na propagação da fratura e os correspondentes valores de CTOD.

O objetivo principal foi selecionar o aço que reunia as melhores condições de tenacidade à fratura em baixas temperaturas exigidas para projeto, além de analisar a influência da composição e do processamento utilizados no comportamento desses aços microligados.

Tabela 1.1 – Composição química dos aços microligados estudados nesta pesquisa

Aços	Tipos	Composição %								Processamento
		C	Si	Mn	Ni	Al	B	Nb	Ti	
I	Nb-Ti	0,061	0,35	1,45	0,50	0,35	-	0,22	0,011	TMCR
II	Nb-Ti	0,060	0,35	1,45	0,51	0,35	-	0,23	0,011	TMCR+AC
III	Ti-B	0,071	0,10	1,45	0,50	<0,005	0,0022	-	0,010	TMCR
IV	Ti-B	0,068	0,10	1,46	0,50	<0,005	0,0024	-	0,011	TMCR+AC



2.1 Generalidades

O desenvolvimento dos *aços microligados* representa talvez o desenvolvimento metalúrgico mais significativo destas últimas três décadas. Trata-se de aços que reúnem, a um custo relativamente baixo, uma excelente combinação de resistência, ductilidade, tenacidade, conformabilidade e de soldabilidade, representando atualmente mais de 20% do mercado mundial de aços estruturais.

Convém distinguir o que são *aços microligados* e *aços de alta resistência e baixa liga* "HSLA - high strength low alloy", uma vez que esses termos são comumente usados como sinônimo, para descrever aços que tem alta resistência e que contêm moderados teores de carbono, nióbio, vanádio e titânio [Woodhead, 1972]. Para isto vai-se lembrar da metalurgia geral definições mais precisa de aços-doce e aços-liga.

Os *aços-doce* podem ser entendidos como aqueles que são fáceis (ou macios) de trabalhar e tiveram seu desenvolvimento através do processo Bessemer e de Forno Aberto, que permitiram a sua produção com *baixo teor de carbono*, sendo uma composição típica de 0,15 a 0,25%C com 0,4 a 0,7%Mn e 0,1 a 0,5%Si, além de resíduos de enxofre (tão baixos quanto possível), fósforo (0,04% no máximo) e outros elementos, sendo que a presença do *manganês* se faz necessária para diminuir a oxidação e para estabilizar o enxofre. São aços que apresentam a melhor trabalhabilidade tanto no que se refere à sua obtenção por laminação, como no que diz respeito à sua facilidade de conformação posterior [Chiaverini, 1988].

Os *aços-liga* ou aços especiais foram definidos por Hadfield em 1925 [Hadfield, 1925] como "aqueles que, com presença de elementos diferentes do carbono, possuem suas propriedades próprias, embora o carbono seja de vital importância nas características da liga. No entanto, nessa definição não se incluem como aços-liga aqueles em que uma pequena porcentagem de manganês, silício, alumínio, titânio e outros elementos são adicionados para eliminar componentes indesejáveis ou defeitos mecânicos, como bolhas de ar, dos aços carbono". Por outro lado, a Alloy Steels Research Committee of the Iron and Steel Institute e a British Iron and Steel Federation, em 1936, adotaram uma



definição mais sucinta: "são considerados aços-carbono aqueles que não contém mais que 1,5%Mn e 0,5%Si; todos os demais são considerados como aços-liga".

Na verdade, a adição de outros elementos de liga nos aços-carbono é feita quando se desejam, por exemplo, aumentar a dureza e a resistência mecânica, conferir resistência uniforme através de toda a seção em peças de grandes dimensões, diminuir o peso (consequência do aumento da resistência), etc. Essa adição de elementos de liga são em teores relativamente baixos, sua soma não ultrapassando de 5%, fazendo desse modo permanecerem os princípios fundamentais dos tratamentos térmicos porque, ainda que a presença de novos elementos de liga obrigue a um ajuste nas temperaturas dos tratamentos, a transformação da austenita e as estruturas resultantes são as mesmas que ocorrem nos aços-carbono [Chiaverini, 1988]. Os principais elementos de liga adicionados em quantidades variáveis são: níquel, cromo, molibdênio, manganês, vanádio, silício, cobre, cobalto, tungstênio, nióbio, titânio e boro.

Os aços de baixa liga foram definidos por Dulieu [Dulieu et al, 1985 e Keown, 1985], como "aqueles aços que contêm no total um percentual inferior a 6% de elementos de liga adicionados". Esses aços podem conter pequenos teores de outros elementos, como boro e vanádio, podendo-se chegar a uma grande variedade de microestruturas, com a consequente ampla variedade de propriedades mecânicas. Pode-se fazer com que a austenita se transforme em uma das três microestruturas básicas: martensita, bainita e ferrita-perlita, dependendo da velocidade de resfriamento imposta [Coutinho, 1992]. São representados pelos aços estruturais de alta resistência, aços de engenharia tratados termicamente e aços especiais projetados para propriedades físicas e elétricas específicas. Também um número considerável de aços-ferramenta enquadram-se nesta definição.

Os aços de alta resistência e baixa liga (HSLA) foram definidos em 1977 como função do limite de escoamento, variando de 350 a 750 MPa [Cohen, 1977]; porém, Porter & Repas [Porter, 1982] sugeriu que os aços HSLA fossem aqueles cujo nível do limite de escoamento fosse superior a 275 MPa. Uma definição insatisfatória é dada pela AISI - American Iron and Steel Institute que diz: "os aços HSLA pertencem a um grupo específico de aços com composição química especialmente desenvolvida para apresentar altos valores de resistência mecânica, sendo que alguns desses aços oferecem também grande resistência à corrosão atmosférica". Usualmente apresentam teores não superiores a 0,2%C, e para conferir alta resistência o tamanho do grão é controlado através da adição de ligas com pequenas quantidades de vanádio ou nióbio.



Segundo [Poole et al, 1978] esses aços podem ser agrupados em quatro grandes categorias: (a) os *aços estruturais perlíticos*, na condição laminada e com limite de escoamento de 275 a 345 MPa; (b) *aços-carbono normalizados ou temperados e revenidos*, com um mínimo de limite de escoamento de 290 a 690 MPa; (c) *aços de baixa liga temperados e revenidos*, com um limite de escoamento mínimo de 550 a 760 MPa; e os (d) *aços microligados*, com uma combinação de micro-adições de determinados elementos de liga, de alto limite de escoamento, obtidos em condições controladas de laminação e forjamento.

Os **aços microligados** receberam essa denominação, provavelmente pela primeira vez, por Noren [Noren, 1963], apresentou em 1962 no US Ship Structure Committee a definição, como segue: "O que é um aço microligado? É um aço de composição básica semelhante a um aço estrutural puro, tendo em muitos casos a adição de uma liga de manganês, ou até mesmo uma baixa liga, onde um elemento de liga, em baixo teor faz aumentar substancialmente sua resistência, e às vezes essa melhoria repercute em uma ou mais propriedades do aço. O teor desses elementos ligantes adicionados é de 10 a 20% menor que no caso de elemento de liga usado em aços convencionais. Os aços microligados já são usados há muito tempo, como por exemplo, os aços alumínio tratados, onde o alumínio certamente faz o papel do elemento microligante. Como consequência da definição que apresentei sobre aço microligado, pode-se estendê-la e aplicá-la para aço carbono microligado, aço manganês microligado, aço molibdênio microligado, etc".

O nome *microligado* resulta da presença de teores bem baixos de elementos como nióbio, vanádio e titânio, adicionados para se obter um perfeito controle da microestrutura, quando associados a um processamento especial denominado laminação controlada. Esses aços que tem uma microestrutura ferrita/perlita, cuja composição assemelha-se ao dos aços doces (porém com um teor de Mn mais alto, cerca de 1,4 a 1,7%) e aproximadamente com 0,1% de Nb, Ti ou V como elementos microligantes, que conferem propriedades mecânicas superiores ao do aço doce.

O controle dessa *microestrutura* conduz ao desenvolvimento de propriedades mecânicas específicas (resistência mecânica, ductilidade ou formabilidade e a tenacidade à fratura) para diferentes aplicações, como aços com maior soldabilidade, aços com ductilidade ao longo de toda a espessura, aços com maior resistência à corrosão, aços com maior resistência à trinca induzida pelo hidrogênio e outros.



Das definições anteriores fica claro que há uma distinção entre o aço HSLA e o aço microligado: os aços HSLA parecem ser todos aqueles com um limite de escoamento num nível superior ao do aço doce (estes aproximadamente 250 MPa) e, que apresentam uma faixa razoavelmente larga de composições e microestruturas; enquanto que, os aços microligados, apresentam uma combinação específica de microadições de elementos de liga para que se possa obter um perfeito controle da microestrutura, e são associados a uma laminação controlada. Os aços microligados ao contrário de outros aços de alta resistência e baixa liga, não exigem tratamento térmico, ou seja, nas condições laminada ou forjada já apresentam propriedades mecânicas superiores.

O termo aços microligados (e por implicação, aços HSLA) é atualmente também usado para descrever, uma variedade de novos desenvolvimentos na metalurgia, na fabricação, no processamento e no tratamento térmico dos aços, que vêm acontecendo durante as últimas décadas. Desse modo, as terminologias, grão refinado, perlita reduzida, perlita livre, acicular, bainítica, laminação controlada, processo termomecânico, resfriamento acelerado, baixo enxofre, etc. foram inseridas desde 1985, na categoria dos aços microligados ou aços HSLA.

Estudando-se a evolução dos aços através dos tempos, vê-se que, em 1916, Bullens [Bullens, 1916] fez menção a aços doces com adições de 0,12% a 0,20%V. Em 1934, Cone [Cone, 1967] descreve ter desenvolvido um aço com 0,2%C, 0,10-0,18%V e 0,45-0,75%Mn, laminado, alcançando um limite de escoamento de 275-345 MPa, e afirmava que esse aço tinha um grão de tamanho mais uniforme comparado a um aço de carbono simples.

Também na Alemanha em 1945 foram desenvolvidos aços de vanádio, Neumeister & Wiester [Neumeister, 1945], descrevem a adição de 0,1%V para um aço 0,18%C e 1,5%Mn alcançando um limite de escoamento superior a 390 MPa, atribuindo esta melhoria de resistência à influência do carboneto de vanádio e nitrato de vanádio no refino do grão. A importância do nitrogênio foi observada na Alemanha antes dos Estados Unidos, onde em 1962, Frame & Melloy [Frame et al, 1962], da Bethlehem Steel Company, combinaram o efeito do vanádio e nitrogênio produzindo aços laminados com limite de escoamento da faixa de 310-450 MPa.

O uso do nióbio em aços doces foi um desenvolvimento posterior ao uso do vanádio. A Great Lakes Steel Corporation foi a primeira a colocar no mercado aços tratados com nióbio, sendo estes descritos em 1960, por Starratt [Starratt, 1960]. Esta série de aços GLX-W apresentava tipicamente valores



de tensão de escoamento na faixa de 325-445 MPa, alongamento 34-43%, impacto 27-40 J (a -29°C) e 4-9,5 J (a -51°C), para chapas laminadas a quente, e concluíram que: "o aumento da resistência dos aços é obtido, sem aumento de fragilidade, porque a adição do nióbio produz uma estrutura interna de grão fino".

O uso do nióbio foi rapidamente difundido e, já em 1960, muitas companhias de aço americanas tinham disponíveis aços de nióbio. Nessa mesma época também estavam desenvolvendo na Europa esses aços; no entanto, isto só se concretizou dois anos depois, pois faltavam publicações detalhadas sobre o efeito das adições de microligantes na resistência e na dureza dos aços, impedidas talvez pelas confidências comerciais.

No final de 1962, como resultado da atividade industrial, um grande número de informações sobre os aços de nióbio tornava-se conhecido, tais como:

- A adição de 0,01-0,05%Nb para aços doces de composição básica melhora o limite de escoamento em aços laminados a quente;
- A tenacidade (temperatura de transição) dos aços de nióbio laminados a quente é pouco afetada; em geral ligeiramente prejudicada, e por vezes, dependendo do teor adicionado, até melhorada;
- A normalização após a laminação produz significativa melhoria na tenacidade e um leve aumento na resistência nos aços de nióbio, quando comparado com aços carbono simples;
- As adições de nióbio são mais efetivas em aços com níveis altos de manganês;
- O refino do grão é observado em aços de nióbio, laminados ou mesmo normalizados. Foi observado que o refino de grão estava associado com aumento da resistência e tenacidade, e que a precipitação do Nb-C no contorno de grão era responsável pelo aumento da resistência e fragilização desses aços na laminação..

Com melhores conhecimentos sobre os fatores fundamentais que influenciavam as propriedades dos aços ferrita/perlita, isto é, quanto ao tamanho do grão e precipitação, tudo ficou mais claro para novos desenvolvimentos, não só quanto a tecnologia de processos, mas também quanto a otimização de composições e posteriormente quanto à investigação de outras microestruturas.

A seguir são apresentados alguns avanços tecnológicos que surgiram a partir da década de 70.



2.2 Laminação Controlada

Diante da necessidade e com a certeza de ser possível obter grão fino para a ferrita, através da precipitação de nitreto de carbono (que aumenta a resistência, gerando no entanto, gerando altas e indesejáveis temperaturas de transição no impacto), levou ao desenvolvimento do controle na laminação, i. é. surgiu a laminação controlada.

Já era conhecido há algum tempo que temperaturas finais baixas na laminação melhoravam as propriedades mecânicas. Entretanto, pouco uso desse conhecimento havia sido empregado até que o advento dos aços microligados estimulou esse interesse; isto pode ter ocorrido porque baixas temperaturas na laminação envolvem elevadas cargas de laminação, e poucos laminadores poderiam resistir a tais solicitações.

Um trabalho detalhado de Wiester [Wiester, 1962] descreve os efeitos das condições de laminação, principalmente o efeito da temperatura final da laminação nas propriedades de aços acalmados com alumínio, com vários teores de nitrogênio e, em alguns casos, com adição de vanádio.

Os benefícios da laminação controlada no caso dos aços microligados foram mostrados em outro trabalho publicado pelo Swinden Laboratories Group [Irvine et al, 1967]. Também nesse mesmo ano, Irani et al [Irani, 1967] indicaram a importância da recristalização da austenita e, mostrou como isso afetava os elementos microligantes. Nos anos seguintes já despertava interesse no mundo todo a laminação controlada e muitas publicações surgiram a respeito.

Nesse assunto, ao Swinden Laboratories Group cabe a maior contribuição para com a metalurgia física do processo. No ano de 1975, quando se realizou a Conference Microalloying-75, em Washington D.C., o processo já era bastante difundido e completamente dominado.

Em 1976 o AIME promoveu uma conferência sobre "a deformação a quente da austenita" em Cleveland, Ohio. Foram apresentados muitos trabalhos importantes, dentre eles o de Speich & Dobkowski [Speich et al, 1979] do U.S. Steel Laboratories que merece uma atenção especial pelo relato detalhado dos efeitos da deformação numa série de aços e ligas experimentais, na região austenita, como também da laminação contínua, na região da austenita/ferrita.



Em 1977, pesquisadores japoneses começavam a anunciar avanços importantes, e o trabalho de Kozasu [Kozasu et al, 1987] talvez seja o que melhor representa esses avanços.

2.3 Aços com Perlita Reduzida

Diante do fato de que entre os aços doces, a variação da quantidade de perlita é pequena, e se o limite de escoamento melhora com o aumento da quantidade de perlita, aumentando também a temperatura de transição de impacto, isso sugere que seria vantajoso usar aços contendo muito baixo teor de carbono e, conseqüentemente, reduzidas quantidades de perlita. A consolidação de melhores propriedades mecânicas poderiam ser alcançadas pela adição de microligantes, dando refino ao grão e precipitação.

A grande vantagem disto reside no fato de que a soldabilidade é claramente melhorada quando se abaixa a quantidade de carbono. Esses aços continham cerca de 0,08%C quando consolidados por Nb ou V, e ligeiramente mais alto quando o Ti era usado como elemento microligante. Na Alemanha, esses aços receberam muita atenção e surgiu uma grande quantidade de publicações.

2.4 Microestruturas Bainíticas

Embora o desenvolvimento de aços de alta resistência e baixo carbono foi voltado principalmente para os aços microligados com estruturas de ferrita/perlita, é possível uma outra alternativa, isto é, produzir aços com outras microestruturas. Aços martensíticos temperados e com resfriamento acelerado não se enquadram aqui, pois exigem adições relativamente grandes de elementos de liga convencionais para poderem conferir adequada dureza, e os microligantes (com exceção do boro) não são tão importante. Contudo, os aços com estruturas bainíticas são de importância considerável.

A produção da estrutura bainítica depende do efeito combinado de Mo e B que atrasa a transformação da ferrita poligonal e ainda tem um efeito relativamente secundário nas cinéticas da transformação da bainita. Em consequência, devido à possibilidade de uma grande variação de taxas de resfriamento, isso pode dar lugar a estruturas completamente bainíticas.

A velocidade de resfriamento no centro de uma barra de aço sempre menor do que na superfície, e por isso, em seções espessas, pode haver formação de bainitas nas regiões centrais, enquanto a martensita torna-se dominante na superfície. Contudo, a reação pode ser controlada usando-se elementos de liga metálicos, como o Ni, Cr e Mn, que diminuem a temperatura à qual é máxima a velocidade de formação da bainita e, a medida que a temperatura de transformação diminui, para uma velocidade de resfriamento constante, verifica-se um aumento substancial da resistência do aço; conseqüentemente, como é habitual, o aumento de dureza vem acompanhado por perda de tenacidade. O Swinden Laboratories dedicou suas pesquisas sobre esses aços por alguns anos, culminando em 1957 com uma publicação de Irvine & Pickering [Irvine et al, 1957].

✕ A vantagem prática dos aços bainíticos é a possibilidade de se obter, sem qualquer tratamento térmico posterior à transformação bainítica, níveis elevados de dureza com ductilidades adequadas. Estes aços são facilmente soldáveis, porque se forma *bainita* (e não martensita) na zona afetada pelo calor (ZAC), adjacente à linha de fusão e, portanto a incidência de trincas de soldagem torna-se bastante menor. Além disso, os aços bainíticos tem baixos teores de carbono o que melhora a soldabilidade e reduz as tensões resultantes da transformação.

Anos depois, quando novas tecnologias de produção de aço permitiram a produção de aços com baixos níveis de carbono é que houve um significativo avanço. As exigências principais na produção satisfatória de aços eram: (a) um teor de carbono não superior a 0,06%; (b) a adição de combinações ideais de ligantes para inibir a formação de ferrita poligonal; (c) a adição de um elemento microligante (normalmente o nióbio) para promover a precipitação e assim consolidando o controle do tamanho do grão, e facilitando principalmente a laminação controlada.

Em 1972, são publicados trabalhos sobre esses aços na AIME Conference on Processing and Properties of Low Carbon Steels por Durbin [Durbin et al, 1972] e Woodhead [Woodhead et al, 1972]. Posteriormente, a Climax Molybdenum Co. desenvolveu um aço com 0,06%C, 1,6-2,2%Mn, 0,25-0,40%Mo e 0,04-0,10%Nb, que foi extensamente usado em todo o mundo, incluindo às vezes adições secundárias de Ni, Ti, e B, na condição de laminação controlada. Um limite de escoamento de 500 MPa foi logo alcançado, conjuntamente com temperaturas de transição a níveis aceitáveis. Ainda mais, quando temperado a 620°C, o seu limite de escoamento se elevava para 650 MPa por precipitação adicional de Nb(CN), com praticamente nenhuma deterioração da temperatura de transição. Uma



grande quantidade de processos e propriedades desses aços foi publicada por Pizzimenti [Pizzimenti et al, 1983] no International Symposium on Niobium realizado em São Francisco, em 1983.

2.5 Inclusões

As inclusões são partículas de composição química diferentes, localizadas no interior ou junto à superfície. Nos aços recozidos, além dos dois principais microconstituintes, ferrita e carboneto (essencialmente a cementita), ainda contêm pequenas quantidades de *materiais não-metálicos*, na formação de partículas diversas. Essas inclusões, nos aços comerciais, são geralmente partículas de certas substâncias mineralógicas. Elas surgem de reações entre o carbono, como principal elemento de liga, e uma série de impurezas de natureza metálica ou não.

Essas impurezas normalmente são o fósforo, o enxôfre, o manganês, o silício e o alumínio. A maior parte delas reage entre si ou com elementos não-metálicos com o oxigênio e, eventualmente, o nitrogênio, formando as chamadas "inclusões não-metálicas" de óxidos, sulfetos, silicatos, aluminatos, etc. Convém lembrar, por outro lado, que tais dispersões finamente divididas servem para evitar excessivo crescimento de grão e quando da presença criteriosa de sulfeto de manganês, na forma de pequenas tiras alongadas, melhoram a usinabilidade dos aços recozidos. A formação dessas inclusões se dá, em grande parte na fase final de desoxidação dos aços [Chiaverini, 1988].

As inclusões têm influência desfavorável sobre as propriedades mecânicas e a sua existência pode ser atenuada pela escolha judiciosa da proporção entre as impurezas e os elementos constituintes. As inclusões aumentam a desigualdade das tensões e podem dar lugar ao início de trinca nos locais de maior concentração de tensões.

Realmente, as inclusões não-metálicas quase não são observáveis nos aços microligados modernos, dada a otimização dos novos processos de fabricação de produtos siderúrgicos, de modo a que as inclusões afetem o menos possível as propriedades básicas daqueles produtos.

Durante algum tempo, antes do advento dos aços microligados, geralmente era aceitável que inclusões pudessem ser a causa prematura da falha de fadiga ou da fratura frágil; porém, a ductilidade era aceita como estando inversamente relacionada à resistência dos aços. No entanto, nos meados de



1967, Henry [Henry et al, 1967] percebeu que inclusões influenciavam a ductilidade do aço, e para isto realizou experimentalmente um controle das inclusões, usando dispersões de alumina em ferro, e ainda mostrou que a ductilidade se reduz com o aumento da fração em volume de alumina. Em 1971, Gladman [Gladman et al, 1971] quantificou esse efeito, considerando a nucleação e o crescimento de vazios nas inclusões do sulfato de manganês, em aços doces com teores de enxofre variados.

Hoje em dia, os aços microligados, apesar do nível alto de resistência que possuem, contém teor de enxofre inferior a 0,01% e são atingidos valores altos de ductilidade. Analogamente, o desenvolvimento de aços com perlita-reduzida tem levado a melhoria da ductilidade, visto que as partículas de cementita [Gladman, 1977] atuam da mesma maneira como sulfetos ou óxidos, para reduzir a ductilidade. Wilson [Wilson et al, 1980] afirmam que o período de 1973-78 foi aquele no qual teve início o desenvolvimento da forma de controle das inclusões, iniciado principalmente nos E.U.A. e na Alemanha.

No que se refere a impurezas e inclusões não-metálicas, pode-se concluir:

(1) o enxôfre, o fósforo, o oxigênio e o hidrogênio são considerados indesejáveis sob o ponto de vista de qualidade do aço: o fósforo pela sua ação como elemento que pode acarretar a "fragilidade a frio"; o enxofre pelos sulfetos que forma, sobretudo o de ferro que pode acarretar a "fragilidade a quente"; o oxigênio, pelas inclusões que forma e o hidrogênio pela fragilidade que pode conferir ao aço; e

(2) o manganês, o silício e o alumínio, os três agindo como desoxidantes e o manganês também como desulfurante são elementos de um lado benéficos, mas de outro lado prejudiciais pelas inclusões que formam de sulfetos, silicatos e aluminatos [Chiaverini, 1988].



3.1 Introdução

Os aços microligados estruturais produzidos por *laminação controlada* são excelentes materiais adequados a inúmeras aplicações de Engenharia, em virtude de seu relativo baixo custo, resistência razoável, ótima tenacidade e resistência à fadiga, além da facilidade com que podem ser soldados. Em muitas aplicações práticas têm vindo a substituir totalmente os aços temperados e revenidos. Uma das aplicações mais generalizadas é na fabricação de tubos de transporte de gás natural e de petróleo, que diante da necessidade de construir tubos de maiores diâmetros, implica no uso de aços com maiores tensões de escoamento, a fim de evitar excessivas espessuras de parede.

Com a introdução da laminação controlada em dois estágios, e posteriormente em três estágios, os aços ferrita-perlita com baixo carbono, microligados ao Nb, V e Ti, foram produzidos para atender às normas API 5LX - 65 e 70. Entretanto, devido aos elevados valores de carbono equivalente (CE) e às exigências de qualidade mais rigorosas, aliadas a fatores técnicos e econômicos, considerados nos grandes projetos de oleodutos e gasodutos, esses aços ainda não atendiam plenamente aos requisitos mais críticos, sobretudo quanto à soldabilidade e resistência a trincas induzidas por hidrogênio; então, surgiram outros desenvolvimentos.

Uma nova geração de aços, em substituição aos aços ferrita-perlita convencionais, foi desenvolvida, sendo caracterizada por uma microestrutura predominantemente ferrita acicular, altamente refinada, e com adição de elementos de liga em teores percentuais baixos, denominados de **Aços Microligados** [Tanaka, 1981 e Malcom, 1988].

Esses aços microligados possuem teores de carbono na faixa de 0,05 à 0,12% e a adição de elementos de liga convenientemente escolhidos com teores igualmente baixos. Apresentam uma tensão de escoamento de valor aproximadamente a 500 MPa e uma resistência à tração podendo chegar a 600 MPa. Têm uma boa soldabilidade (mostram melhores propriedades de tenacidade à fratura na ZAC - Zona Afetada pelo Calor), além de resistência à trinca e tenacidade à fratura superiores aos aços



estruturais convencionais C-Mn, tornando-os economicamente muito viáveis [Kirkwood, 1987 e Welding, 1982].

Desse modo, os *aços microligados* podem ser definidos como aços estruturais de alta resistência, com teores de carbono inferiores a 0,12% e com a adição de nióbio, vanádio, titânio, boro, molibdênio e o níquel, em teores igualmente baixos [Leslie, 1981].

O molibdênio e o boro são importantes na formação das estruturas aciculares, já o Ni e o Cu podem ser adicionados para usos em ambientes agressivos. Estudos extensivos concomitantes foram feitos em relação a novas tecnologias de processamento, especificamente a *Laminação Termomecânica Controlada* (TMCR) e o *Resfriamento Acelerado* (AC) [Tamura et al, 1988 e Bateson et al, 1994]. Dessa adequação de composição e processamento tem resultado aços de alta qualidade, no tocante à resistência mecânica e sobretudo à tenacidade.

O interesse recente pela utilização do boro, sempre associado com nióbio e titânio, deve-se principalmente ao fato, já sobejamente conhecido, de que a adição do boro promove a formação de estruturas aciculares, que apresentam uma curva tensão *versus* deformação contínua, não sendo susceptíveis ao efeito Bauschinger que é comuns nos aços ferrita-perlita, elevando os valores da resistência mecânica, e também devido aos avanços alcançados na tecnologia de fabricação de aços, que têm permitido reproduzir os efeitos benéficos do boro a cada corrida [Krauss et al, 1987].

Atendendo às normas API-X 70 e 80, aços microligados com Nb, B e Ti têm sido produzidos e comercializados com sucesso pela Nippon Steel Corporation, pela Nippon Kokan K. K., pela British Steel Technical e inúmeras outras empresas. No Brasil, a USIMINAS, COSIPA e mais recentemente a CSN, vêm trabalhando no desenvolvimento dessa geração de aços com resultados satisfatórios em linhas de chapas grossas, produzidas em escala industrial conforme apresentado nas Tabelas 3.1 e 3.2.

Paralelamente ao desenvolvimento observado na produção dos aços e dos materiais de adição surgiram avanços também significativos nas técnicas de ensaio de materiais, em particular, na área da avaliação da tenacidade, uma vez que atualmente é exigido que todas as zonas de soldagem possuam uma tenacidade muito próxima à do material de base.



Há alguns anos atrás o ensaio CTOD "Crack Tip Opening Displacement" pôs em evidência a existência de zonas frágeis na ZAC de juntas soldadas, fenômeno que não pode ser avaliado através de um simples ensaio Charpy.

Tab. 3.1 - Composições químicas típicas de aços ferríticos aciculares da USIMINAS

Espes. [mm]	C	Mn	Si	P	S	Al	Nb	V	Mo
14,00	0,07	1,74	0,26	0,023	0,006	0,035	0,038	0,062	0,20
12,00	0,05	1,65	0,26	0,015	0,005	0,038	0,041	0,061	0,25
9,50	0,07	1,63	0,22	0,018	0,003	0,033	0,041	0,062	0,20

Tab. 3.2 - Composições químicas típicas de aços aciculares da COSIPA

Aço	C	Mn	Si	P	S	Al	Nb	V	Cr	Ni	Mo	Ti	N
I	0,09	1,56	0,37	0,014	0,003	0,022	0,044	0,066	0,20	0,22	-	-	0,007
II	0,08	1,53	0,21	0,017	0,005	0,026	0,026	-	-	-	0,34	0,016	0,004

A presença de zonas frágeis na soldagem é praticamente inevitável e a sua dimensão e nível de tenacidade variam bastante com o tipo de aço, com o processo e com as condições de soldagem. Por razões econômicas são usadas na soldagem energias térmicas (kJ/mm) cada vez maiores, o que normalmente altera a tenacidade na zona afetada pelo calor (ZAC). Daqui se depreende o interesse de técnicas adequadas à avaliação da tenacidade de estruturas heterogêneas, como as que se observam nas juntas soldadas.

A avaliação da tenacidade de uma certa estrutura da ZAC de uma junta soldada em múltiplas camadas (multipasses), está limitada pela dificuldade de amostragem da zona em estudo. A frente da trinca intercepta com frequência várias estruturas, incluindo o metal depositado (MD) e o metal de base (MB). Portanto, não é a tenacidade intrínseca da estrutura que é medida, mas sim uma tenacidade aparente, que é influenciada pelas propriedades mecânicas das estruturas circundantes.

A tenacidade intrínseca de uma dada estrutura pode ser avaliada sobre corpos de prova (CDP) produzidos por simulação térmica (processo Gleeble); contudo, essa tenacidade é medida na ausência de gradiente microestrutural e apresenta geralmente valores inferiores aos medidos sobre uma junta

realmente soldada. O gradiente microestrutural parece influenciar favoravelmente à tenacidade das zonas frágeis, como será visto adiante.

3.2 Resistência à Fratura

A resistência à fratura de um componente está diretamente associada à sua tenacidade, embora dependa de fatores como o nível de tensão e a dimensão do defeito presente. A tenacidade pode ser definida de maneira simplista como a "propriedade que caracteriza a resistência que o material oferece à iniciação ou propagação de trincas, ou seja, à fratura".

A tenacidade pode ser *caracterizada* ou através de uma energia absorvida no choque [ASTM 5 604-80 e ASTM E 23-81], ou através de uma temperatura que indica o início ou fim da propagação de uma trinca [AWS A40-42], ou ainda através de uma abertura ou energia absorvida no limiar de propagação de uma trinca [BS5447-77; BS5762-79 e ASTM E813-81].

A fratura pode ocorrer segundo vários mecanismos: por clivagem, por coalescência de vazios, ou ainda por um sistema misto em que estão presentes os dois mecanismos.

A *fratura por clivagem* é uma fratura transgranular que ocorre segundo planos cristalográficos definidos e onde o plano de fratura muda de grão para grão. As fraturas que ocorrem por clivagem são correntemente designadas por fraturas frágeis.

A *fratura por coalescência de vazios*, tal como o nome indica, ocorre sempre por crescimento e associação de vazios sob a ação de sistemas de tensões de tração. Esses vazios formam-se normalmente na interface entre a matriz e as partículas duras, tais como carbonetos e inclusões não-metálicas, existentes em todos os tipos de aços utilizados em peças soldadas.

A tenacidade varia com a temperatura, Fig. 3.1, apresentando um patamar inferior (a), um patamar superior (c) e uma zona de transição (b). As fraturas que se verificam para condições correspondentes ao patamar superior ocorrem por coalescência de vazios; as que se verificam para as condições correspondentes ao patamar inferior ocorrem por clivagem; na zona intermediária, verificam-se fraturas em que estão presentes os dois mecanismos. A predominância de um ou de outro mecanismo é função da temperatura em que ocorre o evento, bem como da dimensão do corpo e natureza da solicitação.



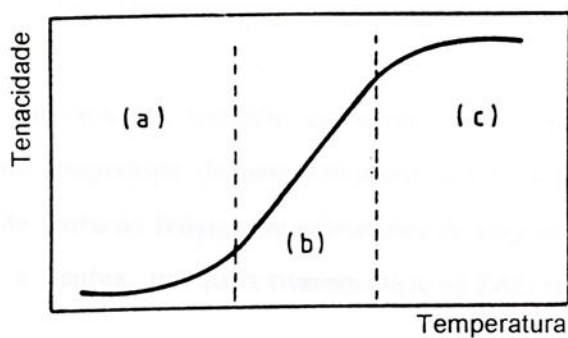


Fig. 3.1 - Variação da tenacidade, CTOD, com a temperatura.

Qualquer dos mecanismos de fratura pode ocorrer num dado material ou estrutura, conforme as condições de serviço. A *tenacidade do material* é função de fatores como a temperatura do ensaio, do tamanho do CDP e do tipo de solicitação (estática ou dinâmica) [Harrison, 1979]. Geralmente a tenacidade é reduzida com o aumento da razão de carga, aumento do tamanho do CDP, aumento da espessura e aumento da agudeza do entalhe.

Uma vez que os fatores que controlam a resistência à fratura por clivagem e à fratura por coalescência de vazios são diferentes [Dolby, 1975], não tem significado falar em tenacidade à fratura sem especificar o mecanismo presente; no entanto, a maior parte do desenvolvimento realizado durante as duas últimas décadas, a nível de aços de construção e de materiais de adição, deteve-se em beneficiar a tenacidade à *fratura por clivagem*, já que a iniciação da fratura por este mecanismo pode ocasionar falhas catastróficas e dificilmente ocorrem falhas associadas à fratura por coalescência de vazios.

3.3 Zona Afetada pelo Calor - ZAC

Para juntas soldadas, o grande desafio da generalização das informações sobre tenacidade reside na natureza não-homogênea da região. Mesmo pequenas variações na localização e orientação do entalhe de fadiga podem resultar em valores significativamente diferentes. As medidas de tenacidade na zona afetada pelo calor da solda (ZAC) apresentam dificuldades particulares devido às reduzidas dimensões da zona em estudo. A ZAC é muito estreita e constituída por estruturas com tamanho de grão e morfologia variada. Por exemplo, em aços estruturais soldados usando energias térmicas específicas de valores típicos, a ZAC é normalmente inferior 3 mm de largura, podendo ser a região crítica de

interesse inferior a 1mm encravada dentro de uma variedade enorme de microestruturas e propriedades [Rolfe, 1989].

Apesar de seu reduzido tamanho, as regiões frágeis no interior da ZAC podem ter uma influência significativa na integridade de uma estrutura, em relação à falha por fratura frágil. Um número catastrófico de fraturas frágeis em estruturas de Engenharia, incluindo vasos de pressão, tanques de armazenagem e pontes, nas quais tiveram início na ZAC, testemunham isto [Harrison, 1983].

Na Fig. 3.2 [Rolfe, 1989] mostra alguns exemplos de localização e orientações de entalhes no metal de solda depositado e a ZAC para medidas de tenacidade. Convém lembrar que enquanto a abertura do chanfro para a soldagem é simples e de superfície plana, a localização da ZAC pode ser difícil e tem contorno irregular. Algumas indústrias desenvolveram procedimentos específicos para abertura do entalhe de ensaios e recomendam sua localização nas proximidades da linha de fusão (LF), estabelecendo uma tolerância de $(LF \pm 1,5\text{mm})$.

Uma análise macroscópica de uma camada de solda realizada por um processo de soldagem por arco submerso em uma chapa de aço, permite distinguir três zonas: uma zona fundida (ZF), uma zona afetada pelo calor (ZAC) e o metal de base (MB) circundante, não influenciado termicamente.

A zona fundida é constituída pelo volume de metal de base e de metal de adição (MA) que tem uma temperatura superior à temperatura de fusão. A composição química dessa zona é função da composição química dos metais de adição e de base e das reações químicas que se verificam no seio do banho de metal fundido. Ainda que as composições do MB e do MA sejam conhecidas, as proporções em que entram no banho são função da diluição e das reações escória-metal e gás-metal [Lancaster, 1994 e Kohno et al, 1983].

No resfriamento verifica-se uma solidificação heterogênea com o crescimento equiaxial do grão junto à linha de fusão [Easterling, 1985], fenômenos de segregação e transformações estruturais que são função do tamanho do grão austenítico (t.g. γ), da composição química e da velocidade de resfriamento [Cochrane, 1983].

A zona afetada pelo calor (ZAC) compreende a porção de material de base que foi de algum modo afetada pelo calor gerado pela soldagem e transferido por condução através dos elementos soldados.



Dentro da **ZAC** são normalmente identificadas várias zonas, cuja extensão e natureza varia com a composição química, o ciclo térmico sofrido e, de certo modo, com a microestrutura original.

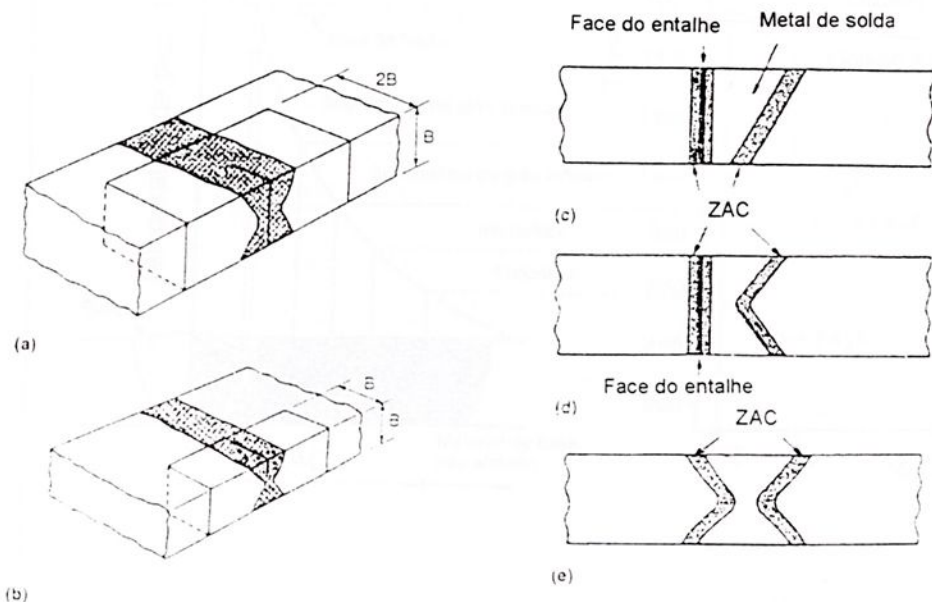


Fig. 3.2 - Exemplos de localização de entalhes para ensaio de tenacidade no metal de solda (a e b) e, as correspondentes ZAC (c a e) [Rolfe, 1989].

Num cordão de solda de passagem simples, Fig. 3.3 [Gurney, 1979], cada zona é caracterizada por um intervalo de temperaturas de pico máximas (T_p), tal como se apresenta a seguir:

- (a) zona parcialmente fundida - T_p próxima da temperatura de fusão;
- (b) zona supercrítica de grão grosseiro (GCHAZ) : $1100^\circ\text{C} \leq T_p < 1450^\circ\text{C}$
- (c) zona supercrítica de grão refinado (GRHAZ) : $A_3 \leq T_p < 1100^\circ\text{C}$
- (d) zona intercrítica ou parcialmente transformada (ICHAZ) : $A_{c1} \leq T_p < A_{c3}$
- (e) zona subcrítica (SCHAZ) : $T_p < A_{c3}$

Sendo:

- A_{c1} - temperatura inicial da transformação da perlita $\rightarrow$ austenita, no aquecimento;
- A_{c3} - temperatura final da transformação da ferrita $\rightarrow$ austenita, no aquecimento;
- GCHAZ - Grain Coarsened Heat Affected Zone;
- GRHAZ - Grain Refined Heat Affected Zone;
- ICHAZ - Intercritical Heat Affected Zone; e
- SCHAZ - Subcritical Heat Affected Zone

Essa classificação pode variar ligeiramente conforme o pesquisador e a maioria inclui a zona parcialmente fundida na zona do grão crescido [Kerr, 1976 e Thaulow, 1986].

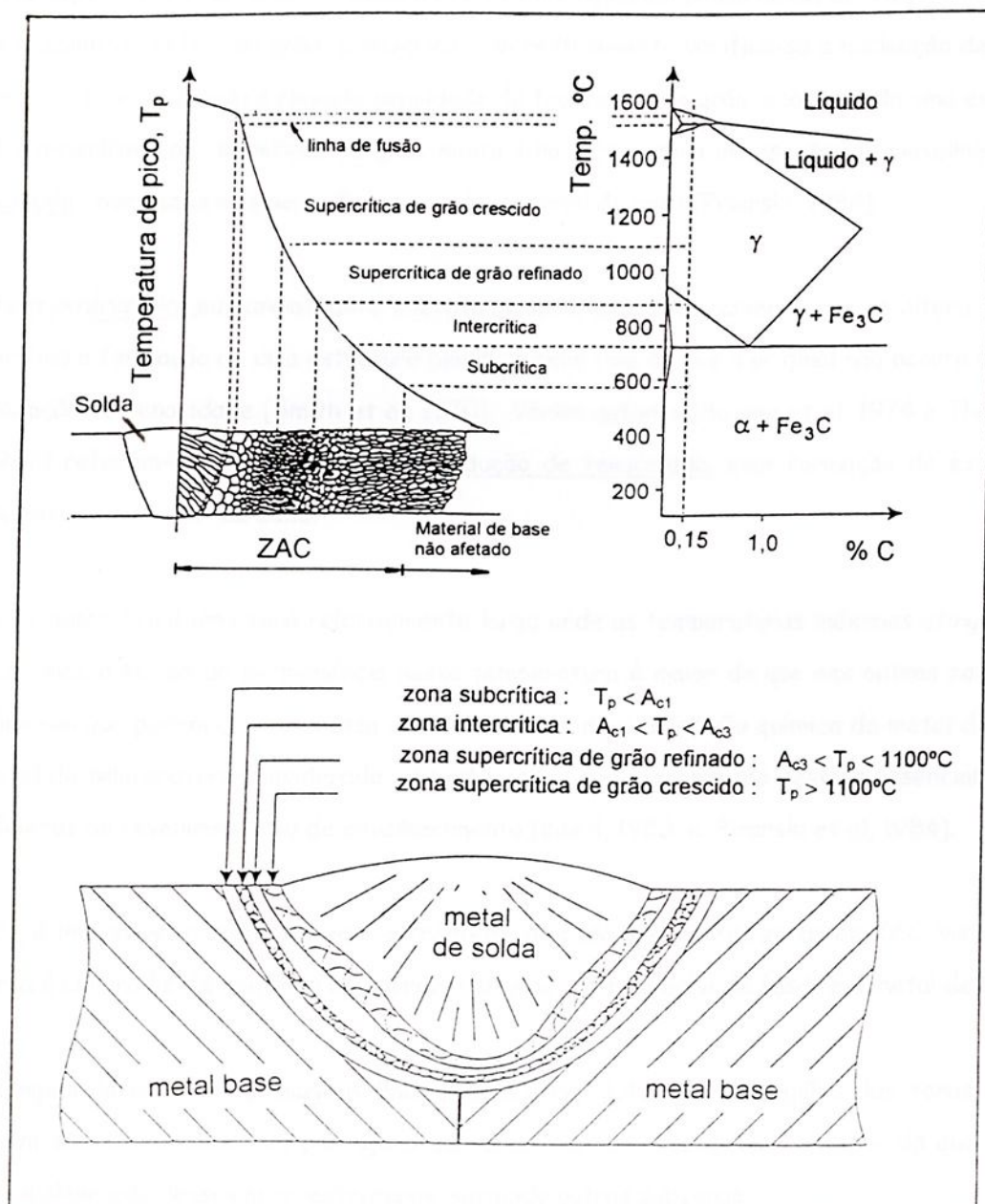


Fig. 3.3 - Temperaturas de pico e as várias zonas de um cordão de solda de *passagem simples* [Gurney, 1979]

- A zona supercrítica de grão grosseiro (adjacente à linha de fusão) é aquecida a uma temperatura suficientemente elevada para reaustenitizar a microestrutura original e ocasionar o crescimento do grão austenístico, daí a sua designação. As alterações que ocorrem nessa zona durante o resfriamento são função da velocidade de resfriamento, da composição química e do tamanho de grão austenístico (t.g. γ). Essa zona apresenta, frequentemente, os menores valores de tenacidade da junta soldada [Hannerz, 1976 e Bowker, 1990].

- Na zona supercrítica de grão refinado a estrutura é aquecida pouco acima de Ac_3 o que ocasiona o refino do grão austenítico. No resfriamento verifica-se a nucleação da ferrita em múltiplos locais devido à elevada densidade de fronteiras de grão, ocasionando uma estrutura ferrítica-perlítica ou bainítica de grão muito fino. Essa zona apresenta invariavelmente boa tenacidade, por vezes mesmo melhor que a do material de base [Pisarski, 1984].
- Na zona intercrítica ou parcialmente transformada, o grão praticamente não se altera. Quando se verifica a formação de uma estrutura perlítica mais fina do que a original não ocorre qualquer degradação da tenacidade [Smith et al, 1970]. Vários autores [Sujima et al, 1974 e Thaulow et al, 1987] referem-se a uma acentuada redução de tenacidade, com formação de estruturas martensíticas ricas em carbono.
- A zona subcrítica é uma zona relativamente larga onde as temperaturas máximas atingidas são baixas, mas o tempo de permanência nessa temperatura é maior do que nas outras zonas. Os fenômenos que podem ocorrer nessa zona são função da composição química do metal de base e do nível de temperatura considerado. As alterações que ocorrem são devidas essencialmente a fenômenos de revenimento ou de envelhecimento [Baird, 1983 e Pisarski et al, 1984].

Na prática, é impossível traçar com rigor a fronteira de cada uma dessas zonas da ZAC, visto que, o que se observa é um gradiente contínuo de microestruturas, entre a linha de fusão e o metal de base.

Numa soldagem de múltiplas passagens (multipasses), Fig. 3.4, algumas regiões das zonas criadas numa passagem são submetidas, nas passagens subsequentes, a novos ciclos térmicos do que resulta total ou parcial alteração dessas microestruturas, surgindo outras subzonas.

O efeito final é um complexo mosaico de morfologias microestruturais, destacando como as mais desfavoráveis as que apresentam grão crescido ou grosseiro, ou seja, a subzona supercrítica de grão crescido, SCGCHAZ e a subzona intercrítica de grão crescido, ICGCHAZ, que conduzem a valores menores de tenacidade [Pisarski et al, 1987 e Fairchild, 1987].

Os estudo dessas microestruturas poderá ser facilitado por simulação térmica de cada CDP individualmente (processo Gleeble), como já mencionado anteriormente, e assim avaliar a tenacidade intrínseca de cada uma das morfologias microestruturais ocorridas na solda. No entanto, verifica-se



que os valores obtidos são mais conservativos que os determinados em soldas reais, o que é atribuído à ocorrência de gradientes microestruturais que parecem favorecer a tenacidade das zonas frágeis [Koo et al, 1987].

A sobreposição dos cordões de solda, produzem uma redução da espessura da ZAC e da respectiva dureza; então, as descontinuidades das subzonas produzidas pelas sucessivas passagens podem trazer um efeito benéfico importante, uma vez que se verifica alternância das morfologias mais desfavoráveis com as mais favoráveis, pelo qual o efeito global traduz-se por aparecimento de "travamento" da trinca (em inglês "*crack arrest*") e consequentemente maior dificuldade à sua propagação. Devido à natureza heterogênea da ZAC, particularmente nas soldagens de múltiplas passagens, há a ocorrência de uma grande dispersão de valores de tenacidade [Royer, 1987].

É de boa prática que para se obter uma boa tenacidade é necessário desenvolver uma microestrutura com elevada predominância de *ferrita acicular* e *ferrita poligonal* em detrimento de estruturas mais duras, procedendo a redução do tamanho do grão austenítico e o abaixamento da temperatura de transformação. Uma alteração da composição química pode, por vezes, desenvolver estruturas bainíticas de grão crescido, o que não é adequado em relação à tenacidade, podendo também surgir precipitados e/ou "ilhas" martensíticas. [Saito et al, 1987].

Quando uma soldagem for executada por cordões múltiplos, o que corresponde à maioria dos casos reais, cada subzona criada por uma passagem é profundamente alterada pelo ciclos térmicos das passagens subsequentes, originando zonas de baixa tenacidade (denominadas em inglês por LBZ "low brittle zone").

Pode-se dizer que as falhas devido as LBZ's são preocupantes quando várias situações críticas surgem simultaneamente, tais como: (a) carregamentos cíclicos de fadiga, (b) existência de concentradores de tensão próximo à ZAC, (c) procedimento de soldagem (ciclo térmico/energia térmica) promovendo um refino das zonas de grão crescido da ZAC, (d) baixas temperaturas, próximas da temperatura de transição [Lancaster, 1994].

Uma exigência básica para os testes de juntas soldadas é que estes devem representar bem a estrutura de interesse analisada. Esta exigência baseia-se no fato de que a tenacidade à fratura do

metal da solda adicionado e da ZAC da solda, podem ser fortemente dependentes de fatores [Squirrell, 1986 e Moura Branco et al, 1986], tais como:

- (a) Processo e posição de soldagem;
- (b) Composição do metal de base (MB);
- (c) Método de preparação da junta e do MB;
- (d) Energia térmica específica (ou entrega térmica, kJ/mm);
- (e) Tratamento mecânico após a soldagem;
- (f) Tratamento térmico após a soldagem; e
- (g) Tempo entre a soldagem e a realização dos testes

Em relação à influência do processo de soldagem, sabe-se que os progressos atingidos nos últimos anos em processos automáticos, principalmente no processo de soldagem por arco submerso, têm conduzido a valores de resistência à fadiga bastante elevados, atribuído ao reduzido número de defeitos que esse processo provoca.

A posição de soldagem também pode influir na resistência à fadiga, porque pode produzir forma irregular no cordão. A probabilidade de ocorrência de cordões com forma irregular é maior nas soldas de acesso difícil ou com cordões verticais.

As tensões residuais podem ser eliminadas por um tratamento de alívio de tensão após a soldagem, que consiste em aquecer geralmente a soldagem até uma temperatura de 650°C durante um intervalo de tempo normalmente de 1 hora/polegada de espessura do material, aumentando em aproximadamente 20% sua resistência à fadiga [Moura Branco et al, 1996].

Quanto ao método de preparação da junta sabe-se que este pode ser por usinagem ou por corte com disco abrasivo. A escolha do método de preparação depende da espessura e do tipo de junta; no entanto, na preparação de superfícies curvas (como em chanfros em U) é mais fácil empregar a usinagem. A influência da preparação do material de base, quanto à resistência à fadiga, depende da rugosidade da superfície do MB, verificando-se geralmente uma diminuição da resistência à fadiga quando a rugosidade aumenta. Se a superfície do MB for muito rugosa, a trinca de fadiga pode iniciar-se no metal de base fora da junta e este apresentará uma resistência à fadiga inferior à de uma junta soldada com bom acabamento superficial (rugosidade entre 50 a 100 μm).



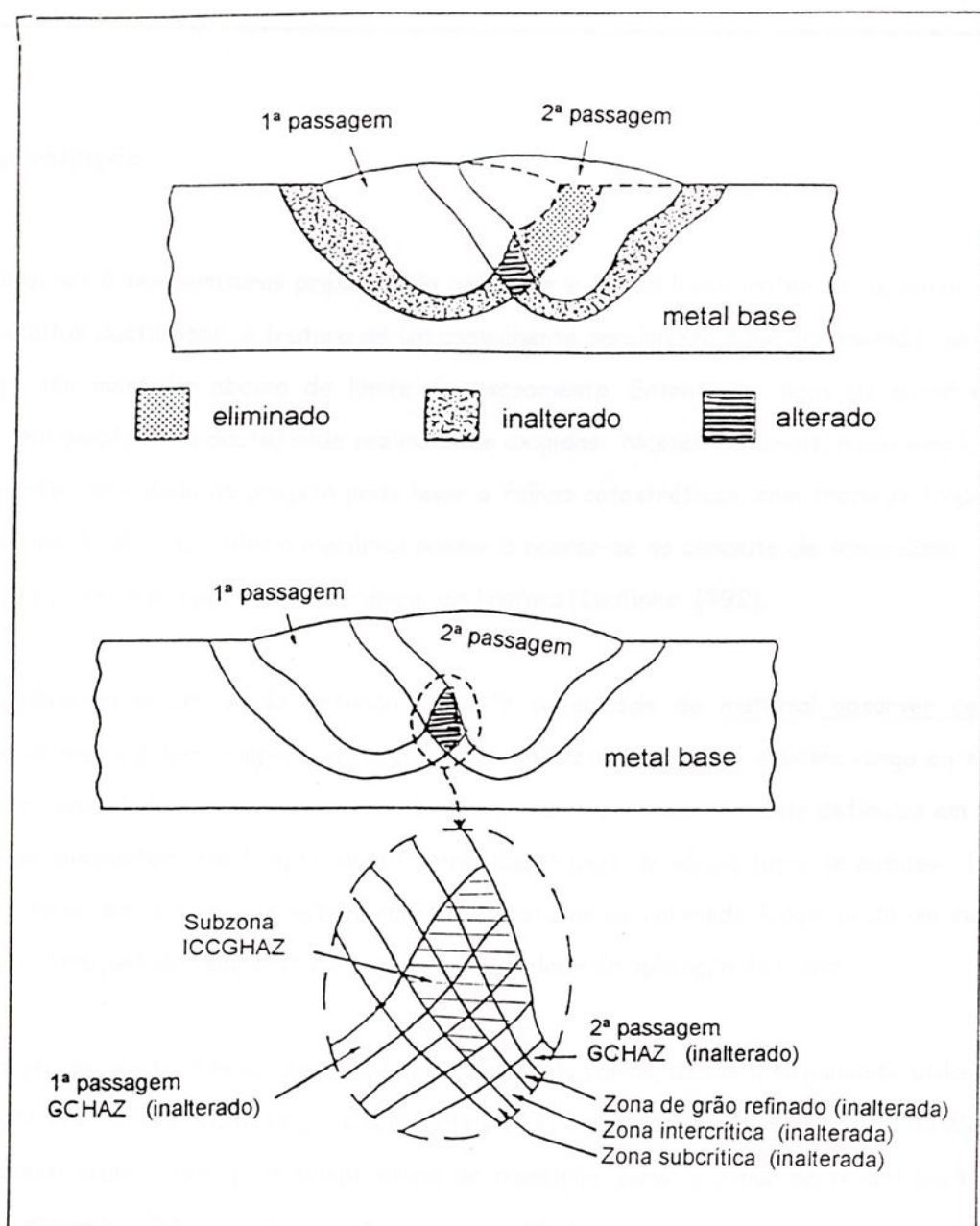


Fig. 3.4 - Zonas e subzonas (alternadas) de uma soldagem de *múltiplas passagens*.

4.1 Introdução

Em aplicações à temperaturas próximas da ambiente e que utilizam materiais de baixa resistência mecânica e altas ductilidade, a fratura de um componente geralmente pode ser evitada se as tensões de projeto são mantidas abaixo do limite de escoamento. Entretanto, ligas de maior resistência mecânica (em geral menos dúctil) cada vez mais são exigidas. Nesses materiais, o uso simples do limite de escoamento como dado de projeto pode levar a falhas catastróficas, com fraturas frágeis. O uso seguro de ligas de alta resistência mecânica passou a basear-se no conceito de *tenacidade à fratura*, em equações deduzidas a partir da *Mecânica da Fratura* [Coutinho, 1992].

A tenacidade pode ser ainda definida como "a capacidade do material absorver considerável quantidade de energia sem romper", ou seja, o material deve suportar a máxima carga ou tensão sem romper. Por outro lado, as características de tenacidade de um aço têm sido definidas em termos da "transição de comportamento frágil a dúctil", medidas através de vários tipos de ensaios. Isso leva a dizer que a maior parte dos aços estruturais pode fraturar de um modo frágil ou de um modo dúctil, conforme as condições de temperatura, rigidez e velocidade de aplicação da carga.

Os ensaios para medir a tenacidade de um material, são vários, desde o largamente utilizado ensaio Charpy V até aos mais recentes (K_{IC} , CTOD, integral J, etc) baseados nos princípios da *Mecânica da Fratura* [Moura Branco, 1986]. A temperatura de transição para a maior parte dos aços ferríticos situa-se no intervalo -20°C a 10°C e, portanto para condições de serviço a baixa temperatura, serão as propriedades de resistência à clivagem que condicionam o comportamento da estrutura, em termos de resistência à fratura.

Os fatores que controlam a resistência à fratura frágil são o tamanho de grão ferrítico do aço e o tipo de microestrutura. Desse modo, verifica-se que as estruturas correspondentes a temperaturas de transformação baixas (ferrita acicular ou bainitas finas) conduzem a tenacidades elevadas, enquanto que volumes elevados de perlita ou bainita grosseiras normalmente originam tenacidades baixas [Pickering, 1971].



A tenacidade à fratura por clivagem e por coalescência de vazios é determinada por fatores significativamente diferentes. A fratura dútil é função do número, forma, dimensão e distribuição das inclusões existentes na matriz; enquanto que, a fratura por clivagem depende do tipo e da proporção das estruturas presentes na zona em estudo [Dolby, 1979].

4.2 Tenacidade à Fratura por Clivagem

As regiões da ZAC, onde se verifica normalmente uma queda mais acentuada da tenacidade à fratura por clivagem, são as zonas de grão grosseiro e a zona subcrítica. A queda de tenacidade na zona subcrítica deve-se ao mecanismo de envelhecimento por deformação dinâmica e encontra-se essencialmente em aços C e C-Mn com baixos teores em carbono [Sato et al, 1976]. Para que o fenômeno não ocorra devem ser selecionados aços com teor em nitrogênio intersticial baixo e tamanho de grão ferrítico pequeno. Os aços C-Mn de grão fino e os aços de baixa liga, tratados com alumínio, observam estes requisitos [Dolby et al, 1972].

A zona intercrítica apresenta por vezes uma tenacidade reduzida. Esse fato é explícito pela presença de bolsas de martensita rica em carbono, que se formam nos locais onde o material de base tem teores mais elevados em carbono e manganês (colônias perlíticas) e, portanto, maior temperabilidade que a matriz ferrítica de baixo carbono. A formação das bolsas martensíticas ocasiona o aparecimento de tensões locais resultantes do aumento de volume que se observa na transformação da austenita em martensita [Harneshaug et al, 1988].

A tenacidade na zona de grão grosseiro depende de um número elevado de fatores, como já mencionado, tais como: a energia térmica adicionada (kJ/mm), a forma da junta, o processo e procedimento de soldagem, a composição química e o tratamento térmico [Gittos, 1978 e Davey, 1981].

Essa dependência é aparentemente complexa na medida em que a evolução de um dado fator, por exemplo, a energia térmica adicionada, afeta favoravelmente ou desfavoravelmente a tenacidade, conforme a composição química do metal de base considerado [Dolby et al, 1979]. Ainda, a tenacidade da zona de grão grosseiro depende diretamente da microestrutura e do tamanho do grão da austenita primária [Chono et al, 1977 e Thaulow et al, 1987].



Os fatores referidos influenciam a microestrutura e o tamanho do grão. O conhecimento da relação entre a microestrutura e a tenacidade à fratura por clivagem permite compreender melhor a influência na tenacidade dos fatores referidos anteriormente. A generalidade das relações estabelecidas entre a microestrutura e a tenacidade podem ser obtidas sobre CDPs produzidos por simulação térmica.

Muitos trabalhos publicados [Devillers et al, 1980 e Thaulow et al, 1987] indicam as seguintes tendências na relação entre a microestrutura e a tenacidade:

(a) As estruturas martensíticas de baixo carbono autorevenidas, ou estruturas mistas compostas por martensita e bainita inferior, apresentam normalmente muito boa tenacidade. À medida que o teor em carbono da martensita aumenta ($C > 0,12\%$) a tenacidade tende a degradar-se, passando a ser função do tamanho do grão austenítico (t. g. γ) e da largura das colônias martensíticas [Dolby et al, 1972];

(b) A tenacidade diminui drasticamente com o aumento da porção de bainita superior presente na estrutura;

(c) As microestruturas constituídas essencialmente por bainita superior apresentam valores de tenacidade muito baixos; e

(d) As microestruturas constituídas por ferrita e carbonetos, resultantes de ciclos de resfriamento muito lentos, não evidenciam qualquer degradação suplementar de tenacidade, quando comparadas com as estruturas bainíticas. Embora alguns pesquisadores afirmem que um ligeiro aumento da tenacidade está associado ao aparecimento da ferrita primária na fronteira de grão, isto não pode ser generalizado.

A tenacidade da zona afetada pelo calor (ZAC) depende do ciclo ou ciclos térmicos sofridos e da composição química do metal de base, já que esses fatores influenciam diretamente as estruturas formadas. Para a maioria de juntas de aço soldadas, verifica-se que, à medida que o ciclo térmico induzido apresenta menor velocidade de resfriamento, a tenacidade na zona sobreaquecida tende a diminuir [Dolby, 1979]. Essa redução é devida ao aumento do tamanho de grão e à formação de estruturas bainíticas grosseiras.

Normalmente recorre-se à utilização de ciclos térmicos com velocidade de resfriamento elevado, de modo a atingir o valor mínimo especificado para a tenacidade. Na prática, isso é conseguido através da redução da energia térmica específica adicionada (kJ/mm) ou do aumento da velocidade de soldagem.



A tenacidade da ZAC pode também ser melhorada através da execução da soldagem em várias camadas (multipasses). Nesse caso, a soldagem deve ser realizada de modo a maximizar o segmento da ZAC que é refinada pelas camadas de solda (passes) subsequentes, e isto pode ser conseguido através da redução do ângulo de ataque entre o eletrodo e a peça.

A redução da energia térmica específica ou a realização da soldagem em múltiplas camadas constituem alternativas pouco econômicas para melhorar a tenacidade. O aumento da severidade térmica pode ocasionar também uma redução da tenacidade. É o que acontece nos aços ricos em carbono e elementos de liga, para os quais se verifica a formação de martensita na zona sobreaquecida, quando se induzem velocidades de resfriamento elevadas [Dolby, 1979].

Nos últimos anos houve uma melhoria significativa da tenacidade dos aços, conseguida através do ajustamento da composição química e do refino da microestrutura. O mesmo não se passou na ZAC, onde a estrutura do metal de base é completamente modificada junto à linha de fusão. Por esse motivo, é essencial selecionar cuidadosamente a composição química do aço, principalmente quando a energia de soldagem a utilizar é elevada.

O ciclo térmico induzido e a composição química do metal de base devem ser considerados conjuntamente no estudo da tenacidade da ZAC. As influências da composição química mostram-se a seguir.

Composição Química

Relata-se a seguir a influência na tenacidade dos elementos de liga mais usuais em juntas soldadas de aço, segundo alguns pesquisadores [Loureiro et al, 1990].

Carbono - Uma redução do teor em carbono no aço é acompanhada pela diminuição da tendência à trinca induzida pelo hidrogênio e pelo aumento da tenacidade à clivagem na ZAC [Buffallini et al, 1976]. O aumento da tenacidade é atribuído à redução da fração de martensita rica em carbono e austenita residual e ao aumento da proporção de martensita autorevenida, ocasionada pela subida da temperatura de transformação de fase [Ikawa et al, 1982].

Essa redução de carbono nos aços deve vir juntamente acompanhada pela introdução de maiores teores de elementos de liga, de modo a manter ou melhorar a resistência mecânica e a temperabilidade, evitando a formação de estruturas bainíticas grosseiras e com baixa tenacidade [Dolby, 1979].



Os aços C-Mn clássicos, fabricados segundo a norma BS 4360, com teores em carbono acima de 0,20%, apresentam baixa tenacidade na ZAC para muito altas ou muito baixas energias térmicas adicionadas. Para velocidades de resfriamento elevadas forma-se martensita rica em carbono, enquanto que, para velocidades baixas, verifica-se o crescimento do grão austenítico e o aparecimento de ferrita primária, associada à fronteira de grão da austenita ou sob a forma de placas transgranulares grosseiras [Dolby, 1979].

Nos últimos vinte anos, o teor em carbono dos aços de alta resistência desceu de valores na ordem dos 0,20% para valores que chegam a atingir 0,02% [Suzuki, 1983 e Shiwabu, 1988]. A perda de resistência mecânica foi evitada através de técnicas diversas, tais como, o endurecimento estrutural com elementos de microliga (Nb, V, Ti), o tratamento térmico de têmpera e revenimento, a laminação controlada ou, mais recentemente, os tratamentos termomecânicos controlados. Exemplo desse último método são os aços HT 50 que, embora possuam teores em carbono entre 0,12% e 0,05%, apresentam uma resistência mecânica de 490 MPa a 590 MPa e uma tenacidade elevada na ZAC, mesmo quando soldados por arco submerso [Suzuki, 1983 e 1984].

Teores de carbono maiores que 0,04% diminuem sensivelmente o limite de escoamento e as propriedades de impacto, e os prejuízos a estas últimas, estão relacionadas com a formação de ilhas de martensita ou de carbonetos grosseiros entre as tiras alongadas de ferrita acicular. No entanto, concentrações de carbono inferiores à 0,01% parecem provocar fratura intergranular em juntas soldadas, nas zonas termicamente afetadas (ZAC). Portanto, a concentração ótima de carbono está entre 0,01% e 0,04%.

Manganês - O manganês melhora a resistência mecânica do aço através do endurecimento por solução sólida e do refino do grão [Grong et al, 1986]. O aumento do teor em Mn melhora também a tenacidade na ZAC, uma vez que diminui a temperatura de transformação da austenita no resfriamento, reduzindo a porção de compostos formados à temperatura elevada [Suzuki et al, 1984]. O teor ideal em manganês nos aços de alta resistência varia normalmente entre 0,6% e 1,6%. Valores superiores a 2,0% podem prejudicar a tenacidade devido a formação de "ilhas de martensita" [Pickering, 1983].

Cobre-Níquel-Cromo (Cu-Ni-Cr) - O cobre e o níquel baixam a temperatura de transformação da austenita ocasionando o refino da microestrutura e favorecendo a formação de bainita inferior e martensita. Esses elementos aumentam ainda a resistência mecânica do aço pelo mecanismo de endurecimento por solução sólida [Baird et al, 1972]. O molibdênio impede a formação da ferrita, promovendo o aparecimento de estruturas formadas a temperaturas mais baixas. Esses elementos



aparecem normalmente associados e melhoram a tenacidade do MB (metal de base) e da ZAC (zona afetada pelo calor) [Koning, 1985]. O cromo pode ter um efeito favorável nos casos em que a precipitação de carbonetos de cromo impedem a formação de ferrita em placas [Grong et al, 1986].

Boro (B) - O efeito principal do boro é retardar a formação da ferrita primária no contorno de grão (c.g.) da austenita [Seabra, 1995]. Os mecanismos que determinam o fenômeno não estão totalmente esclarecidos. O raio atômico do boro é cerca de $\frac{1}{4}$ do raio atômico do ferro e, portanto, o seu comportamento relativo à difusão na austenita é completamente diferente do comportamento dos elementos microligantes tradicionais, cujos raios atômicos são superiores ao do ferro. O boro tende a isolar-se no c.g. da austenita reduzindo a energia livre do contorno e inibindo a nucleação da ferrita poligonal nesses locais e, conseqüentemente, favorecendo a formação das estruturas aciculares. Os carbonetos de boro $Fe_{33}(B, C)_6$, precipitados no c.g. da austenita, podem também inibir a nucleação da ferrita, pois são parcialmente coerentes com a matriz.

A fim de manter o efeito de têmpera do boro, é essencial assegurar a fixação do nitrogênio e do oxigênio, através da adição ao aço de titânio e alumínio [Buffallini et al, 1976]. Os pesquisadores Grong et al sugerem que o teor ótimo de boro para um bom equilíbrio entre a resistência mecânica e a tenacidade é de 10 a 15 ppm para os aços de baixo carbono microligados, de modo a obter a tenacidade adequada na zona supercrítica. Teores mais elevados podem ocasionar uma precipitação extensiva de carbonetos de boro, fragilizando a soldagem [Grong et al, 1986].

A precipitação de nitretos de boro (BN) pode também facilitar a nucleação intragranular de ferrita poligonal muito fina, em aços tratados com terras raras, o que melhora a tenacidade na ZAC, mesmo quando se utilizam energias elevadas. No entanto, Yamada [Yamada et al, 1988] afirmam que esses precipitados de boro prejudicam a tenacidade nas zonas da ZAC reaquecidas acima de A_{c3} .

Nióbio e Vanádio (Nb e V) - Estes elementos são adicionados durante o processo de fabricação do aço, em teores que geralmente não ultrapassam 0,1 % e 0,15% para o Nb e V, respectivamente, com o objetivo de refinar a microestrutura e aumentar a resistência mecânica. O nióbio combina-se com o carbono e o nitrogênio para formar dispersões finas de Nb (C, N) na austenita, durante a laminação, retardando a recristalização e o crescimento do grão. O vanádio também reage com o N e C dando origem a precipitados de V (C, N) que são formados a temperaturas mais baixas.

Durante a soldagem, verifica-se a dissolução desses precipitados na zona de grão grosseiro, e no resfriamento a sua reprecipitação, ocasionando o endurecimento da estrutura e a redução da tenacidade nesta zona [Dolby, 1976 e Pontremoli et al, 1990]. No entanto, a influência favorável do refino da

estrutura pode superar o efeito negativo do endurecimento por precipitação. Alguns pesquisadores [Pizzimenti,1983 e Royer,1987] afirmam que as perdas de tenacidade são pouco significativas no caso de aços com teores baixos de Nb e V ($Nb \leq 0,05\%$ e $V \leq 0,15\%$).

Pode-se dizer que a tenacidade na ZAC diminui com o aumento da porcentagem de elementos de microliga no MB e com o aumento da energia térmica específica utilizada. Os aços com teores em carbono mais baixos são mais tolerantes a estes elementos de microliga. O mesmo acontece com os aços ao Mo e ao Mo-Ni, já que o molibdênio inibe a precipitação de Nb (C, N) na ferrita.

A adição de Nb e B em aços de extra baixo carbono, refere-se à influência da laminação controlada, por refinar e encruar os grãos de austenita, favorecendo a nucleação da ferrita poligonal, reduzindo então a temperabilidade do aço e dificultando a formação das estruturas aciculares. Em aços microligados com Nb-B, essa redução da temperabilidade não é acentuada e, portanto, é possível a obtenção de uma estrutura acicular altamente refinada [Pizzimenti et al, 1983]. Portanto, para o desenvolvimento de aços aciculares de elevada resistência, tenacidade e boa soldabilidade, nos quais um carbono equivalente baixo e uma estrutura altamente refinada são fundamentais, a utilização da associação de nióbio e boro é importante.

Alumínio e Titânio (Al e Ti) - O alumínio é adicionado aos aços C-Mn com o objetivo de refinar o grão melhorando a tenacidade. Esse refino deve-se à formação de nitretos de alumínio (Al-N) que impedem o crescimento do grão austenítico durante o processo de fabricação. Durante a soldagem, os nitretos de alumínio dissolvem-se nas zonas onde se atingem temperaturas superiores a 1250° [Dolby et al, 1975], não influenciando o tamanho de grão na zona sobreaquecida. Grong et al, em 1986, afirmam que esses nitretos se dissolvem para temperaturas superiores a 1100°C . Esses aços não apresentam vantagem significativa no que se refere à tenacidade da zona de grão grosseiro. Contudo, como o MB tem boa tenacidade pode mais facilmente absorver trincas que se iniciem na ZAC, reduzindo a extensão dos danos.

O titânio tem tendência a formar nitretos (Ti-N) e óxidos (Ti-O) que são estáveis até aos 1350°C . Esses precipitados inibem o crescimento de grãos austeníticos em altas temperaturas e a formação de grãos grosseiros em juntas soldadas, melhorando a tenacidade dessa zona [Suzuki, 1984]. Muito próximo da linha de fusão, os precipitados de Ti-N dissolvem-se perdendo o efeito de refino e libertando nitrogênio, que pode provocar uma ligeira redução de tenacidade. Para evitar o efeito negativo do nitrogênio, o aço deve ter alumínio solúvel suficiente para capturar os átomos de nitrogênio livre [Moura Branco et al, 1986]. Além disso, o número de partículas de Ti-N deve ser apenas o



necessário para evitar o crescimento do grão. O teor ótimo de titânio está em torno de 0,02% , e a concentração de nitrogênio não deve exceder a 50ppm.

Nakanishi et al, em 1988, afirmam que a tenacidade é máxima quando a razão Ti/N está próxima de dois, e que tende a se degradar quando a razão Ti/N é inferior a 1,0 ou superior a 3,4. Esses autores ainda afirmam que os aços com teores muito baixos de S-Ca-Ti apresentam melhor tenacidade na ZAC do que os aços apenas com Ti-N. Esse efeito é atribuído à maior estabilidade das partículas de CaO e CaS.; no entanto, o pesquisador Harrison [Harrison et al, 1983] afirma que o cálcio não tem influência na resistência à clivagem da ZAC de juntas soldadas em aços API SL X-65, tratados com cálcio.

A Tab. 4.1 , adaptada do "Metals Handbook" [Chiaverini, 1988] resume os principais efeitos da adição de elementos de liga nos aços.

4.3 Tenacidade à Fratura por Coalescência de Vazios

A tenacidade à fratura por coalescência de vazios depende essencialmente do número, da forma e da distribuição das inclusões não-metálicas existentes na ZAC. Nos aços tratados com alumínio as inclusões são sulfetos tipo II ou III e alumina (Al_2O_3). A tenacidade da ZAC pode ser melhorada às custas da redução do teor de enxofre, ou da alteração da composição e forma das inclusões, por adição de Ca, Zr, Ti ou de terras raras durante a elaboração do aço [Loureiro et al, 1990].

As inclusões presentes nos aços não tratados com Al, são normalmente silicatos ou silicatos-sulfetos. O teor dessas inclusões é reduzido através da degasificação durante o processo de elaboração do aço. Os métodos modernos de fabricação dos aços de alta resistência, em que se faz o pré-tratamento do metal líquido com óxido de cálcio (CaO) e carboneto de cálcio (CaC_2) e a degasificação no vácuo, permitem obter teores de 0,002% para o oxigênio e 0,001 % para o enxofre [Suzuki et al, 1983], reduzindo drasticamente a tendência à fratura por coalescência de vazios.

A resistência à fratura dúctil depende também das propriedades da matriz, em particular do seu limite elástico e coeficiente de encruamento. A diminuição do coeficiente de encruamento ou o aumento do limite elástico ocasiona a redução da zona de deformação plástica à volta das inclusões favorecendo a fratura [Dolby et al, 1975]. Em geral, os aços mais ricos em carbono têm resistência mecânica mais elevada e apresentam uma taxa de encruamento (inclinação da curva de escoamento) mais baixo e, portanto, maior tendência à concentração de tensões e à fratura.



Tabela 4.1 - Efeito da adição dos elementos de liga nos aços [Chiaverini, 1988]

Elemento	Solubilidade sólida		Influência sobre a Ferrita	Influência sobre a Austenita (Endurecibilidade)	Influência exercida através dos carbonetos		Principais funções
	No ferro γ	No ferro α			Tendência formadora de carbonetos	Ação durante o revenido	
Al	1,1% (aumentada pelo C)	36%	Endurece consideravelmente por solução sólida	Aumenta a endurecibilidade moderadamente se dissolvido na austenita	Negativa (grafitiza)	—	1 — Desoxidante eficiente 2 — Restringe o crescimento de grão (pela formação de óxidos ou nitretos dispersos) 3 — Elemento de liga nos aços para nitratação
Cr	12,8% (20% com 0,5% C)	Sem limites	Endurece ligeiramente; aumenta a resistência a corrosão	Aumenta a endurecibilidade moderadamente	Maior que o Mn Menor que o W	Moderada Resiste à diminuição de dureza	1 — Aumenta a resistência à corrosão e à oxidação 2 — Aumenta a endurecibilidade 3 — Melhora a resistência a altas temperaturas 4 — Resiste ao desgaste (com alto C)
Co	Sem limites	75%	Endurece consideravelmente por solução sólida	Diminui a endurecibilidade no estado dissolvido	Semelhante ao Fe	Sustenta dureza pela solução sólida	1 — Contribui à dureza à quente pelo endurecimento da ferrita
Mn	Sem limites	3%	Endurece acentuadamente — reduz um tanto a plasticidade	Aumenta a endurecibilidade moderadamente	Maior que o Fe Menor que o Cr	Muito pequena nos teores normais	1 — Contrabalança a fragilidade devida ao S 2 — Aumenta a endurecibilidade economicamente
Mo	3% $\downarrow$ (8% com 0,3% C)	37,5%	Produz o sistema endurecível por precipitação nas ligas Fe-Mo	Aumenta a endurecibilidade fortemente (Mo > Cr)	Forte; maior que o Cr	Opõe-se à diminuição de dureza criando a dureza secundária	1 — Eleva a temperatura de crescimento de grão da austenita 2 — Produz maior profundidade de endurecimento 3 — Contrabalança a tendência à fragilidade de revenido 4 — Eleva a dureza a quente, a resistência a quente e a fluência 5 — Melhora a resistência à corrosão dos aços inoxidáveis 6 — Forma partículas resistentes à abrasão
Ni	Sem limites	10% (sem relação com o teor do carbono)	Aumenta a resistência e a tenacidade por solução sólida	Aumenta a endurecibilidade ligeiramente; mas tende a reter a austenita com C mais elevado	Negativa (grafitiza)	Muito pequena em teores baixos	1 — Aumenta a resistência de aços recozidos 2 — Aumenta a tenacidade de aços ferríticos perlíticos (sobretudo a baixas temperaturas) 3 — Torna austeníticas ligas Fe-Cr altas em Cr
P	0,5%	2,8% (sem relação com o teor do carbono)	Endurece fortemente por solução sólida	Aumenta a endurecibilidade	Nenhuma	—	1 — Aumenta a resistência de aços de baixo C 2 — Aumenta a resistência à corrosão 3 — Aumenta a usinabilidade em aços usinagem fácil
Si	2% $\downarrow$ (9% com 0,35% C)	18,5% (não muito alterada pelo C)	Endurece com perda de plasticidade (Mn < Si < P)	Aumenta a endurecibilidade moderadamente	Negativa (grafitiza)	Sustenta a dureza por solução sólida	1 — Desoxidante 2 — Elemento de liga para chapas elétricas e magnéticas 3 — Aumenta a resistência à oxidação 4 — Aumenta a endurecibilidade de aços contendo elementos não grafitizantes 5 — Aumenta a resistência de aços de baixo teor em liga
Ti	0,75% (1% com 0,20% C)	6% $\downarrow$	Produz sistema endurecível por precipitação em ligas Ti-Fe com alto Ti	Provavelmente aumenta muito a endurecibilidade no estado dissolvido. Os efeitos de carbonetos reduzem na	A maior conhecida	Carbonetos persistentes provavelmente não afetados. Algum endurecimento secundário	1 — Reduz a dureza martensítica e a endurecibilidade em aços ao Cr de médio Cr 2 — Impede a formação de austenita em aços de alto Cr
W	6% (11% com 0,25% C)	33%	Idem em ligas W-Fe com alto W	Aumenta a endurecibilidade fortemente em pequenos teores	Forte	Opõe-se à diminuição de dureza por endurecimento secundário	1 — Forma partículas duras e resistentes ao desgaste em aços-ferramenta 2 — Promove dureza e resistência a altas temperaturas
V	1% (4% com 0,20% C)	Sem limites	Endurece moderadamente por solução sólida	Aumenta muito fortemente a endurecibilidade do estado dissolvido	Muito forte (V < Ti ou Cb)	Máxima para endurecimento secundário	1 — Eleva a temperatura de crescimento de grão da austenita (promove refino do grão) 2 — Aumenta a endurecibilidade (quando dissolvido) 3 — Resiste ao revenido e causa acentuado endurecimento secundário



5.1 Introdução

O campo de deformação nas vizinhanças de uma trinca pode ser caracterizado por um único parâmetro denominado "fator intensidade de tensão", K , cuja intensidade depende da geometria do sólido que contém a trinca, do tamanho e da localização da trinca, além da intensidade e distribuição do carregamento imposto ao sólido.

Sendo assim, pode-se usar um valor crítico de K para definir as condições de fratura frágil e, como os testes usuais envolvem o tipo de carregamento que promove a abertura da trinca (modo I), o valor crítico de K é denominado K_{Ic} , ou seja a *tenacidade à fratura em condições de deformação plana*.

Este parâmetro K_{Ic} pode ser considerado uma propriedade real do material (como é o limite de escoamento), que descreve a própria resistência do material à fratura em presença de um defeito semelhante a uma trinca. Então, se K_{Ic} é conhecido, é possível calcular a máxima tensão permitida para um dado tamanho de trinca. Ainda mais, notadamente, o efeito de um entalhe em uma chapa espessa é muito mais prejudicial do que em uma chapa fina, visto que na primeira obtém-se um estado de tensões *em deformação plana* com elevado grau de triaxialidade [Dieter, 1976].

A Fig. 5.1 mostra como a tensão de fratura medida varia com a espessura B do CDP: para amostra fina obtém-se um modo de fratura misto dúctil-frágil, com bordas de cisalhamento à 45°; quando possui a espessura crítica para a tenacidade do material, a superfície de fratura é plana e a tensão de fratura torna-se, deste ponto em diante, constante com o aumento da espessura.

Com relação ao controle da fratura de juntas soldadas, duas filosofias podem ser consideradas. Uma que procura evitar a iniciação da fratura, e outra que procura assegurar que uma vez iniciada a fratura numa zona frágil, essa irá parar quando entrar em contato com estruturas com boa tenacidade.

Essa segunda filosofia obriga à utilização, na junta soldada, de aços estruturais com muito boas características à fratura, o que constitui uma solução cara. Além disso, como a tenacidade em regime



dinâmico é inferior à tenacidade em regime estático, e as temperaturas de utilização são freqüentemente baixas, verifica-se que a trinca só pára quando a sua força motora diminuir de forma significativa [Harrison, 1980].

A filosofia da iniciação obriga que todas as zonas da soldagem tenham uma tenacidade suficientemente elevada para evitar a iniciação da propagação. Isso significa que todas as zonas deverão ser testadas de modo a determinar a que tem a menor tenacidade.

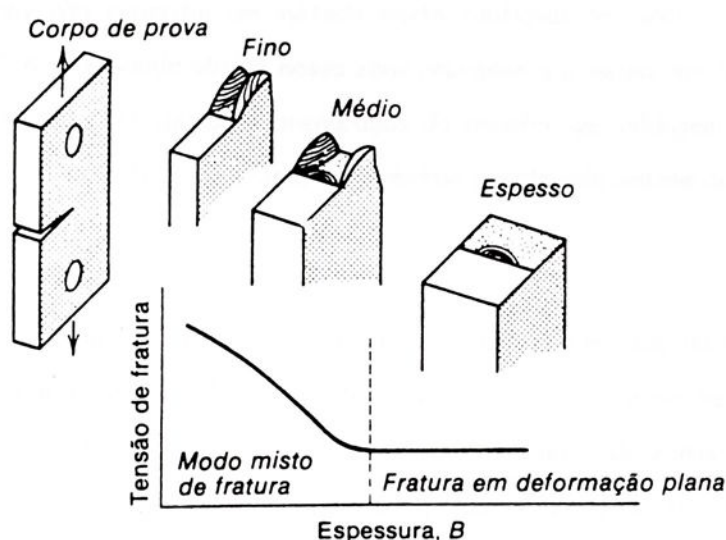


Fig. 5.1 - Efeito da espessura do CDP na tensão e no modo de fratura [Dieter, 1976].

Dois conceitos de tenacidade devem portanto ser considerados: a *tenacidade à iniciação da propagação* e a *tenacidade à parada da propagação da fratura*. A maioria dos ensaios de tenacidade procuram avaliar a tenacidade à iniciação, já que a filosofia da iniciação é a mais utilizada.

A tenacidade de juntas soldadas pode ser avaliada através de inúmeros métodos de ensaios. Esses métodos podem ser usados, seja para detectar a presença de zonas frágeis, seja para avaliar o significado dessas mesmas zonas.

Os métodos de ensaios e os procedimentos particulares de teste devem ser selecionados de acordo com a propriedade a medir (uma temperatura, uma energia, etc.) e o fim a que se destinam os resultados (ao projeto, à seleção de materiais ou procedimentos de soldagem, etc.).



5.2 Ensaio Charpy

O ensaio Charpy é talvez o ensaio mais utilizado na avaliação da tenacidade de juntas soldadas. A geometria dos CDPs e as condições de ensaio estão especificadas em normas, que diferem pouco uma das outras. Os CDPs são normalmente retirados de várias localizações ao longo da espessura da chapa e o entalhe posicionado a distâncias bem determinadas em relação à linha de fusão [Moura Branco et al, 1987].

O ensaio Charpy não constitui um método muito confiável de medir a tenacidade de uma dada estrutura da ZAC. A tenacidade obtida nessa zona representa a média das tenacidades das diferentes estruturas amostradas, pois, devido à preparação do chanfro de soldagem (em V ou X), geralmente inclinado em relação à superfície da chapa, este recebe um elevado volume de metal, que é solicitado à tração.

A energia absorvida no ensaio é função da temperatura, da dimensão do CDP e da sua orientação e localização ao longo da espessura da chapa. Como o ensaio mede a energia necessária para a iniciação e para a propagação ao longo de toda a frente da trinca, a presença de zonas frágeis localizadas podem ser mascarada pelo material circundante mais tenaz [Towers, 1984]. No entanto, este aspecto pode ser superado através da realização do ensaio Charpy instrumentado sobre CDPs com uma trinca de fadiga [ASTM E 812-87]; porém, este método não é muito divulgado.

A avaliação da tenacidade através do ensaio Charpy é meramente qualitativa e constitui uma medida indireta da resistência à fratura; no entanto, trata-se de um método de realização rápida, barato e fornece resultados muito úteis em termos comparativos.

5.3 Ensaios da Mecânica da Fratura

A teoria da **MFEL** - Mecânica da Fratura Elástica Linear é aplicável apenas a materiais muito frágeis, ou a componentes tão espessos que a deformação plástica na extremidade de um possível defeito existente no corpo possa ser considerada desprezível [Pisarski, 1984].

Para as condições habituais de serviço, a maioria dos aços utilizados em estruturas soldadas apresenta uma deformação plástica significativa, antes da propagação instável das trincas. Nesse caso,

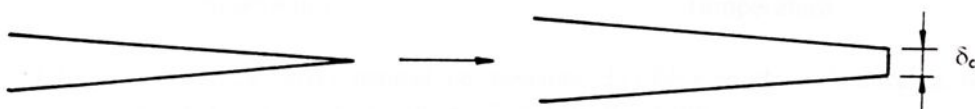


é aplicável a teoria da Mecânica da Fratura Elastoplástica. Por meio dessa abordagem, é possível estabelecer uma relação entre a tensão aplicada, as propriedades do material e a dimensão admissível do defeito.

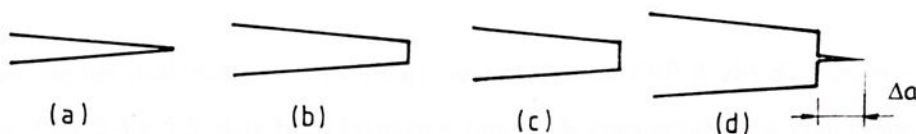
Os testes mais usados para avaliar a tenacidade à iniciação da propagação da fratura são o CTOD "Crack Tip Opening Displacement" e a integral de contorno J.

5.4 Ensaio CTOD

A tenacidade à fratura CTOD é um parâmetro que pretende descrever a capacidade do material, situado na vizinhança da extremidade da trinca, deformar-se antes que a trinca se estenda, ou melhor, o CTOD procura caracterizar a capacidade do material deformar-se plasticamente antes da fratura, medindo o afastamento das extremidades de duas faces da trinca pré-existente, como ilustrado a seguir.



O uso do ensaio ou teste CTOD na avaliação da tenacidade de materiais baseia-se na hipótese de que existe, para cada material, um valor crítico de δ correspondente ao início da propagação da trinca pré-existente. Essa hipótese mostra-se na figura que se segue, onde, em (a) representa-se a trinca pré-existente, em (b) e (c) valores sucessivamente crescentes do CTOD (correspondendo a cargas aplicadas sucessivamente crescentes). Em (d) está representada a propagação da trinca (Δa).



O valor crítico do CTOD é, portanto, o valor de δ que imediatamente antecede ao início da propagação da trinca pré-existente [Moura Branco, 1986].

Várias definições de CTOD são usadas, seja no tratamento analítico, seja na determinação experimental. A mais usual considera a abertura δ da trinca, na sua extremidade inicial, quando sujeita a uma tensão de tração crescente. A propagação instável da trinca ocorre quando esse parâmetro atinge o valor crítico δ como se vê na ilustração anterior. Para temperaturas na zona de transição dúctil/frágil, região central da Fig. 5.2, esse valor é função da dimensão do CDP, da localização, da

orientação relativa à laminação da chapa, da agudeza do entalhe, da temperatura e da velocidade de sollicitação usadas no ensaio [Schwalbe, 1985 e Denys, 1988].

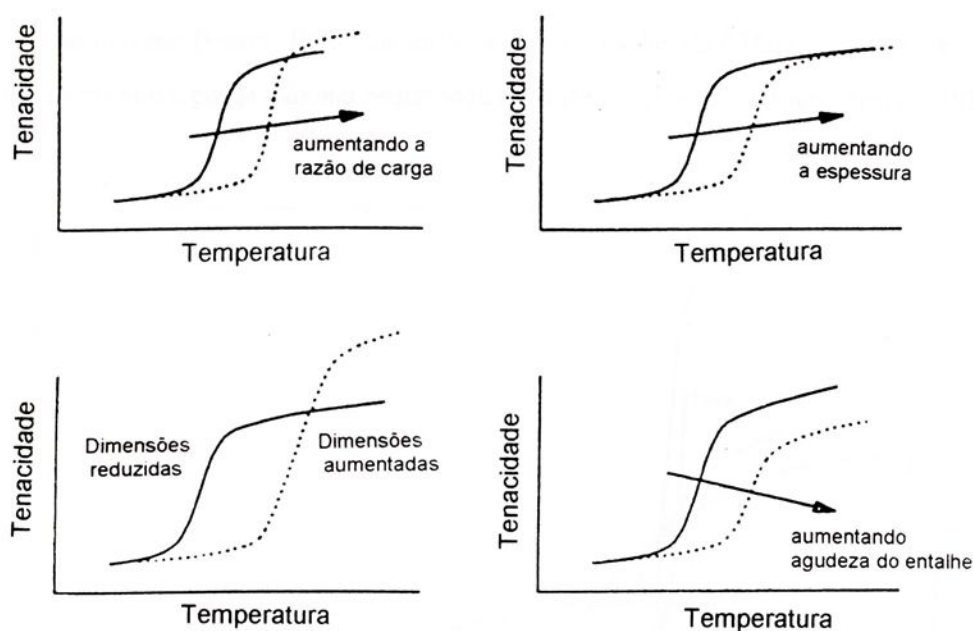


Fig. 5.2 - Efeito da razão de carga, espessura, tamanho do CDP e agudeza do entalhe, no comportamento de transição, dúctil-frágil [Rolfe, 1989].

Uma vez que se procura reproduzir no ensaio as condições de serviço das construções em estudo, é porém requerido que o ensaio seja realizado em CDPs com espessura igual à da aplicação estrutural a ser considerada. A tenacidade medida pelo CTOD depende sabidamente da temperatura e da triaxialidade de tensões e, portanto, da espessura em estudo, conforme está mostrado na Fig. 5.3, relativa a ensaios em aços BS 4360-50D [Castro, 1979].

A curva carga *versus* deslocamento das faces do entalhe do CDP é obtida num registrador XY. Mostram-se, nas Figs 5.4 e 5.5, dois tipos básicos e típicos de comportamento, com respeito a ensaios CTOD do aço BS 4360-50D. Na primeira, representa-se o comportamento de um CDP testado a -90°C , onde se observou a propagação súbita e instável da trinca de fadiga pré-existente; já na Segunda representa-se o comportamento de um CDP de idênticas dimensões, ensaiado à temperatura ambiente, no qual não foi observada uma propagação instável da trinca, mas sim um crescimento estável e lento, dúctil, da fratura pré-existente.

Quando o comportamento do CDP é do tipo representado na Fig. 5.4, o ponto característico do ensaio é o correspondente à súbita propagação da trinca pré-existente, obtendo-se δ_c . Quando o

comportamento é do tipo representado na Fig. 5.5, existem dois pontos característicos no ensaio, ambos procurando caracterizar a tenacidade do material: ou é possível determinar o ponto de iniciação da propagação lenta e estável da trinca δ_i , usando, por exemplo, diversos CDPs carregados até valores diferentes da carga máxima [Knott, 1979], ou então é obtido o valor do CTOD correspondente ao ponto em que primeiro se atingiu a carga máxima registrada durante o ensaio, δ_m [Moura Branco, 1986].

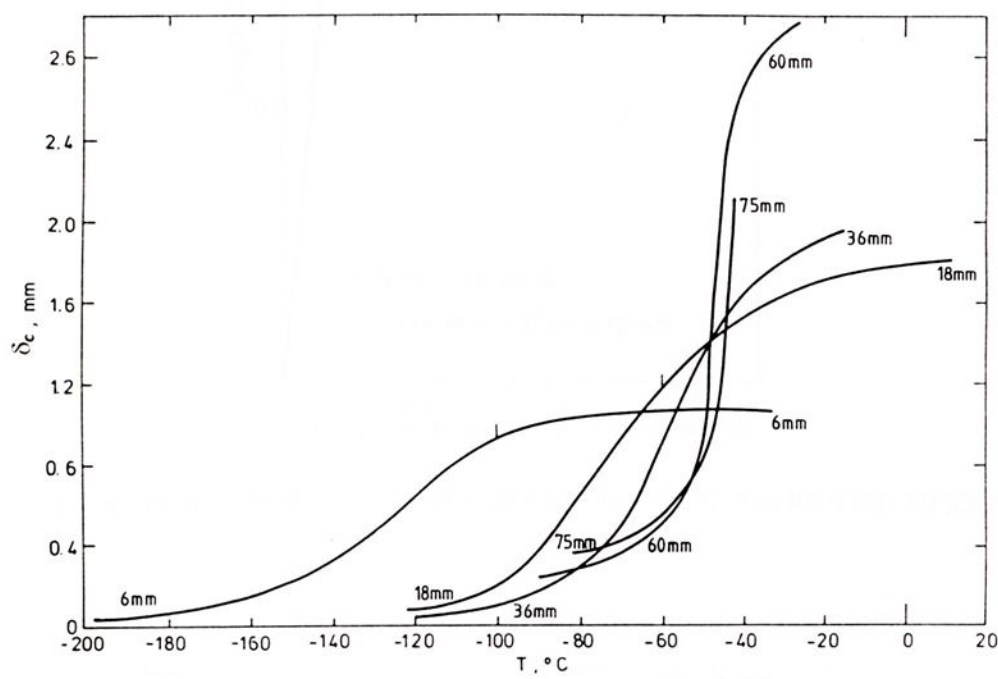


Fig. 5.3 - Variação da tenacidade CTOD com a temperatura e a espessura para o aço BS 4360-50 [Castro, 1979].

Como o CTOD é o afastamento das faces de uma trinca, medido na sua extremidade, basta relacionar-se geometricamente os deslocamentos medidos pelo transdutor obtidos na face do CDP, com o valor de δ , Fig 5.6.

Numa curva típica de CTOD em função da temperatura, para aços de construção soldados, Fig. 5.7, as regiões de temperaturas muito baixas e de transição [regiões (a) e (b) dessa figura] correspondem, normalmente, a fraturas instáveis que são caracterizadas por δ_c . A região de máxima tenacidade, a temperaturas próximas da temperatura ambiente (região (c) dessa mesma figura), corresponde frequentemente a situações de propagação estável e lenta (δ_i e δ_m).



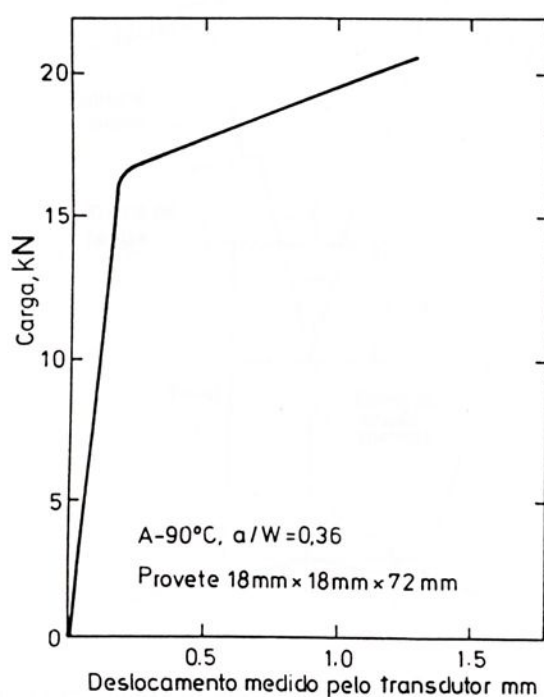


Fig. 5.4 - Curva Carga vs. Deslocamento de ensaio CTOD a -90°C, Aço BS 4360-50 [Castro, 1979].

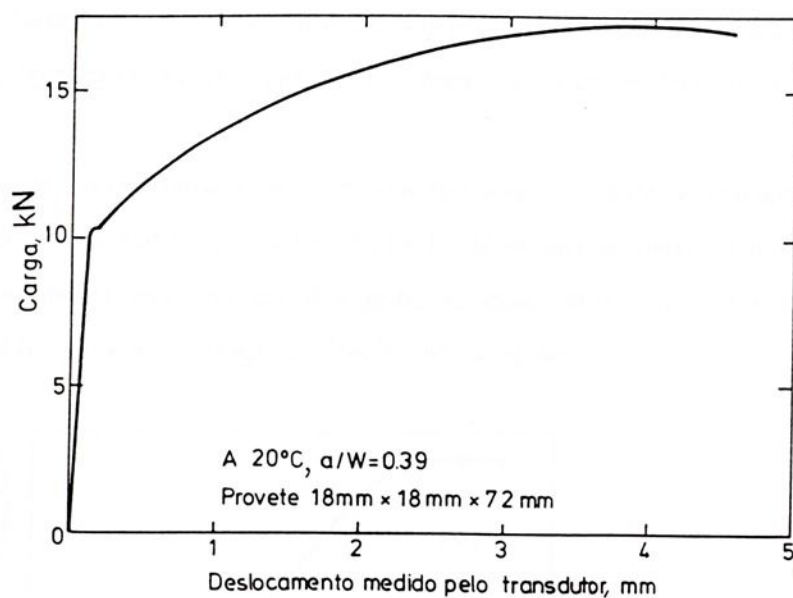


Fig. 5.5 - Curva Carga vs. Deslocamento de ensaio CTOD a 20°C, Aço BS 4360-50 [Castro, 1979].

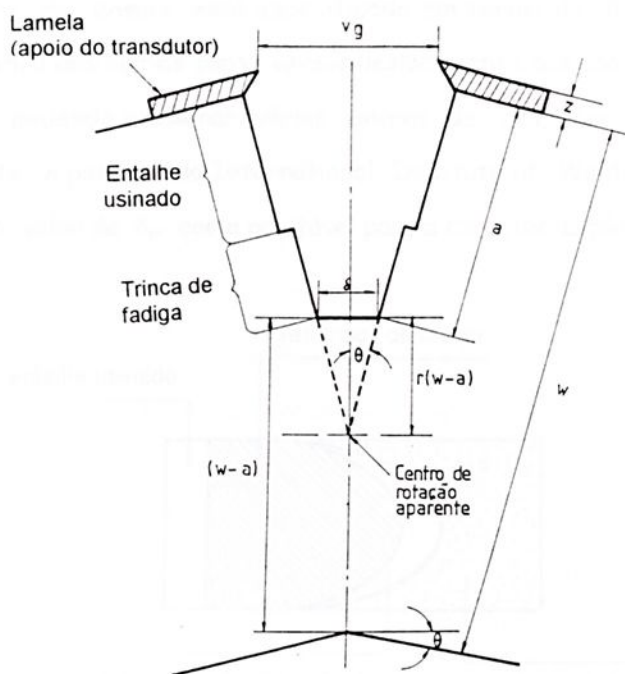


Fig. 5.6 - Modelo para determinação do CTOD com base em medidas do transdutor (V_g)
[Moura Branco, 1986]

Um processo experimental para a determinação do (Δa) para os diferentes CDPs, consiste em oxidar os CDPs após o carregamento, aquecendo-os durante cerca de quinze minutos aproximadamente a 350°C , e fraturando-os completamente em seguida a -196°C (temperatura do nitrogênio líquido). A superfície de fratura apresenta então três zonas distintas, de fronteiras bem marcantes, Fig. 5.8, sendo:

- zona (a) correspondente à pré-trinca de fadiga, oxidada pelo aquecimento;
- zona (b) de ruptura estável dúctil (Δa), igualmente oxidada (aliás, as regiões (a) e (b), bem como todas as superfícies livres do CDP sujeitas ao aquecimento adquirem uma cor azulada);
- zona (c) de fratura frágil, a -196°C , não oxidada.

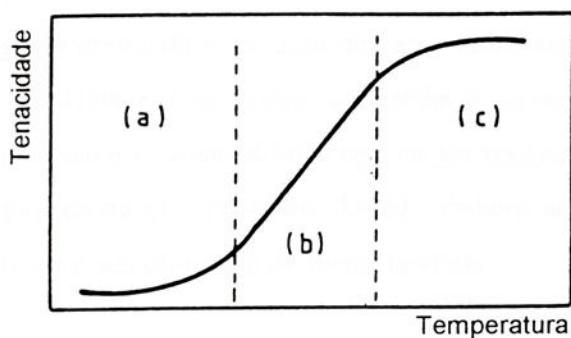


Fig. 5.7 - Variação da tenacidade, CTOD, com a temperatura - (repetida)

Todo o procedimento de ensaio está especificado em norma da British Standards Institution [BSI 7448, 1991]. A forma das curvas carga *versus* deslocamento que são obtidas com esse método de ensaio é muito variada, podendo ocasionar vários valores de δ capazes de caracterizar a tenacidade (δ_c , δ_u , δ_m); no entanto, a posição do International Institute of Welding [IIW, 1987] sobre este assunto é considerar o valor de δ_m como aceitável para a caracterização da tenacidade.

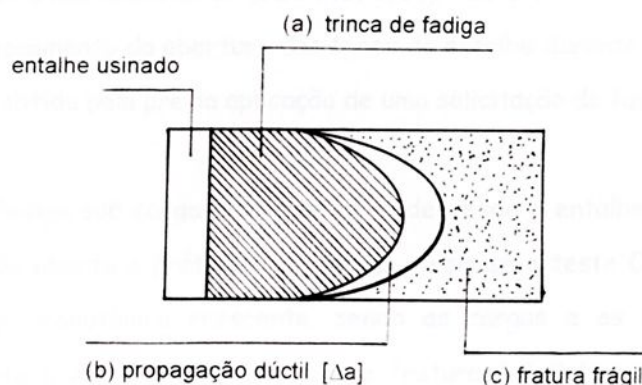


Fig. 5.8 - Representação esquemática do aspecto da superfície de fratura de um CDP, em cujo ensaio CTOD verificou-se a propagação dúctil (Δa) da trinca pré-existente.

Durante o ensaio podem ainda ocorrer uma ou várias propagações instáveis da trinca numa zona limitada. Essas propagações são designadas "pop-in", cuja interpretação do seu significado não há ainda consenso, o que justifica a existência de diversos critérios de seleção dos "pop-in", com vistas ao comportamento à fratura [Kamath, 1979 e Arimochi, 1986]. A definição do valor crítico da tenacidade com base nesse fenômeno pode contudo ocasionar resultados muito conservativos.

Um dos maiores problemas do ensaio CTOD é sem dúvida a dispersão dos resultados obtidos, especialmente no caso de juntas soldadas. Esse efeito é particularmente sensível para as temperaturas de teste na zona de transição, onde os dois modos de fratura coexistem [Sato, 1986 e Johnston, 1979].

Esta dispersão é atribuída à variação das estruturas metalúrgicas e da forma e distribuição das zonas frágeis, na vizinhança da trinca, e também à variação dos próprios procedimentos de teste. Recomenda-se por isso que sejam obtidos pelo menos três resultados válidos para cada temperatura de ensaio e configuração do CDP [Williams, 1986]. Embora seja muito útil, esse método é demorado e caro, o que justifica a sua utilização de forma limitada.

5.5 Determinação do CTOD crítico - Norma BS7448 - Part I

• Introdução

A determinação experimental da tenacidade à fratura em estado plano de deformação encontra-se normalizada pela British Steel Institution (BS7448, 1991). Os ensaios consistem da obtenção de uma curva carga versus deslocamento da abertura das faces do entalhe durante o carregamento de um CDP já contendo uma trinca obtida pela prévia aplicação de uma solicitação de fadiga.

Essa pré-trinca de fadiga sob carga cíclica se estende desde o entalhe usinado até uma extensão limite normalizada. Após aberta a prétrinca de fadiga, inicia-se o teste CTOD crítico, onde o CDP é submetido a uma carga monotônica crescente, sendo as cargas e os respectivos deslocamentos registrados graficamente até o ponto onde ocorre fratura frágil (trinca instável) ou até o CDP alcançar uma condição de carga máxima.

Quando este ponto é atingido satisfaz a um determinado critério de validade, ele é usado para a determinação da tenacidade à fratura em estado plano de deformação, K_{Ic} ; quando este critério de validade não é satisfeito, esse ponto é usado para a determinação da tenacidade à fratura CTOD, ou do valor crítico da integral J , dependendo da escolha da geometria do CDP e dos deslocamentos medidos.

• Geometria do CDP

A geometria dos CDP usados para este ensaio é do tipo "CDP de flexão em três pontos" cujas dimensões e tolerâncias são especificadas conforme a norma, Fig. 5.9.

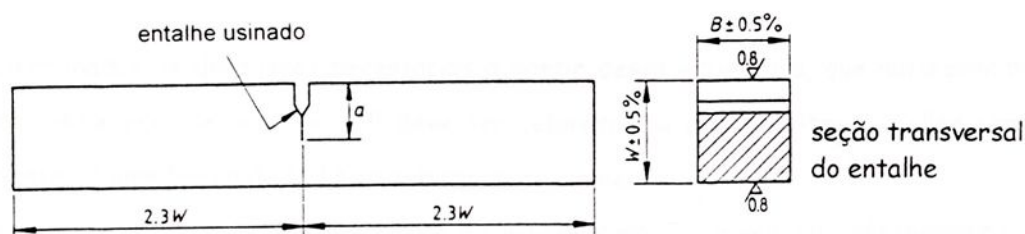


Fig. 5.9 - Dimensões e tolerâncias proporcionais para CDP de seção quadrada de flexão em três pontos.

- **Dimensões necessárias do CDP para a validade da determinação de K_{Ic}**

A validade da determinação dos valores de K_{Ic} (tenacidade à fratura no estado plano de deformação) dependerá da forma da curva carga versus deslocamento, do tamanho e forma do CDP, da tensão de escoamento (tensão convencionada à 0,2%) e da dureza do material na temperatura de interesse. A determinação do valor real das dimensões do CDP, para cada material a ensaiar, dependerá do valor da espessura B , largura W e comprimento da trinca a , que devem satisfazer a relação:

$$\left. \begin{matrix} a \\ B \\ (W - a) \end{matrix} \right\} \geq 2,5 \left[\frac{K_{Ic}}{\sigma_{e2\%}} \right]^2$$

onde σ_e é a tensão de escoamento do material nas condições do teste.

Essas condições, que visam garantir a existência de um estado plano de deformação, criam a necessidade de se fazer uma estimativa do valor de K_{Ic} a fim de se definir as dimensões dos CDP. Essa estimativa pode ser baseada numa:

- (a) estimativa do K_{Ic} para o material ensaiado, baseado em valores tabelados para outros materiais com semelhantes características;
- (b) razão entre a tensão de escoamento, $\sigma_{e2\%}$, e o módulo de elasticidade longitudinal, E , conforme Tab. 5.1.

Ao contrário do que sucede com outros ensaios de materiais, a validade de um ensaio K_{Ic} só pode ser apreciada após a execução do ensaio e a análise dos seus resultados [Moura Branco, 1991].

- **Pré-trinca de fadiga**

Após determinadas as dimensões necessárias a partir dessa estimativa, que naturalmente deverá sobrestimar o valor real de K_{Ic} , o CDP deve ser submetido a uma solicitação cíclica com vista ao desenvolvimento de uma trinca de fadiga à temperatura ambiente.

Também aqui são impostas limitações quanto à carga máxima, F_f , a ser aplicada durante a operação (com uma precisão de $\pm 2,5\%$), fazendo com que a zona plástica na extremidade da trinca durante o processo de crescimento seja de dimensões reduzidas.



Ou seja,

$$F_f = \frac{B (W - a)^2 \cdot (\sigma_{e20} + \sigma_U)}{4 \cdot S}$$

onde, σ_U - tensão última
S - distância entre os centros dos apoios (vão)

Tab. 5.1 - Dimensões dos CDP para garantir a validade de K_{Ic} [BS7448, 1991].

σ_{e20} / E		Dimensões de: a, B e (W-a)
>	≤	[mm]
-	0,0050	100
0,0050	0,0057	75
0,0057	0,0062	63
0,0062	0,0065	50
0,0065	0,0071	38
0,0071	0,0080	25
0,0080	0,0095	13
0,0095	-	6,5

Durante o desenvolvimento da pré-trinca de fadiga deve ser observado que a diferença entre as medidas do comprimento da pré-trinca tomadas nas superfícies laterais do CDP, não devem exceder a 15% da média dessas duas medidas e, a extensão final da pré-trinca em relação a largura W, deve estar contida no intervalo:

$$0,45 \leq [a/W] \leq 0,55$$

O teste consiste em carregar o CDP até a propagação da trinca numa velocidade pré-definida. Através de um transdutor de deslocamento de alta precisão ("clip gauge") acoplado ao CDP, Fig. 5.10, é

fornecido um sinal elétrico correspondente ao deslocamento (V_g) que ocorre nas faces do entalhe da trinca durante o teste. A resposta do sensor deverá ser tal não se tenha um desvio superior a $\pm 0,003\text{mm}$ para um deslocamento de até $0,3\text{mm}$ e, não superior $\pm 1\%$ para deslocamentos maiores.

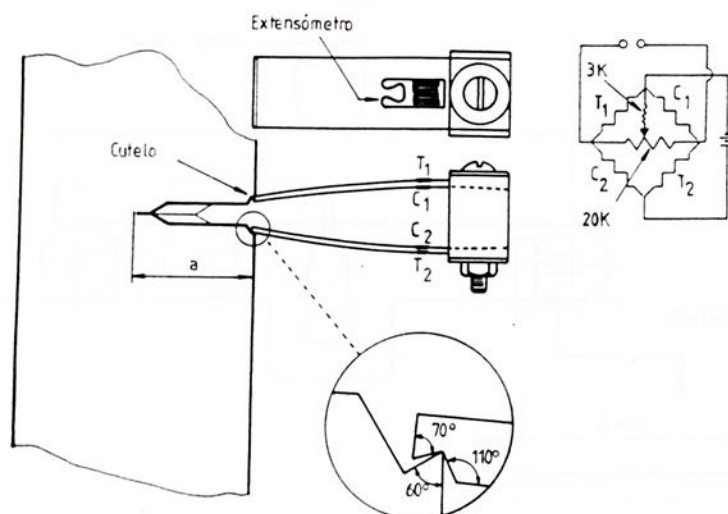


Fig. 5.10 - Transdutor de deslocamentos do tipo "clip gauge", com extensômetros T_1 , C_1 , T_2 , C_2 .

• CDP de flexão em três pontos

Esse teste consiste de um CDP apoiado em dois cutelos cilíndricos (roletes) com uma carga aplicada na seção média do vão, ponto médio da distância entre os centros dos roletes, sendo essa distância de $(4W \pm 0,2W)$. A Fig. 5.11 representa um CDP de flexão em três pontos, instrumentado com um transdutor ("clip gauge") para medir o afastamento dos lados do entalhe na face do CDP, bem como o dispositivo para aplicação da carga, projetado com a finalidade de reduzir ao mínimo o atrito, pois permite um movimento de rotação e translação dos suportes cilíndricos.

A temperatura do ensaio deve ser controlada e registrada com uma precisão de $\pm 2^\circ\text{C}$, e isso é feito através de um termopar de contato posicionado junto a superfície do CDP, a uma distância não superior de 2mm da ponta da trinca.

O registro da carga versus deslocamento da abertura das faces do entalhe da trinca é plotado num gráfico, com as informações enviadas pelo transdutor de deslocamento ("clip gauge"). O ensaio é continuado até que o CDP não mais possa sustentar qualquer acréscimo de carga aplicada, Fig. 5.12.

Uma não-linearidade inicial pode ocorrer nas curvas, uma vez que há uma certa dificuldade no início dessa análise. Isto pode ser minimizado se houver preliminarmente um pequeno carregamento, seguido de um descarregamento, com uma carga não superior a F_f .

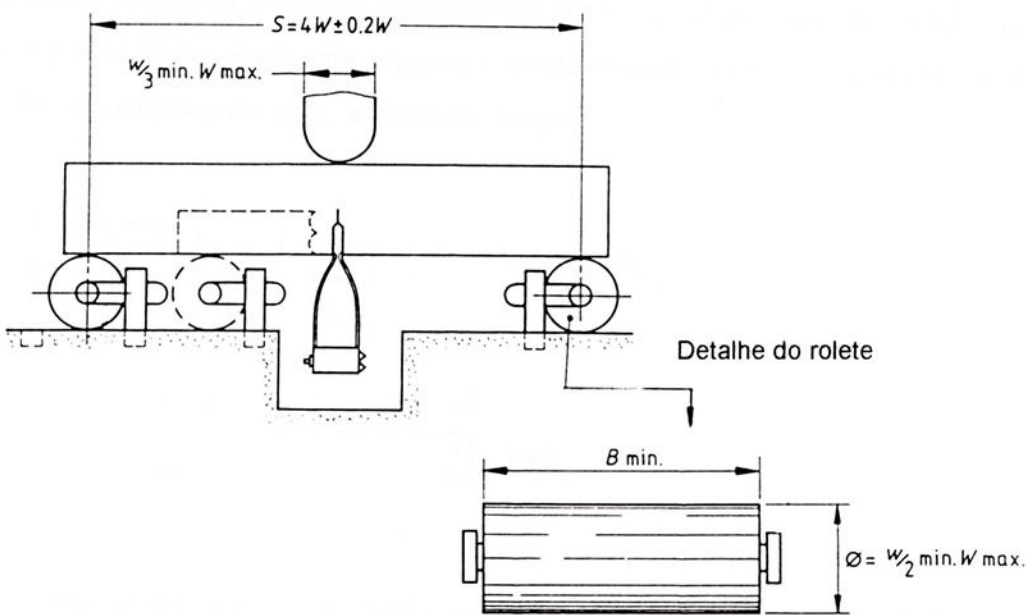


Fig. 5.11 - Montagem de CDP de flexão em três pontos com transdutor de deslocamento "clip gauge" acoplado [BS7448,1991].

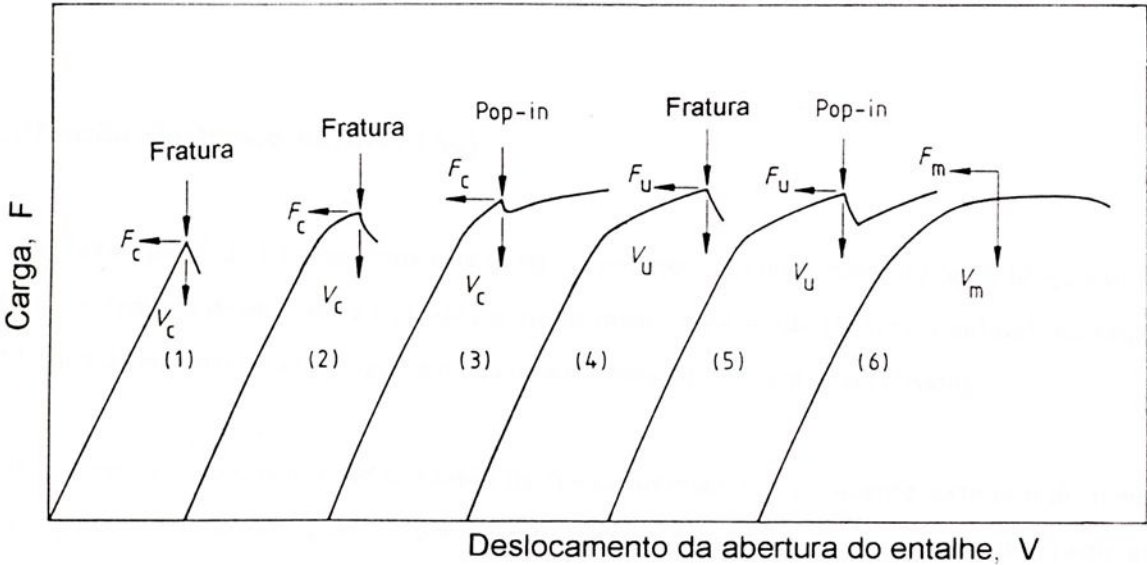
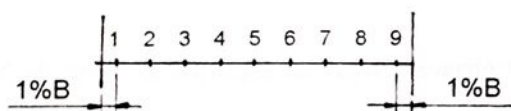


Fig. 5.12 - Tipos característicos de curvas carga-deslocamento dos testes de fratura. [BS7448, 1991]

• Medidas da trinca após o ensaio de fratura

Após ter sido completado o ensaio, a superfície de fratura do CDP deve ser examinada e realizadas medidas do comprimento original da trinca (a_0) e da extensão da trinca estável (Δa). As medidas de a_0 devem ser feitas em nove pontos igualmente espaçados, sendo os pontos extremos localizados a 1%B da superfície do CDP. O comprimento a_0 é obtido pela relação:

$$a_0 = \frac{1}{8} \left[\left(\frac{a_1 + a_9}{2} \right) + a_2 + a_3 + a_4 + a_5 + a_6 + a_7 + a_8 \right]$$



Para que o teste tenha validade, esse comprimento a_0 deverá satisfazer as seguintes condições:

- (a) a razão a_0/W deve estar na faixa de 0,45 a 0,55 ;
- (b) a diferença entre quaisquer duas das nove medidas do comprimento da trinca não deve exceder a 10% a_0 ; e
- (c) o plano da pré-trinca de fadiga não deve estar a mais de 10° do plano de extensão da trinca.

• Extensão da trinca estável (Δa)

Se o CDP falhar por fratura frágil antes de atingir o patamar de carga máxima (Fig. 5.12 - curva 2), a superfície de fratura deverá ser examinada para se medir a extensão da trinca estável, na região entre o término da pré-trinca de fadiga e o início da extensão da trinca instável (frágil).

Quando ocorre um "travamento" da extensão da trinca instável, e subsequente extensão de trinca estável, isto pode ser associado a um comportamento "pop-in" seguido de fratura, antes de atingir um patamar de carga máxima (Fig. 5.12 - curvas 3 e 5); então, a extensão total Δa para cada "pop-in" e fratura devem ser medidas.



- **Análise dos dados do teste**

Os valores da tenacidade à fratura no estado plano de deformação (K_{Ic}), ou de CTOD, são determinados conhecendo-se as dimensões do CDP (W , B , $W-a$), a dimensão a_0 e, os valores apropriados de z , da tensão de escoamento (tensão convencional à 2%) e dos dados específicos da carga versus deslocamento registrados no teste de fratura.

Quando a fratura ocorre sob condições de comportamento elastoplástico, não é válido determinar o valor de K_{Ic} ; e então determina-se normalmente o valor de CTOD crítico. Este último é obtido para uma carga (F) versus um deslocamento das faces do entalhe (V_g) registrados graficamente.

As curvas carga-deslocamento plotadas no teste deverão ter normalmente a aparência de uma das seis curvas mostradas na Fig. 5.12. As curvas (1), (2) e (3) envolvem extensão de trinca dentro de um comportamento mais provavelmente válido para valores de tenacidade à fratura no estado plano de deformação, K_{Ic} ; enquanto que os valores mais altos de tenacidade à fratura elastoplástico, CTOD, devem estar associados com as curvas mostradas (4), (5) e (6).

- **Determinação de CTOD**

Algumas restrições necessárias ao ensaio K_{Ic} não se aplicam ao ensaio de CTOD, especialmente no que se refere à espessura mínima dos CDP, onde neste caso, o valor da espessura do CDP a ensaiar não é limitado.

Esse ensaio procura reproduzir as condições de serviço das construções em estudo, não limitando-se à possível extensão da zona de deformação plástica; porém, é exigido que o ensaio seja realizado em CDP com espessura B igual à da aplicação estrutural a ser considerada. Assim, a tenacidade medida pelo CTOD é dependente especialmente da temperatura e da triaxialidade de tensões e, conseqüentemente, da espessura em estudo.

De posse das curvas carga-deslocamento obtidas do teste CTOD para os vários materiais, procede-se a determinação de F_c e V_c (ou F_u e V_u , ou F_m e V_m). Assim, deve-se obter F_c e V_c quando tem-se uma súbita propagação da pré-trinca (fratura frágil), ou não são significativos os "pop-in", como



mostram as curvas (1), (2) e (3) da Fig. 5.12, para se calcular a tenacidade à fratura $CTOD$ crítico, ou simplesmente δ_c .

Quando observa-se uma propagação súbita e instável da pré-trinca de fadiga, porém sem atingir a carga máxima do patamar de carregamento, correspondente ao comportamento plástico, deve-se obter F_u e V_u e, calcular o correspondente δ_u ; no entanto, se não for observado uma propagação instável da trinca, mas sim um crescimento estável e lento (dúctil) da pré-trinca de fadiga atingindo a carga máxima do patamar de carregamento, deve-se obter F_m e V_m e, então, calcular o valor de δ_m .

Em seguida, como mostra a Fig. 5.13, procede-se graficamente a determinação do componente plástico do deslocamento das faces do entalhe (V_p), correspondentes aos valores de V_c (ou V_u , ou V_m) para as curvas obtidas no teste de fratura.

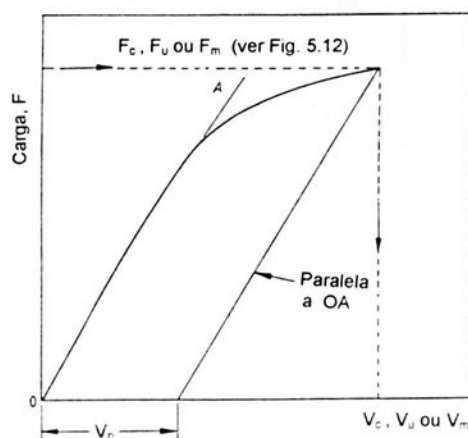


Fig. 5.13 - Definição de V_p para a determinação de $CTOD$

• Cálculo de $CTOD$

Usando-se um CDP de flexão em três pontos, as dimensões B , W e z , além da dimensão a_0 e das forças F_c , F_u e F_m e seus correspondentes valores de V_p , calcula-se δ_c (usando F_c), ou δ_u (usando F_u), ou δ_m (usando F_m), através da relação dada a seguir:

$$\delta = \left[\frac{F \cdot S}{B \cdot W^{1,5}} \cdot f\left(\frac{a_0}{W}\right) \right]^2 \frac{(1 - \nu^2)}{2 \sigma_{e2\sigma_0} \cdot E} + \frac{0,4 (W - a_0) \cdot I_p}{0,4 W + 0,6 a_0 + z}$$

onde: S - distância entre os centros dos suportes do CDP (roletes)

z - espessura da lamela fixa ao CDP ($= 2\text{mm}$)

$f(a_0/W)$ - valor tabelado em função da relação (a_0/W) - Tab. 5.2

Tab. 5.2 - Valores de $f(a_0/W)$ para CDP de flexão em três pontos [BS 7448, 1991].

a_0/W	$f[a_0/W]$	a_0/W	$f[a_0/W]$
0,450	2,29	0,505	2,70
0,455	2,32	0,510	2,75
0,460	2,35	0,515	2,79
0,465	2,39	0,520	2,84
0,470	2,43	0,525	2,89
0,475	2,46	0,530	2,94
0,480	2,59	0,535	2,99
0,485	2,54	0,540	3,04
0,490	2,58	0,545	3,09
0,495	2,62	0,550	3,14
0,500	2,66		



6.1 Introdução

Os materiais destinados à construção de plataformas "offshore" nas regiões árticas são sujeitos as especificações de projeto e fabricação muito rigorosas devido as severas condições de serviço impostas por temperaturas extremamente baixas, da ordem de -30°C , com eventuais picos de -50°C [Canadian, 1989]. Essas especificações exigem, além de grande resistência mecânica (estática), elevada resistência à iniciação de trincas e também uma tenacidade à fratura adequada especialmente na ZAC da soldagem, com um valor mínimo de CTOD de 0,1 a 0,2mm na zona afetada pelo calor, para temperaturas na faixa entre -50°C e -70°C .

Por outro lado, razões econômicas impõem a essas aplicações boa soldabilidade a custos econômicos e com energias térmicas (kJ/mm) relativamente elevadas no sentido de aumentar a rentabilidade do processo, o que no entanto pode reduzir a tenacidade. Os aços carbono tradicionais não se mostram capazes de satisfazer simultaneamente esse conjunto de exigências [Welding Handbook, 1982 e ECSC, 1991]. Diante disso, *resta saber qual a composição química mais favorável no sentido em que a adição de certos elementos de liga encorajem o aparecimento de estruturas de grão fino (ferrita acicular e ferrita poligonal intragranular).*

6.2 Estudos Preliminares

Este trabalho de pesquisa procurou relacionar as propriedades de tenacidade e dureza, tomadas nas diversas morfologias microestruturais presentes na ZAC numa soldagem de cordões múltiplos, executada por arco submerso (arame de diâm.= 3,25mm Oerlikon SD3-OP12TT flux, com aproximadamente 0,08%C, 0,20%Si e 1,34%Mn em quatro aços microligados, submetidos a uma mesma energia térmica de 5,0 kJ/mm, aços produzidos pela BST - British Steel Technical, e selecionados por um estudo preliminar, em que foi feito uma avaliação prévia de um grande número de



aços microligados (onze aços), soldados com diferentes valores de energias térmicas específicas, e que sucessivamente foram sendo selecionados em face aos resultados apresentados na referência [ECSC, 1996].

Esses estudos preliminares dizem respeito à fase final de uma ampla investigação da tenacidade em baixas temperaturas de aços microligados produzidos, como já mencionado, pela BST e, destinados à plataforma "offshore" no Mar do Norte [ECSC, 1996]. Essa pesquisa iniciou-se com o estudo da tenacidade à fratura e análise microestrutural de onze aços microligados de composições diferentes, com iguais teores de C, Mn, P, S, Ni e N, porém variando os teores de Si, Mo, Al, B, Nb, Ti e V a partir de uma composição base.

Os ensaios CTOD realizados anteriormente foram em CDPs com soldagem simulada termicamente pelo processo Greeble correspondentes às subzonas de grão crescido, isto é GCHAZ e ICGCHAZ, obtidas para três valores de energia térmica: 3,5, 5,0 e 7,5 kJ/mm, e com temperaturas de ensaios compreendidas entre -10 e -130°C.

Para todos esses aços foram determinados, em ensaios de tração, os valores da tensão de escoamento a 0,2%, a máxima resistência à tração e o alongamento à ruptura. Os resultados dos ensaios permitiram fazer um estudo comparativo dos aços em termos de tenacidade à fratura mediante a análise das curvas CTOD de temperatura de transição, relacionando os valores obtidos para os casos mais relevantes, com as microestruturas que lhes deram origem [Moura Branco et al, 1996]. Dessa maneira, foi possível ser feita uma prévia seleção dos aços que globalmente apresentavam melhores resultados.

A segunda etapa dessa pesquisa, fruto deste trabalho, compreendeu o estudo de quatro aços selecionados de composição baseada nos resultados da etapa anterior e que agora foram submetidos a soldas reais por arco submerso com energias térmicas específicas únicas de 5,0 kJ/mm. Finalizando, esta pesquisa relaciona todos esses resultados e apresenta-se as conclusões gerais.

Todos os ensaios experimentais foram realizados nos Laboratórios de Engenharia Mecânica do IST - Instituto Superior Técnico de Lisboa, que visou a caracterização e a avaliação do comportamento da tenacidade à fratura CTOD de aços microligados em estruturas soldadas, utilizadas em plataformas "offshore" que trabalham a temperaturas muito baixas em regiões árticas.



Nesta pesquisa desenvolveram-se as seguintes etapas:

1. Ampla pesquisa bibliográfica aos assuntos inerentes aos aços microligados aplicados a estruturas soldadas, tenacidade à fratura CTOD, soldabilidade e zona afetada pelo calor - ZAC.
2. Meticulosa preparação das amostras para observação metalográfica (polimento e ataque químico específicos [Seabra, 1995]).
3. Observação da morfologia microestrutural presente na região da soldagem e registro através de fotomicrografia, para documentar a localização da ZAC nas diversas amostras.
4. Ensaios de dureza Vickers para a obtenção do perfil de durezas ao longo dos CDPs (atravessando o material de base, ZAC e o metal de fusão) visando a localização do entalhe para a pré-trinca de fadiga.
5. Análise das microestruturas e do perfil de durezas para a abertura dos entalhes nas regiões mais provavelmente desfavoráveis, e para que ali tivesse início a trinca de fadiga.
6. Realização dos ensaios CTOD em câmara de atmosfera controlada de nitrogênio líquido e com temperatura monitorada através de um termopar de contacto, colocado na vizinhança da ponta da trinca.
7. Corte e preparação das amostras metalográficas para a observação ao microscópio metalográfico e eletrônico de varredura.
8. Análise e discussão dos resultados finais.

6.3 Procedimento Experimental

• *Material e Preparação do Corpos de Prova*

O material foi produzido e fornecido pela BST, em placas com espessura de aproximadamente 25mm, que foram previamente cortadas com disco de corte e chanfro em "V", sendo soldadas topo a topo, pelo processo de arco submerso, com uma energia térmica específica de 5,0 kJ/mm.

Após essa operação, ambas as faces da soldagem sofreram uma retificação, e dela foram extraídos, no sentido transversal ao cordão de solda e na direção da laminação das chapas, sendo esse corte realizado pelo "processo de jato de água" no ISQ - no Instituto de Soldadura e Qualidade de Lisboa. Esse processo de corte fornece uma precisão e acabamento final de ótima qualidade, permitindo o



destacamento dos CDPs, para os ensaios CTOD, sem calor envolvido, preservando dessa maneira as microestruturas originais.

Foram confeccionados vinte e nove CDPs, sendo sete do aço BST-Y5H42 (aqui denominado simplesmente de AÇO I), sete do aço BST-Y5H48 (AÇO II), sete do aço BST-Y5H54 (AÇO III) e oito do aço BST-Y5H58 (AÇO IV). Cada amostra final com seção quadrada 20x20mm e comprimento de 150mm, conforme mostra a Fig. 6.1, teve posteriormente à soldagem, suas faces transversais ao cordão de solda, convenientemente preparadas para um exame macrográfico, em que evidenciaria as heterogeneidades físicas e químicas existentes no material.

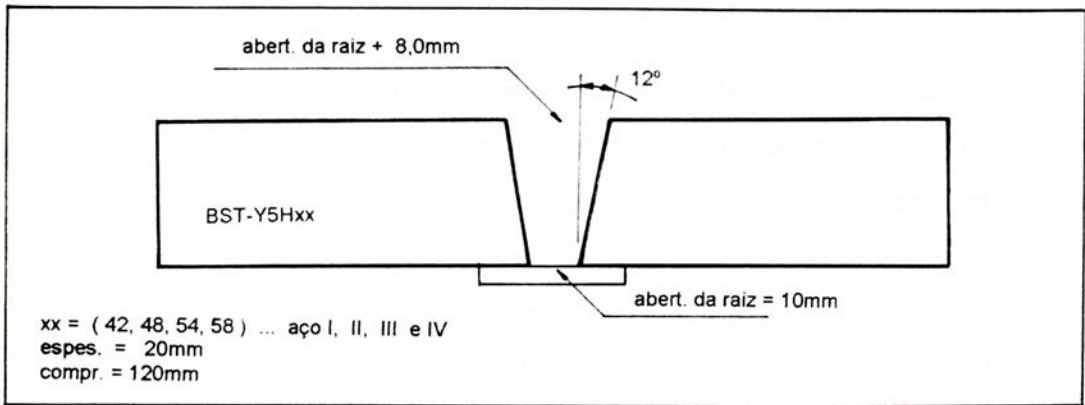


Fig. 6.1 - Dimensões dos CDPs soldados topo a topo para ensaios CTOD

Cada um dos quatro aços estudados apresenta a composição e o método de processamento indicado na Tab. 1.1. Ressalte-se que nesses aços foram mantidos praticamente constantes os teores de C, Mn, Ni e Ti, havendo pequenas variações de Si e Al. Dentre esses aços, em dois deles tem-se a presença de boro B, na ausência de nióbio Nb, dando-se o contrário nos outros dois. O processamento desses aços foi por laminação termomecânica controlada (TMCR), sendo posteriormente aplicado em dois deles um resfriamento acelerado (AC).

A preparação das superfícies para o exame macrográfico consistiu de um prévio desbaste utilizando-se lixas abrasivas de granulometrias decrescentes (lixas 320, 400, 800 e 1200). Foram as sucessivas fases do desbaste efetuadas com suavidade para se evitar a formação de estrias profundas e não provocar aquecimento localizado, que poderiam dar lugar a alterações de estrutura e se manifestarem por manchas após ataque químico, falseando assim os resultados. Além disso, este pré-



polimento foi realizado em meio úmido com as vantagens da amostra ser lubrificada e lavada durante toda a operação, favorecendo a remoção das partículas resultantes da operação.

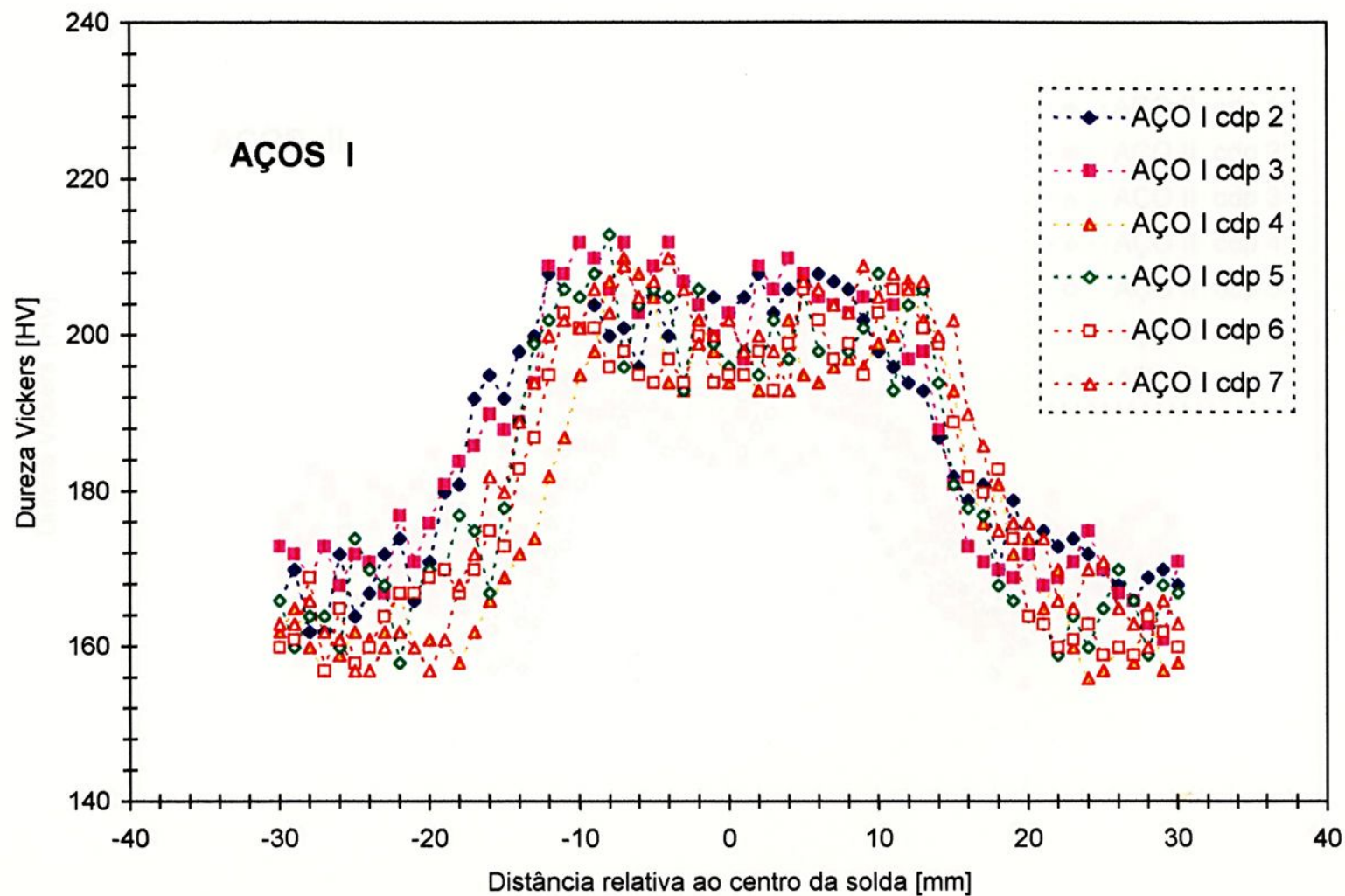
Essas lixas foram colocadas sobre um disco rotativo e colocadas a girar em velocidade crescente, variando de 150 até 450 rotações por minuto. Cada lixa atuou sempre no mesmo sentido sobre a superfície da amostra, até que as estrias provenientes da ação da lixa anterior fossem eliminadas, exercendo a sua ação em direção perpendicular àquelas estrias. Também teve-se o cuidado de manter sempre limpas as superfícies das lixas e das amostras, especialmente quando se mudava de granulometria, para que a lixa nova não fosse contaminada por resíduos da anterior. Após cada operação, a superfície da amostra foi limpa com um algodão embebido em álcool e seca em seguida [Seabra, 1995].

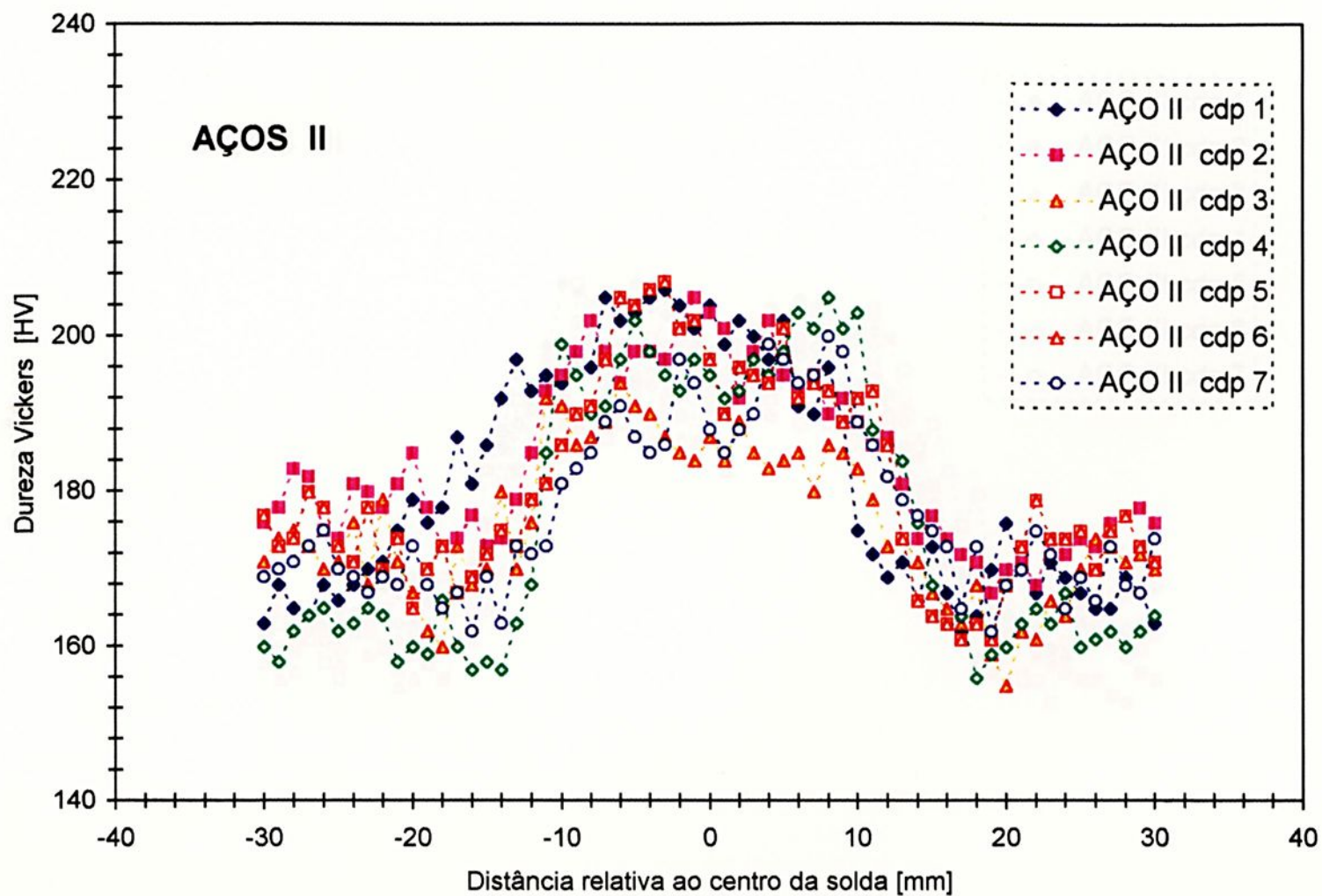
Por outro lado, esse pré-polimento das superfícies não foi levado a um acabamento especular, porque em geral como recomenda a literatura [Seabra, 1995], torna o ataque mais difícil e irregular devido ao fato de o reagente químico não "molhar" a superfície por igual e os reflexos na superfície criarem dificuldades na obtenção do registro fotográfico. Após toda essa sequência de operações de polimento e desgorduramento com solvente orgânico e álcool, já se fizeram notar algumas particularidades sobre a superfície em estudo, tal como as zonas afetadas pelo calor (ZAC), que apareceram suavemente reveladas.

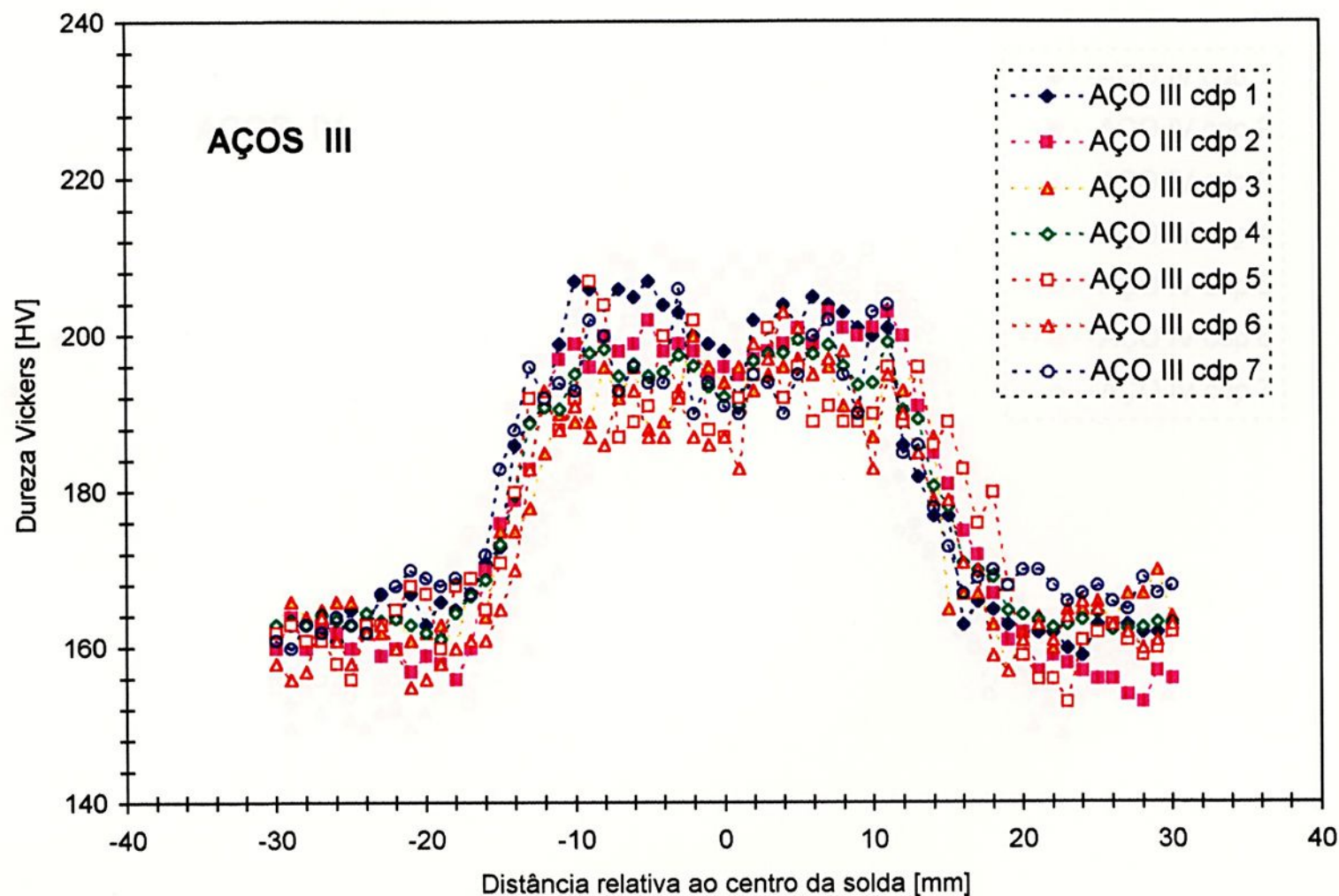
Em seguida procedeu-se ao ataque com reagente apropriado para melhor se detectar toda a morfologia de estruturas na região soldada. Alguns reagentes foram experimentados tais como persulfato de amônia, Nital, Afterwazau, etc., em diferentes concentrações e tempos de ataque. Devido as diferenças de velocidade de ataque do reagente relativamente aos contornos de grão e as diferentes fases existentes nos constituintes do material, aos poucos foi sendo revelada toda a morfologia microestrutural da superfície.

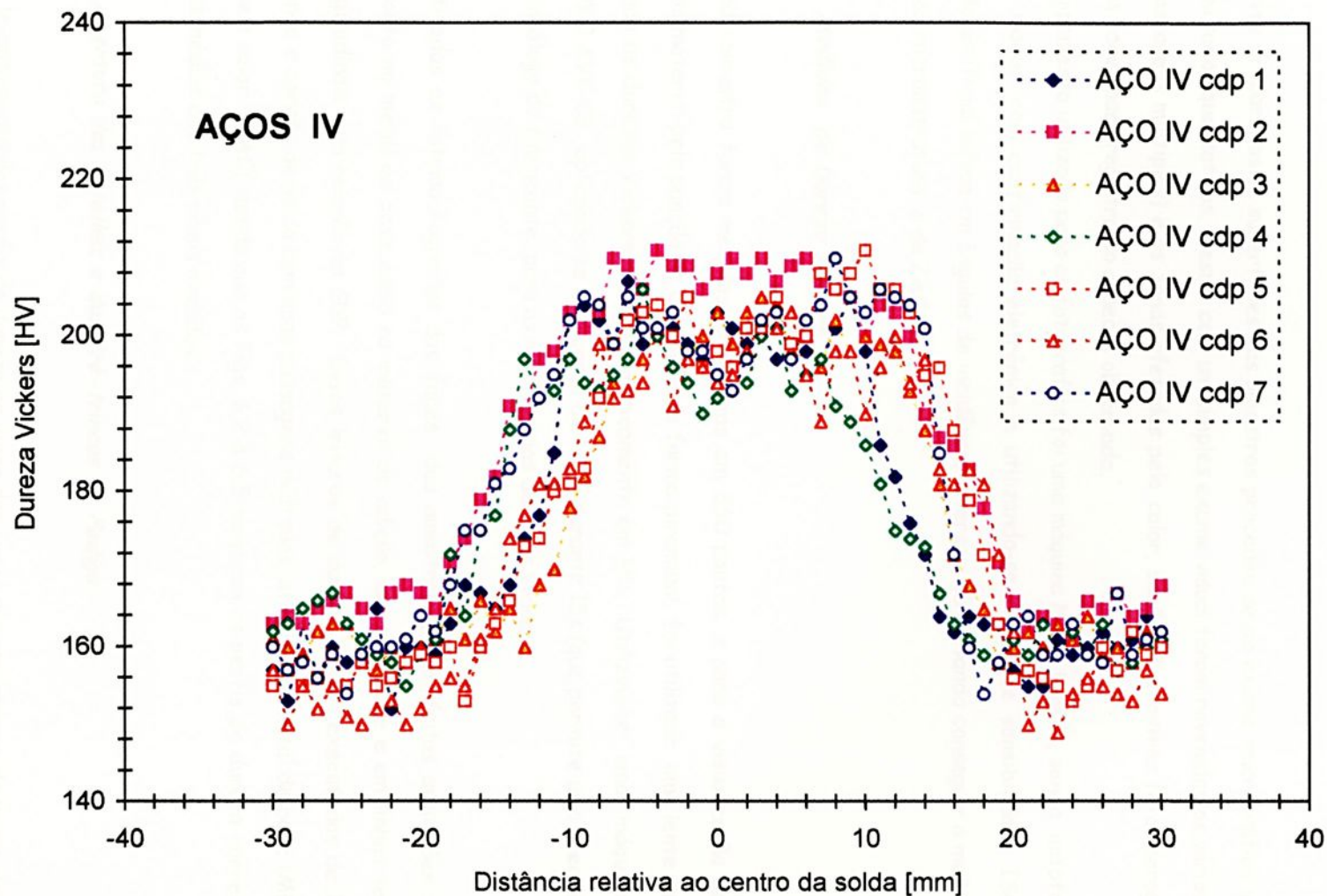
Dos reagentes utilizados o que melhor se portou foi o Nital (ácido nítrico: 1 a 5 ml e etanol: 100ml), sendo inicialmente aplicado com uma mexa de algodão embebido nesse reagente e com passadas leves sobre a superfície à observar, de modo a regularizar e desenvolver o ataque com uma intensidade uniforme pretendida. Em cada amostra inicialmente foi feito um ataque com Nital a 2%, durante 5 minutos, seguido de ataques com Nital à 5%, em pequenos intervalos de tempo (aproximadamente de 3 minutos) até obter-se na superfície um aspecto bom para o estudo das estruturas dos cordões de solda e de toda a zona afetada pelo calor. Após cada ataque, a superfície da amostra foi abundantemente











lavada com água e seca, seguida de uma umedecida com uma mexa de álcool e seca por jato de ar quente, para uma rápida evaporação, sem deixar marcas do fluido.

- ***Exame Macrográfico***

Uma vez preparadas as superfícies das amostras procedeu-se ao exame macrográfico que forneceu bons resultados qualitativos. Mesmo com um simples exame visual foram revelados os vários cordões de solda (passagens múltiplas) e as zonas afetadas pelo calor, sendo as amostras fotomacrografadas em suas duas faces para registro do aspecto observado.

O equipamento utilizado para as fotografias foi uma máquina Nikon F-801s, sendo autofocagem e/ou focagem manual com confirmação eletrônica e utilizando-se filmes de sensibilidade ISO 125, com iluminação artificial difusa em ângulos de incidência diversos, objetivando conseguir a melhor definição possível da microestrutura e da ZAC.

- ***Medidas de Dureza Vickers***

Em cada amostra foram medidas as durezas em 360 pontos, e para a visualização da impressão deixada no material pelo punção de diamante de forma piramidal, foi utilizada uma lente de ampliação 40x, sendo as durezas Vickers lidas automaticamente em HV. Utilizou-se uma máquina de dureza MITUTOYO AVK-C2, aplicando-se uma carga de 1 kgf durante 15s (que permite uma precisão de 0,5%, segundo catálogo do fabricante) para as medidas das durezas Vickers.

Após tiradas as fotomicrografias das faces das amostras, foram feitas avaliações do grau de dureza, tanto no metal de base como no material de adição, em cada face e em linhas segundo três níveis longitudinais com relação ao CDP. Essas leituras de dureza foram executadas de 1 em 1 mm, atravessando o cordão de solda com suas passagens múltiplas, atingindo o metal de base (MB) e a zona afetada pelo calor (ZAC), sendo que as Figs. 6.2 à 6.5 mostram os perfis de dureza correspondentes aos valores médios dos três níveis medidos.

- ***Abertura dos Entalhes e das Pré-trincas de Fadiga***

Após o levantamento dos perfis de dureza ao longo das faces das amostras e de posse dos registros das morfologias estruturais através das fotomicrografias (cinquenta e oito fotomicrografias tiradas



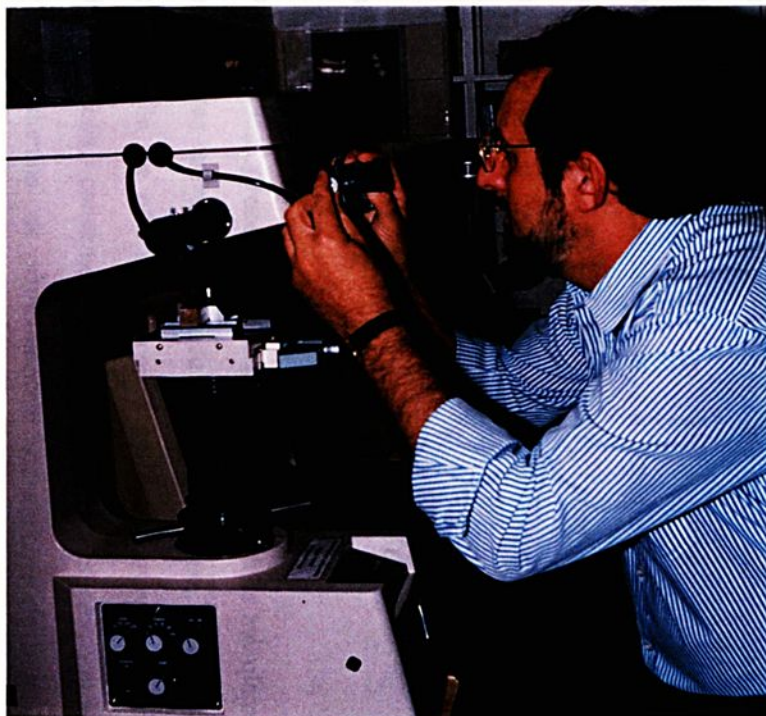


Fig. 6.6 - Máquina de dureza MITUTOYO AVK-C2.



Fig. 6.7 - Microscópio metalográfico NIKON-Optiphot-m, com objetivas de até 100x e ocular de 10x .

com uma máquina eletrônica NIKON F-801s preparada para tal fim), auxiliado ainda por observações num microscópio metalográfico, marca NIKON-Optiphot-m, com objetivas de até 100x e ocular de 10x, Figs. 6.6 e 6.7, foi possibilitada a localização da zona provavelmente mais desfavorável, que corresponde, segundo o critério adotado neste trabalho, à *região dos mais altos valores de dureza dentro da zona afetada pelo calor*, Figs. 6.8 a 6.11. Feitas estas análises, foram marcados os locais dos entalhes e em seguida fresados, em forma de "V", com abertura de 45° e profundidade de 3,0 mm, numa fresadora radial.

O carregamento aplicado aos CDPs foi de flexão em três pontos, com uma distância de 80mm entre apoios. As trincas de fadiga foram então abertas numa máquina servohidráulica de ensaio DARTEC M1000/RK, Fig. 6.12, em temperatura ambiente, até atingirem uma extensão compreendida entre 0,45 e 0,55 da altura do CDP, conforme prescreve a norma BS7448 [BSI, 1991].

- **Ensaios CTOD**

Os ensaios CTOD foram realizados numa máquina de ensaio MTS 810, com os CDPs colocados no interior de uma câmara ambiental de atmosfera controlada com nitrogênio líquido e com temperatura monitorada através de um termopar de contato colocado nas proximidades da ponta da trinca, para temperaturas compreendidas entre -50°C e -110°C, com um erro de $\pm 2^\circ\text{C}$, Fig. 6.13. Foi registrada graficamente a carga P aplicada versus a abertura das faces do entalhe, v_g . Com estes registros e de acordo com a Norma BS7448 [BSI, 1991], foram calculados os valores de CTOD, δ , nos pontos correspondentes à ruptura δ_c ou δ_u , ou à carga máxima, δ_m .

- **Metalografia e Fractografia**

A partir dos CDPs ensaiados, procedeu-se ao corte das amostras metalográficas da zona adjacente à linha de fratura, sendo essa operação realizada por jato de água, no ISQ Instituto de Soldadura e Qualidade de Lisboa, a fim de não se alterar a microestrutura original. Essas amostras foram montadas em suportes acrílicos, convenientemente lixadas com sucessivas lixas de 500, 800 e 1200, seguida de polimento com alumina de granulometria decrescente de 5 μm , 1 μm e 0,05 μm executado numa bancada de politrizes.



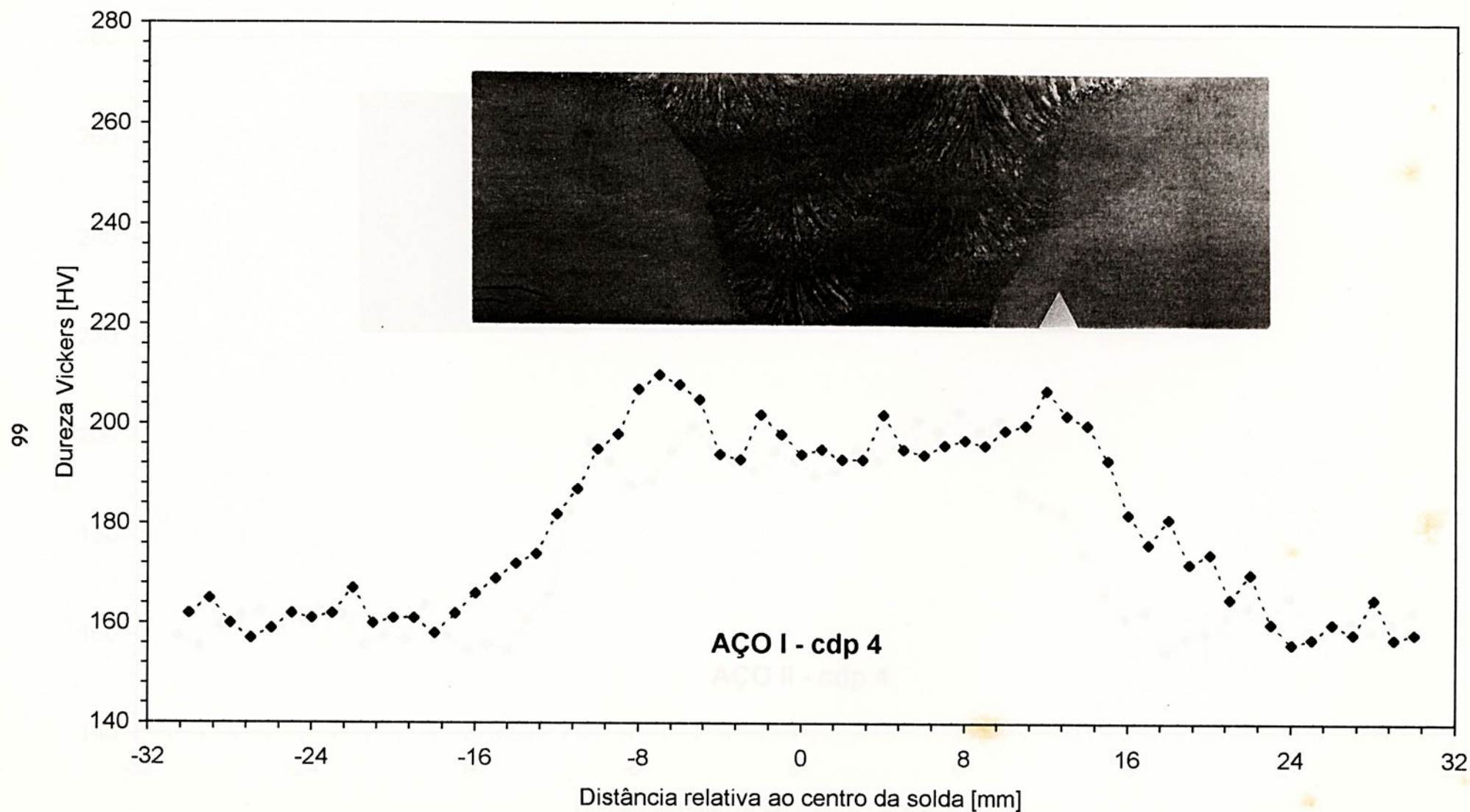


Fig. 6.8 - Fotomicrografia e o correspondente perfil de dureza da zona de soldagem (AÇO I).

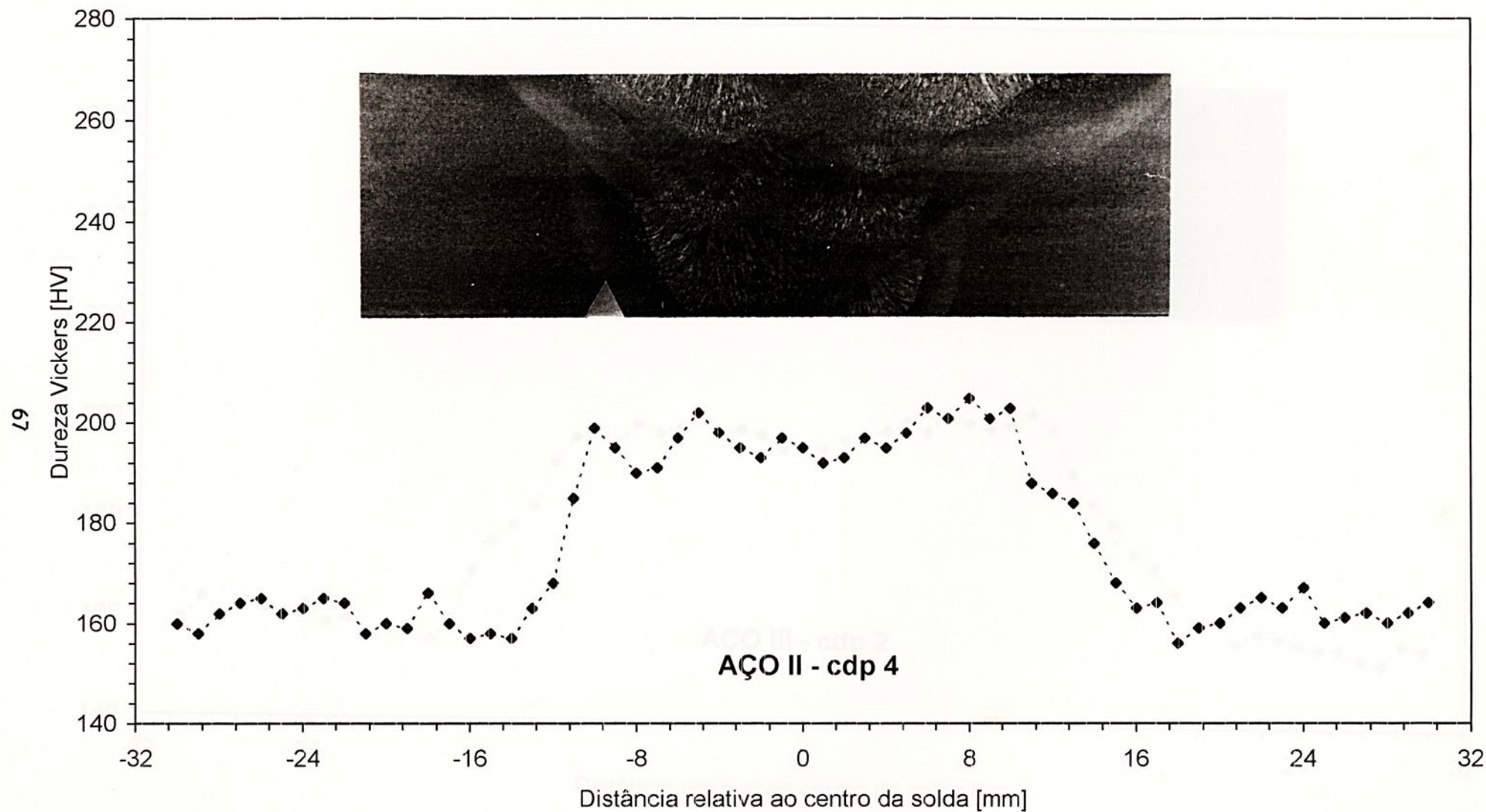


Fig. 6.9 - Fotomicrografia e o correspondente perfil de dureza da zona de soldagem (AÇO II).

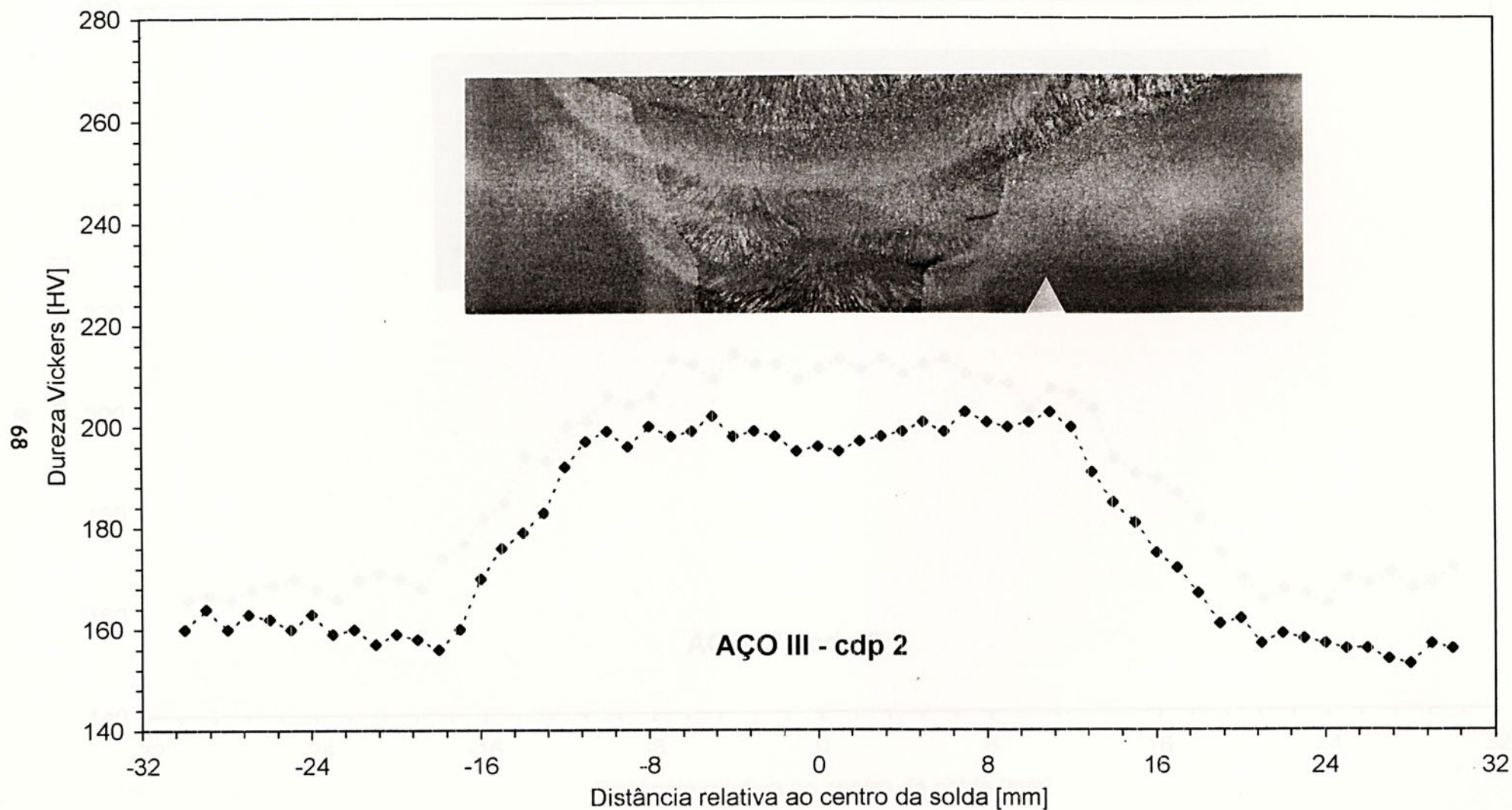


Fig. 6.10 - Fotomicrografia e o correspondente perfil de dureza da zona de soldagem (AÇO III).

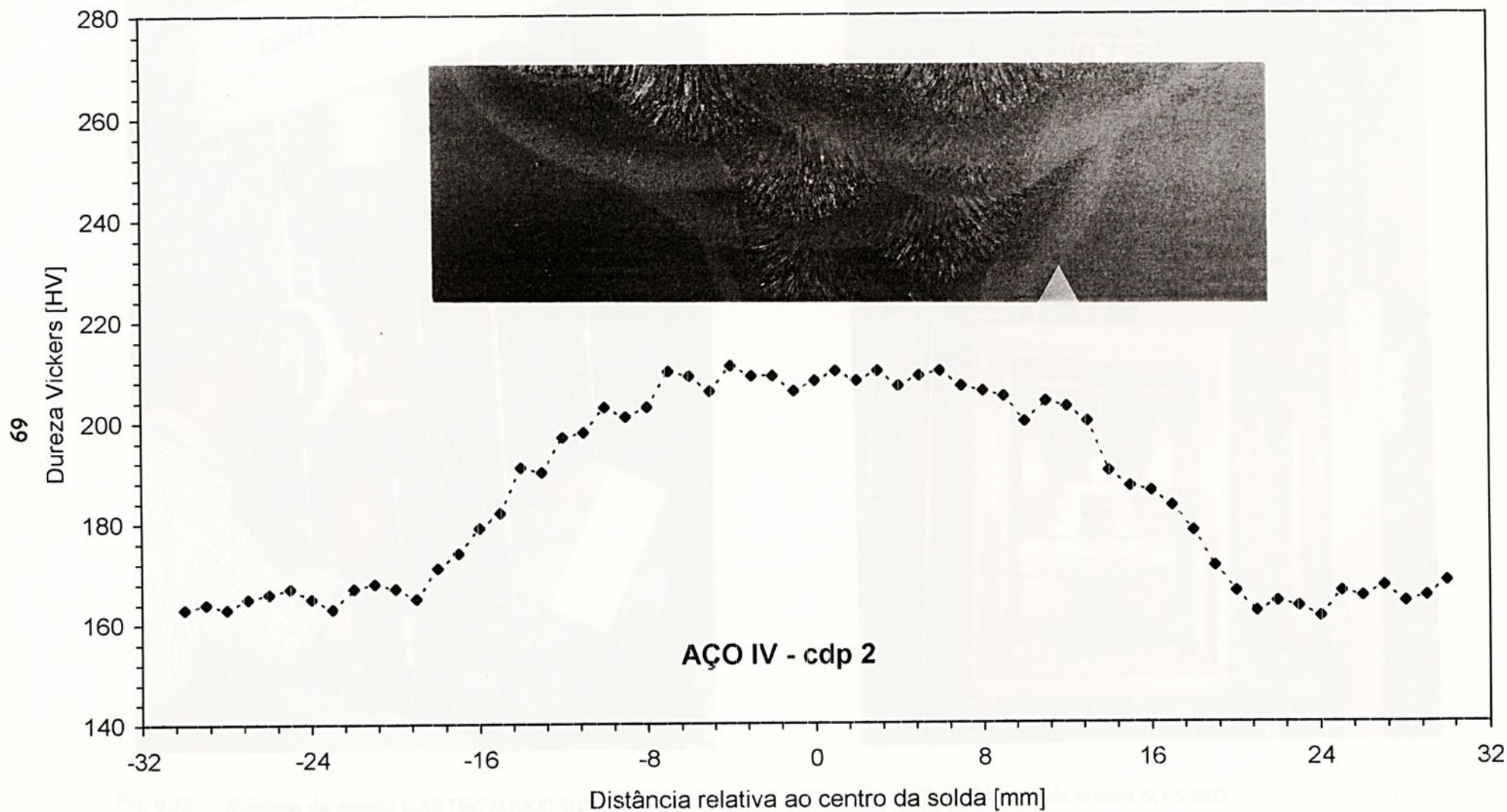


Fig. 6.11 - Fotomicrografia e o correspondente perfil de dureza da zona de soldagem (AÇO IV).

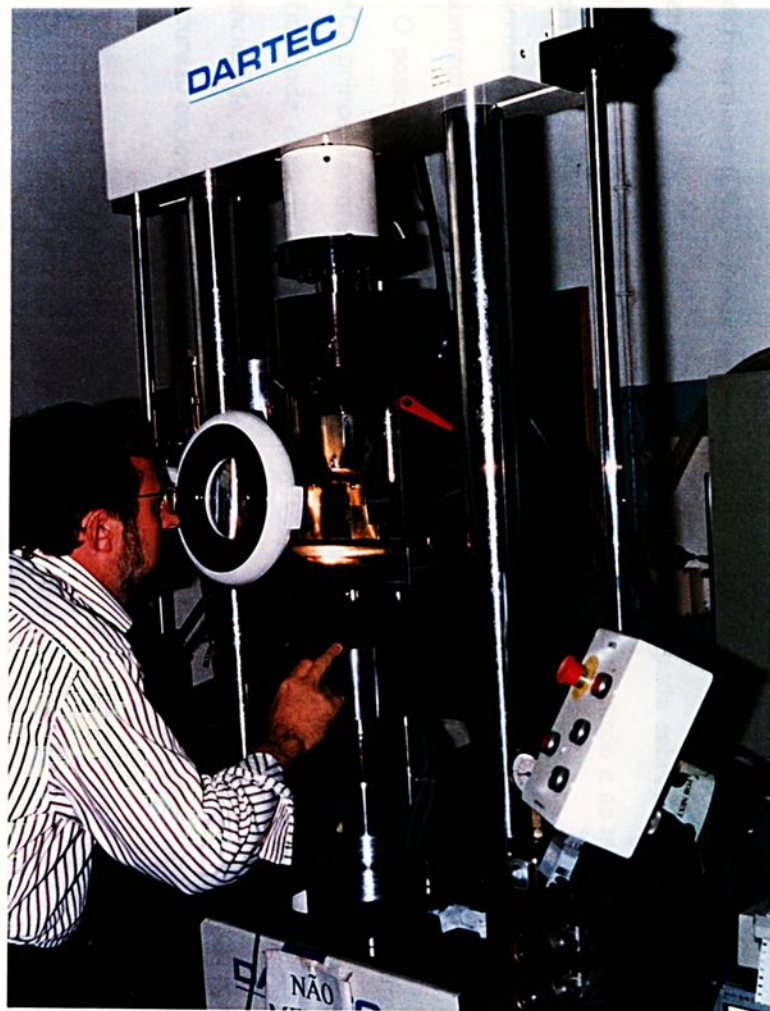


Fig. 6.12 - Máquina de ensaio DARTEC M1000/RK .

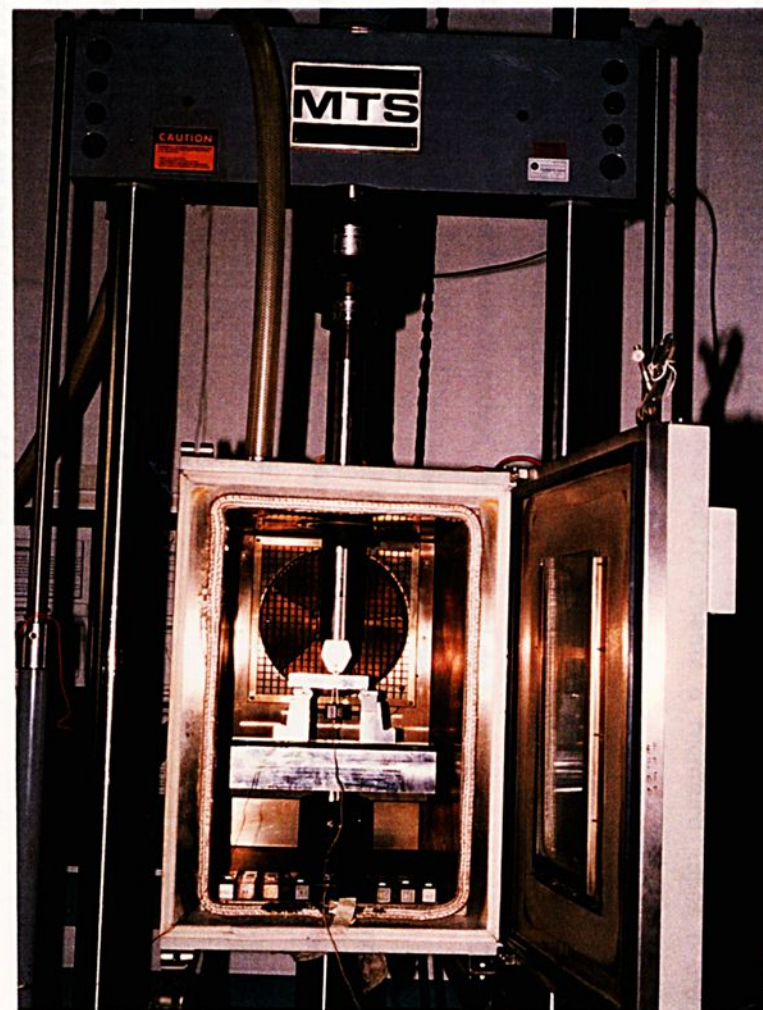


Fig. 6.13 - Máquina de ensaio MTS 810, com câmara fria acoplada.

Após o polimento das amostras, essas foram atacadas com solução de Nital 2%, a fim de provocar a corrosão do material, uma vez que a zona dos limites de grão é mais sensível e mais propícia à corrosão do que o interior do grão, definindo perfeitamente a fronteira após o ataque, possibilitando a visualização dos grãos através do microscópio.

Depois do material ter sido devidamente preparado foram tiradas fotomicrografias de várias áreas ao longo da linha da trinca de fadiga, desde o metal de base adjacente à ZAC até a posterior fratura, mostrando as várias morfologias microestruturais atravessadas pela trinca.

Sabe-se que a sobreposição das múltiplas passagens de solda tem, em princípio, um efeito benéfico, por produzir uma redução na espessura da ZAC e redução na sua dureza. No entanto, há que acrescentar outros efeitos criados pela multiplicidade das passagens.

Devido geometria da deposição dos cordões de solda, a linha de fratura atravessa em todos os aços uma sequência de diversas morfologias microestruturais incluindo parte do próprio metal depositado. Entretanto, devido a uma desigual distribuição da sequência das passagens de solda entre os diversos aços, resulta em morfologias muito diferentes a serem atravessadas, pela trinca de fadiga e fratura subsequente [Thaulow et al, 1987 e Threadgill, 1987].

O grau com que esse fato afeta a tenacidade global não depende só da fração linear das regiões desfavoráveis (LBZ - zonas de baixa tenacidade) atravessadas pela fratura, mas também do efeito, benéfico ou não, das zonas circundantes. Esse fato pode sobrepor-se, na análise dos resultados, às diferenças já existentes de aço para aço, devidas à composição e ao modo de processamento. Torna-se portanto complexa a relação entre os valores de tenacidade obtidos nos ensaios CTOD e as microestruturas que lhe deram origem, sendo mesmo quase impossível o estabelecimento de relações quantitativas.

O posicionamento da pré-trinca de fadiga com respeito à distribuição do metal depositado e das ZAC, principalmente as regiões potencialmente desfavoráveis, é extremamente importante e a dificuldade começa naturalmente com a localização adequada do entalhe. Neste estudo, como já mencionado, o critério para essa localização foi baseado na observação das macrografias e nos perfis de dureza ao longo de três linhas em cada uma das faces laterais dos CDPs.



7.1 Resultados dos ensaios CTOD

Após realizados os ensaios CTOD e de acordo com o procedimento da norma BS7448 [BSI,1991], foram feitas as nove leituras na superfície de fratura de cada CDP e calculado analiticamente o valor médio a_0 estabelecido pela mesma (Seção 5.5). Esses resultados são apresentados na Tab.7.1. Todas essas medições foram realizadas num equipamento MAXTASCAN 200, constituído de uma mesa de coordenadas XY para medições microscópicas, com precisão de $\pm 0,001\text{mm}$, Fig. 7.1.

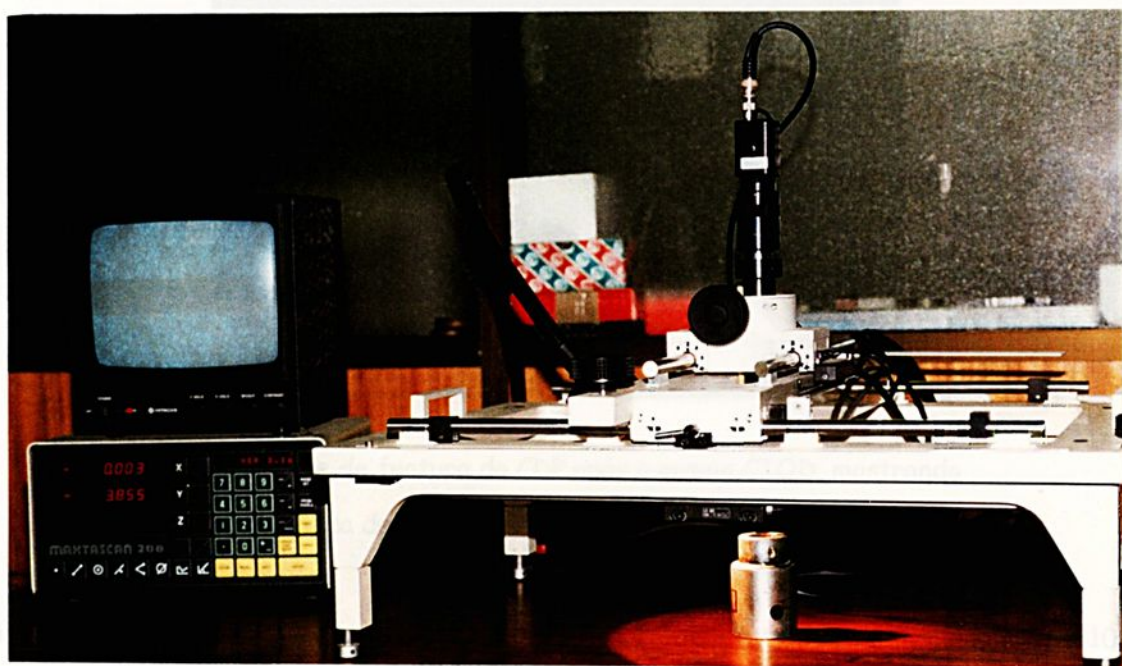


Fig. 7.1 - Equipamento MAXTASCAN 200 acoplado a mesa de coordenadas para medições microscópicas.

Em seguida, nas superfícies de fratura dos vários CDPs foram medidas as extensões $\underline{a_a}$, que corresponde ao comprimento da trinca estável adiante da pré-trinca de fadiga, tomando-se para isto os comprimentos da pré-trinca de fadiga, $\underline{a_1}$, e o comprimento dessa pré-trinca adicionado ao da trinca estável, $\underline{a_2}$.

Com a tiragem de fotografias das superfícies de fratura de todos os CDPs, ficou registrado nitidamente a evolução da trinca durante todo o ensaio e a sequência: pré-trinca de fadiga → trinca estável → fratura propriamente dita.

A Fig. 7.2 ilustra a superfície de um CDP após o ensaio CTOD e as medidas a_1 e a_2 tomadas no final da pré-trinca de fadiga e no final da trinca estável, respectivamente. Na Fig. 7.3 é mostrada toda a coleção de CDPs partidos, após os ensaios CTOD e preparados para as referidas medições.

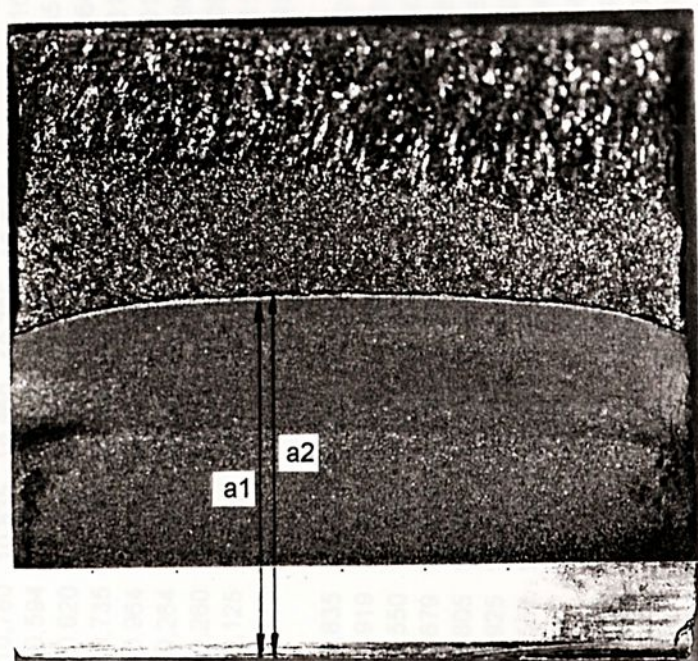


Fig.7.2 - Superfície de fratura do CDP após o ensaio CTOD, mostrando a pré-trinca de fadiga, a trinca estável e a fratura final

As Figs. 7.4 e 7.5 exemplificam duas curvas tal como foram emitidas pela máquina MTS-810, com centro de aquisição de dados acoplado, durante os ensaios de dois aços, aço IV - cdp 5 (-70°C) e aço II - cdp 4 (-70°C), respectivamente. Nas Figs. 7.6 a 7.9 estão reunidas todas as curvas, num mesmo gráfico, dos vários aços à uma mesma temperatura.

Através dessas curvas obtidas nos ensaios CTOD, para os quatro aços estudados a diferentes temperaturas, procedeu-se à determinação da componente plástica V_p (Seção 5.5, Fig. 5.13) para a força máxima aplicada, como especifica a norma BS7448.

Tabela 7.1 - Leituras realizadas na superfície de fratura dos CDPs.

(a₀ = extensão média da pré-trinca de fadiga)

AÇO/cdp	Temp.		A	B	C	D	E	F	G	H	I	a ₀	DELTA a
AÇO I / 2	-70	a1	9,590	10,058	10,350	10,615	10,705	10,845	10,738	10,650	10,185	10,481	0,121
		a2	9,685	10,235	10,435	10,710	10,842	11,015	10,885	10,749	10,205	10,602	
AÇO I / 3	-110	a1	10,085	10,550	10,765	10,805	10,829	10,740	10,685	10,556	10,141	10,630	0,024
		a2	10,105	10,570	10,780	10,835	10,860	10,765	10,715	10,580	10,161	10,655	
AÇO I / 4	-110	a1	9,840	10,440	10,594	10,680	10,670	10,530	10,395	10,180	9,651	10,404	0,020
		a2	9,860	10,465	10,620	10,700	10,680	10,555	10,405	10,210	9,660	10,424	
AÇO I / 5	-50	a1	9,835	10,370	10,735	10,965	11,146	11,260	11,305	11,190	10,810	10,912	0,165
		a2	9,985	10,481	10,964	11,155	11,237	11,383	11,490	11,405	11,012	11,077	
AÇO I / 6	-90	a1	9,570	10,045	10,264	10,445	10,375	10,380	10,202	9,885	9,490	10,141	0,028
		a2	9,612	10,070	10,260	10,476	10,413	10,410	10,245	9,917	9,509	10,169	
AÇO I / 7	-90	a1	9,985	10,082	10,125	10,079	9,973	9,810	9,550	9,210	8,315	9,747	0,088
		a2	10,128	10,149	10,175	10,132	10,045	9,955	9,676	9,270	8,435	9,835	
AÇO II / 1	-70	a1	10,095	10,556	10,835	11,010	11,051	11,055	11,112	10,930	10,479	10,855	0,076
		a2	10,203	10,635	10,919	11,085	11,125	11,102	11,146	11,065	10,534	10,931	
AÇO II / 2	-50	a1	10,165	10,445	10,550	10,567	10,535	10,445	10,360	10,125	9,550	10,361	0,111
		a2	10,185	10,466	10,679	10,695	10,620	10,595	10,415	10,255	9,916	10,472	
AÇO II / 3	-110	a1	9,995	10,625	10,805	10,940	10,925	10,875	10,725	10,480	9,905	10,666	0,044
		a2	10,240	10,658	10,925	10,955	10,935	10,880	10,740	10,495	9,940	10,710	
AÇO II / 4	-70	a1	10,036	10,581	10,551	11,226	11,236	11,278	11,243	11,371	10,996	11,000	0,071
		a2	10,071	10,625	10,587	11,271	11,351	11,421	11,359	11,406	11,036	11,072	
AÇO II / 5	-90	a1	10,405	10,760	10,990	11,045	11,016	10,940	10,750	10,375	9,934	10,756	0,033
		a2	10,430	10,790	11,030	11,082	11,060	10,962	10,785	10,405	9,960	10,789	
AÇO II / 6	-110	a1	9,740	10,305	10,520	10,580	10,500	10,395	10,185	9,920	9,430	10,249	0,020
		a2	9,780	10,320	10,530	10,602	10,520	10,415	10,205	9,940	9,455	10,269	
AÇO II / 7	-50	a1	10,864	10,895	10,977	10,997	10,989	11,018	11,005	10,986	10,946	10,972	0,059
		a2	10,987	11,005	11,024	11,036	11,063	11,046	11,032	11,026	11,032	11,030	

Tabela 7.1 - (continuação)

AÇO/cdp	Temp.		A	B	C	D	E	F	G	H	I	a0	DELTA a
AÇO III / 1	-70	a1	9,072	9,545	9,750	9,809	9,879	9,974	10,840	9,975	9,450	9,879	0,094
		a2	9,146	9,600	9,815	9,896	9,996	10,065	10,915	10,135	9,580	9,973	
AÇO III / 2	-70	a1	10,786	11,186	11,184	11,101	11,036	10,881	10,736	10,528	10,156	10,890	0,079
		a2	10,843	11,206	11,217	11,237	11,112	10,935	10,885	10,629	10,224	10,969	
AÇO III / 3	-50	a1	10,010	10,405	10,580	10,710	10,830	10,951	10,972	10,915	10,634	10,711	0,326
		a2	10,160	10,648	10,861	10,932	11,040	11,217	11,200	11,940	10,755	11,037	
AÇO III / 4	-110	a1	9,195	9,885	10,180	10,320	10,340	10,270	10,025	9,565	8,660	9,939	0,021
		a2	9,208	9,905	10,205	10,340	10,366	10,284	10,050	9,585	8,678	9,960	
AÇO III / 5	-70	a1	10,415	10,750	10,990	11,062	11,015	10,955	10,770	10,405	9,940	10,766	0,041
		a2	10,456	10,806	11,045	11,095	11,080	10,980	10,805	10,429	9,966	10,806	
AÇO III / 6	-90	a1	9,804	10,479	10,709	10,779	10,769	10,709	10,565	10,325	9,619	10,506	0,022
		a2	9,859	10,499	10,735	10,799	10,754	10,744	10,590	10,339	9,669	10,528	
AÇO III / 7	-90	a1	10,824	10,158	11,219	11,234	11,228	11,159	10,994	10,693	10,109	10,894	0,026
		a2	10,844	10,169	11,250	11,254	11,249	11,184	11,028	10,729	10,149	10,920	
AÇO IV / 1	-90	a1	10,110	10,575	10,692	10,665	10,794	10,826	10,685	10,540	10,190	10,616	0,053
		a2	10,160	10,635	10,750	10,730	10,850	10,885	10,716	10,595	10,221	10,669	
AÇO IV / 2	-50	a1	10,835	10,847	10,864	10,886	10,925	11,095	11,089	11,055	11,038	10,962	0,119
		a2	10,952	10,973	10,965	11,045	11,145	11,118	11,197	11,186	11,095	11,082	
AÇO IV / 3	-90	a1	10,552	10,977	11,081	11,047	10,967	10,847	10,772	10,585	10,187	10,831	0,048
		a2	10,577	11,002	11,137	11,102	11,002	10,924	10,842	10,618	10,222	10,878	
AÇO IV / 4	-110	a1	10,340	10,635	10,815	11,080	11,200	11,214	11,150	10,960	10,460	10,932	0,018
		a2	10,355	10,656	10,840	11,100	11,220	11,228	11,160	10,995	10,450	10,950	
AÇO IV / 5	-70	a1	10,544	10,785	11,038	11,175	11,198	11,124	11,102	11,020	10,380	10,988	0,057
		a2	10,575	10,834	11,125	11,226	11,245	11,194	11,158	11,085	10,408	11,045	
AÇO IV / 6	-70	a1	9,865	10,540	10,840	11,020	11,080	11,020	10,915	10,640	10,000	10,748	0,070
		a2	9,950	10,605	10,902	11,084	11,135	11,077	11,050	10,695	10,055	10,819	
AÇO IV / 7	-110	a1	9,055	9,415	9,375	9,280	9,185	9,062	8,929	8,605	8,029	9,049	0,035
		a2	9,097	9,433	9,398	9,303	9,210	9,085	8,984	8,647	8,122	9,084	



Fig. 7.3 - Coleção completa dos CDPs ensaiados neste trabalho.

Em seguida, foram determinados analiticamente os valores de δ correspondentes ao deslocamento da abertura da ponta da trinca, CTOD, e seus componentes da deformação elástica, δ_e , da deformação plástica, δ_p e da deformação total, consoante com o ponto do gráfico onde se dá a ruptura e, que a norma BS7448 denomina de δ_c , δ_m e δ_u , conforme seja a fratura por ruptura frágil, por ruptura dúctil à carga máxima ou por ruptura dúctil (mas sem atingir o patamar de carga máxima), respectivamente.

Na Tab. 7.2 esses resultados numéricos são apresentados, assim como também as tensões de escoamento $\sigma_{e2\%}$ dos quatro aços, que foram obtidas quando da sua recepção, a carga máxima P e o comprimento médio da pré-trinca de fadiga, a_0 . Além disso, é apresentado a relação a_0/w (fator rotacional), para que se possa verificar uma das principais condições de validade do ensaio CTOD, ou seja, essa relação deve estar compreendida entre 0,45 e 0,55.

Tabela 7.2 - Resultados do ensaio CTOD na ZAC da junta soldada topo a topo para todos os CDPs dos aços ensaiados.

AÇO/cdp	$\sigma_{e2\%}$ [MPa]	Temp. [°C]	P [N]	a_0 [mm]	a_0 / w	V_p [mm]	δ_e [mm]	δ_p [mm]	δ_c [mm]	δ_u [mm]	δ_m [mm]
AÇO I / 2	478	-70	16325	10,481	0,524	2,155	0,025	0,501	*	0,526	*
AÇO I / 3	478	-110	12004	10,630	0,532	0,090	0,014	0,021	0,035	*	*
AÇO I / 4	478	-110	11357	10,404	0,520	0,130	0,012	0,031	0,043	*	*
AÇO I / 5	478	-50	14611	10,912	0,546	2,680	0,024	0,589	*	0,613	*
AÇO I / 6	478	-90	14256	10,141	0,507	0,225	0,017	0,055	0,072	*	*
AÇO I / 7	478	-70	15973	9,747	0,487	0,495	0,019	0,128	*	0,147	*
AÇO II / 1	470	-50	15554	10,855	0,543	4,210	0,026	0,929	*	*	0,955
AÇO II / 2	470	-50	16273	10,361	0,518	3,850	0,024	0,915	*	*	0,939
AÇO II / 3	470	-110	12189	10,666	0,533	0,075	0,015	0,017	0,032	*	*
AÇO II / 4	470	-70	13346	11,000	0,550	1,445	0,020	0,307	*	0,327	*
AÇO II / 5	470	-90	12287	10,756	0,538	0,255	0,016	0,057	0,073	*	*
AÇO II / 6	470	-110	14090	10,249	0,512	0,120	0,018	0,029	0,047	*	*
AÇO II / 7	470	-50	11885	10,972	0,549	2,250	0,016	0,424	*	0,440	*
AÇO III / 1	435	-70	16085	9,879	0,494	2,410	0,022	0,613	*	0,635	*
AÇO III / 2	435	-70	11892	10,890	0,545	2,280	0,017	0,502	*	0,519	*
AÇO III / 3	435	-50	14225	10,711	0,536	4,290	0,023	0,970	*	*	0,993
AÇO III / 4	435	-110	11687	9,939	0,497	0,054	0,042	0,071	0,113	*	*
AÇO III / 5	435	-70	9805	10,766	0,538	0,915	0,011	0,205	0,216	*	*
AÇO III / 6	435	-90	10347	10,506	0,525	0,360	0,017	0,084	*	0,161	*
AÇO III / 7	435	-90	9852	10,894	0,545	0,440	0,012	0,097	0,109	*	*
AÇO IV / 1	389	-90	11193	10,616	0,531	0,440	0,015	0,101	*	0,116	*
AÇO IV / 2	389	-50	10548	10,962	0,548	2,190	0,015	0,427	*	0,442	*
AÇO IV / 3	389	-90	11211	10,831	0,542	0,530	0,016	0,118	*	0,134	*
AÇO IV / 4	389	-110	10327	10,932	0,547	0,170	0,014	0,037	0,052	*	*
AÇO IV / 5	389	-70	11091	10,988	0,549	1,510	0,017	0,324	*	0,340	*
AÇO IV / 6	389	-70	12552	10,748	0,537	1,250	0,020	0,281	*	0,301	*
AÇO IV / 7	389	-110	15845	9,049	0,452	0,075	0,019	0,021	0,040	*	*

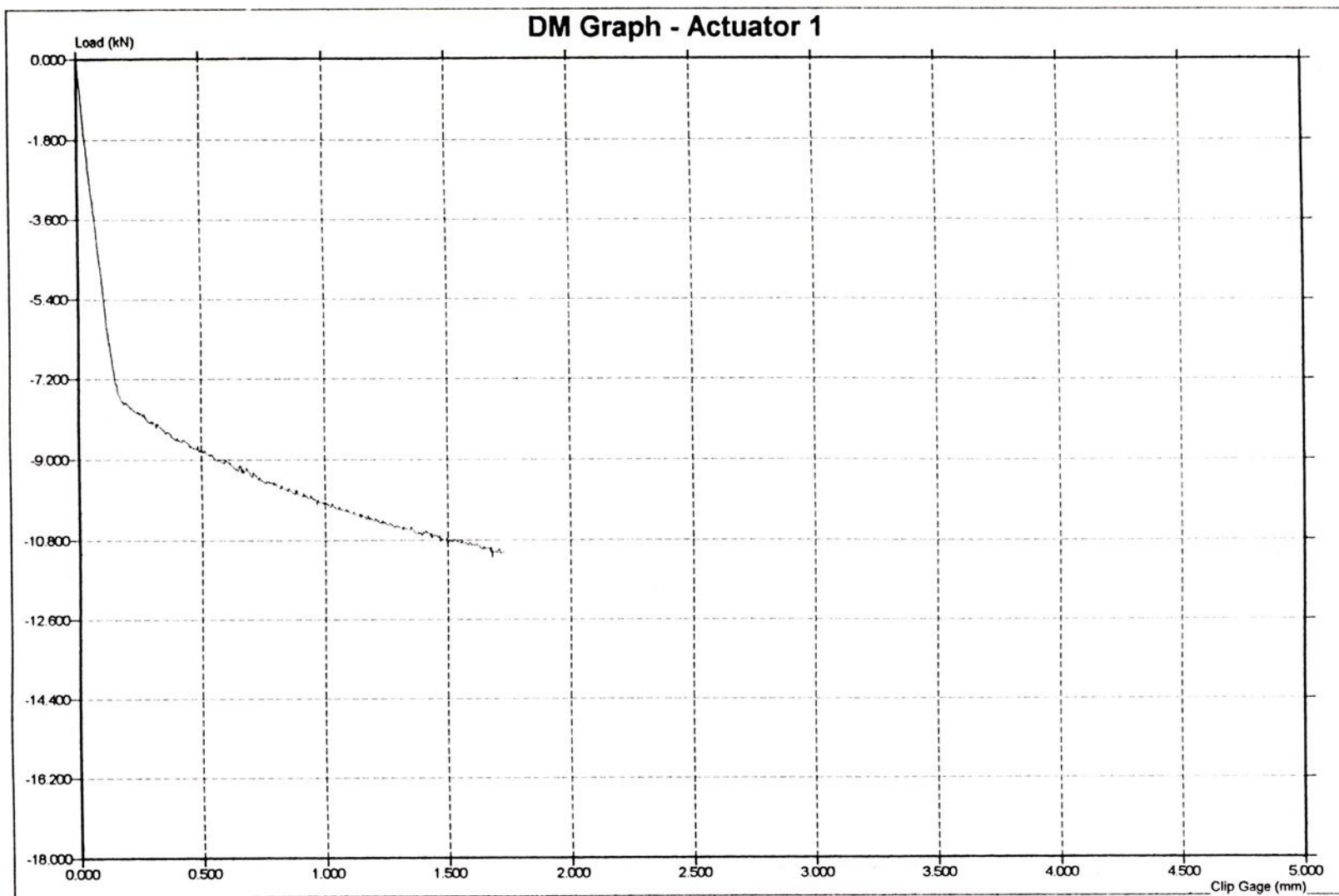


Fig. 7.4 - Curva da carga P [kN] versus abertura do entalhe [mm] (AÇO IV, cdp 5, -70°C)

Actuator/Step/Capture: 1 - 1 - 1
Date/Time: 27-10-1997 - 18:36:08

DATA MANAGER 96

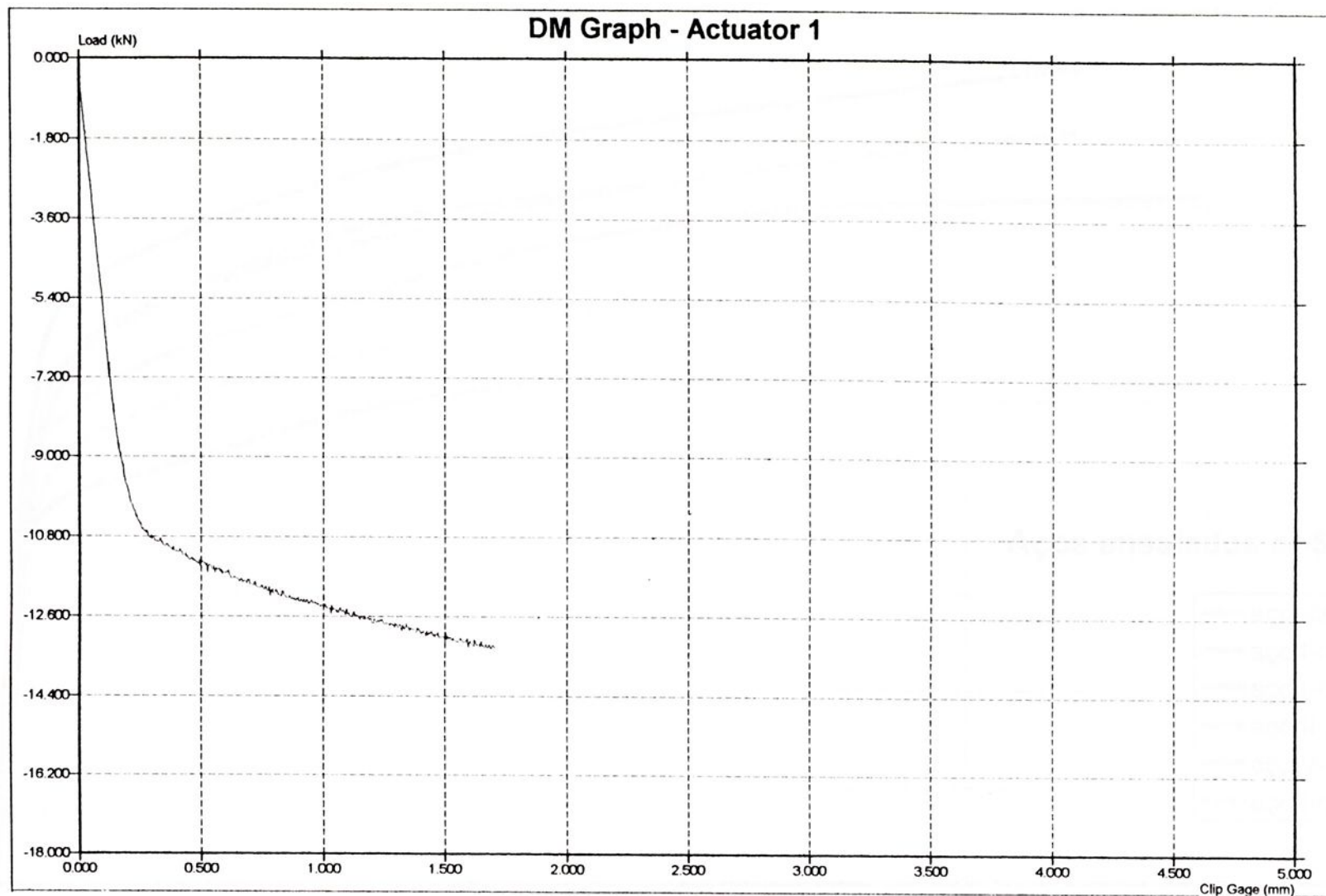
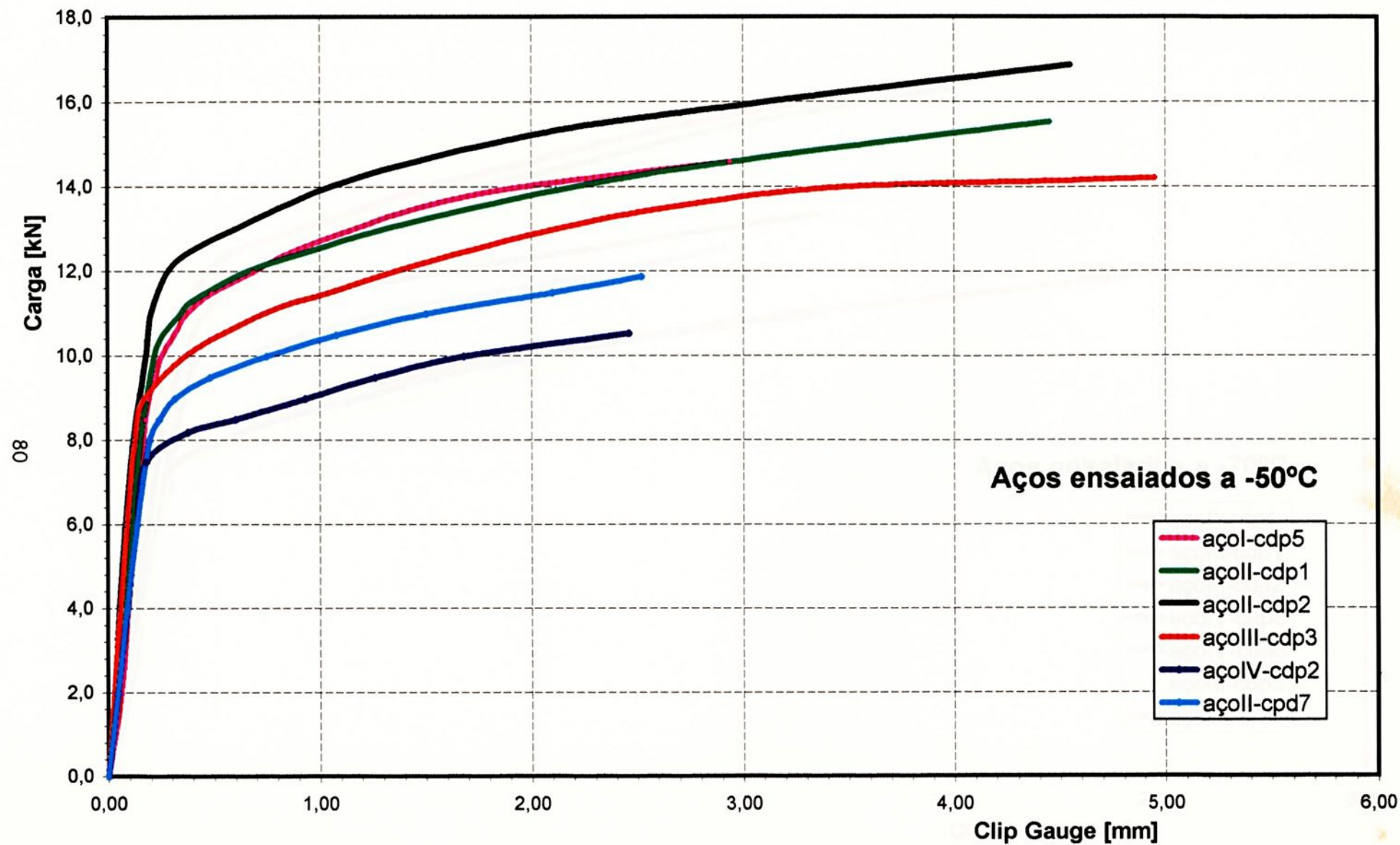
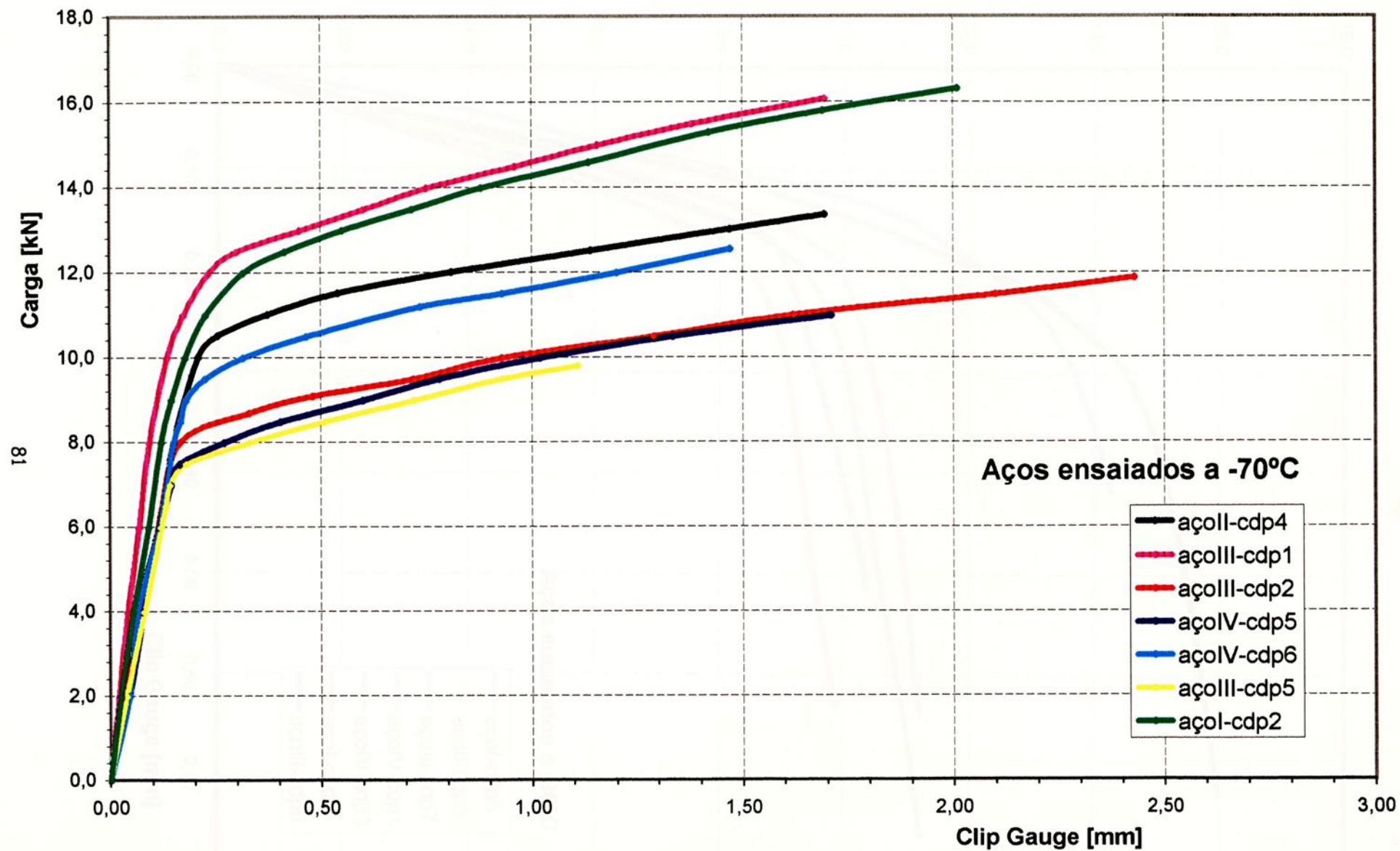


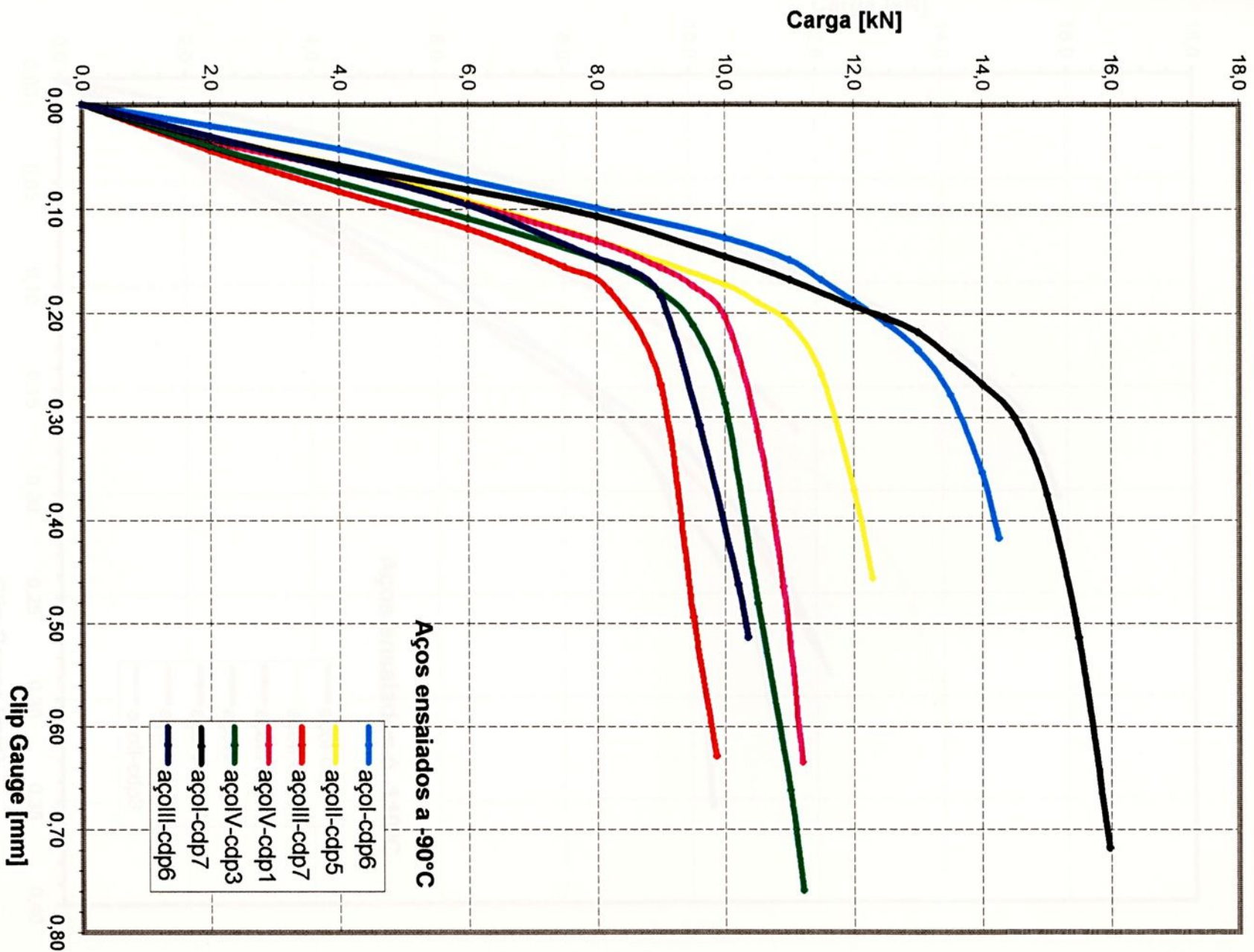
Fig. 7.5 - Curva da carga P [kN] versus abertura do entalhe [mm] (AÇO II, cdp 4, -70°C)

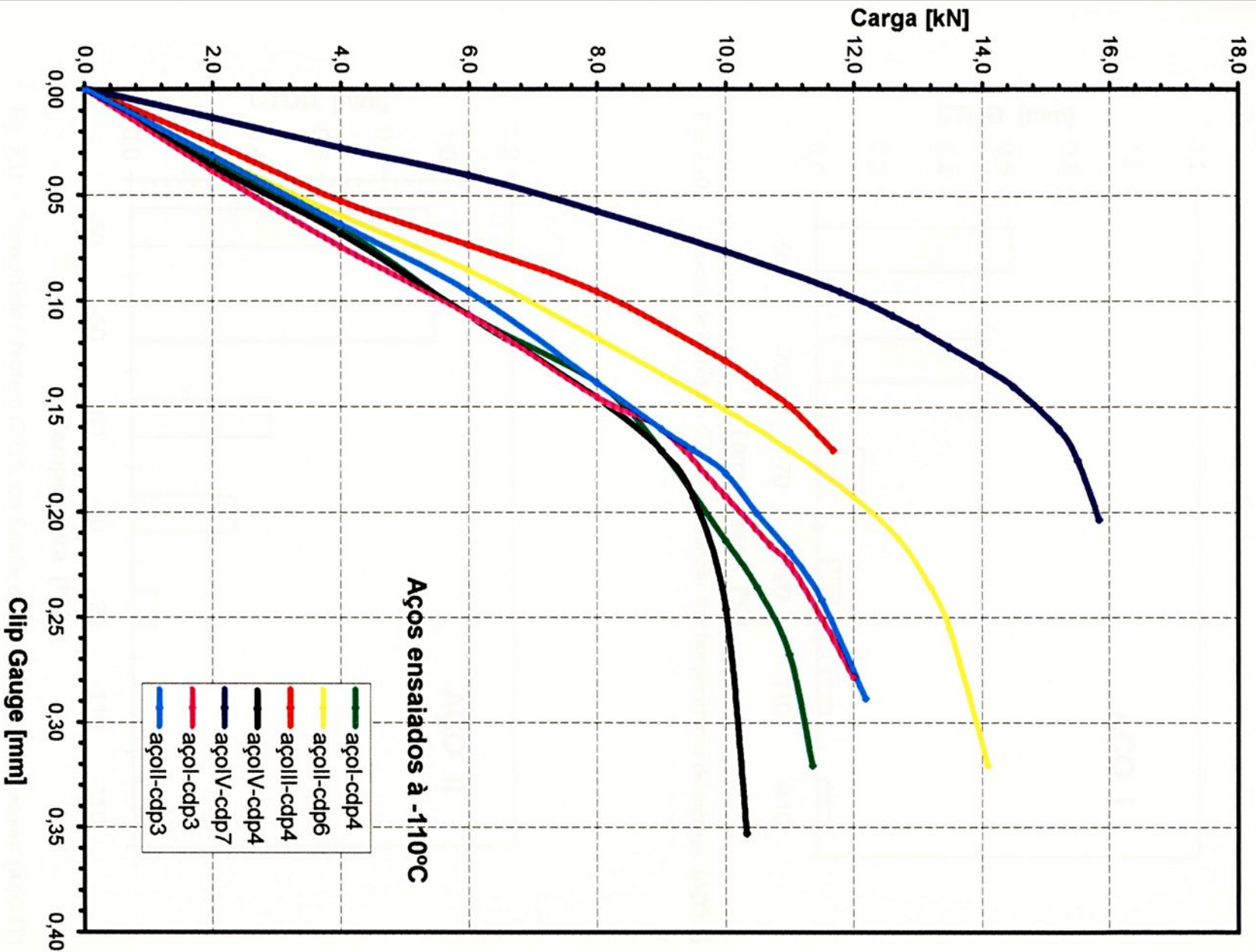
Actuator/Step/Capture: 1 - 1 - 1
Date/Time: 27-10-1997 - 15:50:48

----- DATA MANAGER 96 -----









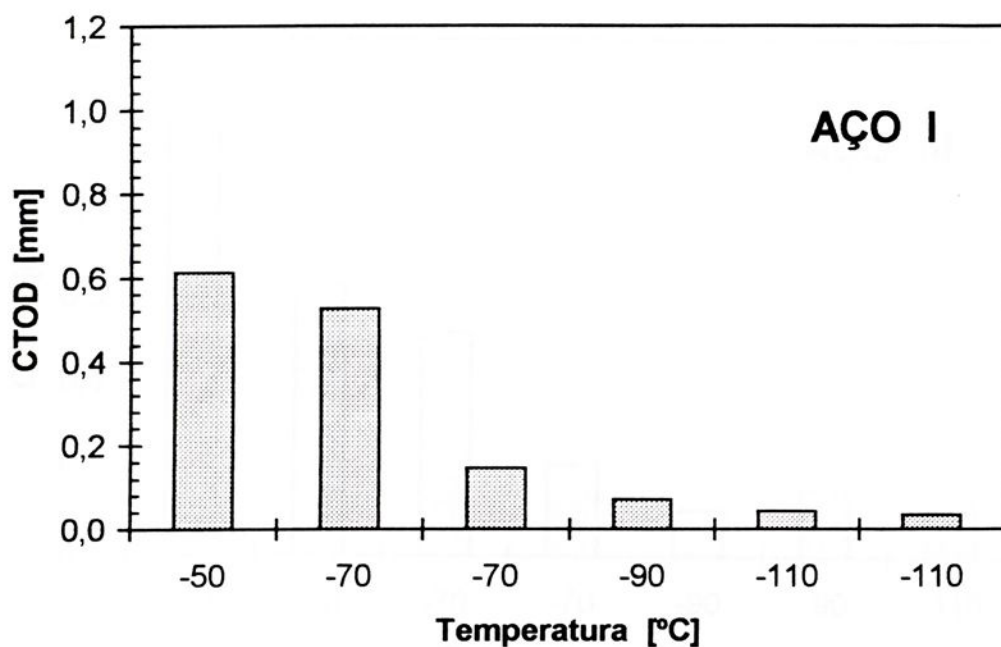


Fig. 7.10 - Tenacidade à fratura CTOD, em função das temperaturas de ensaios (AÇO I).

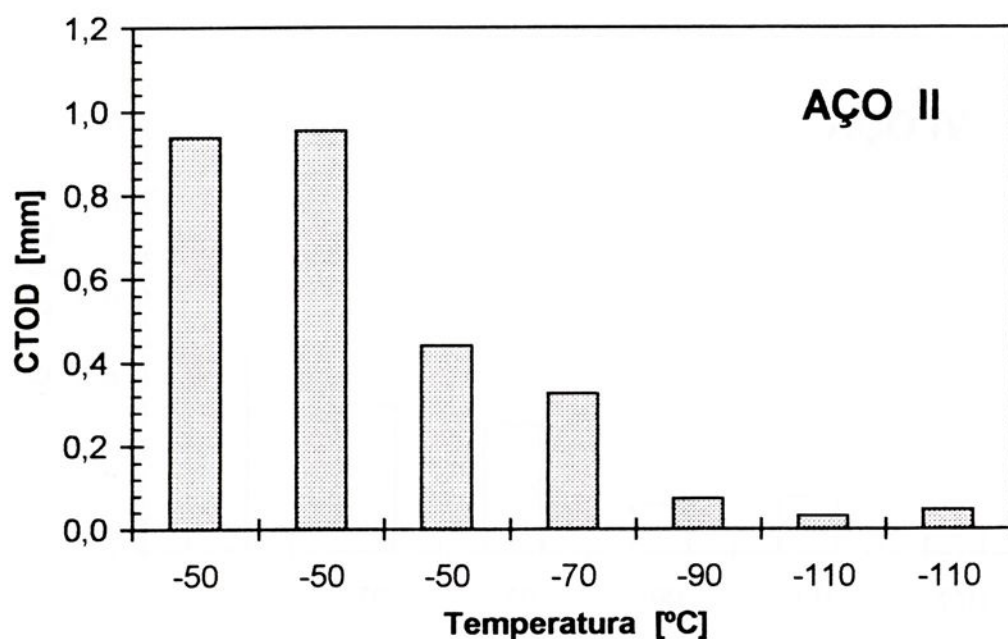


Fig. 7.11 - Tenacidade à fratura CTOD, em função das temperaturas de ensaios (AÇO II).

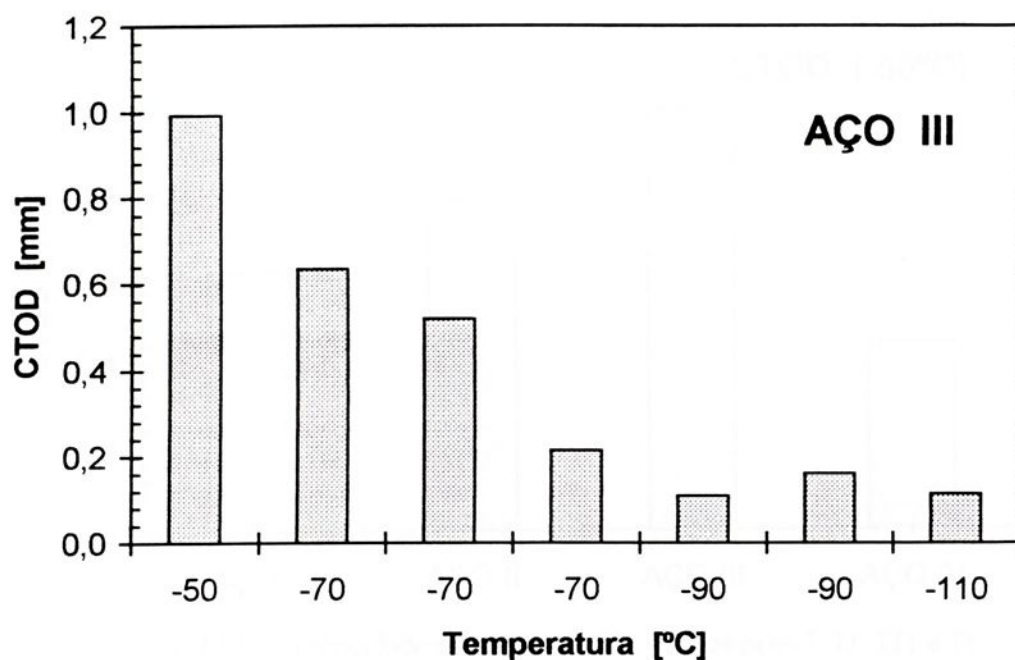


Fig. 7.12 - Tenacidade à fratura CTOD, em função das temperaturas de ensaios (AÇO III).

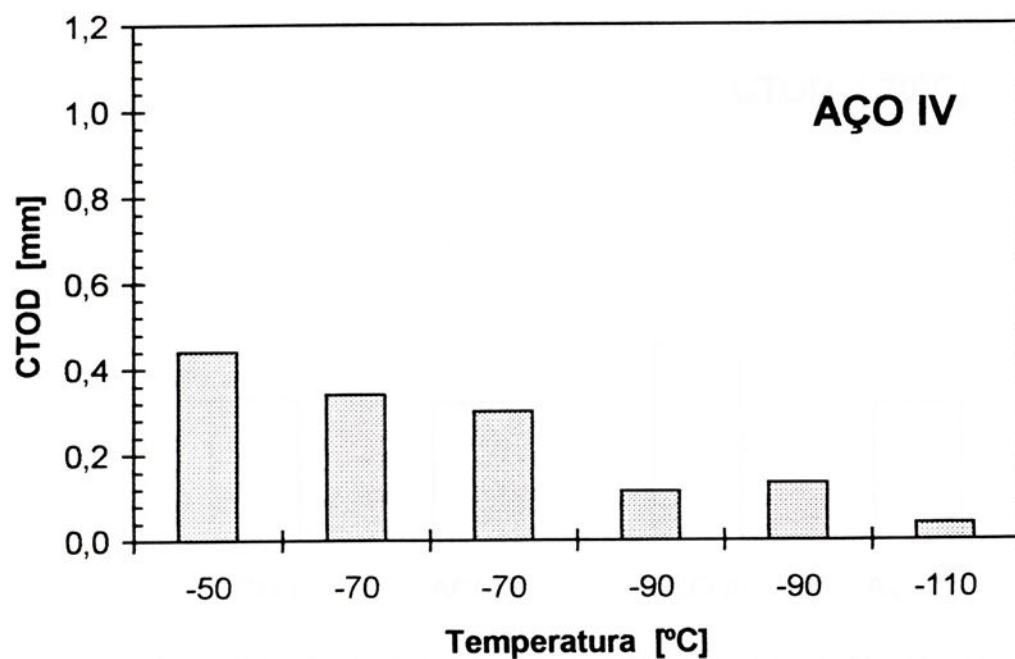


Fig. 7.13 - Tenacidade à fratura CTOD, em função das temperaturas de ensaios (AÇO IV).

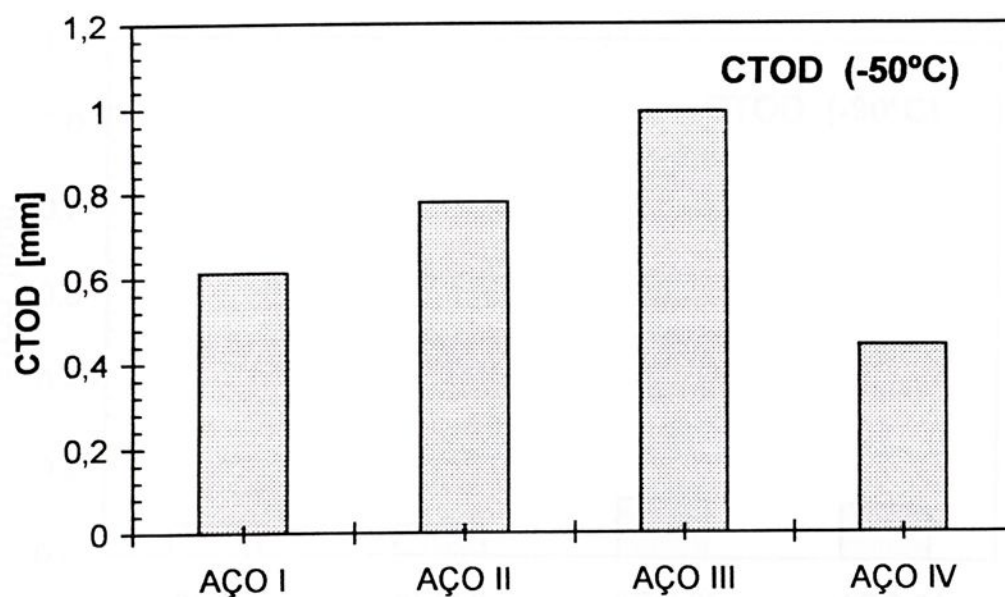


Fig. 7.14 - Tenacidade à fratura CTOD, para os aços I, II, III e IV ensaiados à $(-50^{\circ}\text{C} \pm 2^{\circ}\text{C})$.

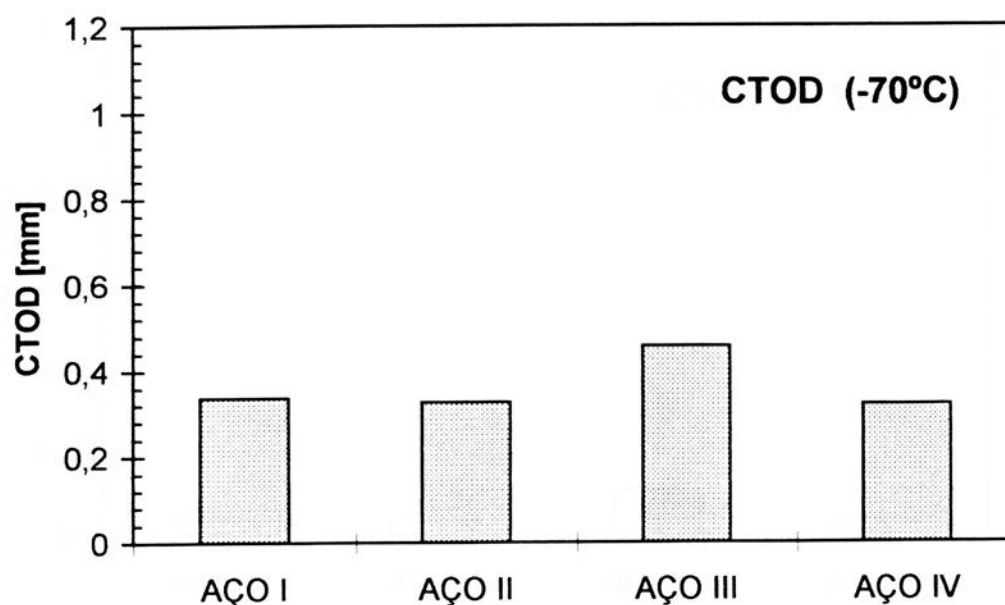


Fig. 7.15 - Tenacidade à fratura CTOD, para os aços I, II, III e IV ensaiados à $(-70^{\circ}\text{C} \pm 2^{\circ}\text{C})$.

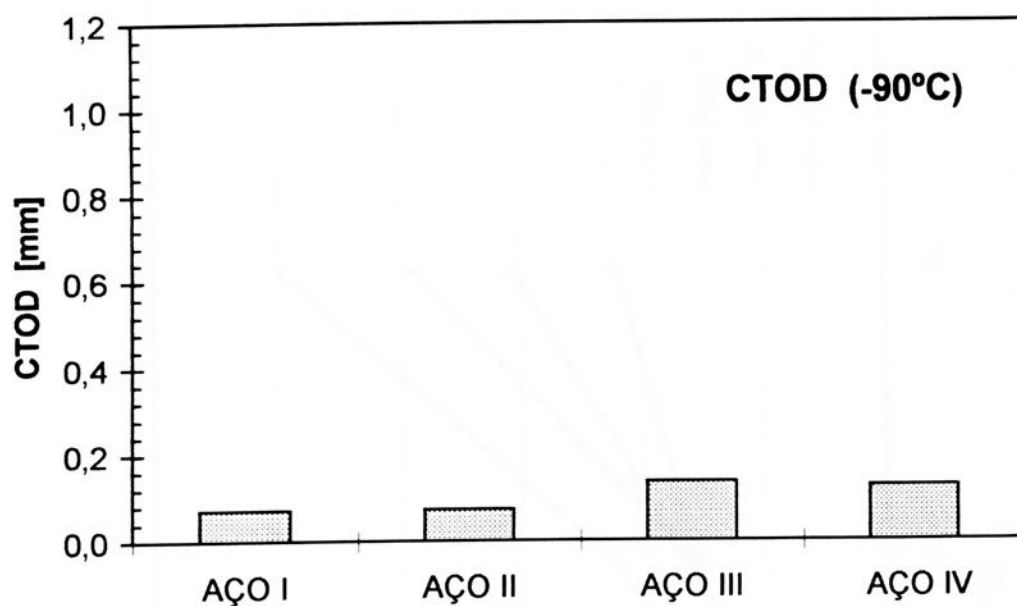


Fig. 7.16 - Tenacidade à fratura CTOD, para os aços I, II, III e IV ensaiados à $(-90^{\circ}\text{C} \pm 2^{\circ}\text{C})$.

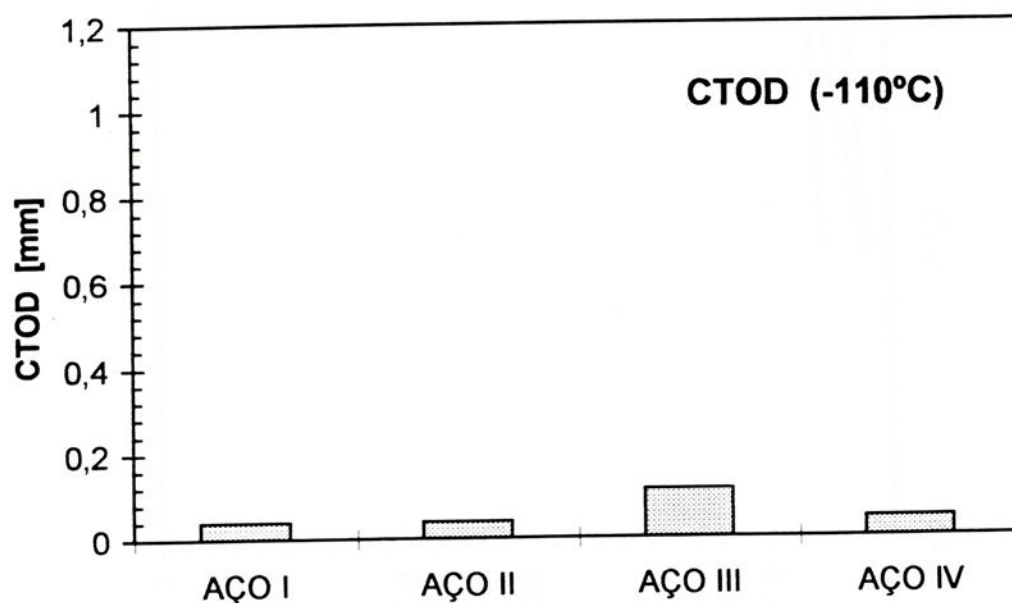
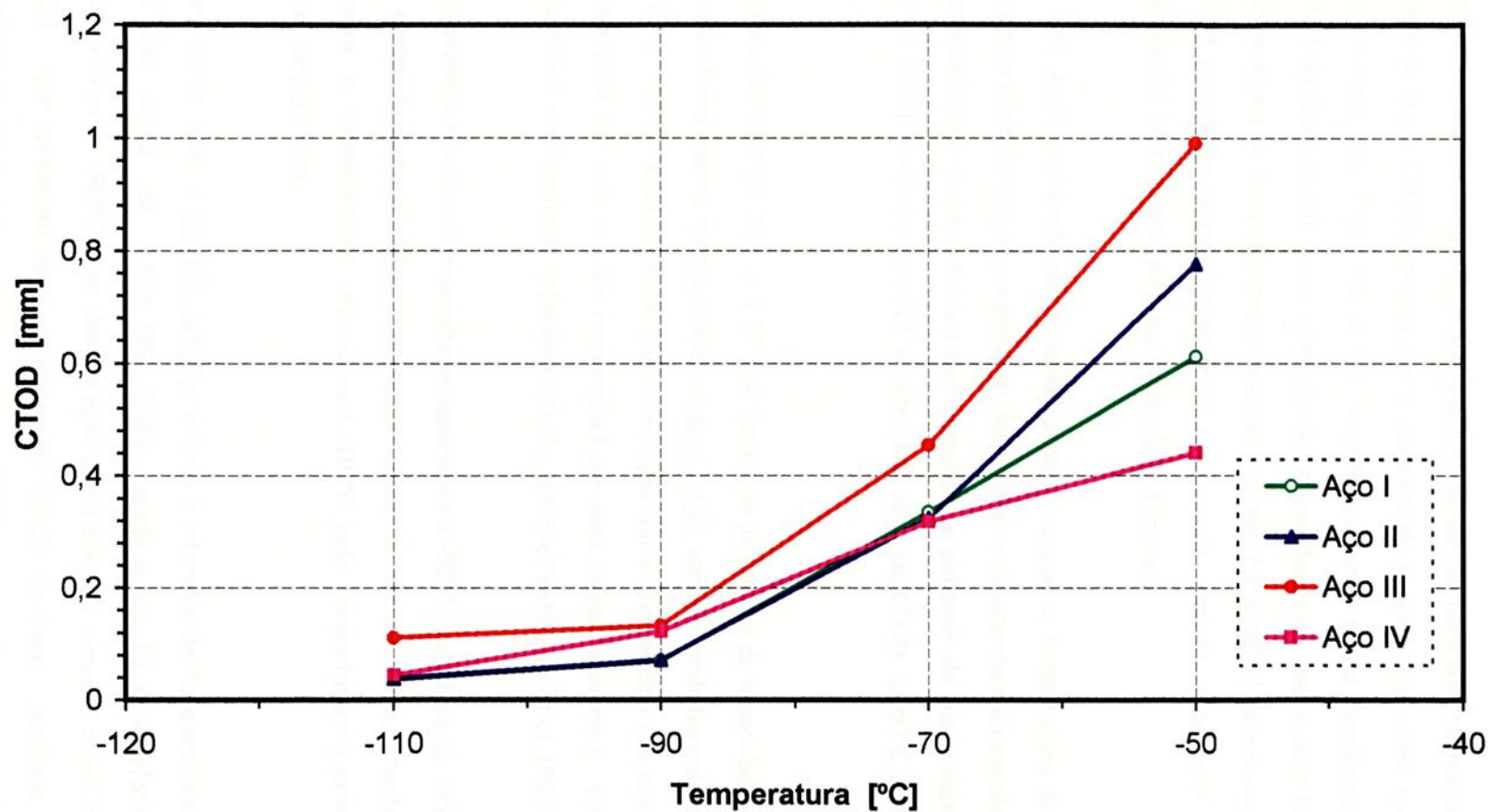


Fig. 7.17 - Tenacidade à fratura CTOD, para os aços I, II, III e IV ensaiados à $(-110^{\circ}\text{C} \pm 2^{\circ}\text{C})$.



7.2 Discussão dos resultados

Os resultados obtidos foram plotados em gráficos de barras para uma melhor análise, Figs. 7.10 a 7.13, observando-se que o CTOD aumenta com o aumento da temperatura, como era de se esperar e, tomando-se as curvas das Figs. 7.6 a 7.9, visualiza-se uma nítida tendência de transição do comportamento frágil para dúctil, nesse intervalo de temperaturas em que os aços foram ensaiados. No entanto, a temperatura de transição propriamente dita não foi possível determinar dado o reduzido número de CDPs envolvidos neste estudo. Fica evidenciado contudo, que quanto mais frágil for o comportamento do aço tanto menor será sua tenacidade à fratura.

Por outro lado, ainda analisando essas curvas, observa-se que na temperatura de -110°C todos os aços tiveram comportamento frágil com pequeno deslocamento da abertura do entalhe, enquanto que a -70°C todos apresentaram-se como dúcteis sem atingirem o patamar de carga máxima, δ_u , conforme a norma [BS7448, 1991]. Apenas o aço III mostra sua curva de CTOD a -50°C com fratura dúctil à carga máxima, δ_m .

Pode ser observado nas Figs. 7.14 a 7.17, que fornecem os valores da tenacidade CTOD relativos as amostras ensaiadas numa mesma temperatura, os aços I e II apresentando baixos valores de CTOD na faixa de -110°C a -90°C , ressaltando-se que esses aços são os únicos dois que contêm nióbio na sua composição e que pode ter sido um dos responsáveis por esse comportamento a temperaturas muito baixas e, que confirma a indicação da referência [Dolby, 1976 e Pontremoli et al, 1990].

Não foram realizados ensaios a temperaturas superiores a -50°C , pelo fato de todos os quatro aços já mostrarem comportamento dúctil a essa temperatura; do mesmo modo, também não foram realizados ensaios a temperaturas inferiores a -110°C , pelo comportamento extremamente frágil apresentado pela curvas CTOD.

Ademais, verifica-se que o aço III satisfaz a todo o intervalo de temperaturas ensaiadas, com valores de CTOD acima de 0,1mm (Fig. 7.18), sendo o aço IV é satisfatório apenas para temperaturas superiores à -90°C e, os demais aços (aços I e II) somente acima de -70°C . Desse modo, o aço III, que apresenta na sua composição adição de boro, ausência de nióbio com reduzidíssima adição de alumínio e um processamento TMCR, sem resfriamento acelerado (AC), é o que melhores resultados apresentou.



Desse modo a adição de Nb e Al não parece contribuir para o aumento dos valores de CTOD à baixas temperaturas, haja visto o comportamento apresentado pelos aços I e II. Comparando o aço III com o aço IV (ambos com ausência de nióbio) observa-se que o resfriamento acelerado AC (presente neste último) após o processamento TMCR, não se mostrou benéfico quanto aos resultados de CTOD.

Tab. 7.3 - Valores de CTOD para os vários aços nas diferentes temperaturas

	-50°C		-70°C		-90°C		-110°C
AÇO I	0,613	→ (-45%) →	0,337	→ (-78,6%) →	0,072	→ (-45,8%) →	0,039
	↓		↓		↓		↓
	(+26,9%)		(-2,97 %)		(+1,4%)		(+2,56%)
AÇO II	0,778	→ (-57,9%) →	0,327	→ (-77,7%) →	0,073	→ (-45,2%) →	0,040
	↓		↓		↓		↓
	(+27,6%)		(+39,8%)		(+84,9%)		(+182,5%)
AÇO III	0,993	→ (-53,9%) →	0,457	→ (-70,5%) →	0,135	→ (-16,3%) →	0,113
	↓		↓		↓		↓
	(-55,6%)		(-42,4%)		(-8,0%)		(-145,6%)
AÇO IV	0,442	→ (-27,4%) →	0,321	→ (-61,6%) →	0,125	→ (-60,2%) →	0,046

Analisando a Tab. 7.3, que mostra a variação percentual relativa dos valores de CTOD para os diversos aços, nas diferentes temperatura, temos:

- Para o aço I, numa variação de 20°C, entre -50°C e -70°C, houve uma queda de 45% no valor do CTOD; entre -70°C e -90°C, uma queda de 78,6% e entre -90°C e -110°C, uma queda de 45,8%. *Nota-se que a maior variação no valor da tenacidade CTOD ocorre na faixa de -70°C e -90°C.*
- Para o aço II, fazendo-se uma análise idêntica, vê-se também que a maior variação de CTOD ocorre na faixa de -70°C e -90°C.
- Para os aços III e IV, a ocorrência se mantém, continuando a apresentar a maior variação no valor de CTOD na mesma faixa dos demais.

Desta análise podemos depreender que provavelmente a temperatura de transição de comportamento dúctil para frágil ocorre nesse intervalo de temperatura, i. é, entre -70°C e -90°C, recomendando-se cautela ao se trabalhar nessa faixa. Além disso, nota-se que há uma variação pequena dos valores de CTOD entre os aços III e IV na faixa de -90°C e -110°C.



Por outro lado, fixando-se as temperaturas e analisando o comportamento de cada aço, pode-se observar que:

- Na temperatura correspondente a -50°C , vê-se que o aço II apresenta um valor de CTOD 26,9% superior ao aço I; o aço III, 27,6% superior ao aço II e o aço IV sofreu uma drástica redução do CTOD de 55,6%. *Nota-se que nessa temperatura o aço III foi o que resultou em maior valor de CTOD e o aço IV no valor menor, tornando-se o menos indicado nessa temperatura.*
- Na temperatura de -70°C , fazendo-se a mesma análise verifica-se que o aço III foi o que apresentou um maior valor de tenacidade a fratura CTOD, permanecendo a tendência de que o aço IV resultou no menor CTOD.
- Na temperatura de -90°C , permanece o aço III como sendo aquele que resulta em maior valor de tenacidade a fratura e, no entanto, o aço IV o menor valor de CTOD.
- Na temperatura de -110°C , a mesma tendência dos aços anteriores se repete, com efeito altamente positivo para o aço III que apresenta um grande valor de CTOD (182,5%) em relação ao aço II; contudo, o aço IV sofre a maior redução entre os demais aços, colocando-o entre o menos indicado nessa temperatura.

Concluindo, comprovadamente, o melhor aço na faixa de temperatura que vai de -50°C a -110°C é o aço III, por apresentar estatisticamente o melhor resultado do valor da tenacidade a fratura CTOD.

Além disso, foi feita uma análise metalográfica qualitativa para mostrar a morfologia microestrutural predominante ao longo da trinca de fadiga e fratura, seguida de uma análise fractográfica, como relatado no Apêndice 1.

Os equipamentos utilizados nos ensaios CTOD do Laboratório de Análise de Tensões e Deformações do Departamento de Engenharia Mecânica do IST, que foram disponibilizados para esta pesquisa, são mostrados nas Figs. 7.19 a 7.22.



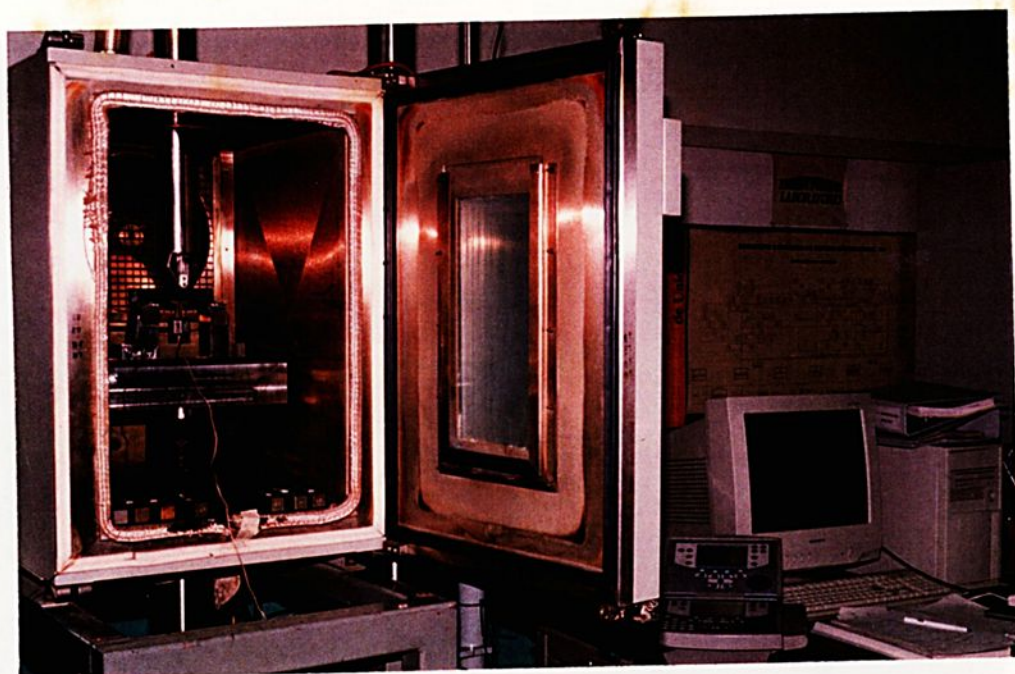


Fig. 7.19 - Câmara fria de atmosfera controlada e centro de aquisição de dados acoplado a máquina MTS 810

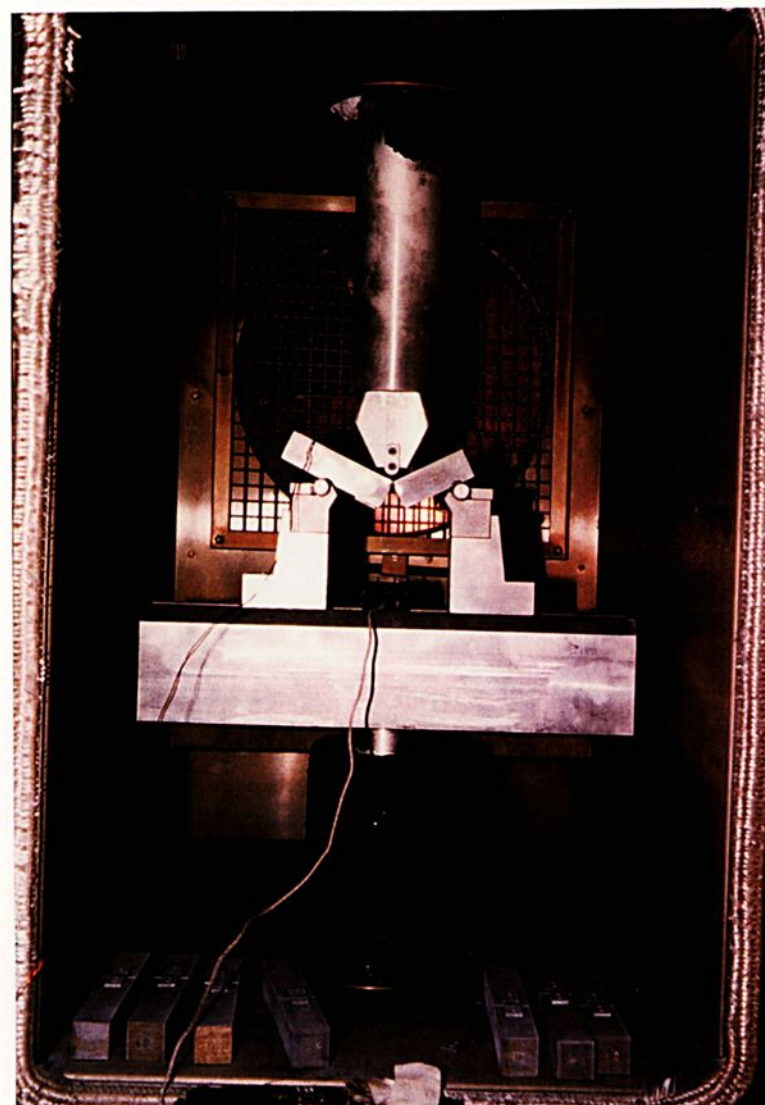
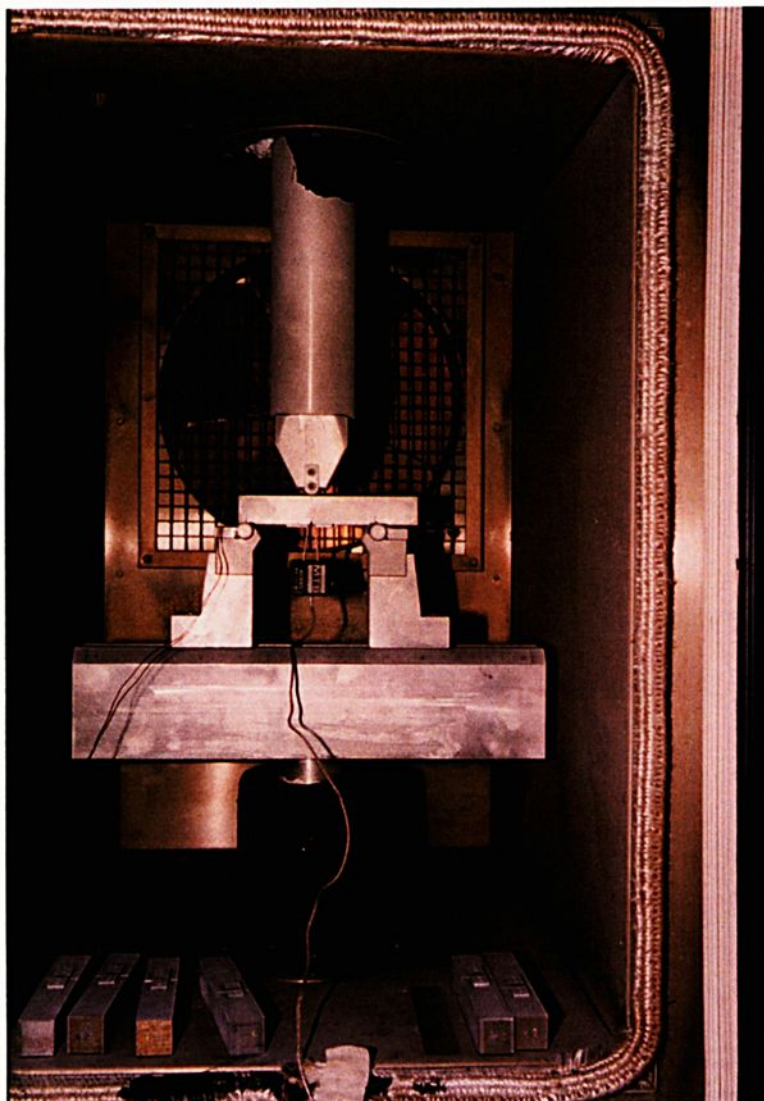


Fig. 7.20 - CDP submetido ao ensaio de flexão em três pontos (antes e depois) dentro da câmara fria com temperatura controlada.

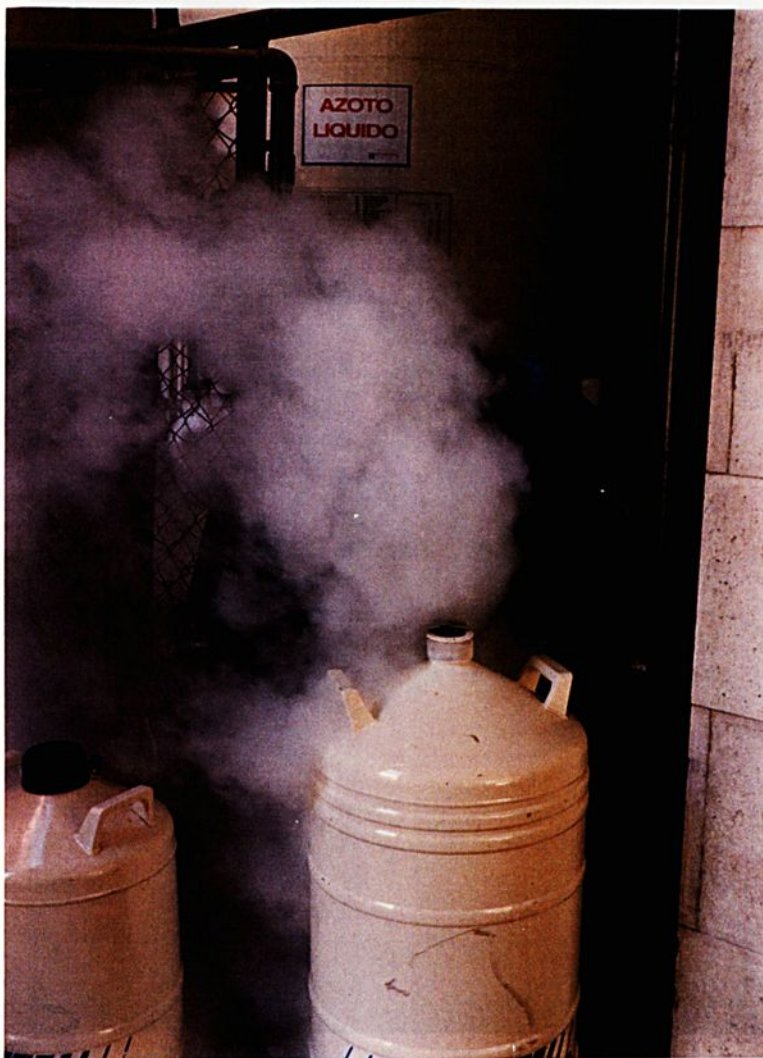


Fig. 7.21 - Reservatórios de nitrogênio líquido e abertura rápida da câmara fria para a colocação do CDP em seu interior.

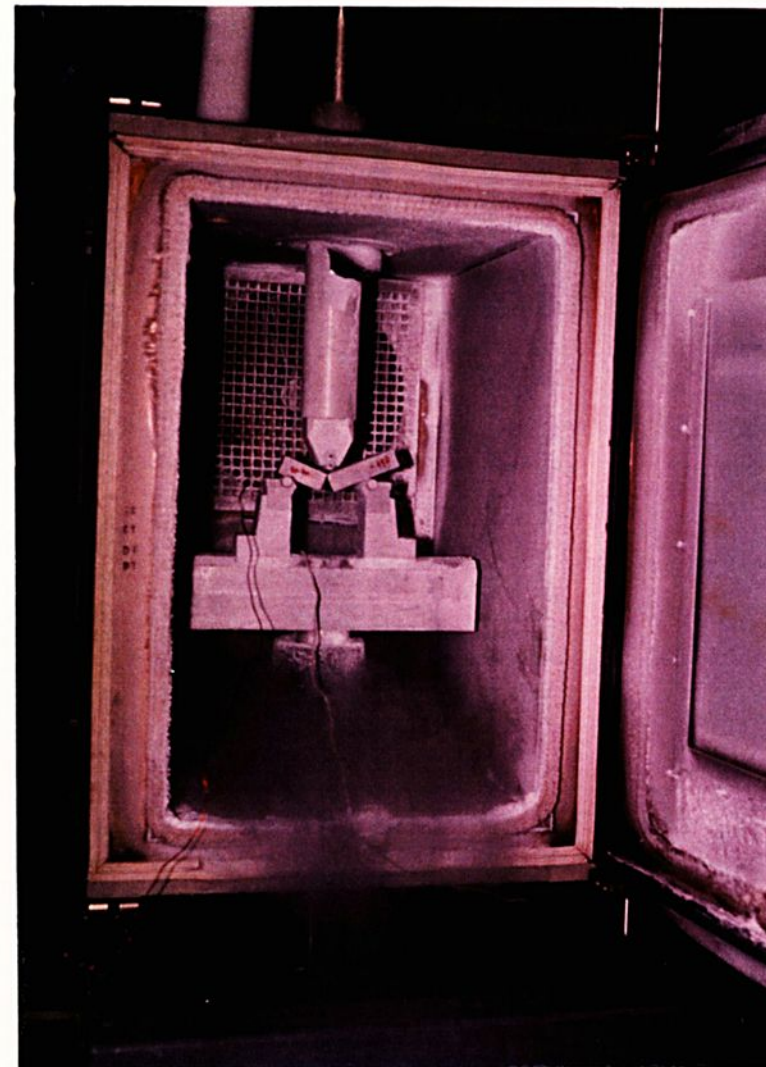
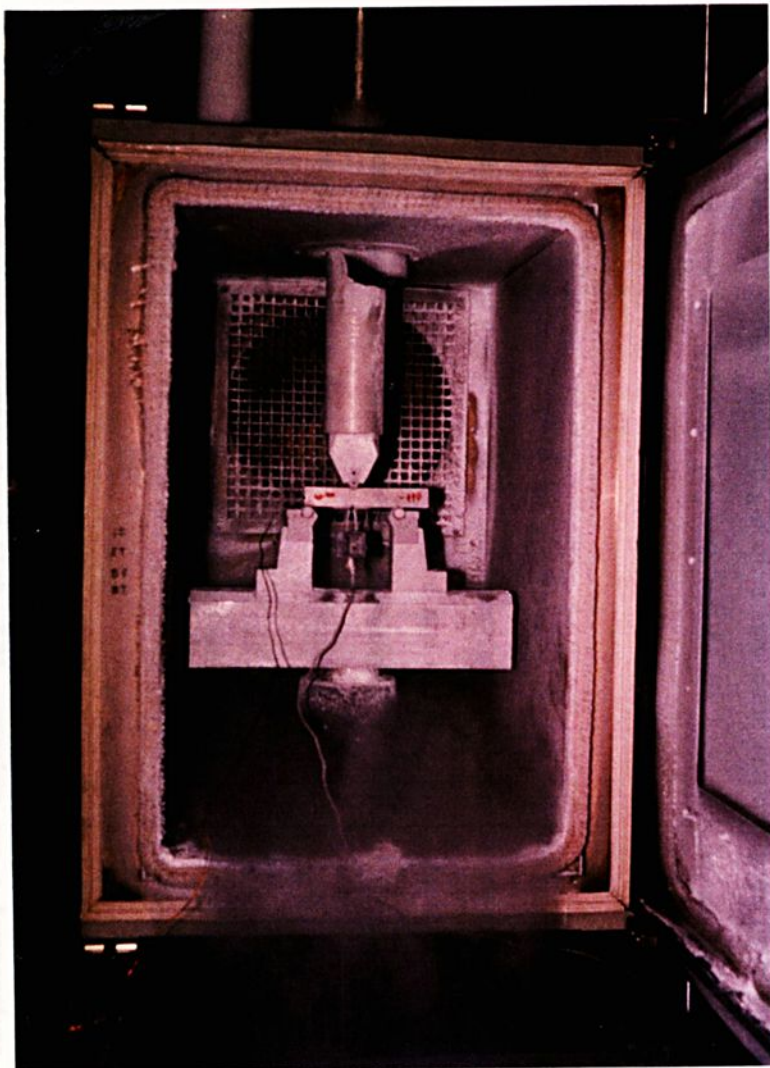


Fig. 7.22 - Corpo de prova ensaiado à $(-110^{\circ}\text{C} \pm 2^{\circ}\text{C})$. Mostrado dois instantes: antes do fechamento da câmara para o início do ensaio e logo após o mesmo.

- Todos os quatro aços estudados, conforme mostram as Figs. 7.11 à 7.17, satisfazem aos requisitos exigidos para aplicação em estruturas "offshore" situadas em regiões árticas, apresentando valores de tenacidade superiores às especificações [Canadian, 1989] referentes às temperaturas de projeto de -30°C à -50°C , que exigem valores de $\text{CTOD} = 0,2\text{mm}$ para temperaturas de até -70°C e de $0,1\text{mm}$ abaixo de -70°C até -100°C .
- Efetivamente nos ensaios CTOD realizados na zona afetada pelo calor (ZAC) das juntas soldadas desses aços microligados estruturais, obteve-se valores desse parâmetro iguais a $0,2\text{mm}$ na temperatura de até -70°C para todos os aços e de $0,1\text{mm}$ para temperaturas até -90°C . Apenas para o aço III também foi alcançado o valor de $0,1\text{mm}$.
- O aço III, no entanto, comparado aos demais, Fig. 7.18, apresenta melhores características com relação ao seu comportamento global, e isso pode ser atribuído às alterações de composição (reduzido teor de alumínio, pequena adição de boro e ausência de nióbio), bem como de processamento (eliminação do resfriamento acelerado).
- Comparando o processamento dos quatro aços com os resultados obtidos, pode-se afirmar que não se evidenciou qualquer efeito benéfico do resfriamento acelerado (AC), que complementa o tratamento termomecânico controlado e que está presente nos aços II e IV. Pelo contrário, comparando os aços com ausência de nióbio (aços III e IV), a presença do resfriamento acelerado resultou em diminuição da tenacidade à fratura.
- Resultados experimentais indicam uma melhoria dos resultados nos aços de composição baseada em Ti-B (aços III e IV) do que nos de composição baseada em Nb-Ti (aços I e II).
- Pela análise da variação percentual entre os valores de CTOD obtidos nos ensaios para os vários aços nas diferentes temperaturas (Tab. 7.3), assinalam que a temperatura de transição de comportamento frágil-dúctil encontra-se na faixa entre -90°C e -110°C .



- Também fica claro que a tenacidade na zona de soldagem depende não só das características intrínsecas do material (composição e processamento), mas da heterogeneidade das microestruturas criadas na ZAC, pela sobreposição dos cordões de solda e da fração linear dessas zonas atravessadas pela linha de fratura, uma vez que as múltiplas passagens numa soldagem mostra um efeito benéfico por criar descontinuidades na sequência de morfologias microestruturais, podendo as morfologias mais desfavoráveis serem alternadas pelas mais favoráveis, e assim provocando um efeito de travamento de propagação da trinca.
- Concluindo, o aço III é o que apresenta maiores valores de tenacidade à fratura, CTOD, entre os demais, em todas as temperaturas em que os aços foram ensaiados, Fig. 7.18. Este aço contém boro em sua composição na ausência de nióbio e não sofre resfriamento acelerado (AC) em seu processamento.

"Sei que o que é bom pode ser melhorado pelas artes ou pelas ciências e,
que até o excelente pode ser aperfeiçoado" - Cícero



- ARIMOCHI, K. & ISAKA, K., *A study on pop-in phenomenon in CTOD test of weldment and proposal of assessment method for significance of pop-in*, IIW Doc X-1118-86.
- ASTM 5 604-80, *Test for dynamic tear energy of metallic materials*.
- ASTM E 23-81, *Notched bar impact testing of metallic materials*.
- ASTM E 812-87, *Standard test method for crack strength of slow-bend precracked sharp specimens of high strength metallic materials*.
- ASTM E813-81, *Test for J_I , a measure of fracture toughness*.
- AWS A40-42, *Standard methods for mechanical testing of welds*.
- BAIRD, J.D. & PRESTON, R.W., *Processing and properties of low-carbon steels*, Met. Soc. AIME, 1972.
- BAIRD, J.D., *Strain ageing of steel, a critical review*, Iron and Steel, pp.180-192 e pp. 326,334, mai/jun 1983.
- BATESON, P.H., HARRISON, P.L., MARTIN, I.W. & KAPOOR, S., *Development of TMCR Steel for Structures*, Proc. Int. Conf. Structural Materials in Marine Environments, The Institute of Materials, May 94, London, UK, pp 266-243, 1994.
- BOWKER, J.T., MCGRATH, J.T., GIANETTO, J.A. & LETTS, M.W., *The effect of composition on The heat-affected zone microstructure and toughness of HSLA steel*, Int. Conf. Welding 90, Hamburg, pp. 211-218, October 1990.
- BS5447-77, *Methods for test for plane strain fracture toughness (K_{Ic}) of metallic materials*.
- BS5762-79, *Methods for crack opening displacement (COD) testing*.
- BS 6235-82, *Code of practice for fixed offshore structures*.
- BS7448-91, *Fracture Mechanics Toughness Tests, Part I, Methods of Determination of K_{Ic} , Critical CTOD and Critical J Values of Metallic Materials*, BS7448, Part I, 1991.
- BUFFALLINI, P., BONOMO, F. & PARRINI, C., *Effect of composition and microstructure on HAZ toughness and cold cracking*, Int. Conf. Welding of HSLA Structural Steels, Rome, pp. 337-354, November 1976.
- CHIAVERINI, V., *Aços e Ferros Fundidos*, 6ª ed., Associação Brasileira de Metais, 1988.
- CHUNO, S., TAKAHASHI, H. & SUZUKI, M., *Microstructural gradient in HAZ and its influence upon the HAZ fracture toughness*. IIW Doc X-861-77.



CANADIAN STANDARDS ASSOCIATION, *Preliminary Standard 5473-M1989, Steel Structures*, Part III of the Code for design, construction and installation of fixed offshore structures, 1989.

CASTRO, P.M.S.T., *Influência da geometria dos provetes nos ensaios COD - Crack Opening Displacement*, 2º Congresso Nacional de Mecânica Teórica e Aplicada, pp. 486-497, Lisboa, 1979.

COCHRANE, R.C., *Microstructures du métal fondu-etat actuel des connaissances. Soudage et techniques connexes*, September/October 1983.

COHEN, M. & OWEN, W.G., *Microalloying 75*, 2, Union Carbide Corporation, New York, 1977.

CONE, E.F., *Journal of Steel*, 41, Sept. 24th, 1934.

COUTINHO, C. B., *Materiais Metálicos para Engenharia*, Fundação Christiano Ottoni, Belo Horizonte, 1992.

DAVEY, T.G., *The effect of welding parameter changes on the heat affected zone microstructure and toughness of single pass welds in 25mm thick C-Mn steels*, Weld. 1. Mem. Rep. 156, 1981.

DAWES, M.G., *Contemporary measurements of weld metal fracture toughness*. Weld. J., Vol 55, n° 12, pp. 1052-1058, Dec 1976.

DAWES, M.G., *Elastic plastic fracture toughness based on the COD and J contour integral concepts*, Weld. 1. Res. 54/1978.

DENYS, R. & MCHENRY, H.I., *Local brittle zones in steel weldments: an assessment of test methods*, 7th Int. Conf. on Offshore Mec. and Arc. Eng., Houston, pp. 379-385, February 1988.

DEVILLERS, L., KAPLAN, D. & PIRET, R., *Recueil de courbes. Temperatures de transition de la resilience en zone affectée par la chaleur-parameters de refroidissement etablies a l'IRSID*, RI 844, November 1980.

DIETER, G. E., *Mechanical Metallurgy*, McGraw-Hill, London, UK, 1988.

DOLBY, R.E. & WIDGERY, D.J., *The simulation of HAZ microstructures*, W. Inst. Rep. M 53/70, 1970.

DOLBY, R.E. & KNOTT, J.F., *Toughness of martensitic and martensitic-bainitic microstructures with particular reference to heat-affected zones in welded low-alloy steels*, J. of the Iron and Steel Inst., pp. 857-866, November 1972.

DOLBY, R.E. & SAUNDERS, G.G., *Metallurgical factors controlling the HAZ fracture toughness of carbon: manganese and low alloy steels*, The toughness of weld heat-affected zones - National Seminar, W.I., London, pp. 43-66, 1975.

DOLBY, R.E. & SAUNDERS, G.G., *Sub-critical HAZ fracture toughness of C: Mn steels*, Met Const. and Brit Weld. J., pp. 185-190, (4) 1972.



DOLBY, R.E., *HAZ toughness of structural and pressure vessel steels-improvement and prediction*, Weld. J., pp. 225s-238s, August 1 1979.

DOLBY, R.E., *Some correlations between charpy V and COD test data for ferritic weld metals*, IIW Doc X-960-80, 1980.

DOLBY, R.E., *The effect of niobium on the HAZ toughness of high heat input welds in C-Mn steels*, Proc.Conf. on Weld. of HSLA (microalloyed) Struct. Steels, Rome, pp. 212-234, November 1976.

DULIEU, D., *Journal of History Metals Society.*, 19 (1), pp.104, 1985.

DURBIN, M & P.R.KRAHE, *Processing and Properties of Low Carbon Steel*, A.I.M.E., New York, 169, 1972.

ECSC CONTRACT 7210 - MC/935-96, *Development of Artic Grade Structural Steels*, Draft Final Report, British Steel Technical, Lisbon, Dec 1996.

FAIRCHILD, D.P., *Local Brittle Zones in Structural Welds*, in *Welding Metallurgy of Structural Steels*, Ed. S.Y. Koo, The Metallurgical Society, 1987.

FRAME, J. W. & G.F. MELIOY, *Bethlehem V Steels*, A.S.M. Annual Meeting, New York, 1962.

GITTOS, M.F. & DOLBY, R.E., *Predicting the HAZ toughness of C and C-Mn steels. welding 25mm plate at 1-7 kJ/mm*, Weld. Inst. Memb. Rep. 65/1978/M, June 1978.

GLADMAN, T., B.HOLMES & MCIVOR, I.D., BSC/ISI Conference, *Effects of Second Phase Particles on Strength Toughness and Ductility*, 79,1971.

GLADMAN, T., DULIEN, D. & McIVOR, I.D., *Structure Property relationships in High Strength Microalloyed Steels*, *ibid*, pp.32-55, 1977.

GRONG, O. & AKSELSEN, O.M., *HAZ toughness of microalloyed steels for offshore. Metal Construction*, pp. 557-562, September 1986.

GURNEY, T.R., *Fatigue of Welded Structures*, Ed. Cambridge University Press, London, 1979.

HADFIELD, R.A., *Metallurgy and its Influence on Modern Progress*, Chapman and Hall, London, 1925.

HANNERZ, N. E., *Weld metal and HAZ toughness and hydrogen cracking susceptibility of HSLA steels as influenced by Nb, Al, V, Ti and N*, Proc. of conf. on weld. of HSLA (microalloyed) struc. steels, Rome, November, pp. 365-401, 1976.

HARNESHAUG, I.S. & VALLAND, G., *HAZ fracture toughness in low carbon, controlled rolled and accelerated cooled steel used in North Sea offshore platform structures*, 7th Int. Conf. Offshore Mechs. and Arc. Eng., Houston, pp. 181-189, February 1988.

HARRISON, J.D., DAWES, M.G., ARCHER, G.L. & KAMATH, M.S., *The COD approach and its application to welded structures*, ASTM STP 668, pp. 606-631, 1980.



HARRISON, J. D., *Why Does Low Toughness in the HAZ Matter?*, paper presented at The Welding Institute Seminar, Coventry, England, 1983.

HENRY, G. & J. PLATEAU, *La Microfractographie*, Editions Metaux, I.R.S.I.D., 1967.

IIW - INTERNATIONAL INSTITUTE OF WELDING, *Guide to the Metallurgy of Welding and Weldability of Low Carbon Microalloyed Rolled Steels*, Docum. IIS/IIW 843-87, 1987.

IIW - *Japanese report of brittle fracture in weld heat affected zone*, IIW Doc IX-833-1973.

IKAWA, H., OSHIGE, H. & TANONE, T., *Effect of martensite-austenite constituent on HAZ toughness of high strength steel*, Trans. J. W. S., p. 59, (11)1982.

IRANI, J. J., BURTON, D., JONES, J. D. & ROTHWELL, A. B., *Strong Tough Structural Steels*, ISI Special Report v. 104, pp. 110, 1967.

IRSID, *Soudabilité des aciers au C-Mn et microalliés*. Contrat IRSID-C 684, 1976.

IRVINE, K. J. & PICKERING, F. B., *Low-Carbon Bainitic Steels*, J.I.S.I., pp. 187- 292, 1957.

ITO, T., TANAKA, K. & SATO, M., *Study of brittle fracture initiation from surface notch in welded fusion line*, IIW Doc X-704-73, 1973.

JOHNSTON, G. O., *Toughness distributions in two steels*. Weld. Inst. Res. Rep. n.1106, 1979.

KAMATH, M. S. & GIFTOS, M. F., *The incidence of pop-ins in fracture toughness testing*. The Weld. Ins. Res. Bull., p. 114, April 1979.

KANAZAWA, T., MACHIDA, S., KANEDA, S. & ONOZUKA, M., *A preliminary study on the J-integral fracture criterion*, IIW Doc X-779-75, May 1975.

KEOWN, S. R., *Journal History*. Metals Society. 19 (1), pp. 97, 1985.

KERR, H. W., *A review of factors affecting toughness in welded steels*, Int. J. Pres. Ves. And Piping (4) 1976.

KIRKWOOD, P. R., *A Viewpoint on the Weldability of Modern Structural Steels*, in *Welding Metallurgy of Structural Steels*, Edited por J. Y. Koo, The Metal Society, pp. 21, 1987.

KNOTT, J. & ELLIOT, D., *Worked Examples in Fracture Mechanics*, The Institution of Metallurgists, Monograph n°4, 1979.

KOHNO, R. & MIYAKAWA, I., *On compositional change among passes in multi-pass submerged arc welding*, IIW DOC IX-1283-83, 1983.

KONING, A. C., *Developments in materials and welding technology for offshore structures*, .Met. Const., pp. 727-734, November 1985.

KOO, J. Y. & OZELCIN, A., *Local Brittle Zone Microstructure and Toughness in Structural Steel Weldments*, Proc. Int. Symposium on Welding Metallurgy of Structural Steels, Ed. The Metallurgical Society, Inc., pp. 119-136, 1987.



KOO, J.Y., *Welding Metallurgy of Structural Steels*, Proc. Int. Symposium on Welding Metallurgy of Structural Steels, Ed. The Metallurgical Society, Inc., pp.169, 1987.

KORAK, M. & CHEN, L., *CTOD testing of HAZ and analysis of pop-in behavior*. 7th Int. Conf. Offsh. Mec. and Arc. Eng., Houston, pp. 297-304, 1988.

KOZASU, I. *Thermomechanically Processed Steels with Improved Weldability*, Proc. Int. Symposium on Welding Metallurgy of Structural Steels, Edited por J.Y. Koo, The Metallurgical Society, pp. 63-67, 1987.

KOZASU, I., OUCHI, C., SAMPEI, T. & OKITA, T., *Microalloying 75*, pp.120-34, 1977.

KRAUSS, G. & BANERJI, S. K. (Eds), *Fundamentals of Microalloying Forging Steels*, TMS-AIME, Warrendale, PA, 1987.

KRISHNADEV, M.R., McGRATH, J.T., BROWKER, J.T. & DIONNE, S., *HAZ Microstructure and Toughness of Precipitation Strengthened HSLAQ Steels and Conventional HY-Grade High Strength Steels*, Proc. Int. Symposium on Welding Metallurgy of Structural Steels, Ed. The Metallurgical Society, Inc., pp.137, 1987.

LANCASTER, J. F., *Metallurgy of Welding*, 5th edition, Chapman & Hall, UK, 1994

LESLIE, W. C., *The Physical Metallurgy of Steels*, McGraw-Hill, New York, 1981.

LOPES, E.M. D. & MIRANDA, R.M., *Metalurgia da Soldadura*, Instituto de Soldadura e Qualidade ISQ, Edições Técnicas, 1983.

LOUREIRO, A. & FERNANDES, A. A., *Significance of toughness and size of LBZS on HAZ Toughness of Welds*, Proceed. Int. Conf. JOM 5, Denmark, pp. 495-501, may 1990.

MALCOM, G., *Alloy design options and compositional trends for HSLA line pipe*. Proceedings of Microalloying-88, pp. 61, Sept 1989.

MARANDET, B. & SANZ, G., *Evaluation of the toughness of thick medium strength steels by LEFM and correlations between K and CVN*, ASTM STP 631, pp. 72-95, 1977.

MOURA BRANCO, C. & SOUSA E BRITO, A., *Tenacidade à Fractura a Baixas Temperaturas de Aços Estruturais Microligados*, 3^{as} Jornadas Ibéricas de Fractura, Luso, Portugal, Anales de Mecânica de la Fractura, vol. 13, pp. 197-203, 1996.

MOURA BRANCO, C., FERNANDES, A. A. & TAVARES DE CASTRO, P. M. S., *Fadiga de Estruturas Soldadas*. Fund. Calouste Gulbenkian, Lisboa, 1986.

MOURA BRANCO, C. & SOUSA E BRITO, A., *Tenacidade à Fractura a Baixas Temperaturas de Aços Estruturais Microligados*, 3^{as} Jornadas Ibéricas de Fractura, Luso, Portugal, Anales de Mecânica de la Fractura, vol. 13, pp. 197-203, 1996.



MULLER, T. & GROSS, D., *Experimental investigations of the path independence of the J integral for large plastic zones*. Proc. ECF3, ed. J. C. Radon, Pergamon Press, pp. 177-184, 1980.

NAKANISHI, M., KOMIGO, Y., GETA, I., NAKAMURA, M., SAITOH, Y., *Development of high toughness steel plates for low temperature service by dispersion with nitride particles and oxide particles*. IIW Soc. IX, 1281, 1983.

NAKASUGI, H., MATSUDA, H. & TAMAHIRO, H., *Steels for Line Pipe and Pipeline Fittings*, Metals Society, v. 90, 1993.

NEUMEISTER, H. & H. J. WIESTER, *Stahl und Eisen*, 65, pp.36, 1945.

NOREN, T. M., *Special Report on Columbium as a Micro-alloying Element in Steels and its Effect on Welding Technology*, Ship Structure Committee, Washington, D.C., 1963.

PICKERING, F.B., *The Effect of Composition and Microstructure on Ductility and Toughness*, in Toward Improved Ductility and Toughness, Climax Molybdenum Development Co., Japan, pp. 9-31, 1971.

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.

PISARSKI, H.G. & PARGETER, R. L., *Fracture toughness of HAZ in steels for offshore platforms*, Metal Construction, pp. 412-417, July 1984.

PISARSKI, H.G., TOWERS, O.L. & WILLOUGHBY, A.A., *Guide lines for fracture toughness testing of heat affected zones*. The Wel. Ins. Res. Bul. pp. 188-190, June 1984.

PISARSKI, H.G. & KUDOH, J., *Exploratory Studies on the Fracture Toughness of Multipass Welds with Locally Embrittled Regions*, Proc. Int. Symposium on Welding Metallurgy of Structural Steels, Ed. The Metallurgical Society, Inc., pp. 263-276, 1987.

PIZZIMENTI, N., A. DE VITO, P. BUFALINI & M. PONTREMOLI, *Production and Properties on Pipeline Steels with Non-Polygonal Ferrite Microstructure*, Niobium '81, Proc. A.I.M.E., pp. 803, 1983.

PONTREMOLI, M., MANIGRASSO, M., DEMOFONTI, G. & BUFALINI, P., *Compositional effects in TMCP plates for offshore structures on local brittle zones and HAZ toughness of SAW joints*, Proc. Int. C. Weld. 90, Hamburg. 1990, pp. 191-200.

POOLE, S. W. & FRANKLIN, J. E. , *High Strength Structural and High Strength Low - Alloy Steels*, Metals Handbook, 9th Ed., v. 1, pp.403-4, 1974.

PORTER, L. F., *High-Strength Low-Alloy Steels*, in *Encyclopedia of Materials Science and Engineering*, vol. 3, Ed. Pergamon Press and MIT Press, pp. 2157-62, 1986.

REPAS, P.E., *Metallurgical Fundamentals for HSLA Steels*, in *Microalloyed HSLA steels*, ASM INTERNATIONAL, 1998.



RICE, J.R., *A path independent integral and the approximate analysis of strain concentration by notches and cracks*, Trans. ASME J. Appl. Mech, 35, pp. 379-386, June, 1968.

ROLFE, S. T. & BARSON, J. M., *Fracture and Fatigue Control in Structures - Applications of Fracture Mechanics*, Prentice-Hall, Inc, 2nd ed, 1989.

ROYER, G. P., *A User's Perspective on HAZ Toughness*, Edited por J.Y. Koo, The Metal Society, pp. 255, 1987.

SAITO, Y., NAKANO, Y., UEDA S. & KOBAYASKI, E., *Optimization of Chemistry and Manufacturing Process for Offshore Structural Steel Plate for Large Heat Input Welding*, Proc. Int. Symposium on Welding Metallurgy of Structural Steels, Ed. The Metallurgical Society, Inc., pp. 615-630, 1987.

SATOH, K., TOYODA, M., KAWAGUCHI, Y. & ARIMOCHI, K., *Influence of hot straining embrittlement on brittle fracture in welded steel plates*, IIW Doc X-804-76, 1976.

SCHWALBE, K.H., HURENS, J., HEILMAN, D. & CORNEC, A., *Relationship between various definitions of the crack tip opening displacement*. GKSS 85/E/60, 1985.

SEABRA, A. V., *Metalurgia Geral - Metalografia*, Laboratório Nacional de Engenharia Civil, Lisboa, vol III , pp. 86-93, 1995.

SHIWAKU, T., SHIMOHATA, T., TAKASHIMA, S., KAJI, H. & MASUBUCHI, K. & YS 420 and 460 MPa class high strength steel plates for artic offshore structures manufactured by TMCP, 7th Int. Conf. on Offshore Mec. and Arc. Eng., Houston, pp. 95-101, 1988.

SMITH, E., COWARD, M.D. & APPS, R.L., *Weld heat-affected zone structure and properties of two mild steels*, Weld and Met. Fab., 38, pp. 496-504, 1970.

SPEICH, G. R. & DOBKOWSKI, D. S., *The hot deformation of austenite*, AIME, New York, 557, 1979.

SQUIRRELL, S. J., PISARSKI, H. G. & DAWES, M. G., *Recommended Procedure for the Crack-tip Opening Displacement (CTOD) Testing of Weldings*, TWI Research Report 311, 1986.

STARRACT, F. W., Mechanical Engineering , January, 1960.

SUJIMA, I. & ASAKURA, S., *Notch toughness of simulated heat-affected zones of 13 Cr-Ni cast steel*, IIW Doc IX-881-74.

SUZUKI, H., SOGO, Y., LWANAGA, K., YAMABA, R., MAEDA, K. & OHNO, Y., *New HT50 steels for marine and offshore constructions with superior weldability*, IIW Doc IX-1314-84, 1984.

TAMURA, I., SEKINE, H., TANAKA, T. & OUCHI, C., *Thermomechanical Processing of High-Strength Low-Alloy Steels*, Butterworths, 1988.

TANAKA, T., *Controlled Rolling of Steel Plate and Strip*, International Metals Reviews, pp. 185, Apr 1981.



THAULOW, C., PAUW, A.J. & GUTTORMSEN, K., *The heat affected zone toughness of low carbon microalloyed steels*, IIW Doc X-119, 1986.

THAULOW, C., PAUW, A. J. & RORVIK, G., *Fracture Mechanics testing of Weld Metal for Low Carbon Microalloyed Steel*, Proc. Int. Symposium on Welding Metallurgy of Structural Steels, Ed. The Metallurgical Soc., Inc., pp. 277-302, 1987.

THREADGILL, P. L., *The Influence of Steel Developments on Weld Properties and Weldability*, Proc. Int. Symposium on Welding Metallurgy of Structural Steels, Ed. The Metallurgical Society, Inc., pp. 567-580, 1987.

TOWERS, O.L., *The J-integral: definitions. interpretation and test procedures*. The Weld. 1. Res. Bull, pp. 319-323., November 1984.

TOYODA, M. & SATOH, K., *Fracture toughness of welds: the incidence of mechanical heterogeneity in the correlation of toughness parameters*. Welding in the World, 22, 3/4, pp. 76-86, 1984.

WELDING HANDBOOK, vol. 4, *Metals and Their Weldability*, 7th ed., American Welding Society, 1982.

WIESTER, H. J., DAHL, W. & HENGSTENBERG, H., *Stahl und Eisen*, 82, pp. 1176 1962.

WILLIAMS, S. & JUTLA, T., *Probabilistic fracture mechanics-towards a practical approach. Part 1: Scatter in fracture toughness data*. Weld. Inst. Res. Bull., pp. 20-26, January 1986.

WILSON, W.G. & A.MCLEAN, *Desulphurisation of Iron and Steel and Sulphide Shape* A.I.M.E., 29,1980.

WOODHEAD, J.H. & J.A.WHITEMAN, *Processing and Properties of Low Carbon Steel*, AIME, New York, pp. 169, 1972 145, 1972.

YAMABA, R., CHIBA, H., GOKYU, H., KOMAL, T. *Metallurgical factors controlling HAZ toughness in H 80*, IIW Doc. IX-1422-86.



As observações metalográficas do metal de base feitas em cada aço evidenciam uma microestrutura predominantemente ferrítica, correspondente ao baixo teor de carbono. A fase perlítica apresenta-se em geral segundo uma distribuição em bandas longitudinais concordantes com o sentido da laminação.

As diversas microestruturas presentes na zona atravessada pela trinca de fadiga e subsequente fratura mostram um mosaico de morfologias correspondentes à alternâncias dos diversos cordões de solda e respectivas zonas afetadas pelo calor (ZAC).

Para cada um dos aços estudados, as Figs. I a IV apresentam uma macrografia da zona adjacente à linha de fratura, de meio corpo de prova, obtido após o ensaio CTOD. Nessas macrografias pode-se observar a localização da solda com os contornos dos diversos cordões sobrepostos e das respectivas ZACs. São incluídas para cada aço sete fotomicrografias das microestruturas mais relevantes atravessadas pela pré-trinca de fadiga e pela fratura final, bem como do metal de base.

Convém registrar, que a pré-trinca de fadiga do aço III, do CDP analisado, seguiu uma linha não perpendicular ao eixo longitudinal do CDP, afastando-se acentuadamente para as regiões menos duras. O início da fratura teve lugar, neste aço, numa região de microestrutura altamente favorável a uma boa tenacidade, isto é, grão fino constituído quase exclusivamente por ferrita acicular (fotomicrografia III-4). Pelo contrário, nos aços I e II, o início da fratura instável produziu-se em regiões de grão relativamente grosseiro (fotomicrografias I-4, II-4) com grande densidade de precipitado nos limites de grão.

A análise fractográfica foi realizada num microscópio eletrônico de varredura HITACHI S-2400, e mostrou através das fotomicrografias (aumento de 600x) tomadas em três pontos: ao longo da pré-trinca de fadiga e sobre a trinca estável, uma morfologia esperada: facetas de clivagem associadas a



maior ou menor grau de plasticidade e regiões correspondentes à fratura dúctil, com presença de cavidades ("dimples").

As maiores diferenças, correspondentes a diferentes valores de tenacidade, foram verificadas na linha de início de fratura, onde a faixa de fratura dúctil inicial no aço III, mostra-se mais larga que nos restantes aços [Figs. V a VIII].



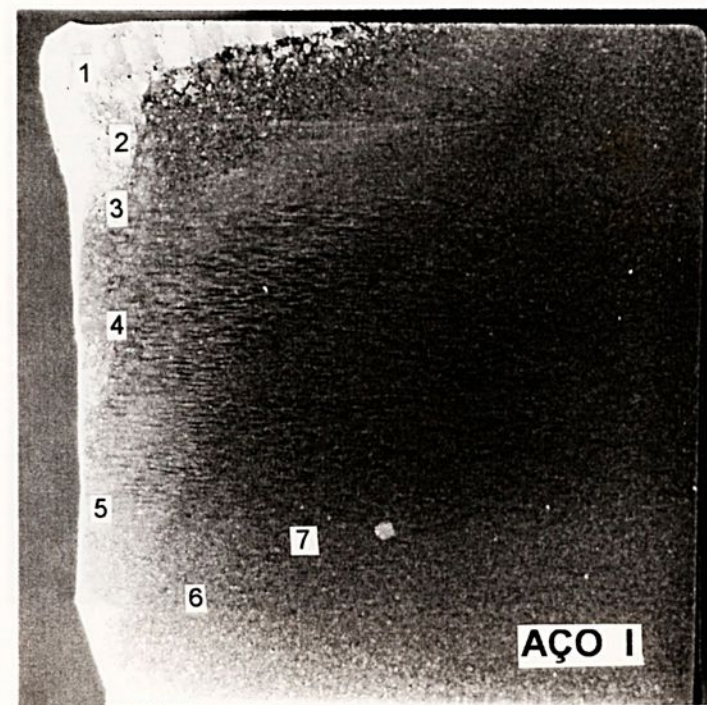
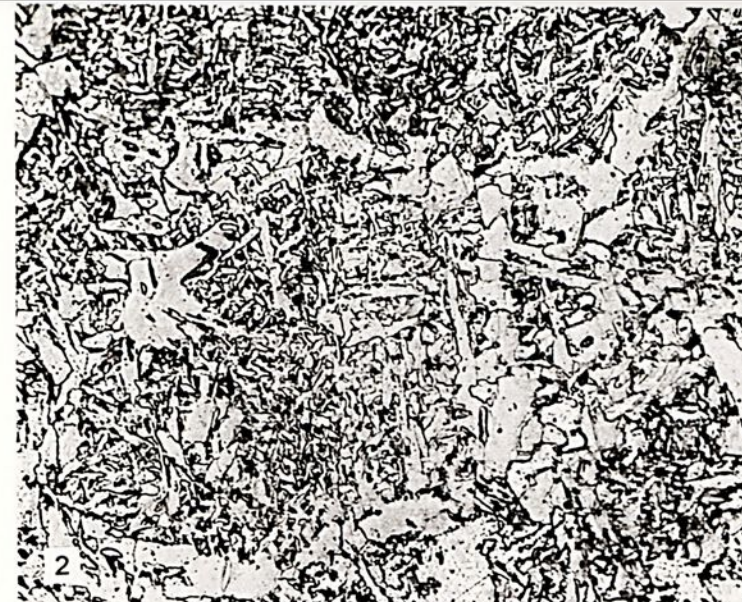


Fig. I - Macrografia da região da soldagem e fotomicrografias das microestruturas mais relevantes (AÇO I).

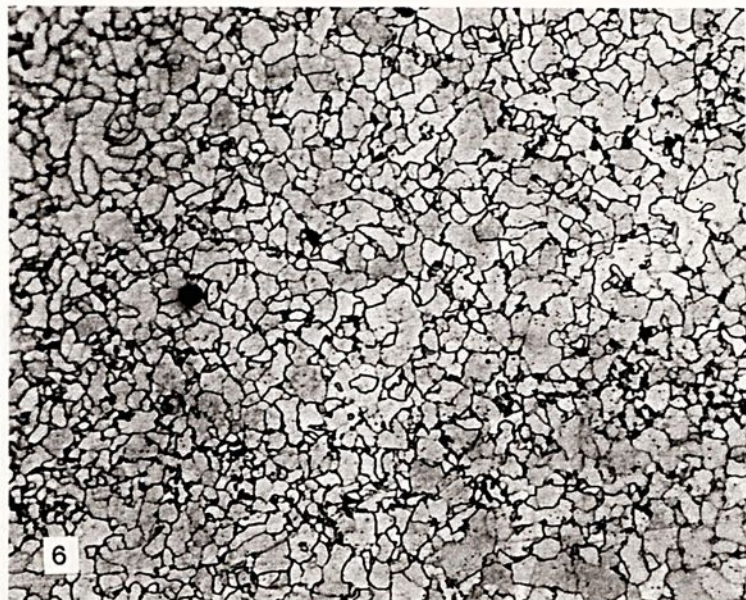
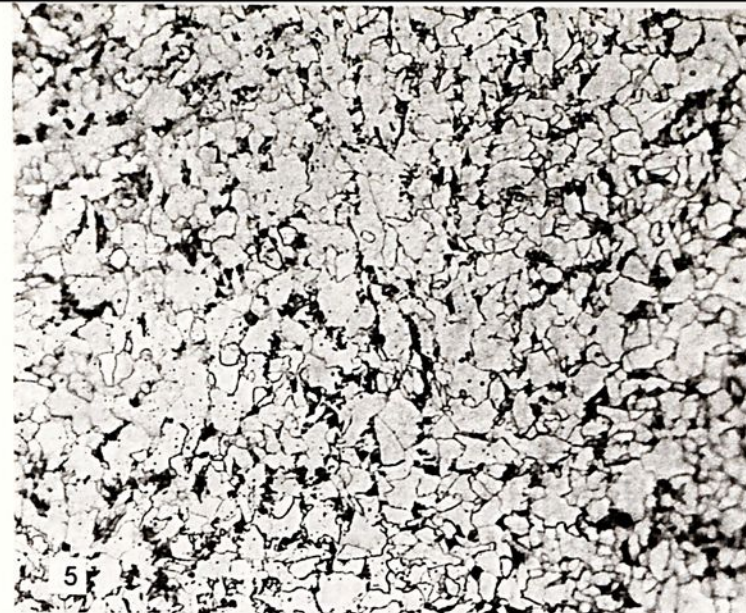


Fig. 1 - (continuação)

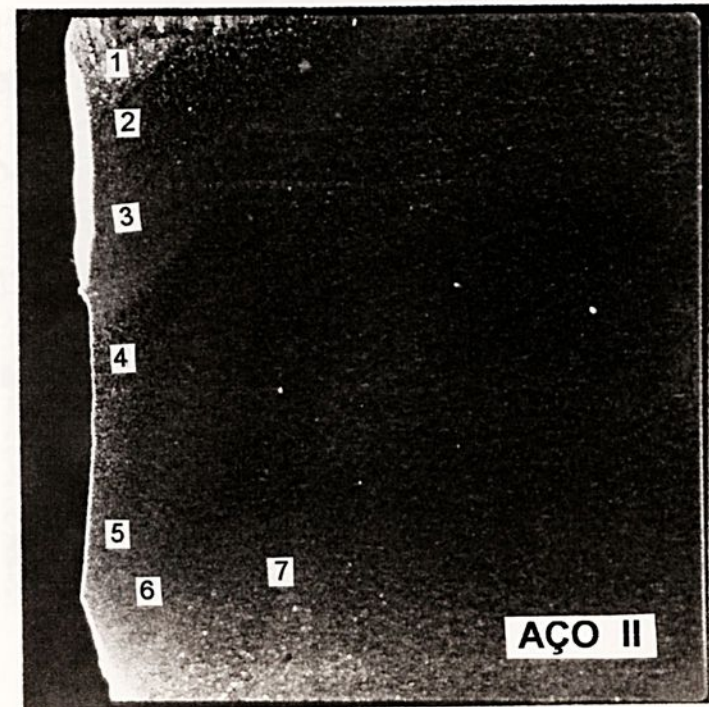
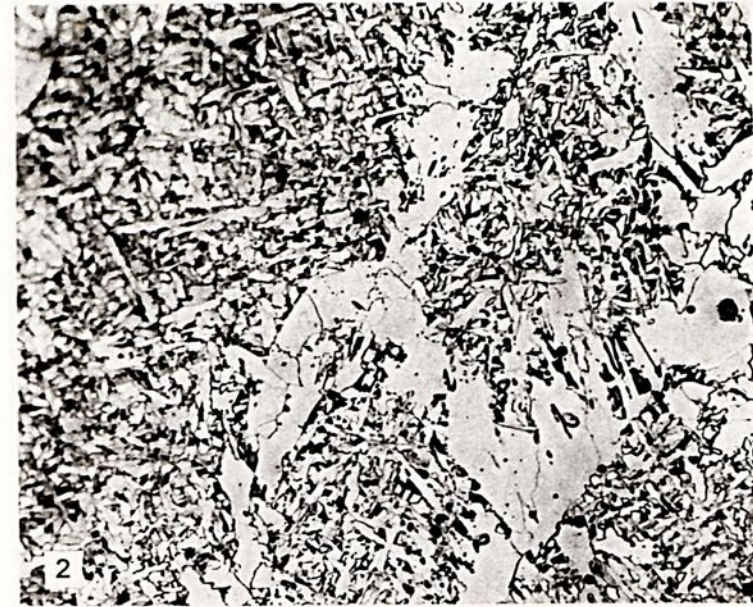
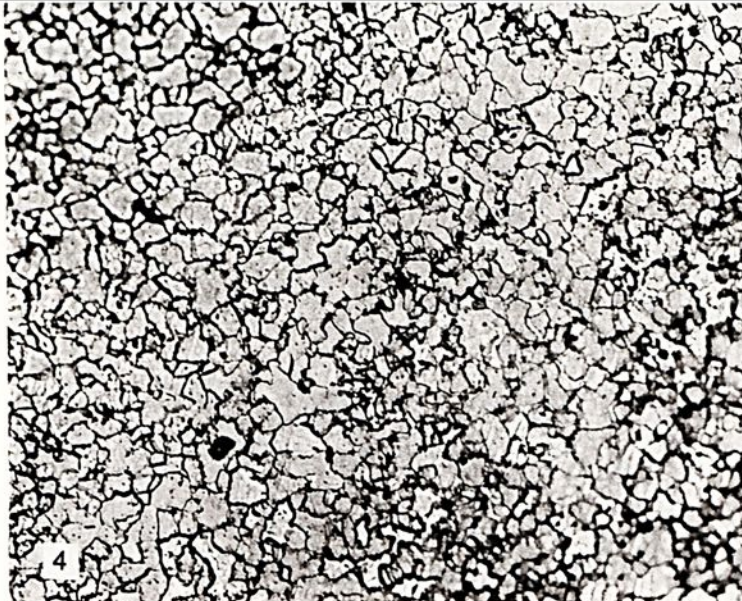


Fig. II - Macrografia da região da soldagem e fotomicrografias das microestruturas mais relevantes (AÇO II).

110



III

Fig. II - (continuação)

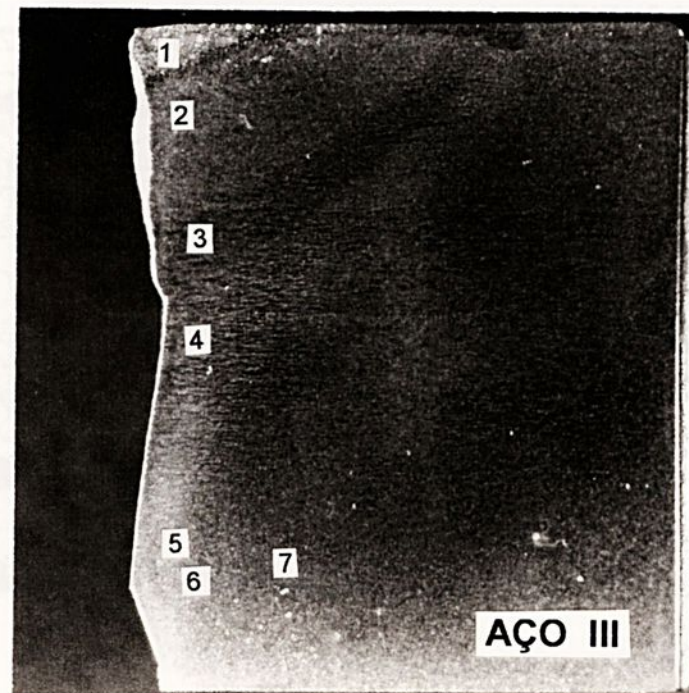
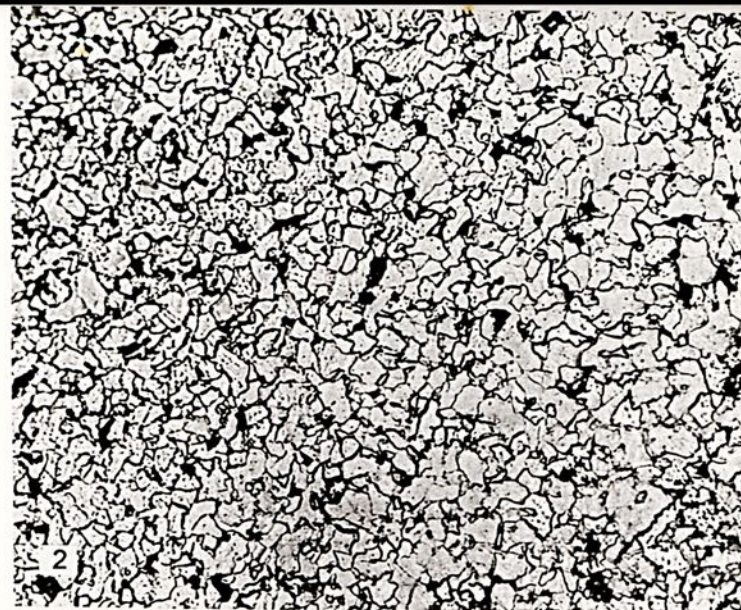


Fig. III - Macrografia da região da soldagem e fotomicrografias das microestruturas mais relevantes (AÇO III).

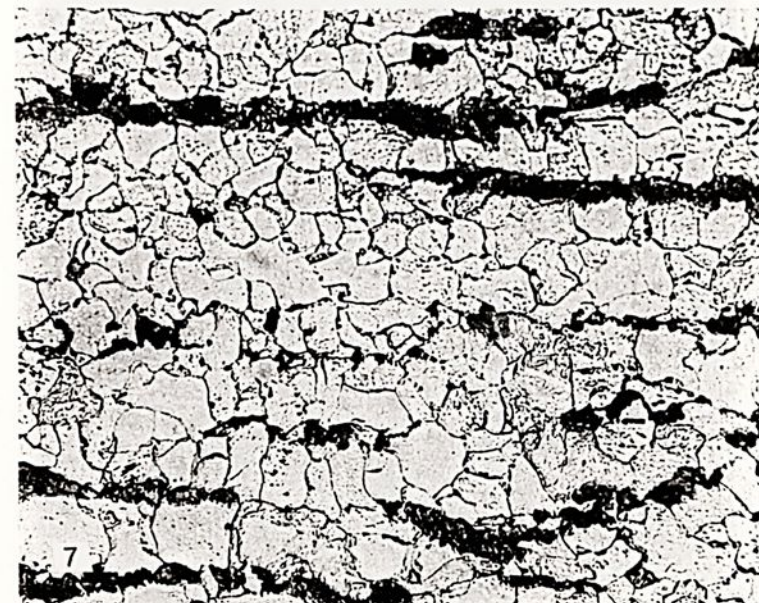


Fig. III - (continuação)

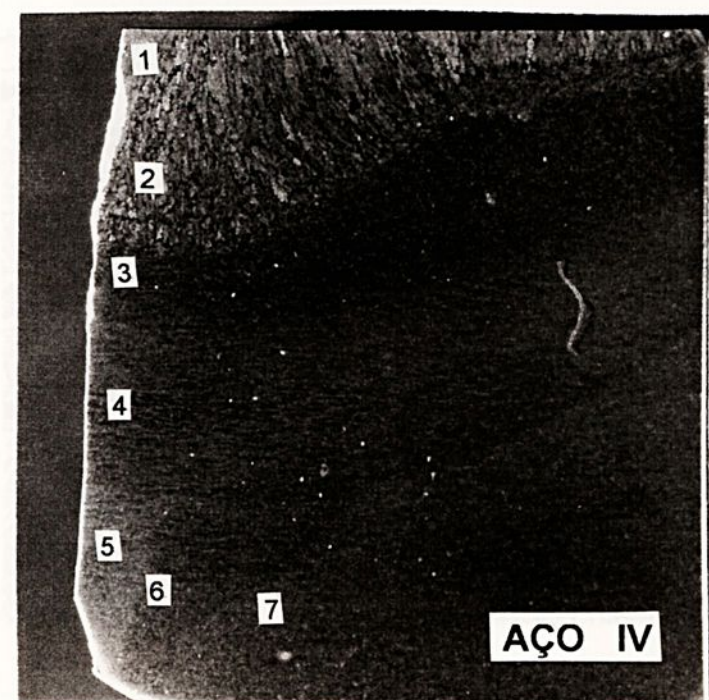
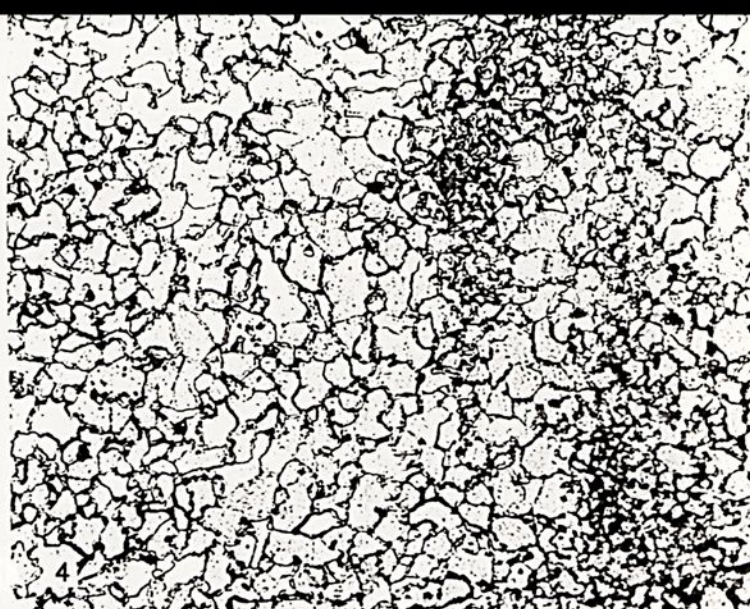


Fig. IV - Macrografia da região da soldagem e fotomicrografias das microestruturas mais relevantes (AÇO IV).



115

Fig. IV - (continuação)

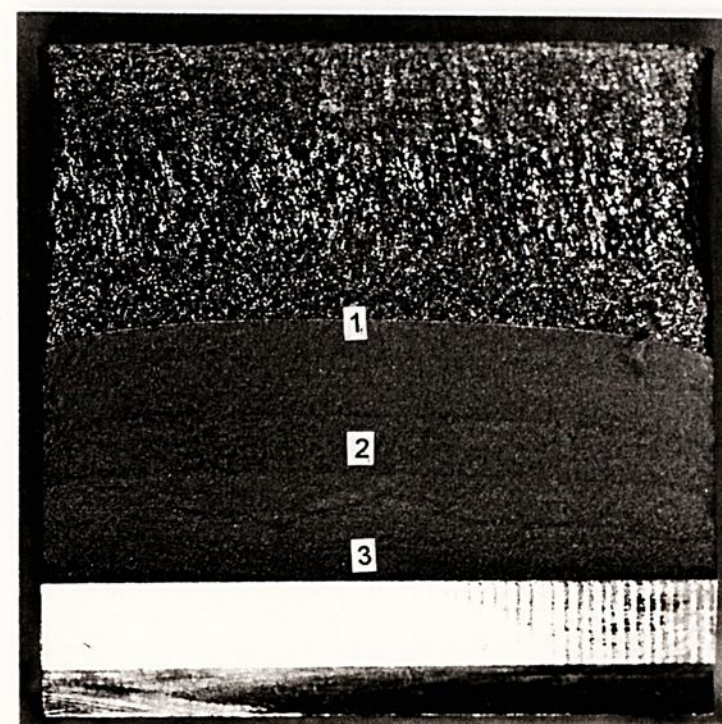
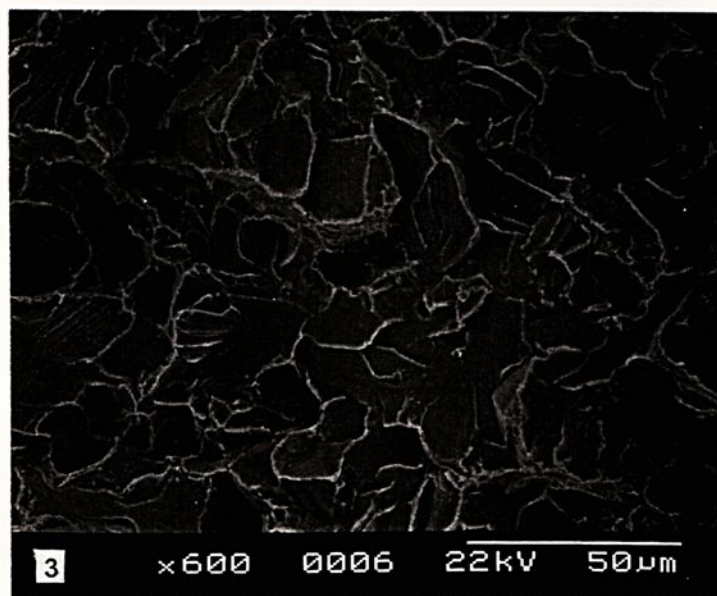
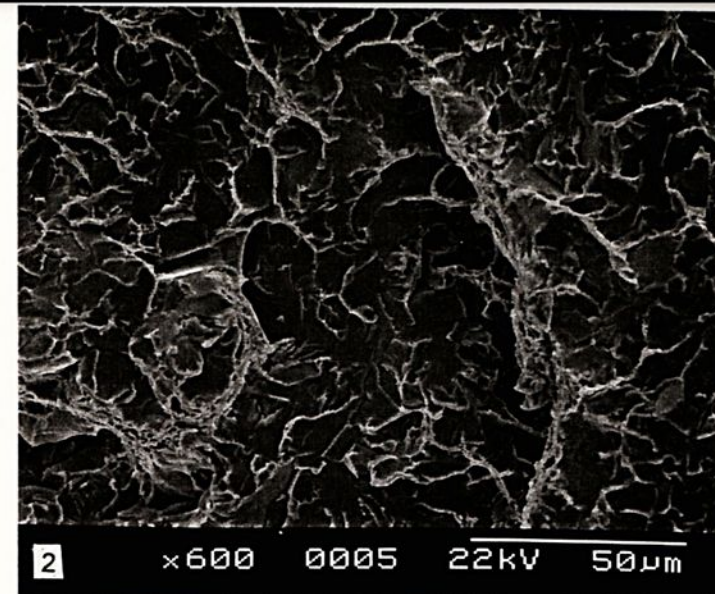
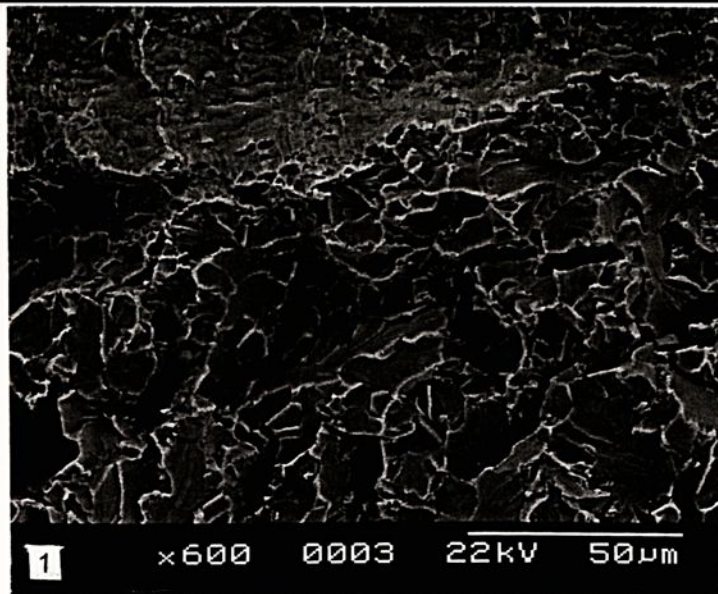


Fig. V - Fotomicrografias da superfície de fratura do aço I, cdp 5 (-50°C)

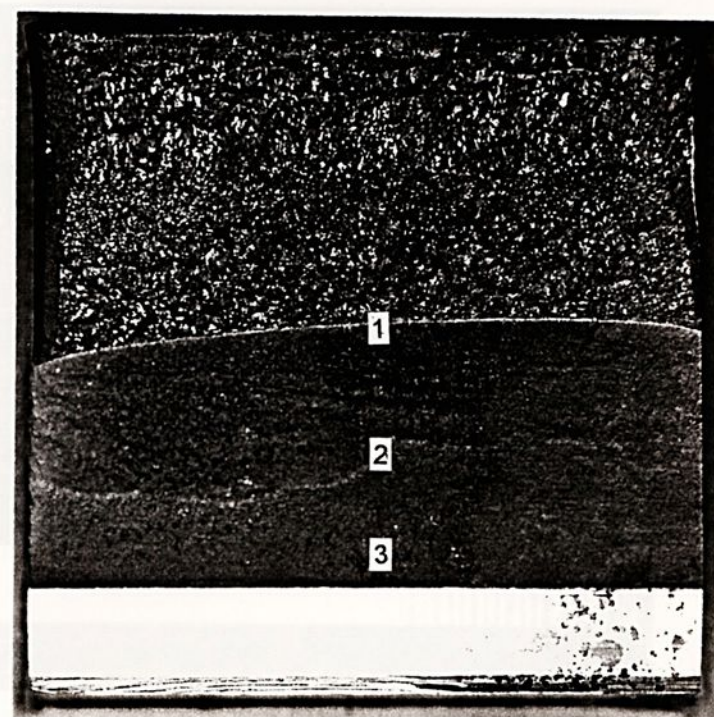
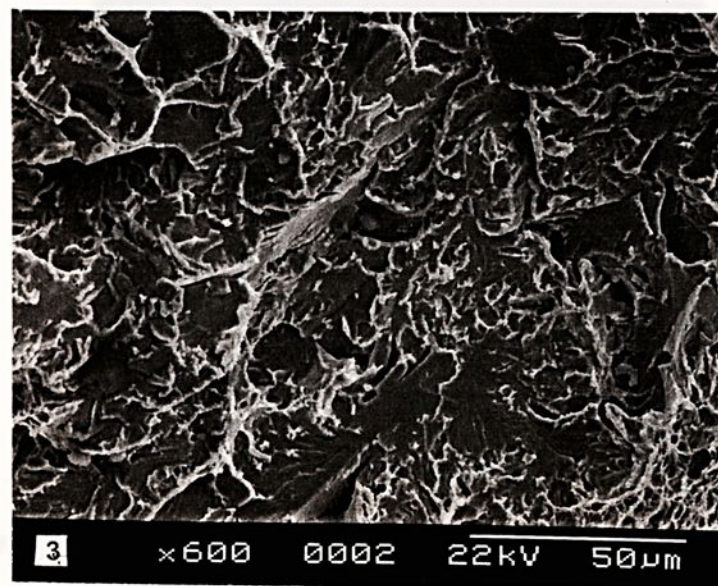
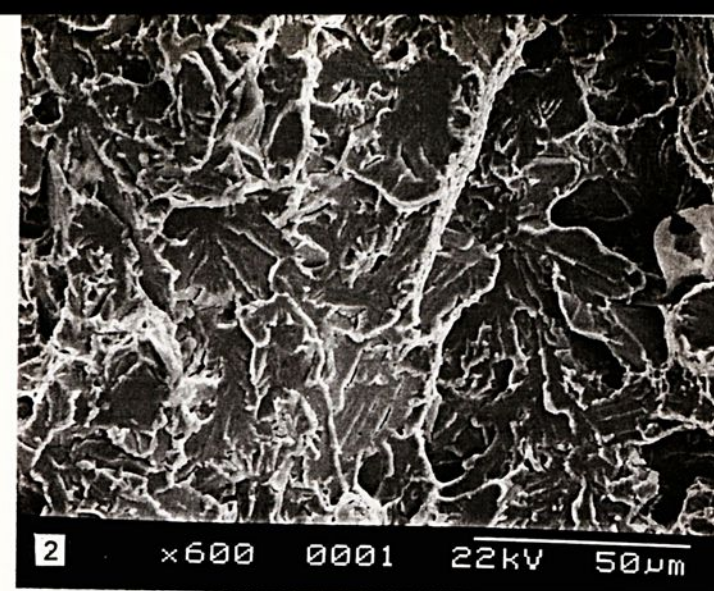
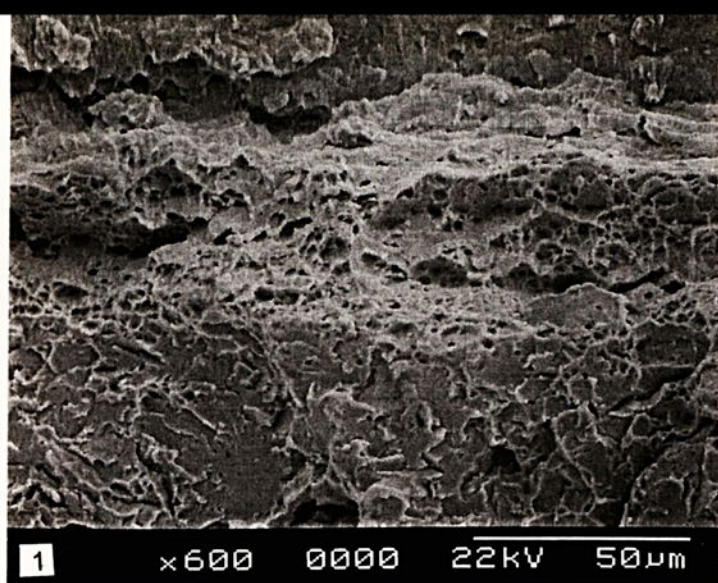


Fig. VI - Fotomicrografias da superfície de fratura do aço II, cdp 1 (-50°C).

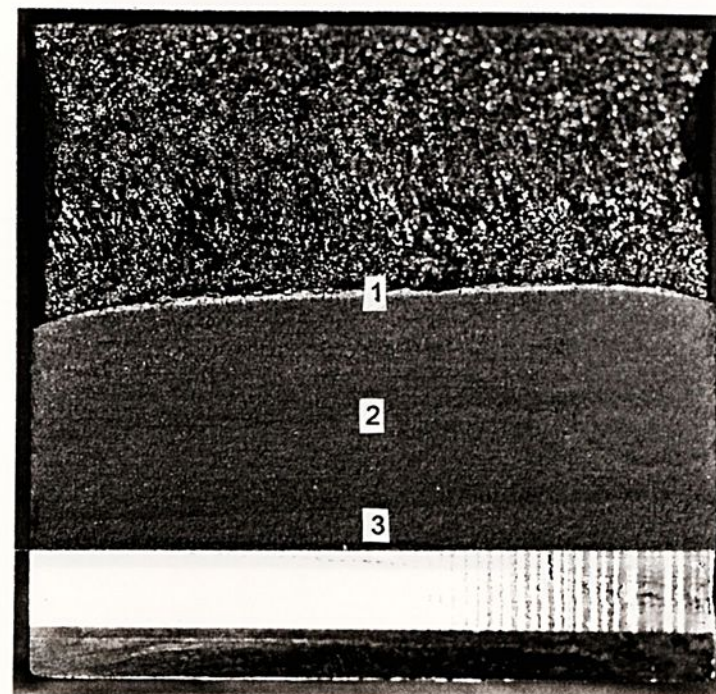
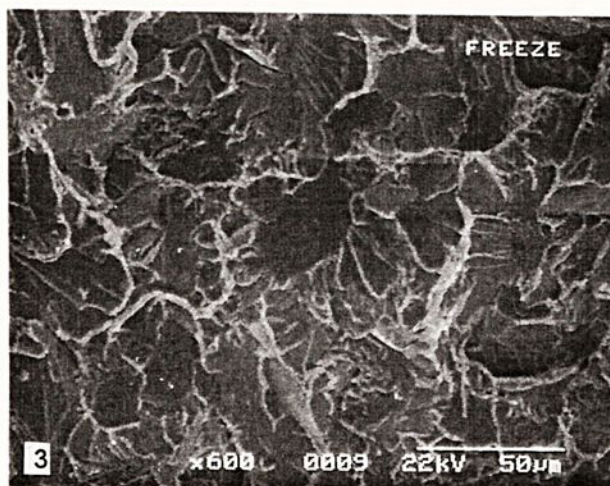
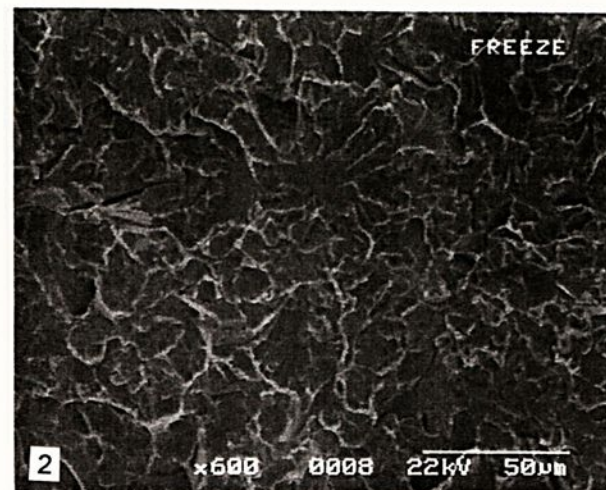
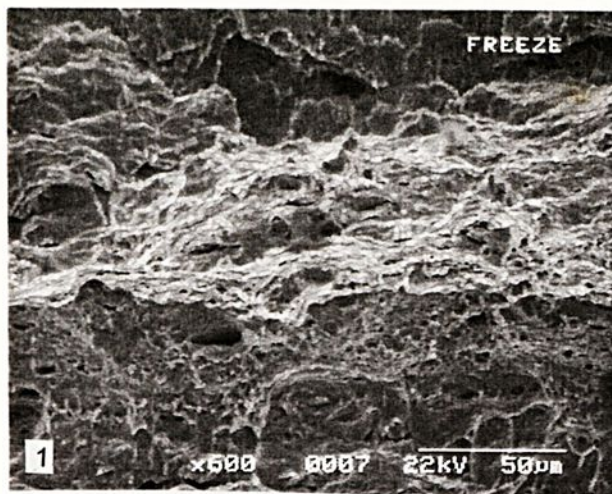


Fig. VII - Fotomicrografias da superfície de fratura do aço III, cdp 7 (-50°C) .

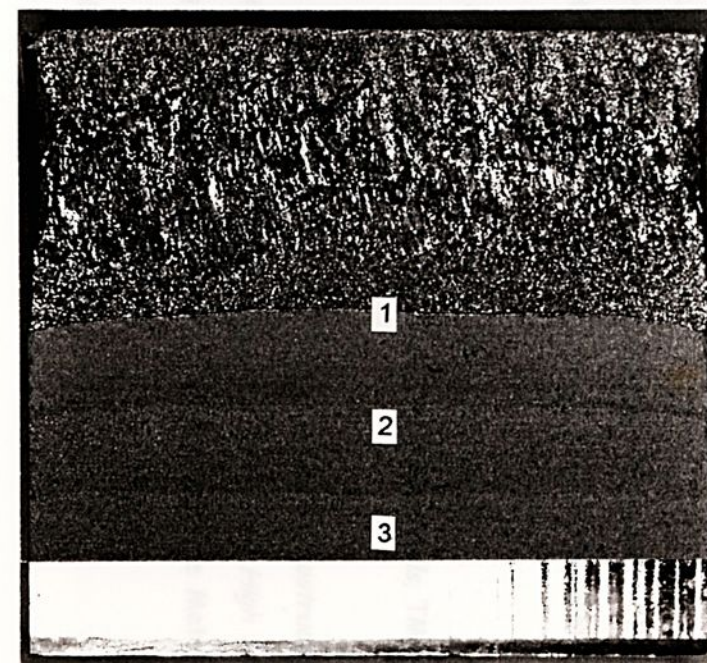
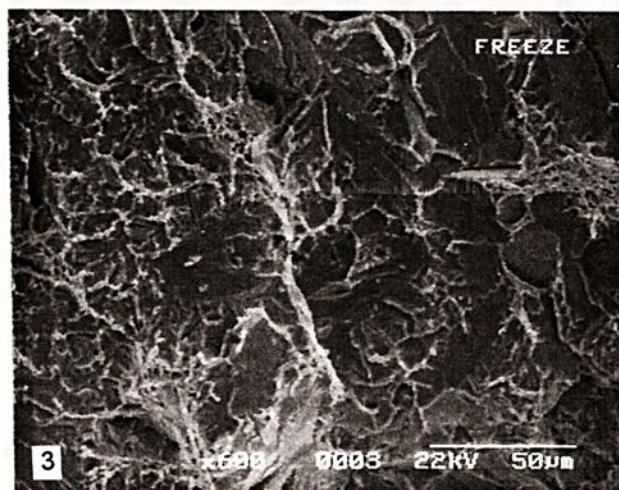
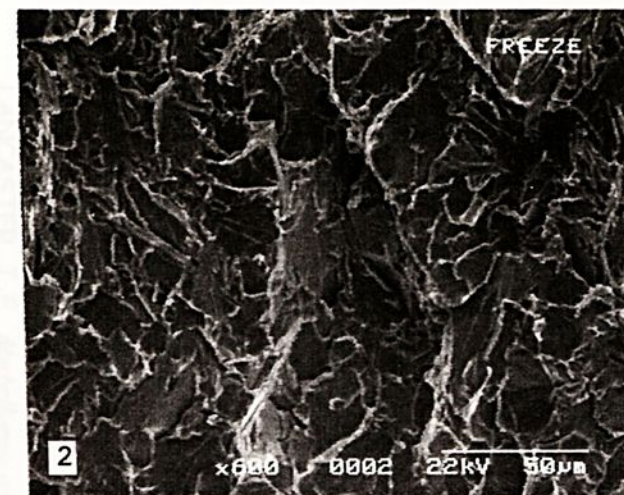
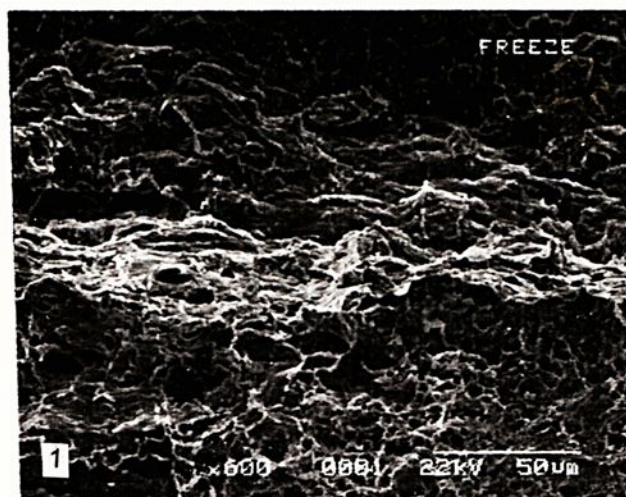


Fig. VIII - Fotomicrografias da superfície de fratura do aço IV, cdp 2 (-50°C) .

KOO, J.Y., *Welding Metallurgy of Structural Steels*, Proc. Int. Symposium on Welding Metallurgy of Structural Steels, Ed. The Metallurgical Society, Inc., pp.169, 1987.

KORAK, M. & CHEN, L., *CTOD testing of HAZ and analysis of pop-in behavior*. 7th Int. Conf. Offsh. Mec. and Arc. Eng., Houston, pp. 297-304, 1988.

KOZASU, I. *Thermomechanically Processed Steels with Improved Weldability*, Proc. Int. Symposium on Welding Metallurgy of Structural Steels, Edited por J.Y. Koo, The Metallurgical Society, pp. 63-67, 1987.

KOZASU, I., OUCHI, C., SAMPEI, T. & OKITA, T., *Microalloying 75*, pp.120-34, 1977.

KRAUSS, G. & BANERJI, S. K. (Eds), *Fundamentals of Microalloying Forging Steels*, TMS-AIME, Warrendale, PA, 1987.

KRISHNADEV, M.R., McGRATH, J.T., BROWKER, J.T. & DIONNE, S., *HAZ Microstructure and Toughness of Precipitation Strengthened HSLAQ Steels and Conventional HY-Grade High Strength Steels*, Proc. Int. Symposium on Welding Metallurgy of Structural Steels, Ed. The Metallurgical Society, Inc., pp.137, 1987.

LANCASTER, J. F., *Metallurgy of Welding*, 5th edition, Chapman & Hall, UK, 1994

LESLIE, W. C., *The Physical Metallurgy of Steels*, McGraw-Hill, New York, 1981.

LOPES, E.M. D. & MIRANDA, R.M., *Metalurgia da Soldadura*, Instituto de Soldadura e Qualidade ISQ, Edições Técnicas, 1983.

LOUREIRO, A. & FERNANDES, A. A., *Significance of toughness and size of LBZS on HAZ Toughness of Welds*, Proceed. Int. Conf. JOM 5, Denmark, pp. 495-501, may 1990.

MALCOM, G., *Alloy design options and compositional trends for HSLA line pipe*. Proceedings of Microalloying-88, pp. 61, Sept 1989.

MARANDET, B. & SANZ, G., *Evaluation of the toughness of thick medium strength steels by LEFM and correlations between K and CVN*, ASTM STP 631, pp. 72-95, 1977.

MOURA BRANCO, C. & SOUSA E BRITO, A., *Tenacidade à Fractura a Baixas Temperaturas de Aços Estruturais Microligados*, 3^{as} Jornadas Ibéricas de Fractura, Luso, Portugal, Anales de Mecânica de la Fractura, vol. 13, pp. 197-203, 1996.

MOURA BRANCO, C., FERNANDES, A. A. & TAVARES DE CASTRO, P. M. S., *Fadiga de Estruturas Soldadas*. Fund. Calouste Gulbenkian, Lisboa, 1986.

MOURA BRANCO, C. & SOUSA E BRITO, A., *Tenacidade à Fractura a Baixas Temperaturas de Aços Estruturais Microligados*, 3^{as} Jornadas Ibéricas de Fractura, Luso, Portugal, Anales de Mecânica de la Fractura, vol. 13, pp. 197-203, 1996.



MULLER, T. & GROSS, D., *Experimental investigations of the path independence of the J integral for large plastic zones*. Proc. ECF3, ed. J. C. Radon, Pergamon Press, pp. 177-184, 1980.

NAKANISHI, M., KOMIGO, Y., GETA, I., NAKAMURA, M., SAITOH, Y., *Development of high toughness steel plates for low temperature service by dispersion with nitride particles and oxide particles*. IIW Soc. IX, 1281, 1983.

NAKASUGI, H., MATSUDA, H. & TAMAHIRO, H., *Steels for Line Pipe and Pipeline Fittings*, Metals Society, v. 90, 1993.

NEUMEISTER, H. & H. J. WIESTER, *Stahl und Eisen*, 65, pp.36, 1945.

NOREN, T. M., *Special Report on Columbium as a Micro-alloying Element in Steels and its Effect on Welding Technology*, Ship Structure Committee, Washington, D.C., 1963.

PICKERING, F.B., *The Effect of Composition and Microstructure on Ductility and Toughness*, in Toward Improved Ductility and Toughness, Climax Molybdenum Development Co., Japan, pp. 9-31, 1971.

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.

PISARSKI, H.G. & PARGETER, R. L., *Fracture toughness of HAZ in steels for offshore platforms*, Metal Construction, pp. 412-417, July 1984.

PISARSKI, H.G., TOWERS, O.L. & WILLOUGHBY, A.A., *Guide lines for fracture toughness testing of heat affected zones*. The Wel. Ins. Res. Bul. pp. 188-190, June 1984.

PISARSKI, H.G. & KUDOH, J., *Exploratory Studies on the Fracture Toughness of Multipass Welds with Locally Embrittled Regions*, Proc. Int. Symposium on Welding Metallurgy of Structural Steels, Ed. The Metallurgical Society, Inc., pp. 263-276, 1987.

PIZZIMENTI, N., A. DE VITO, P. BUFALINI & M. PONTREMOLI, *Production and Properties on Pipeline Steels with Non-Polygonal Ferrite Microstructure*, Niobium '81", Proc. A.I.M.E., pp. 803, 1983.

PONTREMOLI, M., MANIGRASSO, M., DEMOFONTI, G. & BUFALINI, P., *Compositional effects in TMCP plates for offshore structures on local brittle zones and HAZ toughness of SAW joints*, Proc. Int. C. Weld. 90, Hamburg. 1990, pp. 191-200.

POOLE, S. W. & FRANKLIN, J. E. , *High Strength Structural and High Strength Low - Alloy Steels*, Metals Handbook, 9th Ed., v. 1, pp.403-4, 1974.

PORTER, L. F., *High-Strength Low-Alloy Steels*, in *Encyclopedia of Materials Science and Engineering*, vol. 3, Ed. Pergamon Press and MIT Press, pp. 2157-62, 1986.

REPAS, P.E., *Metallurgical Fundamentals for HSLA Steels*, in *Microalloyed HSLA steels*, ASM INTERNATIONAL, 1998.



RICE, J.R., *A path independent integral and the approximate analysis of strain concentration by notches and cracks*, Trans. ASME J. Appl. Mech, 35, pp. 379-386, June, 1968.

ROLFE, S. T. & BARSON, J. M., *Fracture and Fatigue Control in Structures - Applications of Fracture Mechanics*, Prentice-Hall, Inc, 2nd ed, 1989.

ROYER, G. P., *A User's Perspective on HAZ Toughness*, Edited por J.Y. Koo, The Metal Society, pp. 255, 1987.

SAITO, Y., NAKANO, Y., UEDA S. & KOBAYASKI, E., *Optimization of Chemistry and Manufacturing Process for Offshore Structural Steel Plate for Large Heat Input Welding*, Proc. Int. Symposium on Welding Metallurgy of Structural Steels, Ed. The Metallurgical Society, Inc., pp. 615-630, 1987.

SATOH, K., TOYODA, M., KAWAGUCHI, Y. & ARIMOCHI, K., *Influence of hot straining embrittlement on brittle fracture in welded steel plates*, IIW Doc X-804-76, 1976.

SCHWALBE, K.H., HURENS, J., HEILMAN, D. & CORNEC, A., *Relationship between various definitions of the crack tip opening displacement*. GKSS 85/E/60, 1985.

SEABRA, A. V., *Metalurgia Geral - Metalografia*, Laboratório Nacional de Engenharia Civil, Lisboa, vol III , pp. 86-93, 1995.

SHIWAKU, T., SHIMOHATA, T., TAKASHIMA, S., KAJI, H. & MASUBUCHI, K. &, *YS 420 and 460 MPa class high strength steel plates for artic offshore structures manufactured by TMCP*, 7th Int. Conf. on Offshore Mec. and Arc. Eng., Houston, pp. 95-101, 1988.

SMITH, E., COWARD, M.D. & APPS, R.L., *Weld heat-affected zone structure and properties of two mild steels*, Weld and Met. Fab., 38, pp. 496-504, 1970.

SPEICH, G. R. & DOBKOWSKI, D. S., *The hot deformation of austenite*, AIME, New York, 557, 1979.

SQUIRRELL, S. J., PISARSKI, H. G. & DAWES, M. G., *Recommended Procedure for the Crack-tip Opening Displacement (CTOD) Testing of Weldings*, TWI Research Report 311, 1986.

STARRACT, F. W., Mechanical Engineering , January, 1960.

SUJIMA, I. & ASAKURA, S., *Notch toughness of simulated heat-affected zones of 13 Cr-Ni cast steel*, IIW Doc IX-881-74.

SUZUKI, H., SOGO, Y., LWANAGA, K., YAMABA, R., MAEDA, K. & OHNO, Y., *New HT50 steels for marine and offshore constructions with superior weldability*, IIW Doc IX-1314-84, 1984.

TAMURA, I., SEKINE, H., TANAKA, T. & OUCHI, C., *Thermomechanical Processing of High-Strength Low-Alloy Steels*, Butterworths, 1988.

TANAKA, T., *Controlled Rolling of Steel Plate and Strip*, International Metals Reviews, pp. 185, Apr 1981.



THAULOW, C., PAUW, A.J. & GUTTORMSEN, K., *The heat affected zone toughness of low carbon microalloyed steels*, IIW Doc X-119, 1986.

THAULOW, C., PAUW, A. J. & RORVIK, G., *Fracture Mechanics testing of Weld Metal for Low Carbon Microalloyed Steel*, Proc. Int. Symposium on Welding Metallurgy of Structural Steels, Ed. The Metallurgical Soc., Inc., pp. 277-302, 1987.

THREADGILL, P. L., *The Influence of Steel Developments on Weld Properties and Weldability*, Proc. Int. Symposium on Welding Metallurgy of Structural Steels, Ed. The Metallurgical Society, Inc., pp. 567-580, 1987.

TOWERS, O.L., *The J-integral: definitions. interpretation and test procedures*. The Weld. 1. Res. Bull, pp. 319-323., November 1984.

TOYODA, M. & SATOH, K., *Fracture toughness of welds: the incidence of mechanical heterogeneity in the correlation of toughness parameters*. Welding in the World, 22, 3/4, pp. 76-86, 1984.

WELDING HANDBOOK, vol. 4, *Metals and Their Weldability*, 7th ed., American Welding Society, 1982.

WIESTER, H. J., DAHL, W. & HENGSTENBERG, H., *Stahl und Eisen*, 82, pp. 1176 1962.

WILLIAMS, S. & JUTLA, T., *Probabilistic fracture mechanics-towards a practical approach. Part 1: Scatter in fracture toughness data*. Weld. Inst. Res. Bull., pp. 20-26, January 1986.

WILSON, W.G. & A.MCLEAN, *Desulphurisation of Iron and Steel and Sulphide Shape* A.I.M.E., 29,1980.

WOODHEAD, J.H. & J.A.WHITEMAN, *Processing and Properties of Low Carbon Steel*, AIME, New York, pp. 169, 1972 145, 1972.

YAMABA, R., CHIBA, H., GOKYU, H., KOMAL, T. *Metallurgical factors controlling HAZ toughness in H 80*, IIW Doc. IX-1422-86.



As observações metalográficas do metal de base feitas em cada aço evidenciam uma microestrutura predominantemente ferrítica, correspondente ao baixo teor de carbono. A fase perlítica apresenta-se em geral segundo uma distribuição em bandas longitudinais concordantes com o sentido da laminação.

As diversas microestruturas presentes na zona atravessada pela trinca de fadiga e subsequente fratura mostram um mosaico de morfologias correspondentes à alternâncias dos diversos cordões de solda e respectivas zonas afetadas pelo calor (ZAC).

Para cada um dos aços estudados, as Figs. I a IV apresentam uma macrografia da zona adjacente à linha de fratura, de meio corpo de prova, obtido após o ensaio CTOD. Nessas macrografias pode-se observar a localização da solda com os contornos dos diversos cordões sobrepostos e das respectivas ZACs. São incluídas para cada aço sete fotomicrografias das microestruturas mais relevantes atravessadas pela pré-trinca de fadiga e pela fratura final, bem como do metal de base.

Convém registrar, que a pré-trinca de fadiga do aço III, do CDP analisado, seguiu uma linha não perpendicular ao eixo longitudinal do CDP, afastando-se acentuadamente para as regiões menos duras. O início da fratura teve lugar, neste aço, numa região de microestrutura altamente favorável a uma boa tenacidade, isto é, grão fino constituído quase exclusivamente por ferrita acicular (fotomicrografia III-4). Pelo contrário, nos aços I e II, o início da fratura instável produziu-se em regiões de grão relativamente grosseiro (fotomicrografias I-4, II-4) com grande densidade de precipitado nos limites de grão.

A análise fractográfica foi realizada num microscópio eletrônico de varredura HITACHI S-2400, e mostrou através das fotomicrografias (aumento de 600x) tomadas em três pontos: ao longo da pré-trinca de fadiga e sobre a trinca estável, uma morfologia esperada: facetas de clivagem associadas a



maior ou menor grau de plasticidade e regiões correspondentes à fratura dúctil, com presença de cavidades ("dimples").

As maiores diferenças, correspondentes a diferentes valores de tenacidade, foram verificadas na linha de início de fratura, onde a faixa de fratura dúctil inicial no aço III, mostra-se mais larga que nos restantes aços [Figs. V a VIII].



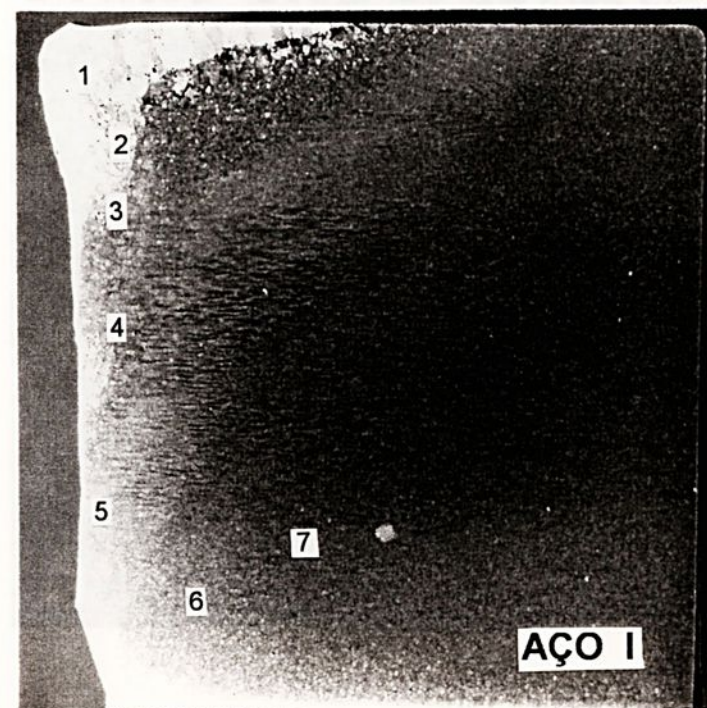
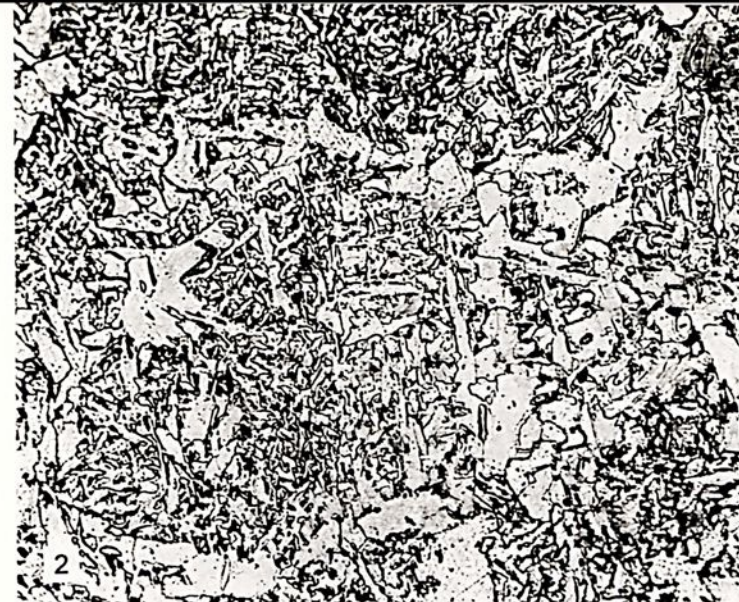


Fig. 1 - Macrografia da região da soldagem e fotomicrografias das microestruturas mais relevantes (AÇO I).

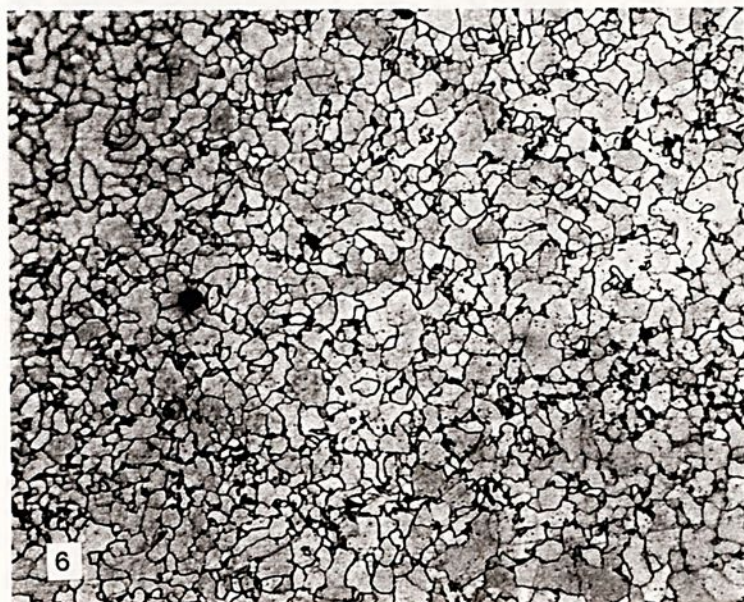
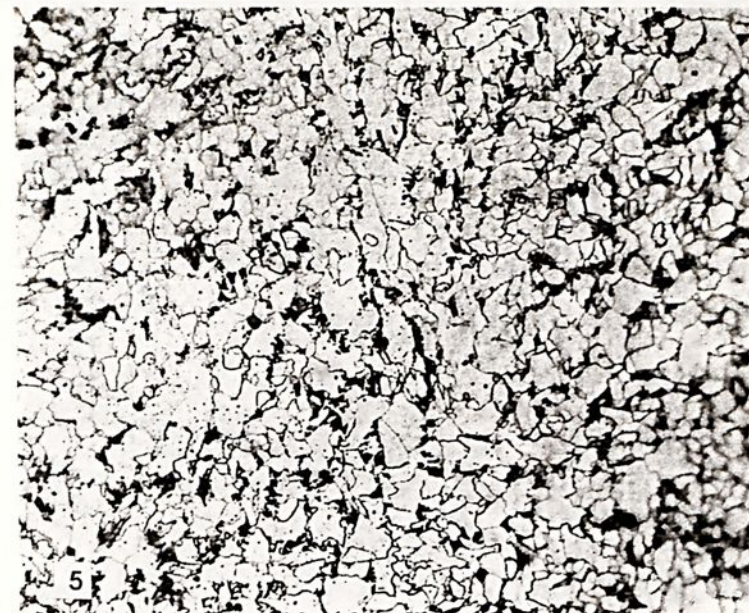


Fig. 1 - (continuação)

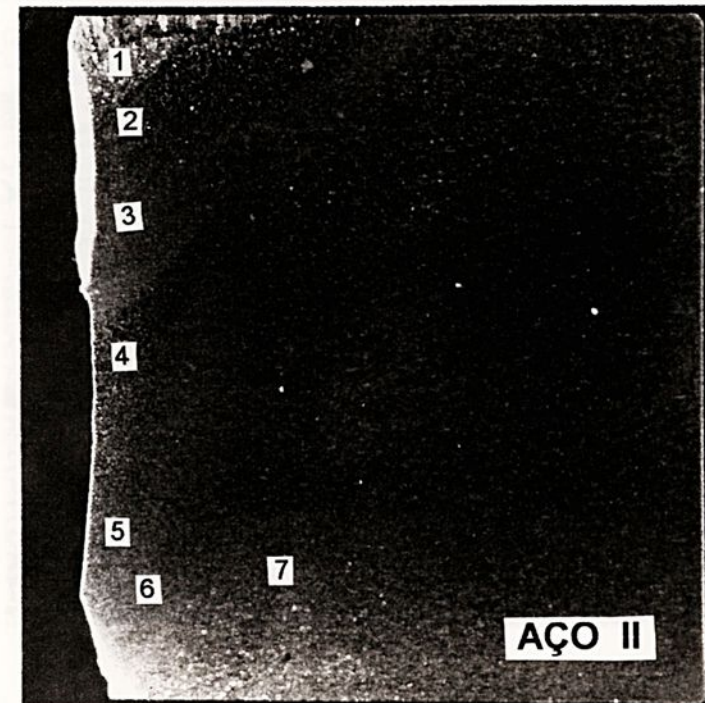


Fig. II - Macrografia da região da soldagem e fotomicrografias das microestruturas mais relevantes (AÇO II).

110

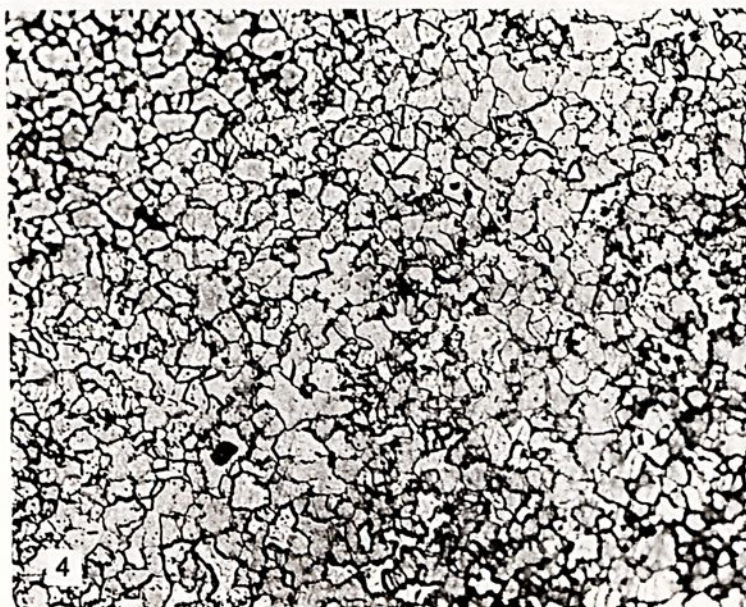


Fig. II - (continuação)

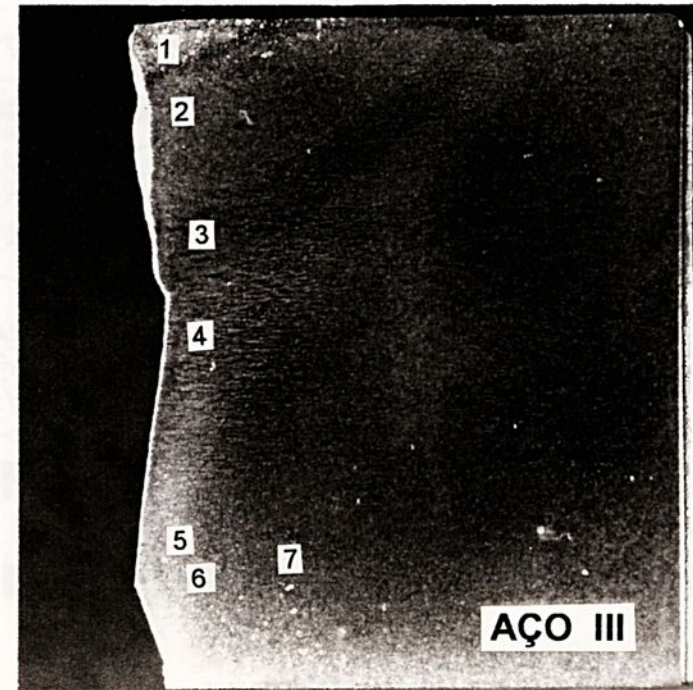
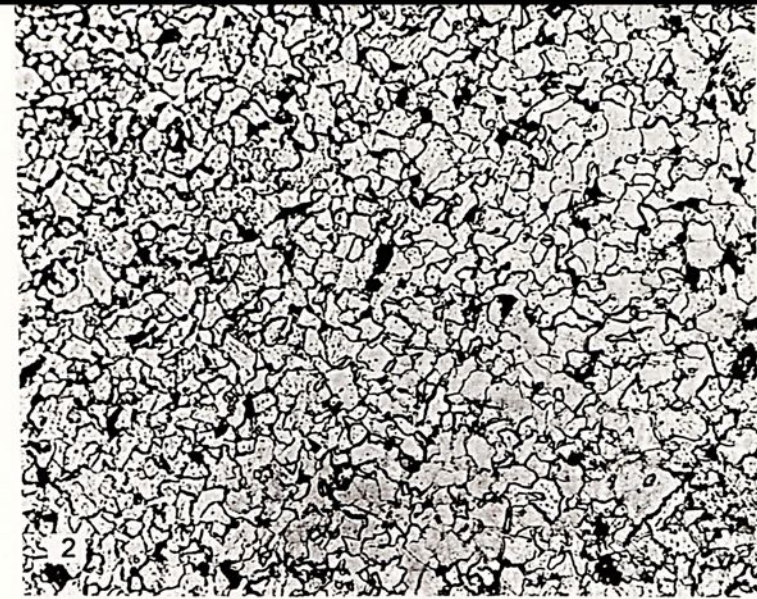


Fig. III - Macrografia da região da soldagem e fotomicrografias das microestruturas mais relevantes (AÇO III).

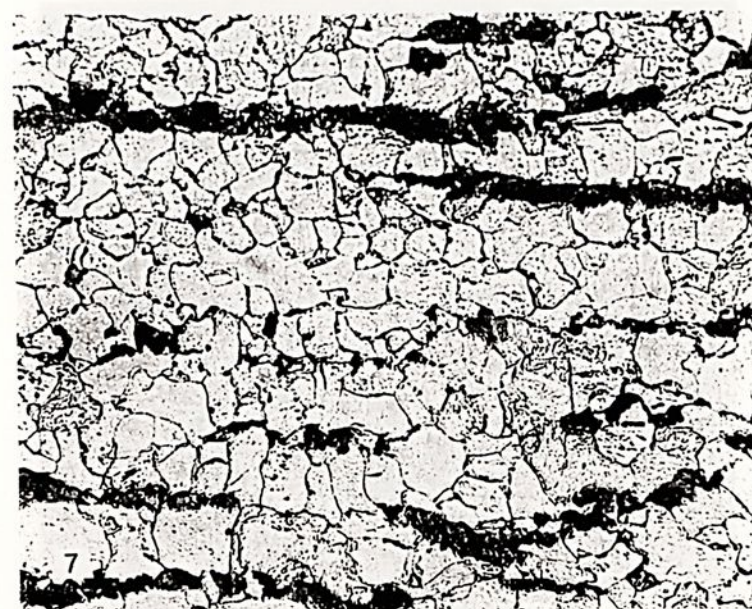


Fig. III - (continuação)

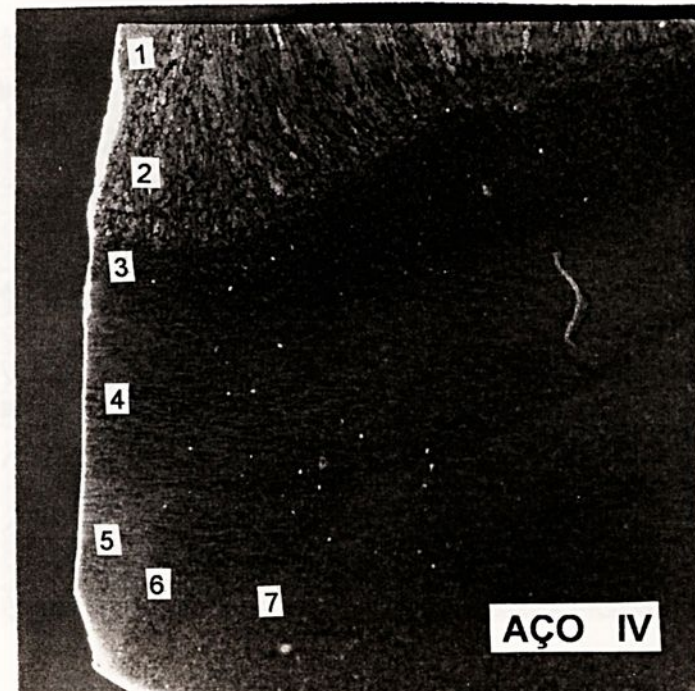
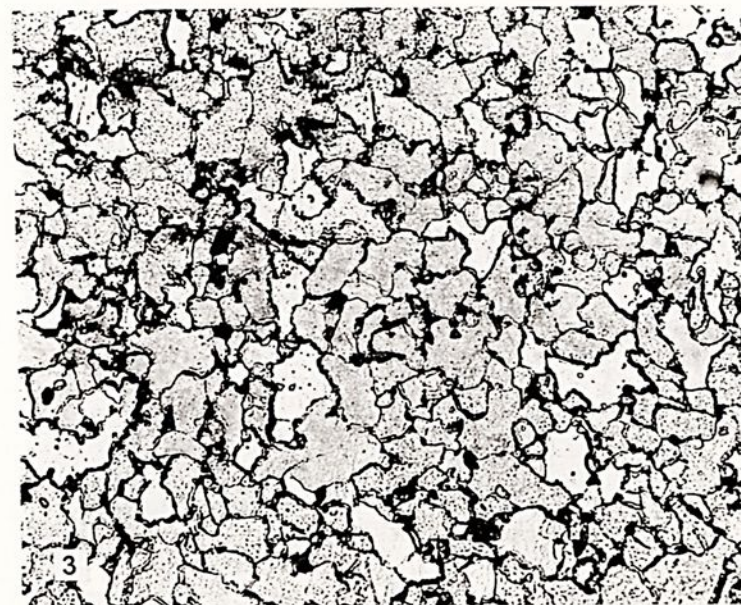


Fig. IV - Macrografia da região da soldagem e fotomicrografias das microestruturas mais relevantes (AÇO IV).

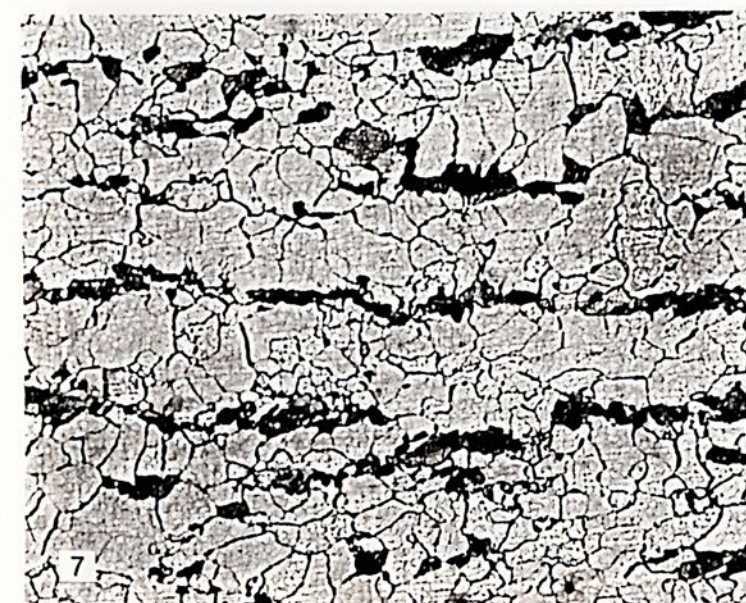
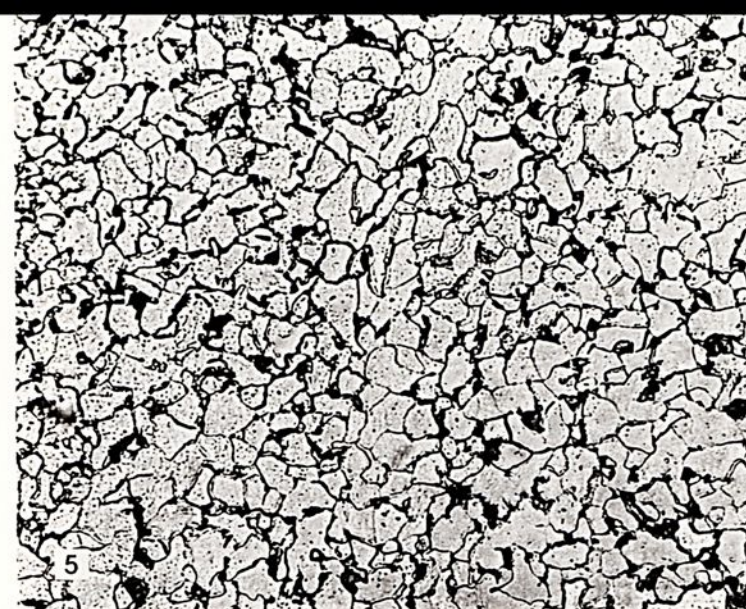
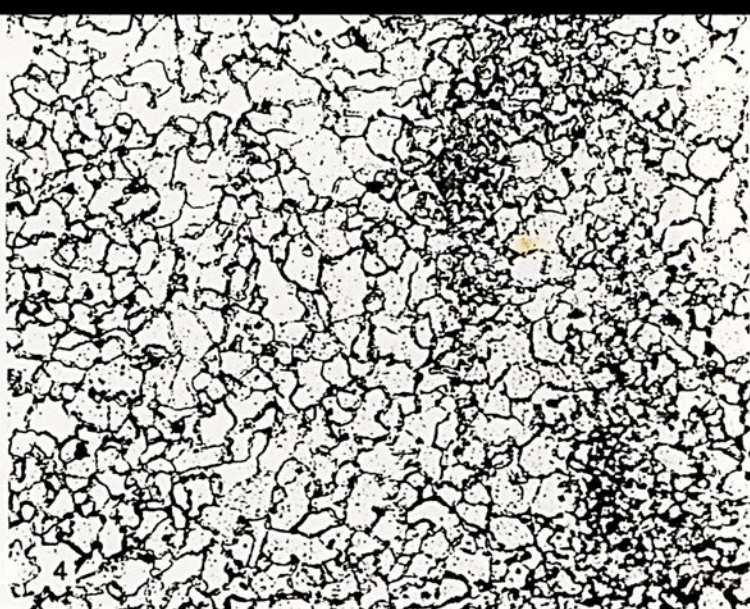


Fig. IV - (continuação)

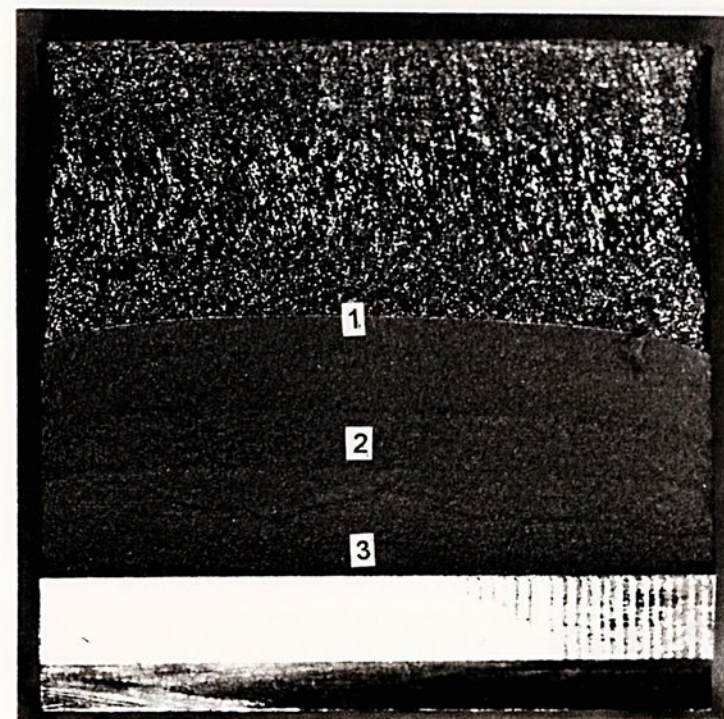
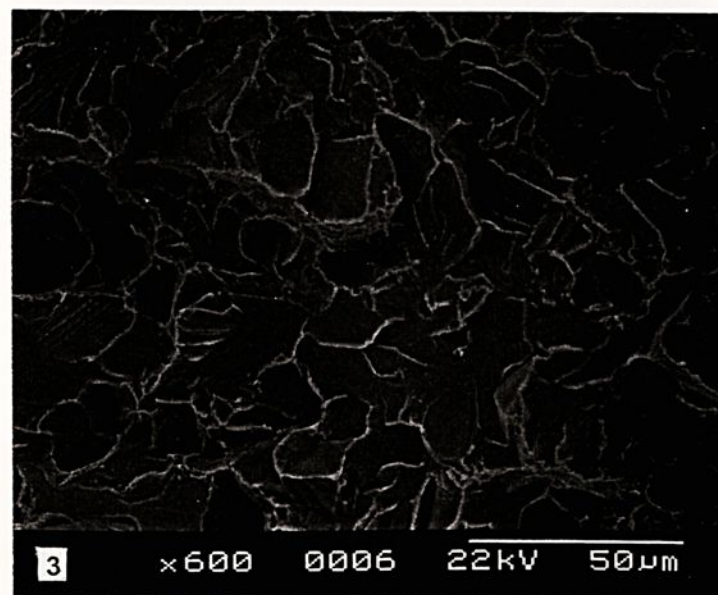
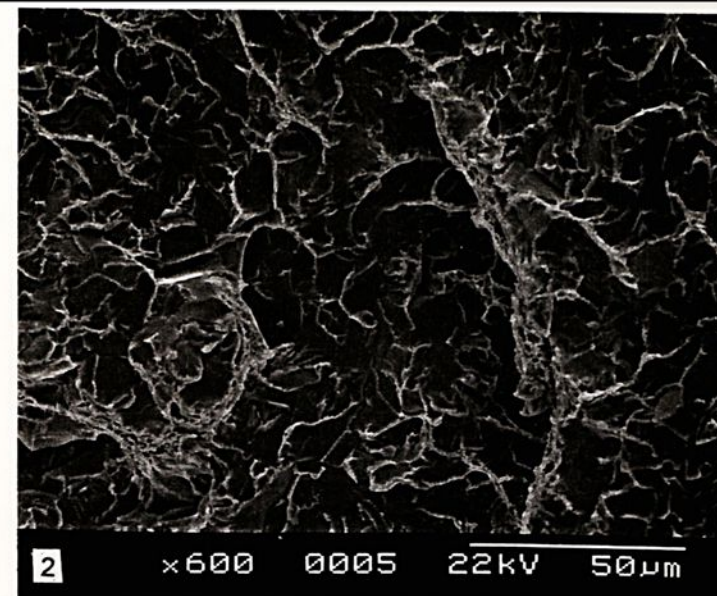
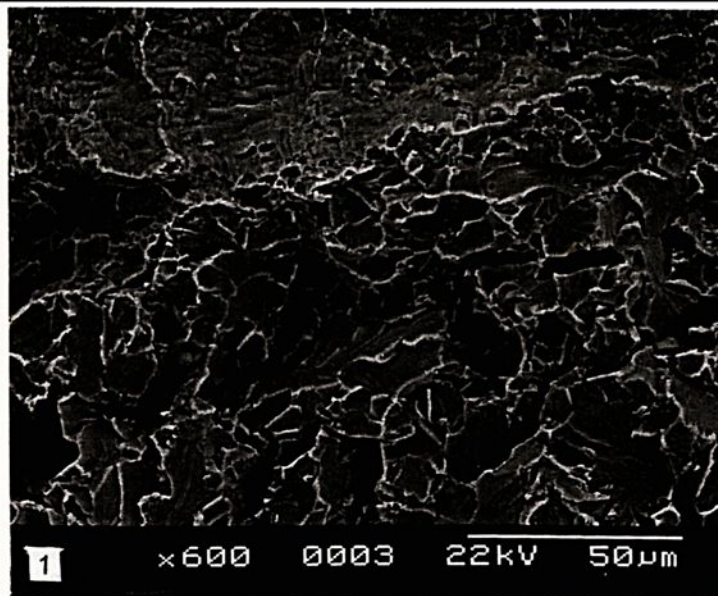


Fig. V - Fotomicrografias da superfície de fratura do aço I, cdp 5 (-50°C)

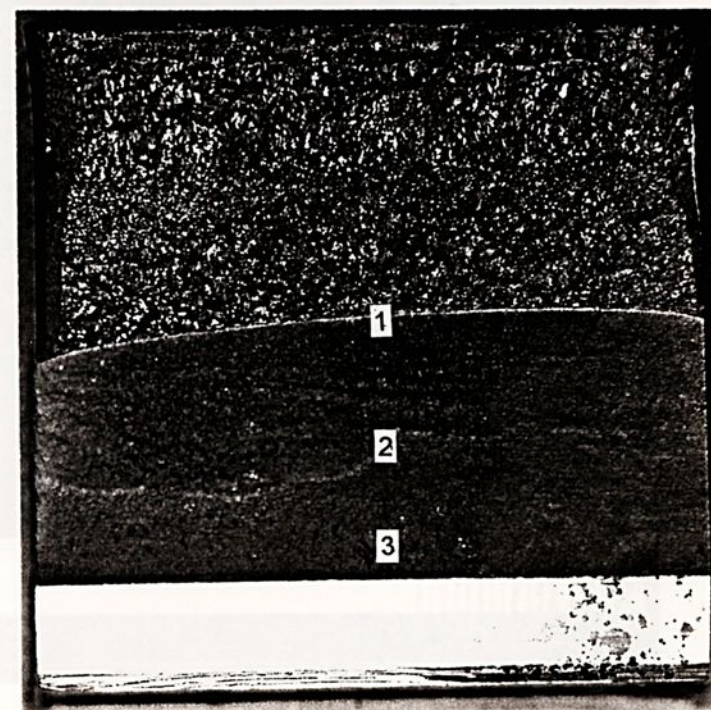
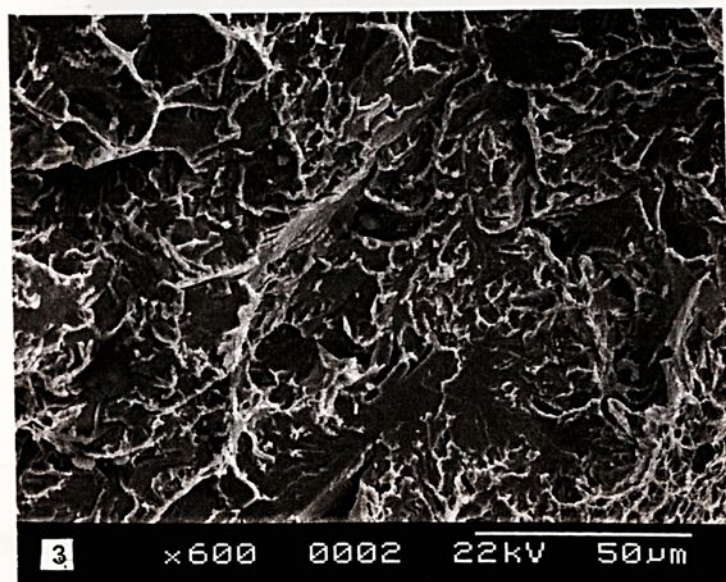
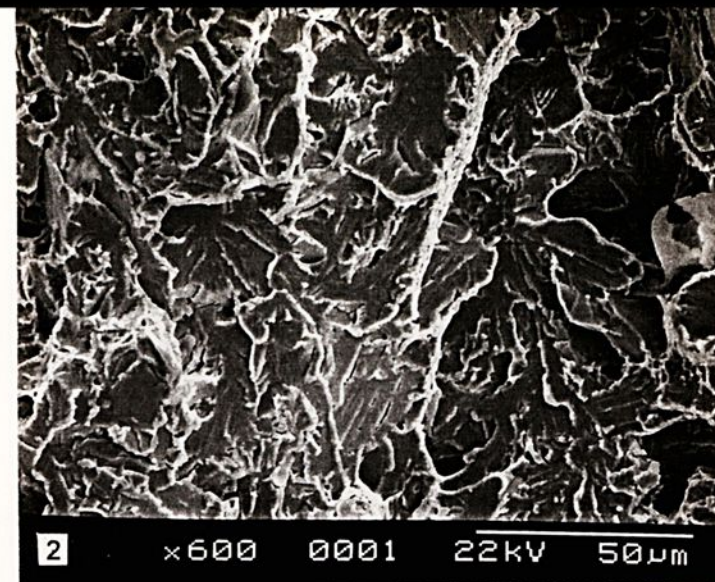
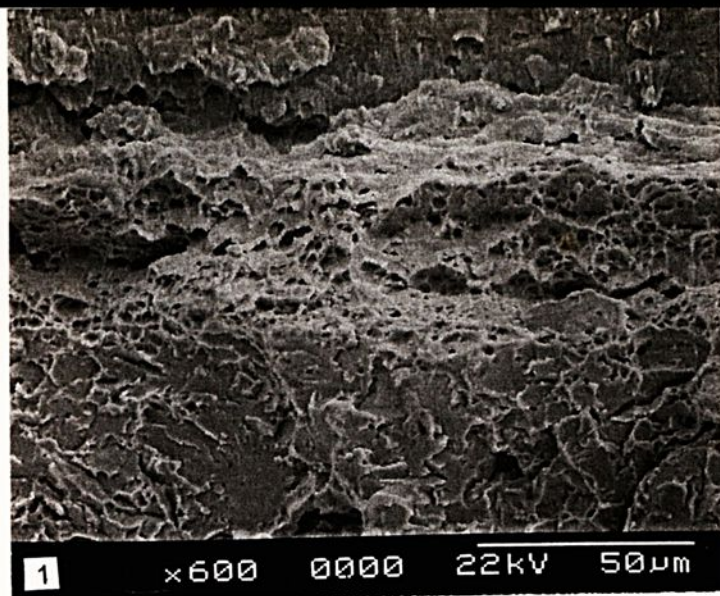


Fig. VI - Fotomicrografias da superfície de fratura do aço II, cdp 1 (-50°C) .

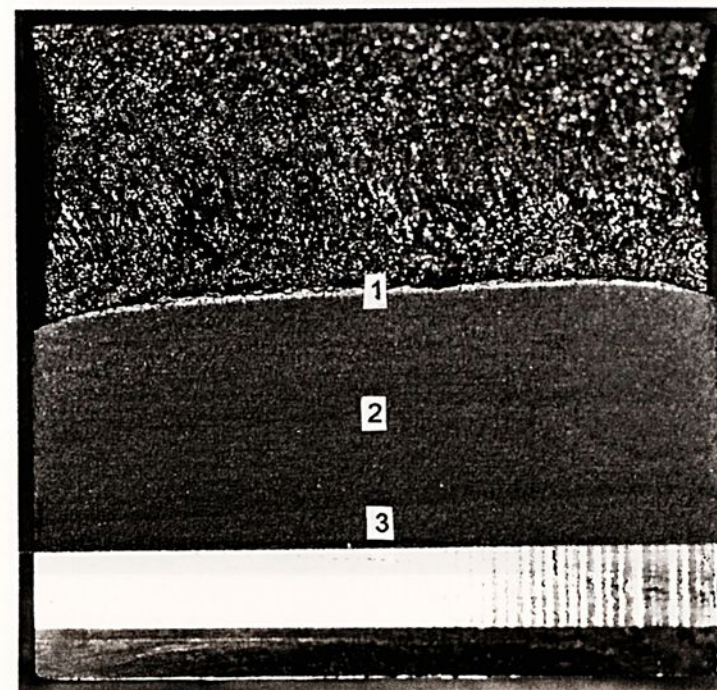
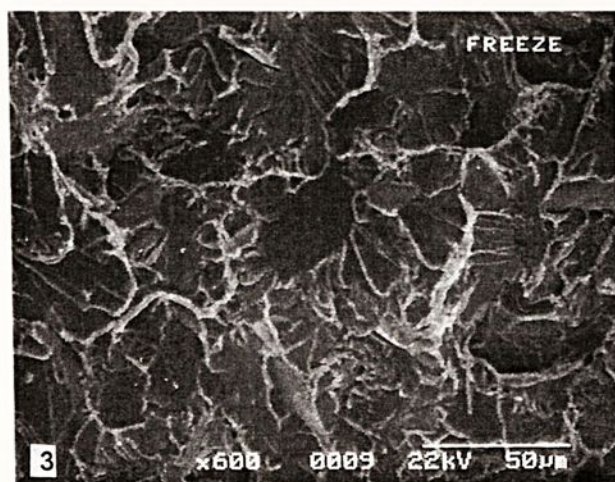
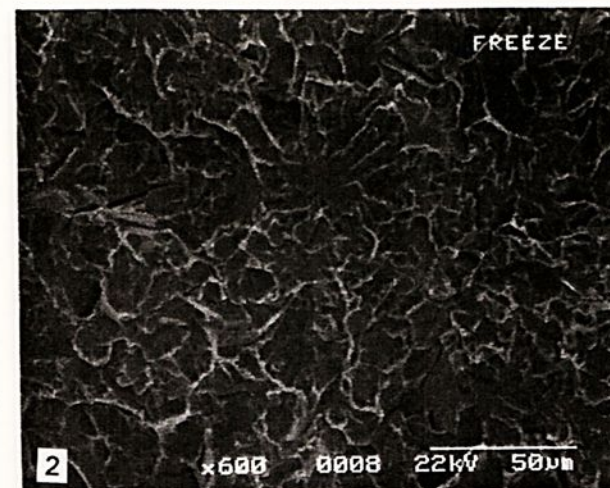
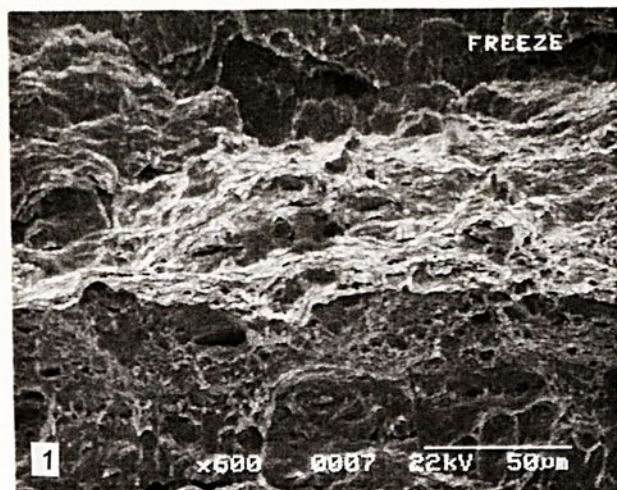


Fig. VII - Fotomicrografias da superfície de fratura do aço III, cdp 7 (-50°C) .

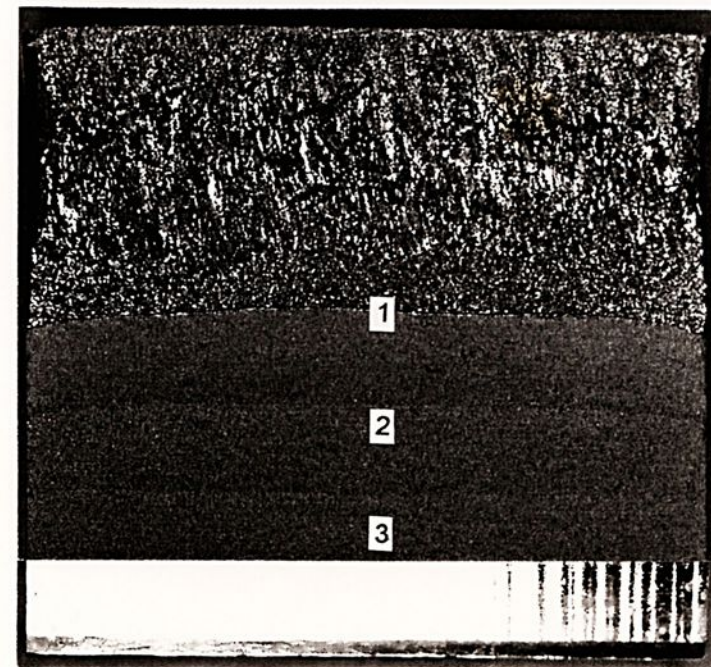
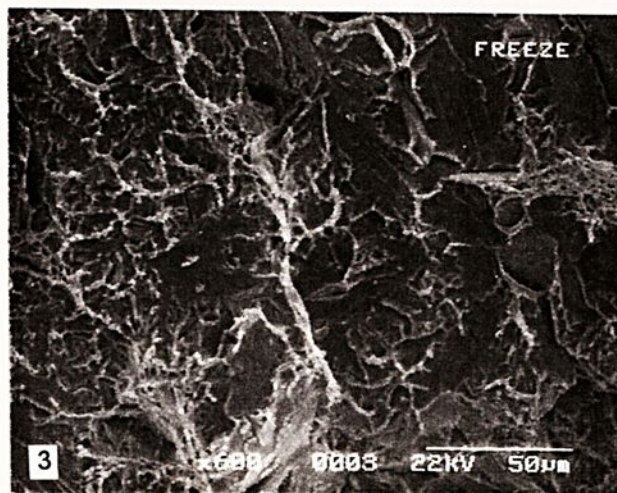
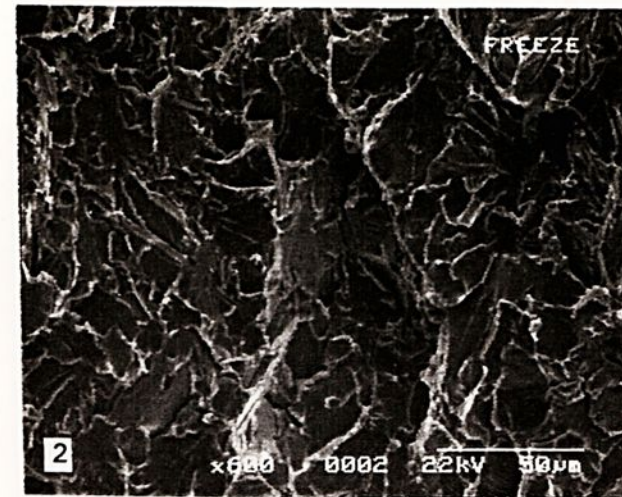


Fig. VIII - Fotomicrografias da superfície de fratura do aço IV, cdp 2 (-50°C) .

