

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO E CULTURA
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
ESCOLA DE ENGENHARIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA
METALÚRGICA E DOS MATERIAIS — PPGEMM

TRINÇAS DE SOLIDIFICAÇÃO EM SOLDAS NUM AÇO
DE CONSTRUÇÃO NAVAL

por

IVAN GUERRA MACHADO
ENGENHEIRO METALÚRGICO

Trabalho realizado no Departamento de Metalurgia da Escola de Engenharia da UFRGS, dentro do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e dos Materiais - PPGEMM.

Porto Alegre

1980

TRINCAS DE SOLIDIFICAÇÃO EM SOLDAS NUM AÇO
DE CONSTRUÇÃO NAVAL

DISSERTAÇÃO

Apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e dos Materiais - PPGEMM, como parte dos requisitos para a obtenção do Título de

MESTRE EM ENGENHARIA METALÚRGICA

por

IVAN GUERRA MACHADO

ENGENHEIRO METALÚRGICO

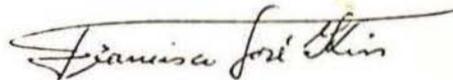
1980

Esta Dissertação foi julgada adequada para a obtenção do título de Mestre em Engenharia Metalúrgica e aprovada em sua forma final, pelo Orientador e pela Banca Examinadora do Curso de Pós-Graduação.

Banca Examinadora:

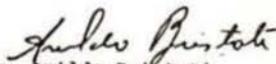
Prof. Dr. Francisco José Kiss
Prof. Dr. Arno Möller
Eng^o M.Sc. José Milan Amaro
Eng^o Leido Luiz Dias

Orientador



Prof. Dr. Francisco José Kiss

Coordenador do PPGEMM



Prof. Dr. Anildo Bristoti

AGRADECIMENTOS

- Ao Prof. Dr. Francisco J. Kiss, pela confiança e es
tímulo.

- A Pronuclear-CNPq e FINEP (essa última para o orien
tador), pelo suporte financeiro.

- Ao Prof. Dr. Arno Müller, pela oportunidade concedi
da.

- Ao Estaleiro Só S.A., nas pessoas de seu Diretor Vi
ce-Presidente Economista Edison Baptista Chaves, Diretor Indus-
trial Engenheiro Alceu M. de Mello Souza, Engenheiro José A. Pra-
tes Kraemer e Sr. Mário D. Marques Bispo, pelo inestimável auxí
lio com o material de ensaio e realização das soldagens para
Arco-Submerso.

- A Hidrotécnica Com. Ind. Ltda., na pessoa de seu
proprietário, Dr. Mário A. Barbalho de Almeida, pelo impagável
empréstimo do propulsor elétrico para soldagem automática.

- As seguintes pessoas, que de uma forma ou outra
contribuíram para a realização desse trabalho: M.Sc. Milton A.
Zaro, M. Sc. Sérgio L.B. Zin, Engenheiro Carlos A. Casanova, Sr.
Celso de A. Alves, Sr. Juarez V. dos Santos e Sr. Everton O. M.
Andrade.

- Em especial, ao caro amigo e competente Engenheiro
Renato O. Rego, pelos mais de doze anos de frutíferas e interes
santes trocas de idéias.

À

Lina

Solon

Silvia

Sylvinha

com profundo amor e agradecimento
por tuço.

RESUMO

É comentado inicialmente o fato de que até hoje continuam altos os índices de falhas em estruturas soldadas e são mencionadas as trincas como uma de suas maiores causas, citando-se opiniões de reconhecidas autoridades no assunto. O termo "soldabilidade" é apresentado, sendo analisadas as dificuldades em precisar-se seu real significado, inferindo-se que ele é aplicável, com exatidão, somente para cada caso em particular.

Explana-se as idéias fundamentais existentes com relação ao crescimento epitaxial e competitivo, realizando-se uma análise da influência dos parâmetros de soldagem sobre as estruturas de solidificação e microsegregação. Exemplifica-se a ação desse fenômeno sobre a formação das "Trincas a Frio na Zona do Metal Soldado", demonstrando-se a influência positiva de manipulação inteligente dos parâmetros "gradiente de temperatura no líquido" e "velocidade de crescimento do sólido" na solda, sobre a distribuição do hidrogênio.

Numa pesquisa bibliográfica relativamente vasta, apresenta-se o estágio atual do conhecimento sobre o mecanismo e natureza das Trincas de Solidificação. Mostra-se suas características mais importantes, evolução histórica das pesquisas fundamentais para o desvendamento de suas particularidades e as teorias atualmente aceitas quanto sua formação, todas elas indicando-nos uma ação conjugada de deformação/microsegregação. Além disso, relata-se os fatores mais importantes relacionados com a suscetibilidade às Trincas de Solidificação, tanto sob o ponto de vista operacional, do lado "prático" da soldagem, quanto do prisma da ação dos elementos químicos, arrolando-se uma lar-

ga série de sugestões para minimizar essa suscetibilidade, assumindo vulto essas informações, pois são pouquíssimas e geralmente de abordagem superficial os trabalhos existentes sobre o assunto em língua portuguesa.

Descreve-se e indica-se o uso dos ensaios mais usuais de soldadibilidade, relacionando suas várias categorias com os fenômenos das deformações e noções fundamentais de constrangimento das juntas soldadas. Discute-se, ainda, detalhadamente, a utilização do Teste Varestraint e suas variantes (Transvarestraint e Spot Varestraint), demonstrando-se as limitações de cada caso, além de discorrer-se sobre o fator humano no problema. Apresenta-se, também, uma tabela que tenta englobar de maneira sintética os principais aspectos dos Testes vistos.

Utilizando-se o Teste Varestraint, com TIG sem metal de adição, para estudar a suscetibilidade do metal base às Trincas de Solidificação, além dos convencionais relacionamentos entre o Comprimento Total das Trincas (em nosso trabalho: Comprimento Total das Trincas médio, já que utilizamos sempre a média de no mínimo três ensaios) com intensidade de corrente ou deformação, analisa-se o efeito da velocidade de soldagem, mantidos outros parâmetros constantes, o que sugeriu-nos uma interessante conclusão sobre o aspecto diferenciado, em relação à energia de soldagem, dos parâmetros corrente e velocidade.

Através de análise metalográfica óptica e ao Microscópio Eletrônico de Varredura, discute-se aspectos característicos das Trincas de Solidificação, sendo que nesse último aparelho a trinca mostra-se de forma indiscutivelmente dendrítica, enquanto que os ataques utilizados em metalografia óptica permite-nos observar seu caminho intergranular, na estrutura secundária, ou, interdendrítico, quando a estrutura é primária.

Estende-se o trabalho e avalia-se a influência do metal de adição proporcionado por dois processos distintos (MAG e Arco-Submerso), soldados superficialmente sobre a chapa e após fresado o excesso, sendo que, aparentemente, constata-se que o

fator possível de ser relacionado com a sua suscetibilidade às Trincas de Solidificação é a razão penetração/largura do cordão soldado, além de o metal base apresentar maior suscetibilidade às Trincas de Solidificação do que os metais de adição diluídos, dentro da faixa de trabalho utilizada.

ABSTRACT

Until today the welded structures are reduced to high numbers of flaws and in the opinion of many specialists, the main responsible for this are the cracks in the welds. The term "weldability" is introduced, the difficulties for its meaning is analysed and it is inferred that can be applied only on specific cases.

The fundamental ideas connected to epitaxial and competitive growth are explained and the influence of different welding variables on solidification substructures and microsegregation are considered. This is well exemplified with the action on "Cold Cracks in the Welded Metal Zone", where we have a positive influence of a clever manipulation of the "temperature gradient in liquid" together with the "rate of solid growth", on the distribution of the hydrogen.

Supported by a relatively large bibliographic survey, attention has been drawn to the state of the art about mechanism and nature of Solidification Cracks. The most important characteristics, historical evolution of fundamental researchs revealing their particularities and the accepted theories about its formation are discussed. All of them leading to a conjugated action of deformation/microsegregation. Besides description of the most important facts related with Solidification Cracks under operational conditions as well as under the influence of chemical elements, a number of suggestions are offered to minimize their effects on the susceptibility at this defect. These information are very important, because there are no many papers on this subject written in the portuguese language.

It is described the employment of weldability tests (with its many classes) along with deformation phenomena and fundamental concept of restraint on a welded joint. The utilization of the Varestraint Test and its variants (Transvarestraint and Spot Varestraint) are discussed in detail including the limitations for each test, apart from those including human factors. Results are summarized in a table giving the main facts about the tests that were made.

With the Varestraint Test (TIG without filler metal), it was studied the susceptibility of the base metal at Solidification Cracks, beyond the conventional connection among Total - Combined Crack length and arc current or deformation. The effect of the welding travel speed, keeping constant other variables, was also analysed. This suggested an interesting conclusion on the differentiated aspect, connected with energy input, of the welding variables arc current and travel speed.

By means of metallographic procedure and Scanning Electron Microscopy, some characteristics aspects of the Solidification Cracks were analysed (showing incontrovertible dendritic structure). With the aid of etchant reagents used in optical metallography, the intergranular or interdendritic pattern of the Solidification Cracks were also revealed.

The work was extended to evaluate the influence of the filler metal (MAG and Submerged Arc) welded bead on plate and then cuttered the excess. It is suggested that the possible factor to be related with the Solidification Crack susceptibility may be the ratio between penetration and width of the weld bead. Was also evidenced that Solidification Crack susceptibility in the base metal is greater than in the deposited metal.

SIGLAS, ABREVIATURAS, SÍMBOLOS E UNIDADES UTILIZADAS

- AS: Arco Submerso.
- A.W.S.: American Welding Society.
- b: Espessura da chapa inferior no Teste C.T.S. (mm).
- C.P.: Corpo de Prova.
- C₀: Composição nominal do soluto (%).
- Cit.: Citado.
- CMT: Comprimento Máximo das Trincas (mm).
- CTT: Comprimento Total das Trincas (mm).
- \overline{CTT} : Média aritmética do Comprimento Total das Trincas (mm).
- e: Espessura do espécime no Teste Varestraint (mm).
- Fig.: Figura.
- G: Gradiente de Temperatura (°C/mm).
- GST: Grau de Severidade Térmica.
- h: Espessura do espécime no Teste "R.R.C" (mm).
- h_w: Espessura do passe de raiz da solda no Teste "R.R.C." (mm).
- I: Intensidade de corrente elétrica nominal (A).
- I: Interface metal fundido da solda/metal base.
- IIW/IIS: International Institute of Welding/Institut International de la Soudure.
- j: Intensidade de corrente elétrica específica. Razão entre I e a área do eletrodo utilizado (A/mm²).
- K: Intensidade de constrangimento na solda (N/mm.mm).
- K₀: Intensidade de constrangimento no centro do cordão soldado (N/mm.mm).
- l: Largura do espécime no Teste Varestraint (mm).
- MAG: "Metal Active Gas". Soldagem por eletrodo consumível em atmosfera de gás ativo.
- m.b.: Metal base.

- MIG: "Metal Inert Gas". Soldagem por eletrodo consumível em atmosfera protetora de gás inerte.
- MEV: Microscópio Eletrônico de Varredura.
- Nital: Reativo metalográfico, composto de ácido nítrico e álcool etílico.
- P: Força (N).
- P.S.: Parâmetros de Soldagem.
- Q: Energia nominal fornecida por unidade de comprimento soldada pelo arco elétrico (J/mm).
- r: Raio do cordão depositado superficialmente sobre o espécime de ensaio (mm).
- R: Raio da matriz no ensaio Varestreint (mm).
- R_1 : Raio de curvatura do eixo do espécime tomado como uma viga no Teste Varestreint (mm).
- S: Contração total numa junta soldada não estrangida (mm).
- SASAP: Reativo metalográfico composto de uma solução aquosa saturada de ácido pícrico, com algumas gotas de um agente molhante.
- \overline{SN} : Superfície neutra de uma viga (Teste Varestreint).
- t: Espessura da chapa superior no Teste C.T.S. (mm).
- T: Temperatura ($^{\circ}C$ ou $^{\circ}K$).
- T_f : Temperatura de fusão ($^{\circ}K$).
- Tab.: Tabela.
- TIG: "Tungsten Inert Gas" Soldagem por eletrodo não consumível com proteção de gás inerte.
- TS: Trincas de Solidificação.
- U: Tensão elétrica nominal (V).
- v: Velocidade de soldagem (mm/s).
- V: Velocidade de crescimento do sólido (mm/s).
- \bar{z} : Posição do eixo neutro (mm).
- ZAC: Zona Afetada pelo Calor em uma solda.
- ZF: Zona Fundida de uma solda.
- γ_{SL} (gama): Energia da interface Sólido/Líquido (J).
- γ_{SS} (gama): Energia do contorno do grão (J).
- θ (teta) : Ângulo diedro (rad.).
- ϕ (fi): Ângulo subtendido pelo cordão soldado (rad.).
- ψ (psi): Razão entre a penetração e largura de um cordão soldado.

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	1
1.1. Conceitos Iniciais	4
1.1.1. Crescimento Epitaxial e Competitivo	4
1.1.2. Estruturas de Solidificação e Microsegregação	6
2. MECANISMO E NATUREZA DAS TRINCAS DE SOLIDIFICAÇÃO ...	10
2.1. Conceito e Características	10
2.2. Fatores Atuantes sobre a Suscetibilidade às Trincas de Solidificação	20
3. ENSAIOS DE SOLDABILIDADE	30
3.1. Noções Básicas de Deformações e Conceito Fundamental de Intensidade de Constrangimento na Junta Soldada	33
3.2. Testes para Trincas de Solidificação	40
3.3. Alguns Aspectos Críticos dos Testes de Soldabilidade	65
4. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS OBTIDOS	72
4.1. Ensaio Varestraint (TIG)	74
4.2. Ensaio Spot Varestraint modificados (MAG e Arco Submerso)	94
5. CONCLUSÕES	104
6. SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS	106
7. BIBLIOGRAFIA	108

INDICE DAS TABELAS

Tab. 3.1	Intensidade de constringimento (teste em "T") versus espessuras das chapas	45
Tab. 3.2	Testes Diretos de Soldabilidade para Fabricação e suas mais importantes características ..	70
Tab. 4.1	Requisitos de análise química e propriedades mecânicas do aço estudado	73
Tab. 4.2	Valores de \overline{CTT} obtidos para diversos parâmetros de soldagem (TIG sem adição) e deformações impostas ao corpo de prova	78
Tab. 4.3	Requisitos de análise química e propriedades mecânicas das soldas MAG e AS utilizadas	95
Tab. 4.4	Valores de \overline{CTT} obtidos para diversos parâmetros de soldagem (MAG) e deformação imposta ao cordão, quando refundido pelo "ponto" TIG .	97
Tab. 4.5	Valores de \overline{CTT} obtidos para diversos parâmetros de soldagem (AS) e deformação imposta ao cordão, quando refundido pelo "ponto" TIG	98

ÍNDICE DE FIGURAS

Fig. 1.1	Crescimento competitivo dos grãos na soldagem.	5
Fig. 1.2	Representação idealizada de uma poça em forma de gota e em forma elíptica	6
Fig. 1.3	Representação esquemática, ilustrando o crescimento favorecido dos grãos relativamente paralelos ao máximo gradiente de temperatura na poça de fusão	6
Fig. 1.4	Sumário esquemático dos fatores que controlam o modo de solidificação durante a solidificação de uma solda	7
Fig. 2.1	Trincas típicas na Zona Fundida	11
Fig. 2.2	Zona de formação de TS em aço não ligado fundido, com diferentes conteúdos de carbono e igual percentagem de outros elementos (0,02% S e 0,02% P) . Incluiu-se também aços com elevado conteúdo de fósforo e enxofre	13
Fig. 2.3	Suscetibilidade à TS, segundo a teoria "contração-fragilidade", para uma liga binária "A-B", com eutético	14
Fig. 2.4	Processos na formação de TS, segundo a teoria de deformação (PELLINI)	15
Fig. 2.5	Propagação de TS desde o metal base até a zona fundida nas soldas	17
Fig. 2.6	Efeito da característica constitucional sobre a suscetibilidade à TS em um sistema binário "A-B", com eutético (Teoria Generalizada)	18
Fig. 2.7	Efeito do ângulo diedro sobre a distribuição da fase líquida nos vértices, arestas e faces dos grãos	19
Fig. 2.8	Efeito do conteúdo de carbono e razão Mn/S sobre a severidade da TS no ensaio Murex, em aços ao carbono	22

Fig. 2.9	Evolução do CTT em função do teor de nitrogênio do metal fundido e da porcentagem de ferrita δ	26
Fig.2.10	CTT em fundido de liga binária Al-Si constrangida, como função do conteúdo de Silício	28
Fig. 3.1	Alguns exemplos elucidativos de correta seqüência de soldagem	34
Fig. 3.2	Alterações nas propriedades mecânicas de um aço de construção naval, com a elevação da temperatura	35
Fig. 3.3	Distribuição das tensões de uma solda a topo realizada em peças livres, com a temperatura .	36
Fig. 3.4	Deformações características previstas para uma chapa soldada a topo	36
Fig. 3.5	Em (a) temos a barra soldada com um lado completamente livre, não existindo força de reação. No caso (b) a barra está rigidamente presa nos dois lados. Existe intensa força de reação "P"	38
Fig. 3.6	Efeito da diminuição do comprimento do espécime constrangido sobre a força de reação "P" ..	38
Fig. 3.7	Intensidade de constrangimento medida para soldas em várias posições, sobre um vaso de pressão de aço, com paredes de 38 mm de espessura.	39
Fig. 3.8	Teste em "X" e seqüência de passes	41
Fig. 3.9	Espécimes cilíndricos	42
Fig.3.10	Versão alemã (DIN 50129) para o Teste com espécimes cilíndricos	42
Fig.3.11	Teste com barras reguladoras	43
Fig.3.12	(a) Teste em "T" para aços ao carbono e baixa liga. (b) O mesmo teste para depósitos austeníticos	44
Fig.3.13	(a) Teste em "T" conforme previsto pela Norma britânica 2549. Em (b) a chapa base é partida.	45
Fig.3.14	Teste Lehigh	46
Fig.3.15	Intensidade de constrangimento para o Teste Lehigh (K) em função do comprimento da fenda (s), distância entre fendas (X) e espessura do espécime (h)	47

Fig.3.16	Teste N.R.L. (Keyhole)	48
Fig.3.17	Variante do tipo circular do teste N.R.L.	48
Fig.3.18	Intensidade de constrangimento (K) em função do raio do espécime (b) e do raio do furo interno (a) para o teste variante do N.R.L.	48
Fig.3.19	Teste Keyhole	49
Fig.3.20	Teste Houldercoft	50
Fig.3.21	Teste do Remendo Circular, mostrando-nos o ângulo subtendido pela trinca	51
Fig.3.22	Teste da Marinha (EUA) para qualificação de eletrodos básicos de baixa liga, com indicação do diâmetro do eletrodo a utilizar, conforme o diâmetro do "remendo"	52
Fig.3.23	Teste do Chanfro Segmentado	52
Fig.3.24	(a) Teste Tekken	53
	(b) Espécime com dimensões genéricas para o teste Tekken. (c) Relação de K_0 (obtido pela fórmula acima) com as dimensões do espécime	54
Fig.3.25	(a) Teste C.T.S.	55
	(b) Definição de severidade térmica	56
Fig.3.26	Teste Biaxial de Soldabilidade	57
Fig.3.27	Teste Murex. "A" - posição antes da rotação. "B"- posição após a rotação	58
Fig.3.28	Teste Varestraint	59
Fig.3.29	Espécime utilizado e barras auxiliares no teste Varestraint	60
Fig.3.30	(a) Perfil do espécime de dimensões e x 1, com o cordão de raio "r" depositado. (b) Seção longitudinal do espécime dobrado, mostrando-nos a superfície neutra $\bar{S}N$, o raio "R" da matriz e o raio "R ₁ " da curvatura do eixo da viga	62
Fig.3.31	Teste Varestraint. "M" - matriz de dobramento. "E" espécime a ser testado. "B" barras auxiliares. "S" cordão da solda	64
Fig.3.32	Comparação dos resultados obtidos com ensaios Varestraint (V) e Transvarestraint (T), expresso como CTT x % do metal base (aço inoxidável) fundido (% M.B.). Mesmos parâmetros de soldagem (TIG)	65

Fig. 4.1	Microestrutura de uma seção transversal do aço estudado, mostrando perlita e ferrita. Ataque: Nital (3%). Aumento: 100 X	73
Fig. 4.2	(a) Fotografia da máquina Vareststraint utilizada. (b) Matrizes utilizadas e corpo de prova após deformação	75
Fig. 4.3	Conjunto de termopares, registrador gráfico e voltímetro de checagem utilizados para as medições de temperatura	77
Fig. 4.4	"Humping" (vista superior do cordão de solda), constatado quando soldamos o espécime padronizado, com velocidades superiores a 8,0 mm/s, 200A 16V (TIG sem adição)	79
Fig. 4.5	Ciclos térmicos sofridos pelos pontos 1: 7,0 mm e 2: 19,5 mm. P.S.: 70A; 10V; 2,5 mm/s. Distâncias medidas a partir do centro do cordão .	80
Fig. 4.6	Ciclos térmicos sofridos pelos pontos 1: 7,0 mm e 2: 19,5 mm. P.S.: 140A; 15V; 5,0mm/s. Distâncias medidas a partir do centro do cordão .	80
Fig. 4.7	Ciclos térmicos sofridos pelos pontos 1: 6,5 mm e 2: 19,0 mm. P.S.: 200A; 16V; 7,5 mm/s. Distâncias medidas a partir do centro do cordão .	81
Fig. 4.8	Ciclos térmicos sofridos pelos pontos 1: 6,0 mm e 2: 19,0 mm. P.S.: 200A; 16V; 2,5 mm/s. Distâncias medidas a partir do centro do cordão .	81
Fig. 4.9	Ciclos térmicos sofridos pelos pontos 1: 6,0 mm e 2: 19,0 mm. P.S.: 180A; 15V; 2,5 mm/s. Distâncias medidas a partir do centro do cordão .	82
Fig. 4.10	Evolução do Comprimento Total das Trincas médio (CTT), com o aumento da deformação imposta ao espécime (c)	83
Fig. 4.11	Comportamento do CTT com o crescimento da intensidade de corrente (I) e energia fornecida nominal (Q), mantidos outros parâmetros de soldagem iguais e deformação aplicada ao espécime constante ($\epsilon=8\%$)	84
Fig. 4.12	CTT versus velocidade de soldagem (v), mantidos a energia fornecida nominal e deformação constantes (280 J/mm e 10%, respectivamente), conforme Tab. 4.2	85
Fig. 4.13	Relacionamento entre CTT e velocidade de soldagem (v), mantidas a corrente e deformação constantes (200A e 10%, respectivamente, conforme Tab. 4.2	86

Fig.4.14	Comportamento do \overline{CTT} ante aumento do ângulo da ponta do eletrodo (TIG), mantidos outros parâmetros de soldagem e deformação constantes, conforme Tab. 4.2	87
Fig.4.15	Corte transversal da zona fundida (TIG sem adição), mostrando-nos estrutura dendrítica. Ataque: SASAP. Aumento: 50 x	88
Fig.4.16	(a) Interface zona fundida/ZAC. (b) Mesma região, atacada agora por Nital (3%). (c) Zona de transição entre a ZAC e metal base	89
Fig.4.17	(a) Corte transversal de uma região trincada no cordão de solda. (b) Mesma região, porém outra trinca, em que temos visível o caminho intergranular da trinca	90
Fig.4.18	Vista ao MEV das faces de um espécime partido, mostrando a região trincada anteriormente ("A") e rompida somente quando da separação ("B") ..	91
Fig.4.19	(a) Zona "B" da figura anterior, com maior aumento, mostrando-nos o aspecto de fratura dútil. (b) e (c) Regiões diferentes da mesma zona "A", apresentando-nos estrutura dendrítica. M.E.V.	92
Fig.4.20	(a) Vista longitudinal de uma TS, onde vemos na região lateral da trinca protuberância indicando uma união anterior. (b) Região assinalada com um círculo em (a), confirmando a suspeita ali levantada. M.E.V.	93
Fig.4.21	Ciclos térmicos experimentados por dois locais sobre a chapa, quando da realização do "ponto de fusão" TIG.	98
Fig.4.22	Evolução do Comprimento Total das Trincas médio (\overline{CTT}), com o aumento da deformação imposta ao espécime (ϵ). Depósitos diluídos no metal base de MAG (a) e AS (b), submetidos à refusão por "ponto" TIG	99
Fig.4.23	(a) e (b) - Relacionamento, para os processos MAG e AS, respectivamente, entre \overline{CTT} , velocidade de soldagem (v), razão penetração/largura do cordão (ψ) e energia nominal fornecida (Q), mantidas a corrente e deformação aplicada aos corpos de prova constantes. Depósitos refundidos por "ponto" TIG	100
Fig.4.24	(a) e (b) - Evolução do \overline{CTT} para os processos MAG e AS, respectivamente, com a corrente (I) e (ψ), mantidos outros parâmetros e deformação constantes. Depósitos refundidos por "ponto" TIG	101

Fig.4.25	(a) e (b) - Comportamento do CTT, para os processos MAG e AS, respectivamente, em relação à razão penetração/largura do cordão (ψ). Depósitos refundidos por "ponto" TIG	102
Fig.4.26	Montagem fotográfica, mostrando em perspectiva dois cortes, um transversal (parte inferior da figura) e outro longitudinal, realizados no mesmo local trincado do corpo de prova MC 9...	103

"Esses meninos que partiram têm para mim, apesar de tudo, alguma coisa de imponente, assim como o anjo rebelde Lúcifer tem certa grandiosidade. Talvez tenham feito uma coisa errada, podem admitir que cometeram um erro mas, seja como for, fizeram alguma coisa, realizaram algo, ousaram dar um salto e é preciso coragem para isso. Nós que fomos aplicados, pacientes e ajuizados, não fizemos nada, não demos salto nenhum."

HERMANN HESSE

1. INTRODUÇÃO

Na história da soldagem, grandes esforços têm sido consagrados no sentido de melhor compreendermos o fenômeno da formação das imperfeições nas soldas. Aparentemente são as trincas, estejam elas situadas na Zona Afetada pelo Calor (ZAC), ou no metal da solda, as espécies mais perigosas, já que, por suas próprias características, como verenos durante o transcórrer des se trabalho, podem conduzir a estrutura soldada a acidentes, muitas vezes catastróficos, com enormes perdas materiais e humanas. Exemplos de falhas dessa natureza são abundantes e, somente a título de ilustração, lembremos o famoso "Informe Forestal" (cit. em 1), de há quase quarenta anos passados, no qual é realizada uma extensa pesquisa sobre as causas das falhas nas soldas dos navios americanos durante a Segunda Grande Guerra Mundial. Casos mais recentes ^(2,3,4) aconteceram, também, com navios, pontes, vasos de pressão, etc., ressaltando-se o fato de um experimentado projetista ⁽⁵⁾ afirmar que, apesar da enorme evolução da Tecnologia da Soldagem, hoje, como no passado, continuam altos os índices de falhas em soldas, não somente quando empregamos aços de alto limite elástico, mas também quando os utilizamos com essa propriedade mantida a níveis correntes. O mesmo autor apresenta-nos, ainda, uma impressionante listagem dos principais fatores a serem considerados quando pretendermos obter uma solda "sã", isto é, isenta de imperfeições não admissíveis para a finalidade que foi projetada, demonstrando-nos a imensa complexidade do inter-relacionamento dos parâmetros que compõem uma soldagem.

Além disso, o aumento dos requerimentos de desempenho para os componentes estruturais, a exigência do uso de materiais com propriedades muito melhoradas e padrões de qualidade mais rigorosos, tem aumentado significativamente os problemas envolvidos na produção de soldas "sãs". Como consequência da alta temperatura e seus agudos gradientes na vizinhança das soldas, altas tensões em complexos estados são inevitáveis. Ainda que configurações de projeto e procedimento de soldagem possam ser utilizados para minimizar tais tensões, trincas podem ocorrer na zona fundida ou na ZAC da solda, sendo não raras vezes sua análise deveras difícil, já que os muitíssimos breves ciclos térmicos a ela associados resultam na formação de uma grande variedade de microestruturas rapidamente aquecidas e resfriadas.

Portanto, relativamente simples problemas metalúrgicos tornam-se complexos sob essas condições de não-equilíbrio.

Quando apresenta-se então o desafio de soldarmos uma estrutura metálica, como medida preliminar e fundamental, é necessário estabelecermos a "conveniência" de um material sofrer certo processo de soldagem, sob um dado estado de tensões, a fim de prevenirmo-nos quanto a essa básica incompatibilidade. À relação existente entre a constituição do material, dada por sua composição química, técnicas de fusão, desoxidação, transformações mecânicas/térmicas, etc., de um lado, e a Tecnologia empregada, de outro, constitui o que geralmente designamos por "Soldabilidade", sendo que várias definições tem sido propostas (6,7), aparentemente sem total sucesso, provavelmente devido ao aspecto necessariamente genérico que possuem, como decorrência dos fatores citados. Por isso, com muita propriedade, HELMUT NÄK⁽⁸⁾ diz-nos que o objetivo principal da Metalurgia, com relação à soldagem, seria alcançado, quando fabricasse um aço com as características de "... não ser sensitivo à trinca a quente, trincas de reaquescimento ou decoesão lamelar, nem suscetível a trincas induzidas pelo hidrogênio nas mais avançadas aplicações e o qual não fosse também sujeito à transformação de fragilidade na ZAC, nem sensitivo a entalhes ou tensões internas...". É lógico que essa é uma idealização, mas sabemos que estamos longe, muitíssimo longe ainda dessa meta...

O problema "Soldabilidade" é tecnicamente básico, mas a ele temos ainda associada a usual falta de cooperação entre o fabricante do aço, o projetista, o construtor e o inspetor da construção^(2,9), sendo então a questão assim ampliada pela introdução de fatores sociais e econômicos. Quanto a esse ponto, o insigne Prof. CABELKA, em um melancólico artigo⁽⁹⁾, ensina-nos, com relação à insuficiência de colaboração entre produtores de material de soldagem e de aço "... as pessoas são por natureza muito individualistas e não publicam informações acerca dos fatores que afetam a soldabilidade do metal base...".

Como, infelizmente, até o presente momento não foi desenvolvida fórmula exata que indique-nos, a priori, com dados do material base e do processo de soldagem, se uma união será viável ou não, criou-se uma grande variedade de ensaios para esse fim, alguns dos quais permitem-nos estudar, também, o mecanismo de formação das imperfeições. Dentre essas, as Trincas de Solidificação no metal da solda* (doravante designadas "TS") assumem um papel relevante, sendo até considerada como uma das mais graves⁽¹⁰⁾. Além disso, ocupam uma posição sui-generis pois, como veremos, envolvem um mecanismo de formação complexo, baseado num binômio "deformação/microsegregação".

O presente trabalho propõe-se:

(i) A realizar uma revisão bibliográfica sobre o estágio atual de conhecimento do mecanismo e natureza das TS.

(ii) Descrever os principais Testes que possibilitam avaliar a soldabilidade em relação às TS e estudar os fatores que propiciam sua formação.

(iii) Como objetivo principal, utilizar um aço de construção Naval, de fabricação nacional, para o estudo de seu comportamento em relação às TS, quando são modificados parâmetros do processo de soldagem, em atmosfera de argônio com eletrodo de

* A razão de utilizarmos tal terminologia será explanada no cap. 2.

tungstênio ("TIG"), a diversas deformações conhecidas do metal base (Teste "VARESTRAINT"), durante o desenrolar da operação.

(iv) Utilizar o mesmo processo "TIG", como forma de aquecimento localizado, sobre cordões previamente soldados na superfície do aço citado, a diferentes parâmetros, de eletrodo consumível em atmosfera de CO_2 ("MAG") e Arco-Submerso, também a diferentes deformações ("VARESTRAINT" modificado para "SPOT VARESTRAINT").

(v) Com os dados obtidos em (iii) e (iv), correlacionar parâmetros de soldagem e deformação impostas sobre os espécimes, com a suscetibilidade às TS, apresentando, além disso, aspectos da microestrutura primária e secundária dessas trincas, tanto por análise metalográfica óptica, quanto vistos ao Microscópio Eletrônico de Varredura.

1.1 Conceitos Iniciais

1.1.1 Crescimento Epitaxial e Competitivo

Na solidificação de uma peça fundida, o molde possui principalmente funções morfológicas e de resfriamento, sendo que sua granulação não influencia diretamente a do metal que contém. Ao contrário, em soldagem por fusão, como demonstrou SAVAGE e associados^(11,12), a estrutura solidificada da peça de fusão desenvolve-se segundo a orientação cristalina preferencial do metal base, sendo seus grãos um prolongamento daqueles, num caso quase perfeito de nucleação heterogênea. A esse comportamento, conhecido como "crescimento epitaxial", soma-se o fato de que os grãos que solidificam-se também devem obedecer a um crescimento segundo a direção do máximo gradiente térmico existente, realizando assim o que denominamos de "crescimento competitivo", conforme mostrado esquematicamente na Fig. 1.1, onde notamos que, existindo grãos com orientações cristalográficas distintas, prevalecerá no crescimento aquele que a possuir mais favorável, com relação ao máximo gradiente térmico.

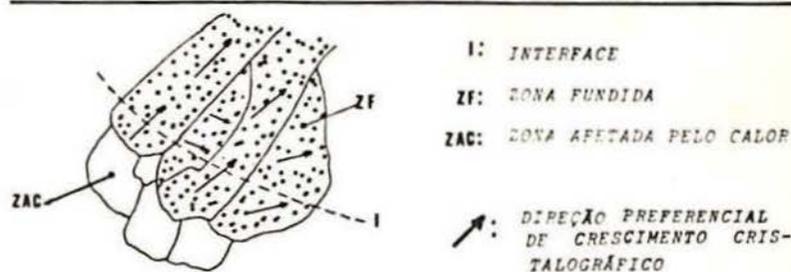


Fig. 1.1 - Crescimento competitivo dos grãos na soldagem.

Foi o mesmo SAVAGE⁽¹²⁾ quem talvez primeiro percebeu a notável implicação prática do fenômeno acima descrito, demonstrando a influência da relação existente entre a velocidade de soldagem e de solidificação sobre a forma da poça de fusão que, por sua vez, exerce profunda ação sobre a natureza do processo de crescimento competitivo. Na Fig. 1.2 podemos observar uma representação idealizada esquemática, mostrando-nos a relação existente entre a direção de crescimento macroscópico e o máximo gradiente térmico na poça de fusão. Na Fig. 1.2(a) temos uma poça em forma de "gota", indicando-nos uma alta velocidade de soldagem, com o crescimento dos grãos ficando praticamente restritos até a zona central de fusão. Isso deve-se ao fato de que a direção do máximo gradiente térmico tende a ser ortogonal à interface sólido/líquido definido pelo contorno da parte final da "gota". Na Fig. 1.2(b) apresenta-se uma poça de fusão de forma elíptica (baixa velocidade de soldagem), onde podemos observar a contínua variação do máximo gradiente térmico em torno de suas bordas, ao contrário do caso anteriormente enfocado. Como o crescimento competitivo em geral favorece a alguns grãos mais favoravelmente orientados, o caso idealizado na Fig. 1.2(a) modifica-se, como mostrado na Fig. 1.3(a), onde não temos quase mudança de direção dos grãos que predominaram. De outro lado, a forma elíptica da poça de fusão não favorece um crescimento dos grãos orientados em direção ao centro, pois seu máximo gradien-

te térmico muda constantemente de direção. Isso faz com que praticamente todos os grãos envolvidos tenham a mesma "oportunidade" de crescer, modificando-se então a Fig. 1.2(b) para a representação esquemática apresentada na Fig. 1.3(b).

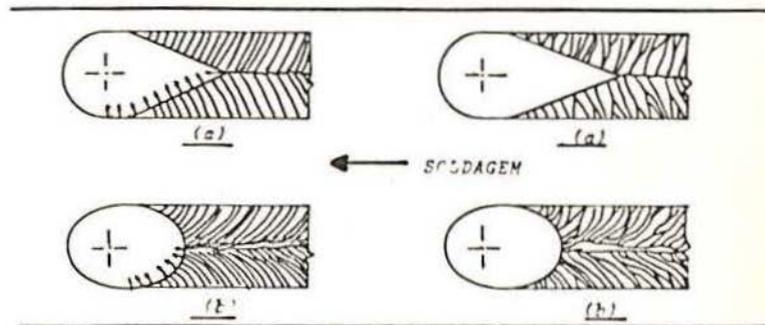


Fig.1.2- Representação idealizada de uma poça em forma de gota (a) e em forma elíptica (b). As setas indicam a direção do máximo gradiente de temperatura na poça de fusão.

Fig.1.3- Representação esquemática, ilustrando o crescimento favorecido dos grãos relativamente para lados ao máximo gradiente de temperatura na poça de fusão.

1.1.2 Estruturas de Solidificação e Microsegregação

Durante a soldagem, formam-se segregações de elementos de liga nos contornos de grãos ou estrutura primária do metal da solda. O mecanismo que controla essas microsegregações é perfeitamente conhecido, graças aos trabalhos de SAVAGE e associados (11,13).

Pela correta ajustagem dos parâmetros de soldagem, o autor acima citado demonstrou ser possível dominar, ou no mínimo modificar, a extensão da microsegregação no metal da solda. Utilizando os argumentos descritos no item anterior e o fato de existirem pelo menos cinco modos distintos de solidificação, ca

da um produzindo uma subestrutura característica, demonstrouse⁽¹¹⁾ existir um inter-relacionamento entre a composição nominal C_0 do soluto existente em uma dada liga, do gradiente de temperatura "G" no líquido e da velocidade "v" de crescimento do sólido. Na Fig. 1.4 temos representada essa interdependência, onde uma particular liga pode ser representada por uma linha horizontal na figura a um apropriado valor de C_0 . A velocidade de crescimento "v" é geometricamente relacionada com a velocidade de soldagem de acordo com a forma da poça de fusão e o gradiente de temperatura "G" depende das condições de soldagem e das propriedades térmicas do material. Sobre essa figura temos ainda representadas esquematicamente as possíveis combinações desses parâmetros, que resultam nas diferentes estruturas de solidificação reconhecidas, quais sejam: dendrítico equiaxial (usualmente observado na cratera terminal da solda); dendrítico colunar (raramente observado); celular dendrítico; celular; planar (raramente encontrado, a não ser em materiais de excepcional pureza). Portanto, o parâmetro $G/v^{-1/2}$ pode ser considerado uma variável independente, através da qual o hábil soldador pode controlar o modo de solidificação e, por decorrência, a distribuição das microsegregações⁽¹¹⁾.

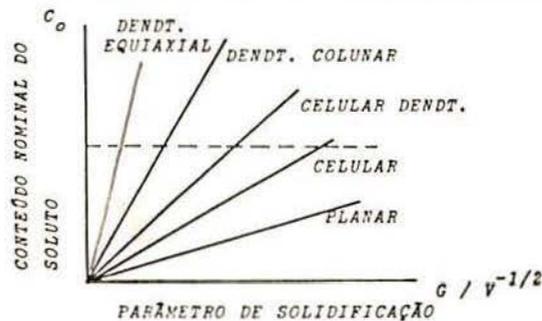


Fig. 1.4- Sumário esquemático dos fatores que controlam o modo de solidificação durante a solidificação de uma solda.

Pensamos que um interessante exemplo desse mecanismo é o da formação das "Trincas a Frio na Zona do Metal Soldado". Como o próprio nome designa, essas trincas ocorrem a relativamente baixas temperaturas e em aços (afora os Inoxidáveis Austeníticos) é atribuída à ocorrência da transformação austenita-martensita e a alguma forma de tensão interna na presença de hidrogênio⁽¹⁴⁾. Ocorrendo abaixo da temperatura de início da formação da martensita, essas trincas dependem principalmente de três fatores^(14,15,16):

- (i) - Presença de hidrogênio;
- (ii) - Grau de constrangimento;
- (iii) - Velocidade de resfriamento (tipo de microestrutura).

Segundo BORLAND⁽¹⁷⁾, as duas suposições seguintes são certas:

(i) - Na ausência de hidrogênio ocorrerá trinca, desde que uma estrutura martensítica seja desenvolvida e o grau de constrangimento apresente-se muito alto.

(ii) - Na presença de pequenas quantidades de hidrogênio, ocorrerá trinca quando uma estrutura martensítica for desenvolvida e o constrangimento for pequeno. Com o aumento do constrangimento ocorrerá trinca mesmo com outros produtos de transformação da austenita.

Baseando-se nos trabalhos de SAVAGE já citados e nos dos presentes autores, podemos concluir que: o hidrogênio tem uma muito maior solubilidade nas fases líquida e Cúbica de Corpo Centrado (austenita) do que na martensita (Tetragonal de Corpo Centrado), produzida durante o resfriamento. Ora, é então postulado que o hidrogênio dissolvido na poça fundida é solúvel e difunde na fase austenita presente no sólido adjacente, a elevadas temperaturas. Devido ao decréscimo de solubilidade que acompanha a transformação da austenita em martensita, durante o resfriamento, o hidrogênio pode ser rejeitado. Muitos node

los têm sido propostos para explicar como isso causa a trinca a frio^(14,15). Entretanto, muitos elementos de liga baixam a temperatura de transformação austenita-martensita. Então, se existe microsegregação, as áreas ricas em soluto são as últimas a transformarem-se e tornam-se progressivamente ricas em hidrogênio. Portanto, essas regiões ricas em soluto, os quais são por natureza associados com contornos de grãos, agem como uma verdadeira "esponja", aceitando o hidrogênio das regiões vizinhas. Conseqüentemente, a presença de extensivas microsegregações reduzem significativamente a tolerância da solda para com esse elemento. Além de medidas como uso de eletrodos de baixo hidrogênio (básicos), diminuição das tensões aplicadas durante a soldagem, etc., podemos manipular o parâmetro $G/V^{-1/2}$ anteriormente citado, com o fim de diminuirmos o perigo representado pelo hidrogênio.

"O conhecimento é uma função do ser. Quando há uma mudança no ser do conhecedor há uma mudança correspondente na natureza e na totalidade do conhecido."

ALDOUS HUXLEY

2 MECANISMO E NATUREZA DAS TRINCAS DE SOLIDIFICAÇÃO

2.1 Conceito e Características

Trinca de Solidificação no metal da solda é uma forma de Trinca de Segregação, a qual é associada com microsegregação levando à formação de filmes intergranulares. No importante trabalho que dá-nos essa definição, sem procurar discutir suas causas, HEMSWORTH et alii⁽¹⁸⁾ apresenta seis subdivisões, acolhidas em dois grupos de três, para o termo geral "Trincas de Alta Temperatura". O autor tentou racionalizar e unificar a terminologia até então utilizada, pois trabalhos publicados em língua inglesa apresentam, às vezes, termos tais como "hot cracking", "hot tearing" e "hot fissuring" para o mesmo tipo de imperfeição, dificultando deveras sua interpretação pelo metalurgista interessado em sanear-la e/ou interpretar seu mecanismo de formação. Além disso, se estudarmos atentamente o trabalho citado, aparentemente essa é a descrição mais adequada sob o ponto de vista metalúrgico.

As TS possuem as seguintes características^(15,16,18,19):

(i) - Formam-se à alta temperatura, sendo essa temperatura aproximadamente definida como aquela acima de $0,5 T_f$, onde T_f é a temperatura de fusão do material considerado, em graus Kelvin.

(ii) - O percurso da trinca é sempre intergranular, ocorrendo a ruptura entre a estrutura primária, sendo então sua superfície encoberta por uma película (filme) de óxidos escuros.

(iii) - A ruptura dá-se sem deformação apreciável da es

trutura.

(iv) - As trincas geralmente são longitudinais e aparentes no cordão de solda, mas podem formar-se abaixo de sua superfície e também no sentido transversal, conforme mostramos na Fig. 2.1⁽²⁰⁾.

(v) - Essas trincas podem apresentar-se em todos os processos de solda por fusão conhecidos e em todos os tipos de fundição, sendo o fenômeno considerado regido pelos mesmos princípios.

(vi) - Elas formam-se nos últimos estágios de solidificação (abaixo ou acima da linha "solidus") se o metal da solda é incapaz de "acomodar" as deformações de contração na solidificação e resfriamento.

(vii) - Apresentam-se, invariavelmente, no Microscópio Eletrônico de Varredura, com aparência dendrítica.

(viii) - Entendemos, além disso, que o termo aqui é empregado com exclusão daquelas trincas que aparecem devido a um tratamento térmico posterior ou a um trabalho mecânico "a quente".

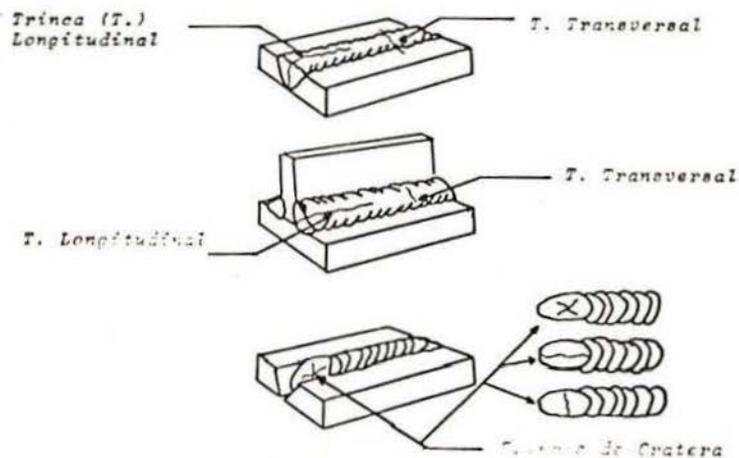


Fig. 2.1- Trincas típicas na Zona Fundida.

Nossos primeiros conceitos sobre essa imperfeição baseiam-se, em grande parte, nas pesquisas realizadas em fundição, pois já no ano de 1934 os fundidores e pesquisadores da época realizavam trabalhos no sentido de formular uma teoria que a explicasse. Tanto na fundição de aços^(21,22,23,24), quanto na de não ferrosos⁽²⁵⁾ apesar de não ser o objetivo principal, existia esse interesse crescente em explicar as causas e o mecanismo de sua formação. Desenvolveu-se então testes para estudar o assunto⁽²⁶⁾ e formulou-se uma série de recomendações de ordem prática para evitá-la. Demonstrou-se experimentalmente⁽²⁷⁾, que as TS são provocadas nas vizinhanças imediatas da temperatura do "solidus" e admite-se agora que sempre na formação das TS estão presentes as fases sólida e líquida⁽²⁹⁾. Numa interessante experiência realizada pelos autores citados⁽²⁷⁾ foi determinada as condições de formação das TS, utilizando-se radiografias e análise térmica do metal durante sua solidificação. Fez-se uso de uma série de ensaios radiográficos com concomitante acompanhamento de sua curva de resfriamento, utilizando-se aços de diferentes conteúdos de carbono, mas com igual conteúdo de outros elementos (cerca de 0,60% Mn e 0,40% Si), tendo sido também analisados aços com alto conteúdo de fósforo e enxofre. Como mostrado na Fig. 2.2, as radiografias realizadas em intervalos de tempo determinados são assinaladas sobre um diagrama de equilíbrio, onde temos representados os vários aços em questão. O ponto inferior de cada par assinalado corresponde à temperatura em que se observou a primeira trinca e o ponto superior simboliza a temperatura em que se realizou a radiografia imediatamente anterior a essa.

Os soldadores não mantinham-se inativos e notáveis revisões de literatura para aquela época (ano de 1939) foram realizadas, entre elas a de SPRARAGEN e CLAUSSEN⁽²⁸⁾, que somente podiam discutir, entretanto, as conseqüências dessa imperfeição e maneiras empíricas para evitá-las nas soldas, já que não existia ainda uma teoria formulada.

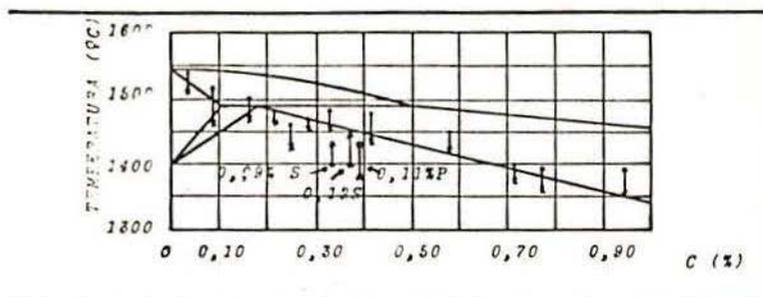


Fig.2.2- Zona de formação de TS em aço não ligado fundido, com diferentes conteúdos de carbono e igual porcentagem de outros elementos (0,02% S e 0,02% P). Incluiu-se também aços com elevado conteúdo de fósforo e enxofre.

Entretanto, com o transcorrer das pesquisas na área da soldagem e o entendimento de que o fenômeno era semelhante ao das fundições, três teorias aparentemente impuseram-se para explicar o mecanismo das TS⁽²⁹⁾:

(i) Teoria "Contração-Fragilidade":

A teoria "contração-fragilidade" foi idealizada principalmente pelos pesquisadores ingleses e soviéticos para o estudo das ligas de alumínio⁽²⁹⁾, mas as idéias desenvolvidas são igualmente aplicáveis para o estudo de outras ligas e também ao processo de soldagem. Nessa teoria admite-se que, no resfriamento, as dendritas crescentes às expensas do decréscimo em volume do líquido, se se sobrepassa a chamada "temperatura coerente", começam a formar uma rede coesiva (ou seja, que possui resistência mecânica), que trinca-se ao seguir o resfriamento, se aparecem esforços de contração. Essas trincas formadas não restabelecer-se-ão se a quantidade de líquido remanescente for insuficiente para preenchê-las. A zona entre a temperatura coerente e a do "solidus" denominamos "zona frágil" ou "intervalo de solidificação efetivo", conforme mostrado na Fig. 2.3. Uma

vez que a liga tenha passado com segurança abaixo do "solidus", é improvável que ocorram trincas, desde que o metal seja dútil a essa temperatura. Portanto, essa teoria assume que as TS são somente prováveis de ocorrer dentro da chamada "zona frágil".

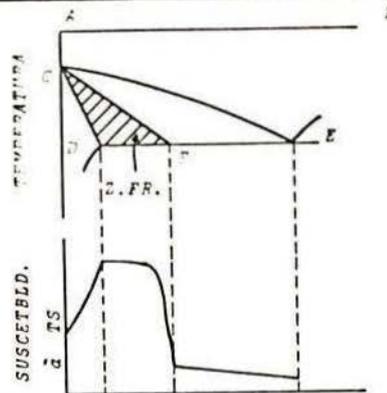


Fig.2.3- Suscetibilidade à TS, segundo a teoria "contração-fragilidade", para uma liga binária "A-B", com eutético. Z.FR.(Zona Frágil) = Intervalo de Solidificação Efetivo; CE: liquidus; CF: temperatura coerente; CD: sólido.

(ii) Teoria da Deformação:

Segundo a teoria da deformação de PELLINI⁽³⁰⁾, o qual já adquirira muita experiência com a solidificação de fundidos⁽²⁷⁾, as TS formam-se durante uma fase de solidificação nas proximidades imediatas do "solidus", onde restam somente filmes delgados, mas coesivos, de metal fundido entre os cristais primários. Se o metal nesse estado for obrigado a deformar-se, essas deformações irão localizar-se sobre esses filmes ainda fundidos mas, como não há mais metal líquido para preencher esses espaços vazios, forma-se a trinca. Na Fig. 2.4(a) mostramos os vários estágios de solidificação propostos, sendo que em 2.4(b)

e 2.4(c), vemos que tanto a resistência à tração quanto a capacidade de deformação dessas películas são pequenas, ocorrendo um abrupto aumento dessas propriedades na passagem para o sólido. Portanto, o trincamento do material depende, em primeiro lugar, de quanto deformamos o material da solda enquanto passa por essa fase película.

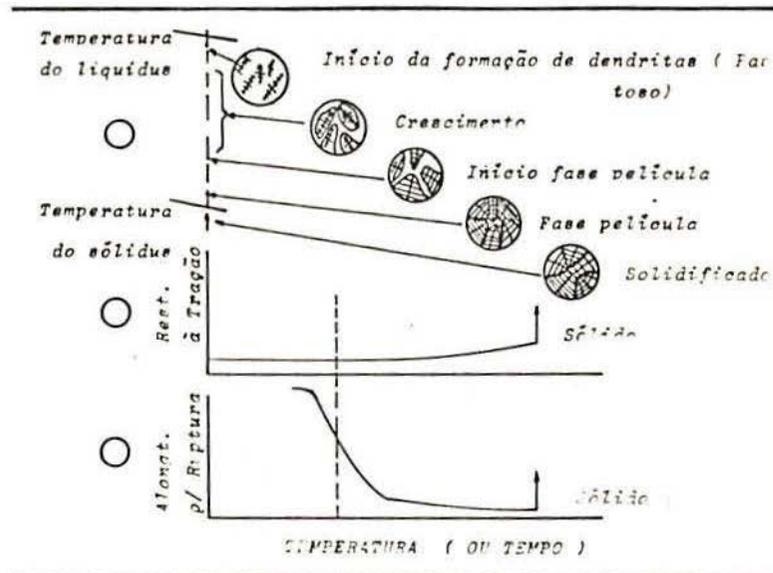


Fig.2.4- Processos na formação de TS, segundo a teoria de deformação (PELLINI).

Foi PELLINI⁽³⁰⁾ quem talvez primeiro percebeu que as TS são resultantes dos efeitos combinados de fatores metalúrgicos e mecânicos, afirmando-nos que os primeiros são relacionados com condições de solidificação do metal, tamanho de grão, presença de filmes eutéticos de baixo ponto de fusão, etc.; os fatores mecânicos associam-se com deformações desenvolvidas no metal durante sua solidificação, como resultado do resfriamento

diferencial de seus distintos pontos e/ou a agentes externos de deformação.

É justo ainda citarmos que esse autor aparentemente lançou a idéia de relacionarmos o parâmetro "Comprimento Total das Trinças" - CTT, observadas sobre um dado corpo de prova, com a deformação imposta ao mesmo e que também associou a temperatura do "solidus" de vários metais com o citado CTT. Observou ainda que o metal que apresentou a maior faixa "liquidus/solidus" e a menor temperatura do "solidus" mostrou também o maior CTT. Entretanto, outras amostras de metais com temperaturas intermediárias não seguiram a essa "regra" (de que quanto maior a faixa de solidificação maior o CTT), devido, segundo ainda o autor citado, a outros fatores, possivelmente o tipo de estrutura dendrítica formada.

Na prática, sabe-se que fundidos e forjados de grandes tamanhos de grãos são reconhecidamente difíceis de serem soldados, por sua alta suscetibilidade à TS, desenvolvendo trinças que propagam-se dos contornos de grãos da ZAC até o metal da zona fundida. Deve-se também a PELLINI⁽³⁰⁾ a teoria que tenta explicar esse fenômeno, sendo interessante ressaltarmos que os trabalhos de solidificação de SAVAGE, citados nos itens introdutórios, seriam somente publicados cerca de dez anos após. O fenômeno em questão é considerado como representante de um caso especial de "trinças por extensão de entalhe", sendo que o "entalhe" é aqui entendido como formado pela automática liquação de segregação de baixo ponto de fusão, localizadas nos contornos dos grãos adjacentes à área da zona de fusão da solda. Na Fig. 2.5 temos representados os vários estágios propostos em uma soldagem. Em 2.5(a) o filme sofre liquação, mas o metal da solda que entra em contato com ele está ainda no estado líquido e não há propagação da imperfeição. Somente em 2.5(c) temos desenvolvimento da trinca, quando o estágio da fase película é atingido no local da segregação em questão.

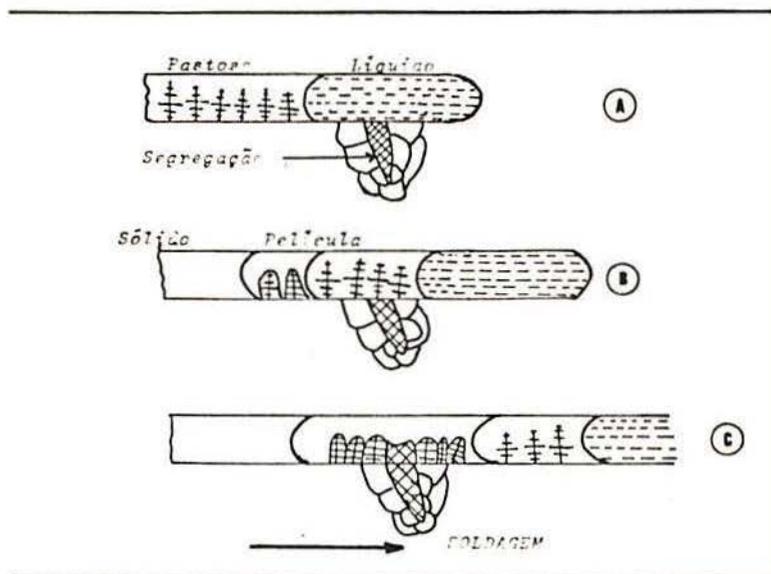


Fig. 2.5- Propagação de TS desde o metal base até a zona fundida nas soldas.

(iii) Teoria Generalizada:

A "teoria generalizada" de BORLAND⁽²⁹⁾, como ele próprio o diz, intenta "conciliar, modificar e ampliar as duas teorias precedentes, interpretando também como a quantidade e distribuição do líquido durante o resfriamento afeta a suscetibilidade à TS".

O citado autor propõe agora, dentro da "zona frágil", uma "zona de solidificação crítica", sendo aquela em que as TS não mais restabelecem-se pelo líquido remanescente fundido. Nesse estado o material pode possuir uma maior ou menor "capacidade de acomodação", ou seja, a capacidade de deformar-se sem rom

per. Na Fig. 2.6 temos esquematizada essa idéia, sendo:

- Estágio 1: As dendritas encontram-se livremente dispersas no líquido. Não há trincas.
- Estágio 2: As dendritas comprimem-se em alguns pontos. Existe possibilidade do líquido preencher os espaços vazios, caso formem-se trincas. A "acomodação" não é importante.
- Estágio 3: "Zona de solidificação crítica". Não há mais possibilidade de preenchimento dos espaços vazios das trincas pelo líquido, se a deformação excede a capacidade de "acomodação".
- Estágio 4: Solidificação. Não há trincas do tipo TS.
- Zona delimitada por C-F-G: "Zona Frágil".
- Zona delimitada por C-D-G: "Zona de solidificação crítica".

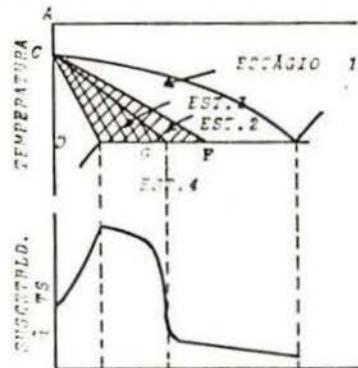


Fig. 2.6- Efeito da característica constitucional sobre a suscetibilidade à TS em um sistema binário "A-B", com eutético (Teoria Generalizada).

BORLAND⁽²⁹⁾ argumenta ainda que, para ocorrer TS é também necessário (além de existir um grande intervalo de soli-

dificação e passagem líquido/sólido) estar o líquido em uma forma que admita altas tensões serem desenvolvidas entre os grãos. Uma fase líquida cobrindo quase todo o grão durante o resfriamento permitirá o desenvolvimento dessas altas tensões entre as estreitas "pontes" formadas entre os grãos, mas estando o líquido confinado às arestas e vértices dos grãos isso será prevenido, conforme mostramos na Fig. 2.7. Como a distribuição do líquido durante a solidificação é relacionada com propriedades físicas, particularmente as energias interfaciais das fases líquida e sólida envolvidas, o ângulo diedro é associado com essas energias por:

$$\gamma_{SL}/\gamma_{SS} = 1/2 \cos(\theta/2)$$

onde:

- γ_{SL} - energia da interface sólido/líquido.
 γ_{SS} - energia do contorno de grão.
 θ - ângulo diedro (pode ser medido por análise metalográfica⁽³¹⁾).

O citado autor afirma ainda que, conforme apresentado na Fig.2.7, quanto menor o valor do ângulo diedro, maior a suscetibilidade às TS, pelas justificativas acima apontadas e que, se o valor da razão γ_{SL}/γ_{SS} for levemente maior do que 0,50, há grande possibilidade das TS ocorrerem. Entretanto, altos valores para essa relação (acima de 0,57) são benéficos.

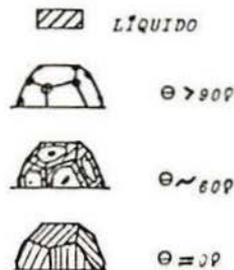


Fig.2.7- Efeito do ângulo diedro sobre a distribuição da fase líquida nos vértices, arestas e faces dos grãos.

2.2 Fatores Atuantes sobre a Suscetibilidade às TS

Como já tivemos oportunidade de constatar (item 2.1) a TS é resultante dos efeitos combinados das condições de solidificação e deformações impostas à solda. É interessante agora entendermos como alguns fatos, relacionados com a "prática" da soldagem, podem influir na suscetibilidade à TS de uma solda, exclusive a influência da composição química, assunto que será mais adiante estudado.

Aparentemente, se soubermos manipular adequadamente os fatores abaixo citados, poderemos sanar ou minimizar essa imperfeição, já que essas constatações de ordem operacional foram colhidas de diversas fontes reconhecidamente autorizadas (15,16,17,19,20,28,32,33,34), as quais dizem-nos, em relação às TS que, em geral:

- (i) São encontradas no passe de raiz da solda (em soldagem multi-passe).
- (ii) Ocorrem na mais fina seção da solda.
- (iii) Em filete côncavo, a trinca inicia na superfície e é facilmente visível, em "zig-zag".
- (iv) Em filetes convexos, a trinca inicia na raiz, podendo não alcançar a superfície.
- (v) O filete côncavo é mais suscetível à TS do que o convexo.
- (vi) Há maior possibilidade de existir TS na soldagem de peças espessas do que na de peças finas.
- (vii) O tipo de eletrodo e escória formada determinam, muitas vezes, a existência ou não da TS devido, além dos fatores químicos, à forma e dimensão da poça de fusão.
- (viii) Com o aumento da relação penetração/largura do cordão soldado (levando ao aumento da concentração de impurezas no plano central da solda), cresce a suscetibilidade à TS. Essa razão deve ser menor do que dois.
- (ix) O MIG pulsado apresenta menor tendência à TS do que quando empregado o processo usual.
- (x) Passes extremamente pequenos de raiz, em juntas

de materiais espessos, pode provocar o aparecimento de TS.

(xi) O pré-aquecimento pode ser útil, diminuindo as deformações, desde que aplicado uniformemente.

(xii) A presença de pontos de inflexão na linha de fusão pode levar à TS.

(xiii) Quanto maior a energia fornecida na soldagem, mais cresce a suscetibilidade à TS. Entretanto, como demonstraremos na parte experimental de nosso trabalho (capítulo 4), a influência dessa energia depende, aparentemente, de qual parâmetro de soldagem é alterado e em que faixa de trabalho.

(xiv) A seqüência da soldagem deve ser criteriosamente escolhida, de tal forma que minimize ao máximo constrangimentos durante e imediatamente após seu processamento. Esse nível de constrangimento é função primordial do tipo de junta empregada, rigidez da estrutura, distância de raiz, espessura da peça e espessuras relativas da peça e metal da solda.

(xv) As TS podem propagar "trincas de baixa temperatura" (a frio) e reduzem a resistência à fadiga da estrutura ou componente soldado.

É importante ressaltarmos que muitas das recomendações, anteriormente descritas, estão inter-relacionadas e muitas vezes são necessariamente desobedecidas, por imposição de fabricação, projeto ou processo empregado para a soldagem.

Entretanto, aparecem em cena agora, como novos parâmetros "manipuláveis", a composição química e distribuição das segregações, tanto no metal base, quanto no metal da solda, os quais podem sofrer influência do hábil soldador antes, durante e após a soldagem.

Baseando-nos novamente em dados colhidos de extensa literatura (16,17,19,20,32,33,34,35,36) e em outras fontes que serão oportunamente citadas, podemos admitir estarem relativamente bem conhecidos, em relação às TS, os seguintes fatos:

(i) Aços ao carbono e de baixa liga:

Nos aços ao carbono, os elementos que maior influên-

cia exercem sobre as TS são o carbono, manganês, enxofre e fósforo. A razão Mn/S é um importante fator controlador da TS, já que é bem conhecida a afinidade do manganês para com o enxofre, resultando na formação de MnS globulizado, com alto ponto de fusão, em vez de filmes de sulfeto de ferro nos contornos dos grãos, de baixo ponto de fusão, prolongando assim o tempo de solidificação da poça de fusão. O efeito do carbono (na faixa de 0,06-0,30%) foi investigado, utilizando-se o ensaio Murex*, relacionando-o com a razão Mn/S, na ausência de outros elementos de liga⁽³⁶⁾. Na Fig. 2.8 temos a representação gráfica dessa relação, onde o número em cada ponto dá-nos o comprimento da trinca de solidificação (medida em milímetros). As linhas de contorno foram desenhadas de tal forma, que representam comprimentos de trinca desde zero até 63,5 mm, em intervalos de 12,7 mm. A figura mostra-nos que na faixa de 0,06 a 0,11% de carbono, a razão Mn/S é quem controla a formação de trincas, sendo que sol-

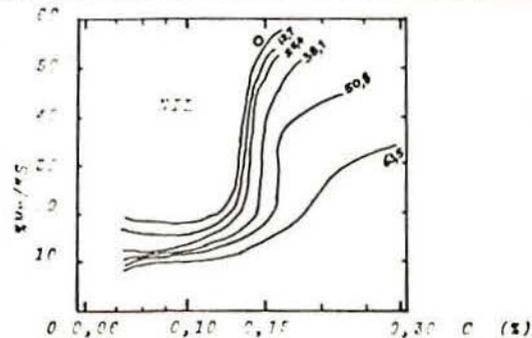


Fig.2.8- Efeito do conteúdo de carbono e razão Mn/S sobre a severidade da TS no ensaio Murex, em aço ao carbono.

* Esse ensaio de TS será descrito, juntamente com outros, no capítulo 3.

das livres de trincas podem ser obtidas quando a relação atinge valores maiores do que aproximadamente 22. Acima de 0,11% C, esse elemento torna-se mais importante, mas ainda soldas isentas de trincas são obtidas quando aumentamos a razão Mn/S para 30. O mais alto conteúdo de carbono obtido, com a solda completamente livre de trincas, foi de 0,155%, com a razão Mn/S de 59. Esse resultado sugere⁽³⁶⁾ que, na prática, soldas sujeitas a constrangimentos severos podem ser realizadas em peças com até 0,30% C (assumindo uma usualmente pequena porcentagem de carbono no eletrodo e uma diluição de 50%).

Quanto à "potência" do efeito do fósforo, LANCAS-TER⁽¹⁶⁾ opina que é igual a do enxofre, porém, HOMMA⁽¹⁰⁾, em um recente trabalho, demonstra-nos que isso não deve ser verdade. Esse autor investigou a ductilidade e resistência a quente das ligas Fe-S e Fe-P e notou que essas propriedades são muitíssimo menores na primeira do que na segunda. Além disso, há parcial refusão da liga Fe-S no contorno dos grãos, não existindo esse fenômeno na Fe-P. Foi proposto, para explicar esse fato, um mecanismo baseado na formação de uma "reação peritetóide" (metatética) para o sistema Fe-S, já que nele a fase delta, depois de precipitar desde o metal totalmente fundido, sofre uma refusão parcial $\delta + \gamma + L$. No caso do sistema Fe-P, essa fase delta precipita desde o metal totalmente fundido, diretamente.

Esses resultados aparentemente indicam-nos que o enxofre é mais daninho do que o fósforo, em relação às TS.

Ainda com relação aos aços ao carbono, valores de arsênio acima de 0,2% são causadores de TS, não devendo exceder nos aços 0,05%. Outros elementos, como Ni, Cr, Mo e Cu, desde que residuais, não apresentam efeito substancial à TS. Entretanto, quanto ao cobre devemos tomar especiais precauções, já que pequenas quantidades próximas ao cordão da solda podem levar à TS, por fragilização líquido/metal^(37,38). Elemento como o boro também pode formar filmes de baixo ponto de fusão, tão perigosos quanto o S. Há de se notar ainda que o enxofre e outras impurezas têm menor solubilidade na austenita do que na ferri-

ta e, reforçando seu efeito negativo, para um dado conteúdo desse elemento, o volume de filme líquido no contorno dos grãos austeníticos aumenta, com relação aos grãos ferríticos.

No caso dos aços de baixa liga, de maior resistência mecânica, são válidos, em geral, os raciocínios acima realizados. Entretanto, os elementos de liga passam a atuar ativamente, sendo que informações sobre seus efeitos dão-nos conta⁽³⁵⁾ que a suscetibilidade às TS cresce com o aumento do conteúdo de S, P, C, Si, Ni e decresce com o aumento de Mn, Mo, Cr e V, sendo fornecida uma fórmula empírica, na qual TS é proporcional à

$$C \left[\frac{S + P + \frac{Si}{25} + \frac{Ni}{100}}{3Mn + Cr + Mo + V} \right]$$

Vê-se pela fórmula proposta que os elementos causadores da TS são também aqueles que favorecem a formação da austenita durante a solidificação e aqueles que tendem a "suprimi-la", com exceção do Mn, influenciam positivamente a solidificação da ferrita.

(ii) Aços Austeníticos e Austeno-Ferríticos:

O aço austenítico, quando comparado com o ao carbono, possui coeficiente de expansão térmica 50% maior, enquanto sua condutividade térmica é 40% menor. A contração da junta soldada é, portanto, consideravelmente maior e especial cuidado deve ser tomado na sua soldagem, já que o risco de distorção é aumentado, levando a TS a assumir proporções críticas.

Os seguintes elementos podem ser classificados em ordem decrescente de "potência", como causadores de TS^(35,39,42):

B, S, P, Cb, As, Sn, Pb, Zr, Ta, Cu.

Chama-se atenção para o fato de que essa "lista de potência" é muito generalizada pois, para o boro, por exemplo,

quando esse elemento encontra-se em proporção de 0,01% aumenta a suscetibilidade à TS mas porém, quando seu conteúdo aumenta para 0,5 ou 2,0%, age como inibidor dessa imperfeição.

Manganês também reduz a suscetibilidade à TS, entretanto, quando o cobre está presente, o enxofre combina-se com o níquel e cobre para formar um sulfeto de Ni-Mn-Cu de baixo ponto de fusão, o qual pode produzir TS. A razão Mn/S deve exceder um valor em torno de 35, no caso de aços totalmente austeníticos. Mesmo os aços de "fácil usinagem", contendo 0,25% de enxofre podem ser soldados satisfatoriamente, desde que esse elemento esteja na forma globular com o manganês.

A adição de carbono seria benéfica contra as TS, nas soldas de 25% Cr, 20% Ni, mas ele reduz a ductilidade quando adicionado ao metal base e pode causar ainda o "efeito colateral" bem conhecido de "sensitização". O Si, quando na presença do P, aumenta o risco às TS.

O molibdênio pode reduzir a tendência à TS, sendo o tipo de solda 18% Cr, 8% Ni, 3% Mo algumas vezes utilizado para soldar materiais ditos "difíceis" quanto à essa imperfeição.

MOORHEAD e SIKKA⁽⁴⁰⁾ encontraram que a adição de nióbio ao AISI 304 mantém sua resistência à TS igual ao tipo comercial, com vantagens mecânicas na fluência, além de resistência à TS muito superior ao AISI 347. Esse comportamento é atribuído à formação de ferrita delta na solda. HOERL e MOORE⁽⁴¹⁾, trabalhando com aços totalmente austeníticos do tipo 18% Cr, 13% Ni e 1% Nb, propuseram, após uma análise estatística, que a suscetibilidade à TS nesses aços é proporcional à

$$\left[P + \frac{S}{6,5} + \frac{S_1}{1250} \right]$$

É um fato bem estabelecido que, para provermos de máxima resistência à TS o depósito da solda de um austenítico, necessitamos de uma estrutura de duas fases, onde a segunda fase

envolva de 3 a 8% de ferrita^(42,43,44). Aparentemente, a especificação dessa quantidade deve ser realizada com muita cautela, pois ZIN⁽⁴⁵⁾, estudando os métodos Metalográfico, Magnético à Saturação e Balança Magnética ("Magne Gage"), demonstrou ser bastante improvável que exista coincidência entre os valores encontrados para a porcentagem de ferrita, podendo mesmo existir grande diferença entre eles.

É interessante ainda entendermos o efeito do nitrogênio sobre a suscetibilidade à TS dos aços em questão. Conforme demonstrou PASCAREL et alii⁽⁴⁷⁾, com o aumento do teor desse elemento, temos profunda diminuição da ferrita delta residual. Em um aço tipo AISI 304 L, quando variamos a porcentagem desse elemento de 0,037 a 0,085%, a porcentagem de ferrita delta diminui de 4,5 para 1,7%, conforme mostramos na Fig. 2.9, onde podemos notar também que há um aumento sensível do CTT (ensaio VARESTRAIN) com a diminuição dessa fase na solda.

Então, um dos efeitos positivos da ferrita delta é o fato de que ela previne a formação de TS, entre outras razões, por sua aptidão em dissolver elementos tais como enxofre e fósforo, os quais, de outra forma, promovem segregação no contorno dos grãos, iniciando assim trincas, quando sob as tensões de soldagem. Os efeitos negativos da presença da fase em questão são que ela pode ser seletivamente atacada por meios corrosivos e que, a temperatura de trabalho entre 550-900°C pode ser convertida em fase sigma, a qual reduz extremamente a ductilidade do metal.

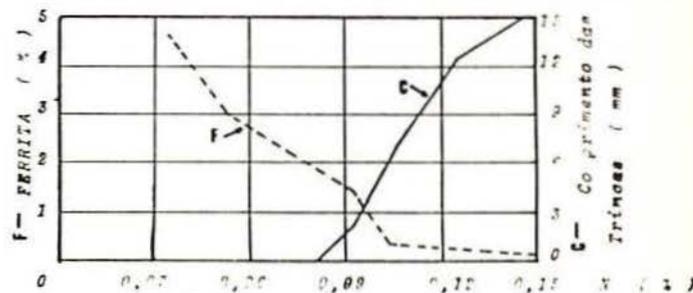


Fig.2.9- Evolução do CTT em função do teor de nitrogênio do metal fundido e da porcentagem de ferrita δ .

(iii) Aços Ferríticos (com menos de 20% de elementos de liga):

A TS é, em geral, governada pelos mesmos fatores dos aços ao carbono (particularmente a relação Mn/S e grau de constrangimento). Num interessante Trabalho, é citado⁽³⁵⁾ o fato de um aço contendo 12% de Cr e quantidades usuais de C, Si, P e S não apresentar TS. Esse fenômeno foi explicado pela razão de que o material solidificou como 100% ferrita, sendo então que os elementos citados não atuaram como formadores de trincas.

Os elementos de liga podem então ser divididos em três grupos, com relação à TS:

a- Não metais, que formam filmes intergranulares de baixo ponto de fusão, que promovem TS, tal como o boro.

b- Elementos que não formam constituintes de baixo ponto de fusão, mas mesmo assim aumentam a suscetibilidade à TS, tal como o níquel, que em quantidades acima de 1% tem efeito altamente nocivo.

c- Outros elementos que reduzem a suscetibilidade à TS. Espera-se que elementos não pertencentes ao grupo a afetem a TS caso formem austenita (tais como C, Ni, Co, Cu ou Mn) ou ferrita (Cr, V, Mo, W, Al ou Ti).

(iv) Não Ferrosos:

a- Ligas de alumínio:

Como já referimo-nos no início desse capítulo, as ligas de alumínio foram uma das primeiras a serem estudadas, servindo inclusive como fontes para formulação de uma teoria sobre as TS. São bem conhecidas as ligas mais propensas às TS⁽⁴⁸⁾, tais como Si(0,0-1,5%), Cu(0,5-5,0%), Mg(1,0-4,0%) e outras. Em ligas binárias de alumínio, o silício comporta-se conforme mostra do na Fig. 2.10. Além disso, o metal de adição, após diluição com o metal base, não deve conter em excesso fases fragilizantes, tais como Mg_2Si , $CuAl_2$, $AlFeSi$, etc..

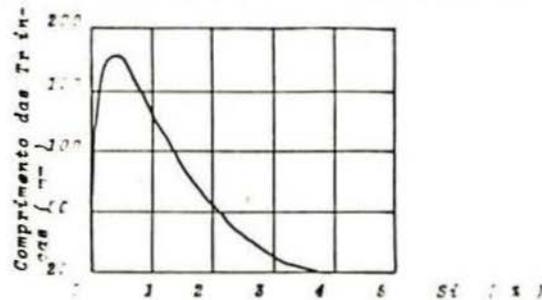


Fig.2.10- CTT em fundido de liga binária Al-Si constrangida, como função do conteúdo de Silício. (16)

b- Ligas de cobre:

Impurezas de baixo ponto de fusão aumentam sensivelmente a suscetibilidade das ligas de cobre à TS, notavelmente os elementos bismuto e chumbo, em proporções tão baixas quanto 0,0006% e 0,005%, respectivamente. A suscetibilidade à TS parece estar associada à formação de ligas com duas fases, diminuindo quando esse fato acontece e aumentando quando temos uma só fase presente, lembrando o problema dos aços austeníticos. Por Exemplo, metais de adição, tipo bronze de alumínio, com cerca de 7,5% Al são altamente suscetíveis à TS, enquanto que metais de adição com 10-12% Al resultando em uma liga de duas fases, mostra pouca ou quase nenhuma suscetibilidade à TS.

Ligas cobre-níquel são suscetíveis à TS quando na presença dos seguintes elementos:

Pb, Bi, S, P, Cd, Sb, Se, Te e C.

c- Ligas de níquel:

A suscetibilidade nas ligas de níquel pode ser aumentada quando estão presentes elementos tais como Pb, Bi, S, P,

Zr e B, os quais formam filmes intergranulares de baixo ponto de fusão⁽⁴⁹⁾, causando severa fragilização à temperatura de trabalho elevada.

Aqui é interessante ressaltarmos que, como o enxofre é um elemento mais ou menos comum em óleos utilizados na usinagem de metais e que outros elementos daninhos já citados podem estar presentes em graxas, óleos, pinturas, lápis indicadores de temperatura, etc., é de suma importância a perfeita limpeza da peça, com solventes que não contenham esses elementos, antes da soldagem.

"O caráter da emoção com que os homens contemplam o mundo e se quedam em presença das imensidades e das eternidades, depende antes de tudo das idéias que sobre esse mundo possuem."

W.K. CLIFFORD

3 ENSAIOS DE SOLDABILIDADE

Pensamos ser importante salientar inicialmente que, apesar de existir no mundo sofisticados laboratórios e reconhecidas autoridades pesquisando o assunto em pauta, existe espaço para grupos com menores recursos participarem ativamente à procura de novos e melhores Testes. Negamo-nos a admitir que idéias brilhantes e homens capazes sejam alijados do desenvolvimento científico porque não possuem máquinas aperfeiçoadas. Acreditamos firmemente que grandes descobertas ainda podem ser feitas por grupos de indivíduos rigidamente unidos em torno de uma séria proposta de trabalho e que tenham, além de bom nível intelectual, ótimo senso de oportunidade.

Como referimo-nos no início desse trabalho, os usuários ou pesquisadores dos processos de soldagem viram-se obrigados a desenvolver uma série de Testes de Soldabilidade, com o fim de estimar a possibilidade da utilização de um dado processo sobre certo material, estudar o comportamento dos parâmetros envolvidos e, ainda, poderem comparar suscetibilidades quanto a essa ou aquela imperfeição em materiais e/ou processos empregados.

Num interessante artigo, RIEPPEL⁽⁵⁰⁾ diz-nos que os ensaios para avaliar a soldabilidade iniciaram com caráter sistemático na Europa por volta de 1930, principalmente devido a problemas enfrentados com pontes de aço e, nos Estados Unidos no ano de 1940, provocados pelas falhas (já citadas na Introdução) de navios durante a II Guerra Mundial. Entre 1932 e 1947 os Testes pesquisados foram "classificados" por esse autor em:

- (i) Dobramento;
- (ii) Tensão;
- (iii) Impacto;
- (iv) Trinca ou Constrangimento;
- (v) Fadiga.

Note-se que até aquela época a imensa maioria dos testes de trinca eram do tipo "trinca/não trinca".

Dez anos após o acima citado trabalho, num único artigo BORLAND⁽¹⁷⁾ menciona trinta Testes de Trincas, apresentados em dois grandes grupos: Testes sob o cordão da solda (e ZAC) e Testes da Zona Fundida. Agora já muitos testes utilizam um parâmetro (geralmente CTT) para estimar a suscetibilidade à Trinca.

Patenteia-se assim o crescente interesse no assunto em pauta e, ainda, que um simples Teste não é capaz de dar-nos suficiente e completa informação sobre esse complexo fator, que é a Soldabilidade.

No intuito de situarmos o leitor no universo de Testes que existem, admitiremos a classificação sugerida no livro de STOUT e DOTY⁽²⁰⁾:

(i) Testes Indiretos para Soldabilidade:

Esses testes tem como principal finalidade fornecer informações adicionais sobre o comportamento da junta soldada, utilizando análise metalográfica, ensaios de dureza, estudo das transformações de fase, simulação de soldagem, etc..

Em princípio, não devem ser utilizados para "prever" o comportamento de uma soldagem real, mas sim como uma aproximação, tomada com as devidas precauções. Apesar disso, originais pesquisas foram realizadas sobre esse ponto e procedimentos bastante úteis foram encontrados, como por exemplo, os desenvolvidos por HESS et alii⁽⁵¹⁾, WINTERTON⁽⁵²⁾ e outros autores.

Esses ensaios permitem também o estudo de "tendên-

cias" de comportamento, como o aparelho "Gleeble"⁽⁵³⁾, onde podemos pesquisar microestruturas em tratamentos térmicos ou ductilidade à quente, utilizando rapidísimos ciclos de aquecimento/resfriamento semelhantes aos que existem em soldagem real.

(ii) Testes Diretos de Soldabilidade para Serviço:

Os testes propõem-se a fornecerem dados que possam ser utilizados na construção de estruturas soldadas, com valores bem definidos de resistência à tração e escoamento dos componentes soldados; comportamento a temperaturas elevadas; resistência à fadiga; temperatura de transição dútil/frágil; tenacidade à fratura; trinca sob tensão/corrosão; etc.. Utiliza-se largamente, também, conceitos da Mecânica Linear da Fratura para determinar as condições requeridas para produzir falhas e assim preveni-las ou, conhecendo a extensão da falha, estimar a máxima carga suportável seguramente pela estrutura, além de ensaios determinativos da influência das condições ambientais sobre a estrutura soldada.

(iii) Testes Diretos de Soldabilidade para Fabricação

As amostras e os testes necessitam ser projetados para estimar a suscetibilidade do sistema metal base/metal da solda às imperfeições, sob condições de soldagem as mais controladas possíveis. Deve ser levado em consideração que dois grandes fatores entram em jogo⁽⁵⁴⁾:

(a) Os metalúrgicos, em que sobressaem-se as influências da constituição da liga, variáveis de processo, parâmetros de soldagem e distribuição da temperatura na Zona Fundida e na ZAC.

(b) Os mecânicos, em que a deformação imposta à solda pela ação combinada das tensões térmicas e de constrangimento excede a tolerância da estrutura, contribuindo também a mudança de volume que acompanha as transformações de fase que ocorrem.

Em geral, esses testes podem ser divididos em três grandes categorias:

a- Testes de Trinca sob o cordão soldado:

Essas trincas são geradas devido ao efeito fragilizante do hidrogênio em uma estrutura predominantemente martensítica, a qual é submetida, ao mesmo tempo, às tensões devidas à transformação austenita/martensita e de contração da solda, conforme já discutido em 1.1.2. A trinca pode ocorrer logo após a solda ter resfriado até sua zona de transformação ou mesmo horas ou dias mais tarde.

b- Testes de amostras das juntas soldadas:

É um dos testes mais diretos e preferidos na prática, já que o processo empregado, preparação da junta, espessura do metal base, pré e pós-tratamento térmico e condições gerais de soldagem podem ser planejados no intuito de reproduzir a fabricação real da estrutura soldada. Seu grande inconveniente é de que presta-se tão somente para uma dada estrutura, requerendo espécimes semelhantes a componentes da mesma.

c- Testes de Trinca da Zona Fundida quando sob constrangimento:

É dessa categoria de testes que iremos nos ocupar no restante desse capítulo. O "constrangimento" da solda tanto pode ser provocado pela rigidez da própria estrutura ou por carga externa a ela aplicada. Antes, porém, de estudarmos mais detalhadamente os diversos testes aqui enquadrados, entendemos ser interessante e elucidativo analisarmos mais detidamente o significado de "deformação" e "constrangimento" de uma junta soldada. É o que a seguir faremos.

3.1 Noções básicas de Deformações e Conceito Fundamental de Intensidade de Constrangimento na Junta Soldada

Não é nossa intenção nesse item discutir detalhadamente o problema (importantíssimo) das deformações no material base e na solda, que processam-se durante o transcorrer e após a soldagem, nem apontarmos uma relação de "causas" e "soluções". É nosso propósito, entretanto, ressaltarmos como atuam de forma

geral as deformações, no sentido de cooperarem para a formação das TS, já que todos os ensaios que posteriormente serão descritos baseiam-se nesse fator para "induzir" essa imperfeição, de uma ou outra forma, a fim de poder estudá-la.

Qualquer pessoa que tenha tido contato prático com soldagem deve ter visto, por exemplo, quando é utilizado o processo de arco-submerso na soldagem de duas chapas de aço a topo, caso não sejam tomadas as devidas precauções que, conforme desenrola-se a soldagem, as juntas opostas às do início da operação vão, pouco a pouco, afastando-se uma da outra, sendo esse fato notável, por exemplo, quando soldamos painéis compostos por várias chapas menores, acontecendo o oposto quando utilizamos soldagem manual ao arco elétrico. Também pode ser observado, quando solda-se "porta de visita", que se não observada uma seqüência correta, exemplificada na Fig. 3.1, e o soldador executar uma solda contínua em todo o contorno, aparecerá uma TS que "perseguirá" até o caminho do eletrodo durante a soldagem.

Pois bem, esses dois exemplos simples levam à formação de TS devido às tensões provocadas durante a soldagem, se não forem devidamente controlados.

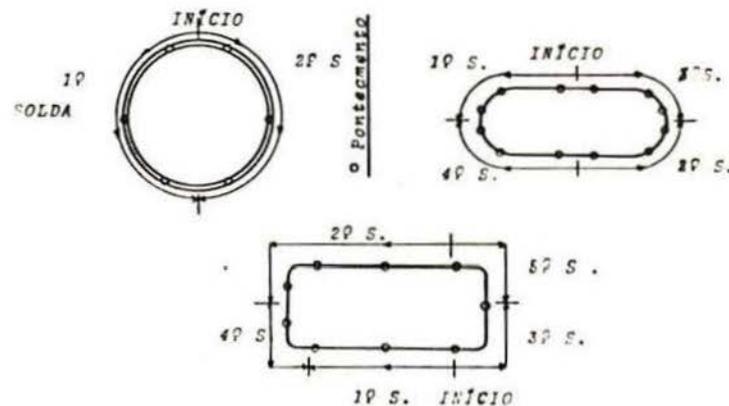


Fig.3.1- Alguns exemplos elucidativos de correta seqüência de soldagem

Os fatores que conduzem a essas distorções são complexos e ainda não perfeitamente dominados. As alterações de volume que acompanham a operação de soldar e que podem causar distorção, tensão residual ou mesmo trinca na solda são devidos principalmente à expansão térmica e contração do aço e, em menor escala, à mudança de fases.

Inicialmente, devemos recordar que as propriedades mecânicas dos materiais metálicos sofrem grandes mudanças com a temperatura, conforme podemos observar na Fig. 3.2, para um aço ao carbono de construção naval⁽⁵⁵⁾.

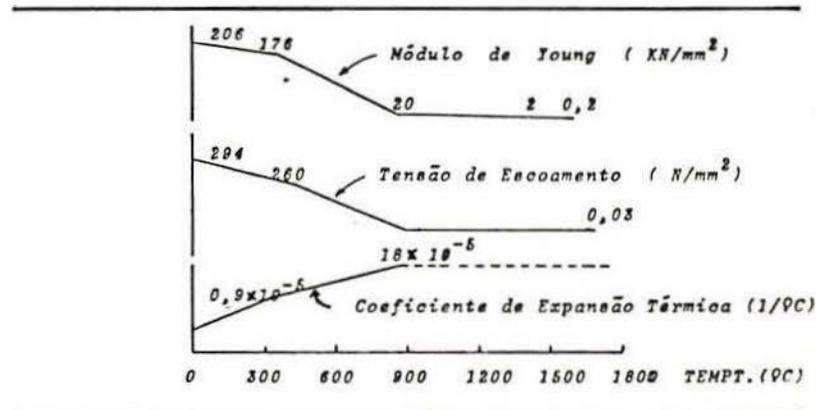


Fig.3.2- Alterações nas propriedades mecânicas de um aço de construção naval, com a elevação da temperatura.

Além disso, sabe-se agora que soldas realizadas em juntas a topo possuem uma distribuição de tensões com a temperatura, conforme mostrado na Fig. 3.3⁽⁶⁾.

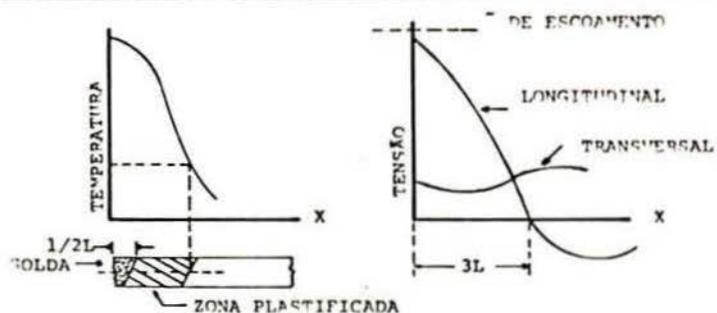


Fig.3.3- Distribuição das tensões de uma solda a topo realizada em peças livres, com a temperatura.

O nível de tensões depende do grau de constrangimento da estrutura, na direção considerada. Se as peças não dispõem de suficiente rigidez, deformam-se, conforme a Fig.3.4⁽⁶⁾, onde apresenta-se os tipos de deformação previstas para a mesma junta da citada Fig. 3.3.

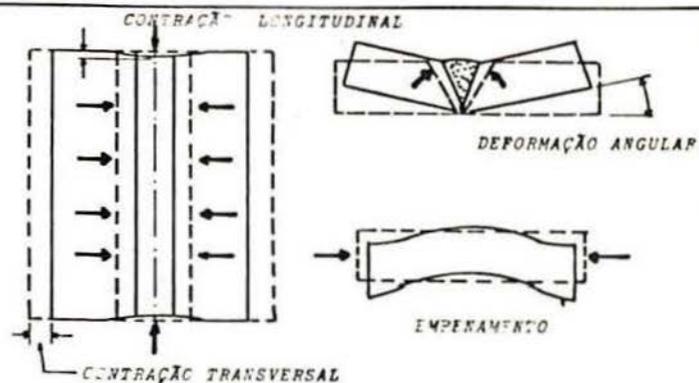


Fig.3.4- Deformações características previstas para uma chapa soldada a topo.

É importante ainda entendermos que os níveis e tipos de deformação serão dependentes diretamente de fatores tais como (56,57) :

- (i) Processo de Soldagem;
- (ii) Tipo e diâmetro do eletrodo;
- (iii) Número e seqüência dos passes;
- (iv) Tamanho do depósito e posição de soldagem;
- (v) Parâmetros de soldagem;
- (vi) Seqüência e técnica de soldagem.

Fugiria do escopo desse trabalho a análise de todos esses itens, mas é interessante por exemplo exemplificarmos o caso do "Processo de Soldagem. O uso de soldagem automática, a qual possibilita altas velocidades de soldagem com grande regime de deposição, diminui as distorções, com relação à soldagem manual. Duas razões são apontadas para tanto: um grande volume de material depositado é conseguido com um só passe, maior do que com soldagem manual, reduzindo assim o número de passes necessários para a junta; a contração progressiva, devida ao resfriamento da solda e metal base, que ocorre na soldagem manual, durante o intervalo entre a deposição de cada eletrodo é eliminada. Na soldagem manual, cada eletrodo depositado cria seu próprio sistema de distúrbio térmico, aumentando com o número de eletrodos utilizados, causando um sistema provavelmente indeterminado de tensões.

Além do problema das deformações, acima apontado e ligeiramente comentado, outro imenso problema é proposto quando, de alguma forma, impedimos que a solda contraia-se, total ou parcialmente. Nesse caso, é necessário estudarmos o quando pode mos "constranger" essa solda. Um dos trabalhos mais importantes sobre o assunto, de que temos conhecimento, é o desenvolvido pelo "Grupo (Japonês) de Trabalho sobre intensidade de constrangimento"⁽⁵⁸⁾. Por ele, podemos admitir que o conceito básico de "intensidade de constrangimento" pode ser descrito pela análise de uma simples junta soldada entre dois suportes rígidos, conforme mostrado na Fig. 3.5. Na Fig. 3.5(a), um lado da bar-

ra é mantido livre, não existindo constrangimento externo algum, sendo que a contração térmica "S" pode desenvolver-se sem nenhum impedimento.

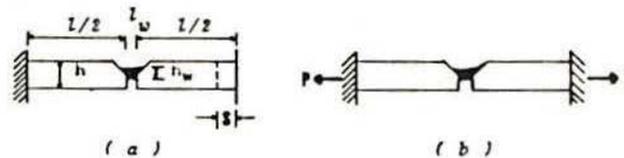


Fig.3.5- Em (a) temos a barra soldada com um lado completamente livre, não existindo força de reação. No caso (b) a barra está rigidamente presa nos dois lados. Existe intensa força de reação "P".

Já na Fig. 3.5(b) temos as duas barras rigidamente presas, ocorrendo então alta força de reação "P", pois não é permitida a livre contração da junta. Esse teste é conhecido como RRC ("Rigidly Restrained Cracking test").

Como a contração livre total "S" é a mesma, sob dadas condições de soldagem, o constrangimento cresce com a diminuição de "l", conforme podemos observar na Fig. 3.6.

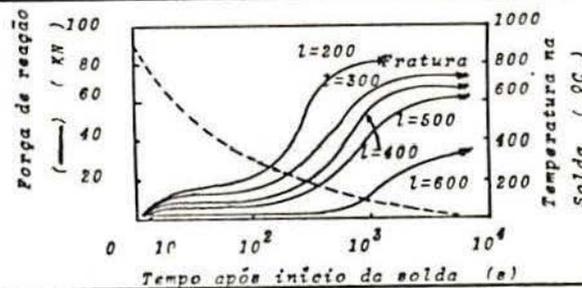


Fig.3.6- Efeito da diminuição do comprimento do espécime constrangido sobre a força de reação "P".

Lembrando que em qualquer estágio do resfriamento devemos ter a soma do alongamento do metal base e da solda igual a "S" e tecendo uma série de considerações, entre elas a de que a espessura de corpo soldado "h" seja maior do que a do passe de raiz "h_w", temos o conceito de "intensidade de constrangimento" para o caso considerado:

$$K = \frac{E \cdot h}{l}$$

onde "E" é o "módulo de Young" do material base. Essa equação indica-nos a rigidez do metal base contra a força de reação.

A partir de "K", podemos calcular a tensão média de constrangimento na solda e seu alongamento, para o que remetemos o leitor interessado à citada bibliografia⁽⁵⁸⁾.

É digno de nota ressaltarmos que essa pesquisa é ampla, abrangendo tanto cálculos teóricos quanto procedimentos experimentais (com sucesso) e que foram estudados, sob esse ponto de vista, muitos dos testes que descreveremos (e nos quais oportunamente voltaremos a citar o valor da "intensidade de constrangimento" obtida), além de terem sido medidas "intensidades de constrangimento" de grandes estruturas reais, como a que apresentamos na Fig. 3.7, para um vaso de pressão esférico, com paredes de cerca de 38 mm de espessura, onde, sobre a figura citada, "K" é dado para diversas posições das soldas.

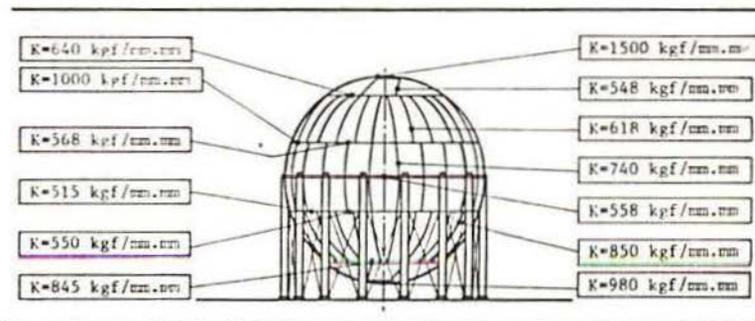


Fig. 3.7- Intensidade de constrangimento medida para soldas em várias posições, sobre um vaso de pressão de aço, com paredes de 38 mm de espessura.

3.2 Testes para Trincas de Solidificação

Concordamos integralmente com o ponto de vista do professor APPS⁽¹⁵⁾, quando diz-nos ser muitas vezes vantajoso utilizarmos testes os mais simples e baratos possíveis: tudo depende do que realmente estamos interessados em constatar, qual a urgência e, com que precisão. Portanto, apresentaremos aqui também testes que exigem pouco trabalho e gastos para serem realizados.

A seguir faremos uma análise dos testes mais difundidos, que permitem-nos estudar, entre outras imperfeições, as TS. Preocupamo-nos em, além de descrever e mostrar suas aplicações, explicar qual e como o parâmetro de suscetibilidade é obtido, apresentando, em alguns casos, sua "intensidade de constrangimento", para o qual solicitamos atenção para a importância já que, com esse fator podemos comparar, de maneira unívoca, o constrangimento de diferentes Testes Auto-Constrangidos, realizados mesmo por diferentes pesquisadores.

Ao final, emitiremos algumas observações críticas, no estrito sentido de auxiliar o interessado na escolha do teste (ou bateria deles) que mais lhe convenha. A literatura básica utilizada para esse assunto^(6,15,16,17,19,20) e outros trabalhos específicos que serão oportunamente citados possui, além desses testes, ampla informação sobre outros, para aplicações distintas da mencionada, à qual também remetemos o leitor interessado.

ENSAIOS AUTO-CONSTRANGIDOS:

(i) Teste do Depósito ("almofada"):

Esse é, seguramente, o mais simples de todos os ensaios, consistindo em simplesmente depositarmos sobre uma chapa de 12,7 mm de espessura uma "almofada" com o eletrodo e processo desejado. A verificação da trinca pode ser feita por simples inspeção visual sobre o cordão, ou por micrografia, sendo que o

efeito de diluição do metal da solda pelo metal base pode ser evitado se utilizarmos uma altura da "almofada" suficiente conforme, por exemplo, o previsto pela Norma britânica BS 1500.

É claro que a informação obtida é, basicamente, "trinca/não trinca".

(ii) Teste em "X":

É utilizado principalmente para o estudo de trincas em depósitos de ligas Fe-Ni-Cr podendo, entretanto, ser aplicado para ligas em geral. Consiste essencialmente de duas barras quadradas de 25 mm de lado, com comprimento de 75 mm. As arestas são posicionadas conforme mostrado na Fig. 3.8, formando um chanfro em duplo-V. A soldagem é realizada depositando-se dois passes alternadamente em cada lado, permitindo-se ao conjunto que resfrie até abaixo de 40°C entre cada par de passes, apresentando-se também nessa figura a seqüência utilizada, com eletrodo de 4 mm.



Fig.3.8- Teste em "X" e seqüência de passes.

A estimativa da suscetibilidade é fornecida pela observação de quando aparece a primeira trinca durante a soldagem sendo que, quanto menos passes tenham sido realizados, maior a suscetibilidade. Caso não existam trincas visíveis a olho desarmado, os espécimes devem ser metalograficamente examinados. O teste é do tipo "trinca/não trinca".

(iii) Teste com espécimes cilíndricos:

Esse teste é realizado através da soldagem de duas barras cilíndricas de diâmetro 50mm e 50mm de comprimento, conforme mostramos na Fig. 3.9. São realizados três passes sucessivos com eletrodo de 4 mm utilizando-se a maior corrente recomendada pelo fabricante. A seguir, o espécime é virado e imediatamente depositado o quarto passe.

A suscetibilidade à trinca é a medida do CTT no último passe, sendo ignorada a trinca de cratera. O material é dito "moderadamente" suscetível à trinca quando o CTT é menor do que 25 mm e "altamente" suscetível, quando esse valor é excedido.

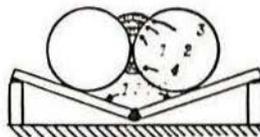


Fig.3.9- Espécimes cilíndricos.

Uma versão modificada, com maior severidade no restringimento é a ditada pela norma alemã DIN 50129. Os dois cilindros, idênticos aos acima apontados, são agora rigidamente mantidos, conforme apresentamos na Fig.3.10. Deposita-se três passes, dois em um lado e o terceiro imediatamente após, no outro lado. A suscetibilidade à trinca é medida de maneira igual à acima citada.

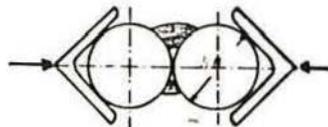


Fig.3.10- Versão alemã (DIN 50129) para o Teste com espécimes cilíndricos.

(iv) Teste com "Barras Reguladoras":

Esse teste, desenvolvido para o estudo de "trincas por extensão de entalhe" no trabalho já discutido [2.1(ii)] e citado de APBLETT e PELLINI⁽³⁰⁾ é mostrado na Fig. 3.11. Chapas de 63mm x 16,5mm x largura variável (entre 6,3 e 25,4 mm) são mantidas rigidamente uma contra a outra, conforme a figura. É depositado então um cordão na linha central do conjunto e a severidade do teste é variada alterando-se a largura das chapas sendo que, maior a largura, maior a trinca provocada na Zona Fundida, sob as mesmas condições de soldagem (pois assim aumentamos o grau de constrangimento). Parte-se as barras e a suscetibilidade à trinca do processo ou metal base é avaliada por seu CTT.

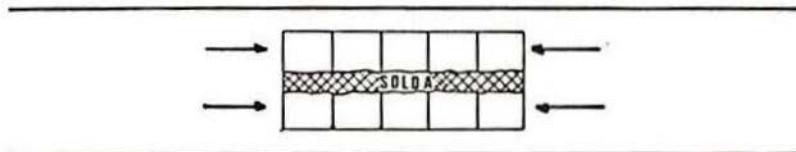


Fig.3.11- Teste com barras reguladoras.

(v) Teste do cordão em duplo ângulo (em "T"):

A Norma alemã DIN 50129 prevê para depósitos de aço ao carbono ou baixa liga o espécime apresentado na Fig.3.12(a). Inicialmente realiza-se um passe num lado e, imediatamente após, o segundo filete no outro, que assim está sob forte constrangimento. Na figura estão assinalados os pontos em que devemos procurar evidências de TS. A mesma Norma indica ainda, para depósitos austeníticos, um espécime conforme o apresentado na Fig. 3.12(b), cujas operações para estimar a suscetibilidade à trinca são idênticas à anteriormente descrita. Caso não existam trincas visíveis a olho desarmado, deve ser realizada análise metalográfica. O teste é do tipo "trinca/não trinca".

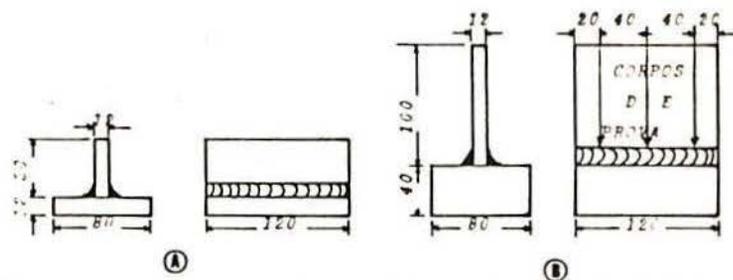


Fig.3.12- (a) Teste em "T" para aços ao carbono e baixa liga. (b) O mesmo teste para depósitos austeníticos.

Semelhante aos ensaios acima descritos é o previsto pela Norma britânica 2549 Apêndice D, a qual utiliza duas chapas soldadas da mesma forma prevista pela Norma alemã acima, cujas dimensões são apresentadas na Fig. 3.13(a). A notável diferença é a de essa Norma ordenar que o primeiro lado deve ser soldado com um eletrodo austenítico (18%Cr, 7%Ni e $\geq 2\%$ Mo), com o cateto do filete igual a 8 mm e comprimento de 120 mm. O segundo filete é depositado então com o eletrodo a testar, num comprimento igual, a partir do lado da peça em que o primeiro passe acabou, com tamanho de cateto igual a 6,3 mm. A superfície desse cordão deve então ser examinada visualmente, após a peça ter resfriado até a temperatura ambiente. A chapa base, como mostrado na Fig. 3.13(b) é partida, procurando-se então TS por sua aparência oxidada ou coloração escura de fratura.

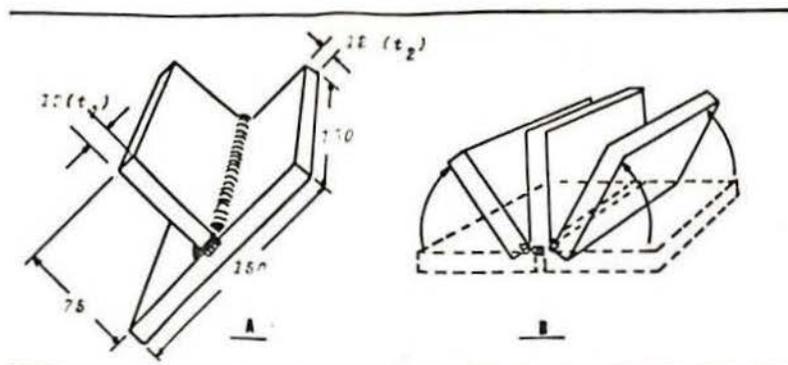


Fig.3.13- (a) Teste em "T", conforme previsto pela Norma britânica 2549. Em (b) a chapa base é partida.

Na Tabela 3.1 fornecemos a "intensidade de constringimento" (K) dada em função da espessura das chapas⁽⁵⁸⁾.

TABELA 3.1- Intensidade de constringimento (teste em "T") versus espessuras das chapas

t_1	t_2	K
20	20	437
20	25	523
20	30	727
20	40	1000
30	30	1026
40	30	1270

(vi) Teste Lehigh:

Esse ensaio foi desenvolvido na Universidade de Lehigh (E.U.A.) como um método para comparar quantitativamente o grau de constringimento com o qual as trincas ocorrem, durante a soldagem e seu resfriamento. A influência da composição do

aço, parâmetros de soldagem e influência do pré e pós-aquecimen-
to também podem ser avaliados com sucesso, sendo que aços ao
carbono, geralmente, somente apresentam trincas na Zona Fundida.
Na Fig. 3.14 apresentamos o espécime proposto. O constrangimen-
to do cordão soldado pode ser variado pela alteração no comprí-
mento das fendas, sendo que o grau de constrangimento é expres-
so numericamente pela largura medida entre o fundo das fendas,
ou seja, duas vezes o valor de "X", indicado sobre a figura. Di-
ferentes tamanhos de chanfro onde será depositado o cordão são
especificados para espessuras diversas do material. Um ou vá-
rios cordões podem ser feitos, dependendo do regime de deposi-
ção do eletrodo ou processo utilizado.

As trincas são detectadas visualmente ou por análise
metalográfica de uma seção da solda em seu ponto médio no cor-
dão, sendo que outros meios, como inspeção por partículas magné-
ticas também podem ser utilizados. O teste é útil em determinar
quantitativamente a suscetibilidade às trincas mas, entretanto,
um grande número de ensaios são necessários para obtermos resul-
tados confiáveis.

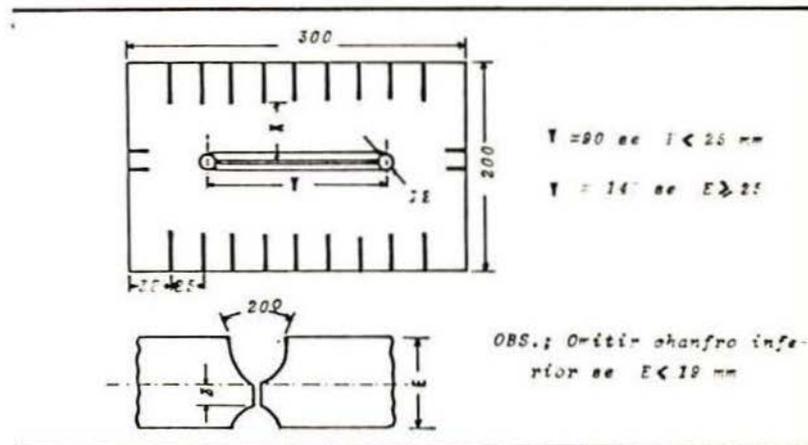


Fig.3.14- Teste Lehigh.

Também para esse teste já contamos com o valor calculado de sua "intensidade de constrangimento", dado em função do comprimento da fenda (s) e de "X", conforme apresentamos na Fig. 3.15, onde "h" é a espessura do espécime ⁽⁵⁸⁾.

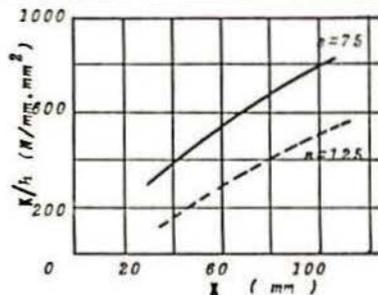


Fig.3.15- Intensidade de constrangimento para o Teste Lehigh (K) em função do comprimento da fenda (s), distância entre fendas (X) e espessura do espécime (h).

(vii) Teste N.R.L. ("Naval Research Laboratory" - EUA)
ou Keyhole:

Com o fim de reduzir o número de espécimes necessários requeridos para estabelecer a suscetibilidade à trinca (como no caso do Teste Lehigh), foi desenvolvido o teste apresentado na Fig. 3.16, onde a soldagem é realizada no sentido da lateral da chapa até o furo indicado de 25,4mm, impondo um grau variável de constrangimento à solda, sendo mínimo na borda da chapa e máximo no furo. A trinca inicia no furo e propaga-se até o ponto em que o constrangimento é insuficiente para mantê-la, sendo o CTT o parâmetro de suscetibilidade à trinca.

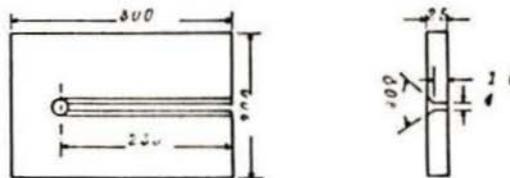


Fig.3.16- Teste N.R.L. (Keyhole).

Uma variante do procedimento acima seria um espécime do tipo circular, conforme mostramos na Fig. 3.17, o qual utiliza o mesmo parâmetro CTT. Na Fig. 3.18 apresentamos também a "intensidade de constringimento" (K) em função do raio do espécime (b) e do raio do furo interno (a)⁽⁵⁸⁾.

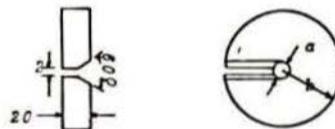
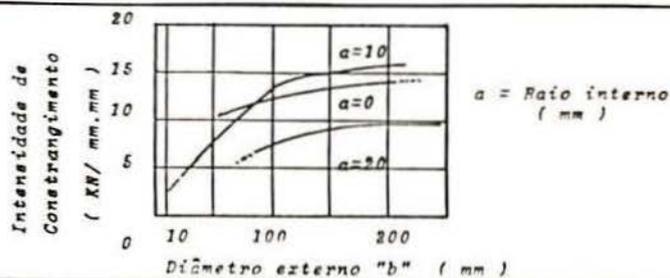


Fig.3.17- Variante do tipo circular do teste N. R. L.

Fig.3.18- Intensidade de constringimento (K) em função do raio do espécime (b) e do raio do furo interno (a) para o teste variante do N.R.L.

(viii) Teste Keyhole com fendas:

O "Battelle Memorial Institute" - E.U.A. desenvolveu o teste apresentado na Fig. 3.19 para estudar a suscetibilidade à TS dos aços ao carbono e ligados. Utiliza o mesmo princípio de variar progressivamente o constrangimento ao longo da solda, pelo emprego de fendas com diferentes profundidades na chapa. A solda é iniciada pelo lado menos constrangido (maiores fendas) e a suscetibilidade à trinca é estimada pela largura entre as fendas, no local em que a trinca cessa de propagar-se.

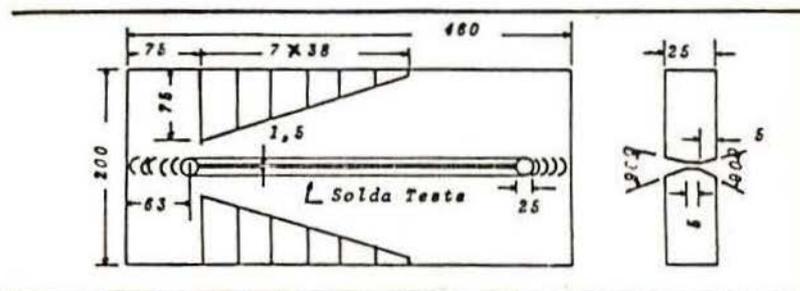


Fig.3.19- Teste Keyhole.

(ix) Teste Houldcroft:

Nesse teste, conforme mostramos na Fig. 3.20, depósitos superficiais ou processo TIG (com e sem adição) podem ser utilizados, iniciando-se a soldagem pelo lado da chapa menos constrangido (maiores fendas). A espessura do espécime pode ser variada, necessitando-se geralmente um número de seis ensaios para um resultado confiável. O CTT é o parâmetro utilizado para a estimativa da suscetibilidade à TS, sendo que ROGERSON et alii⁽⁵⁹⁾ afirmam-nos, após uma análise das tensões térmicas do problema, que as trincas existentes são necessariamente TS e que a suscetibilidade à trinca não é proporcional ao CTT em todo seu comprimento.

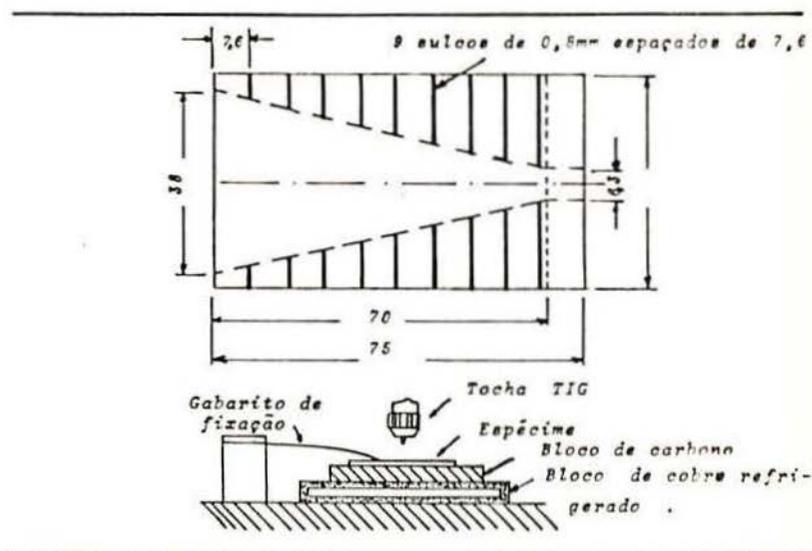


Fig.3.20- Teste Houldcroft.

(x) Testes de Soldagem Circulares:

O "Teste do Remendo ("patch") Circular", conforme mos tramos na Fig. 3.21 pode receber um ou mais passes, sendo as trincas (TS ou de baixa temperatura) detectadas por inspeção vi sual, radiográfica ou líquidos penetrantes. BORLAND e ROGER SON⁽⁶⁰⁾ estudando esse teste e o "Houldcroft" concluíram que o último cobre uma maior gama de suscetibilidade à trinca. Entre tanto, dentro de sua mais limitada faixa de aplicação, o Teste do Remendo Circular aparentemente possui estreita relação com o comportamento prático da soldagem. A suscetibilidade à trinca pode ser fornecida como uma função de seu comprimento, atra vés do ângulo (θ) em que se faz presente, dada por $(360-\theta)$, con forme a citada figura mostra-nos.

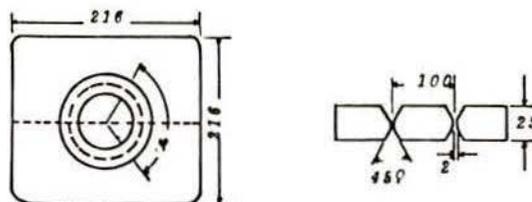


Fig.3.21- Teste do Remendo Circular, mostrando-nos o ângulo sustentado pela trinca (θ).

O teste desenvolvido pela Marinha dos EUA para qualificar eletrodos básicos de baixa liga, conforme mostrado na Fig. 3.22, é outro tipo semelhante ao acima descrito, sendo que a soldagem é realizada utilizando-se uma seqüência em bloco, no qual um bloco é completamente soldado antes de iniciar o próximo, diametralmente a ele oposto. Após o término, a solda é inspecionada visualmente. Caso aparente estar "sã", ensaios de dureza e de impactos são realizados desde seções retiradas dos blocos.

Seguindo uma linha de raciocínio semelhante, temos o "Teste do Chanfro Segmentado", para o estudo de trincas no metal da solda. Quatro chapas (segmentos) quadrados são unidas, conforme mostramos na Fig. 3.23 e após é usinado o chanfro. A soldagem é iniciada em "1" e completada em "2". Após o espécime resfriar abaixo de 100°C , realiza-se os restantes 120° de solda. O CTT é medido e expresso como uma porcentagem do comprimento total da solda, sendo que esse valor é avaliado partindo-se as uniões dos segmentos e examinando-se as trincas com aparência oxidada ou escurecidas.

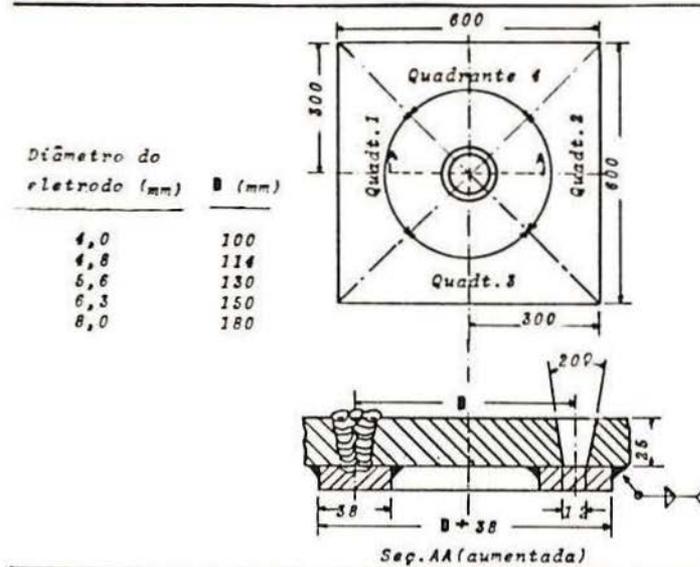


Fig.3.22- Teste da Marinha (EUA) para qualificação de eletrodos básicos de baixa liga, com indicação do diâmetro do eletrodo a utilizar, conforme o diâmetro do "remendo".

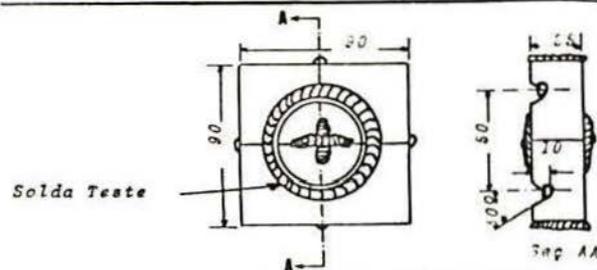


Fig.3.23- Teste do Chanfro Segmentado.

(xi) Teste Tekken:

É um teste para estudo da suscetibilidade à trinca no metal da solda largamente utilizado no Japão. Uma junta distorcida em "Y" é utilizada, conforme mostrado na Fig. 3.24(a). As partes finais das chapas são soldadas para prover suficiente constrangimento para a solda teste, a qual é então realizada sobre a parte central. As trincas são observadas na solda, visualmente ou por análise metalográfica transversal da seção soldada.

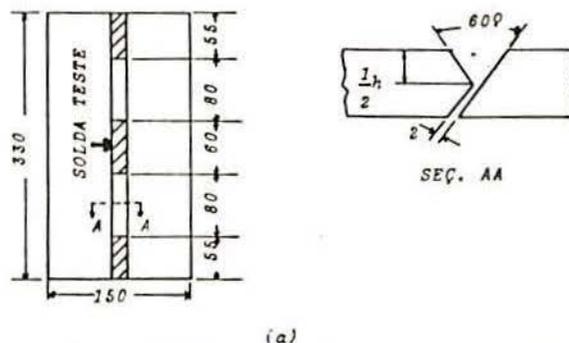


Fig. 3.24- (a) Teste Tekken.

Na Fig. 3.24(b) apresentamos um espécime com dimensões genéricas, com espessura "h" e na Fig. 3.24(c) a dependência do fator intensidade de constrangimento (K_o) no centro do cordão soldado, com suas dimensões. O valor de K_o é obtido pela fórmula:

$$K_o = \bar{K}_o \times \left(\frac{h}{s}\right)$$

onde \bar{K}_o é obtido diretamente do gráfico.

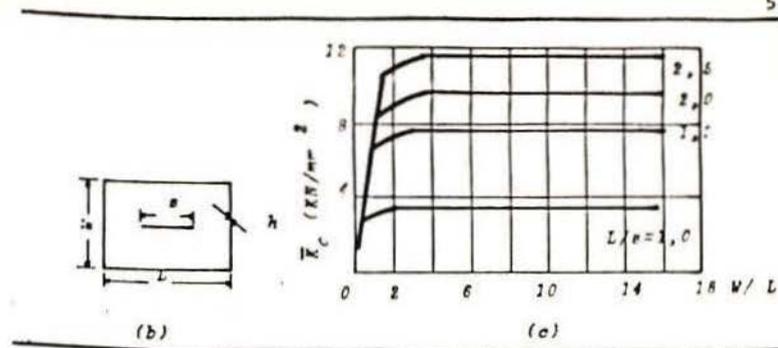


Fig.3.24- (b) Espécime com dimensões genéricas para o teste Tekken. (c) Relação de K_c (obtido pela fórmula acima) com as dimensões do espécime.

(xii) Teste de Severidade Térmica Controlada ("CTS"):

O teste em questão não fornece-nos nenhuma informação sobre TS mas, por coerência com o assunto e no sentido de não prejudicar a análise que estamos realizando, a qual cobre praticamente todos os mais importantes testes conhecidos, decidimos incluí-lo nesse trabalho. Ele é utilizado extensivamente na Europa e foi adotado na Inglaterra oficialmente como teste padrão para trincas de baixa temperatura em aços de média e alta resistência à tração.

Esse teste foi projetado para estimar a suscetibilidade a trincas de baixa temperatura dos aços, sob velocidades de resfriamento controladas, através da espessura das chapas envolvidas e pelo número de percursos oferecidos para a dissipação do calor de soldagem. A velocidade de resfriamento na vizinhança de 200°C imposta pelo teste é considerada significativa para algumas trincas, quando a velocidade crítica de resfriamento é conhecida.

O teste C.T.S. (como é mais conhecido) consiste, como mostra-se na Fig. 3.25(a), de duas chapas, uma quadrada e outra retangular, fortemente fixadas uma na outra através de um parafuso e duas soldas laterais de ancoragem. As superfícies em con-

tato das duas chapas devem ser usinadas e polidas, a fim de assegurarem um fluxo eficiente de calor. Após a citada montagem e estando o conjunto à temperatura ambiente, é realizada a indicada solda "bitérmica". Resfriadas novamente as peças até a temperatura ambiente, solda-se a "tritérmica".

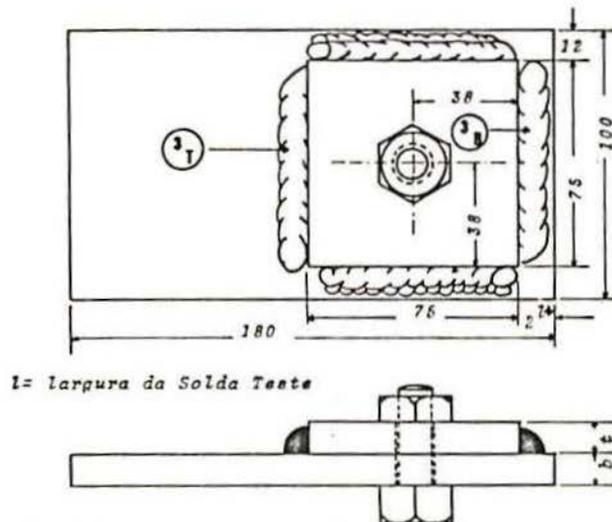


Fig. 3.25(a) - Teste C.T.S.

Vários Graus de Severidade Térmica - GST ("Thermal Severity Number - TSN") são obtidos, variando-se as espessuras das chapas, de acordo com as seguintes fórmulas:

$$GST = \left(\frac{t+b}{25}\right) \text{ para soldas bitérmicas}$$

$$GST = \left(\frac{t+2b}{25}\right) \text{ para soldas tritérmicas,}$$

onde "t" e "b" representam a espessura da chapa superior e inferior, respectivamente, em milímetros. Após uma espera de 72 horas à temperatura ambiente (a fim de permitir o desenvolvimento

de novas possíveis trincas de baixa temperatura), a suscetibilidade à trinca é estimada por seu CTT sobre três espécimes metalográficos retirados de cortes transversais de cada solda teste. Como temos correlacionado com o CTT o GST, podemos comparar ensaios com diferentes materiais, eletrodos e mesmo resultados obtidos por diferentes pesquisadores, residindo aqui um dos fatos mais importantes desse ensaio.

Cabe-nos ainda uma maior explanação sobre o significado de soldas "bitérmicas" ou "tritérmicas". Num interessante trabalho realizado pelo brilhante Professor GRANJON⁽⁶¹⁾ a pedido da Comissão IX do IIW/IIS, é fornecida a "definição" de "severidade térmica", conforme ilustramos na Fig. 3.25(b), auto-explicativa. Por essa figura facilmente entendemos o porque da solda à direita na Fig. 3.25(a) ser dita "bitérmica" e a da esquerda "tritérmica".

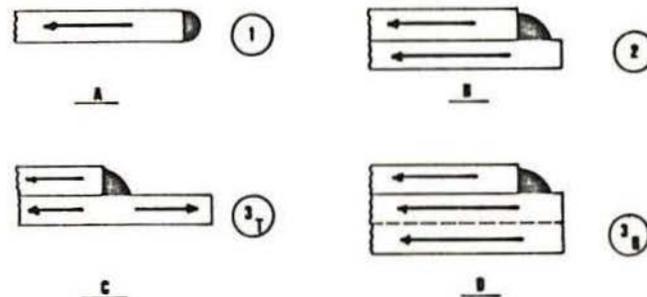


Fig.3.25(b) - Definição de severidade térmica.

- A: O calor flui em uma só direção (Grau de Severidade Térmica - GST = 1).
 B: O calor flui em duas direções (GST = 2).
 C: O calor flui em três direções (GST = 3). Combinação *bitérmica*.
 D: O calor flui em três direções (GST = 3). Combinação *tritérmica*.

TESTES COM CONSTRANGIMENTO IMPOSTO POR CARGA EXTERNA:

(xiii) Teste Biaxial de Soldabilidade:

Foi desenvolvido por BLANCHET⁽⁶²⁾ na França, para ser utilizado em chapas finas. Um disco de metal é fortemente preso em todo seu contorno e carregado em dobramento biaxial, com o formato mostramos na Fig. 3.26, realizando-se então uma soldagem circular com TIG submetida a tensões durante sua deposição e subsequente resfriamento. Variando-se a carga aplicada e as condições de soldagem, TS e trincas de baixa temperatura podem ser produzidas e estudadas, dependendo também da composição do metal base. O CTT é utilizado como um parâmetro de suscetibilidade à trinca sob uma dada carga externa. No fato de a carga aplicada ser externa reside uma de suas maiores vantagens, já que permite comparações, sobre um mesmo material e dimensões, de valores obtidos por diferentes pesquisadores.

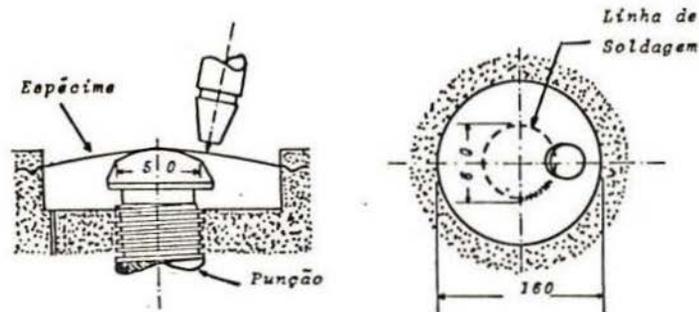


Fig.3.26- Teste Biaxial de Soldabilidade.

(xiv) Teste Murex:

Esse teste impõe deformação plástica no metal da solda, enquanto ele ainda está solidificando-se. O princípio de

operação do ensaio, conforme mostramos na Fig. 3.27, baseia-se no depósito de um filete de solda sobre um chanfro em "V" (90°), formado entre duas chapas de 12,5 x 50 x 75 mm, uma das quais é girada em torno do chanfro, independentemente da contração da solda, durante sua deposição. Variando-se a velocidade de rotação o constrangimento imposto pode ser alterado, devendo-se aguardar 5 segundos após iniciado o filete de solda para começar a rotação, que é máxima quando alcançado 30°, sendo a suscetibilidade à TS estimada por seu CTT. A vantagem desse teste sobre os outros ensaios auto-constrangidos é a mesma citada em (xiii).

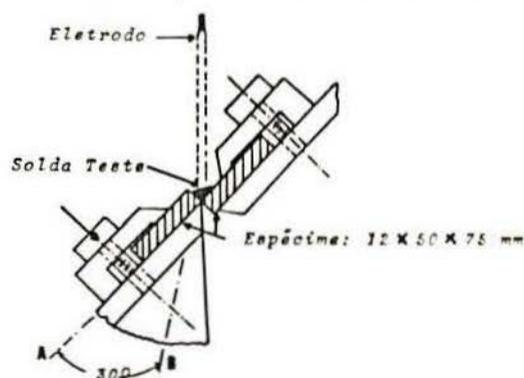


Fig.3.27- Teste Murex. "A" - posição antes da rotação.
"B" - posição após a rotação.

(xv) Teste VARESTRAINT:

Esse teste foi desenvolvido no Rensselaer Polytechnic Institute (E.U.A.) pelos notáveis pesquisadores SAVAGE e LUNDIN⁽⁵⁴⁾, como instrumento de pesquisa de TS e foi o escolhido para a realização de nosso trabalho experimental (Cap. 4, a seguir). Como veremos, o ensaio emprega espécimes baratos e de simples confecção, sendo que por sua concepção permite avaliar

a soldabilidade do metal base, apresentando alta suscetibilidade até para distinção entre materiais de mesma composição nominal, porém de diferentes corridas. Além disso, permite estudar a suscetibilidade à TS de metais de adição, bem como determinar a influência de um particular processo, além de associar alterações nos parâmetros de soldagem com a suscetibilidade à TS.

O teste Varestraint baseia-se na aplicação de uma carga sobre a borda de um espécime, obrigando-o a deformar-se em torno de uma matriz, conforme mostramos na Fig. 3.28, como se esse fosse uma viga engastada em um só lado. Como indicado sobre a figura citada, a soldagem realiza-se da esquerda para a direita. Quando o arco passa no ponto "X" uma carga é aplicada subitamente (por cilindro pneumático, por exemplo) conformando o espécime em torno da matriz (M) com raio de curvatura (escolhido conforme o desejado) de raio "R". O arco continua seu trajeto nesse interim e desloca-se até o ponto "Y" (escolhido mais ou menos 25 mm após "X"). Como a aplicação da carga é externa, distingue-se assim a influência das variáveis metalúrgicas e

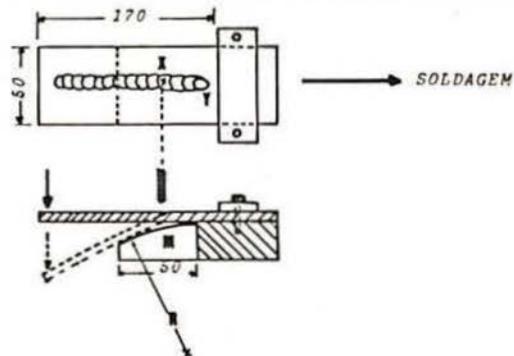


Fig.3.28- Teste Varestraint.

mecânicas dos parâmetros de soldagem sobre a TS. Como o espécime testado tenderá a dobrar preferencialmente na região mais

aquecida durante a aplicação da carga, faz-se necessário o uso de barras auxiliares para o dobramento, as quais são baratas e podem ser utilizadas mais de uma vez, conforme apresentamos na Fig. 3.29. Por experiência própria sugerimos que sempre sejam utilizadas tais barras, pelo menos quando estamos trabalhando com espécimes de 6,3 mm de espessura para menos, pois se assim não procedermos, obteremos erráticos resultados.

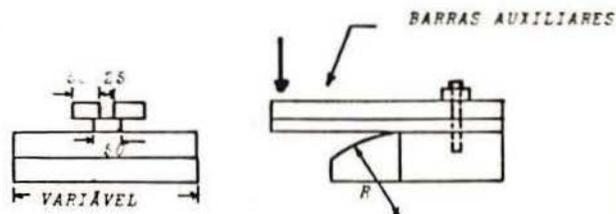


Fig.3.29- Espécime utilizado e barras auxiliares no teste Varestraint.

Da geometria do sistema, apresentado na Fig. 3.28, podemos obter o valor nominal da deformação tangencial aplicada nas fibras externas superiores do espécime, como se esse fosse uma viga simples:

$$c = \frac{e}{e + 2R} \times 100 (\%)$$

onde e = espessura do espécime e R = raio de curvatura da matriz.

Portanto, substituindo matrizes com diferentes raios de curvatura podemos obter qualquer deformação desejada. Como "c" é independente dos parâmetros de soldagem, os fatores metalúrgicos podem ser isolados dos efeitos mecânicos desse estrangimento imposto externamente, conforme já dissemos anteriormente.

As TS são invariavelmente produzidas nas imediações da poça de fusão, sendo a solda examinada logo após o ensaio, utilizando-se uma lupa ou microscópio. Como parâmetros de suscetibilidade à TS temos: o "limiar de fissuração", que é a mínima deformação necessária para a produção de TS; CTT ou "Comprimento Total de Trincas", sendo a soma de todas as trincas observadas nessa região; CMT, ou "Comprimento Máximo de Trincas", que é o comprimento da mais longa trinca observada. O CTT, por exemplo, pode ser correlacionado, mantidos idênticos os parâmetros de soldagem, com "c". Ou então, mantida constante a deformação, variarmos a intensidade da corrente e estudarmos o comportamento do material quanto a esse parâmetro. Podem ser correlacionados ainda a composição química, faixa de temperatura em que ocorrem as TS nas ligas estudadas e outros⁽⁶³⁾.

É interessante salientarmos que o processo mais geralmente utilizado nesse teste é o TIG sem metal de adição. Isso explica-se facilmente, pois assim a tocha TIG serve somente como uma "fonte de calor" a fim de ensaiarmos o metal base e o espécime não sofre aumento de altura, mantendo-se então a fórmula anteriormente citada (para uma "viga simples").

Nesse ponto é importantíssimo salientarmos que não podemos simplesmente depositar um cordão sobre o espécime e, submetendo-o à deformação sobre uma mesma matriz (igual "R"), estudar como comporta-se à TS ante alterações na corrente de soldagem, velocidade ou outro parâmetro, utilizando a fórmula mencionada para o cálculo de deformação tangencial. Duas fortes razões impedem esse procedimento: a primeira é que o valor da altura do material acrescido sobre a chapa varia e não é desprezível (como será demonstrado), alterando-se com os diferentes parâmetros de soldagem utilizados; a outra razão é que estaremos então na presença não mais de uma "viga simples", mas sim de uma "composta" e, portanto, nova fórmula necessita ser desenvolvida para o cálculo da deformação.

Analisemos o caso, fazendo a razoável suposição de que o cordão depositado sobre a chapa possui um perfil semelhante

te à metade de uma circunferência de raio "r", conforme Fig. 3.30(a), a qual mostra-nos também o espécime de dimensões e x l considerado.

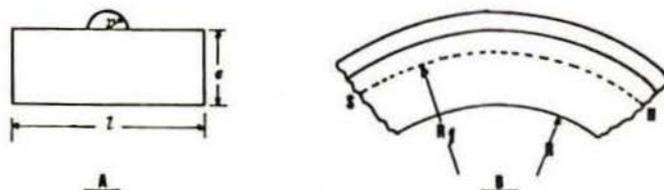


Fig.3.30- (a) Perfil do espécime de dimensões e x l, com o cordão de raio "r" depositado. (b) Seção longitudinal do espécime dobrado, mostrando-nos a superfície neutra \overline{SN} , o raio "R" da matriz e o raio "R₁" da curvatura do eixo da viga.

Na Fig. 3.30(b) temos essa viga composta submetida à flexão sobre uma matriz de raio "R"; \overline{SN} representa a "superfície neutra", com raio de curvatura do eixo da viga "R₁" (para esclarecimentos quanto aos termos aqui utilizados, recomendamos o leitor dirigir-se a qualquer bom livro de Resistência dos Materiais como, por exemplo, o de TIMOSHENKO⁽⁶⁴⁾). Se \bar{z} definir a posição do eixo neutro, teremos:

$$\bar{z} = \frac{(4/3).r^3 + e.r^2 + l.e^2}{\pi r^2 + 2le} \quad (\text{mm})$$

Logo, a deformação nominal tangencial dessa viga composta será dada por:

$$c = \frac{e + r - \bar{z}}{R + \bar{z}} \times 100 (\%)$$

Exemplificando, suponhamos uma chapa com 50 mm de largura e 6,3 mm de altura. Submetida a dobramento sobre uma ma-

triz com raio igual a 300 mm, sofrerá nas fibras externas superiores uma deformação nominal tangencial de 1,0%.

Se sobre a mesma chapa, mantida a mesma matriz, depositarmos agora um cordão com:

(a) $r = 2$ mm, a deformação no topo do cordão, calculada com a fórmula indicada para vigas compostas, será $\epsilon = 1,7\%$, ou seja, 70% maior do que a anterior.

(b) $r = 4$ mm (alteramos um parâmetro de soldagem), a deformação no topo do cordão será $\epsilon = 2,2\%$, ou 30% maior do que a do caso (a) e 120% maior do que no caso da viga simples!

Alertamos ainda para o fato de que essa informação, sobre a deformação no cordão, é de pouca valia, pois o cálculo é somente para seu topo, como já indicado. Se medirmos trincas em suas faces estaremos analisando TS que formaram-se devido a um gradiente de tensões (não calculadas).

Pensamos, portanto, ter demonstrado ser desprovida de valor científico, ou mesmo prático, qualquer relação CTT x Intensidade de corrente (ou outro parâmetro de soldagem que influua na altura do cordão), supondo-se "constante" a deformação imposta.

São duas as soluções que apresentam-se, então, quando queremos estudar a influência do depósito sobre a suscetibilidade à TS:

(a) Realizarmos um depósito superficial sobre o espécime e o usinarmos até a altura da superfície do mesmo. Operamos a seguir o chamado "SPOT VARESTRAINT", que foi um método idealizado por GOODWIN⁽⁶⁵⁾, utilizando o processo TIG como fonte de calor estática, sendo então realizado o dobramento. Como utilizamos também esse ensaio em nosso trabalho experimental, a ele voltaremos no próximo capítulo 4, explanando a maneira modificada que o operamos.

(b) Utilizarmos o chamado "TRANSVARESTRAINT", o qual permite-nos estudar tanto a influência dos parâmetros de processo, quanto da diluição, formato da junta, etc., sobre a suscetibilidade à TS. Esse ensaio, baseado em princípio no teste MUREX já descrito, é mostrado na Fig. 3.31. Soldamos sem metal de adição (espécime simples, sem chanfro), ou com metal de adição (espécimes duplos, com o chanfro desejado). Após soldarmos cerca de 15 mm, aplicamos a deformação. Medimos então as trincas formadas e as correlacionamos com parâmetros de soldagem, geometria do chanfro, etc..

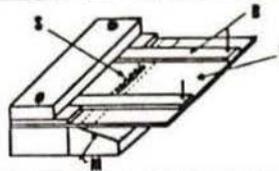


Fig.3.31- Teste Transvarestraint - "M" - matriz de dobramento. "E" espécime a ser testado. "B" barras auxiliares. "S" cordão da solda.

É importante salientarmos que, como no teste Vareststraint temos fundamentalmente a formação de trincas transversais no cordão e no Transvarestraint trincas longitudinais, não existe uma correspondência entre seus CTT's, mas sim sua complementação, em termos de informação. Na Fig. 3.32 apresentamos os resultados obtidos por McKEOWN⁽⁶⁶⁾, utilizando mesmos parâmetros de soldagem (TIG sem adição) e espécimes semelhantes (aço inoxidável), os quais fornecem-nos uma idéia do comportamento, aparentemente contrário, das CTT nos dois casos, em função do metal base fundido.

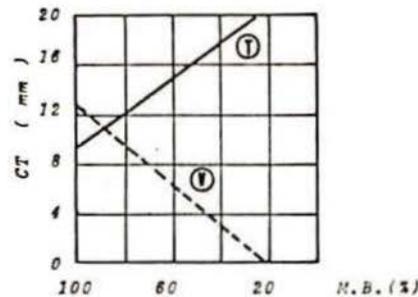


Fig.3.32- Comparação dos resultados obtidos com ensaios Varestraint (V) e Transvarestraint (T), expresso como CTT x % do metal base (aço inoxidável) fundido (% M.B.). Mesmos parâmetros de soldagem (TIG).

3.3 Alguns Aspectos Críticos dos Testes de Soldabilidade

Gostaríamos de explicar um pouco melhor o porque de termos dito no início desse capítulo, que além de um bom nível intelectual pensamos ser necessário ao pesquisador possuir ótimo senso de oportunidade.

Às vezes podemos estar à frente de uma revolucionária descoberta e não atentarmos para tanto. Sem crítica ao ilustre e talentoso pesquisador em questão, exemplifiquemos com o caso do ensaio desenvolvido na França em 1962 por BLANCHET⁽⁶²⁾, o qual foi apresentado em 3.2(xiii). Talvez esse ensaio tenha sido o primeiro a aplicar uma carga externa durante a soldagem sobre o corpo inteiro do espécime, sem influência de nenhum tipo de junta (o que não é o caso do ensaio Murex, visto em 3.2(xiv)). Entretanto, o teste permaneceu sendo utilizado somente para chapas finas, operando exclusivamente o processo TIG, com maquinaria e corpo de prova de difícil execução, não sendo explorada nem ampliada a idéia para outros processos, nem simpli-

ficado o ensaio. Três anos após, SAVAGE e LUNDIN⁽⁵⁴⁾ nos EUA aplicaram brilhantemente o conceito de carga externa ao seu aparelho Varestaint, descrito em 3.2(xv), instrumento que apresenta imensa possibilidade de emprego, dada sua grande versatilidade em ensaiar as mais diversas espessuras de materiais, tipos de ligas e processos (em suas variantes). Enfatizamos que não estamos afirmando que as reconhecidas autoridades em soldagem SAVAGE e LUNDIN utilizaram, pura e simplesmente, a idéia lançada por BLANCHET, mas sim que esse último não teve nessa ocasião, aparentemente, senso de oportunidade.

Pensamos ser importante notar quão simples, construtivamente falando, são a maioria dos ensaios descritos. Esse fato leva-nos a concluir que realmente é possível desenvolver pesquisa técnica/científica, em alguns ramos do conhecimento, sem dispendiosos e sofisticados aparelhos.

Apesar disso, cabe-nos alertar que o elemento humano, como sempre, é fundamental para a interpretação dos resultados obtidos. Não basta simplesmente sabermos operar a máquina, temos de entender perfeitamente que tipo de informação ela fornece-nos. Por isso, sólidos conhecimentos de metalurgia, processos e vivência em soldagem são de importância básica, além de ser desejável razoável formação em resistência dos materiais. Somente assim obteremos informação confiável e que realmente adicione algo à ciência da soldagem, além de evitarmos crassos erros, como os às vezes cometidos por principiantes em Metalurgia, que imaginam, por terem concluído rápidos cursos, já dominarem essa antiga e complexa ciência.

Grandes autoridades do mundo da soldagem^(15,17,20,54) aparentemente concordam unanimemente que um teste direto de soldabilidade ideal deveria ser:

- (i) Barato e simples para confeccionar.
- (ii) Econômico em material, trabalho e tempo para realizar o teste.
- (iii) Capaz de mostrar uma correlação direta com as exi

gências de fabricação e comportamento em serviço.

(iv) Simples na realização.

(v) Livre de alterações devido à influência do elemento humano.

(vi) Capaz de fornecer resultados reprodutíveis.

(vii) Capaz de mostrar uma alta sensibilidade para pequenas cargas como variável do teste.

(viii) Capaz de mostrar os efeitos de todos os parâmetros de soldagem.

(ix) Aplicável a todos os processos de soldagem.

As opiniões também não divergem quanto à não existência de um único teste que satisfaça a todas essas exigências simultaneamente, a não ser as de SAVAGE e LUNDIN⁽⁵⁴⁾, os quais afirmam que o teste Vareststraint cobre a todas sem, entretanto, realizarem uma análise crítica para demonstrar essa assertiva.

Estudando os fatores acima propostos, sobressae-se o que diz-nos dever o teste ser "Capaz de mostrar uma correlação direta com as exigências de fabricação e comportamento em serviço". Ora, como ensina-nos STOUT⁽²⁰⁾, todos os testes atualmente existentes (inclusive o Vareststraint e suas variações) "estão na mesma classe dos testes para resistência à fadiga, resistência à corrosão e resistência ao desgaste", ou seja, não são capazes de reproduzir exatamente as condições de fabricação e serviço. Por exemplo, no teste Vareststraint, o que afirma-nos existir correlação entre soldarmos um pequeno espécime (50x200 mm) e um painel com área 600 vezes (!) maior (2000x3000 mm)? Qual a diferença no regime de extração do calor? Qual o real constrangimento no painel? etc., etc..

Qual seria então a intenção de realizarmos tais testes? Aparentemente, estudarmos o mecanismo de formação das trinças, a influência dos diferentes parâmetros de soldagem, composição química, comportamento ante distintos processos, etc., relacionando todos esses agentes com a delicada palavra *susceptibilidade* à trinca.

É importante portanto, que fique plenamente claro não existir atualmente nenhum teste que dê-nos completa informação sobre como agirnos na fabricação ou como a estrutura comportar-se-á em serviço, a não ser a fiel reprodução do que propomo-nos a realizar. Por isso, o pesquisador ou usuário menos avisado não deve procurar auxílio nos testes diretos de soldabilidade com essa intenção.

Pensamos ser interessante visualizarmos o conjunto de testes estudados e suas respectivas possibilidades, apresentando-os na Tab. 3.2. Essa tabela é uma tentativa de nossa parte em facilitar a escolha racional de um teste ou conjunto deles. Significa um primeiro passo. Não trata-se, de forma alguma, de uma apresentação definitiva do nosso ponto de vista sobre o assunto, o qual logicamente somente poderemos emitir, quando realizarmos exaustivamente todos os ensaios aqui propostos. Esperamos, sinceramente, que o leitor com experiência em um dado teste enriqueça ou mesmo modifique essa tabela, publicando os dados obtidos, tornando-a assim mais completa e/ou realista.

Entretanto, a citada tabela mostra-nos a tremenda dificuldade que defronta-se quem necessita selecionar um teste ou bateria deles. Exemplo de resolução dessa exaustiva tarefa é apresentado por STERN e QUATTRONE⁽⁶⁷⁾, quando tiveram às mãos o problema de selecionar testes para a Marinha, no "U.S. Naval Applied Science Laboratory - NASL (EUA)". Os testes deveriam permitir a seleção da combinação metal base/metal de adição para o desenvolvimento da tecnologia de fabricação de navios de grande porte. Os autores citados apontam um problema imediato: cada teste presta-se fundamentalmente bem para um tipo de trinca. Em vista disso, tiveram que selecionar uma série de testes para atender todas suas necessidades, o que ficou conhecido como o "Sistema de Testes de Soldabilidade do NASL", o qual permite estudar a suscetibilidade do metal base e do depósito às TS e trincas de baixa temperatura. Esse "sistema" optou pelos testes C.T.S. (modificado) para estudar trincas sob o cordão na Z.A.C.; N.R.L. (Keyhole modificado) para TS e trincas de baixa temperatura, típico para passes de raiz, com constrangimen

to; N.C.F.W. ("Nasl Circular Fillet Weldability", desenvolvido pelos autores), para trincas na Z.A.C. e Z.F. (TS e de baixa temperatura), incluindo trincas de ação retardada ("delayed").

TABELA 3.2- Testes Diretos de Soldabilidade para Fabricação e suas mais importantes características

TESTES (Sub-item de 3.2)	APLICAÇÕES	TIPO DE CONSTRANG. ESPÉ-	C U S T O S						AÇÃO ELEM. FUM.S/TEST REPRODUT. (NP TESTES)	SENSIT. A PROLIFORM PROCESSOS UTILIZ.	AVAL. SUSC. A TRINCA	SENS. PAR. DE SOLD.
			CLME	MAQ.P/	TRAB.	TESTE	TEMPO	TESTE				
do Depósito (i)	Trincas na Z.F., especialmente depósitos Cr-Ni.	-	1	-	1	1	1/4	1 (2)	1	QA	O	1
em "X" (ii)	Trincas na Z.F., especialmente depósitos Fe-Ni-Cr.	AC	1	-	1	1	4	2 (2)	1	QA	O	2
espés. cilíndricos (iii)	Trincas na Z.F. Qualquer depósito ou m.b.	AC	1	-	1	1	4	2 (2)	1	QA	(a)	(b)
barras reguladoras (iv)	Trincas por extensão de entalhe. Qualquer depósito em m.b.	AC	2	-	2	1	4/1	3 (2)	2	Q	CT	3
em "T" (v)	Trincas na Z.F. Qualquer depósito ou m.b.	AC	2	-	2	2	4	3 (2)	2	QA	O	2
Lehigh (vi)	Trincas na Z.F. ou m.b. Qualquer depósito ou m.b.	AC	4	-	3	2	4/1	3 (3)	3	QA	CT	3
N.R.L. (vii)	Idem ant.	AC	4	-	3	2	4/1	3 (2)	3	QA	CT	3
Keyhole c/fendas (viii)	Trincas na Z.F. ou m.b. Especialmente aços ao carbono e baixa liga.	AC	4	-	3	2	4/1	3 (2)	3	QA	CT	3
Houldcroft (ix)	Trincas na Z.F. ou m.b. Qualquer depósito ou m.b. Chapas finas	AC	3	-	3	2	4/1	3 (2)	3	T	CT	3
Remendo circular (x)	Idem ant. M.b. espesso	AC	3	-	3	2	4	3 (2)	2	QA	O	3
Marinha E.U.A. (x)	Idem ant. Mais severo.	AC	3	-	3	2	4	3 (2)	2	QA	O	3

TABELA 3.2- Testes Diretos de Soldabilidade para Fabricação e suas mais importantes características (Continuação)

TESTES (Sub-item de 3.2)	APLICAÇÕES	TIPO DE CONSTRANG.	C U S T O S					AÇÃO ELEM. HOM. S/TESTE	REPRODUT. (NO TESTES)	SENSIT. A PEQUENOS PROCESSOS	UTILIZ.	AVAL. SUSC. A TRINCA	SENS. PAR. DE SOLD.
			ESPE- CIME	MQ.P/ TESTE	TRAB. TESTE	TEMPO TESTE	4						
Chanfro segmentado (x)	Idem ant.	AC	4	-	3	2	4	3 (2)	2	QA	O	3	
Tekken (xi)	Trincas na Z.F. Qualquer depósito ou m.b.	AC	3	-	2	2	4/1	3 (2)	3	QA	CT	3	
C.T.S. (xii)	Trincas sob cordão soldado. Qualquer depósito ou m.b.	AC	3	-	2	2/3	4	3 (2)	2	QA	CT	3	
Biaxial (xiii)	Trincas na Z.F. ou m.b. Qualquer depósito ou m.b. Chapas finas.	CV	2	4	2	2	1	4 (2)	4	T	CT	4	
Murex (xiv)	Trincas na Z.F. Qualquer depósito ou m.b.	CV	2	4	2	2	1	3 (2)	3	QA	CT	3	
Varestraint (xv)	Idem ant. p/m.b.. Trincas transversais (pref.).	CV	1	2	2	2	1	4 (2)	4	T	CT	4	
Transvarestraint (xv)	Idem ant. Trincas longitudinais (pref.).	CV	2	2	2	2	1	4 (2)	4	Q	CT	4	
Spot Varestraint (xv)	Idem ant. p/m.b. ou depósito prévio usinado excessivo.	CV	3	3	2	2	1	4 (2)	4	T	CT	4 (c)	

L E G E N D A:

AC: Auto constrangido; CV: Constrangimento externo Variável; QA: Qualquer processo com adição; Q: Qualquer processo; T: "TIG" sem adição; O: Trinca/Não trinca; CT: O comprimento da trinca é medido.

1 ... 4: Baixo (peq.) ... Alto (grande).

* Será 1, quando o processo utilizado for automático, ou 4, processo manual.

(a) Compara-se o CT com valor estabelecido.

(b) Deve ser utilizada a maior corrente recomendada pelo fabricante.

(c) A tocha TIG é estática.

"Deveis mostrar algum respeito pelo que os outros, também, vêem com seus olhos e sentem com seus dedos, embora vejam e sintam o contrário do que vedes e sentis."

PIRANDELO

PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS OBTIDOS

Material utilizado:

O aço estudado foi de construção naval, fabricado no país, classificado como Grau A pelo P-EB-690/1979 da ABNT. Na Tab. 4.1 encontram-se as características químicas e mecânicas exigidas pelo citado projeto de Norma, bem como os valores por nós encontrados.

Chama-se a atenção para os fatos de nas amostras analisadas os elementos enxofre e fósforo encontrarem-se com valores aproximadamente iguais à metade do máximo permitido, para a elevada razão apresentada entre as porcentagens Mn/S, bem como para as excelentes propriedades mecânicas obtidas nos corpos de prova.

Na Fig. 4.1 podemos apreciar a microestrutura de uma seção transversal do aço em questão, onde observamos uma composição simples de ferrita e perlita fina.

TABELA 4.1- Requisitos de análise química e propriedades mecânicas do aço estudado

Norma ou Obtido	Comp. Quím. (%)								
	C	Mn	Si	$C + \frac{Mn}{5}$	P	S	$\frac{\% Mn}{\% S}$	Mo	Cr, Ni, Cu
ABNT P-EB-690/1979	0,26 (máx)	N.E.*	N.E.	0,40 (máx)	0,04 (máx)	0,04 (máx)	N.E.	N.E.	N.E.
Obtido	0,19	1,02	0,12	0,39	0,019	0,022	46,4	<0,02	<0,05

Norma ou Obtido	Propriedades Mecânicas	Limite de resistência à tração	Limite de escoamento	Alongamento (%)	Resistência ao impacto **
		(N/mm ²)	(N/mm ²)		(J/mm ²)
ABNT P-EB-690/1979		400/490	235 (mín)	17 (mín.)	N.E.
Obtido		501	340	26	0,49

* Não Especificado.

** Ensaio segundo ASTM E 23-72; corpo de prova tipo Charpy (A) modificado, conforme permitido pela citada Norma, para espessura de 5 mm. Temperatura de ensaio: 119C (ambiente).

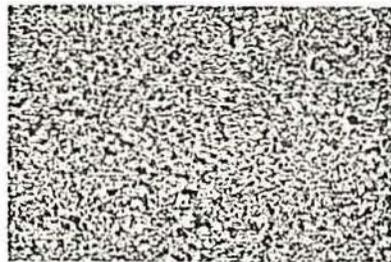


Fig.4.1- Microestrutura de uma seção transversal do aço estudado, mostrando perlita e ferrita. Ataque: Nital (3%). Aumento: 100 X.

Justificativas para a escolha do material:

A razão de optarmos por tal tipo de aço para a realização dos testes deve-se, primeiramente, a que é muitíssimo amplo seu uso na construção de navios e estruturas de grande porte, não somente no país, mas também no estrangeiro, sendo importante, portanto, adicionarmos o máximo de informações sobre seu comportamento quando soldado. Em segundo lugar, porque nas estruturas em que geralmente é empregado, não raras vezes desenvolvem-se grandes tensões durante sua soldagem e somos testemunhas de que, na maioria dos casos, o problema das TS são resolvidos pelo "método das tentativas", variando-se parâmetros de soldagem ou construtivos quase que de maneira aleatória, tornando até antieconômica a operação. Finalmente, porque pareceu-nos uma maneira relativamente barata (e de acordo com a realidade brasileira), mas válida, de estudarmos esta classe de aços, quanto à suscetibilidade a trincas de solidificação tanto no metal base, quanto no depósito realizado por dois processos largamente utilizados em sua construção (MAG e Arco-Submerso).

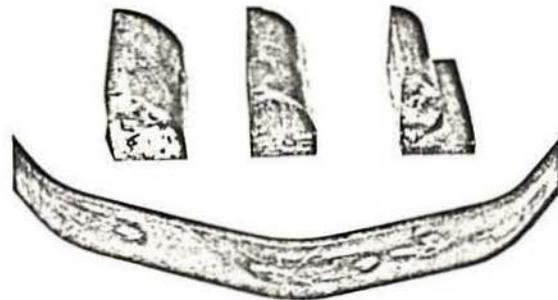
Todos os testes que a seguir serão descritos foram realizados sobre espécimes com 6,3 mm de altura, 50 mm de largura e 500 mm de comprimento, seccionados automaticamente com maçarico oxi-acetilênico de alta velocidade de corte, no sentido longitudinal de uma mesma chapa original de 6,3 mm x 2 000 mm x 6 000 mm, não sendo notada alteração microestrutural no metal base a uma distância maior do que aproximadamente 4 mm nas laterais para o interior dos espécimes assim obtidos.

4.1 Ensaio Varestraint (TIG)

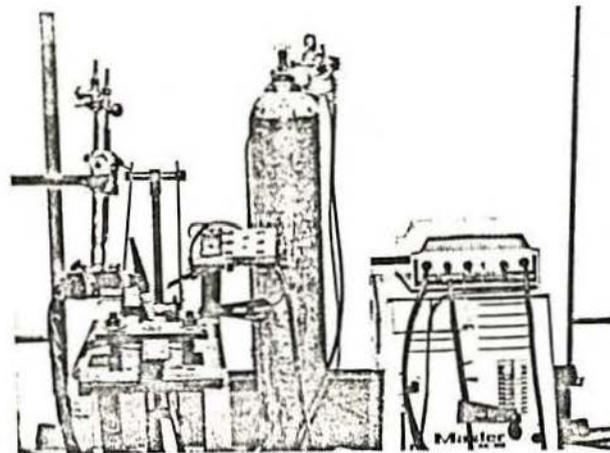
Características dos Equipamentos utilizados:

Fez-se uso de uma máquina Varestraint construída previamente em nosso Laboratório de Solda⁽⁶⁸⁾, na qual foi instalada uma linha de ar comprimido para acionar um cilindro pneumático (comandado através de uma válvula de pedal), o qual por sua

vez movimentada o braço de alavanca que conforma o corpo de prova em torno da matriz, conforme mostramos na Fig. 4.2 (a) e (b).



(b)



(a)

Fig.4.2- (a) Fotografia da máquina Varestraint utilizada.
(b) Matrizes utilizadas e corpo de prova após deformação.

A linha de ar comprimido fornecia $7,85 \times 10^5$ Pa (8 kgf/cm²), sendo somente acionada quando estava mantendo essa pressão. Aplicada a uma velocidade média de 400 mm/s, a força realizada pelo cilindro (com pistão de 0,1 m de diâmetro) era, portanto, de $6,16 \times 10^3$ N (628 kgf), sendo aproximadamente quintuplicada no espécime devido à ação multiplicadora do braço de alavanca formado.

Os cordões de solda superficial, com comprimento médio de 90 mm, foram realizados pelo processo TIG (sem metal de adição), com fonte marca Prodelec, tipo Master (AC/DC), transformador-retificador; CC:30-250 A; tensão de abertura do arco: 70 V, utilizando-se sempre corrente contínua, com eletrodo polaridade negativa. A abertura do arco era realizada por um gerador monofásico de alta frequência/alta tensão Dyna TIG-600, sendo que a tocha TIG utilizada permitia corrente de até 250 A, refrigerada a água. A soldagem era realizada automaticamente por um carro propulsor elétrico, com opções de velocidade entre 2,5 e 9,3 mm/s.

Realizou-se também medições de temperatura em dois pontos da chapa adjacentes ao cordão, a diferentes distâncias, para alguns parâmetros de soldagem, utilizando-se para tanto termopares tipo "K" (Cromel/Alumel) blindados, com diâmetro de 0,6 mm. As curvas de resfriamento foram obtidas através de um registrador gráfico marca ECB, modelo RB 102, imprecisão 0,5%. Acoplado a esse registrador estava um voltímetro marca Philips (digital) modelo PM 2421, imprecisão 0,2%, o qual checava seu comportamento, podendo esse conjunto ser visto na Fig.4.3. Os termopares foram unidos por solda ponto à superfície dos espécimes, à distância que serão indicadas sobre os gráficos de repartição térmica que a seguir serão mostrados.

Antes do teste ser realizado, o espécime era lixado e limpo com acetona, soldando-se após três cordões intercalados, conforme mostrado anteriormente na Fig. 4.2(b), testados independentemente sob idênticos parâmetros de soldagem, a fim de minimizar as possíveis distorções dos resultados (as quais

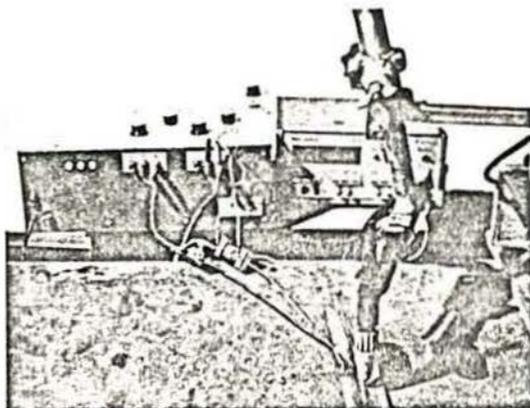


Fig.4.3- Conjunto de termopares, registrador gráfico e voltímetro de checagem utilizados para as medições de temperatura.

foram relativamente modestas, conforme veremos a seguir), apesar dos desenvolvedores do teste^(54,63) já terem alertado sobre a desnecessidade da utilização de métodos estatísticos para sua avaliação. Após a solda ser realizada, aguardava-se sessenta segundos e o local onde formaram-se as trincas era inspecionado com uma lupa com escala de dez aumentos, efetuando-se assim a medida da soma de seus comprimentos.

Resultados e Discussão:

Na Tab. 4.2 mostramos os valores encontrados para o CTT (máximo e mínimo valores, de três), bem como sua média aritmética (\overline{CTT}), os quais foram utilizados nos gráficos que serão apresentados, como medida da suscetibilidade do material às Trincas de Solidificação, ante alterações nos parâmetros de soldagem e deformação imposta ao espécime, encontrando-se também o valor do "limiar de fissuração" do aço em questão, quando impostas as condições ali especificadas.

Note-se ainda na referida tabela, que na designação de cada corpo de prova o primeiro dígito simboliza o processo de soldagem empregado. O segundo uma particularidade no parâmetro de soldagem ou diferente ângulo da ponta do eletrodo (caso TIG) e o terceiro a série do corpo de prova no conjunto. Esse princípio de codificação estender-se-á também para os estudos subsequentes realizados.

TABELA 4.2- Valores de \overline{CTT} obtidos para diversos parâmetros de soldagem (TIG sem adição) e deformações impostas ao corpo de prova (C. Prova)

C. PROVA	WA 1	WA 2	WA 3	WA 4	WA 5	WB 6	WC 7	WD 8	WD9	WD 10	WD11	WD 12	WD 13	WD 14	
c (%)	6	8	10	10	10	6	6	6	8	8	8	10	10	10	
I (A)	200	200	200	200	200	200	200	200	100	150	200	70	110	150	
U (V)	16	16	16	16	16	16	16	16	13	14	16	10	13	14	
v (mm/s)	2,5	2,5	2,5	5,0	7,5	2,5	2,5	2,5	2,5	2,5	2,5	2,5	5,0	7,5	
Q (J/mm)	1280	1280	1280	640	427	1280	1280	1280	520	840	1280	280	286	280	
\overline{CTT} (mm)	Mín.	6,2	10,9	12,5	9,8	11,5	5,4	8,5	9,0	3,0	6,0	9,5	2,0	3,0	4,8
	Máx.	7,5	12,2	13,0	11,0	12,4	8,0	9,2	10,4	3,7	7,2	10,5	2,6	3,9	5,8
	\overline{CTT}	7,0	11,4	12,7	10,6	11,9	6,8	8,9	9,5	3,4	6,5	10,1	2,3	3,3	5,2
Ângulo*(°)	120	120	120	120	120	90	60	30	30	30	30	30	30	30	

- Gás: Argônio, grau soldagem. Vazão: 5 l/min.
- Eletrodo: W/2% Th, diâmetro 3,0 mm. Ângulo do bocal: 0°.
- Limiar de fissuração (parâmetros de soldagem idem corpo de prova WA1): Maior do que 2% e menor ou igual a 4% de deformação.
- Distância eletrodo-peça: 3,0 mm.
- * Ângulo da ponta do eletrodo não consumível (TIG).

Pensamos ser interessante relatar que, com velocidades de soldagem situadas acima de aproximadamente 8,0 mm/s, constatamos formar-se na superfície do cordão da solda um contorno irregular, consistindo de uma série de protuberâncias separadas por pequenas superfícies com aparência normal (defeito ao qual os americanos denominam "humping"), conforme podemos observar na Fig. 4.4. Esse defeito, já estudado⁽⁶⁹⁾, deve-se fundamentalmen

te a ultrapassarmos uma "velocidade crítica de soldagem", existente para cada material, espessura do espécime e parâmetros na soldagem TIG.

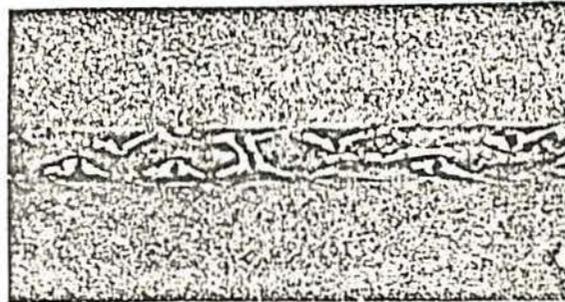


Fig.4.4 - "Humping" (vista superior do cordão de solda), constatado quando soldamos o espécime padronizado, com velocidades superiores a 8,00 mm/s, 200 A, 16 V (TIG sem adição).

Nas Figs. 4.5 até 4.9 a seguir apresentadas encontram-se os ciclos térmicos que dois pontos sobre a chapa sofrem. Nas figuras citadas estão indicados os parâmetros de soldagem (P.S.) utilizados e as distâncias que achavam-se os pontos, medidos a partir da linha central do cordão, o qual foi soldado longitudinalmente no centro geométrico do espécime padrão já mencionado anteriormente. O processo utilizado foi idêntico ao dos corpos de prova ensalados, ou seja, TIG sem adição, vazão de gás (argônio): 5 l/min; eletrodo: W/2% Th, diâmetro 3 mm. O "fundo de escala" do registrador gráfico era de 50 mV e a velocidade de arraste do papel de 10 cm/min.

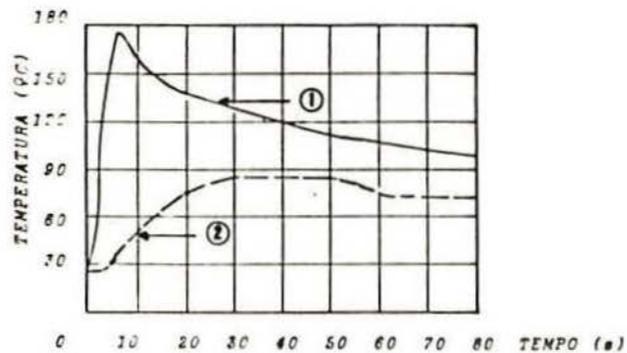


Fig.4.5- Ciclos térmicos sofridos pelos pontos 1: 7,0 mm e 2: 19,5 mm. P.S.: 70A; 10V; 2,5 mm/s. Distâncias medidas a partir do centro do cordão.

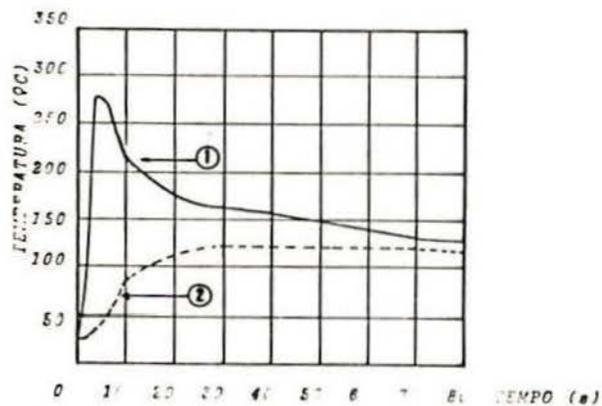


Fig.4.6- Ciclos térmicos sofridos pelos pontos 1:7,0 mm e 2:19,5 mm. P.S.: 140A; 15V; 5,0 mm/s. Distâncias medidas a partir do centro do cordão.

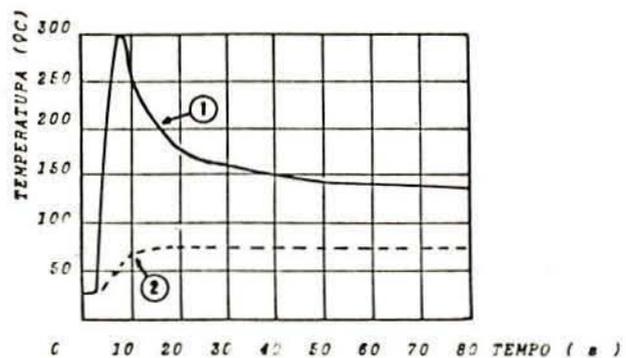


Fig.4.7- Ciclos térmicos sofridos pelos pontos 1:6,5 mm e 2:19,0 mm. P.S.: 200A; 16V; 7,5 mm/s. Distâncias medidas a partir do centro do cordão.

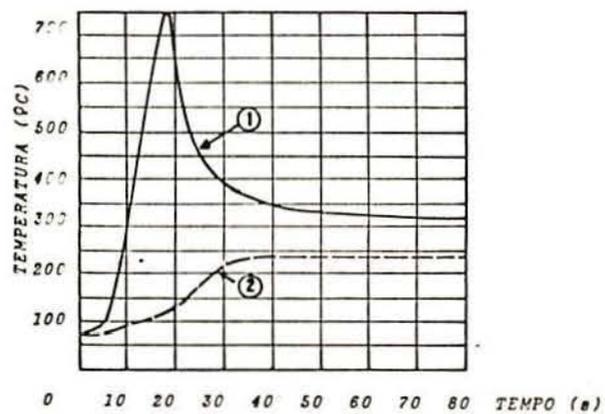


Fig.4.8- Ciclos térmicos sofridos pelos pontos 1:6,0 mm e 2:19,0 mm. P.S.: 200A; 16V; 2,5 mm/s. Distâncias medidas a partir do centro do cordão.

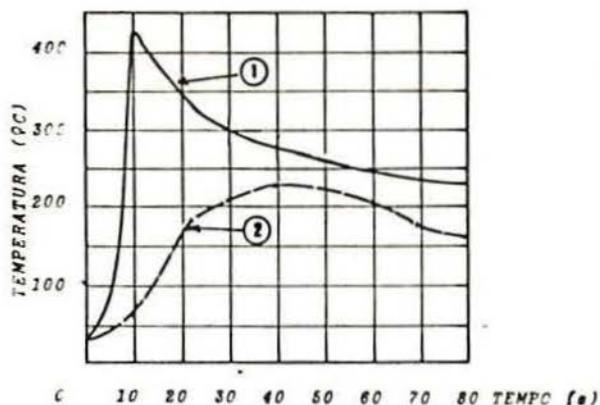


Fig.4.9- Ciclos térmicos sofridos pelos pontos 1: 6,0 mm e 2: 19,0mm. P.S.: 180A; 15V; 2,5mm/s. Distâncias medidas a partir do centro do cordão.

Na Fig. 4.10 temos o clássico relacionamento Comprimento Total das Trincas (médio) - \overline{CTT} , com as deformações impostas, todos os espécimes testados sob mesmos parâmetros de soldagem, conforme podemos observar na Tab. 4.2, pois em cada ponto está indicado o corpo de prova, a ele relacionado. É interessante recordarmos que cada ponto é o resultado do ensaio de três cordões, sendo o \overline{CTT} a média aritmética desses valores, sendo colocado no gráfico sua variação entre o valor máximo e mínimo encontrados.

Observamos nessa figura que, com as deformações de 8 e 10% a curva aparentemente chega a um patamar estável (\overline{CTT} em torno de 12,0 mm). Realizado mais um ensaio, a fim de esclarecer essa suspeita, com deformação de 12% essa hipótese confirmou-se, já que não existiu praticamente aumento no valor do \overline{CTT} .

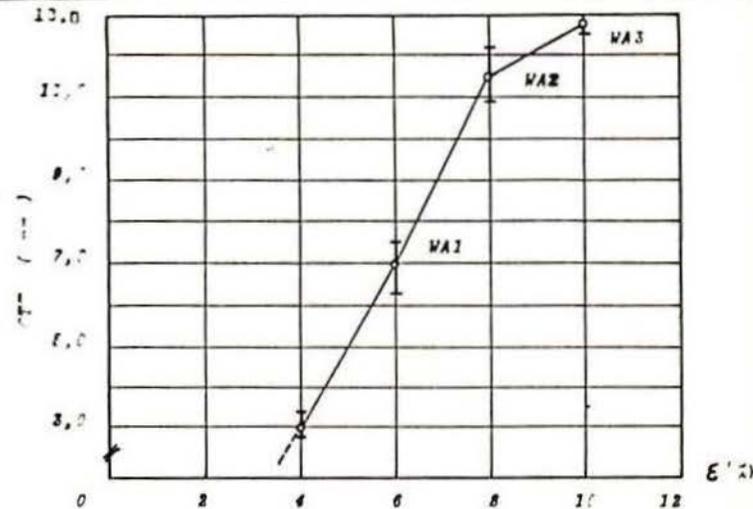


Fig.4.10- Evolução do Comprimento Total das Trincas médio (CTT), com o aumento da deformação imposta ao espécime (ϵ).

Outra importante relação é a existente entre o \overline{CTT} e a intensidade de corrente, mantidos iguais outros parâmetros de soldagem e constante a deformação imposta, podendo ser observada na Fig. 4.11 o significativo aumento do \overline{CTT} com esse parâmetro. Aqui, a deformação constante escolhida foi de 8%. É interessante ressaltarmos que, obviamente, com o crescimento da corrente há um aumento no calor fornecido nominal. Evidentemente, isso repercute nos ciclos térmicos apresentados anteriormente, sendo diminuída ou aumentada a velocidade de extração do calor.

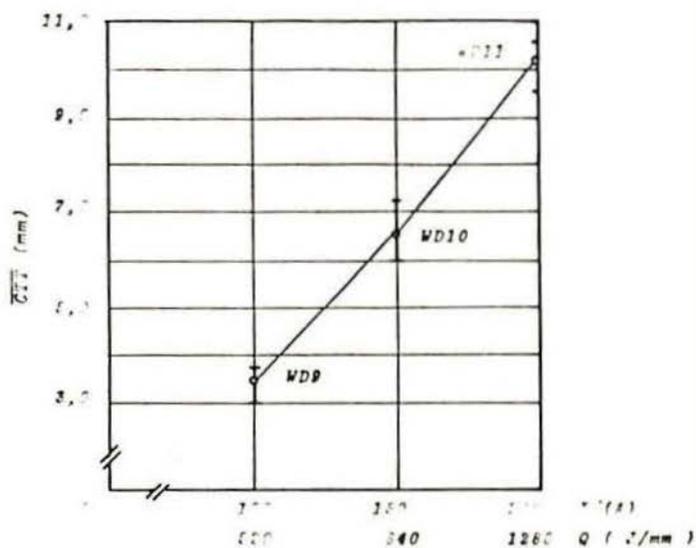


Fig.4.11- Comportamento do \overline{CTT} com o crescimento da intensidade de corrente (I) e energia fornecida nominal (Q), mantidos outros parâmetros de soldagem iguais e deformação aplicada ao espécime constante ($c=8\%$).

No intuito de verificarmos como comporta-se a suscetibilidade à TS ante alterações na velocidade de soldagem, mantido o calor nominal fornecido e a deformação imposta constantes, na Fig. 4.12 apresentamos esse correlacionamento não tão comumente encontrado nos trabalhos sobre o tema, entre \overline{CTT} e esse parâmetro. Recordamos aqui ser um princípio elementar que, com o aumento da velocidade de soldagem há um conseqüente crescimento na eficiência da transferência da energia gerada no arco.

Apesar disso, evidencia-se uma grande diferença entre

o primeiro ponto (WD 12) e o último (WD 14). Aparentemente, portanto, a energia nominal, por si só, não é o fator determinante na suscetibilidade à TS, mas sim a combinação dos parâmetros de soldagem.

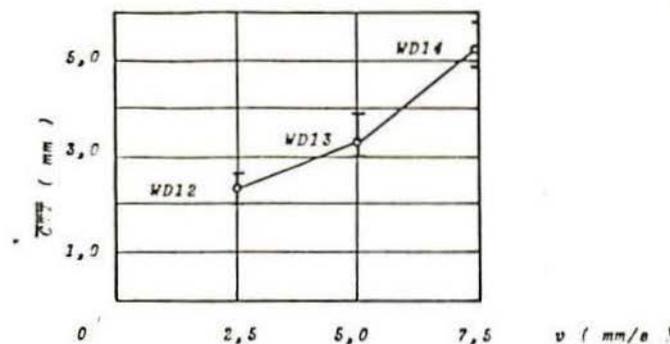


Fig. 4.12- \overline{CTT} versus velocidade de soldagem (v), mantidos a energia fornecida nominal e deformação constantes (280 J/mm e 10%, respectivamente), conforme Tab. 4.2.

Procurando melhor elucidar o assunto, apresentamos na Fig. 4.13 o relacionamento existente entre \overline{CTT} e velocidade de soldagem, fixando agora a corrente e a deformação imposta. Como vemos, a curva inicialmente decresce para a seguir apresentar um \overline{CTT} maior. Portanto, a relação entre a velocidade de soldagem (e de solidificação) sobre a forma da poça de fusão, que por sua vez influencia a natureza do processo de crescimento competitivo (como vimos em 1.1), aparentemente exerce profunda alteração na suscetibilidade à TS, dependendo da faixa que se estiver trabalhando com esse parâmetro, podendo ser negativa sua influência, mesmo que exista diminuição na energia fornecida nominal. Infelizmente não pudemos aumentar mais, de maneira significativa, a velocidade de soldagem, devido ao aparecimento contínuo do "defeito humping" já citado.

Pensamos que um limite para esse comportamento apresenta-se quando a energia fornecida nominal diminua tanto, que impossibilite a formação de TS.

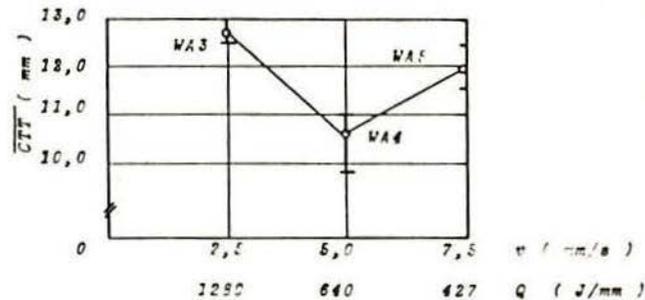


Fig.4.13- Relacionamento entre \overline{CTT} e velocidade de soldagem (v), mantidas a corrente e deformação constantes (200 A e 10%, respectivamente), conforme Tab. 4.2. Note-se o decréscimo da energia fornecida nominal (Q).

Na Fig. 4.14 apresentamos uma relação entre o comportamento da TS e o ângulo da ponta do eletrodo não consumível utilizado nesse processo, mantidos idênticos outros parâmetros de soldagem. É interessante observarmos com especial atenção essa figura, pois não encontramos na literatura nenhum trabalho correlacionando esses dois fatores, apesar de já ter sido estudada a influência do ângulo da ponta do eletrodo sobre a largura e penetração da solda⁽⁷⁰⁾. Vemos por ela que há uma ligeira tendência desse fator, conforme aumenta, em diminuir o \overline{CTT} , devendo, portanto, ser também considerado quando tratamos com o fenômeno das TS.

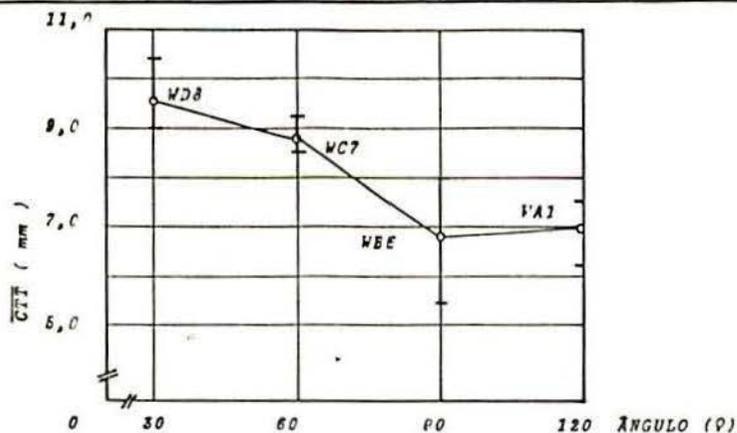


Fig.4.14- Comportamento do \overline{CTT} ante aumento do ângulo da ponta do eletrodo (TIG), mantidos outros parâmetros de soldagem e deformação constantes, com forme Tab. 4.2.

Finalmente, apresentaremos aspectos microestruturais do material soldado e das trincas formadas.

Na Fig. 4.15 temos a zona fundida em corte transversal de um cordão (c.p. WA 2) da solda, em zona não trincada. O ataque utilizado consiste de uma solução aquosa saturada de ácido pícrico, com algumas gotas de um agente molhante (no caso, nonil fenol com óxido de etileno), aplicado à temperatura ambiente, o qual abreviaremos por "SASAP". Esse ataque permite-nos observar a estrutura de solidificação e linhas de segregação do material⁽³⁴⁾.

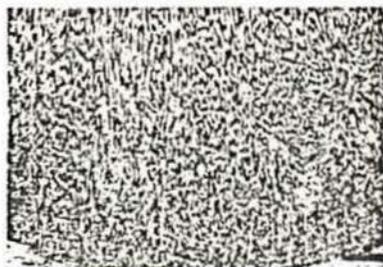
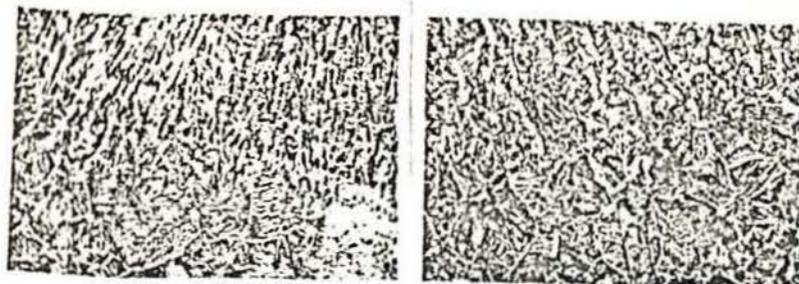


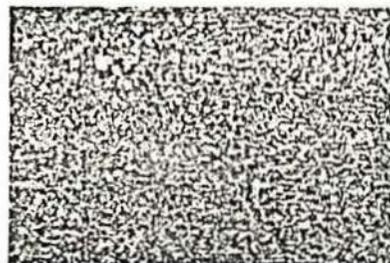
Fig.4.15- Corte transversal da zona fundida (TIG sem adição), mostrando-nos estrutura dendrítica. Ataque: SASAP. Aumento: 50 x.

Na Fig. 4.16(a) temos, também, num corte transversal, a interface entre a zona fundida e a ZAC, quando atacada pelo SASAP. Na Fig. 4.16(b) uma região semelhante do mesmo corpo de prova, sob ataque de Nital. Na Fig. 4.16(c) podemos, ainda, observar a região de transição entre a ZAC e o metal base.



(a)

(b)



(c)

Fig.4.16- (a) Interface zona fundida/ZAC. Note-se a perfeita distinção entre as duas zonas. Ataque:SASAP. Aumento: 200X. (b) Mesma região, atacada agora por Nital (3%). Aumento 200 X. (c) Zona de transição entre a ZAC e metal base. Ataque: Nital (3%). Aumento: 100 x.

A fim de confirmarmos a assertiva que inicialmente fizemos, de que as trincas que estávamos trabalhando eram Trincas de Solidificação, apresentamos na Fig. 4.17(a) um corte transversal do cordão, numa região trincada. O ataque SASAP delineia-nos o percurso interdendrítico da trinca. Na Fig.4.17(b), também em corte transversal, temos outra trinca (mesma região anterior), mas cujo material foi atacado por Nital, apresentando-nos seu caminho intergranular. Essas duas microfotogra-

flas, por si só, já seriam evidências suficientes para apontarmos essas trincas como de alta temperatura.

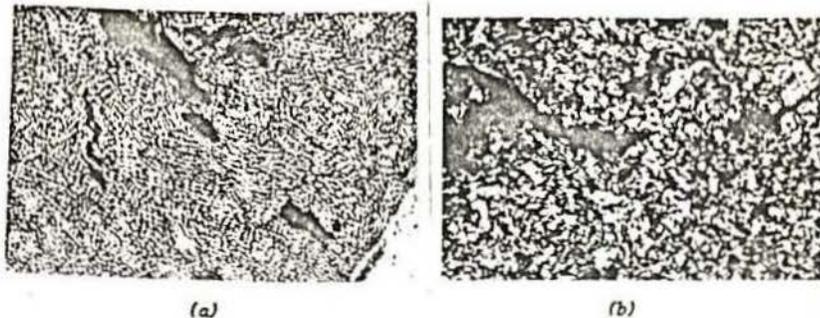


Fig.4.17- (a) Corte transversal de uma região trincada no cordão de solda. É mostrado o percurso interdendrítico da trinca. Ataque: SASAP. Aumento: 50X. (b) Mesma região, porém outra trinca, em que temos visível o caminho intergranular da trinca. Ataque: Nital (3%). Aumento: 100 X.

Entretanto, o maravilhoso instrumento, que é o Microscópio Eletrônico de Varredura (M.E.V.), fornecerá a sentença final e insapelável, como abaixo veremos, de que essas trincas são realmente TS.

A partir de um cordão trincado, construímos um pequeno espécime e o partimos transversalmente, de maneira que a menor seção, exatamente a trincada, rompesse expondo a face interna da trinca. Já na Fig. 4.18 podemos observar a face da trinca existente já antes do rompimento do corpo de prova (região assinalada "A") e a face do material somente rompido quando partiu-se o material ("B"), não trincada antes. Mesmo com esse modesto aumento podemos verificar a nítida diferença de textura entre essas duas regiões.

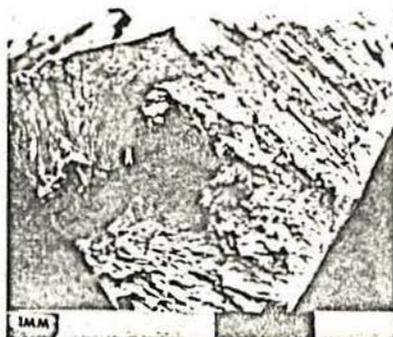
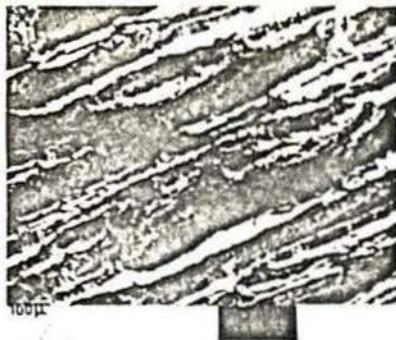
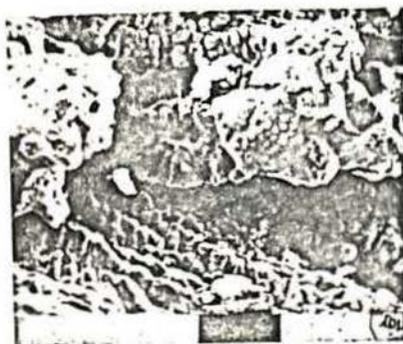


Fig.4.18- Vista ao MEV das faces de um espécime partido, mostrando a região trincada anteriormente ("A") e rompida somente quando da separação ("B").

Com maiores aumentos vemos que, realmente, são duas zonas de origem diversa. Na Fig. 4.19(a) temos a parte "B", referida anteriormente, com aparência de uma fratura dútil, enquanto que na Fig. 4.19(b) e (c), além da belíssima composição que a natureza artisticamente brindou-nos, observamos a formação de inconfundíveis estruturas dendríticas, vistas em diferentes áreas do mesmo corpo de prova, servindo como voto de Minerva para nossa afirmação, de que realmente tratamos com Trincas de Solidificação.



(a)



(b)



(c)

Fig.4.19- (a) Zona "B" da figura anterior, com maior aumento, mostrando-nos o aspecto de fratura dútil.(b) e (c) Regiões diferentes da mesma zona "A", apresentando-nos estrutura dendrítica. M.E.V.

A título meramente ilustrativo, apresentamos ainda na Fig. 4.20(a) uma vista longitudinal ao M. E. V. de uma TS, cuja região assinalada com um círculo é mostrada com maior aumento na Fig. 4.20(b), onde podemos observar a características "ponte", provavelmente desfeita quando o espécime foi submetido à aplicação de deformação externa e não possuía suficiente material no

estado líquido para preencher esse vazio.

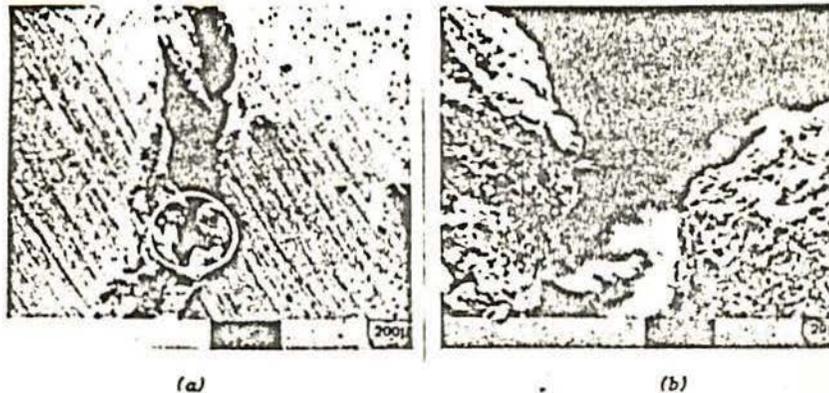


Fig.4.20- (a) Vista longitudinal de uma TS, onde vemos na região lateral da trinca protuberância indicando uma união anterior. (b) Região assinalada com um círculo em (a), confirmando a suspeita ali levantada. M.E.V.

4.2 Ensaio Spot Varestreint Modificados (MAG e Arco-Submerso)

Apesar do principal objetivo desse trabalho experimental já ter sido alcançado, ou seja, estudar o comportamento do material base quanto à suscetibilidade a Trincas de Solidificação (item 4.1), decidimos estendê-lo ainda à pesquisa da influência do depósito realizado com diferentes parâmetros de soldagem MAG e Arco-Submerso (doravante abreviado AS).

Soldamos cordões superficiais automaticamente por esses processos, em espécimes semelhantes ao já descrito e a seguir fresamos o excesso do cordão acima da superfície da chapa, até sua altura original de 6,3 mm, a fim de assegurarmos sua deformação constante, conforme explicado em 3.2 (xv).

Características dos Equipamentos utilizados:

As soldas MAG foram realizadas com uma máquina marca S.A. White Martins, tipo VI-252, transformador-retificador trifásico, com ajuste de tensão e indutância, capacidade 250 Amperes, utilizando-se em todos os casos corrente contínua, eletrodo positivo.

A máquina para soldagem AS foi marca ESAB, tipo LBA 750, transformador-retificador, 1 000 Amperes, sempre com corrente contínua, eletrodo positivo.

Na Tab. 4.3 encontram-se as características químicas e mecânicas dos eletrodos utilizados, bem como indicações de gás ou fluxo utilizado para cada processo, além dos valores de análise química por nós encontrados em depósitos, realizados segundo Norma britânica B.S.1 500.

TABELA 4.3- Requisitos de análise química e propriedades mecânicas das soldas MAG e AS utilizadas

Norma ou Depósito		Comp. Quím. (%)	C	Si	Mn	P	S	Cr, Ni	Mb	Cu
MAG	A.W.S. E 70S-6		0,07/0,15	0,30/0,60	0,90/1,40	0,025 (máx.)	0,035 (máx.)	N.E.*	N.E.	N.E.
	Depósito		0,10	0,75	1,20	0,015	0,012	<0,05	<0,02	0,39
AS	A.W.S. EL 12		0,07/0,15	0,05 (máx.)	0,35/0,60	0,030 (máx.)	0,035 (máx.)	N.E.	N.E.	0,15 (máx.)
	Depósito		0,08	0,44	0,81	0,026	0,026	<0,05	<0,02	<0,05

Norma	Propriedades mecânicas	Limite de resistência à tração (N/mm ²)	Limite de escoamento (N/mm ²)	Alongamento (%)
MAG	A.W.S. E 70S-6	494 (mín.)	412 (mín.)	22 (mín.)
AS	A.W.S. ELET.: EL 12 FLUXO: F 72	494 / 652	412 (mín.)	22 (mín.)

* Não Especificado.

Operando o mesmo aparelho TIG já descrito em 4.1, mas agora somente como fonte estática e pontual de calor, submetíamos os corpos de prova a deformações conhecidas, utilizando a máquina Varestaint também já citada, com modificações, sendo as TS procuradas imediatamente após o ensaio na poça fundida e medidas com a lupa graduada de 10 aumentos.

A modificação referida foi que acoplamos à máquina uma chave elétrica tipo "faca", ligada ao cabo terra da TIG, conforme pode ser visto na Fig. 4.2(a). No lugar do cabo da chave foi feito um ressalto, de maneira a que, quando a alavanca da máquina de ensaio descia para conformar o espécime, uma fração de segundo antes dela tocá-lo a chave abria o circuito (desconectando o terra), desfazendo assim o arco elétrico, o qual era ligado por um tempo fixo e mesmos parâmetros de soldagem para todos os ensaios. Antes de realizarmos as soldas, eram tomadas as mesmas medidas de limpeza do espécime descritas em 4.1.

Resultados e Discussão:

Exatamente sobre os depósitos previamente confeccionados e fresados, realizávamos o "ponto de fusão" com a tocha TIG, semelhantemente a uma "solda ponto".

Nas Tab. 4.4 e 4.5 encontram-se os valores do CTT, já explicados e os parâmetros de soldagem MAG e AS, respectivamente. Alertamos que nas citadas tabelas acham-se duas novas variáveis: a primeira, fruto da razão entre a penetração e largura dos cordões previamente soldados, a qual denominamos " ψ " e a outra, razão entre intensidade de corrente nominal no arco e a área do eletrodo, designada "j".

Como devíamos manter a região refundida pelo "ponto" TIG dentro dos limites do depósito do menor cordão obtido (MAG ou AS), que foi o corpo de prova tipo "MC" (MAG), tanto na largura quanto na penetração, tivemos os parâmetros intensidade de corrente, voltagem e tempo de realização do "ponto" fixados a

valores máximos e bastante críticos. Entretanto, dentro da faixa de deformação que propusemo-nos trabalhar (máxima 10%), não constatamos trincas mensuráveis com a lupa utilizada, com a vazão de argônio normalmente empregada. A solução apresentou-se com o aproveitamento do fenômeno denominado "efeito térmico de constrição" no arco TIG, já estudado por APPS⁽¹⁵⁾, onde temos uma diminuição do diâmetro da coluna de plasma do arco, com o aumento da vazão do gás utilizado sendo que, concomitantemente, para uma mesma corrente, quanto maior a vazão do gás, maior a energia fornecida pelo plasma. Assim agindo, com um diâmetro de "ponto de fusão" menor e desprezível aumento de penetração, obtivemos valores de trincas até com 6% de deformação, que era o desejado. Abaixo temos, então, os parâmetros utilizados pelo "ponto" TIG:

Corrente: 120 A
 Voltagem: 13 V
 Gás: Argônio, grau soldagem
 Vazão: 12 l/min.
 Tempo de realização do "ponto": 10 s.
 Diâmetro médio do "ponto": 4,0 mm

TABELA 4.4- Valores de \overline{CTT} obtidos para diversos parâmetros de soldagem (MAG) e deformação imposta ao cordão, quando refundido pelo "ponto" TIG.

C.PROVA	MA 1	MA 2	MA 3	MB4	MB5	MB6	MC7	MC8	MC9	MD 10	MD 11	MD 12	ME13	ME14	ME15	
c (%)	6	8	10	6	8	10	6	8	10	6	8	10	6	8	10	
I (A)	160	160	160	160	160	160	160	160	160	200	200	200	240	240	240	
U (V)	20	20	20	20	20	20	20	20	20	24	24	24	26	26	26	
v (mm/s)	2,5	2,5	2,5	5,0	5,0	5,0	7,5	7,5	7,5	5,0	5,0	5,0	5,0	5,0	5,0	
Q (J/mm)	1280	1280	1280	640	640	640	427	427	427	960	960	960	1248	1248	1248	
\overline{CTT} (mm)	Min.	2,0	3,0	5,0	2,5	4,3	6,3	1,5	2,5	4,4	2,7	4,6	6,8	4,0	5,5	8,0
	Máx.	2,9	4,0	6,0	3,0	5,7	7,0	2,2	3,6	5,6	4,1	5,7	7,7	5,2	7,0	9,2
	\overline{CTT}	2,3	3,5	5,6	2,8	4,5	6,6	1,8	3,1	5,0	3,3	5,0	7,1	4,5	6,1	8,7
j (A/mm ²)	141,6		141,6			141,6			177			212,4				
ψ	0,21		0,22			0,19			0,25			0,32				

Parâmetros MAG adicionais:

- Gás: CO₂, grau soldagem. Vazão: 12 l/min.
- Eletrodo: Classif. A.W.S. E-70 S-6 (Tab. 4.3). Diâmetro: 1,2 mm
- Distância Bico-Peça (Altura): 6,0 mm. Ângulo do Bocal: 09.

TABELA 4.5- Valores de \overline{CTT} obtidos para diversos parâmetros de soldagem (AS) e deformação imposta ao cordão, quando refundido pelo "ponto" TIG.

C. PROVA	SA1	SA2	SA3	SB4	SB5	SB6	SC7	SC8	SC9	SD10	SD11	SD12	SE13	SE14	SE15	
c (%)	6	8	10	6	8	10	6	8	10	6	8	10	6	8	10	
I (A)	350	350	350	400	400	400	450	450	450	400	400	400	400	400	400	
U (V)	25	25	25	27	27	27	31	31	31	27	27	27	27	27	27	
v (mm/s)	16,5	16,5	16,5	16,5	16,5	16,5	16,5	16,5	16,5	8,5	8,5	8,5	13,5	13,5	13,5	
Q (J/mm)	530	530	530	655	655	655	845	845	845	1270	1270	1270	800	800	800	
\overline{CTT} (E/EL)	Mín.	2,6	4,5	5,2	3,0	3,8	6,1	4,0	5,5	7,5	4,4	6,8	8,8	3,7	4,9	6,7
	Máx.	3,8	5,0	6,1	3,8	5,0	7,1	5,0	6,5	8,6	5,5	8,0	9,6	4,2	6,0	6,5
	\overline{CTT}	3,3	4,8	5,6	3,5	4,3	6,5	4,4	6,0	8,2	4,8	7,2	9,3	4,0	5,3	7,0
j (Λ/mm^2)	43,5		49,8			56,0			49,8			49,8				
ψ	0,28		0,25			0,38			0,13			0,22				

Parâmetros AS adicionais:

- Fluxo: A.W.S. F 72 Eletrodo: A.W.S. EL 12, diâmetro: 3,2 mm
- Ângulo do Bocal: 0°

Na Fig. 4.21 apresentamos os ciclos térmicos experimentados por dois locais sobre a chapa, quando da realização do "ponto de fusão" TIG, com os parâmetros descritos acima, medidos a partir do centro da poça formada.

Note-se que as máximas temperaturas alcançadas por esses pontos situa-se intermediariamente entre as das Figs. 4.8 e 4.9, apresentadas no item 4.1.

Novamente, então, procuraremos relacionar o \overline{CTT} com os parâmetros de soldagem e deformações impostas aos corpos de prova. É importante termos em mente, que aqui esses parâmetros são relativos aos cordões previamente realizados (MAG e AS) e nos quais foi fresado o excesso, após o que foram deformados sob ação do "ponto" TIG.

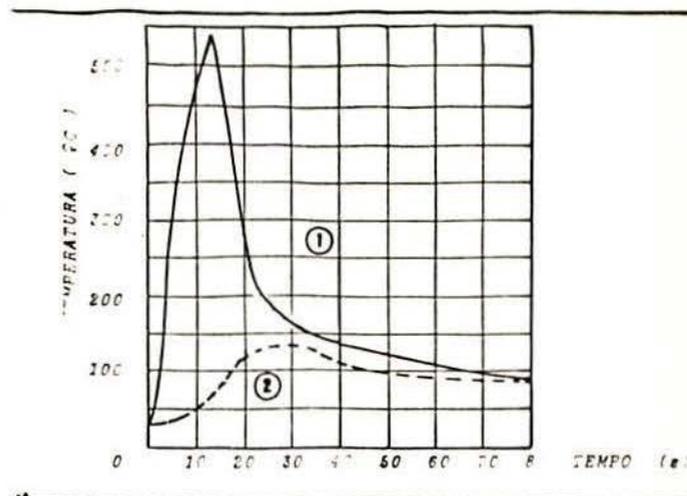


Fig.4.21- Ciclos térmicos experimentados por dois locais sobre a chapa, quando da realização do "ponto de fusão" TIG. Local 1: 5,0 mm e local 2: 18,0 mm. Distâncias medidas a partir do centro do "ponto". Parâmetros de soldagem fornecidos no texto.

A partir dos dados fornecidos pelas tabelas 4.4 e 4.5 citadas, podemos construir vários gráficos, relacionando as grandezas envolvidas.

O comportamento do CTT com as deformações impostas aos espécimes encontra-se na Fig. 4.22(a) e (b), para MAG e AS, respectivamente.

Aparentemente, no entanto, as suscetibilidades às TS dos metais de adição considerados, diluídos no metal base, são bastante menores do que nesse último. Isso comprova-se pela realização do mesmo "ponto" TIG diretamente sobre o metal base, submetendo-o a deformações iguais às da Fig. 4.22 citada. Assim agindo, encontramos para deformações de 6%, 8% e 10% os valores

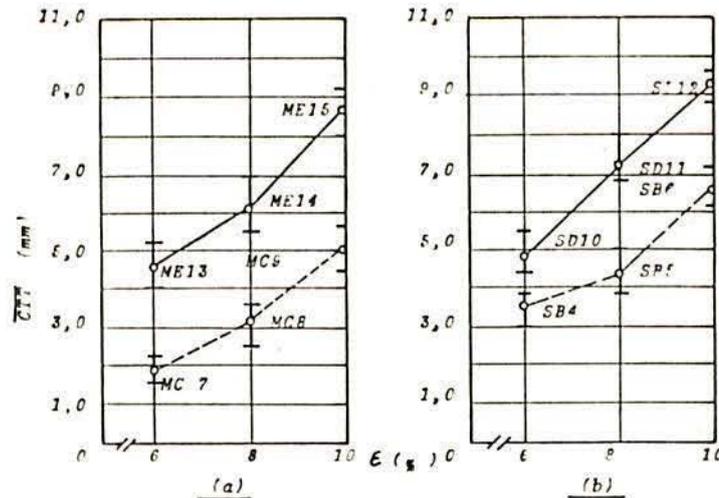


Fig.4.22- Evolução do Comprimento Total das Trincas médio (CTT), com o aumento da deformação imposta ao espécime (ϵ). Depósitos diluídos no metal base de MAG (a) e AS (b), submetidos à refusão por "ponto" TIG.

de \overline{CTT} para o metal base de 8,0 mm, 12,8 mm e 14,4 mm, respectivamente. Portanto, mesmo nas mais baixas diluições, aparentemente o metal de adição age benéficamente em relação à suscetibilidade às TS, no aço e nas condições em questão.

Já na Fig. 4.23(a) e (b) temos o relacionamento do \overline{CTT} , para MAG e AS, respectivamente, com a velocidade de soldagem (v), razão penetração/largura do cordão (ψ) e energia fornecida nominal (Q), mantidas a corrente e deformação constantes. É interessante observarmos que nos dois processos, na faixa especificada de trabalho, o \overline{CTT} aparentemente acompanha Q e ψ .

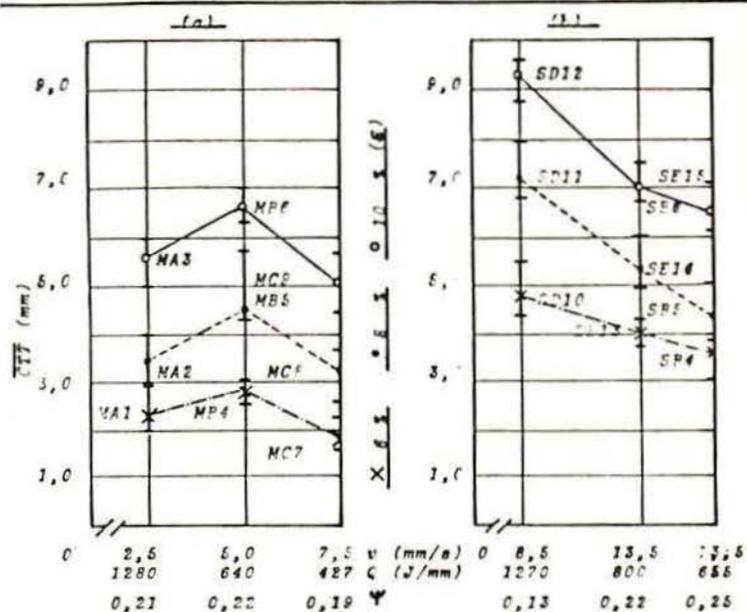


Fig.4.23- (a) e (b) - Relacionamento, para os processos MAG e AS, respectivamente, entre CTT, velocidade de soldagem (v), razão penetração/largura do cordão (ψ) e energia nominal fornecida (Q), mantidas a corrente e deformação aplicada aos corpos de prova constantes. Depósitos refundidos por "ponto" TIG.

A evolução do CTT com a intensidade de corrente, mantidos outros parâmetros e deformação constantes, pode ser observada na Fig. 4.24(a) e (b), para os processos MAG e AS, respectivamente. Novamente nos dois processos o comportamento desse fator é acompanhado por ψ .

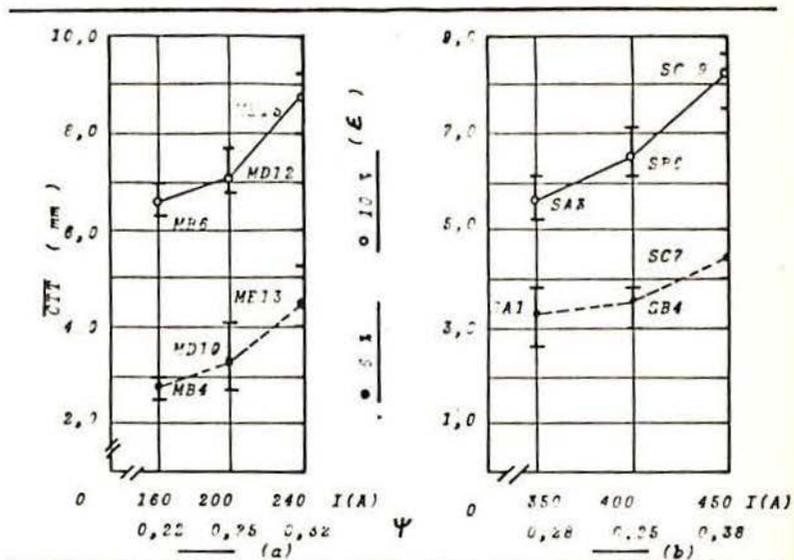


Fig.4.24- (a) e (b) - Evolução do CTT para os processos MAG e AS, respectivamente, com a corrente (I) e ψ , mantidos outros parâmetros e deformação constantes. Depósitos refundidos por "pon to" TIG.

Como aparentemente essa variável " ψ " mostrou-se de fundamental importância na suscetibilidade às TS dos depósitos diluídos no metal base dos processos MAG e AS, decidimos apresentar seu direto relacionamento com o CTT, conforme pode ser visto na Fig. 4.25(a) e (b).

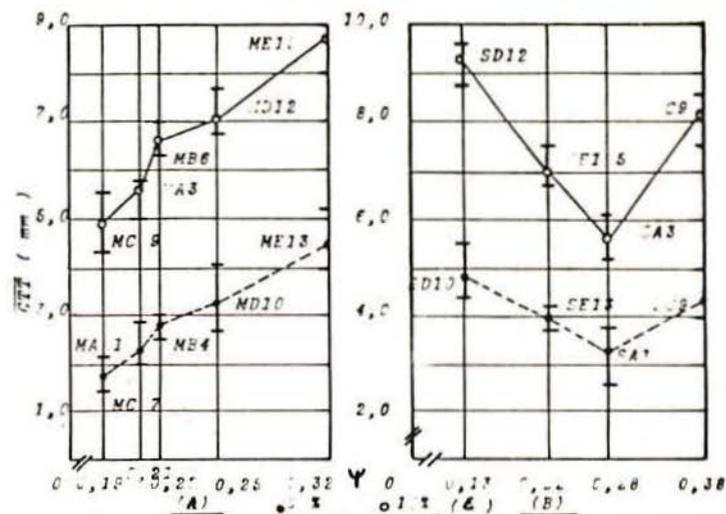


Fig.4.25- (a) e (b) - Comportamento do \overline{CTT} , para os processos MAG e AS, respectivamente, em relação à razão penetração/largura do cordão (ψ). Depósitos refundidos por "ponto" TIG.

Finalmente, na Fig. 4.26 podemos observar uma montagem fotogrãfica, onde temos mostrada em perspectiva a microestrutura primária (ataque SASAP) de dois cortes, um longitudinal e outro transversal, num mesmo espécime (corpo de prova MC 9, com "ponto" TIG), realizados exatamente no mesmo local trincado. Note-se que o "ponto" TIG refundiu somente o metal de adição diluído no metal base, não ultrapassando seus limites.

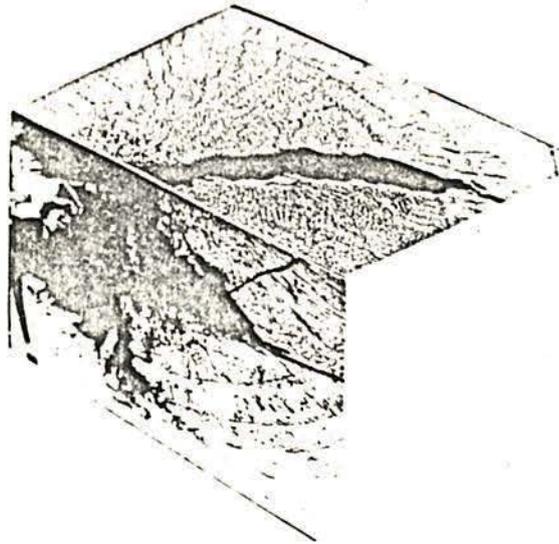


Fig.4.26- Montagem fotográfica, mostrando em perspectiva dois cortes, um transversal (parte inferior da figura) e outro longitudinal, realizados no mesmo local trincado do corpo de prova MC 9.0b. Observe-se a vasta porção da trinca que não é aparente na superfície do cordão. Ataque:SASAP. Aumento: 200 x.

5 CONCLUSÕES

5.1 Em relação às Trincas de Solidificação

(i) São bem definidas e caracterizadas por sua imagem metalográfica ou ao Microscópio Eletrônico de Varredura.

(ii) A "Teoria Generalizada" explica de maneira satisfatória seu mecanismo de formação.

(iii) Há pouca informação sobre a ação desigual dos parâmetros de soldagem, influência dos elementos químicos quando combinados ou dos créditos das fases presentes. Os fatores operacionais que as influenciam estão bem estabelecidos.

5.2 Quanto à Soldabilidade e seus Testes

(i) Nenhum dos Testes fornece informações completas para fabricação ou comportamento em serviço de uma estrutura soldada.

(ii) A opção entre os diversos Testes existentes é complexa e para facilitar ao interessado oferecemos uma tabela (Tab. 3.2), que sintetiza as características e aplicações de cada um.

(iii) O Varestreint e seus variantes, aparentemente, é o melhor Teste atual para estudar TS.

(iv) As deformações sofridas por uma junta soldada podem ser mais ou menos previstas, enquanto que o cálculo do nível de estrangimento que sofre já pode ser satisfatoriamente realizado.

(v) Após ensaiarmos mais de quatrocentos cordões de solda, não encontramos como parâmetro de suscetibilidade às TS o Comprimento Máximo das Trincas. Entre todos os trabalhos por nós consultados sobre o assunto, somente nos dos desenvolvedores do Teste Varestreint^(54,63) ele consta.

5.3 Com referência ao Trabalho Experimental realizado

(i) Nas condições especificadas de ensaio, o aço estu

dado apresenta pequena suscetibilidade às TS, quando comparado com aços de alta resistência mecânica. Seu "limiar de fissuração" é alto, pois SAVAGE e LUNDIN⁽⁵⁴⁾ dão-nos conta de um aço de baixa liga, para casco de submarino (HY-80), com esse parâmetro em cerca de 0,2%.

(ii) Um aumento na deformação aplicada, sob mesmos parâmetros de soldagem, causa aumento no Comprimento Total das Trincas-médio, bem como esse fator cresce com a corrente aplicada, estando o espécime submetido à deformação constante.

(iii) Sobressai-se a informação de que: "Fixados outros parâmetros de soldagem e deformação, uma diminuição na energia fornecida através da intensidade de corrente leva a um decréscimo no CTT-médio, enquanto que a mesma diminuição, por aumento na velocidade de soldagem pode conduzir a um aumento na suscetibilidade às TS."

(iv) Então, a assertiva geralmente aceita de que uma diminuição na energia fornecida diminui a suscetibilidade às TS, aparentemente, nem sempre é verdadeira. Depende em que faixa de velocidade de soldagem encontramos.

(v) Conforme aumentamos o ângulo da ponta do eletrodo na soldagem TIG, diminui a suscetibilidade às TS. Esse fato pode ser decorrência de que para menores ângulos a energia específica fornecida é maior.

(vi) Os metais de adição diluídos no metal base (processos MAG e AS), na faixa de trabalho utilizada para cada caso, apresentam menor suscetibilidade às TS do que o metal base, quando utiliza-se o Spot V restraint (modificado).

1. Construção de uma máquina Transvarestraint, possibilitando assim o estudo da suscetibilidade às Trincas de Solidificação tanto do metal base, quanto dos diferentes processos, deformações, etc..
2. Cálculo de níveis de constrangimento em diferentes juntas soldadas e diversos espécimes.
3. Estudo das deformações de diversas juntas soldadas, analisando-se principalmente a influência de fatores tais como formato das juntas e processos empregados.
4. Avaliação da influência do número e seqüência de passes empregados, em diferentes processos, sobre a deformação das juntas e estruturas soldadas.
5. Estudo da influência da ação individual e combinada dos elementos químicos, sobre a suscetibilidade às Trincas em geral, especialmente as de Solidificação.
6. Escolha de uma bateria de Testes que possibilitem o estudo das Trincas em geral, aperfeiçoando, também, a tabela proposta no corpo desse trabalho.
7. Utilizando o Teste Transvarestraint e outros, estudar detalhadamente a influência dos parâmetros de soldagem (principalmente a velocidade), sobre a suscetibilidade às Trincas em geral, com ênfase nas de Solidificação.
8. À luz do conhecido sobre microsegregação e seu relacionamento com parâmetros de soldagem, desvendar o aspecto diferenciado que, aparentemente, atuam a intensidade de corrente e a velocidade de soldagem, mesmo resultando numa igual energia fornecida pelo arco elétrico, sobre a suscetibilidade às Trincas de Solidificação.

9. Analisar a influência dos aspectos microestruturais sobre a suscetibilidade às Trincas em geral, principalmente as estruturas de solidificação.

10. Estudar detalhada e estatisticamente, a relação que possivelmente existe entre a largura do cordão soldado e o parâmetro Comprimento Total das Trincas, procurando observar se esse não ficaria melhor expresso como a razão CTT/unidade de largura do cordão.

11. Caracterizar, ao Microscópio Eletrônico de Varredura, os aspectos dos diversos tipos de Trincas, correlacionando-os com suas origens.

12. Estudar a faixa de temperatura de ocorrência das Trincas de Solidificação, tanto nas soldas como em fundição, para diversas ligas de interesse.

13. Analisar, por Microsonda Eletrônica de Varredura, os perfis de diversos cordões soldados sob um mesmo processo, a diferentes parâmetros e correlacionar (estatisticamente) a microdistribuição dos elementos químicos, com variações individuais dos parâmetros citados.

7 REFERÊNCIAS

Abreviaturas utilizadas:

- Welding Journal: W.J.
- Transactions of the American Foundrymen's Society: T.A.F.S.
- American Welding Society: A.W.S.
- International Institute of Welding/Institut International de la Soudure: IIW/IIS.

1. Autores anônimos. The Structural Reinforcement of Liberty Ships. W.J. 23(9):789-94. September, 1944.
2. NAKA, T. Acerca de la seguridad de las estructuras soldadas. Revista de Soldadura, Madrid. 1(1):5-20. Ene./Mar., 1971.
3. ROC, J.F. de P. Los aceros de alto límite elástico en la construcción naval. Revista de Soldadura, Madrid. 1(4):269-79. Oct./Dic., 1971.
4. CORRAL, F.M. del. Los aceros soldables de alto límite elástico. Revista de Soldadura, Madrid. 1(3):174-90, Jul.7 Sep., 1971.
5. GATTO, F.B. Weldability and Sound Welding Decisions. W.J. 57(3):28-33. March, 1978.
6. Welding Handbook 1. A.W.S., Miami, 1976.
7. IIW/IIS. Comissão IX.
8. HRIVNĀK, I. 1978 Houdremont Lecture. IIW/IIS.
9. CABELKA, J. Conferencia Portevin: Aspectos físicos y metalúrgicos de la soldadura. Revista de Metalurgia (CENIM). 6(5):539-49. Sep./Out., 1970.
10. HOMMA, H. et alii. A Mechanism of High Temperature Cracking in Steel Weld Metals. W.J. 59(9):277s-282s. Sep., 1979.
11. SAVAGE, W.F. et alii. Weld Metal Solidification Mechanics. W.J. 44(4):175s-181s. April, 1965.
12. SAVAGE, W.F. and ARONSON, A.H. Preferred Orientation in the Weld Fusion Zone. W.J. 45(2):85s-89s, February, 1966.
13. PEPE, J.J. and SAVAGE, W.F. Effects of Constitutional Liquefaction in 18-Ni Maraging Steel Weldments. W.J. 46(9):411s-422s. September, 1967.

14. CHRISTENSEN, N. Microfisuras ocasionadas por el hidrógeno en metal depositado de acero suave. Revista de Metalurgia (CENIM), Madrid. 2(1):56-63. Ene./Feb., 1966.
15. APPS, R.L. Some subjects on Welding Technology. CNEA. Buenos Aires, 1967.
16. LANCASTER, J.F. The Metallurgy of Welding, Brazing and Soldering. George Allen and Unwin Ltd., London, 1965.
17. BORLAND, J.C. Cracking Tests for Assessing Weldability. British Welding Journal. (10):623-37. October, 1960.
18. HEMSWORTH, B. et alii. Classification and definition of high temperature welding cracks in alloys. Metal Construction and British Welding Journal. 1(2):5-16. Feb., 1969.
19. HENRY, D.H. and CLAUSSEN, G.E. Welding Metallurgy - Iron and Steel. A.W.S., Miami, 1956.
20. STOUT, R.D. and DOTY, W.O. Weldability of Steels. Welding Research Council, New York, 1971.
21. BRIGGS, C.W. and GEZELIUS, R.A. Studies on Solidification in Steel Castings. T.A.F.S., 42:449-76. 1934.
22. BRIGGS, C.W. and GEZELIUS, R.A. Studies on Solidification and Contraction in Steel Castings. T.A.F.S., 44:1-31. 1936.
23. GALPERIN, N.B. Steel Susceptibility to Hot-Tear Formation in Casting. T.A.F.S., 54:724-6. 1946.
24. LUTTS, C.J. and HICKEY, J.P. Special Low Carbon Steel for Castings. T.A.F.S., 52:904-12. 1944.
25. BHATTACHARYA, U.K. et alii. Hot-Tear Formations in Steels Castings. T.A.F.S., 60:675-80. 1952.
26. LANGE, E.A. and HEINE, R.W. A Test for Hot Tearing Tendency. T.A.F.S., 60:182-96. 1952.
27. BISHOP, H.F. et alii. Metallurgy and Mechanics of Hot Tearing. T.A.F.S., 60:818-31. Discussão: 831-3. 1952.
28. SPRARAGEN, W. and CLAUSSEN, G.E. Weldability - Weld Metal Cracks - A Review of the Literature to July 1, 1939. W. J. 20(7):289s-305s. July, 1941.
29. BORLAND, J.C. Generalized Theory of Super-Solidus Cracking in Welds (and Castings). British Welding Journal. 8:508-12. August, 1960.
30. APBLETT, W.R. and PELLINI, W.S. Factor which Influence Weld Hot Cracking. W.J. 33(2):83s-90s. February, 1954.

31. SMITH, C.S. Trans. Amer. Inst. Mining Met. Eng. 175:15-52. 1948. Citado na Referência 29.
32. BAILEY, N. Solidification cracking in MIG fillet welds. *Metal Construction and British Welding Journal*. (5):143-7. May, 1974.
33. The Welding Encyclopedia. Welding Engineer Publications, Inc., Illinois, 1961.
34. BAILEY, N. and JONES, S.B. The Solidification Cracking of Ferritic Steel During Submerged Arc Welding. *W.J.* 57(8): 217s-231s. August, 1978.
35. MARSHALL, W.K.B. A Note on the Relationship between Chemical Composition and Hot-Cracking in Mild and Alloy Steels. *British Welding Journal*. (7):451-3. July, 1960.
36. JONES, P.W. An Investigation of Hot Cracking in Low-Alloy Steel Welds. *British Welding Journal*. (6):282-90. June, 1959.
37. SAVAGE, W.F. et alii. Copper - Contamination Cracking in the Weld Heat-Affected Zone. *W.J.* 57(5):145s-152s. May, 1978.
38. SAVAGE, W.F. et alii. Liquid-Metal Embrittlement of the Heat-Affected Zone by Copper Contamination. *W.J.* 57(8): 237s-245s. August, 1978.
39. THIELSCH, H. Alloying Elements in Chromium-Nickel Stainless Steels. *W.J.* 29(8):361s-404s. August, 1950.
40. MOORHEAD, A.J. and SIKKA, V.K. Effects of Residual Niobium on Type 304 Stainless Steel. 59(9):253s-261s. September, 1979.
41. HOERL, A. and MOORE, T.J. The Welding of Type 347 Steels. *W.J.* 36(10):442s-448s. October, 1957.
42. PUZAK, P.P. et alii. Hot Cracking of Stainless Steel Weldments. *W.J.*, 35(1):9s-17s. January, 1956.
43. HULL, F.C. Effect of Delta Ferrite on the Hot Cracking of Stainless Steel. *W.J.* 46(9):399s-409s. September, 1967.
44. LUNDIN, C.D. et alii. Ferrite- Fissuring Relationship in Austenitic Stainless Steel Weld Metals. *W.J.* 54(8):241s-246s. August, 1975.
45. ZIN, S.L.B. Teor de Ferrita em Aço Inoxidável Austenítico Soldado e sua Influência na Resistência ao Impacto. Dissertação de Mestrado. PPGEMM (UFRGS), Porto Alegre, 1980.
46. THIELSCH, H. Physical Metallurgy of Austenitic Stainless Steels. *W.J.* 29(12):577s-623s. December, 1950.

47. PASCAREL, L. et alii. Aspects particuliers de la fissuration à chaud par soudage d'aciers austénitiques; influence de l'azote. Revue de Métallurgie. 68(12):809-29. Décembre, 1971.
48. Welding Handbook. 4. A.W.S., Miami, 1977.
49. PEASE, G.R. The Practical Welding Metallurgy of Nickel and High-Nickel Alloys. W.J. 36(7):330s-334s. July, 1957.
50. RIEPPEL, P.J. et alii. Evaluation of Tests for Steels for Welded Structures. W.J. 29(4):195s-216s. April, 1950.
51. HESS, W.F. et alii. The Measurement of Cooling Rates Associated with Arc Welding and Their Application to the Selection of Optimum Welding Conditions. W.J. 22(9):377s-422s. September, 1943.
52. WINTERTON, K. Weldability Prediction from Steel Composition to Avoid HAZ Cracking. W.J. 40(6):252s-258s. June, 1961.
53. NIPPES, E.F. and SAVAGE, W.F. Development of Specimen Simulating Weld Heat-Affected Zones. W.J. 28(11):534s-546s. November, 1949.
54. SAVAGE, W.F. and LUNDIN, C.D. The Vareststraint Test. W. J. 44(10):433s-442s. October, 1965.
55. SATOH, K. et alii. Studies on Deformation and Cracking in One Sided Welding. IIW/IIS Doc. X-856-77. March, 1977.
56. ROSENTHAL, D. and ZÄBRS, J. Shrinkage Stresses in Arc-Welding. W.J. 19(9):323s-331s. September, 1940.
57. BLODGETT, O.W. Types and causes of distortion in welded steel and corrective measures. W.J. 39(7):692-7. July, 1960.
58. Grupo (Japonês) de Trabalho sobre intensidade de constrangimento. Japanese studies on structural restraint severity in relation to weld cracking (Preliminary Report). Doc. IIW/IIS 536-77.
59. ROGERSON, J.H. et alii. An Analysis and Evaluation of the Houldcroft Weld Cracking Test. W.J. 42(6):264s-268s. June, 1963.
60. BORLAND, J.C. and ROGERSON, J.H. Comparison of Houldcroft and Patch Weld Cracking Tests. W.J. 42(4):160s-163s. April, 1963.
61. GRANJON, H. Possibilités Offertes par l'Essai de Soudabilité C.T.S. Revue de Métallurgie. 57(4):319-26. April, 1960.
62. BLANCHET, B. Essai de fissuration au soudage sous contraintes biaxiales, applicable aux tôles minces et développé par la S.N.E.C.M.A. Soudage et Techniques Connexes. 16(1/2):18-20. Jan./Fév., 1962.

63. SAVAGE, W.F. and LUNDIN, C.D. Application of the Vares-traint Technique to the Study of Weldability. W.J. 45 (11):497s-503s. November, 1966.
64. TIMOSHENKO, S. Strength of Materials - Part I and II. R.E. Krieger Publishing Company. New York, 1976.
65. GOODWIN, G.M. The Effect of Minor Elements on the Hot Cracking of Inconel 600. Ph.D. Thesis. Rensselaer Polytechnic Institute. Troy, N.Y., 1968. Citado na Referência 40.
66. McKEOWN, D. Versatile weld metal cracking tests. Metal Construction and British Welding Journal. (8):351-2. August, 1970.
67. STERN, I.L. and QUATTRONE, R. A Multiple Test Approach to the Problem of Weldment Cracking. W.J. 46(5):203s-216s. May, 1967.
68. CATELLI, F. Estudo da Ocorrência de Trincas a Quente em cordões de solda. Dissertação de Mestrado. PPGEMM (UFRGS). Porto Alegre, 1980.
69. SAVAGE, W.F. et alii. Effect of Arc Force on Defect Formation in GTA Welding. W.J. 59(7):212s-224s. July, 1979.
70. SAVAGE, W.F. et alii. The Effect of Electrode Geometry in Gas Tungsten-Arc Welding. W.J. 44(11):489s-496s. November, 1965.