

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

PREVISÃO DA DUREZA MÁXIMA
NA ZONA AFETADA PELO CALOR EM SOLDAGEM

DISSERTAÇÃO SUBMETIDA À UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA
PARA OBTENÇÃO DO GRAU DE MESTRE EM ENGENHARIA

CARLOS ENRIQUE NIÑO BOHÓRQUEZ

FLORIANÓPOLIS - SC, MARÇO DE 1989

PREVISÃO DA DUREZA MÁXIMA
NA ZONA AFETADA PELO CALOR EM SOLDAGEM

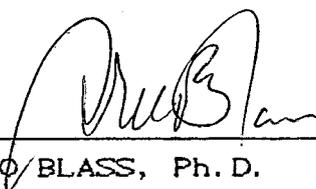
CARLOS ENRIQUE NIÑO BOHÓRQUEZ

ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA ADEQUADA PARA OBTENÇÃO DO TÍTULO DE
MESTRE EM ENGENHARIA
ESPECIALIDADE ENGENHARIA MECÂNICA E APROVADA EM SUA FORMA FINAL
PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO



Prof. AUGUSTO J. A. BUSCHINELLI, Dr. Ing.

ORIENTADOR



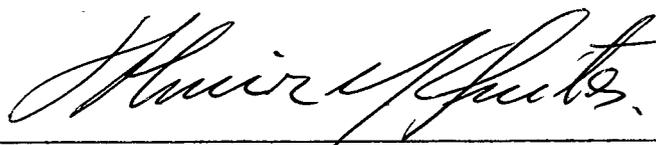
Prof. ARNO BLASS, Ph. D.

Coordenador da Pós-Graduação em Eng. Mecânica

BANCA EXAMINADORA



Prof. AUGUSTO J. A. BUSCHINELLI, Dr. Ing.



Prof ALMIR M. QUITES, M. Sc.



Eng. ROBERTO HID BUKALIL, Ph. D.

À minha mãe
À minha esposa
Ao meu filho
Aos meus irmãos

AGRADECIMENTOS

- Ao prof. Augusto José de Almeida Buschinelli, pela sábia orientação e o irrestrito apoio.
- À Companhia Siderúrgica Paulista- COSIPA, pelo financiamento da pesquisa, e em especial aos engs. Roberto Hid Bukalil e Rogério Antunes Fernandes.
- Aos funcionários e amigos do LABSOLDA, USIMAQ, LACIMAT e LABMETRO, pela prestatividade quando da utilização desses laboratórios.

ÍNDICE

I	- INTRODUÇÃO	1
II	- REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	3
	2.1 - Soldabilidade dos Aços Estruturais	3
	2.1.1 - Trincas a Frio	3
	2.2 - Critérios para avaliar a Suscetibilidade a Trincas a Frio	9
	2.2.1 - Testes de Soldabilidade	10
	2.2.2 - Diagramas de Transformação no Resfria mento Contínuo para Soldagem (TRC-S)....	12
	2.2.3 - Carbono Equivalente para Previsão de Trincas a Frio	13
	2.2.4 - Dureza Máxima na ZAC	18
	2.3 - Previsão de Propriedades da ZAC	20
	2.3.1 - Elaboração Analítica de Diagramas TRC-S	21
	2.3.2 - Previsão de Dureza Máxima na ZAC	24
	2.3.3 - Previsão da Suscetibilidade a Trincas a Frio	34
III	- MATERIAIS E MÉTODOS	45
	3.1 - Escolha dos Tipos de Aço a Ensaiar	45
	3.2 - Especificação do Método para Obtenção das Curvas de Dureza	45
	3.2.1 - Obtenção dos Ciclos Térmicos	48
	3.2.2 - Medição de Dureza	52

IV	- RESULTADOS E DISCUSSÃO	55
4.1	- Resultados dos Ensaios "Taper"	55
4.2	- Aplicabilidade das Fórmulas de Previsão de Dureza nos Aços Estruturais Nacionais	64
4.3	- Comparação das Fórmulas de Previsão com Dados da Literatura	69
4.4	- Previsão do Patamar da Martensita	77
4.5	- Previsão da Dureza e Tempo para Microestrutura Isenta de Martensita	78
V	- CONCLUSÕES	84
VI	- RECOMENDAÇÕES	86
	BIBLIOGRAFIA	87
	APÊNDICE 1	93

LISTA DE SÍMBOLOS E ABREVIATURAS

Ac ₁	- Temperatura crítica inferior
Ac ₃	- Temperatura crítica superior
ACC)	- Fator de acomodação para o carbono CEN
CE	- Carbono equivalente de Seyffarth e Kassatkin
CE _B	- Carbono equivalente de Dueren
CE _{IIW}	- Carbono equivalente do IIW
CE _I	- Carbono equivalente das fórmulas de Yurioka
CE _{II}	- Carbono equivalente das fórmulas de Yurioka
CE _{III}	- Carbono equivalente das fórmulas de Yurioka
CEN	- Carbono equivalente de Yurioka
CI	- Índice de trincamento de Yurioka
Co	- Concentração inicial de Hidrogênio
Cp	- Carbono efetivo (Yurioka)
CTS	- Ensaio de soldabilidade "Controlled Thermal Severity"
D	- Coeficiente de difusão
E _{forn}	- Energia fornecida na soldagem
H _B	- Concentração de Hidrogênio na ZAC à temperatura de 100 °C
H _c	- Concentração crítica de Hidrogênio para iniciar trinca
H _F	- Concentração de Hidrogênio difusível no metal fundido
H _{index}	- Índice relativo ao teor de Hidrogênio na ZAC (Pavaskar e Kirkaldy)

HV _{máx}	- Dureza máxima na ZAC
HV _M	- Dureza para 100% martensita
HV _{0%M}	- Dureza para 0% martensita
HV _α	- Dureza máxima na ZAC para $\Delta t_{8/5} = 60$ s (Suzuki)
I	- Corrente de soldagem
IG	- Inter-granular
K	- Fator de intensidade de tensões
K _s	- Intensidade de restrição da junta (Ito e Bessyo)
L	- Largura efetiva do cordão
MB	- Metal base
MS	- Metal de solda
MVC	- Coalescência de microvazios
P _c	- Parâmetro de trincamento de Ito e Bessyo
P _{cm}	- Carbono equivalente de Ito e Bessyo
P _{HA}	- Parâmetro de trincamento de Suzuki
P _v	- Carbono equivalente de Terasaki
P _w	- Parâmetro de trincamento de Ito e Bessyo
QC	- Quase-clivagem
r	- Velocidade média de resfriamento no intervalo entre 800 e 500 °C
R	- Coeficiente de correlação
RRC	- Ensaio de soldabilidade "Rigid Restraint Cracking"
S _{yx}	- Desvio padrão
t _B	- Tempo $\Delta t_{8/5}$ a partir do qual se obtém bainita
t _F	- Tempo $\Delta t_{8/5}$ a partir do qual se obtém ferrita
t _M	- Tempo $\Delta t_{8/5}$ para obter 100% martensita
t _{0%M}	- Tempo $\Delta t_{8/5}$ para obter 0% martensita
t ₁₀₀	- Tempo de resfriamento até 100 °C
t _{100cr}	- Tempo t ₁₀₀ crítico para evitar trincas a frio

T_F	- Temperatura de início da transformação da ferrita
T_M	- Temperatura de início da transformação martensítica
$T_{m\acute{a}x}$	- Temperatura máxima atingida no ciclo térmico
T_o	- Temperatura de pré-aquecimento
T_o^*	- Temperatura de pré-aquecimento crítica para evitar formação de trincas
TF	- Trinca a frio
TRC	- Ensaio de soldabilidade "Tensile Restraint Cracking"
TRC-S	- Diagrama de transformação no resfriamento contínuo para soldagem
v_s	- Velocidade de soldagem
V	- Tensão de soldagem
ZAC	- Zona afetada pelo calor
ZAC _{index}	- Índice relativo à microestrutura na ZAC (Pavaskar e Kirkaldy)
ΔH	- fator de influência do B e N na temperabilidade (Yurioka)
$\Delta t_{8/5}$	- Tempo de resfriamento entre 800 e 500 °C
σ_{cr}	- Tensão crítica para trincar no ensaio de implante
σ_E	- Tensão de escoamento no ensaio de tração
σ_R	- Tensão de ruptura no ensaio de tração
σ_w	- Tensão principal atuando no MS
τ	- Parâmetro adimensional de tempo

RESUMO

Estudou-se a aplicabilidade de fórmulas de previsão de dureza máxima na ZAC em função da composição química do metal base e do tempo de resfriamento entre 800 e 500 °C. Para quatro aços estruturais nacionais tipo baixo C e baixa liga foram levantadas curvas dureza máxima versus $\Delta t_{8/5}$ entre 0,5 e 20s, usando o "Taper Test", proposto pela norma JIS Z 3115, com registro simultâneo de 7 ciclos térmicos. Para os aços nacionais testados há boa concordância das fórmulas de previsão de dureza com os valores experimentais, ocorrendo desvios inferiores a 20 HV.

Os dados experimentais foram complementados por análise de valores de dureza máxima na ZAC publicados para 145 aços. As fórmulas mais recentes de Yurioka, Terasaki e Suzuki são acertadas na previsão da dureza da martensita e da micro-estrutura livre de martensita. Falham, entretanto, na avaliação do tempo t_M , (100% martensite), ocorrendo desvios da ordem de 30 HV na faixa intermediária de durezas. Esses desvios são superiores aos medidos por Cotrell (17 HV) e Suzuki (20 a 30 HV) com seus modelos. As fórmulas de Seyffarth e Dueren mostraram desvios excessivos para a gama de aços estudados.

ABSTRACT

The applicability of HAZ maximum hardness predicting formulae as function of base metal chemical composition and cooling time $\Delta t_{9/5}$ was tested. Hardness curves VS $\Delta t_{9/5}$ ranging from 0,5 to 20 s were obtained with the Taper Test, proposed by JIS Z 3115 standard, by simultaneously recording 7 thermal cycles. For four low C low alloy structural steels of brazilian fabrication the predicted hardness values showed high precision, with standard deviations less than 20 HV.

The experimental values were complemented by a analysis of published hardness data for 145 steels. The more recent formulae from Yurioka, Terasaki and Suzuki predict correctly the hardness of martensitic and martensite free microstructures, but showed lack of precision in evaluating time T_M (100% martensite), occurring deviations of about 30 HV for intermediate hardness levels. These deviations are higher than reported by Cotrell (17 HV) and Suzuki (20 - 30 HV) for their models. The Dueren and Seyffarth formulae had excessive deviations, when applied to the steels analysed.

I. INTRODUÇÃO

Um dos problemas encontrado com mais frequência na soldagem de aços estruturais é a trinca a frio (TF). Muitos estudos tem sido elaborados sobre o tema e, em particular, alguns formulando modelos matemáticos para prever a suscetibilidade do aço às TF^(1,2,3) ou para prever a dureza máxima na ZAC^(4,5,6,7,8), outro importante fator usado como indicador dessa suscetibilidade em varias normas de soldagem (9,10).

A previsão de propriedades da ZAC em função da composição química e das condições de soldagem interessa tanto ao fabricante do aço como ao engenheiro ou projetista de construções soldadas, pois:

- serve de guia para selecionar materiais e procedimentos de soldagem.
- permite estimar a soldabilidade de um aço recém desenvolvido, utilizando pouca despesa e tempo.
- dá diretrizes para o desenvolvimento de novos tipos de aços.

O presente trabalho visa verificar a aplicabilidade de fórmulas de previsão de dureza que, segundo a literatura (6,7) se mostram bastante acertadas; para isto foi previsto o levantamento de dados de dureza máxima na ZAC de aços estruturais fabricados no país (especificamente pela Companhia Siderúrgica Paulista- COSIPA), com o intuito de ter valores próprios de dureza que não foram incluídos nas análises de

regressão que levaram às ditas fórmulas. Além disso, aproveitando os dados coletados em estudos posteriores, fórmulas de previsão da suscetibilidade a TF poderiam ser testadas, complementando assim, ao mesmo tempo, o conhecimento dos aços escolhidos como amostra.

II - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 - Soldabilidade dos aços Estruturais

Os fatores essenciais que definem a soldabilidade de um aço são: a facilidade com que pode ser soldado (isto é, requerendo o mínimo de cuidados tais como projeto da junta, escolha da energia de soldagem e temperatura de pré-aquecimento, etc) e o seu comportamento em serviço.

No que se refere ao primeiro ponto o critério mais importante para os aços estruturais é a suscetibilidade às trincas a frio, enquanto que para o segundo ponto o critério principal é a tenacidade da junta soldada (11).

2.1.1 - Trincas a Frio

As trincas a frio, também chamadas na literatura de trincas induzidas por Hidrogênio, ocorrem abaixo de temperaturas de aproximadamente 200 °C, de modo espontâneo, após a soldagem.

As trincas a frio (TF), podem ter lugar na ZAC ou no metal de solda (MS). O problema é geralmente encontrado na ZAC, exceto em juntas com altas tensões de restrição, alto teor de H difusível, ou nos casos em que a resistência do metal de solda (independente da resistência da ZAC) seja alta. Matsuda et al (12) chegaram à conclusão que ao aumentar a dureza no MS (

independente do valor de dureza da ZACD há maiores chances da TF ocorrer no MS. Embora o conhecimento do mecanismo de fragilização por H tenha melhorado nos últimos anos, não existe consenso universal sobre o mecanismo de fragilização atuante (13). As teorias propostas incluem:

a) O mecanismo da pressão planar de Zappfe (14), pelo qual a pressão interna de H somaria seu efeito à tensão aplicada, levando a uma falha prematura do material.

b) Troiano (15) propôs que o H diminuiria a energia de coesão entre os átomos de Fe naqueles locais de alta concentração de H. Segundo Troiano o H tende a se acumular nas regiões de máxima triaxialidade de tensões.

c) Beachem (16), em 1972, apresentou um modelo do mecanismo da trinca induzida por Hidrogênio — constatado mais tarde por Vasudevan et al (16) —, que sugere que a presença de suficiente H dissolvido no reticulado cristalino justo à frente da ponta de uma trinca, ajuda a qualquer processo de deformação que a microestrutura permitir. Esta deformação é em escala microscópica e, portanto, só é observável mediante microscópio eletrônico. Deste modo, embora a superfície macroscópica de fratura seja plana e de aparência frágil, ela é o resultado de uma deformação severa e localizada na ponta da trinca.

A figura 1 mostra os vários modos de fratura induzida por H observados por outros autores e pelo próprio Beachem, sendo que de 1-a a 1-d, progressivamente, o processo precisa de menor deformação plástica (e é possível então de ser desencadeado por um menor nível de tensões K) e tem uma menor velocidade de propagação. A região deformada plasticamente aparece hachurada na figura.

Quando K é elevado (fig.1-a) a região deformada plásticamente é suficientemente grande para abranger numerosas inclusões, que agem como nucleadores de vazios, permitindo a coalescência deles. Quando K é insuficiente até para produzir fratura intergranular, a trinca só pode se propagar se o H se difundir e, com o tempo, se acumular nos contornos de grão até produzir suficiente pressão que, somada às tensões atuantes, produza a força motriz para fraturar.

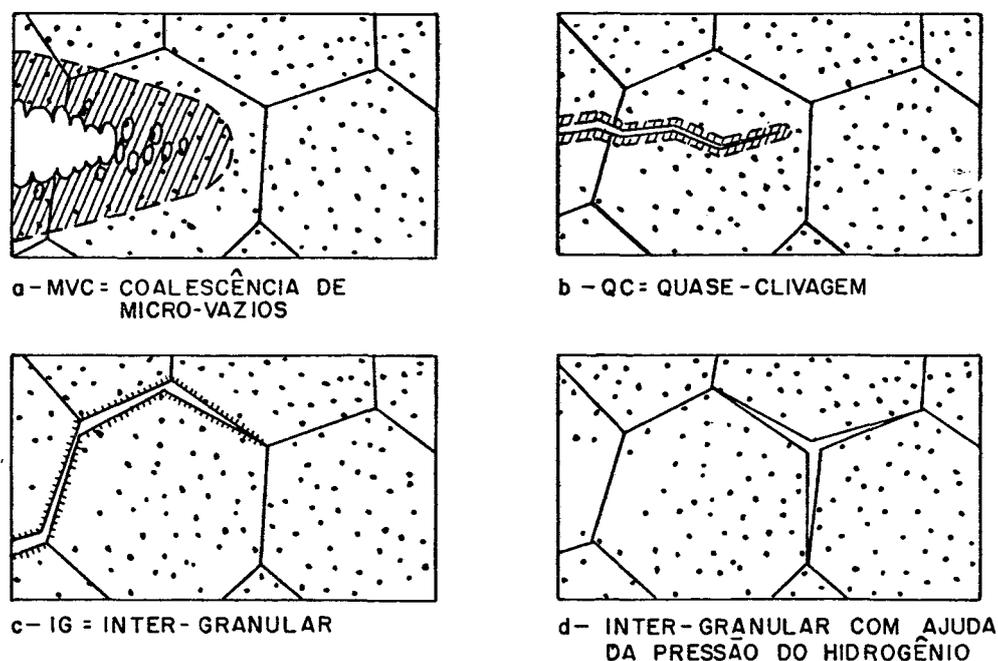


FIG. 1 - Descrição dos Modos de Fratura

Na figura 2 Beachem dá um diagrama qualitativo dos modos de fratura atuantes nas trincas por corrosão sob tensão e nas trincas a frio para um aço temperado e revenido, em função de dois dos fatores que afetam o modo de fratura:

- a) teor de Hidrogênio dissolvido, na ponta da trinca.
- b) fator de intensidade de tensões K .

O modelo de Beacham ⁽¹⁴⁾ se ajusta bem:

- com a teoria da pressão planar de Zappfe, que agiria

no caso de existir baixa intensidade de tensão.

- com a teoria de interação da rede de Troiano, no sentido de que o H tende a se concentrar em volumes de material submetidos a altas tensões de tração triaxiais.

- com a teoria de que o H dissolvido na matriz é a forma mais prejudicial.

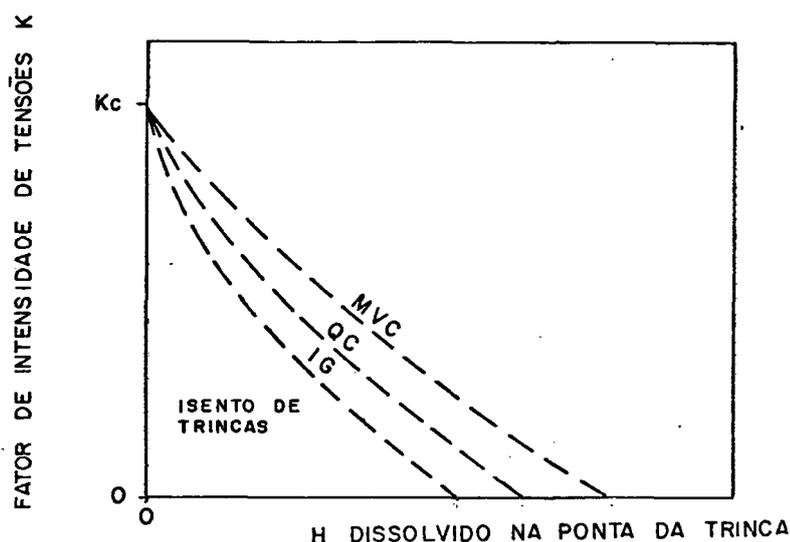


FIG. 2 - Modos de fratura induzida por H, para uma dada microestrutura

Segundo Beachem, o efeito do H é facilitar a multiplicação e movimento das discordâncias. Para explicar essa influência do H na mobilidade das discordâncias, Savage ⁽¹⁸⁾ em 1978 postulou um mecanismo para as trincas induzidas por H, descrito a seguir:

É necessário que exista H acima de uma concentração crítica, que depende da relação entre a tensão local no ponto de início da trinca e a tensão de escoamento do material, e também depende da microestrutura. A tensão local inclui as tensões residuais e as tensões aplicadas externamente, e é influenciada pelos concentradores de tensões existentes. Então ocorre deformação plástica localizada nesses locais de

concentração de tensões, e continua até que o empilhamento de discordâncias — em barreiras tais como inclusões, contornos de grão ou placas de martensita — desativa a fonte de discordâncias.

Dado que atmosferas de H podem acompanhar o movimento das discordâncias, estas podem então transportar H a velocidades maiores que a difusão isoladamente. O Hidrogênio transportado assim até o empilhamento, pode ultrapassar a concentração crítica no local e iniciar a trinca. Esta última, uma vez formada, pode absorver o empilhamento de discordâncias, reduzindo assim a contra-pressão nas fontes de discordâncias, de modo a reativá-las. As discordâncias novas vão se propagar ao longo do plano de escorregamento, transportando H adicional à ponta da trinca. Uma vez atingido de novo o nível crítico de H no local, a trinca se propaga até uma região onde o teor de H novamente caia abaixo do nível crítico.

Como já foi dito, há três fatores responsáveis pela ocorrência de TF:

a) Teor de Hidrogênio: o H é introduzido no MS durante a soldagem. Uma vez que o H é mais solúvel na austenita que na ferrita, e que o metal de solda se retransforma para ferrita antes da ZAC (devido a que o MS, em geral, tem menor teor de Carbono e maior teor de Oxigênio que o MB e, portanto, é menos temperável), o H migra para a ZAC ainda austenítica durante a transformação do MS e procura escapar da junta soldada. O H é parcialmente aprisionado por inclusões, e o resto (H difusível) constitui a parcela efetiva para produzir problemas de TF (19,20).

A contaminação por H está relacionada com a limpeza

(tintas, graxas, umidade) da junta e a umidade da atmosfera mas, principalmente, com a natureza e preparação dos eletrodos (no caso de soldagem com eletrodo revestido) ou do fluxo (quando se trata de arco submerso e eletrodo tubular) usados na soldagem . Neste sentido os revestimentos celulósicos e rútilicos são mais danosos que os básicos. Porém, os eletrodos básicos são mais higroscópicos, de modo que para obter melhores resultados eles devem ser secados a temperaturas de 350 a 450 °C por ao menos 1 hora, e então mantidos a aproximadamente 100 °C antes da soldagem ⁽²¹⁾. A figura 3, estabelecida pelo Welding Institute ⁽²²⁾, dá uma ideia dos níveis de H obtidos com alguns processos de soldagem.

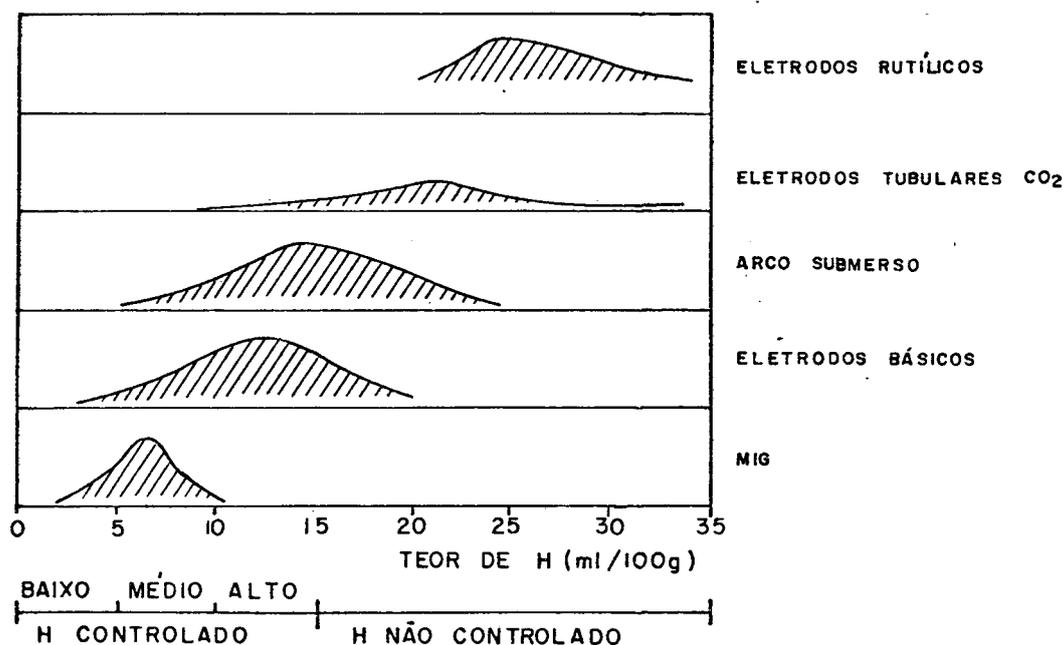


FIG. 3 - Quantidade de Hidrogênio no metal depositado

b) Microestrutura suscetível: a microestrutura mais suscetível a TF é a martensita maclada, a qual tem alta probabilidade de se formar quando aumenta o teor de C do aço. A martensita cisalhada e a bainita mostram em geral pouca suscetibilidade a TF ^(17,18,23).

O uso de pré-aquecimento é tido, com frequência, como um meio de controlar a microestrutura da ZAC através dos seus efeitos no ciclo de resfriamento. Porém, como o pré-aquecimento afeta mais a velocidade de resfriamento a baixas temperaturas do que a temperaturas na faixa de transformação da austenita (que definem a microestrutura resultante), o seu efeito mais pronunciado é facilitar a difusão do H para fora da junta por muito mais tempo.

A importância da microestrutura da ZAC na TF é evidente na figura 4, onde o esforço crítico para trincar (obtido no ensaio de implante) aumenta muito rapidamente com a diminuição da taxa de resfriamento na região de transição correspondente à mudança estrutural de martensita para bainita.

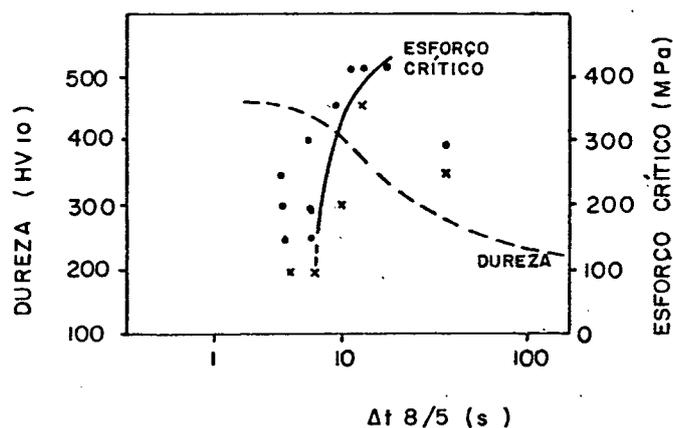


FIG. 4 - Comparação entre a curva de dureza máxima e a curva de implante de um aço (22).

c) Tensões de restrição e tensões residuais: As tensões de restrição e as tensões residuais fornecem a energia necessária para a nucleação e propagação da trinca. Com o aumento dessas tensões, menor quantidade de H é requerida para ocorrer TF.

2.2 - Critérios para avaliar a Suscetibilidade a Trincas a Frio

Os critérios usados são os seguintes:

- Testes de Soldabilidade.
- Diagramas de Transformação no Resfriamento Contínuo para Soldagem.
- Carbono Equivalente.
- Dureza Máxima da ZAC.

2.2.1 - Testes de Soldabilidade

Um grande número de testes de soldabilidade sobre corpos de prova em escala reduzida tem sido utilizados no desenvolvimento de procedimentos de soldagem que, de modo confiável, ajudem a evitar as TF nas estruturas soldadas reais. Os testes podem ser classificados em:

- Testes de Auto-Restrição: neles as tensões são induzidas pela restrição que a junta opõe à contração livre da solda durante o resfriamento. Portanto, não permitem variação das intensidades de tensão em largas faixas, e os valores de tensão induzidos são difíceis de quantificar. Os mais usados são o Tekken (Y-Groove Restraint) e o CTS (Controlled Thermal Severity) (25).

- Testes de Restrição Externa: neles é aplicada uma força externa (de valor conhecido) ao corpo de prova, a uma certa temperatura ou tempo após a soldagem. Permitem, portanto, uma variação maior dos valores de tensão aplicados. Entre os mais usados temos o RRC (Rigid Restraint Cracking), o TRC (Tensile Restraint Cracking) e o Implante (26,27).

Simonsen e Christensen ⁽²⁸⁾ apontam que pelos ensaios de auto-restrição não pode ser feito o estudo separado da influência dos fatores metalúrgicos e operacionais na TF, pois qualquer mudança nas condições de soldagem (p.ex. da temperatura de pré-aquecimento ou da energia) vai afetar simultaneamente o estado de tensões e a microestrutura. O uso dos ensaios de restrição externa, por outro lado, tem a vantagem de poder carregar o corpo de prova a qualquer nível de tensões, independentemente do ciclo térmico.

Hart ⁽²⁹⁾ afirma que as tensões desenvolvidas durante a soldagem não só dependem da geometria da junta e do ciclo térmico, mas também são influenciadas pelo comportamento de transformação do aço, de tal modo que os aços menos temperáveis (que são geralmente menos suscetíveis a TF), num ensaio de auto-restrição, podem estar sujeitos a maiores tensões que os aços mais temperáveis.

Satoh et al ^(abid.30) pesquisaram a transposição de resultados do ensaio de implante para aqueles testes de simulação padronizados, RRC e TRC, e encontraram que o esforço crítico inferior para trincamento σ_{cr} obtido no ensaio de implante, é quase idêntico aos esforços críticos obtidos nos testes RRC e TRC, como mostra a figura 5. Deste modo, se for possível estimar as tensões de restrição na região crítica da ZAC a partir da geometria da junta , pode ser usado o critério de que essas tensões de restrição não devem ultrapassar o esforço crítico inferior σ_{cr} do ensaio e, com base nisso recomendar procedimentos de soldagem que corrijam os efeitos negativos da velocidade de resfriamento e teor de H.

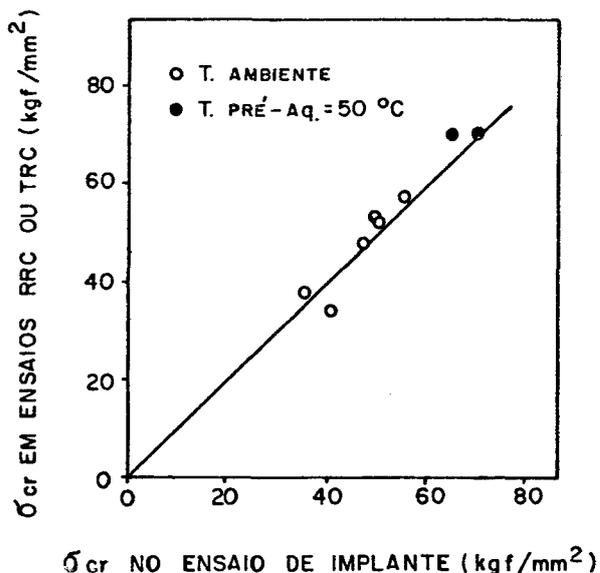


FIG. 5 - Comparação entre os esforços críticos σ_{cr} obtidos nos ensaios de implante e RRC-TRC

2.2.2 - Diagramas de Transformação no Resfriamento Contínuo para Soldagem (TRC-S)

Servem para avaliar qual é a velocidade crítica de resfriamento, acima da qual começa a aparecer martensita. Os diagramas de transformação no resfriamento contínuo levantados para os tratamentos térmicos convencionais (recozimento, normalização, têmpera, etc.), apresentam limitações quando aplicados para prever a resposta dos materiais aos ciclos térmicos de soldagem.

De fato, o ciclo térmico de soldagem é muito incomum quando comparado com aquele dos tratamentos térmicos convencionais, pois nele o aquecimento é mais rápido e a permanência na temperatura máxima é quase nula, e leva o metal a uma temperatura mais elevada. Além disso os gradientes térmicos na ZAC de soldagem são muito elevados ⁽²⁸⁾. Na ZAC de uma junta soldada os pontos localizados a diferentes distâncias da linha de fusão experimentam ciclos térmicos diferentes; um

ponto dessa ZAC, quanto mais perto da linha de fusão, é submetido a uma velocidade de resfriamento maior e, principalmente, atingirá uma maior temperatura de pico, sendo que na zona vizinha da linha de fusão, onde a temperatura de pico é mais alta, ocorre um importante crescimento de grão austenítico, que confere a essa zona uma alta temperabilidade. Esta região, conhecida como de grão grosseiro ou, mais apropriadamente, ZAC super-aquecida, é a fonte da maioria dos problemas encontrados na soldagem. É esta zona a mais suscetível à formação e propagação de TF. Nela as propriedades mecânicas do metal, em especial as referentes à resistência à fratura frágil, são mais afetadas.

O diagrama TRC-S é traçado a partir de ciclos térmicos de soldagem e para uma temperatura de pico de aproximadamente 1350 °C para, dessa maneira, prever o comportamento dessa região mais crítica. Supõe-se que tendo resolvido o problema aí, ter-se-á resolvido também nas demais regiões da ZAC.

Vários pesquisadores no mundo adotaram métodos diferentes para obter esses diagramas TRC-S (31,32,33), ensaiando o material a estudar na forma de:

- Um implante cilíndrico embutido numa chapa de aço doce, o qual sofre um ciclo real de soldagem.
- Um corpo de prova submetido a simulação do ciclo térmico. O aquecimento do c.p. pode ser por indução ou por efeito Joule (aquecimento por passagem de uma corrente elétrica através dele). O aquecimento e resfriamento são controlados de modo a assegurar a reprodução mais fiel possível do ciclo térmico de soldagem desejado.

A obtenção dos pontos de transformação de fase em

termos de tempo e temperatura é baseada nas mudanças que experimenta o material durante essa transformação:

- Das propriedades físicas, tais como expansão linear (método dilatométrico), do magnetismo e da condutividade.
- Do calor liberado na transformação (método de análise térmica).

2.2.3 - Carbono Equivalente para previsão de Trincas a Frio

Desde que Dearden e O'Neill, em 1940, sugeriram o conceito de carbono equivalente, outros pesquisadores têm proposto fórmulas para calcular esse parâmetro.

Os carbonos equivalentes estão divididos em duas categorias: uns para prever a suscetibilidade a trincas a frio e outros para prever a dureza máxima na ZAC. Estes últimos serão discutidos na secção 2.3.2.

A fórmula original proposta por Dearden e O'Neill é a seguinte:

$$C_{eq} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Ni}{15} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{4} \quad (1)$$

O Instituto Internacional de Soldagem, IIW, baseado em coeficientes de temperabilidade dos elementos de liga para aços com Carbono entre 0.09 e 0.35% e para tempo de resfriamento $\Delta t_{8/5} = 13$ s, propôs a fórmula:

$$CE_{IIW} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu + Ni}{15} + \frac{Cr + Mo + V}{5} \quad (2)$$

Como pode ser visto, CE_{IIW} se aproxima bastante da fórmula de Dearden e O'Neill, tendo a maior contribuição dada pelo Carbono e Manganês na forma de $C + Mn/6$. CE_{IIW} é usado

também para o cálculo dos requerimentos de soldagem na norma BS 5135 de 1974 ⁽¹⁰⁾.

Ito e Bessyo ^(Cabid.30), baseados em ensaios Tekken de trinca de raiz feitos em 200 aços de alta resistência, com Carbono entre 0.07 e 0.22 %, e resistência à ruptura entre 400 e 900 N/mm², para altas velocidades de resfriamento ($\Delta t/s$ entre 6 e 12 s), introduziram a fórmula seguinte:

$$P_{cm} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn + Cu + Cr}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B \quad (3)$$

A Japanese Welding Engineering Society (WES) em 1983 adotou a fórmula P_{cm} para suas especificações de aços, em substituição à fórmula C_{eq} :

$$C_{eq} = C + \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{6} + \frac{Ni}{40} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{4} + \frac{V}{14} \quad (4)$$

Segundo Suzuki ⁽³⁴⁾, P_{cm} mostra ser mais razoável para os aços de baixo teor de Carbono (menor que aproximadamente 0.16 %), enquanto que C_{EIRW} e C_{eq} são mais adequadas para teores de Carbono maiores que 0.18 %. Por isto, Yurioka et al ^(Cabid.34) combinaram P_{cm} e C_{EIRW} em uma só fórmula CEN por meio de um fator de acomodação ACC que leva em conta a contribuição de outros elementos de liga, diferentes do C, variando em função do teor de C do aço:

$$CEN = C + ACC \left[\frac{Si}{24} + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu}{15} + \frac{Cr + Mo + Nb + V}{5} + \frac{Ni}{20} + 5B \right] \quad (5)$$

onde,

$$ACC = 0.75 + 0.25 \tanh[20(C - 0.12)] \quad (6)$$

Desse modo, CEN vem a ser idêntico a P_{cm} para teores baixos de Carbono ($C < 0.12$ %) e idêntico a C_{EIRW} na faixa de altos teores de Carbono ($C > 0.12$ %).

Suzuki ⁽³⁴⁾ comparou dados de ensaios Tekken e de

implante com os valores dos carbonos equivalentes, para determinar quais deles tinham maior sucesso na previsão da soldabilidade. Para seu estudo, dividiu os aços em aqueles com $C < 0.18 \%$ e aqueles com $C > 0.18 \%$.

a) Aços com $C < 0.18 \%$

Suzuki supõe, para a definição do seu parâmetro de trincamento PHA, que a condição crítica para o início de uma trinca de raiz no ensaio Tekken é determinada pelos seguintes fatores:

- Dutilidade da ZAC super-aquecida, dependente da composição química do aço e da velocidade de resfriamento.
- Intensidade de restrição, dependente da espessura da chapa.
- Concentração de Hidrogênio H_B na ZAC à temperatura de 100°C :

$$H_B = H_F * [f(\Delta t_{100})] \quad (7)$$

onde,

H_F : Hidrogênio difusível no metal fundido.

Δt_{100} : tempo de resfriamento entre a solidificação e 100°C .

O valor de H_B , no caso de temperatura de pré-aquecimento crítica T_{oc} (a mínima necessária para prevenir a trinca de raiz), é chamado de concentração de Hidrogênio crítica H_c . Suzuki encontrou que o valor de $\log H_c$ decresce linearmente com o incremento de P_{cm} , isto é:

$$\log H_c = a - b * P_{cm} \quad (8)$$

Onde as constantes a e b variam em função da espessura da chapa (ou seja, da intensidade de restrição).

Suzuki, comparando os coeficientes de correlação entre os diferentes carbonos equivalentes e os valores de Hc obtidos nos ensaios, tendo como condição $A_{t\alpha/s}$ de 6 a 12 s obteve os coeficientes de correlação da tabela 1, pela qual se conclui que o Pcm, CEN e P2.6 são adequados para prever a suscetibilidade a TF de aços de baixo teor de Carbono, enquanto que Ceq, CE_{IIW} e CE₉ não o são.

b) Aços com C >0.18 %

Baseado em resultados de ensaios "Stout Slot" realizados por Yurioka, Suzuki ⁽³⁴⁾ analisou a correlação das temperaturas de pré-aquecimento críticas (necessárias para prevenir a trinca de raiz na ZAC) com os valores dos carbonos equivalentes, e concluiu que CEN parece ser o mais confiável para teores de C >0.18%, embora falte maior quantidade de dados de ensaio para chegar a uma conclusão definitiva.

Tabela 1. Correlação entre os carbonos equivalentes e Hc

Carbono Equivalente	Coefficiente de Correlação R
Pcm (Ito-Bessyo)	0.932
CEN (Yurioka)	0.931
P2.6 (Dueren)	0.920
Ceq (JIS antiga)	0.835
CE (IIW)	0.718
CEB (Dueren)	0.347

Em 1983 Hart ^(abid.7) apresentou um artigo no qual indicava que com baixos teores de Enxofre, tais como os encontrados nos novos aços tenazes, o carbono equivalente

efetivo podia ser maior que o calculado pelas fórmulas de carbono equivalente correntes. Ele também notou que o Oxigênio podia ter um efeito similar. No mesmo ano de 1983, McKeown et al ⁽³⁵⁾ publicaram um trabalho no qual mostraram que baixo Enxofre, assim como altos teores de Nitrogênio, podiam aumentar o carbono equivalente efetivo.

Tendo em vista isto, Cotrell ⁽⁷⁾, em 1984, como sugestão para futuras revisões das fórmulas de carbono equivalente em uso, propôs incluir o efeito do N — que é um endurecedor mais potente que o C —, e do S, que contribui para reduzir a dureza ao promover a transformação austenítica a mais altas temperaturas através da provisão de locais de nucleação. A fórmula de previsão da dureza que obteve, e o modo como a deduziu, serão discutidos na seção 2.3.2.

2.2.4 - Dureza Máxima na ZAC

Embora o conhecimento dos diagramas TRC-S seja muito útil, por serem difíceis de elaborar e de usar, um parâmetro de obtenção mais fácil, tal como a dureza sob o cordão, se qualifica como um melhor indicador da soldabilidade ⁽²⁴⁾. A dureza é representativa da microestrutura obtida, para uma determinada composição química do aço e condições de austenitização ⁽²¹⁾.

A dureza máxima da ZAC dos aços de alta resistência é uma medida importante para avaliar a ductilidade da solda, a suscetibilidade a TF e a suscetibilidade a trincas por corrosão sob tensão. Hoje em dia é frequentemente especificado nos procedimentos de soldagem para estruturas "offshore" de aços HT50, que a dureza máxima na ZAC não deve exceder 325 HV como

medida de prevenção das TF. Na soldagem de aços para tubulações que podem estar sujeitos a trincas por corrosão sob tensão, a dureza máxima não deve exceder um certo valor crítico, por exemplo 250 HV ⁽⁶⁾. Portanto, é essencial estar capacitado para avaliar, previamente à etapa de fabricação, a possível dureza máxima a partir da composição química do metal base e da condição de resfriamento durante a soldagem.

A dureza da ZAC super-aquecida obtida após soldagem depende da composição química do aço e do ciclo térmico de soldagem que ele sofreu, sendo que a velocidade de aquecimento até a temperatura máxima tem um papel secundário. Aquela dureza independe dos tratamentos térmicos ou termomecânicos feitos no metal base na sua fabricação ⁽²⁰⁾.

Ao escolher um parâmetro que caracterize quantitativamente o ciclo térmico de resfriamento, deve-se obter a mesma microestrutura e dureza para cada valor desse parâmetro, independente do processo e procedimento de soldagem usado. Um parâmetro que cumpre esse requerimento é o tempo de resfriamento entre 800 e 500 °C, que inclui a faixa de transformação da maioria dos aços estruturais ⁽²¹⁾.

Para determinada composição de aço, soldado sob determinadas condições, a cada velocidade de resfriamento corresponderá um valor de dureza e uma determinada composição microestrutural. Na figura 6 se apresentam simultaneamente uma curva de dureza vs parâmetro de resfriamento, e a composição microestrutural correspondente.

O formato e posição da curva de dureza variam dependendo do material sendo estudado, mas mantém as seguintes características:

- A transição de martensita a microestruturas mais

moles no campo bainítico ocorre na parte mais inclinada da curva.

- A porção assintótica da parte direita da curva corresponde a microestrutura de ferrita e carbonetos.

Esta interpretação envolve certo grau de aproximação (em relação a interpretação que se poderia fazer do diagrama TRC-S) mas tem a vantagem da sua simplicidade e facilidade de aplicação em conjunção com algum método que nos forneça o valor do parâmetro de resfriamento $\Delta t_{800/500}$. Como um exemplo o IRSID (21) propõe um método para seleção das condições de soldagem para evitar problemas de trincas a frio, com o uso das curvas de dureza vs. parâmetro de resfriamento para o aço específico junto com um nomograma para a obtenção do valor de $\Delta t_{8/5}$ a partir das condições de soldagem.

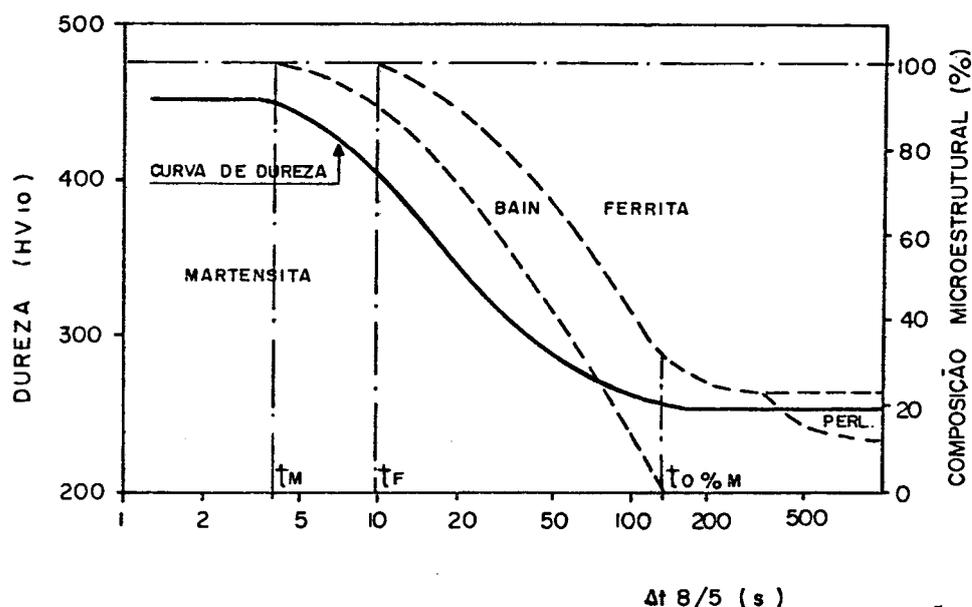


FIG 6. Curva de dureza e composição microestrutural vs. parâmetro de resfriamento $\Delta t_{800/500}$ (36)

O valor de dureza máxima na ZAC por si só não quantifica a suscetibilidade a TF, mas combinado com os outros fatores (teor de H e nível de restrição), como é feito no

método de cálculo de Pavaskar e Kirkaldy (que será explicado no item 2.3.3) do esforço crítico σ_{cr} do ensaio de implante, a partir da composição química do aço em estudo e das condições de soldagem, se constitui em poderosa ferramenta para prevenção das TF.

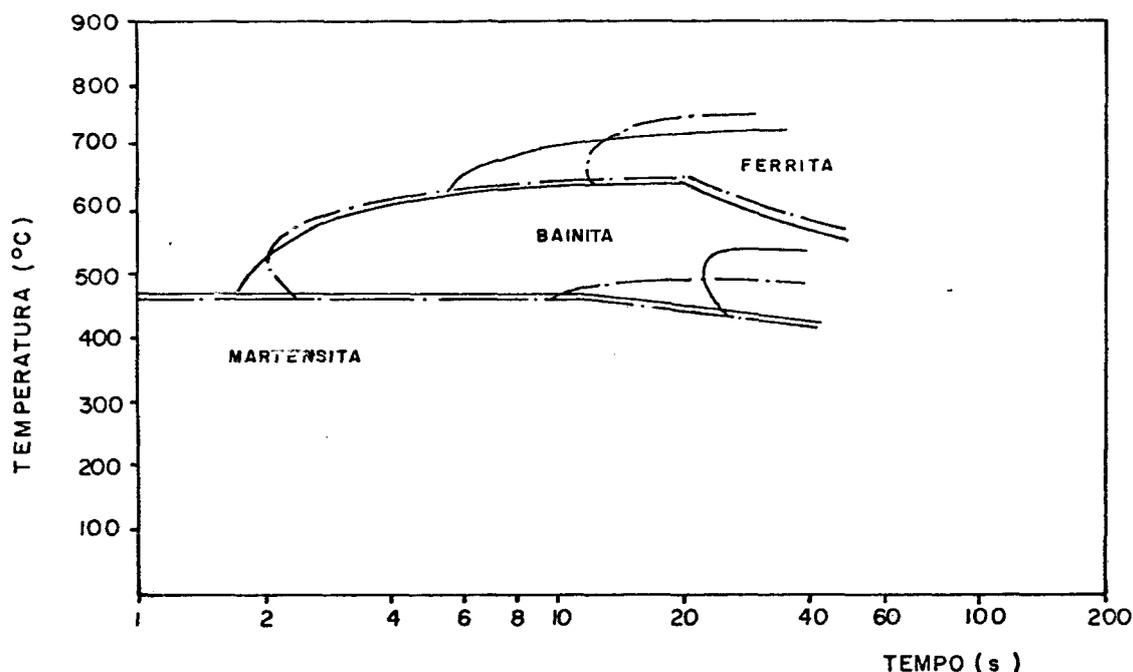
2.3 - Previsão de Propriedades da ZAC

Já foi apontada a importância de conhecer algumas propriedades e características da ZAC no que diz respeito à sua soldabilidade. Aqui vamos tratar dos métodos desenvolvidos até hoje para prever analiticamente os valores dessas propriedades, obviando assim os problemas e consumo de tempo necessários para obtê-las experimentalmente ou da literatura técnica, sendo que neste último caso esses dados com pouca frequência estão disponíveis.

2.3.1 - Elaboração analítica de Diagramas TRC-S

Um diagrama TRC-S é válido para uma determinada composição química. Assim, mesmo a variação na composição permitida numa dada norma de aço vai acarretar variações nesse diagrama e nas propriedades mecânicas, como exemplifica a figura 7 ⁽³⁷⁾.

Um método promissor para vencer essas dificuldades é a descrição matemática dos processos de transformação e dos valores das propriedades mecânicas. Para essa descrição há dois métodos de cálculo possíveis:



		C	Si	Mn	P	S
corrida 1	—————	0.12	0.37	1.15	0.019	0.034
corrida 2	- . - . - . -	0.12	0.32	1.73	0.027	0.031

FIG. 7 - Diagramas TRC-S para duas corridas do aço 09-G2

a) O modelo fenomenológico, baseado nos processos que acontecem em um nível microestrutural durante a transformação de fase. Para aplicar este método surgem grandes dificuldades como o fato de que fatores de influência tais como as propriedades termodinâmicas (que dependem da temperatura e da composição química do aço), os valores e direção do gradiente de concentração na matriz, as constantes de difusão, os defeitos da rede cristalina existentes, as micro e macro-tensões, etc., são desconhecidos tanto em seus valores quanto em suas relações mútuas. Por isso, este método até hoje só é possível de realizar para prever a transformação da ferrita, controlada por difusão, em ligas binárias (37).

b) Modelo estatístico: ele tem maior sucesso que o anterior para a previsão das transformações em ligas de aço complexas e com estruturas mistas de varios produtos de transformação.

Neste método as leis físicas que regem os processos de transformação são assumidas como um fato, embora não se conheça a estrutura dessas leis e, portanto, não se possa descreve-las analiticamente. Entretanto é preciso conhecer quais os fatores que tem alguma influência nas transformações, de modo a poder fazer uma aproximação por meio de uma expansão em série. Então, se se tiver suficientes dados relativos ao comportamento de transformação, pode-se fazer uma análise por regressão para determinar os parâmetros característicos do diagrama TRC-S em função da composição química. Esses parâmetros seriam:

A_{c3} : temperatura crítica superior

A_{c1} : temperatura crítica inferior

T_F : temperatura de início da transformação da ferrita

T_M : temperatura de início da transformação martensítica

t_F : tempo $\Delta t_{s/5}$ a partir do qual se obtém ferrita

t_B : tempo $\Delta t_{s/5}$ a partir do qual se obtém bainita

Os modelos estatístico-matemáticos que descrevem cada um desses parâmetros devem incluir então:

- A influência de cada elemento de liga agindo separadamente.

- A influência de dois elementos de liga agindo em conjunto, o que é dado como um produto.

- Se um determinado elemento tem uma influência que se acentua a partir de determinado teor, esta circunstância deve ser descrita por um termo quadrático.

Seyffarth e Kassatkin (37) fizeram análise por regressão sobre dados de 125 aços, dentro da seguinte faixa de composição: C < 0.5 %, Mn < 2 %, Si < 1 %, Cr < 1.5 %, Ni < 1.2 %, Mo < 0.5 %, e adições de V, Ti, Nb e Al. Chegaram às fórmulas para calcular os parâmetros que nos permitem construir o diagrama TRC-S, e os parâmetros para prever a composição microestrutural. Na tabela 2 está a qualificação desses modelos, dada pelo coeficiente de correlação R e pela dispersão residual S_o .

Tabela 2. Qualificação dos modelos de Seyffarth e Kassatkin

Modelo para prever	parâmetro	Coeficiente de correlação R	Dispersão residual S_o	
Diagrama TRC-S	lnAC1	0.9573	0.0116	
	lnAC3	0.9668	0.1397	
	lnTM	0.9683	0.0275	
	lnTF	0.9182	0.0421	
	lnTB	0.8630	0.4044	
	lnTF	0.9478	0.4332	
Composição microestrutural	Ferrita	A	0.8677	0.9071
		B	0.6529	0.4939
	Ferrita+ Perlita	Γ	0.8906	0.8382
		Δ	0.8072	0.2943
	Martensita	β	0.8046	0.7680

2.3.2 - Previsão de Dureza Máxima na ZAC

Já foi visto no item 2.3.1 como Seyffarth e Kassatkin chegaram a formular modelos matemáticos para prever os pontos característicos que permitem construir os diagramas TRC-S de determinado aço a partir da sua composição química. De modo similar eles fizeram análise de regressão sobre mais de 700 dados de dureza de 20 aços baixa liga, cujas faixas de composição são dadas na tabela 3, sobre as 12 variáveis seguintes: $\ln A_{t\theta.5/5}$, $(\ln A_{t\theta.5/5})^2$, $\ln A_{t\theta.5/5}CE$, $CE(\ln A_{t\theta.5/5})^2$, C, Si, Mn, Cr, Ni, C.Cr, CE e Pcm. Estas duas últimas, CE e Pcm, foram incluídas como variáveis para englobar a influência de outros elementos de liga como o Mo, Cu, V, B, e assim diminuir o número de variáveis, e portanto a complexidade da análise de regressão. No final, chegaram à fórmula para dureza máxima (4):

$$\begin{aligned} HV_{\text{máx}} = & 323.6 - 114.6 \ln A_{t\theta.5/5} + 11.33 (\ln A_{t\theta.5/5})^2 \\ & + 123.7 (\ln A_{t\theta.5/5}) CE - 15.58 (\ln A_{t\theta.5/5})^2 CE - 1299C \\ & - 79.11 Si - 120.7 Mn - 539 Cr - 79.22 Ni \\ & + 2830 Cr * C + 620.8 CE + 875.4 Pcm \quad [HV_{30}] \quad (9) \end{aligned}$$

onde,

$$CE = C + \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{6} + \frac{Ni}{40} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{4} + \frac{V}{14} \quad (10)$$

Comparando os valores de dureza medidos e os calculados pela fórmula (9), eles obtiveram um coeficiente de correlação múltipla $R = 0.9727$, e uma dispersão residual $S_o = 19.1 HV_{30}$, que são valores bastante satisfatórios.

Outras fórmulas tem sido propostas para prever a dureza máxima na ZAC a partir da composição química e o tempo de resfriamento. Entre elas, segundo Suzuki (6), a fórmula de

Lorenz-Dueren parece ser uma das mais confiáveis em vista da excelente correlação, $R=0.98$, entre os valores de dureza calculados e os efetivamente medidos. A fórmula, aplicável a estruturas martensíticas e bainíticas, é a seguinte:

$$HV_{\text{máx}} = 2019[(1-0.5\log\Delta t_{\text{e/s}})C + 0.3(CE_{\text{B}} - C)] + 66(1 - 0.9\log\Delta t_{\text{e/s}}) \quad (11)$$

onde,

$$CE_{\text{B}} = C + \frac{\text{Si}}{11} + \frac{\text{Mn}}{8} + \frac{\text{Cu}}{9} + \frac{\text{Cr}}{5} + \frac{\text{Ni}}{17} + \frac{\text{Mo}}{6} + \frac{\text{V}}{3} \quad (12)$$

Como pode ser visto da equação (11), se pode prever a dureza a partir do carbono equivalente CE_{B} só quando usamos também o valor do teor de C.

Tabela 3 - Faixa de composição dos aços utilizados por Seyffarth na análise de regressão

Elemento	C	Mn	Si	Cu	Cr	Ni
% peso	0.07-0.26	0.15-1.91	0.02-1.08	0-0.38	0-1.45	0-1.01

Elemento	Nb	Ti	B	Al	N2	V
% peso	0-0.11	0-0.047	0-0.007	0-0.74	0-0.026	0-0.18

Em 1981, Yurioka ⁽³⁸⁾ propôs a fórmula que chamou de

NSC-Y:

$$HV_{\text{máx}} = 406C + 164CE_{\text{I}} + 183 - \arctag(X) - 369C - 149CE_{\text{qI}} + 100 \quad (13)$$

onde,

$$X = \frac{\log\Delta t_{\text{e/s}} - 2.822CE_{\text{II}} + 0.262}{0.526 - 0.195CE_{\text{II}}} \quad (14)$$

$$CE_{\text{I}} = C + \frac{\text{Si}}{24} + \frac{\text{Mn}}{6} + \frac{\text{Cu}}{15} + \frac{\text{Ni}}{40} + \frac{\text{Cr}}{6} + \frac{\text{Mo}}{4} + \frac{\text{V}}{5} + \frac{\text{Nb}}{5} + 10B \quad (15)$$

$$CE_{II} = C - \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{5} + \frac{Cu}{5} + \frac{Ni}{20} + \frac{Cr}{4} + \frac{Mo}{6} + 10B \quad (16)$$

CE_{II} determina a dureza máxima para resfriamento lento e CE_{II} se relaciona com os tempos críticos de resfriamento para aparição de microestruturas 100 % e 0 % martensíticas. A fórmula é válida para aços incluídos na faixa de composições da tabela 6.

Em 1984, Terasaki ⁽⁵⁾, baseado em dados de dureza para aços C-Mn e baixo C baixa liga propôs sua fórmula TJOM-2:

$$\text{para } \Delta t_{8/5} < t_M \quad HV_{\text{máx}} = HV_M \quad (17)$$

$$\text{para } \Delta t_{8/5} > t_M \quad HV_{\text{máx}} = HV_{0\%M} + \frac{C}{e} \frac{HV_M - HV_{0\%M}}{t_M} (0.2(\Delta t_{8/5} - 1)) \quad (18)$$

onde,

$$\log t_M = 2.5P_v - 1.27 \quad (19)$$

$$P_v = C + \frac{Mn}{3} + \frac{Cu}{4} + \frac{Ni}{8} + \frac{Cr}{10} + \frac{Mo}{3} + 5B \quad (20)$$

$$HV_{0\%M} = 164 \left(C + \frac{Si}{2} + \frac{Cr}{7} + \frac{Mo}{2} + V + Nb + 7B \right) + 153 \quad (21)$$

$$\text{dureza } 100 \% \text{ Martensita} = HV_M = 812C + 293 \quad (22)$$

Tabela 4 - Faixa de composição dos aços estudados por Yurioka

Elemento	C	Mn	Si	Cu	Ni
% em peso	0.02-0.254	0.68-2.01	0.04-0.45	0-0.23	0-0.81

Elemento	Cr	Mo	V	Nb	Ti	B
% em peso	0-0.85	0-0.47	0-0.068	0-0.052	0-0.02	0-0.0018

Suzuki ⁽⁶⁾, em 1985, supôs que a curva de dureza vs. $\log \Delta t_{8/5}$ pode ser descrita por uma curva logística, como segue:

$$HV_{m\acute{a}x} = HV_{\alpha} + \frac{K}{1 + e^{[aC \log \Delta t_{\theta/s} - Y5]}} \quad (23)$$

Onde HV_{α} , a , K e $Y5$ são constantes que dependem da composição química do aço em estudo.

Também supôs que HV_{α} é a dureza máxima para $\Delta t_{\theta/s} = 60$ s, e que:

$$K = HV_M - HV_{\alpha} \quad (24)$$

HV_M sendo o valor de dureza para 100 % martensita usado nas equações experimentais de Yurioka ⁽³⁸⁾,

$$HV_M = 884C + 287 \quad (25)$$

Suzuki, baseado em dados de dureza de 70 aços (em um total de 240 dados para 6 condições de soldagem, a saber: $\Delta t_{\theta/s} = 3, 4, 6, 8, 10$ e 20 s), cuja faixa de composições se mostra na tabela 5, obteve por análise de regressão sobre onze variáveis dos elementos de liga C, Mn, Si, Cu, Ni, Cr, Mo, V, Nb, Ti e B, a fórmula que chamou de BL70, com as seguintes constantes:

$$K = 269 + 454C - 36Si - 79Mn - 57Cu - 12Ni - 53Cr - 122Mo - 169Nb - 7089B \quad (26)$$

$$a = \frac{478 + 3364C - 256Si + 66Ni - 408Mo - 1321V - 1559Nb}{K} \quad (27)$$

$$Y5 = -0.085 + 2.070C + 0.459Mn + 0.655Cu + 0.122Ni + 0.222Cr + 0.788Mo + 30B \quad (28)$$

Depois, fazendo análise de regressão múltipla das constantes K , a e $Y5$ sobre as variáveis independentes %C e P_{cm}, Suzuki chegou à fórmula simplificada BL70S, com:

$$K = 237 + 1633C - 1157P_{cm} \quad (29)$$

$$a = \frac{566 + 5532C - 2280P_{cm}}{K} \quad (30)$$

$$YS = - 0.030 - 6.00C + 7.77Pcm \quad (31)$$

Tabela 5 - Faixa de composição dos aços estudados por Suzuki

Elemento	C	Mn	Si	Cu	Ni
% em peso	0.03-0.33	0.48-2.06	0.05-0.65	0-0.47	0-2.09

Elemento	Cr	Mo	V	Nb	Ti	B
% em peso	0-1.06	0-0.66	0-0.07	0-0.06	0-0.02	0-0.0023

Suzuki fez a comparação das suas fórmulas BL70 e BL70S, com a fórmulas (11) de Dueren, NSC-Y de Yurioka, e TJOM-2 de Terasaki, que considerou as mais acertadas das existentes até então na literatura. Para isso usou os parâmetros de correlação R e desvio padrão Syx, que indicam a qualidade de um modelo, fazendo a análise sobre os 70 aços em que se baseou para obter BL70 e BL70S, e chegou à conclusão que a fórmula BL70 é a mais acertada, seguida pela fórmula NSC-Y e a BL70S, como mostra a tabela 6.

Tabela 6 - Qualificação dos modelos de previsão da Dureza Máxima.

Fórmula	Correlação R	Desvio Syx [HV]
BL70 (Suzuki)	0.9691	17.11
BL70S (Suzuki)	0.9599	19.40
NSC-Y (Yurioka)	0.9610	19.37
T-JOM-2 (Terasaki)	0.9529	21.11
Dueren	0.9372	21.07

Segundo o visto, a fórmula BL70S mostrou-se acertada

para a previsão de dureza máxima dos 70 aços sujeitos a análise de regressão. Para conferir a validade dessa fórmula para outros aços não incluídos naqueles 70 estudados, Suzuki tomou outros resultados de dureza da literatura e chegou à conclusão que BL70S prevê acertadamente a dureza de aços de baixo Carbono e alta resistência, mas quando aplicada em aços de baixo C, baixo Mn e baixa resistência — como por exemplo C = 0.10 a 0.17%, Mn = 0.65 a 1.10% e σ_r similar à de aço doce — BL70S tende a superestimar o valor de dureza. Então, para o uso nesses aços, modificou o valor de Y5 da fórmula BL70S, obtendo assim a fórmula que chamou de BL70SM, com:

$$Y5 = -0.030 - 6.00C + 7.77P_{cm} + 0.22(C - Mn - 1.50) \quad (32)$$

Cotrell ⁽⁷⁾ em 1984 anotou que um dos principais problemas da maioria das fórmulas utilizadas para prever a dureza máxima na ZAC, é que o valor calculado de dureza continua a aumentar, ainda acima do valor máximo atingível da microestrutura martensítica, ao aumentar mais e mais os valores do carbono equivalente e/ou velocidade de resfriamento. Então ele fixou como requerimentos para a fórmula de previsão de dureza a derivar, que o limite inferior de dureza fosse aquele do Ferro com baixíssimo Carbono, resfriado lentamente (80 HV), e que o limite superior de dureza fosse aquele da ZAC totalmente endurecida, cujo valor ele fixou como sendo:

$$HV_M = 80 + 800 (C + 3N + 0.29) \quad (33)$$

Cotrell incluiu o efeito endurecedor do Nitrogênio, atribuindo-lhe um fator multiplicador igual a 3, pois o N é um endurecedor mais potente que o Carbono.

Para cumprir as condições de contorno, optou por multiplicar o valor da equação (33) por um fator que tende a 1

para altos valores de carbono equivalente e velocidade de resfriamento, e tende a 0 para valores baixos de carbono equivalente e velocidade de resfriamento. Para isso escolheu o exponencial e^{-x} , com x sendo alguma função do carbono equivalente e velocidade de resfriamento, o que se mostrou satisfatório. A fórmula a que finalmente chegou é:

$$HV_{\text{máx}} = 80 + \frac{800(C + 3N + 0.29)}{e^{(0.25r)^{1.5} CE + \frac{Ni}{Mn^2}}} \quad (34)$$

onde,

r : velocidade média de resfriamento no intervalo entre 800 e 500 °C [°C/s]

$$CE = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{5} + \frac{V}{3} + \frac{Nb}{4C} + \frac{0.0001}{S} \quad (35)$$

Como detalhes da fórmula tem-se:

- A análise de regressão feita por Cotrell mostrou que o teor de Si não devia ser incluído no expoente da velocidade de resfriamento.
- O efeito do Ni se mostrou dependente do teor de Mn, de modo que o termo Ni/Mn^2 provou ser satisfatório.
- O expoente da velocidade de resfriamento inclui o C e elementos formadores de carbonetos.
- O efeito do S parece não ser linear, e uma análise de aços com teores de 0.002 a 0.043 %S indicou que o efeito era menor para baixos níveis de S. O fator $0.0001/S$ foi encontrado satisfatório e concorda com o proposto por Hart (abid.7) na faixa de 0.003 a 0.023 %S.
- O efeito do Nb parece ser influenciado pelo teor de C, de modo que o fator combinado $Nb/4C$ deu melhores resultados que um fator simples.

- O elemento Cu não foi incluído na fórmula pois não se observou efeito dele nos aços estudados (que tinham teores de até 0.3 %Cu). Esta descoberta está em concordância com o apontado por Dearden e Neill (abid.7) de que o Cu não tem efeito até teores de 0.5 %.

Em estudo mais recente, 1987, Yurioka ⁽⁸⁾ tendo em conta que a maioria das fórmulas para prever dureza se confinavam a aços estruturais com baixos Carbonos equivalentes, se propôs obter uma fórmula mais geral, aplicável também a acos com altos teores de Carbono e de elementos de liga. Assim, mediante análise de regressão sobre dados de dureza de 30 aços com composições dentro daquelas da tabela 7, obteve a seguinte fórmula para a dureza máxima da ZAC, aplicáveis para $\Delta t_{s/5}$ <100s:

$$HV_{\max} = 220 + 442C(1 - 0.3C) + 65 \tanh(y) + [68 + 402C(1 - 0.3C^2) - 59 \tanh(y)] * \arctan(x) \quad (36)$$

onde,

$$x = \frac{\log(\Delta t_{s/5}) - 2.30CE_I - 1.35CE_{III} + 0.882}{1.15CE_I - 0.673CE_{III} - 0.601} \quad (37)$$

$$y = 2.65CE_{II} - 0.69 \quad (38)$$

$$CE_I = C_p + \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu}{15} + \frac{Ni}{12} + \frac{Cr(1 - 0.16\sqrt{Cr})}{8} + \frac{Mo}{4} + \Delta H \quad (39)$$

$$CE_{II} = C + \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{5} + \frac{Cu}{10} + \frac{Ni}{18} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{2.5} + \frac{V}{5} + \frac{Nb}{3} \quad (40)$$

$$CE_{III} = C_p + \frac{Mn}{3.6} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{9} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{4} \quad (41)$$

Tendo em vista que a influência do Carbono na temperabilidade diminui para altos teores de C, Yurioka definiu

o carbono efetivo C_p :

$$C_p = C \quad \text{quando } C < 0.3\% \quad (42)$$

$$C_p = \frac{C}{6} + 0.25 \quad \text{quando } C > 0.3\% \quad (43)$$

$$\text{Dureza da martensita: } HVM = 884C(1 - 0.3C^2) + 294 \quad (44)$$

$$\text{Tempo para 100\% martensita: } t_M = e^{(10.6CE_I - 4.8)} \quad (45)$$

Dureza de 0% martensita:

$$HV_{0\%M} = 145 + 130 \tanh(2.65CE_{II} - 0.69) \quad (46)$$

Tempo para 0% martensita:

$$t_{0\%M} = e^{(6.2CE_{III} + 0.74)} \quad (47)$$

Na fórmula (39) introduziu o fator ΔH , que relaciona o efeito combinado do B e N na temperabilidade:

$$\Delta H = 0 \quad \text{quando } B \leq 1 \text{ ppm}$$

$$\Delta H = 0.03f_N \quad \text{quando } B = 2 \text{ ppm}$$

$$\Delta H = 0.03f_N \quad \text{quando } B = 3 \text{ ppm}$$

$$\Delta H = 0.09f_N \quad \text{quando } B \geq 4 \text{ ppm} \quad (48)$$

$$f_N = \frac{0.02 - N}{0.02} \quad (49)$$

Onde f_N é usado para tomar em conta a tendência do N em reduzir o efeito do B sobre a temperabilidade: pequenas quantidades de B tem resultados significativos sobre a temperabilidade da ZAC por causa da segregação do B nos contornos de grão da austenita, o que inibe a nucleação da ferrita. O Nitrogênio presente se combina preferencialmente com o Boro, reduzindo desta forma o Boro disponível para aumentar a temperabilidade.

O mesmo Yurioka propôs também uma fórmula mais simples, aplicável a aços com $C < 0.3\%$, $Ni < 5\%$ e $Cr < 1\%$:

$$HV_{m\acute{a}x} = 442C + 99CE_{II} + 206 + (402C - 90CE_{II} + 80) * \arctan(x) \quad (50)$$

onde,

$$CE_{II} = C + \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{5} + \frac{Cu}{10} + \frac{Ni}{18} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{2.5} + \frac{V}{5} + \frac{Nb}{3} \quad (51)$$

x é definido como na equação (37), mas usando os seguintes valores de CE_I e CE_{II}:

$$CE_I = C + \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu}{15} + \frac{Ni}{12} + \frac{Cr}{8} \quad (52)$$

$$CE_{III} = C + \frac{Mn}{3.6} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{9} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{4} \quad (53)$$

Daqui em diante, a equação (36) será referida como Yuri-A, e a equação (50) como Yuri-B.

2.3.3 - Previsão da Suscetibilidade a Trincas a Frio

Já foi dito que as trincas induzidas por Hidrogênio são um dos maiores problemas na soldagem dos aços para construção. Dado que as TF não podem ser permitidas em uma estrutura e freqüentemente são difíceis de detetar e custosas de reparar, é essencial que o fabricante tome precauções durante a soldagem para evitar sua formação.

Existem várias normas que fornecem recomendações ao engenheiro de soldagem com a finalidade de evitar as TF. Uma delas é a do Welding Institute ⁽⁹⁾, baseada nos resultados de um extensivo programa de ensaios CTS e CCT (dilatometria) realizados em aços do final da década de 60 e começo da década de 70, predominantemente do tipo semiacalmado. Outra é a norma BS 5135 ⁽¹⁰⁾, que dá recomendações menos rigorosas que as do WI, refletindo uma experiência prática de fabricação, disponível no tempo em que foi produzida a edição original dessa norma (1974).

Ambos os métodos fornecem nomogramas (veja figura 8)

para um dado nível de H, com curvas que indicam a energia fornecida necessária para evitar trincas, para cada valor de carbono equivalente calculado pelo método do IIW.

Boothby ⁽³⁹⁾ mostrou como esses métodos de previsão falham, indicando energias fornecidas críticas menores que as requeridas, sobretudo para baixos valores de CE_{IIW} e para soldagem sem pré-aquecimento.

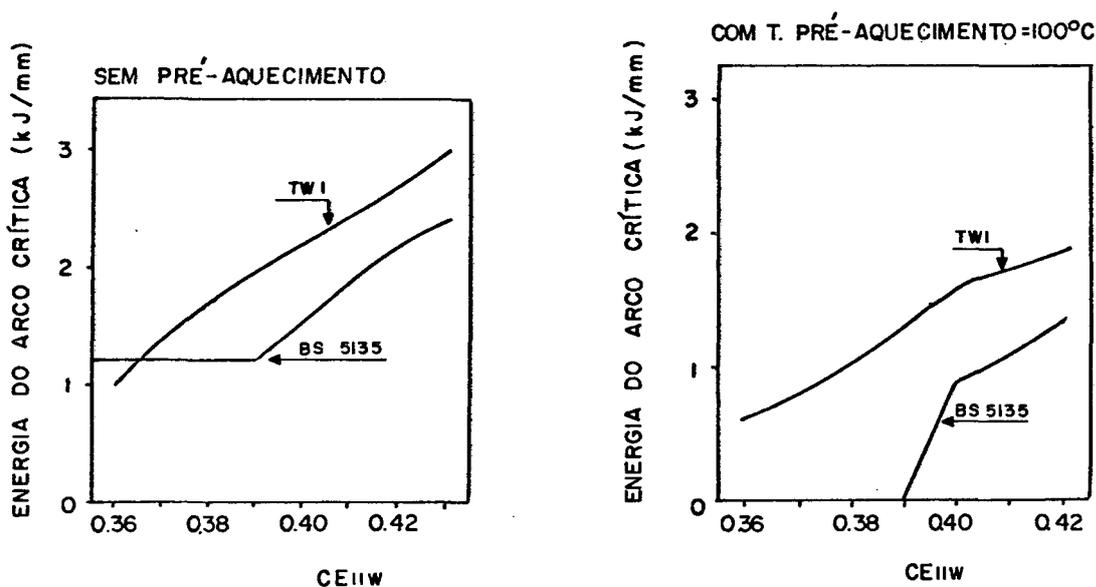


FIG. 8 - Exemplos dos nomogramas fornecidos pelas normas do TWI e BS 5135

Ito e Bessyo ⁽²⁾, em 1969, apontaram que todas as fórmulas até então propostas pelos outros autores para predizer a suscetibilidade a TF, relacionavam esta última diretamente à temperabilidade ou à dureza máxima na ZAC do aço em questão, fatores estes que tem relação com a suscetibilidade, mas que sozinhos não fornecem uma quantificação dela. Em vista disto conduziram uma extensiva série de ensaios Tekken sobre 200 diferentes tipos de aços de alta resistência. Foi escolhido o ensaio Tekken porque ele representa o primeiro passe numa soldagem de topo de chapas grossas; considera-se que esse

ensaio produz altas tensões de restrição na junta soldada.

Os percentuais de trincamento obtidos nos ensaios, definidos como as relações entre o comprimento da trinca e as dimensões transversal e longitudinal do cordão, foram analisados estatisticamente de modo a obter um parâmetro P_c que inclua os fatores que se considera influem nas TF: composição química do aço, nível de H difusível, e espessura das chapas a soldar. Este último fator foi incluído pois um aumento na espessura das chapas, leva a um aumento tanto da restrição da junta soldada quanto da velocidade de resfriamento na ZAC, resultando, portanto, em uma maior probabilidade de ocorrer TF.

$$P_c = P_{cm} + \frac{t}{600} + \frac{H_f}{60} \quad (54)$$

onde,

t : espessura da chapa [mm]

H_f : Hidrogênio difusível no metal de solda
[cc/100g], medido segundo a norma JIS Z-3113

A fórmula (54) é aplicável a aços que estejam dentro da faixa de composição, espessura e teor de Hidrogênio especificados na tabela 8.

Tabela 8 - Campo de aplicação do parâmetro P_c

Elemento	C	Mn	Si	Cu	Ni	Cr
% em peso	0.07-0.22	0.4-1.40	0-0.60	0-0.50	0-1.20	0-1.20

Elemento	Mo	V	B	V	Ti	Nb
% em peso	0-1.20	0-0.70	0-0.12	0-0.012	0-0.05	0-0.04

$H_f = 1.0-5.0$ cc/100g

$t = 19-50$ mm

Como P_c já inclui a influência do teor de H e as tensões de restrição (relacionadas na fórmula P_c por meio da espessura da chapa a soldar), ao representar graficamente o percentual de trincamento vs o parâmetro P_c observamos o comportamento da figura 9, que não apresenta tanta dispersão como quando usamos no mesmo gráfico o valor de CE_{Irw} em vez de P_c .

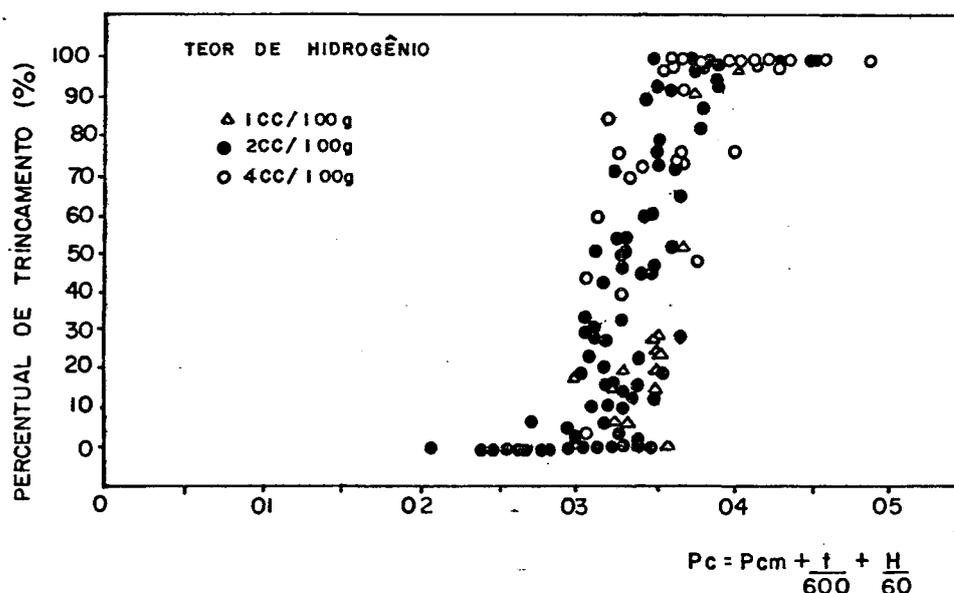


FIG. 9 - P_c como indicador do limite da condição de trincamento

Após terem feito ensaios Tekken adicionais com 3 temperaturas de pré-aquecimento (50, 100 e 150 °C) e com 100 c.p. para cada uma, Ito e Bessyo observaram que não ocorria TF quando se soldavam aços baixa liga com valor P_c entre 0.25 e 0.40, em chapa de 19 a 50 mm e com $E_{forn} = 17 \text{kJ/cm}$, sempre e quando as chapas fossem pré-aquecidas a uma temperatura definida pela seguinte equação:

$$T_{\text{pré-aq}} = 1440P_c - 392 \quad (55)$$

Em 1973 um grupo de pesquisadores japoneses (abid.30), entre os quais Bessyo, modificaram a fórmula (54), substituindo

o fator devido à espessura t por um outro fator mais abrangente que é o da restrição da junta, K_s , com o qual obtiveram a fórmula para P_w :

$$P_w = P_{cm} + \frac{H_f}{60} + \frac{K_s}{40000} \quad (56)$$

A intensidade de restrição da junta K_s [kg/mm^2] no ensaio Tekken é $K_s = 70t$ (t espessura t em mm), com o qual o valor de P_w é praticamente igual ao de P_c . Na maioria das aplicações K_s é menor que o valor dado acima.

A temperatura mínima de pré-aquecimento para evitar TF pode ser determinada usando as figuras 10-a e 10-b.

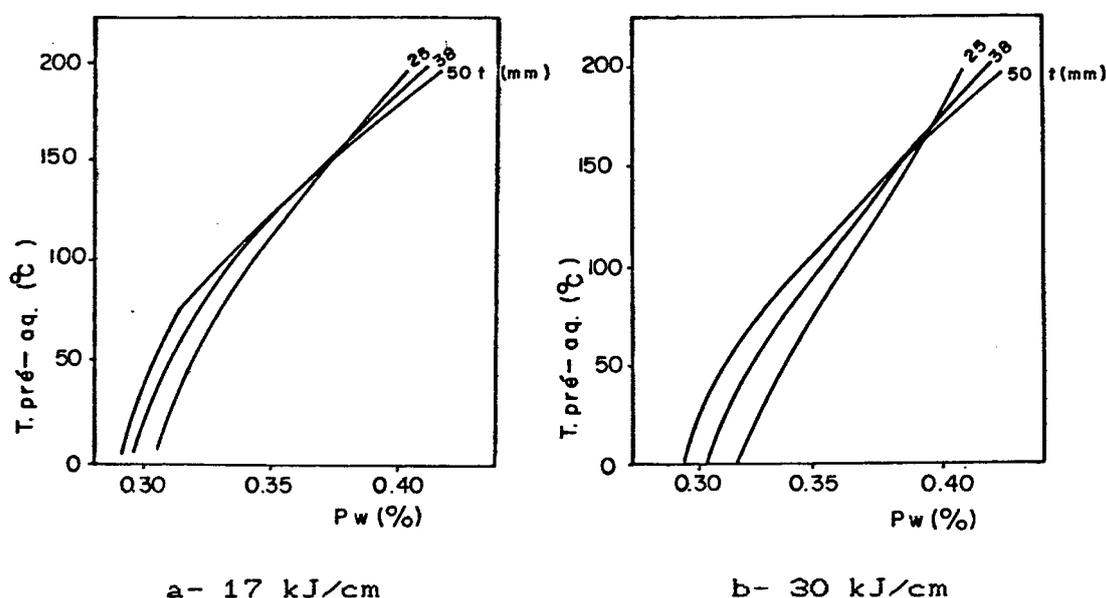


FIG. 10 - Relações entre P_w e a temperatura de pré-aquecimento requerida

Mais tarde Yurioka et al ⁽⁴⁰⁾ realizaram testes "Stout slot", "H-slit", "V-groove Restraint" e Tekken, em aços com teores de C entre 0.02 e 0.26 %C. Em cada tipo de ensaio, os c.p. foram pré-aquecidos a varias temperaturas (entre 0 e 200 °C) até chegar à que definiram como temperatura de pré-aquecimento crítica, T_o^* , acima da qual se evita totalmente o

início de trincas. Com base nos resultados, e seguindo o mesmo conceito do parâmetro P_c , propuseram o parâmetro CI (Cracking Index) para descrever a probabilidade de ocorrência de TF:

$$CI = CEN + 0.15 \log H_{JIS} + 0.30 \log (0.017 * Kt * \sigma_v) \quad (57)$$

onde,

CEN : carbono equivalente proposto por Yurioka, segundo a fórmula (5)

H_{JIS} : teor de H no metal depositado de solda, determinado usando o método do deslocamento de glicerina. Este valor H_{JIS} pode ser convertido ao valor H_{HW} (medido usando o método do deslocamento de Mercúrio) pela fórmula:

$$H_{HW} = 1.3 H_{JIS} + 0.61 \quad (58)$$

Kt : fator de concentração de tensões no entalhe onde se inicia a trinca

σ_v : tensão principal atuando no metal de solda [kgf/mm^2]

Como foi mencionado no item 2.1.1, algum H escapa da junta soldada durante o resfriamento após a soldagem. Porém, essa mobilidade do H diminui à medida que a solda vai resfriando, e chega a ser desprezível a temperaturas menores que 100°C . O pré-aquecimento aumenta o tempo de resfriamento entre a temperatura de pico e 100°C e, portanto, é efetivo na prevenção de TF. Porém, o tempo de resfriamento até 100°C (t_{100}) é determinado não só pela temperatura de pré-aquecimento, mas também pela espessura da chapa, método de pré-aquecimento usado, e por outros fatores. Deste modo, é mais aconselhável definir o tempo crítico de resfriamento até 100°C (t_{100cr}) acima do qual serão evitadas as TF.

Yurioka et al calcularam o índice CI segundo a fórmula (57) para cada uma das condições de ensaio, e por análise de regressão obtiveram a seguinte equação, que determina o tempo crítico de resfriamento:

$$t_{100cr} = e^{(67.6CI^3 - 182CI^2 + 163.8CI - 41.0)} \quad (59)$$

O mesmo estudo de Yurioka aponta falhas pela aplicação indiscriminada do método proposto. Por exemplo, por esse método, obtém-se temperaturas de pré-aquecimento maiores que as necessárias ao usá-lo para aços de baixo C, e para a soldagem com alto Hidrogênio.

Embora se acredite que com o aumento da dureza máxima na ZAC aumenta a suscetibilidade a TF, a dureza por si só não caracteriza completamente a condição microestrutural da ZAC, para determinar a suscetibilidade a TF. Como exemplo, a figura 11, extraída do trabalho de Evans e Christensen (41), mostra claramente que se precisam, pelo menos, dois parâmetros da microestrutura para dar uma correlação compreensível com o σ_{cr} do ensaio de implante. Pavaskar e Kirkaldy (1), baseados nos dados de Evans, encontraram que σ_{cr} se correlaciona muito bem com um índice linear assim definido:

$$ZAC_{index} = 1565 - 10C \%M - HV_{m\acute{a}x} \quad (60)$$

onde,

$HV_{m\acute{a}x}$: dureza máxima da ZAC, obtida no ensaio Vickers com carga de 10 kgf

$\%M$: percentual de martensita na região da ZAC perto da linha de fusão

Ao incluir o termo do teor de martensita, diminuiu o desvio padrão na correlação de σ_{cr} de 17.3 N/mm^2 para 8.3 N/mm^2 . Incluindo um índice de Hidrogênio (H_{index}), melhora ainda mais

a correlação:

$$\sigma_{cr} = (H_{index})(ZAC_{index})^{1/2} \quad (61)$$

onde,

H : teor de Hidrogênio em peso, ppm, medido pelo procedimento do IIW

$$H_{index} = 31 - 15.5 \log H \quad (62)$$

A fórmula (61) é bastante apropriada como método de prever σ_{cr} pois $HV_{m\acute{a}x}$, %M e H podem ser calculados a partir da composição química do aço e das condições de soldagem: o tempo de resfriamento pode ser obtido do nomograma do IRSID (21), ou analiticamente pelas fórmulas de Adams (42) ou de Kohira (43); $HV_{m\acute{a}x}$ e %M através de uma das fórmulas descritas no item 2.3.2, e H através de uma apropriada teoria da remoção e distribuição do Hidrogênio, como, por exemplo, a de Tadomi e Fujii (abid.1), explicada mais adiante.

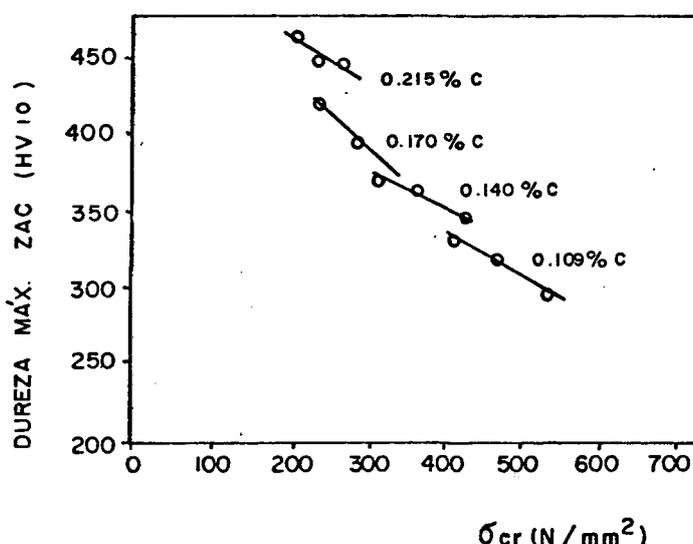


FIG. 11 - Variação de σ_{cr} com a dureza máxima da ZAC e o teor de Carbono

Para testar a validade de σ_{cr} como parâmetro que indica a suscetibilidade a TF, Pavaskar e Kirkaldy registraram em um diagrama o percentual de trincamento vs o parâmetro P_c

(figura 12) com os dados obtidos por Ito e Bessyo. Embora P_c foi obtido por regressão linear sobre os dados mostrados nessa figura, há uma maior dispersão (aprox. $0.110P_c$) que para o gráfico que usa σ_{cr} (aprox. $0.082P_c$).

Como se observa, σ_{cr} é uma parâmetro mais efetivo que P_c para quantificar a suscetibilidade a TF, de modo que baseados na figura 12-a poderíamos dizer que qualquer aço soldado sob as condições dadas na figura, para σ_{cr} menores que 600 N/mm^2 é suscetível de ocorrer TF se não se usar pré-aquecimento.

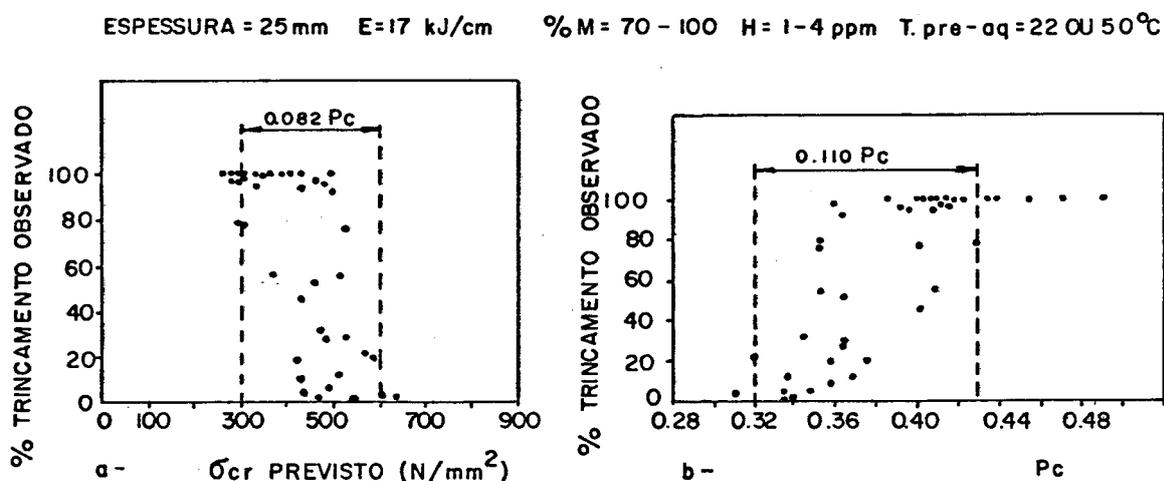


FIG. 12 - Comparação da correlação entre os percentuais de trincamento e os parâmetros σ_{cr} e P_c

Para chegar ao valor da temperatura de pré-aquecimento necessária para evitar TF, deve-se ter em conta que esse pré-aquecimento não só afeta a velocidade de resfriamento na faixa de transformação γ - α (e, portanto, a microestrutura resultante), mas também permite que mais Hidrogênio se difunda para fora da junta.

Tadomi e Fujii (abid.1) desenvolveram um método para calcular o teor de H difusível após a soldagem. Segundo eles,

uma solda de raiz ou de um único passe pode ser representada por um modelo de cordão tendo uma seção transversal retangular de largura efetiva L . Supõe-se que o H inicialmente uniforme no metal fundido, se difunde para fora da junta somente através da superfície superior do cordão durante o resfriamento.

Com as condições de contorno apropriadas para concentração inicial uniforme de Hidrogênio C_0 , é estimado que, para o parâmetro adimensional de tempo $\tau \gg 0$, a concentração média de Hidrogênio C será:

$$C = \frac{C_0}{\pi^2} \sum_{n=1}^{\infty} \frac{e^{-\frac{n^2 \tau}{4}}}{n^2} \quad (63)$$

onde,

$$\tau = \frac{\sum D_i t_i}{L^2} \quad (64)$$

C : concentração média de H difusível retida na solda após resfriamento.

D_i : coeficiente de difusão médio [cm^2/s], durante o intervalo de tempo t_i

L : largura efetiva do cordão [cm]

Assim, se C_{z0} e C_{PA} são os teores finais de H, medidos pelo método do IIW, para o caso sem pré-aquecimento e com pré-aquecimento respectivamente, para o mesmo teor de H inicial C_0 , e se τ_{z0} e τ_{PA} são os parâmetros de tempo correspondentes, se pode escrever:

$$\ln C_{PA} = \frac{\ln C_{z0} - \pi^2 (\tau_{PA} - \tau_{z0})}{4} \quad (65)$$

Dos ensaios RRC feitos, foi observado que o intervalo de tempo mais importante para a difusão de H é aquele entre 300 e 100 °C. Dado que o tempo gasto neste intervalo de temperaturas baixas é muito maior que aquele gasto acima de 450

$^{\circ}\text{C}$, e em vista que a difusão de H é desprezível para temperaturas abaixo de 100°C , é suficiente avaliar a média $(\tau_{PA} - \tau_2)$ na faixa de 450 a 100°C . Assim, podem-se dividir as duas curvas de resfriamento (com e sem pré-aquecimento) em pequenos segmentos e estimar τ para os dois regimes de resfriamento.

Para o cálculo do coeficiente de difusão dependente da temperatura, Tadomi e Fujii recomendam usar:

$$D = 1.4 \times 10^{-3} e^{(-3200/RT)} \quad \text{para } 523\text{K} < T < 773\text{K} \quad (66)$$

$$D = 0.12 e^{(-7820/RT)} \quad \text{para } T < 523\text{K} \quad (67)$$

Para estimar a largura efetiva L para um dado procedimento de soldagem, se pode usar a relação semi-empírica desenvolvida por Badstreet ⁽⁴⁴⁾:

$$L^2 = 2.54^2 \left(\frac{2A}{\pi} \right) \quad (68)$$

$$A = \left(\frac{E_{\text{forn}} V_s^{1/3}}{3310} \right)^{5/4} \quad (69)$$

onde,

A : área efetiva do cordão [pol^2]

V_s : velocidade de soldagem [pol/min]

E_{forn} : energia fornecida [kJ/pol]

L : largura efetiva do cordão [cm]

Métodos similares ao de Tadomi e Fujii, baseados na difusão de H, foram desenvolvidos por Coe e Chano ⁽²⁰⁾ para passe único simplesmente depositado, e por Chew e Kyte ⁽⁴⁵⁾ para vários tipos de junta (de filete, de topo com chanfro V simples e duplo).

III. MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 - Escolha dos tipos de aço a ensaiar

Dado o uso crescente dos aços estruturais microligados, especialmente aqueles com Nb, achou-se interessante testar os modelos para prever a dureza da ZAC desse tipo de aços, e em particular sua capacidade de avaliar a influência do Nb na dureza da ZAC. Como se pode ver na tabela 7, o teor de Carbono de todos os aços escolhidos como amostra é similar, e só um deles (o aço No. 4) contém Cr e Cu em teores maiores.

Todos os aços referidos — fornecidos pela COSIPA — são duplamente acalmados (ao Al e Si), e o No. 4 tem características de resistência à corrosão atmosférica.

3.2 - Especificação do Método para obtenção das Curvas de Dureza

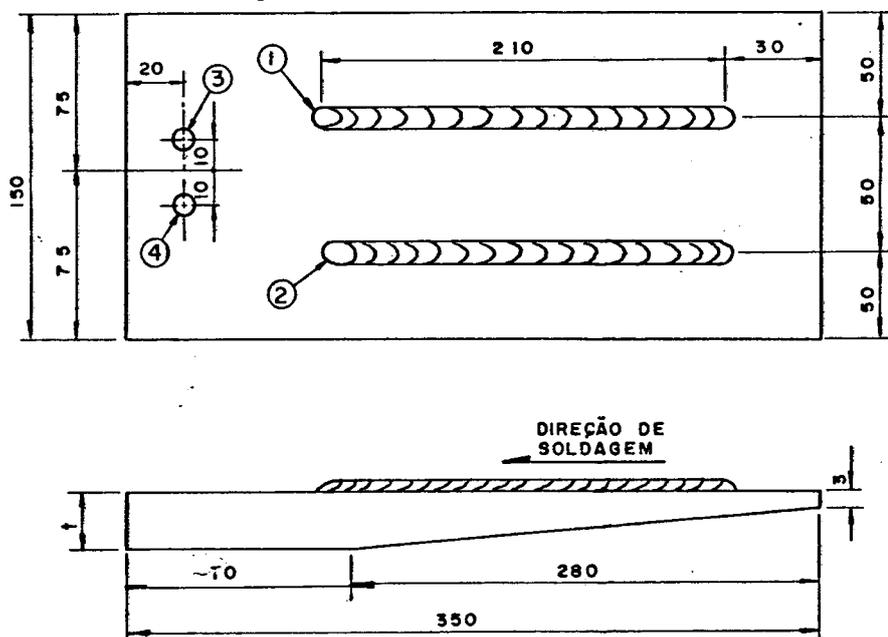
É possível obter dados para a construção das curvas de dureza, depositando cordões de solda com diferentes energias em uma chapa do metal base a estudar e relacionar depois a dureza máxima medida com o parâmetro de resfriamento. Embora simples, este método é dispendioso. O método descrito na norma JIS Z-3115 ⁽⁴⁵⁾ (Taper test), concebido para obter dados para a curva de dureza na faixa de tempos $\Delta t_{8/5}$ entre 0.5 e 20 s (que

Tabela 9 - Composição química e propriedades dos aços ensaiados

Aço No.	1	2	3	4
espessura (mm)	25.4	20.3	28.3	19.0
classe ASTM	A131-D	A131-AH32	A131-AH36	A242
σ_R (N/mm ²)	454	574	585	547
σ_E (N/mm ²)	284	431	454	384
Along (%)	33.4	33.5	31.7	33.8
Pcm	0.196	0.236	0.237	0.252
Elemento (% peso)	Composição Química			
C	0.151	0.161	0.154	0.143
Mn	0.740	1.220	1.427	1.027
Si	0.210	0.300	0.304	0.373
P	0.020	0.021	0.014	0.015
S	0.011	0.010	0.014	0.015
Cr	0.023	0.041	0.021	0.619
Ni	0.015	0.027	0.019	0.017
Mo	<0.010	<0.010	<0.010	<0.010
Cu	<0.010	0.037	<0.010	0.274
Nb	<0.005	0.026	0.036	0.013
Ti	<0.010	<0.010	<0.010	---
V	<0.010	<0.010	<0.010	<0.010
Al	0.054	0.042	0.049	0.058
N	0.0082	0.0046	0.0063	0.0069
O	0.0021	0.0011	0.0007	0.0037

é a faixa de velocidades de resfriamento que mais interessa no caso de TF), foi escolhido pois permite obter varios ciclos térmicos num mesmo corpo de prova, com economia de material e

de tempo. O corpo de prova e condições de soldagem recomendados estão sumarizados na figura 13.



Ordem de deposição: 1- 2- 3- 4

Condições de soldagem:

$$I = 170 \pm 10 \text{ A}$$

$$V = 26 \pm 3 \text{ V}$$

$$\text{Velocidade de soldagem } v_s \begin{cases} \text{cordão 1: } 15 \pm 1 \text{ cm/min} \\ \text{cordão 2: } 28 \pm 1 \text{ cm/min} \end{cases}$$

Eletrodo tipo baixo H, Diam. = 4 mm, de resistência similar à do metal base

Temperatura interpasse < 40 °C

quando espessura da chapa $e < 30 \text{ mm}$, $t = e$

quando espessura da chapa $e > 30 \text{ mm}$, $t = 30 \text{ mm}$

FIG. 13 - Resumo da norma JIS Z-3115 (45)

Devido a que as espessuras de todas as amostras de aço obtidas estão abaixo de 30 mm, só foram depositados os dois cordões longos e feitos os dois pontos de solda em cada corpo de prova.

A norma recomenda usar eletrodo revestido de baixo Hidrogênio, de resistência similar a aquela das amostras. Assim, foi escolhido o eletrodo tipo AWS E7018, que, segundo o manual do fabricante, deposita metal com $\sigma_R = 510$ a 590 N/mm^2 . As condições de soldagem recomendadas pelo fabricante são: $V = 20-24 \text{ V}$; $I = 130-205 \text{ A}$. Nos ensaios foram usados os valores: $V = 22 \text{ V}$, $I = 170 \text{ A}$, que forneceram boa estabilidade do arco e pouco respingo.

Os eletrodos foram secados a $200 \text{ }^\circ\text{C}$ por ao menos 1 hora, e depois mantidos em estufa a $100 \text{ }^\circ\text{C}$, da qual só foram retirados 10 minutos antes do seu uso.

Para deixar um espaço de ar embaixo dos corpos de prova, de modo a permitir a convecção natural de calor, foi construída uma estrutura metálica, cujo esquema é mostrado na figura 14.

Com o intuito de melhorar a uniformidade das condições de soldagem (V , I , v_s) foram usados: um equipamento para soldagem automatizada com eletrodo revestido (projetado e construído no Labsolda) o qual permite manter uma tensão de arco constante; uma tartaruga de soldagem, onde foram colocados o suporte de arame e o corpo de prova, como mostra a figura 15.

3.2.1 - Obtenção dos ciclos térmicos

Optou-se por medir os tempos de resfriamento $\Delta t_{8/5}$ nas seções onde posteriormente seria medida a dureza, com a finalidade de reduzir a incerteza que acarretaria a obtenção de $\Delta t_{8/5}$ por meio de fórmulas ou gráficos. Com essa finalidade foram usados termopares tipo K (Chromel-Alumel) de 0.25 mm de diâmetro, soldados no fundo de furos de 2 mm de diâmetro

mediante descarga capacitiva. Esse diâmetro de termopar escolhido é o mais comumente utilizado em soldagem pois, ao mesmo tempo que oferece baixa inercia térmica, sua resistência mecânica é boa. Entretanto, fios de menor diâmetro são muito mais frágeis e dão um aumento desprezível de precisão ⁽³³⁾.

Previamente foram depositados cordões de solda com as condições a usar nos ensaios, e depois foi cortado transversalmente o cordão, polido e atacado para avaliar a penetração da solda para, desta maneira, poder determinar a profundidade dos furos que alojaríam os termopares, de modo que a junção deles ficasse aproximadamente em ponto da ZAC que atingisse a temperatura máxima entre 1350 °C e 900 °C pois, segundo estudo do Welding Institute ⁽³³⁾, o tempo de resfriamento $\Delta t_{8/5}$ é essencialmente o mesmo em qualquer ponto da ZAC que ultrapasse durante a soldagem a temperatura de 900 °C.

As profundidades médias (medidas a partir da superfície da chapa) que atingem as temperaturas de 1350 e 900 °C, respectivamente, para as diferentes condições de soldagem usadas são:

- para cordão com $v_s = 15$ cm/min : 2.3 e 3.0 mm
- para cordão com $v_s = 28$ cm/min : 1.9 e 2.5 mm
- para o ponto de solda: 1.4 e 1.8 mm

Como pode ser visto dos valores acima, a profundidade dos furos deveria ser bem controlada para não inutilizar as medidas de $\Delta t_{8/5}$ obtidas.

Como fator inerente ao processo de soldagem usado tem-se que a penetração, quando comparada com a estreita região da ZAC onde devem ser localizados os termopares, muda bastante

de um ponto a outro do cordão. Portanto, embora a usinagem dos furos tivesse sido feita com cuidado, algumas junções atingiam temperaturas abaixo de 900°C , enquanto que para outras o metal ao redor chegava à temperatura de fusão, perdendo então momentaneamente sua resistência mecânica. Para evitar que neste último caso o próprio peso dos termopares levasse os mesmos a sair do lugar, em cada chapa a ensaiar era soldado (mediante pontos de solda por resistência) um suporte para os fios de termopar, como mostrado na figura 14.

A parte dos termopares que fica dentro dos furos foi isolada, elétrica e térmicamente, mediante missangas de cerâmica, e o resto dos fios de termopar foi isolado com capas de tubo plástico, para evitar a formação acidental de uma junção por contato dos dois fios em ponto diferente ao desejado (47).

Para fazer a medição — simultânea à deposição dos cordões de solda — dos ciclos térmicos em até 7 pontos (no caso das amostras de aço com espessura maior), foi usado um sistema de aquisição de sinais marca HEWLETT PACKARD, modelo 3497A, e escolheu-se trabalhar com as seguintes características:

- resolução: 0.01 mV (equivalente a 0.25°C para termopar tipo K)
- velocidade de leitura: 12.5 leit/s
- No. total de leituras por termopar: 250
- tempo total de aquisição: 140 s

Foi feita a compensação de temperatura ambiente via software. Os dados de temperatura pico e tempo $\Delta t_{9/5}$ foram obtidos para cada ponto de medição.

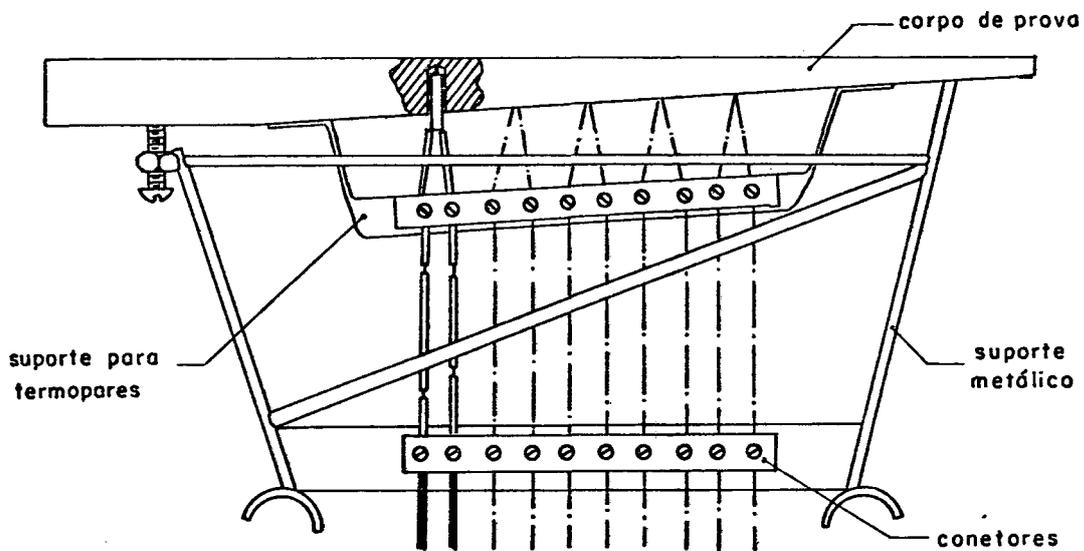


FIG. 14 - Estrutura metálica para suportar o corpo de prova e os cabos de ligação dos termopares

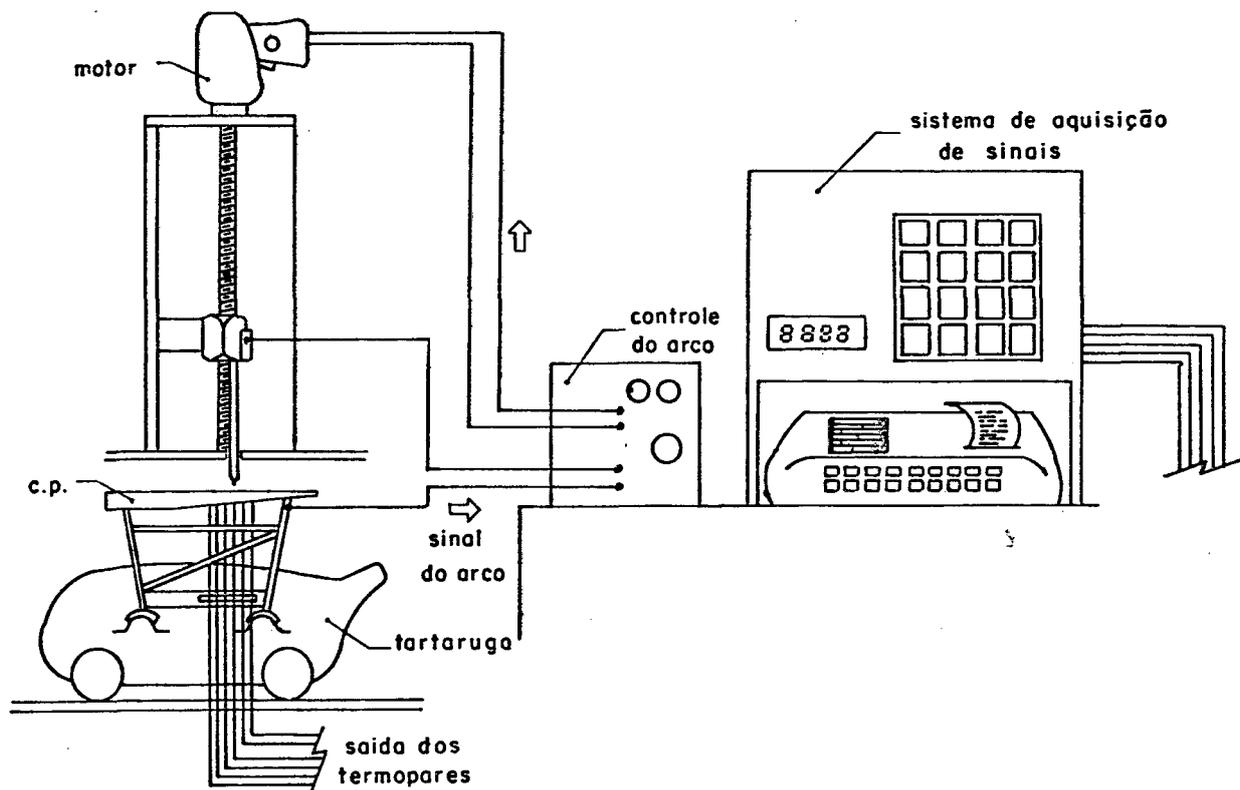


FIG. 15 - Esquema de montagem e ligações nos ensaios

3.2.2 - Medição de Dureza

Mais de 12 horas após a soldagem, como recomendado na norma JIS Z3101 ⁽⁴⁸⁾, foram isolados os cordões de solda mediante cortes com serra mecânica usando refrigeração, e depois esses cordões foram seccionados transversalmente usando disco abrasivo ("cut-off") com refrigeração, para evitar qualquer aumento de temperatura que acarretasse mudanças na microestrutura e propriedades do aço na face cortada. Os corpos de prova para dureza foram então polidos e depois atacados com solução de Nital a 2 % durante 20 a 30 s.

Quanto à obtenção do valor de dureza máxima na ZAC existem na literatura varios métodos propostos, entre eles:

a) O adotado no IRSID ⁽²¹⁾, no qual é usada uma carga de 5 kgf no ensaio de dureza Vickers, e os pontos de medição são escolhidos todos na zona da ZAC super-aquecida junto à linha de fusão, a intervalos maiores de 0.5 mm (veja figura 16-a). Como as medidas podem ser afetadas grandemente pela presença de heterogeneidades localizadas (inclusões por exemplo), o valor adotado de dureza não é o máximo daqueles obtidos, senão uma média dos 3 ou 5 maiores valores obtidos num corpo de prova, desde que a diferença entre esses valores esteja num intervalo de 20 HV (considerado razoável).

b) O recomendado pela norma JIS Z3101 ⁽⁴⁸⁾, de fazer as medições de dureza Vickers com carga de 10 kgf, em pontos localizados ao longo de uma linha reta tangente à linha de fusão no seu ponto mais baixo e paralela à superfície da chapa (veja figura 16-b). As medições a fazer em cada corpo de prova seriam uma no ponto de tangência e pelo menos 7 a cada lado da

reta, a intervalos de 0.5 mm. O valor de dureza máxima adotado seria o maior valor de todos os medidos.

No presente trabalho foi utilizado um método alternativo, descrito a seguir:

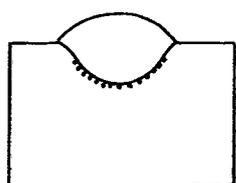
- As medições foram feitas com carga de 10 kgf (durante 12 a 15 s), com o qual se obtém uma "média" do valor de dureza da região abrangida pela impressão, diminuindo assim a possibilidade de obter valores afetados por heterogeneidades localizadas. Este valor de carga é o mais frequentemente usado por outros autores (5,6,7). Dado que com essa carga se obtém um valor médio, o valor de dureza máxima adotado foi o maior de todos os obtidos num corpo de prova.

- O método da reta tangente foi usado quando um formato mais plano do fundo do cordão permitia obter vários pontos de medição na ZAC super-aquecida. Nos casos em que o fundo do cordão fosse muito convexo, preferia-se fazer as medições ao longo de varias retas paralelas à superfície e começando num ponto de tangência com a linha de fusão (veja figura 16-c) em vez de fazê-lo como no método do IRSID, pois nele a escolha do local para fazer a impressão é bastante subjetiva.

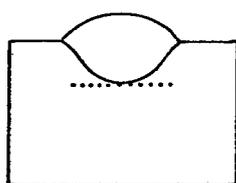
- Verificado que as diagonais da impressão de dureza, nos aços a ensaiar, tinham valores entre 0.2 e 0.3 mm, e que o espaçamento de 0.5 mm entre impressões recomendado pela norma JIS Z-3115 contrariava assim a norma ASTM E92 (49) (que recomenda que a distância entre o centro das impressões seja de pelo menos 3 vezes a diagonal ou seja, no caso presente, de 0.6 a 0.9 mm), foram feitas impressões no metal base do aço No.1 (que davam diagonal da ordem de 0.3 mm) usando diferentes

espaçamentos — 1.5, 1.0, 0.7, 0.5 e 0.4 mm — e em nenhum caso constatou-se deformação dos bordos da impressão ou variação do valor de dureza atribuível ao diferente espaçamento. Sendo assim, nos ensaios realizados foi usado sempre um espaçamento de 0.5 mm entre os centros das impressões.

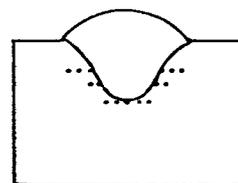
Para a medição de dureza foi utilizado equipamento marca WPM, modelo HPO 250. Após feitas 10 impressões com carga de 10 kgf em bloco padrão (marca WERKÖ) de 515 HV nominais, obteve-se uma repetibilidade, definida segundo a norma ASTM E92, de 20 HV. Face à necessidade de localizar as impressões nos corpos de prova em pontos ao longo de linhas retas e com espaçamento uniforme, optou-se por adaptar duas mesas micrométricas acopladas (para obter os movimentos em X e Y) sobre a mesa da máquina de medir dureza.



a- IRSID



b- JIS Z3101



c- variante proposta

FIG. 16 - Localização das impressões de dureza Vickers

IV. RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 - Resultados dos ensaios "Taper"

As tabelas 10 a 13 sumarizam as condições de soldagem, tempos de resfriamento e valores de dureza obtidos nos ensaios "Taper" feitos nos 8 corpos de prova (2 para cada tipo de aço).

Devido a que as medições de $\Delta t_{s/5}$ e de dureza tem erros embutidos, achou-se conveniente, para levantar a curva de dureza, proceder ao ajuste de uma curva aos dados obtidos experimentalmente (relacionados nas tabelas 10 a 13). Escolheu-se fazer-lo através de um polinômio por regressão de mínimos quadrados. Os pontos medidos e as curvas ajustadas estão mostrados nas figuras 17 a 20, nas quais se pode observar que as faixas de velocidades de resfriamento obtidas nos ensaios "Taper" são apropriadas no que diz respeito ao estudo da dureza com relação às TF, pois em todas as curvas de dureza obtidas, para os tempos $\Delta t_{s/5}$ maiores a dureza atingiu um valor baixo e aproximadamente constante.

Dado que não foram obtidos valores de $\Delta t_{s/5}$ intermedios entre 1 e 3 s, não foi possível determinar a extensão do patamar de dureza para 100% martensita. Por isto, a curva de dureza para essa faixa de velocidades de resfriamento — que aparece com linha tracejada nas figuras —, foi ajustada de acordo ao formato dos trechos vizinhos da curva.

TABELA 10- Condições de soldagem e valores de dureza obtidos no aço No. 1

espessura local [mm]	c. p. 1			c. p. 2		
	T _{máx} [°C]	$\Delta t_{8/5}$ [s]	H _{máx} [HV ₁₀]	T _{máx} [°C]	$\Delta t_{8/5}$ [s]	H _{máx} [HV ₁₀]
	I= 180 A V= 22 V $v_s = 15$ cm/min E _{forn} = 15 kJ/cm			I= 170 A V= 23 V $v_s = 15$ cm/min E _{forn} = 15.6 kJ/cm		
10	1439	13.11	190	<900		
12	1320	12.02	209	1270	10.96	198
14	1302	9.46	210	1377	8.40	207
16	1185	7.79	219	1093	7.45	222
18	1226	6.45	235	1165	6.63	222
20	1099	6.51	238	1339	6.14	240
22				1093	6.19	235
	I= 170 A V= 23 V $v_s = 28$ cm/min E _{forn} = 8.4 kJ/cm			I= 170 A V= 23 V $v_s = 28$ cm/min E _{forn} = 8.4 kJ/cm		
10				1255	5.17	233
12	1173	3.97	250	1367	3.69	252
14	1241	3.43	268			
16	994	3.40	281	<900		
18	994	3.03	285	1250	3.04	274
20	999	3.14	294	1210	3.05	274
22	966	3.14	292	1216	3.03	281
Ponto de solda: I= 170 A V= 23 V						
	1420	0.71	409	1176	0.67	405

TABELA 11- Condições de soldagem e valores de dureza obtidos no aço No. 2

espessura local [mm]	c. p. 1			c. p. 2		
	T _{máx} [°C]	Δt _{8/5} [s]	H _{máx} [HV ₁₀]	T _{máx} [°C]	Δt _{8/5} [s]	H _{máx} [HV ₁₀]
	I = 170 A V = 22 V v _s = 15 cm/min E _{forn} = 15 kJ/cm			I = 170 A V = 22 V v _s = 15 cm/min E _{forn} = 15 kJ/cm		
10	1135	13.93	240	1217	15.23	242
12	1087	12.06	254	1262	12.11	251
14	1058	9.72	264	1434	9.59	276
16	994	8.12	299	1380	7.49	297
18	971	7.26	309	1287	6.98	301
20	905	7.02	317	1165	7.14	317
22						
	I = 170 A V = 23 V v _s = 28 cm/min E _{forn} = 8.4 kJ/cm			I = 170 A V = 23 V v _s = 28 cm/min E _{forn} = 8.4 kJ/cm		
10	922	6.39	311	1187	5.81	309
12	943	4.70	314	1231	4.05	322
14	1009	3.86	325	1184	3.59	350
16	945	3.67	342	1147	3.25	363
18	940	3.60	347	1026	3.57	351
20				1268	3.24	363
22						
Ponto de solda: I = 170 A V = 22 V						
	1173	0.86	416	<900		413

TABELA 12 - Condições de soldagem e valores de dureza obtidos no aço No.3

espessura local [mm]	c. p. 1			c. p. 2		
	T _{máx} [°C]	$\Delta t_{9/5}$ [s]	H _{máx} [HV ₁₀]	T _{máx} [°C]	$\Delta t_{9/5}$ [s]	H _{máx} [HV ₁₀]
	I= 170 A V= 23 V v _s = 15 cm/min E _{forn} = 15.6 kJ/cm			I= 170 A V= 23 V v _s = 15 cm/min E _{forn} = 15.6 kJ/cm		
10	992	15.23	254	1093	16.17	262
12	938	13.58	260	1334	12.83	268
14	1220	10.26	292	<900		
16	910	9.21	294	1123	8.32	309
18	1420	7.62	306	1348	7.11	314
20	1075	7.26	319	1190	6.62	333
22	1090	6.80	330	<900		
	I= 170 A V= 23 V v _s = 28 cm/min E _{forn} = 8.4 kJ/cm			I= 170 A V= 23 V v _s = 28 cm/min E _{forn} = 8.4 kJ/cm		
10	939	5.86	322	1318	6.88	319
12	978	4.46	330	1230	4.55	342
14	937	4.31	354	1338	3.83	344
16	1199	3.70	360	933	3.64	357
18	1246	3.12	380	1222	3.35	387
20	1095	3.52	370	1335	3.49	357
22	1076	3.45	383	1211	3.39	380
Ponto de solda: I= 170 A V= 23 V						
	<900	0.70	416	<900	0.65	409

TABELA 13 - Condições de soldagem e valores de dureza obtidos no aço No. 4

espessura local [mm]	c. p. 1			c. p. 2		
	T _{máx} [°C]	$\Delta t_{e/s}$ [s]	H _{máx} [HV ₁₀]	T _{máx} [°C]	$\Delta t_{e/s}$ [s]	H _{máx} [HV ₁₀]
	I= 170 A V= 23 V v _s = 15 cm/min E _{forn} = 15.6 kJ/cm			I= 175 A V= 23 V v _s = 15 cm/min E _{forn} = 16.1 kJ/cm		
10	947	14.47	281	1513	19.65	251
12	1335	11.94	285	1372	14.87	276
14	1230	10.04	290			
16	1177	8.35	306	1441	9.20	297
18	1055	7.82	314	1319	8.36	314
20						
22						
	I= 170 A V= 23 V v _s = 28 cm/min E _{forn} = 8.4 kJ/cm			I= 170 A V= 23 V v _s = 28 cm/min E _{forn} = 8.4 kJ/cm		
10	1046	6.37	336	1367	5.86	339
12	1139	4.87	354	1219	4.25	360
14	1096	4.07	366	1405	3.57	373
16	<900			1142	3.86	376
18	1041	3.88	376	1009	3.76	370
20						
22						
Ponto de solda: I= 170 A V= 23 V						
	1420	0.60	420		0.70	413

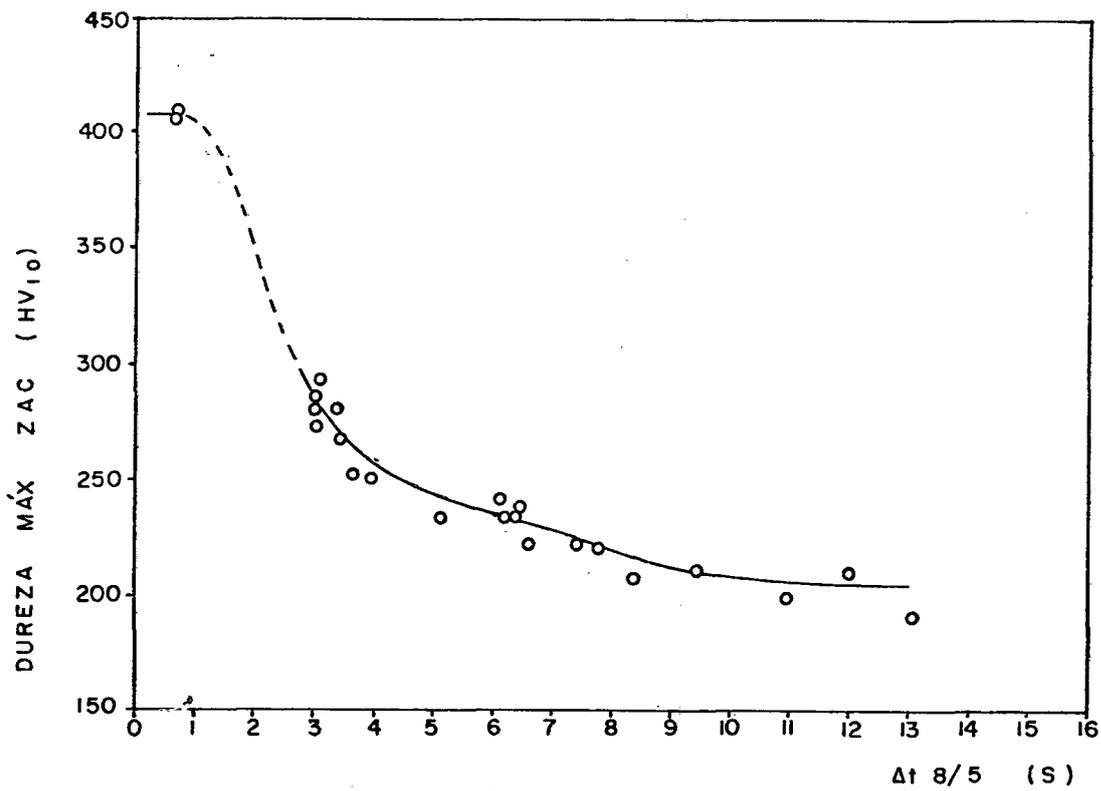


FIG. 17 - Curva de Dureza do aço No. 1

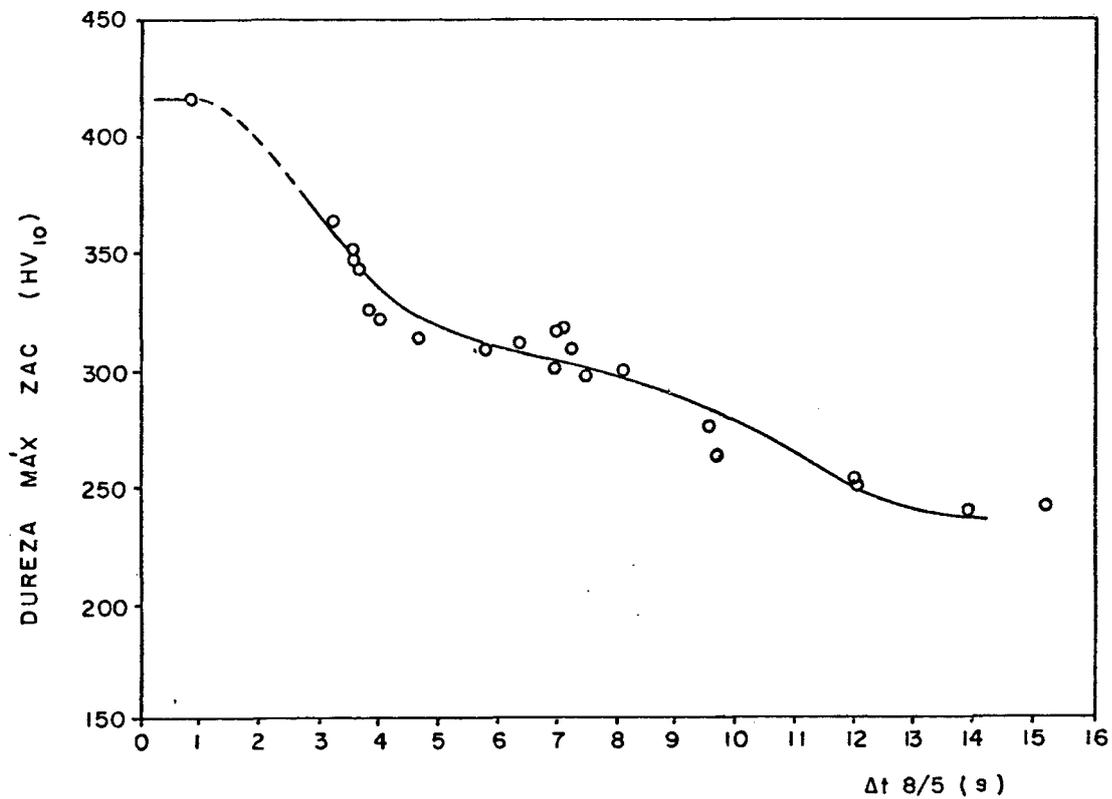


FIG. 18 - Curva de Dureza do aço No. 2

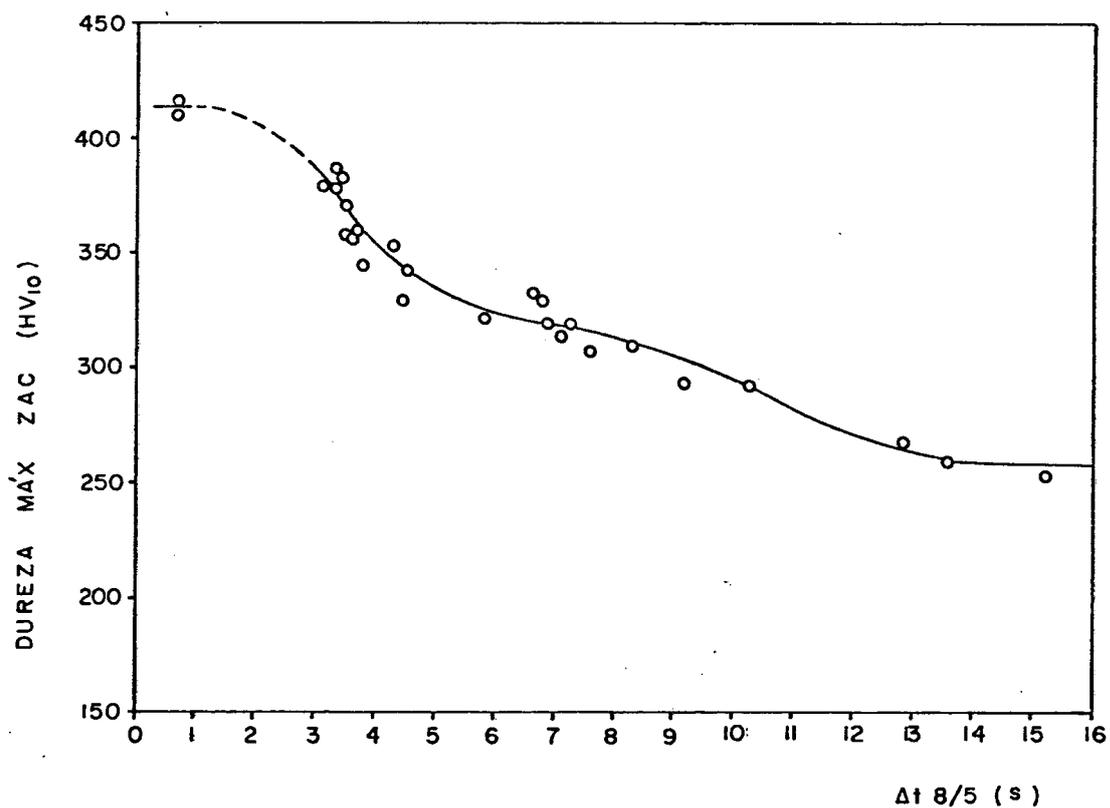


FIG. 19 - Curva de Dureza do aço No. 3

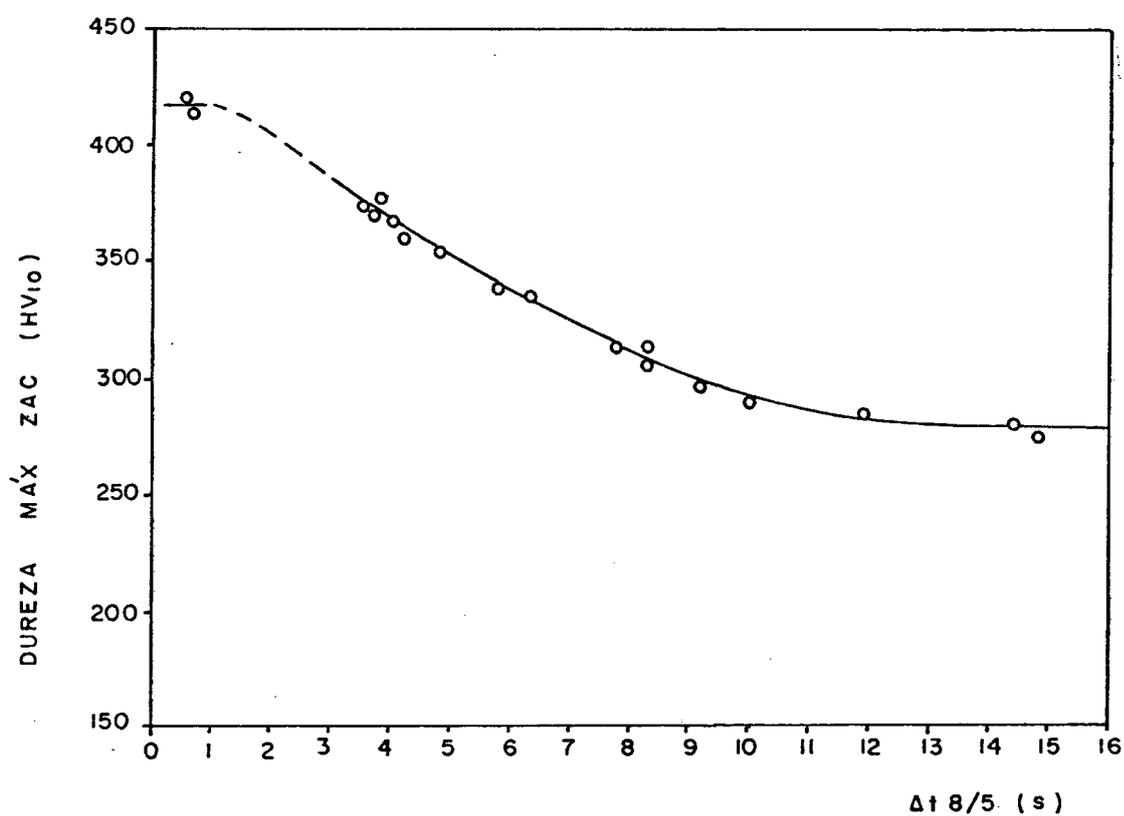


FIG. 20 - Curva de Dureza do aço No. 4

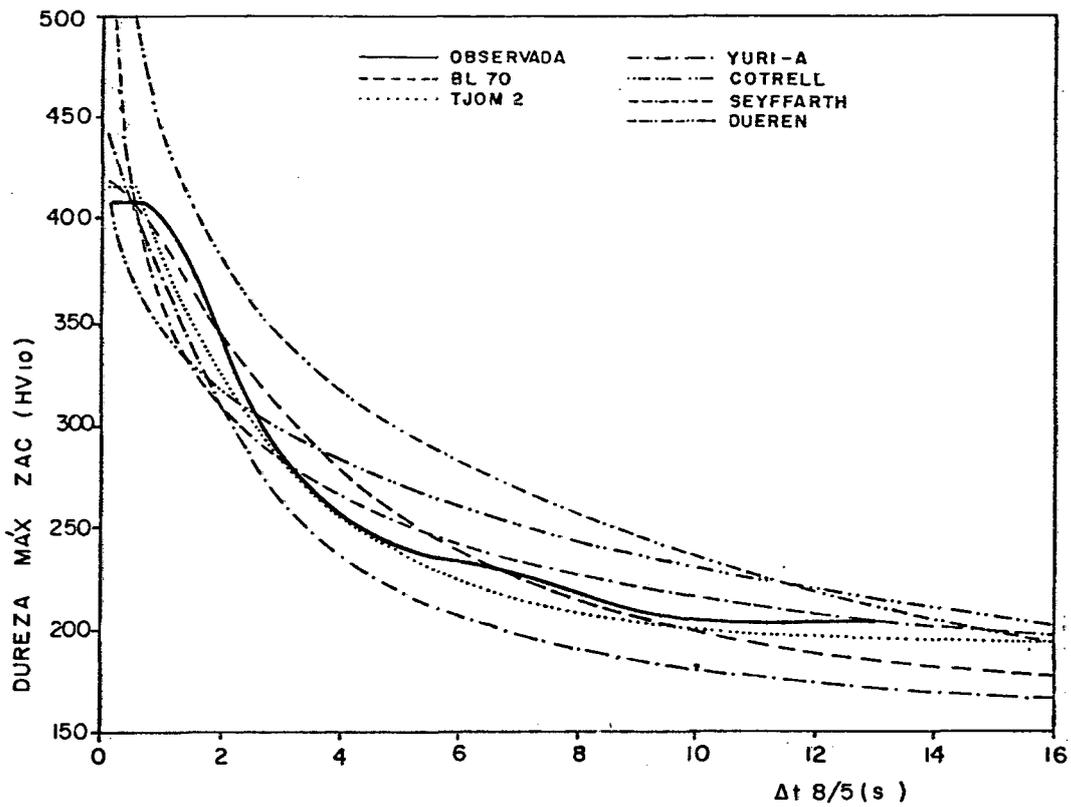


FIG. 21 - Curvas de dureza observada e previstas no aço No. 1

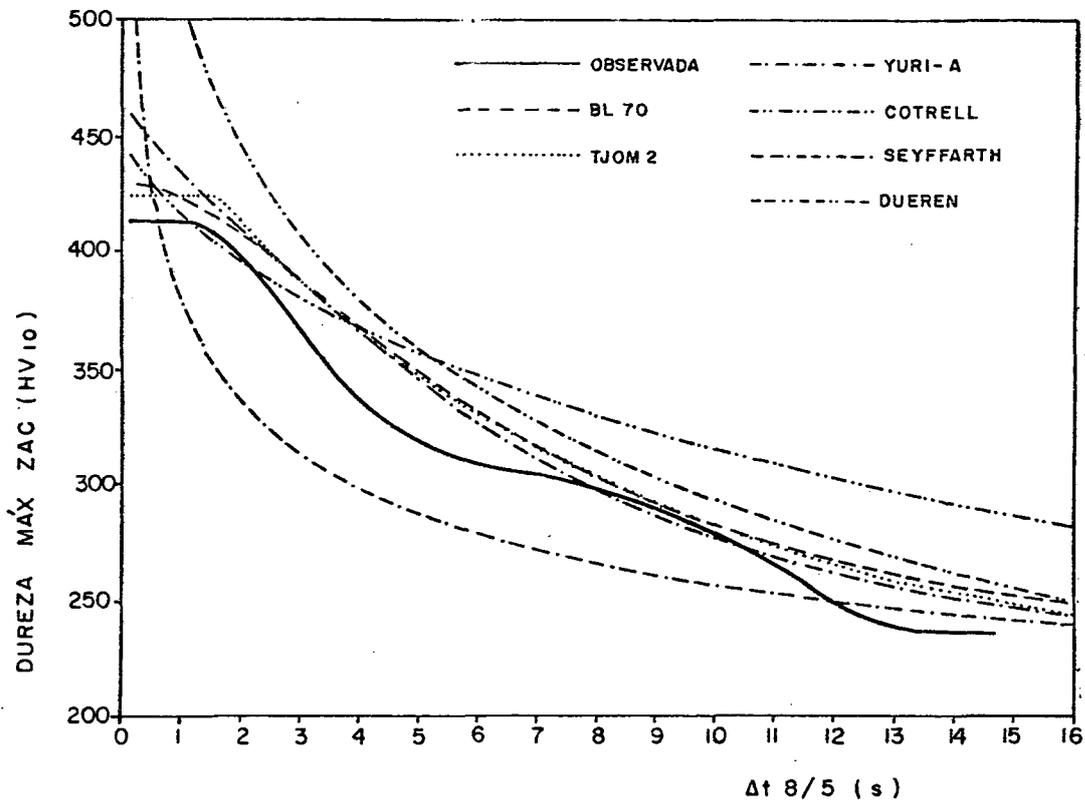


FIG. 22 - Curvas de dureza observada e previstas no aço No. 2

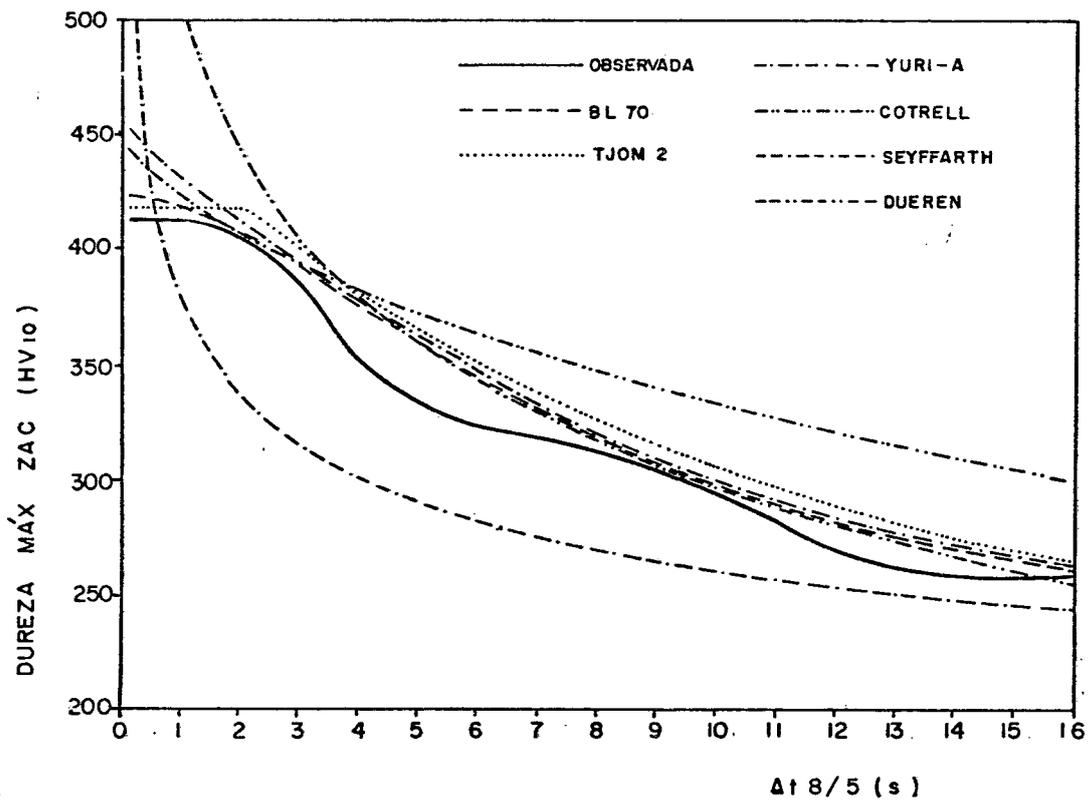


FIG. 23 - Curvas de dureza observada e previstas no aço No. 3

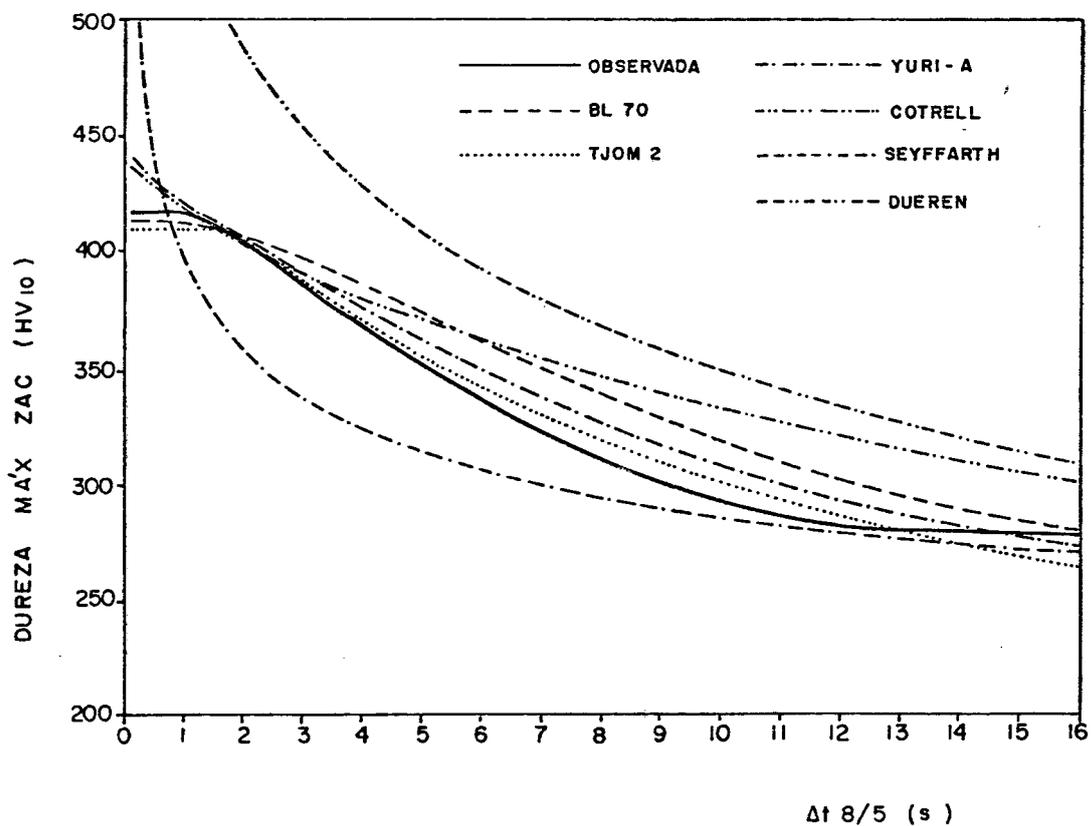


FIG. 24 - Curvas de dureza observada e previstas no aço No. 4

4.2 - Aplicabilidade das Fórmulas de Previsão de Dureza nos Aços Estruturais Nacionais.

Se pode então proceder à comparação entre os valores de dureza previstos pelas fórmulas descritas no item 2.2.2 — e que, de acordo com a literatura ^(6,7) incluem as mais acertadas entre as existentes —, com aqueles das curvas de dureza levantadas experimentalmente. Para essa qualificação dos modelos podem ser utilizados dois parâmetros estatísticos ⁽⁵⁰⁾:

- o coeficiente de correlação linear R:

$$R = \frac{N \sum X_i Y_i - (\sum X_i)(\sum Y_i)}{\sqrt{(N \sum X_i^2 - (\sum X_i)^2)(N \sum Y_i^2 - (\sum Y_i)^2)}} \quad (66)$$

- o desvio padrão S_{yx} :

$$S_{yx} = \sqrt{\frac{\sum (X_i - Y_i)^2}{N}} \quad (67)$$

onde,

N = número de dados

X_i = valor de dureza observado i

Y_i = valor de dureza previsto i

É bom lembrar que as fórmulas BL70/70S, TJOM2, NSCY, Cotrell, Seyffarth e Dueren, de acordo com a faixa de composição dos aços em que se basearam (veja tabelas 3, 4 e 6), são válidas para aços C-Mn e aços baixo C baixa liga. Por outra parte, as fórmulas mais recentes de Yurioka — Yuri-A e Yuri-B — cobrem, além desses aços, o campo mais amplo dos aços ligados (veja tabela 7). Deste modo, sendo que os aços ensaiados são do tipo baixo C baixa liga (tabela 9), eles estão incluídos dentro do campo de validade de todas as

fórmulas estudadas.

As qualificações dos modelos para cada um dos 4 aços testados estão dadas por separado nas tabelas 14 a 17 (sendo que as fórmulas, do mesmo modo que nas outras tabelas citadas daqui em diante, estão relacionadas em ordem crescente de desvio padrão). Constatou-se que todas as fórmulas apresentam bom coeficiente de correlação (perto de 1), e que os desvios da maioria das fórmulas não ultrapassam 20 HV, exceto no caso do aço No. 4 que, talvez devido ao seu maior teor de elementos de liga, mostra desvios algo maiores. É de anotar que Cotrell (7) considera satisfatórios os desvios da ordem de 17 HV — que avaliou para sua fórmula —, quando comparados com os erros no cálculo da dureza advindos da incerteza nas próprias análises químicas dos aços (que resultam em variações da ordem de 0.18 no carbono equivalente $C_{E_{RW}}$).

Da qualificação geral dos modelos — para os 4 aços da COSIPA testados — dada na tabela 18, se pode concluir que as fórmulas BL70SM, TJOM2, Yuri-A, Yuri-B e BL70 são bastante acertadas, pois apresentam desvios de 14 a 17 HV. Há que considerar que as variações nas composições químicas permitidas nas normas desses 4 aços, resultam em diferenças de valores de $HV_{máx}$ da ordem de 30 a 80 HV (calculados pela fórmula TJOM-2 para $\Delta t_{\theta/5} = 10$ s). Por outra parte, as fórmulas de Seyffarth, Cotrell, Dueren e NSCY apresentam altos desvios.

É de observar que Suzuki (6) no artigo em que apresenta suas fórmulas de previsão de dureza, relata desvios de até 30 HV com relação a dados de dureza que não usou na sua análise de regressão. Na tabela 18 se pode confirmar, para esses aços baixo C baixa liga ensaiados, que os desvios para as

fomulas de Suzuki estão dentro do esperado segundo o citado artigo.

Devido à grande quantidade de modelos a estudar, fez-se nas figuras 21 a 24 a comparação das curvas de dureza observada para os 4 aços testados com as curvas previstas, usando uma fórmula representativa do método proposto por cada autor; assim sendo, de Yurioka só se mostra a curva Yuri-A (que se aplica a uma maior faixa de composições químicas que suas outras duas fórmulas, Yuri-B e NSCY), e de Suzuki só a fórmula BL70 (que, usando o valor de carbono equivalente Pcm deu origem a BL70S e, depois, a BL70SM). Das figuras 21 a 24 pode ser constatado que:

- A dureza prevista por Dueren superou à observada em todos os 4 aços, especialmente para tempos $\Delta t_{s/5}$ pequenos.

- A dureza prevista por Seyffarth foi inferior à observada em 3 dos 4 aços (exceto o No. 1). Há que anotar que Seyffarth, na medição de dureza, utilizou carga de 30 kgf, contrária à carga utilizada pelos outros autores (5,6,7,38) e à recomendada pelo IIW (51) em artigo onde explica que cargas menores de 5 kgf podem originar erros grandes (devido a que o erro de leitura vem a ser mais significativo), e que cargas maiores de 10 kgf resultarão em valores médios de dureza da região coberta pela impressão, o que vai falsear os resultados pois a ZAC super-aquecida é uma região estreita. Deste modo, o valor de dureza máxima obtido com carga de 30 kgf tenderia a ser menor que aquele obtido com 10 kgf.

TABELA 14 - Qualificação dos modelos face à previsão de dureza no aço No. 1

Modelo	Correlação R	Desvio Syx (HV)
TJOM2	0.994	6.7
Seyffarth	0.984	8.8
Yuri-B	0.995	11.7
BL70	0.990	13.6
NSCY	0.991	15.6
BL70SM	0.995	16.2
BL70S	0.990	17.5
Cotrell	0.969	23.1
Yuri-A	0.995	26.0
Dueren	0.974	41.4

TABELA 15 - Qualificação dos modelos face à previsão de dureza no aço No. 2

Modelo	Correlação R	Desvio Syx (HV)
BL70SM	0.972	10.8
Yuri-A	0.973	15.8
Yuri-B	0.973	16.8
TJOM2	0.980	17.9
BL70S	0.976	18.3
BL70	0.977	19.2
NSCY	0.980	26.4
Seyffarth	0.975	28.3
Dueren	0.982	28.8
Cotrell	0.987	40.9

TABELA 16 - Qualificação dos modelos face à previsão de dureza no aço No. 3

Modelo	Correlação R	Desvio Syx (HV)
BL70SM	0.984	8.7
BL70S	0.984	10.3
BL70	0.984	14.0
Dueren	0.988	14.7
Yuri-A	0.984	16.3
Yuri-B	0.984	16.6
NSCY	0.984	20.6
TJOM2	0.987	21.0
Seyffarth	0.986	39.0
Cotrell	0.988	40.8

TABELA 17 - Qualificação dos modelos face à previsão de dureza no aço No. 4

Modelo	Correlação R	Desvio Syx (HV)
TJOM2	0.987	6.9
Yuri-A	0.988	11.3
Yuri-B	0.985	14.2
BL70	0.984	17.8
Seyffarth	0.979	20.4
Cotrell	0.992	23.3
BL70S	0.972	31.1
Dueren	0.969	34.6
NSCY	0.988	52.5
Cotrell	0.947	59.3

TABELA 18 - Qualificação geral dos modelos face à previsão de dureza nos 4 aços testados

Modelo	Correlação R	Desvio Syx (HVD)
BL70SM	0.984	14.0
TJOM2	0.982	14.5
Yuri-B	0.987	15.0
BL70	0.985	17.3
Yuri-A	0.980	17.7
BL70S	0.968	22.8
Seyffarth	0.951	27.2
Cotrell	0.966	34.8
NSCY	0.940	36.5
Dueren	0.942	37.8

4.3 - Comparação das Fórmulas de Previsão com Dados da Literatura

Com a finalidade de ter uma maior base de análise, visto que o número de aços testado neste trabalho foi pequeno, resolveu-se procurar dados de dureza vs. $\Delta\sigma_s$ da literatura. Embora o tema de previsão de dureza, ligado com a prevenção das TF, seja largamente pesquisado, o número de dados publicados é relativamente escasso. Os valores de dureza, obtidos de gráficos e tabelas, referem-se a 145 aços com as faixas de composição discriminadas na tabela 19. As composições químicas e os dados de dureza estão detalhados nas tabelas 33 a 39 do apêndice 1.

Tabela 19 - Faixas de composição química dos aços testados pelos respectivos autores

Aços No.	5- 89	90- 119	120- 134	135- 140	141- 145
Autor	(21)	(8)	(29)	(4)	(52)
Elemento	IRSID	Yurioka	Harth	Seyffart.	Burstein.
C	.07-.216	.034-.728	.06-.19	.09-.18	.145-.308
Mn	.7-1.6	.5-2.06	1.0-1.97	.49-1.68	.64-1.67
Si	.19-.463	.15-1.21	.25-.37	.21-1.08	.21-.49
P	0-.047	.003-.025	.006-.010	---	.012-.018
S	0-.030	.001-.014	0-.008	---	.011-.016
Cr	0-.640	0-9.510	.003-.030	0-1.41	.024-.630
Ni	0-.530	0-9.570	.01-.88	0-1.01	---
Mo	0-.540	0-1.972	.01-.51	0-.430	---
Cu	0-.514	0-.860	0-.020	.08-.58	.004-.260
Nb	0-.118	0-.057	---	0-.047	.005-.014
V	0-.148	0-.134	.01-.14	0-.180	0-.053
Ti	0-.022	0-.018	0-.004	0-.010	---
Al	0-.105	0-.073	.031-.058	0-.052	0-.046
N	0-.014	0-.0128	.007-.010	0-.026	.004-.006
B	0-.0033	0-.0018	---	---	---
O	0-.0060	0-.0061	---	---	---

Os 4 aços testados por Evans ⁽⁴¹⁾ (Aços No. 146 a 149) tem a seguinte faixa de composição: C =0.109-0.215; Mn =1.59-1.61; Si =0.42-0.43; P =0.005; S =0.014-0.016; Nb =0.021; Al =0.030-0.035; N =0.005-0.006.

Nas tabelas 20 a 25 tem-se a qualificação geral dos modelos para cada grupo de dados publicados por um autor.

Dessas tabelas pode ser visto que, embora a maioria dos modelos apresente bons coeficientes de correlação com os dados experimentais, os desvios de todos os modelos são maiores que 25 HV, excetuando, além dos aços ensaiados no presente trabalho, os aços de Evans. Há, porém, que ressaltar que Evans obteve dados de dureza só para 3 valores de $\Delta t/s$: 3.6, 5.1 e 6.6 s, de modo que a alta correlação e baixo desvio podem ser atribuídos, pelo menos em parte, ao pequeno número de dados disponíveis da curva de dureza.

Nas tabelas 26 a 28 estão as qualificações dos modelos para aqueles aços, dos 145, cujas composições químicas caem dentro das faixas de validade das fórmulas BL70/70S (também similar ao campo de validade de TJOM2, NSCY, Cotrell, Dueren e Seyffarth), Yuri-B e Yuri-A, respectivamente (veja tabelas 3,4,6,7). Constata-se nas 3 tabelas que a fórmula de Seyffarth apresenta um coeficiente de correlação muito baixo e também os maiores desvios. Da tabela 26 se conclui que, para essa faixa de composições específica (aços C-Mn e baixo C baixa liga), todas as fórmulas — exceto as de Seyffarth e de Dueren —, resultam em correlações e desvios substancialmente iguais (de 29 a 34 HV), mas que, em todos os casos os desvios são maiores que aqueles de 20 a 30 HV relatados por Suzuki para suas fórmulas ⁽⁶⁾. Por outra parte, a fórmula de Cotrell, para a qual o próprio autor tinha encontrado desvios de aproximadamente 17 HV, apresenta desvios muito maiores (de 33.7 HV).

Na tabela 27, que inclui aços baixa liga e aços ligados, observa-se comportamento dos modelos similar ao anotado com respeito à tabela 26.

Na tabela 29 constata-se que a fórmula Yuri-A é a única que mostra melhores correlação e desvio, o que era de se esperar pois há entre os aços incluídos na qualificação nessa tabela, alguns com altos teores de C (até 0.7%) e de outros elementos de liga (Cr, Ni, Mo) que nenhuma outra fórmula incluiu na sua análise de regressão. Mais uma vez, o desvio é da ordem de 30 HV.

Em geral os desvios para todas as fórmulas são da ordem de 30 HV, valor que Suzuki considera satisfatório (6). Por outra parte, a qualidade dessas fórmulas também pode ser avaliada pela comparação com a variação da dureza advinda da faixa de composição permitida pela norma de cada aço; como um exemplo, para os 4 aços nacionais testados essa variação está na faixa de 30 a 80 HV.

TABELA 20 - Qualificação dos modelos face à previsão de dureza no aços No. 5 a 89 do IRSID (21)

Modelo	Correlação R	Desvio Syx (HV)
TJOM2	0.890	28.2
NSCY	0.890	29.6
Yuri-B	0.884	29.9
Yuri-A	0.885	30.2
BL70	0.883	30.5
BL70S	0.888	31.9
Cotrell	0.858	32.1
BL70SM	0.896	33.2
Dueren	0.859	38.7
Seyffarth	0.535	64.5

TABELA 21 - Qualificação dos modelos face à previsão de dureza nos aços No. 90 a 119 de Yurioka (8)

Modelo	Correlação R	Desvio Syx (HV)
Yuri-A	0.974	25.0
BL70SM	0.915	48.2
TJOM2	0.899	49.0
Cotrell	0.879	53.4
BL70S	0.904	53.7
BL70	0.894	57.0
Yuri-B	0.866	77.6
NSCY	0.772	96.6
Dueren	0.646	101.2
Seyffarth	0.266	195.8

TABELA 22 - Qualificação dos modelos face à previsão de dureza nos aços No. 120 a 134 de Hart (29)

Modelo	Correlação R	Desvio Syx (HV)
TJOM2	0.908	25.6
Yuri-B	0.910	30.9
BL70S	0.932	31.7
Yuri-A	0.905	32.1
BL70	0.922	34.2
Cotrell	0.885	35.1
Dueren	0.916	36.6
NSCY	0.936	36.9
BL70SM	0.896	39.6
Seyffarth	0.407	65.9

TABELA 23 - Qualificação dos modelos face à previsão de dureza nos aços No. 135 a 140 de Seyffarth ⁽⁴⁾

Modelo	Correlação R	Desvio Syx (HV)
Seyffarth	0.971	16.1
Yuri-B	0.891	36.8
Yuri-A	0.877	38.2
Cotrell	0.847	41.4
BL70	0.874	42.5
NSCY	0.864	44.2
TJOM2	0.836	47.7
BL70SM	0.805	51.2
BL70S	0.828	52.8
Dueren	0.842	96.6

TABELA 24 - Qualificação dos modelos face à previsão de dureza nos aços No. 141 a 145 de Bursteinas ⁽⁵²⁾

Modelo	Correlação R	Desvio Syx (HV)
BL70SM	0.938	33.8
TJOM2	0.932	36.8
BL70S	0.906	45.9
BL70	0.894	46.8
Cotrell	0.858	50.4
Yuri-A	0.884	55.6
Yuri-B	0.867	59.9
NSCY	0.847	59.9
Dueren	0.875	69.3
Seyffarth	0.726	72.0

TABELA 25 - Qualificação dos modelos face à previsão de dureza nos aços No. 146 a 149 de Evans (41)

Modelo	Correlação R	Desvio Syx (HV)
BL70	0.989	9.1
NSCY	0.991	9.9
BL70S	0.988	10.4
BL70SM	0.988	10.6
Yuri-A	0.992	11.7
Yuri-B	0.992	12.0
Dueren	0.974	13.3
Cotrell	0.991	15.2
TJOM2	0.988	17.0
Seyffarth	0.904	91.9

TABELA 26 - Qualificação dos modelos face à previsão de dureza de 106 aços incluídos na composição para BL70/70S

Modelo	Correlação R	Desvio Syx (HV)
TJOM2	0.904	28.5
Yuri-A	0.901	30.7
Yuri-B	0.897	30.8
BL70	0.890	30.9
BL70S	0.877	33.1
NSCY	0.871	33.2
BL70SM	0.892	33.3
Cotrell	0.863	33.7
Dueren	0.828	42.9
Seyffarth	0.588	64.3

TABELA 27 - Qualificação dos modelos face à previsão de dureza de 93 aços incluídos na composição para Yuri-B

Modelo	Correlação R	Desvio Syx (HV)
Yuri-B	0.899	29.3
Yuri-A	0.899	29.7
TJOM2	0.887	30.0
Cotrell	0.882	31.0
BL70	0.878	31.8
NSCY	0.874	32.2
BL70S	0.863	33.8
BL70SM	0.867	36.2
Dueren	0.826	41.1
Seyffarth	0.530	66.2

TABELA 28 - Qualificação dos modelos face à previsão de dureza de 101 aços incluídos na composição para Yuri-A

Modelo	Correlação R	Desvio Syx (HV)
Yuri-A	0.916	29.9
TJOM2	0.874	36.2
Cotrell	0.859	37.1
BL70SM	0.867	39.8
BL70	0.858	40.1
BL70S	0.853	40.8
Yuri-B	0.849	46.4
NSCY	0.777	55.6
Dueren	0.644	101.8
Seyffarth	0.331	111.3

Vale a pena anotar que, uma faixa de 1 vez o desvio padrão, acima e abaixo do valor de dureza previsto, vai incluir 68.3% dos valores de dureza reais, enquanto que para abranger 95.4% dos valores reais seria necessário aumentar uma faixa de 2 vezes o desvio. Neste último caso, isso corresponde — para um desvio de 30 HV — a ± 60 HV, valor algo elevado quando comparado com as durezas de 200 a 400 HV comumente encontradas na ZAC super-aquecida.

4.4 - Previsão do Patamar de Dureza da Martensita

Numa tentativa de ter base para analisar aonde estão as falhas dos varios modelos, pode-se utilizar os dados disponíveis de dureza para microestrutura 100% martensítica, e dos tempos críticos para obter 100% martensita. Na figura 25 estão representados gráficamente os valores experimentais de dureza da martensita vs. o teor de Carbono, junto com as curvas previstas pelas fórmulas (15) de Suzuki, (31) de Terasaki, (43) de Yurioka e (33) de Cotrell. É de anotar que a maioria dos autores (exceto Cotrell) concorda em afirmar que o teor de Carbono é o único fator que define a dureza da martensita. Pode ser constatado na figura que em geral todos as previsões de dureza da martensita se acercam dos valores observados. Por regressão linear sobre os dados do IRSID (veja tabela 40 no apêndice 1), obteve-se a seguinte equação empírica para prever a dureza da martensita:

$$HV_M = 808.3C + 294 \quad (70)$$

A tabela 29 apresenta as correlações e desvios das

fórmulas com respeito aos dados do IRSID já citados. Todos os modelos apresentam correlação e desvio similares, e a equação (70), embora obtida por análise desses dados, não resulta em diminuição substancial do desvio. Daqui se conclui que é difícil melhorar os modelos nesse aspecto, visto que os próprios dados experimentais de dureza apresentam sempre alguma dispersão.

Calculando a correlação e desvio dos valores de tempo crítico t_m para estrutura 100% martensítica, obtidos pelas fórmulas (45) de Yurioka e (28) de Terasaki, com relação a aqueles valores experimentais disponíveis do IRSID (tabela 40 no apêndice 1), resultam os valores da tabela 30, da qual se observa que a correlação é baixa e o desvio é alto para os dois modelos, quando comparado com os tempos t_m entre 1 e 7 s, relatados para esses aços (veja tabela 40).

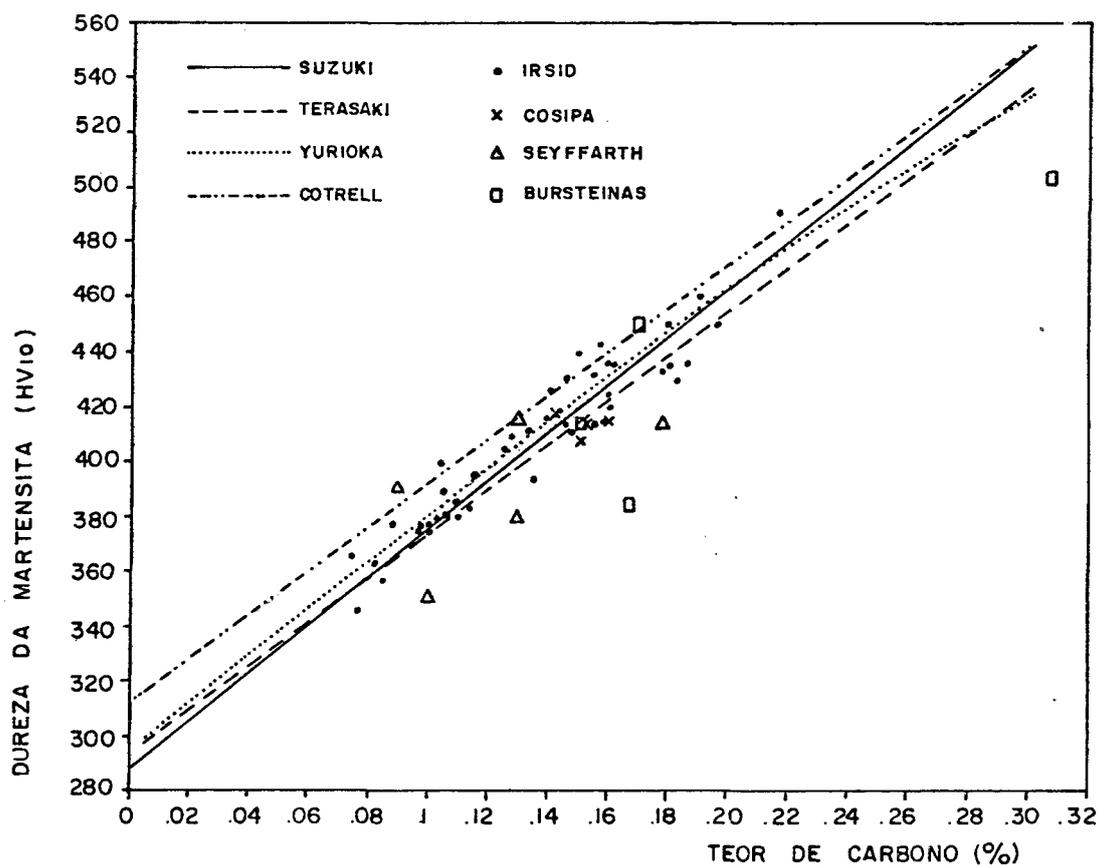


FIG.25 - Dureza da martensita observada e prevista

Tabela 29 - Qualificação das previsões de dureza da martensita

Fórmula	Correlação R	Desvio Syx [HV]
BL70/S/SM (Suzuki)	0.963	8.87
Yuri-A (Yurioka)	0.963	9.37
TJOM2 (Terasaki)	0.963	10.08
Cotrell	0.963	14.09
equação (70)	0.963	8.17

Número de dados: 75

Tabela 30 - Qualificação das previsões do tempo t_M para obter estrutura totalmente martensítica

Fórmula	Correlação R	Desvio Syx [s]
TJOM2 (Terasaki)	0.499	1.3
Yuri-A (Yurioka)	0.404	1.9

Número de dados: 75

4.5 - Previsão da Dureza e Tempo para Microestrutura Isenta de Martensita

Do mesmo modo, nas tabelas 31 e 32 se apresenta a qualificação das equações (46) e (50) de Yurioka, que prevem a dureza $HV_{0.05}$ e o tempo $t_{0.05}$ para obter microestrutura isenta de martensita, com base nos dados experimentais do IRSID (veja tabela 40). Mais uma vez constata-se que os modelos tem maior sucesso na previsão da dureza — embora a correlação é baixa, o desvio, de aproximadamente 14 HV para uma dureza para 0 % martensita da ordem de 200 HV, é razoavelmente bom — do que na previsão do tempo para obter microestrutura isenta de

martensita, em cujo caso a correlação é baixíssima e o desvio alto (33 s para tempos $t_{0.01}$ de 50 a 200 s).

Tabela 31 - Qualificação das previsões de dureza $HV_{0.01}$ para microestrutura isenta de martensita

Fórmula	Correlação R	Desvio Syx [HV]
Yuri-A (Yurioka)	0.690	12.3
TJOM2 (Terasaki)	0.506	14.1

Número de dados: 59

Tabela 32 - Qualificação da previsão do tempo $t_{0.01}$ para microestrutura isenta de martensita

Fórmula	Correlação R	Desvio Syx [s]
Yuri-A (Yurioka)	0.298	33.7

Número de dados: 59

Nas figuras 26 e 27 apresentam-se as curvas de dureza observadas e previstas de dois aços escolhidos entre os disponíveis na literatura: um em que as fórmulas em geral deram previsões acertadas e outro em que os desvios de todas as fórmulas foram altos, isto é, dos aços No. 53 e 20 respectivamente. Novamente pode-se observar que as previsões de dureza da martensita (exceto as feitas por Dueren e por Seyffarth, que não definem um patamar de dureza para a martensita) se acercam bastante da realidade nos dois casos, e que a dureza da microestrutura isenta de martensita também é prevista com algum sucesso (exceto pelas fórmulas de Dueren e de Cotrell).

No que diz respeito à previsão do tempo crítico para 100 % martensita, as fórmulas deixam a desejar no caso do aço No. 20. Em outras palavras, as maiores diferenças entre as curvas de dureza reais e as previstas pelas fórmulas correm por conta dos erros na previsão da temperabilidade dos aços, sendo que o tempo t_m é um parâmetro para quantificar essa temperabilidade. Como um exemplo, entre os 85 aços do IRSID 18 deram — para todas as fórmulas — desvios S_{yx} maiores de 20 HV, sendo que entre eles 15 deram valores de dureza previstos menores que os observados em função de que o tempo t_m previsto era menor que o real.

Voltando às composições químicas dos dois aços tomados como exemplo — veja tabela 33 no apêndice 1 — observa-se que elas são bastante similares nos teores de todos os elementos (C, Mn, Si, Nb, etc.) exceto no Molibdênio, pois o aço No. 53 contém maior quantidade de Mo que o aço No. 20. Daqui, é de se esperar que, de acordo com os coeficientes fixados para o Mo em todas as fórmulas de previsão de dureza, o aço No. 53 seja mais temperável que o 20, o qual é contrariado pelos dados experimentais do IRSID, que dão um tempo t_m maior para o aço 20. Disto cabe concluir que, embora os valores de dureza publicados pelo IRSID e por outros autores, tenham a finalidade de servir de guia para determinar a soldabilidade de um aço, háque enfrenta-los sempre com alguma reserva, pois podem surgir erros tanto na medição da dureza máxima na ZAC como dos tempos de resfriamento $A_{t8/5}$. A este respeito vale a pena observar também erros nos valores de dureza publicados por Yurioka (8), tais como aqueles para 6.5 e 9 s no aço No. 100 (veja tabela 35 no apêndice 1), que tomou como base de análise dados desses 30 aços para derivar suas fórmulas Yuri-A e Yuri-B.

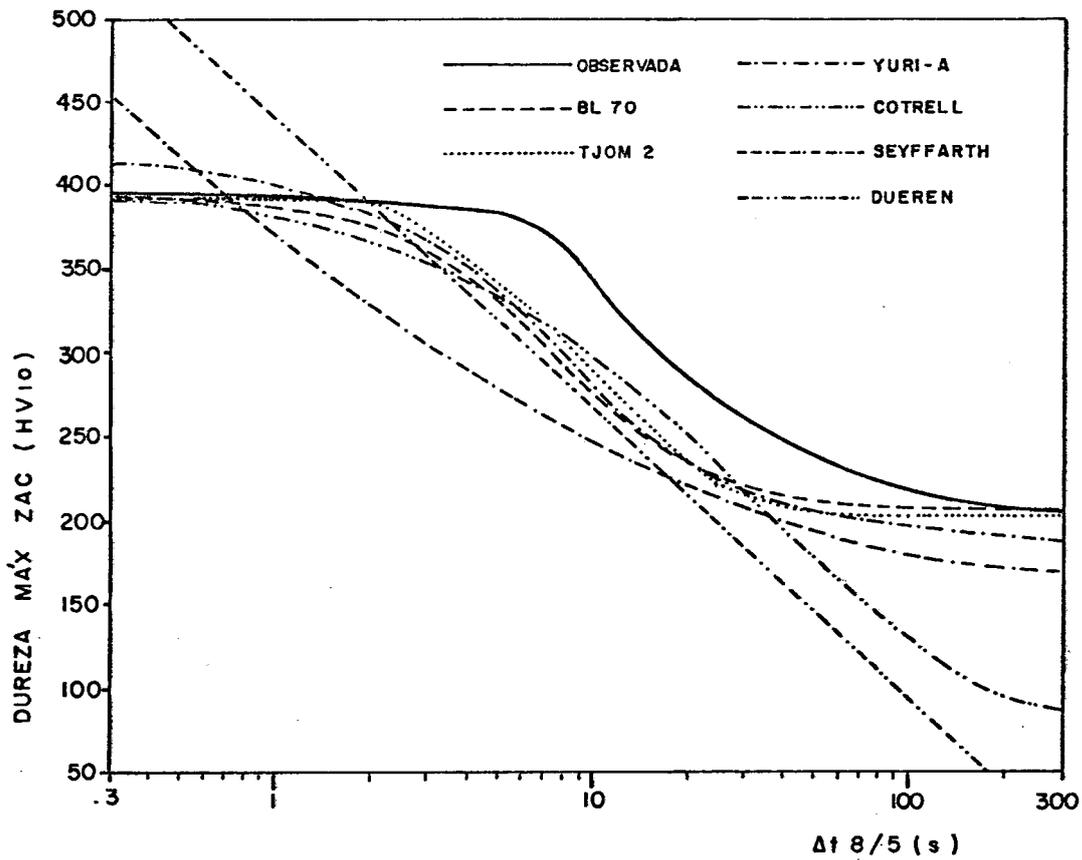


FIG. 26 - Curvas de dureza observada e previstas no aço No. 53

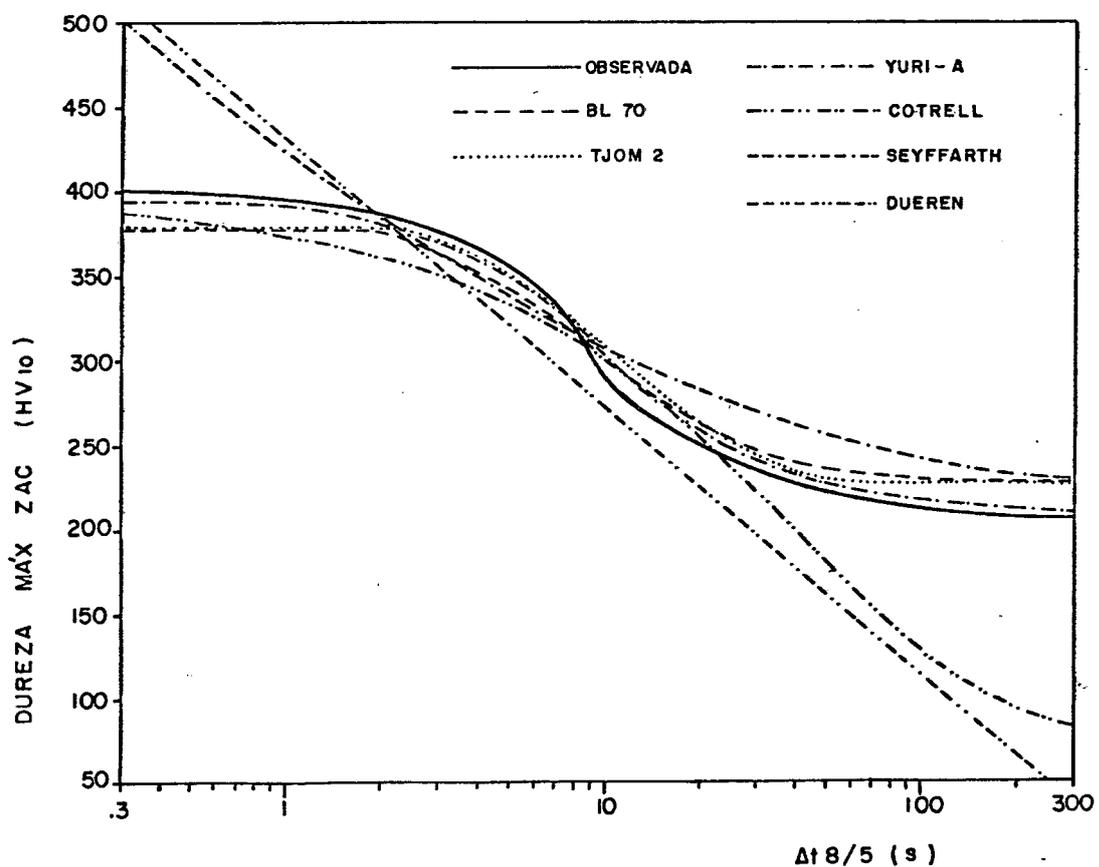


FIG. 27 - Curvas de dureza observada e previstas no aço No. 20

É evidente, das figuras 26 e 27, que as melhores propostas do formato das curvas analíticas de dureza são as de Yurioka, Terasaki e Suzuki, que fixam valores e extensão dos patamares de dureza para 100% martensita e para 0% martensita. Pelo contrário, um tratamento como o dado por Dueren ou Seyffarth para o formato da curva, na melhor das hipóteses só será acertado dentro de uma certa faixa de valores $\Delta t_{9/5}$ intermedios (p. ex. de 5 a 15 s).

V. CONCLUSÕES

Os dados experimentais deste trabalho e uma extensa análise de dados de dureza máxima na ZAC coletados da literatura, para um total de 149 aços, permitem as seguintes conclusões:

1 - As fórmulas de Yurioka, Terasaki e Suzuki tomam em conta que nas curvas de dureza existe o patamar de dureza da martensita e que, para tempos $\Delta t_{0.5}$ suficientemente longos, a dureza tende a tomar um valor constante (dureza $HV_{0.05}$ da microestrutura isenta de martensita). Em vista disso, esses autores procuram prever analiticamente, em função da composição química, os valores de dureza e os tempos de resfriamento para esses dois pontos característicos da curva de dureza (HVM e t_M , $HV_{0.05}$ e $t_{0.05}$ respectivamente).

Comprovou-se que as fórmulas de Yurioka, Terasaki e Suzuki tem sucesso na previsão dos valores de dureza das microestruturas com 100 e 0% de martensita, mas que falham na avaliação da temperabilidade dos aços (tempos t_M e $t_{0.05}$); isto leva a desvios, entre as previsões e os valores observados, de aproximadamente 30 HV para valores de dureza da ordem de 200 a 400 HV. Cotrell⁽⁷⁾ relata desvio de 17 HV, e Suzuki⁽⁸⁾ da ordem de 20 a 30 HV, para suas respectivas fórmulas, e consideram esses resultados suficientemente bons para recomendar o uso dos seus modelos para a previsão de dureza. Porém, no presente trabalho, usando dados de dureza da literatura, foram encontrados desvios de 30 a 33 HV para esses modelos.

2 - As fórmulas mais recentes de Suzuki, Yurioka e Terasaki aproximam com maior precisão o comportamento dos aços estruturais baixo C e baixa liga de fabricação nacional,

atingindo desvio-padrão inferior a 15 HV e fator de correlação superior a 0,98.

3 - Quando aplicadas a aços baixo C baixa liga da literatura, todas as fórmulas apresentaram desvios bastante similares (da ordem de 30 HV) - exceto os modelos de Seyffarth e Dueren, cujos desvios foram excessivos -, tendo a fórmula TJOM2 de Terasaki mostrado ser a mais acertada.

4 - Quando aplicadas num campo mais amplo dos aços baixa liga e ligados, a fórmula Yuri-A de Yurioka apresenta vantagens com respeito às outras, isto é, maior correlação e menor desvio, embora este último seja de aproximadamente 30 HV.

5 - Os desvios da ordem de 30 HV obtidos em geral para a maioria das fórmulas - para níveis de dureza de 200 a 400 HV - podem se considerados satisfatórios, em vista dos valores relatados por outros pesquisadores sobre o tema.

VI. RECOMENDAÇÕES

Fica como sugestão para trabalhos futuros a obtenção experimental e a coleta da literatura, de mais dados de dureza que, depois de uma análise criteriosa dos possíveis erros e incoerências — tais como os relatados no capítulo IV sobre os valores publicados pelo IRSID ⁽²¹⁾ e por Yurioka ⁽⁸⁾ —, sirvam de base para a análise de regressão que nos leve a melhorar, especialmente no que diz à previsão da temperabilidade, os modelos que apresentaram melhor desempenho.

Como trabalho paralelo, seria recomendável avaliar ou derivar fórmulas que tenham em conta, além da dureza, os outros fatores de influência nas TF, tais como a proposta por Pavaskar e Kirkaldy ⁽¹⁾, descrita no item 2.2.3, que prevê o esforço crítico σ_{cr} no ensaio de implante em função da dureza, teor de martensita e nível de Hidrogênio na ZAC. Com este fim, recomenda-se especificamente a realização de ensaios de implante nas 4 amostras de aço da COSIPA, cujas curvas de dureza foram levantadas no presente trabalho.

BIBLIOGRAFIA

- 1 - PAVASKAR, V; KIRKALDY, J.S. "Assessing cold cracking susceptibility in low alloy steel welds". Scandinavian Journal of Metallurgy, 11(1982). p. 256-262.
- 2 - ITO, Y.; BESSYO, K. "Weldability formula of HSLA steels related to HAZ cracking". The Sumitomo Search, 1(1969). p. 59-70.
- 3 - SUZUKI, H. "Revised Cold Cracking parameter P_{HA} and its applications". Transactions of the Japan Welding Society, 1(16), 1985. p. 40-49.
- 4 - SEYFFARTH, P.; KASSATKIN, O.G. "Rechnerische Bestimmung der mechanischen Eigenschaften in der Wärmeeinflusszone von Schweissverbindungen niedriglegierter Stähle". Schweisstechnik, 27(1977) 2. p. 58-62.
- 5 - TERASAKI, T.; AKIYAMA, T. "Chemical Compositions and Welding procedures to avoid Cold Cracking". Proc. International Conference on Joining of Metals, Denmark, April 1984. p. 381-386.
- 6 - SUZUKI, H. "A new formula for estimating HAZ maximum hardness". Trans. of Japan Welding Society, 2(16), 1985. p. 61-68.
- 7 - COTRELL, C.L.M. "Hardness Equivalent may lead to a more critical measure of weldability". Metal Construction, 12(16), 1984. p. 740-744.

- 8 - YURIOKA, N.; et. al. "Prediction of HAZ hardness of transformable steels". Metal Construction, 4(19), 1987. p. 217R-223R.
- 9 - The Welding Institute. "Welding Steels without Hydrogen Cracking". London, 1973.
- 10- BRITISH STANDARDS INSTITUTION. "Process of arc welding of Carbon and Carbon Manganese Steels". BS5135: 1984, London.
- 11- SUZUKI, H. "Soldabilidad de los modernos aceros de construcción"; Conferencia Houdremont, 1982. Revista de Soldadura CENIM, 1(13), 1983. p. 3-22.
- 12- MATSUDA, F.; NAKAGAWA, H. "Criterion of Alternative initiation of Cold Cracking in HAZ or Weld Metal for Root pass Welds of High Strength Steels". Transactions of the JWRI, 2(12), 1983. p. 75-85.
- 13- ALCANTARA, N.G. "Weld Metal Hydrogen Cracking". Ph.D. Thesis, Cranfield Institute of Technology. 1982.
- 14- ZAPFFE, C. "Neumann Bands and the Planar Pressure Theory of Hydrogen Embrittlement". British Iron and Steel Institute, 1946, vol 8. p. 1-8.
- 15- TROIANO, A.R.; MORLETH, J.G.; JOHNSON, H.H. "A New Concept of Hydrogen Embrittlement in Steel". Journal of the Iron and Steel Institute, 1958, n. 189. p. 37-44.
- 16- BEACHEM, C.D. " A New Model for Hydrogen-Assisted Cracking". Metallurgical Transactions, 3(1972). p. 437-451.
- 17- VASUDEVAN, R.; STOUT, R.D. "Hydrogen-Assisted Cracking in HSLA Pipeline steels". Welding Journal, 9(60), 1981. p. 155s-168s.

- 18- SAVAGE, W.F.; NIPPES, E.F. "Hydrogen induced Cracking in HY-130 Steel Weldments". Welding Journal, 4(57), 1978. p. 118s-126s.
- 19- NATAL, Y.D. "Soldabilidade de aços ARBL". Publicação da ABM, Agosto 1986.
- 20- COE, F.R.; CHANO, Z. "Hydrogen distribution and removal for a single bead weld during cooling". Welding Research International, 1(5), 1975. p. 33-90.
- 21- IRSID. "Hardness cooling-parameter Curves under Welding conditions". IRSID, CPS Edition, 1977.
- 22- N.N. "Weld Metal Hydrogen Levels and the definition of Hydrogen Controlled Electrodes". IIW Doc. 452-74, 1974.
- 23- WATKINSON, F. "Hydrogen Cracking in High Strength Weld Metals". Welding Journal, 9(48), 1969. p. 417s-424s.
- 24- BERNARD, G. "A viewpoint on the weldability of C-Mn and Microalloyed Structural Steels". Microalloying '75, 1975. p. 552-569.
- 25- COTRELL, C.L.M. "Controlled Thermal Severity Test". Welding Journal, 8(31), 1952. p. 257s-272s.
- 26- WATANABE, M.; SATOH, K. "Effect of Restraint on Root cracking of Steel Welds". Journal of the Japan Welding Society, 6(33), 1964. p. 446-457.
- 27- GRANJON, H. "The Implants method for studying the Weldability of High Strength steels". Metal Construction and British Welding Journal, 11(1), 1969. p. 509-515.

- 28- CHRISTENSEN, N.; SIMONSEN, T. "Assessment of Weldability by the Implant Method". Scandinavian Journal of Metallurgy, 10(1981). p. 120-126.
- 29- HART, P.H.M.; HARRISON, P.L. "Compositional Parameters for HAZ Cracking and Hardening in C-Mn Steels". Welding Journal, 10(66). p. 310s-322s.
- 30- MASUBUCHI, K. "Analysis of Welded Structures". Pergamon Press, New York. 1981.
- 31- AKSELSEN, O.M.; SIMONSEN, T. "Techniques for examining transformation behaviour in Weld Metal and HAZ". IIW Doc. No. IX-1451-86, 1986.
- 32- PHILLIPS, R.H. "In Situ' determination of Transformation Temperatures in the Weld Heat-Affected Zones". Welding Journal, 8(62), 1983. p. 12s-18s.
- 33- The Welding Institute. Seminar Handbook: "Weld Thermal Simulators for Research and Problem Solving". London, April 1972.
- 34- SUZUKI, H. "Comparison of Carbon Equivalents for steel Weldability". IIW Doc. IX-1306-84, March 1984.
- 35- MCKEOWN, D.; et. al. "The Weldability of low Sulphur Steels". Metal Construction, 11(15), 1983. p. 667-673.
- 36- ARATA, Y.; KOSHAI, N. "New Weldability Concept for EB-Welds and Others". 2nd CISFFE, p. 169-176.
- 37- SEYFFARTH, P.; KASSATKIN, O. "Calculation of structural transformations in the welding process". IIW Doc. IX-1228-82, 1982.

- 38- YURIOKA, N.; OHSHITA, S. Study on Carbon Equivalents to Assess Cold Cracking and Hardness". AWRA Symposium: Pipeline Welding in th 80's, March 1981. p. 1-17.
- 39- BOOTHBY, P.J. "Weldability of offshore structural steels". Metal Construction, 8(17), p. 508R-513R. 9(17), p. 612R-619R.
- 40- YURIOKA, N; SUZUKI, H. "Determination of necessary Preheating Temperature in Steel Welding". Welding Journal, 6(62), 1983. p. 147s-153s.
- 41- EVANS, G.M. CHRISTENSEN, N. "Correlation of Microstructure with HAZ Embrittlement". Scandinavian Journal of Metallurgy, 2 (1973), p. 91- 94.
- 42- ADAMS, C.M. " Cooling Rates and Peak temperatures in Fusion Welding". Welding Journal, 5(37), 1958, p. 210s-215s.
- 43- KOHIRA, K.; YATAKE, T.; YURIOKA, N. " A Numerical Analysis of the diffusion and trapping of Hydrogen in Steels and Steels Weldments". IIW Doc. IX-951-76, 1976.
- 44- BADSTREET, B.J. "Effect of welding conditions on cooling rate and hardness in the HAZ". Welding Journal, 11(48). p. 499s-504s.
- 45- KYTE, W.S.; CHEW, B. " Postweld Heat Treatment for Hydrogen Removal". Welding Journal, 2(58), 1979. p. 54s-58s.
- 46- JAPANESE INDUSTRIAL STANDARDS. " Method of Taper Hardness Test". Norma JIS Z-3115, 1973.
- 47- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. "Manual on the Use of Thermocouples in Temperature Measurement". ASTM Technical Publication 470A, Philadelphia, 1981.

- 48- JAPANESE INDUSTRIAL STANDARDS. "Testing Method of Maximum Hardness in Weld Heat-Affected Zone". Norma JIS Z-3101, 1976.
- 49- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. "Standard Test Method for Vickers Hardness of Metallic Materials". Norma ASTM E 92, 1977.
- 50- SPIEGEL, M. "Estatística". Editora McGraw-Hill, São Paulo, 1984.
- 51- N.N. "Hardness testing in the heat affected zone of steel welds". Welding in the World, 1/2(25), 1987. p. 2-10.
- 52- BURSTEINAS, O.; SIVIERI, O.A. " Soldabilidade de Aços Estruturais — Controle de Estrutura na ZAC". Metalurgia ABM, 310(39), 1983, p. 471- 478.

A P Ê N D I C E 1

Tabela 33 - Composição Química dos Aços cujas Curvas de Dureza foram levantadas por outros autores (4,8,21,29,41,52)

Aço No.	Especificaç. (%)	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	Nb	Ti	V	Al	N	B	O
5		0.120	0.70	0.200	0.010	0.025	--	--	--	--	--	--	--	0.049	--	--	--
6		0.128	1.05	0.340	0.027	0.010	--	--	--	--	--	--	--	0.032	--	--	--
7		0.150	1.22	0.390	0.021	0.018	--	--	--	--	--	--	--	0.045	0.005	--	--
8		0.130	1.42	0.340	--	--	--	--	--	--	--	--	--	0.025	0.009	--	0.005
9		0.176	1.38	0.463	0.024	0.024	--	--	--	--	--	--	--	0.040	0.006	--	--
10		0.180	1.44	0.400	0.022	0.019	--	--	--	--	--	--	--	0.032	--	--	--
11		0.190	1.37	0.365	0.027	0.010	--	--	--	--	--	--	--	0.029	0.010	--	--
12		0.196	1.37	0.310	0.019	0.016	--	--	--	--	--	--	--	0.035	--	--	--
13		0.183	1.51	0.460	0.013	0.013	--	--	--	--	--	--	--	0.029	0.004	--	--
14		0.097	1.48	0.295	0.026	0.029	--	--	--	--	0.045	--	--	0.045	--	--	--
15		0.144	1.22	0.330	0.024	0.014	--	--	--	--	0.037	--	--	0.021	0.006	--	--
16		0.160	1.16	0.310	0.018	0.012	--	--	--	--	0.030	--	--	0.047	--	--	--
17		0.115	1.45	0.340	--	--	--	--	--	--	0.040	--	--	0.036	--	--	--
18		0.140	1.32	0.290	0.021	0.011	--	--	--	--	0.035	--	--	0.022	0.008	--	--
19		0.150	1.32	0.300	0.023	0.006	--	--	--	--	0.037	--	--	0.024	0.008	--	--
20		0.119	1.53	0.322	--	0.012	--	--	--	--	0.031	--	--	0.052	--	--	--
21		0.125	1.50	0.343	--	--	--	--	--	--	0.118	--	--	0.033	0.009	--	0.006
22		0.190	1.35	0.310	0.014	0.021	--	--	--	--	0.035	--	--	0.017	0.011	--	--
23		0.183	1.44	0.325	0.016	0.011	--	--	--	--	0.020	--	--	0.027	0.006	--	--
24		0.187	1.38	0.320	0.012	0.023	--	--	--	--	0.035	--	--	0.049	0.006	--	--
25		0.216	1.35	0.305	--	--	--	--	--	--	0.028	--	--	0.044	--	--	--
26		0.210	1.40	0.310	0.016	0.014	--	--	--	--	0.046	--	--	0.105	--	--	--
27		0.156	1.30	0.335	0.004	0.008	--	--	--	--	--	--	--	0.012	0.011	--	--
28		0.161	1.25	0.335	0.005	0.008	--	--	--	--	--	--	0.006	0.013	0.011	--	--
29		0.163	1.30	0.350	0.004	0.007	--	--	--	--	--	--	0.130	0.013	0.011	--	--
30		0.160	1.25	0.300	0.016	0.013	--	0.30	--	--	--	--	0.132	0.030	0.014	--	--
31		0.178	1.40	0.335	--	--	--	--	--	--	--	--	0	0.040	0.011	--	--
32		0.182	1.45	0.380	--	--	--	--	--	--	--	--	0.033	0.032	0.011	--	--
33		0.175	1.45	0.380	--	--	--	--	--	--	--	--	0.064	0.032	0.011	--	--
34		0.135	1.45	0.260	0.018	0.008	--	--	--	--	0.019	--	0.024	0.037	--	--	--
35		0.161	1.39	0.325	0.021	0.009	--	--	--	--	0.026	--	0	0.055	--	--	--
36		0.157	1.40	0.330	0.019	0.008	--	--	--	--	0.029	--	0.057	0.057	--	--	--
37		0.170	1.39	0.322	0.019	0.009	--	--	--	--	0.026	--	0.103	0.055	--	--	--

Tabela 33 - Continuação

Aço No.	Especificaç. (%)	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	Nb	Ti	V	Al	N	B	O
38		0.163	1.40	0.322	0.022	0.009	--	--	--	--	0.026	--	0.148	0.055	--	--	--
39		0.125	1.55	0.360	0.016	0.005	--	--	--	--	0.046	--	0.040	0.058	--	--	--
40		0.160	1.50	0.200	0.022	0.016	--	0.50	--	--	0.020	--	0.080	--	--	--	--
41		0.077	1.38	0.335	--	--	--	--	0.370	--	--	--	--	0.034	--	--	--
42		0.077	1.52	0.390	--	--	--	--	0.320	--	--	--	--	0.037	--	--	--
43		0.070	1.35	0.242	--	0.017	--	--	0.188	--	0.034	--	--	0.014	--	--	--
44		0.070	1.40	0.310	--	0.029	--	--	0.210	--	0.041	--	--	0.053	--	--	--
45		0.085	1.40	0.280	--	0.004	--	--	0.210	--	0.045	--	--	0.043	--	--	--
46		0.109	1.40	0.295	0.027	0.008	--	--	0.135	--	0.045	--	--	0.048	--	--	--
47		0.070	1.44	--	--	0.006	--	--	0.304	--	0.071	--	--	0.020	--	--	--
48		0.088	1.47	0.350	0.018	0.006	--	--	0.205	--	0.054	--	--	0.050	--	--	--
49		0.090	1.50	0.320	--	0.005	--	--	0.230	--	0.048	--	--	0.048	--	--	--
50		0.100	1.49	0.290	0.025	0.016	--	--	0.210	--	0.047	--	--	0.052	--	--	--
51		0.105	1.25	0.235	0.022	0.008	--	0.41	0.255	--	0.033	--	--	0.032	--	--	--
52		0.131	1.32	0.275	--	0.011	--	--	0.185	--	0.032	--	--	0.044	--	--	--
53		0.104	1.41	0.370	--	--	--	--	0.283	--	0.034	--	--	0.033	--	--	--
54		0.114	1.35	0.290	--	0.016	--	--	0.280	--	0.035	--	--	0.022	--	--	--
55		0.104	1.60	0.360	--	0.004	--	--	0.210	--	0.056	--	--	0.066	--	--	--
56		0.128	1.59	0.300	0.029	0.006	--	--	0.113	--	0.059	--	--	0.044	--	--	--
57		0.074	1.80	0.265	0.019	0.011	--	--	0.218	--	0.070	--	--	0.045	--	--	--
58		0.089	1.735	0.380	0.015	0.004	--	--	0.240	--	0.072	--	--	0.053	--	--	--
59		0.104	1.54	0.295	0.028	0.030	--	--	0.348	--	0.050	--	--	0.045	--	--	--
60		0.080	1.42	0.350	--	--	--	--	0.600	--	0.030	--	--	0.037	--	--	--
61		0.100	1.50	0.290	--	0.028	--	--	0.460	--	0.044	--	--	0.044	--	--	--
62		0.160	1.465	0.325	--	0.010	--	--	0.210	--	0.043	--	--	0.039	--	--	--
63		0.165	1.61	0.275	--	--	--	--	0.150	--	0.023	--	--	0.013	0.009	--	--
64		0.160	1.35	0.370	--	0.027	--	--	0.460	--	0.030	--	--	0.041	--	--	--
65		0.162	1.61	0.275	--	--	--	--	0.417	--	0.023	--	--	0.020	0.007	--	--
66		0.160	1.59	0.275	--	--	--	--	0.420	--	0.059	--	--	0.020	0.008	--	--
67		0.086	1.30	0.262	--	0.003	--	--	0.210	--	0.027	0	--	0.029	0.010	--	--
68		0.087	1.30	0.263	--	0.004	--	--	0.210	--	0.029	0.022	--	0.031	0.012	--	--
69		0.095	1.38	0.225	--	0.028	--	--	0.400	--	--	--	0.084	0.036	--	--	--
70		0.110	1.18	0.350	--	0.029	--	--	0.540	--	0.033	--	0.089	0.043	--	--	--

Tabela 33 - Continuação

Aço No.	Especificaç. (%)	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	Nb	Ti	V	Al	N	B	O
71		0.134	1.17	0.315	0.014	0.026	0.530	--	0.280	--	--	--	--	0.005	0.009	--	--
72		0.150	1.10	0.330	0.015	0.026	--	--	0.290	--	--	--	--	0.005	0.009	--	--
73		0.149	1.07	0.260	0.023	0.029	--	--	0.265	--	--	--	--	0.005	0.009	0.0033	--
74		0.082	1.35	0.275	0.023	0.018	0.185	--	--	0.175	0.100	--	--	0.042	0.006	--	--
75		0.082	1.35	0.275	0.023	0.018	0.185	--	--	0.175	0.064	--	--	0.041	0.006	--	--
76		0.092	1.35	0.275	0.023	0.018	0.185	--	--	0.175	0.029	--	--	0.050	--	--	--
77		0.110	1.27	0.278	--	0.014	0.195	--	--	--	0.037	--	0.038	0.013	--	--	--
78		0.097	1.35	0.320	0.047	0.011	0.180	--	--	0.240	0.053	--	0.053	0.044	--	--	--
79		0.103	1.37	0.282	--	0.010	0.215	--	--	0.170	0.035	--	0.046	0.023	--	--	--
80		0.130	1.415	0.190	0.015	0.010	0.205	--	--	0.236	0.033	--	--	0.049	--	--	--
81		0.122	1.36	0.230	0.016	0.021	0.228	0.504	--	0.032	--	--	--	--	--	--	--
82		0.140	1.328	0.334	0.022	0.017	0.232	0.504	--	0.221	--	--	--	0.032	--	--	--
83		0.139	1.353	0.350	0.018	0.016	0.239	0.516	--	0.514	--	--	--	0.037	--	--	--
84		0.180	1.28	0.290	0.023	0.018	0.530	--	--	--	--	--	--	0.035	0.006	--	--
85		0.155	1.60	0.285	0.014	0.007	0.115	0.470	--	0.180	--	--	0.107	0.019	0.009	--	--
86		0.175	1.10	0.240	0.034	0.017	0.640	--	--	0.330	--	--	0.052	--	0.009	--	--
87		0.139	1.414	0.331	0.022	0.020	0.507	0.641	--	0.034	--	--	--	0.036	--	--	--
88		0.139	1.402	0.318	0.020	0.015	0.572	0.533	--	0.238	--	--	--	0.033	--	--	--
89		0.146	1.434	0.325	0.022	0.016	0.576	0.529	--	0.501	--	--	--	0.033	--	--	--
90	SM53	0.161	1.42	0.400	0.019	0.008	0.015	0.010	<0.010	0.010	0.039	<0.002	0.059	0.031	0.0083	<0.0001	0.0020
91	SM50C	0.149	1.33	0.250	0.019	0.005	0.010	0.013	<0.010	0.012	0.026	<0.002	<0.010	0.018	0.0042	<0.0001	0.0032
92	BS50D	0.173	1.48	0.450	0.021	0.006	0.012	0.011	<0.010	<0.010	0.046	<0.002	0.056	0.028	0.0060	<0.0001	0.0029
93	WT60	0.141	1.33	0.300	0.020	0.006	0.014	<0.010	<0.010	0.011	<0.005	0.002	0.055	0.016	0.0060	0.0002	0.0030
94	WT60CF	0.065	1.38	0.280	0.013	0.003	0.205	<0.010	0.212	0.029	<0.005	--	0.038	0.073	0.0036	0.0015	0.0015
95	WT80	0.130	0.88	0.290	0.010	0.005	0.535	0.809	0.465	0.224	<0.005	0.003	0.044	0.063	0.0110	0.0018	0.0028
96	WT80C	0.112	0.87	0.240	0.019	0.006	0.851	0.015	0.329	0.233	<0.005	0.002	0.046	0.058	0.0041	0.0005	0.0033
97	A516 Gr. 70	0.234	1.19	0.210	0.019	0.007	0.026	0.020	<0.010	0.018	<0.005	<0.002	0.036	0.018	0.0049	0.0005	0.0036
98	A537 Cl. 2	0.142	1.44	0.410	0.025	0.003	0.023	0.201	<0.010	<0.010	0.016	<0.002	0.034	0.018	0.0089	0.0002	0.0012
99	A635C	0.099	1.46	0.350	0.013	0.004	0.021	0.165	<0.010	0.147	0.039	0.003	0.040	0.038	0.0074	0.0006	0.0016
100	A29	0.248	1.36	0.280	0.016	0.005	0.227	0.154	0.135	0.135	<0.005	<0.002	<0.010	0.005	0.0042	0.0002	0.0053
101	SB49	0.240	0.087	0.290	0.019	0.005	0.115	0.126	<0.010	<0.010	<0.005	<0.002	<0.010	0.004	0.0040	0.0003	0.0056
102	X80:LCB	0.034	2.06	0.15	0.021	0.002	0.017	0.309	0.300	<0.010	0.056	0.018	<0.010	0.028	0.0019	0.0010	0.0014
103	SM50B	0.166	1.47	0.350	0.020	0.014	0.020	0.016	<0.010	<0.010	<0.005	--	0.035	0.029	0.0053	<0.0001	--

Aço No.	Especificaç. (%)	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	Nb	Ti	V	Al	N	B	O
104	SM41	0.135	0.97	0.220	0.025	0.006	<0.010	0.020	<0.010	<0.010	<0.005	<0.002	<0.010	--	0.0028	<0.0001	0.0053
105	50D:CLC	0.137	1.09	0.210	0.019	0.003	0.022	0.013	<0.010	0.018	<0.005	--	<0.010	0.034	0.0040	<0.0001	--
106	50D:CLC-B	0.089	1.51	0.270	0.006	0.002	<0.010	<0.010	<0.010	<0.010	<0.005	0.007	<0.010	0.056	0.0023	0.0010	0.0012
107	SB49N	0.144	0.71	0.17	0.007	0.005	0.062	0.056	0.562	0.119	<0.005	--	<0.010	--	0.0128	<0.0001	0.0058
108	DuCo1	0.155	1.32	0.240	0.003	0.002	0.504	0.529	0.244	0.066	<0.005	--	0.051	0.018	0.0110	0.0002	0.0024
109	Cu-Ni	0.084	1.44	0.190	0.006	0.001	<0.010	0.740	<0.010	0.860	0.013	0.007	<0.010	0.020	--	<0.0001	--
110	A387 Gr.11	0.136	0.59	0.510	0.005	0.004	1.463	0.144	0.622	0.069	<0.005	--	<0.010	0.017	0.0067	0.0001	0.0018
111	A387 Gr.22	0.102	0.54	0.240	0.008	0.004	2.323	0.049	1.031	0.014	<0.005	--	<0.010	0.006	0.0069	0.0002	0.0038
112	5Cr	0.134	0.50	0.380	0.008	0.002	5.737	0.039	0.564	0.024	<0.005	--	0.019	0.011	0.0082	<0.0001	0.0018
113	9Cr	0.073	0.93	0.17	0.014	0.002	9.510	0.211	1.972	0.044	0.057	--	0.134	0.007	0.0115	0.0004	0.0026
114	A203D	0.105	0.56	0.240	0.007	0.002	0.035	3.328	<0.010	<0.010	<0.005	--	<0.010	0.046	0.0043	0.0001	0.0013
115	9Ni	0.064	0.61	0.250	0.007	0	0.061	9.570	<0.010	0.024	<0.005	--	<0.010	0.034	0.0047	<0.0001	0.0013
116	A302B	0.176	1.40	0.270	0.006	0.003	0.116	0.189	0.462	<0.010	<0.005	--	<0.010	0.019	0.0058	0.0001	0.0022
117	Si27	0.283	1.28	1.210	0.012	0.004	0.130	0.020	<0.010	0.010	<0.005	--	<0.010	--	0.0022	0.0001	--
118	S5C	0.504	0.79	0.280	0.018	0.005	0.045	0.012	0.012	0.012	<0.005	<0.002	0.003	--	0.0053	0.0002	--
119	NHH	0.728	0.86	0.250	0.020	0.009	0.021	<0.010	<0.010	0.037	<0.005	--	<0.010	0.002	0.0035	<0.0001	0.0061
120		0.180	1.97	0.360	0.010	<0.005	0.030	0.020	<0.010	0.010	--	0.004	0.010	0.050	0.0100	--	0.0030
121		0.190	1.13	0.350	0.009	0.008	0.030	0.880	0.510	0.020	--	0.006	0.130	0.058	0.0070	--	0.0020
122		0.170	1.03	0.260	0.008	<0.005	0.010	0.860	<0.010	0.010	--	0.003	<0.010	0.041	0.0090	--	0.0040
123		0.080	1.94	0.320	0.008	<0.005	0.020	0.880	<0.010	0.010	--	0.004	<0.010	0.050	0.0090	--	0.0050
124		0.070	1.11	0.300	0.008	0.006	0.020	0.020	0.500	0.010	--	0.004	0.140	0.044	0.0080	--	0.0030
125		0.170	1.01	0.250	0.007	<0.005	0.030	0.010	0.480	0.020	--	<0.003	<0.010	0.045	0.0050	--	0.0030
126		0.070	1.90	0.320	0.008	<0.005	0.020	0.020	0.480	0.020	--	<0.003	<0.010	0.041	0.0080	--	0.0030
127		0.060	1.05	0.340	0.006	<0.005	0.010	0.820	<0.010	<0.010	--	0.003	0.140	0.042	0.0070	--	0.0020
128		0.170	1.05	0.320	0.007	0.005	0.010	0.010	<0.010	0.010	--	<0.003	0.140	0.046	0.0080	--	0.0030
129		0.080	1.91	0.370	0.008	0.005	0.020	0.020	0.010	<0.010	--	<0.003	0.130	0.048	0.0080	--	0.0030
130		0.070	1.01	0.310	0.006	<0.005	0.020	0.830	0.450	0.010	--	<0.003	<0.010	0.038	0.0080	--	0.0030
131		0.110	1.03	0.350	0.008	<0.005	0.010	0.020	0.450	0.020	--	<0.003	0.120	0.043	0.0080	--	0.0030
132		0.150	1.48	0.320	0.009	<0.005	0.010	0.020	0.460	0.020	--	<0.003	<0.010	0.031	0.0080	--	0.0050
133		0.170	1.90	0.320	0.009	<0.005	0.010	0.320	0.010	<0.010	--	<0.003	<0.010	0.039	0.0080	--	0.0030
134		0.060	1.01	0.280	0.006	<0.005	0.010	0.820	0.190	<0.010	--	<0.003	0.100	0.036	0.0070	--	0.0030
135	VS1	0.090	1.55	0.480	--	--	1.410	1.010	0.450	0.200	0.047	0	0	0.005	0.0100	0	--
136	KTS-589	0.130	1.25	0.440	--	--	0.770	0.020	0	0.360	0	0	0.060	0.018	0.0260	0	--

Tabela 33 - Continuação

Aço No.	Especificaç. (%)	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	Nb	Ti	V	Al	N	B	O
137	Mk-35	0.100	1.55	1.080	--	--	0.080	0.070	0	0.200	0	0	0	0.005	0.0050	0	0
138	Mk-40	0.090	1.65	1.03	--	--	0	0	0	0.200	0	0.010	0	0	0	0	--
139	St-42.3	0.180	0.49	0.210	--	--	0.020	0.010	0	0.080	0	0	0	0.038	0.0080	0	--
140	13Mn6	0.130	1.68	0.400	--	--	0.100	0.500	0	0.580	0.050	0	0.180	0.052	0.0070	0	--
141	A515 Gr.55	0.145	0.64	0.210	0.012	0.015	0.024	--	--	0.004	0.005	--	--	--	0.0043	--	--
142	A516 Gr.70	0.308	1.13	0.250	0.018	0.015	0.027	--	--	0.010	0.006	--	--	0.036	0.0042	--	--
143	COS-AR 50	0.171	1.43	0.430	0.018	0.016	0.031	--	--	0.007	0.008	--	--	0.046	0.0062	--	--
144	COS-AR 55	0.152	1.47	0.490	0.016	0.011	0.027	--	--	0.006	0.008	--	0.053	0.034	0.0046	--	--
145	A242 T2	0.168	0.97	0.37	0.017	0.012	0.630	--	--	0.260	0.014	--	--	0.013	0.0062	--	--
146		0.109	1.61	0.430	0.005	0.014	--	--	--	--	0.021	--	--	0.032	0.0050	--	--
147		0.140	1.57	0.420	0.005	0.016	--	--	--	--	0.021	--	--	0.034	0.0050	--	--
148		0.170	1.59	0.430	0.005	0.014	--	--	--	--	0.021	--	--	0.030	0.0060	--	--
149		0.215	1.59	0.430	0.005	0.014	--	--	--	--	0.021	--	--	0.035	0.0050	--	--

Tabela 34 - Valores de Dureza Máxima na ZAC (HV), aços do IRSID (21)

$\Delta t_{8/5}$ (s)	2.0	3.0	4.0	5.0	6.0	7.0	8.0	9.0	10.0	15.0	20.0
Aço No.											
5	249.2	221.2	208.0	197.0	192.0	187.4	182.4	178.9	174.9	168.8	165.8
6	331.2	294.0	274.9	259.8	250.2	241.2	233.2	222.2	216.1	202.5	197.0
7	408.0	391.0	371.9	350.2	328.1	305.0	287.9	271.9	259.8	240.2	230.1
8	401.0	386.9	373.9	356.3	341.2	324.1	301.0	279.9	261.8	238.2	224.1
9	443.2	437.2	420.1	407.5	394.0	375.9	353.8	322.1	299.0	265.8	250.2
10	440.2	420.1	402.0	383.9	367.8	348.2	330.1	311.1	294.0	268.8	252.8
11	450.2	441.2	432.2	420.1	410.0	396.0	373.9	338.2	307.5	269.9	253.8
12	444.2	434.2	424.1	411.1	400.0	380.9	355.3	326.1	308.0	275.9	259.8
13	429.1	424.1	416.1	408.0	400.0	390.0	374.9	347.2	316.1	274.9	253.9
14	367.8	359.3	353.3	345.2	339.2	330.1	320.1	305.0	292.0	273.8	247.2
15	410.0	395.0	378.9	355.3	337.2	323.1	300.0	293.9	270.9	250.2	238.2
16	424.1	413.1	401.0	384.9	368.9	348.2	330.1	310.0	297.0	270.9	255.8
17	374.9	350.2	327.1	306.0	290.0	278.9	266.8	254.3	247.2	234.2	226.1
18	402.0	390.0	378.9	364.8	349.2	334.2	315.1	296.0	280.9	257.8	245.2
19	415.1	407.5	400.0	391.0	383.9	372.9	357.3	335.2	313.1	272.9	252.3
20	391.0	387.9	385.9	382.9	379.9	373.9	365.8	354.3	340.2	305.0	284.9
21	401.0	395.0	386.9	375.0	366.8	353.8	336.2	314.1	297.0	269.8	254.8
22	454.3	441.2	430.1	419.1	406.0	394.0	375.9	350.2	331.2	300.0	283.9
23	424.1	415.1	407.0	397.0	387.9	374.9	359.8	331.2	307.0	271.9	254.8
24	431.2	420.1	409.0	398.0	385.9	371.9	354.3	330.1	303.0	265.8	247.7
25	488.9	481.9	474.9	464.8	456.3	446.2	433.2	411.1	388.9	336.2	311.1

Tabela 34 - Continuação

$\Delta t_{8/5}$ (s) Aço No.	2.0	3.0	4.0	5.0	6.0	7.0	8.0	9.0	10.0	15.0	20.0
26	461.8	452.8	445.2	438.2	429.1	421.1	411.1	386.0	381.9	336.2	305.0
27	399.0	376.0	359.3	345.2	332.2	318.1	302.0	285.9	272.9	253.3	238.2
28	401.0	378.9	360.3	343.2	327.1	311.1	297.0	281.9	270.9	256.3	247.2
29	418.1	394.0	378.9	362.8	350.2	338.2	331.2	311.1	300.0	279.9	266.8
30	414.4	385.6	365.2	346.1	334.8	321.5	310.2	298.0	288.7	274.4	265.2
31	425.6	418.4	411.3	401.0	391.8	377.5	347.1	328.7	301.0	270.3	252.2
32	429.7	418.4	405.1	391.8	378.5	361.4	346.1	325.6	309.2	278.4	259.0
33	427.6	415.4	402.6	391.8	371.6	366.6	347.1	320.5	304.1	279.5	265.2
34	389.8	383.6	372.4	355.3	335.8	318.4	300.0	282.1	269.3	248.1	233.8
35	430.7	422.5	416.4	409.2	401.0	394.9	384.6	369.3	352.2	305.1	273.4
36	441.0	435.8	431.7	426.6	421.5	415.4	406.1	393.9	380.5	336.9	305.1
37	428.7	424.6	420.5	415.4	410.2	404.1	396.9	385.7	371.3	333.3	305.1
38	430.7	425.6	421.5	415.4	410.2	402.0	394.9	381.6	366.6	320.5	297.0
39	398.0	391.8	387.7	384.6	380.5	378.5	373.4	368.3	357.1	331.7	306.1
40	424.6	418.4	411.3	401.0	393.9	379.5	363.1	345.0	330.7	305.1	289.8
41	322.5	303.0	289.8	275.4	266.2	260.4	252.2	243.0	236.9	225.6	218.9
42	325.6	302.6	289.8	277.5	268.3	261.4	252.2	242.0	235.8	221.5	213.3
43	320.5	302.0	289.8	277.5	268.3	261.4	253.2	246.1	239.9	227.6	221.5
44	351.2	346.1	338.9	331.7	324.6	315.4	305.1	291.8	279.5	259.0	247.1
45	356.3	351.2	346.1	339.9	333.8	327.6	320.5	310.2	300.0	279.5	263.1
46	378.5	373.4	369.3	364.5	359.4	354.3	347.1	337.9	328.7	307.2	283.6

Tabela 34 - Continuação

$\Delta t_{8/5}$ (s) Aço No.	2.0	3.0	4.0	5.0	6.0	7.0	8.0	9.0	10.0	15.0	20.0
47	361.4	346.1	331.7	319.5	310.2	301.0	291.8	280.5	271.8	257.3	246.1
48	376.8	373.7	370.6	366.6	361.4	356.3	347.1	336.9	327.6	306.1	287.7
49	366.6	366.6	365.5	362.5	358.4	354.3	348.1	339.9	330.7	311.1	293.9
50	375.8	369.6	364.5	357.3	351.2	343.5	334.8	323.6	313.3	288.7	269.3
51	390.1	378.8	359.4	346.1	332.8	321.5	309.2	299.0	288.7	271.7	261.4
52	399.0	392.2	386.0	379.9	374.8	366.6	356.3	342.0	329.7	301.0	282.6
53	385.5	373.7	363.5	353.8	344.0	334.3	320.5	302.0	288.7	267.2	254.3
54	381.9	378.3	372.7	368.6	362.5	355.3	346.1	334.3	322.0	296.4	278.0
55	400.0	400.0	400.0	398.0	395.9	388.7	383.1	374.2	366.6	347.1	329.7
56	408.7	408.7	408.5	408.0	405.1	401.0	398.5	390.8	382.1	352.2	318.9
57	362.5	355.3	348.6	339.9	333.3	324.1	313.3	299.0	288.2	268.6	257.3
58	367.6	367.0	365.0	360.4	354.3	345.1	333.8	316.9	302.0	273.1	270.1
59	380.4	377.8	375.8	373.2	369.6	365.0	357.9	347.6	336.9	309.2	291.3
60	348.1	335.8	324.6	314.3	302.6	291.3	280.5	270.7	262.5	251.2	243.5
61	370.1	357.9	347.6	337.9	329.7	319.5	309.2	294.9	284.6	265.7	254.9
62	418.4	411.8	406.1	400.0	395.9	389.8	381.6	370.1	358.9	329.2	303.6
63	428.2	427.1	424.1	418.4	412.8	403.1	393.3	371.7	347.6	310.2	287.2
64	426.6	419.5	414.3	406.7	399.0	391.3	381.1	367.6	355.3	328.7	310.2
65	435.8	431.7	426.6	420.5	414.3	407.7	400.2	389.9	378.5	354.8	333.3
66	435.8	430.7	424.6	418.4	411.8	404.1	395.9	385.7	373.7	349.7	327.6
67	324.1	301.5	288.1	276.8	268.1	259.4	251.2	242.0	235.8	224.6	216.9

Tabela 34 - Continuação

$\Delta t_{8/5}$ (s)	2.0	3.0	4.0	5.0	6.0	7.0	8.0	9.0	10.0	15.0	20.0
Aço No.											
68	299.5	271.7	256.3	245.1	237.9	230.7	224.6	218.9	215.4	210.2	206.1
69	355.3	330.7	313.8	298.5	288.8	278.8	270.7	260.4	252.2	241.0	232.8
70	374.2	360.4	350.7	341.5	333.8	328.7	311.8	297.4	284.6	267.1	255.3
71	389.8	363.5	336.9	308.7	290.8	275.8	262.5	252.7	247.1	238.4	231.7
72	425.6	415.4	407.7	399.0	390.3	379.4	365.5	343.5	317.9	280.9	261.4
73	415.4	405.6	398.0	388.2	377.8	366.0	355.3	318.4	299.0	267.6	250.2
74	359.4	350.2	339.9	325.6	311.1	299.5	286.7	275.3	266.6	253.2	246.1
75	358.9	347.6	336.9	325.1	313.8	303.1	292.8	281.6	273.2	256.8	246.1
76	376.3	364.0	348.1	330.2	315.4	301.0	289.1	275.3	263.5	246.1	235.8
77	380.4	376.8	372.7	368.1	362.5	356.3	348.1	333.8	316.4	284.6	267.2
78	375.3	368.6	358.9	345.1	332.3	320.5	308.7	296.4	285.7	268.3	256.0
79	378.8	376.3	371.7	366.6	360.9	354.8	346.1	336.9	327.6	308.2	292.3
80	399.0	392.3	386.2	377.3	369.6	359.9	347.1	328.7	311.3	280.4	262.5
81	397.4	391.3	385.2	377.0	367.6	356.8	341.0	321.0	306.6	285.5	271.7
82	425.6	423.6	420.5	415.4	409.7	402.0	393.9	375.8	354.3	318.4	296.9
83	416.4	414.8	413.3	410.8	408.2	403.1	398.5	389.8	378.8	343.5	313.3
84	434.3	431.2	426.6	419.5	412.3	401.5	398.5	362.5	347.1	318.4	299.5
85	431.7	431.2	430.1	426.6	422.5	415.4	404.1	390.1	377.3	355.8	341.0
86	435.8	424.1	414.8	402.6	394.4	383.1	368.6	351.2	335.8	306.6	292.3
87	423.0	421.5	416.9	410.2	403.6	396.4	387.7	375.3	363.0	337.4	317.9
88	416.4	413.3	410.2	406.7	401.0	399.0	393.3	384.6	376.4	354.8	330.2
89	430.7	429.7	428.2	426.1	424.6	421.0	417.4	412.3	407.2	392.8	376.4

Tabela 35 - Valores de Dureza Máxima ZAC (HV), aços testados por Yurioka et. al. (8)

$\Delta t_{8/5}$ (s)	3.0	4.0	4.5	6.0	6.5	7.0	9.0	15.0	20.0	25.0
Aço No.										
90	374.0	354.0	312.0	349.0	303.0	302.0	293.0	256.3	262.0	236.0
91	347.0	353.0	320.0	311.0	297.0	299.0	279.5	242.5	240.0	226.0
92	390.0	374.0	361.0	337.0	339.0	333.0	328.5	283.0	290.0	268.0
93	370.0	366.0	348.0	346.0	312.0	308.0	299.5	248.0	246.0	232.0
94	334.0	322.0	324.0	313.0	301.0	290.0	282.5	272.5	240.0	231.0
95	397.0	389.0	393.0	396.0	396.0	391.0	404.0	373.5	335.0	297.0
96	375.0	375.0	366.0	363.0	369.0	362.0	372.5	328.5	296.0	286.0
97	449.0	440.0	441.0	434.0	431.0	388.0	377.5	295.0	285.0	261.0
98	385.0	381.0	358.0	345.0	357.0	352.0	317.0	279.0	270.0	244.0
99	353.0	344.0	330.0	319.0	319.0	301.0	293.0	262.5	246.0	234.0
100	476.0	473.0	476.0	465.0	482.0	476.0	487.0	465.0	445.0	390.0
101	457.0	441.0	409.0	425.0	402.0	357.0	327.0	259.0	232.0	238.0
102	315.0	310.0	301.0	297.0	303.0	303.0	303.0	292.5	284.0	280.0
109	--	--	319.0	--	--	296.0	--	248.0	--	231.0

Tabela 35 - Continuação

$\Delta t_{8/5}$ (s) Aço No.	2.4	3.7	8.2	10.0	15.0	21.0
103	423.0	--	289.0	286.0	271.0	251.0
104	296.0	--	229.0	204.0	201.0	208.0
105	--	262.0	210.0	208.0	201.0	187.0
106	353.0	--	249.0	234.0	229.0	216.0
107	--	380.0	302.0	285.0	262.0	258.0
108	425.0	--	417.0	401.0	387.0	373.0
110	--	413.0	383.0	383.0	370.0	357.0
111	--	394.0	380.0	380.0	380.0	366.0
112	--	441.0	429.0	423.0	429.0	423.0
113	--	441.0	407.0	--	371.0	381.0
114	--	376.0	325.0	309.0	294.0	285.0
115	--	371.0	353.0	353.0	349.0	358.0
116	--	442.0	442.0	417.0	409.0	401.0
117	--	509.0	467.0	--	430.0	360.0
118	701.0	613.0	516.0	487.0	349.0	345.0
119	--	800.0	755.0	690.0	--	405.0

Tabela 37 - Valores de Dureza Máxima na ZAC (HV), aços testados por Seyffarth (4)

$\Delta t_{8/5}$ (s) Aço No.	1.8	2.7	3.6	4.5	5.4	6.3	7.2	8.1	9.0	10.8	13.5	18.0
135	--	--	389.6	370.0	350.0	359.0	368.4	365.5	362.5	361.5	359.8	356.9
136	377.6	369.0	359.2	340.0	318.4	309.5	301.2	296.0	290.8	285.0	277.0	267.2
137	312.4	299.0	287.6	282.0	277.4	273.0	269.2	266.5	264.7	259.7	252.2	242.0
138	361.4	334.5	306.8	287.0	267.0	257.4	247.7	240.9	234.1	229.5	222.7	217.0
139	317.2	288.0	259.2	246.0	232.8	225.0	217.2	212.0	206.9	202.3	295.4	194.2
140	413.6	413.6	413.6	411.5	410.3	407.6	405.7	404.0	402.3	398.5	393.2	381.8

Tabela 38 - Valores de Dureza Máxima na ZAC (HV), aços testados por Bursteinas (52)

$\Delta t_{8/5}$ (s) Aço No.	2.0	3.0	4.0	5.0	6.0	7.0	8.0	9.0	10.0	20.0
141	324.1	263.8	232.8	211.5	200.0	190.8	185.1	180.5	178.2	167.2
142	502.3	502.3	502.3	473.0	427.6	383.9	347.7	326.4	309.2	245.4
143	453.4	447.7	435.1	419.5	403.4	386.2	370.7	356.9	347.7	264.9
144	425.3	408.0	390.8	370.1	356.9	339.6	327.0	313.8	306.9	256.9
145	390.8	378.7	361.5	347.7	335.1	323.0	311.5	302.3	295.4	246.6

Tabela 39 - Valores de Dureza Máxima na ZAC (HV), aços testados por Evans (41)

$\Delta t_{8/5}$ (s) Aço No.	3.6	5.1	6.6
146	328.7	320.9	295.9
147	366.5	363.7	342.7
148	417.8	393.7	369.6
149	463.7	450.0	443.3

Tabela 40 - Valores de Dureza e Tempo $\Delta t_{8/5}$ para estrutura 100% e 0% martensítica

Aço No.	HVM (HV)	t_M (s)	HV0%M (HV)	$t_{0%M}$ (s)
5	--	--	160	30
6	400	1.0	--	--
7	420	1.5	196	80
8	405	2.0	191	70
9	443	2.5	200	100
10	450	1.0	--	--
11	460	2.5	214	100
12	450	2.5	208	100
13	430	2.5	200	80
14	375	2.5	205	80
15	410	2.0	208	75
16	430	2.0	225	75
17	395	1.0	209	50
18	410	2.0	213	75
19	417	2.0	215	50
20	395	5.0	213	120
21	405	2.5	225	50
22	463	2.0	--	--
23	430	2.0	208	75

Tabela 40 - Continuação

Aço No.	HVM (HV)	tM (s)	HVOzM (HV)	tOzM (s)
24	437	2.0	215	50
25	492	2.5	--	--
26	463	2.5	227	80
27	--	--	182	150
28	--	--	220	60
29	--	--	230	60
30	432	1.7	--	--
31	433	3.0	--	--
32	440	1.5	--	--
33	440	1.5	220	80
34	394	2.5	205	60
35	436	2.5	213	80
36	442	4.0	220	100
37	430	4.0	228	70
38	432	4.0	235	100
39	400	5.0	223	80
40	425	3.0	--	--
41	--	--	190	80
42	346	1.0	200	30
43	--	--	205	50
44	351	2.5	208	80
45	356	2.5	215	100
46	380	3.0	220	70
47	368	2.0	215	70
48	378	4.0	223	60
49	366	5.0	210	120
50	376	2.5	220	70
51	390	2.5	--	--
52	402	2.5	--	--
53	395	1.5	215	60
54	383	2.8	227	80
55	400	4.8	--	--
56	409	7.0	228	70

Tabela 40 - Continuação

Aço No.	HV _M (HV)	t _M (s)	HV _{0%M} (HV)	t _{0%M} (s)
57	366	2.5	230	70
58	368	4.0	224	120
59	380	4.0	229	80
60	--	--	225	50
61	378	1.7	220	70
62	420	2.4	--	--
63	428	4.0	224	80
64	430	2.5	--	--
65	436	3.0	--	--
66	436	3.0	241	100
67	--	--	205	40
69	376	1.0	209	70
70	385	1.0	230	50
71	412	1.2	--	--
72	440	2.0	--	--
73	424	2.0	--	--
74	363	2.0	225	70
75	365	2.0	212	70
76	378	2.4	--	--
77	380	3.5	213	80
78	376	3.0	223	70
79	379	3.0	212	110
80	400	2.8	212	80
81	397	3.0	--	--
82	426	4.5	--	--
83	417	6.0	--	--
84	435	4.0	--	--
85	432	5.0	--	--
87	423	3.5	248	80
88	417	5.0	--	--
89	431	7.0	257	120