

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

ESPECIFICAÇÃO DE PROCEDIMENTOS DE REPARO
POR SOLDAGEM SEM TRATAMENTO TÉRMICO POSTERIOR-
EFEITO DE REVENIMENTO PRODUZIDO PELOS CICLOS TÉRMICOS

TESE SUBMETIDA À UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA
PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE DOUTOR EM ENGENHARIA MECÂNICA

CARLOS ENRIQUE NIÑO BOHÓRQUEZ

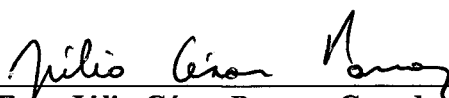
FLORIANÓPOLIS- SC, JUNHO DE 2001

ESPECIFICAÇÃO DE PROCEDIMENTOS DE REPARO
POR SOLDAGEM SEM TRATAMENTO TÉRMICO POSTERIOR-
EFEITO DE REVENIMENTO PRODUZIDO PELOS CICLOS TÉRMICOS

CARLOS ENRIQUE NIÑO BOHÓRQUEZ

ESTA TESE FOI JULGADA PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE
DOUTOR EM ENGENHARIA

ESPECIALIDADE ENGENHARIA MECÂNICA E APROVADA EM SUA FORMA FINAL
PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

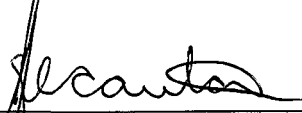


Prof. Dr. Eng. Júlio César Passos- Coordenador do Curso

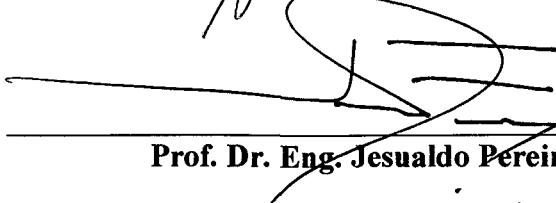
BANCA EXAMINADORA



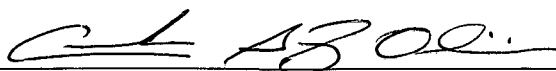
Prof. Dr. Ing. Augusto J.A. Buschinelli- Orientador



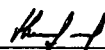
Prof. Ph.D. Nelson Guedes de Alcântara



Prof. Dr. Eng. Jesualdo Pereira de Farias



Prof. Dr. Eng. Carlos Augusto Silva de Oliveira



Profa. Dra. Eng. Ingeborg Kühn



Prof. Dr. Eng. Pedro Amedeo Nannetti Bernardini

BIOGRAFIA DO AUTOR

Nascido em 15 de maio de 1957, em Bogotá (Colômbia). Engenheiro mecânico pela Universidade Nacional de Colômbia em junho de 1981. Mestre em engenharia mecânica pela Universidade Federal de Santa Catarina em março de 1989. Professor do Departamento de Engenharia Mecânica da UFSC desde fevereiro de 1995.

Com amor e admiração:

À minha esposa, Iara

Aos meus filhos,
David, Laura e Luisa

À minha mãe, Ernestina

Aos meus irmãos,
Héctor, Fabiola, Ernesto,
Lilia e David

In Memoriam:

Ao meu pai, José Daniel
À minha avó Barbarita

AGRADECIMENTOS

Mais do que agradecer, dedico este trabalho ao meu orientador, Prof. Augusto Buschinelli, quem, desde os tempos do meu mestrado, brindou-me sua sincera amizade. Em grande parte minhas qualidades profissionais– e as deste trabalho– são devidas a ele.

Nesta longa caminhada recebi de muitas pessoas manifestações de amizade, na forma de apoio e incentivo, as quais me permitiram transpor as dificuldades encontradas na realização desta pesquisa. Sem pretender mencionar todos aqui, quero agradecer:

Aos engenheiros do LAC-Curitiba, Sérgio Luiz Henke e Luiz Alberto Procopiak, pelo esmero nas medições de microdureza.

Aos professores Ossimar Maranhão e Aldo Pereira, do CEFET-PR, pelo apoio na execução das micrografias. Ao prof. Hélio Ormeu, pelo acesso à infraestrutura do CEFET-SC.

Ao doutorando Luciano dos Santos e seu orientador, prof. Fábio A. Carvalho da Silva, pelas valiosas ferramentas de análise de transferência de calor em soldagem.

Ao Eng. Luis Galaz Mamani, pelos aplicativos computacionais elaborados.

Aos membros do LABSOLDA: Prof. Jair Dutra, engenheiros Larry Fiori Ollé, Raúl Gohr Jr., Carlos Baixo, Erwin Teichmann, Moisés A. de Oliveira; técnicos Valério e Jean; mestrandos André Coelho e Fabrício Freire.

Aos Eng. Ramón Cortés e Leone Andrade, outrora meus colegas no LABSOLDA, que torceram pelo meu ingresso como professor nesta Universidade.

Aos Eng. José Augusto Corrêa e Aldo Soldate, da RLAM-Petrobrás, pela valiosa interação no desenvolvimento de pesquisas voltadas à área do petróleo.

Aos bolsistas e estudantes de pós-graduação do LABMAT. Em particular ao Cesarino, pela presteza na execução das dilatométricas.

Aos colegas do Departamento de Engenharia Mecânica da UFSC, em especial àqueles que me honraram com sua participação no julgamento desta tese.

SUMÁRIO

LISTA DE SÍMBOLOS E ABREVIATURAS	ix
LISTA DE FIGURAS	xi
LISTA DE TABELAS	xviii
RESUMO.....	xix
ABSTRACT.....	xx
1- INTRODUÇÃO.....	1
2- REVISÃO DA LITERATURA.....	4
2.1- Conceitos gerais da soldagem a arco	4
2.2- Soldagem de reparo de aços ferríticos	7
2.3- Técnicas de reparo por soldagem sem TTPS	8
2.3.1- Técnica da <i>meia camada</i>	9
2.3.2- Técnica da <i>dupla camada</i>	11
2.3.3- <i>Passe de revenimento</i>	13
2.3.4- Soldagem com materiais de adição austeníticos	13
2.4- Critérios necessários para o desenvolvimento da técnica da <i>dupla-camada</i>	15
2.4.1- Critério para a ocorrência de refino ou revenimento.....	15
2.4.2- Previsão das dimensões do cordão e das regiões da ZTA.....	16
2.4.3- Avaliação da resposta do material sob estudo aos ciclos térmicos de soldagem.....	17
2.4.4- Avaliação da distância das isothermas A_{c1} ou A_{c3}	18
2.4.5- Confirmação da validade dos modelos	19
2.4.6- Avaliação das propriedades finais dos reparos e o seu comportamento em serviço	22
2.4.7- Processos de soldagem utilizados na aplicação da <i>dupla-camada</i>	24
2.5- Alguns dos elementos necessários para desenvolver a técnica da <i>dupla camada</i>	25
2.6- Previsão do refino de grão em soldagem multipasses	25
2.7- Previsão da dureza em soldagem.....	26
2.7.1- Dureza máxima na ZTA produzida por um passe único	27
2.7.2- Dureza na ZTA após tratamento térmico convencional.....	28
2.7.3- Redução de dureza na ZTA produzida por <i>passe de revenimento</i>	29
2.8- A martensita e o revenimento	33
2.8.1- O revenimento de aços ao C.....	35
2.8.2- Influência do carbono no revenimento	37
2.8.3- O revenimento de aços ligados	38
2.8.4- O parâmetro de Hollomon-Jaffe	42

2.9- Reaustenitização	43
2.9.1- Modelamento da cinética de reaustenitização.....	47
2.10- Transferência de calor em soldagem.....	51
2.10.1- Ciclos térmicos e campo de temperaturas	52
2.10.2- Avaliação da morfologia do cordão de solda.....	53
2.11- Simulação física dos ciclos térmicos de soldagem.....	54
2.11.1- Descrição do equipamento	54
2.11.2- Aplicações da simulação térmica	56
2.12- Ensaio de implante	59
3- OBJETIVOS	61
4- MATERIAIS E MÉTODOS.....	62
4.1- Uso da simulação térmica para estudo do revenimento em soldagem.....	62
4.1.1- Simulação de ciclos térmicos.....	63
4.2- Desenvolvimento de outros métodos de simulação térmica.....	64
4.2.1- Detalhes do teste simultâneo dos dois métodos propostos	66
4.3- Aplicação do método de <i>implante de cordão</i> a outros materiais	70
4.3.1- Condições de ensaio.....	72
4.4- Tratamentos térmicos de revenimento em forno	73
5- RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	74
5.1- Comportamento do sistema de simulação térmica.....	74
5.1.1- Aplicação do sistema ao estudo do revenimento em soldagem de um aço de médio C	76
5.1.2- Aplicação do sistema ao estudo do endurecimento secundário produzido em soldagem multipasses.....	77
5.2- Comparação dos métodos de ensaio propostos: <i>soldagem em cruz e implante de cordão</i>	78
5.3- Avaliação detalhada do ensaio de <i>implante de cordão</i>	81
5.3.1- Determinação do campo de temperaturas resultante da soldagem	81
5.3.2- Relação da dureza final com a temperatura de pico do segundo ciclo.....	93
5.3.3- Aplicação dos parâmetros de tempo e temperatura à previsão do revenimento em soldagem	97
5.4- Aplicação do ensaio de <i>implante de cordão</i> ao aço A387 Gr. 5	103
5.4.1- Relação da dureza final com a temperatura.....	105
5.4.2- Aplicação dos parâmetros de tempo e temperatura	108
5.5- Aplicação do ensaio de <i>implante de cordão</i> ao aço A516 Gr.70	111
5.5.1- Relação da dureza final com a temperatura.....	113
5.5.2- Aplicação dos parâmetros de tempo e temperatura	118
5.6- Aplicação do ensaio de <i>implante de cordão</i> ao aço AISI 410	119
5.6.1- Relação da dureza final com a temperatura.....	120
5.6.2- Aplicação dos parâmetros de tempo e temperatura	126
5.7- Comparação do comportamento ao revenimento dos quatro aços estudados	127
5.7.1- Revenimento por tratamentos isotérmicos	127
5.7.2- Revenimento por ciclos térmicos de soldagem.....	128
5.7.3- Quedas relativas de dureza em função da temperatura de tratamento	130
5.7.4- Diferenças entre as temperaturas de transformação– Ac1 e Ac3– do metal de base e da ZTA-GG.....	134

5.8- Avaliação dos parâmetros propostos para prever o revenimento em soldagem....	135
5.9- Avaliação das fórmulas de Yurioka para previsão de dureza.....	137
5.9.1- Previsão da dureza da ZTA-GG de um passe único	137
5.9.2- Previsão da dureza final da ZTA-GG submetida a revenimento isotérmico.....	138
5.10- Avaliação final do ensaio de <i>implante de cordão</i>	140
6- CONCLUSÕES.....	142
6.1- Em relação à previsão do revenimento da ZTA-GG pelos ciclos térmicos de soldagem.....	142
6.2- Em relação ao ensaio de <i>implante de cordão</i>	143
6.3- Em relação à aplicação da técnica da <i>dupla camada</i>	143
7- SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	144
8- REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	145
APÊNDICES	
Apêndice 1- Descrição dos algoritmos para cálculo dos parâmetros de Hollomon-Jaffe e de Dorn a partir dos ciclos térmicos.....	150
Apêndice 2- Fórmulas de previsão de dureza de Yurioka.	151
Apêndice 3- Descrição dos programas relativos à transferência de calor em soldagem	153
Apêndice 4- Perfis de dureza e temperaturas associadas.....	156
Apêndice 5- Curvas dilatométricas dos aços estudados.	161
Apêndice 6- Macrografias de seções transversais e longitudinais dos CPs de implante.	166

LISTA DE SÍMBOLOS E ABREVIATURAS

ABS = Associação Brasileira de Soldagem
 A_{c1} , A_{c3} = temperaturas de transformação de fase no aquecimento
 AISI = American Iron and Steel Institute
 ANSI = American National Standards Institute
 ASME = American Society of Mechanical Engineers
 ASTM = American Society for Testing and Materials
 AWS = American Welding Society
 CANMET = Canada Centre for Mineral and Energy Technology
 ccc= cúbica de corpo centrado
 CCT= diagrama de transformação no resfriamento contínuo
 CEFET = Centro Federal de Educação Tecnológica
 CE_{ii} = carbono equivalente de Yurioka
 CENPES = Centro de Pesquisas da Petrobras
 CP = corpo de prova
 CPGEM = Curso de Pós-graduação em Engenharia Mecânica da UFSC
 $\Delta t_{8/5}$ = tempo de resfriamento entre 800 e 500 °C [s]
 E = energia de soldagem [kJ/cm]
 EMC = Departamento de Engenharia Mecânica da UFSC
 EWI = Edison Welding Institute
 I = corrente de soldagem [A]
 LABSOLDA = Laboratório de Soldagem do EMC/ UFSC
 LAC = Laboratório Central de Pesquisa e Desenvolvimento, Curitiba-PR
 LF = linha de fusão
 MB = metal de base
 MIG = Metal Inert Gas
 M_s = temperatura de início da transformação martensítica
 MS = metal de solda
 η = eficiência térmica [adim]
 P = penetração do cordão [mm]
 P_{cm} = carbono equivalente de Ito e Bessyo
 P_{Dorn} = parâmetro de Dorn
 P_{HJ} = parâmetro de Hollomon-Jaffe
 Petrobras = Petróleo Brasileiro S/A
 Q = energia de ativação [J/mol]
 R = constante universal dos gases (8,314 J/mol·K)
 RLAM = Refinaria Landulpho Alves- BA, da PETROBRÁS.
 SAE = Society of Automotive Engineers
 SINMEC = Laboratório de Simulação Numérica e Mecânica dos Fluidos do EMC/ UFSC
 σ = parâmetro de distribuição da fonte de calor [m]
 t = tempo
 T = temperatura [K]

TIG = Tungsten Inert Gas

T_p = temperatura de pico no ciclo térmico [°C]

TTT = diagrama de transformação isotérmica

TTPS = tratamento térmico pós-soldagem

TWI = The Welding Institute

U = tensão do arco [V]

UFSC = Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis-SC

v_s = velocidade de soldagem [cm/min]

ZTA = zona termicamente afetada

ZTA-GG = região de grãos grosseiros da ZTA

LISTA DE FIGURAS

Fig. 1-	Nomenclatura das diferentes regiões da ZTA de um passe único, e da ZTA reaquecida numa soldagem multipasses.	6
Fig. 2-	Esquema da técnica da <i>meia camada</i>	9
Fig. 3-	Esquema da realização do teste de Híguchi: a) deposição de um passe sobre chapa temperada; b) perfis de dureza medidos perpendicularmente à linha de fusão	10
Fig. 4-	Resultados do teste de Híguchi (em termos das dimensões do cordão e da extensão das zonas revenida e retemperada) aplicado no aço SA508	10
Fig. 5-	Esquema da superposição das isoterma da 2 ^a camada em relação à ZTA da camada anterior	12
Fig. 6-	Esquema de posicionamento do <i>passe de revenimento</i>	13
Fig. 7-	Critérios do posicionamento das isoterma da segunda camada em relação à ZTA-GG da primeira camada	16
Fig. 8-	Percentuais de ZTA-GG refinada obtidos nos ensaios de verificação de Jones [21], em função da relação de energias E_2/E_1	21
Fig. 9-	Ilustração gráfica do critério utilizado por Jones para definir a relação de energias E_2/E_1 visando refinar a ZTA-GG	21
Fig. 10-	a) Valores de dureza medidos por Alberry num reparo executado com sua técnica e valores previstos para os dois limites de “segregação” do metal de base [22]; b) esquema mostrando os locais onde foram medidas as durezas na ZTA.	22
Fig. 11-	Tenacidades ao impacto na ZTA de reparos realizados por procedimento convencional, com e sem TTPS, e pela técnica da <i>dupla camada</i>	23
Fig. 12-	Sobreposição dos cordões conseguida com: a) baixo ângulo de incidência do eletrodo; b) alto ângulo de incidência.	26
Fig. 13-	Curvas de dureza em função do parâmetro $\Delta t_{8/5}$, ajustadas a dados experimentais obtidos em vários aços	27
Fig. 14-	Dureza da ZTA no estado como soldado e após tratamentos térmicos (com parâmetro $TP= 18$), para aços com vários teores de V e Nb	28
Fig. 15-	Quedas relativas de dureza em função do parâmetro de Dorn, observadas após tratamentos isotérmicos por 10 s e tratamentos “pulsados”, aplicados num aço DIN St52-3N	30
Fig. 16-	Queda relativa de dureza em função da distância entre os pés dos cordões, depositados com energia de 10 kJ/cm	31

Fig. 17- a) Influência da distância entre os cordões e o tempo de resfriamento sobre a queda de dureza, para um aço com $P_{cm} = 0,25$; b) influência da distância entre os cordões e o valor de P_{cm} sobre a queda de dureza, quando o <i>passo de revenimento</i> é depositado com $\Delta t_{8/5} = 6s$	33
Fig. 18- Influência do teor de carbono sobre a dureza da martensita, da perlita e de uma estrutura contendo carbonetos esferoidizados	35
Fig. 19- Dureza da martensita numa liga Fe-C após o revenimento durante uma hora a várias temperaturas de patamar	38
Fig. 20- a) efeito do molibdênio sobre o revenimento de um aço com 0,1 %C temperado; b) efeito do cromo sobre o revenimento de um aço com 0,35 %C.....	41
Fig. 21- Variação da dureza em função do parâmetro P_{HJ} : a) no revenimento de um aço com 3 %Cr; b) no revenimento de um aço com 0,7 %V	44
Fig. 22- Micrografias da liga Fe-0,4 %C no estado inicial (a), e reaustenitizado a 740 °C (b), 760 °C (c) e 780 °C (d)	49
Fig. 23- a) Diagrama TTT para reaustenitização elaborado e valores observados; b) comparação das curvas dilatométricas observadas com várias taxas de aquecimento e a curva teórica prevista pelo modelo de Reed <i>et al</i>	49
Fig. 24- Valores observados e previstos para a formação da austenita a partir da perlita sob condições de aquecimento contínuo	51
Fig. 25- a) Geometria prevista para a isoterma A_{c1} na soldagem MIG de um aço, com pendulamento do eletrodo; b) ciclos térmicos calculados na ZTA em locais que atingiram $T_p = 1350$ °C, na superfície ($z=0$) e na raiz do cordão ($y=0$), considerando fonte de calor distribuída	53
Fig. 26- Esquema de um simulador de ciclos térmicos tipo “Gleeble”	55
Fig. 27- Efeito da velocidade de aquecimento sobre o crescimento de grão austenítico	58
Fig. 28- Efeito de restrição ao crescimento de grão (thermal pinning) resultante dos elevados gradientes de temperatura na ZTA	59
Fig. 29- Esquema do ensaio de implante e suas aplicações	60
Fig. 30- Detalhe do dispositivo de fixação do CP no sistema de simulação térmica: a) corpo de prova; b) termopar; c) garras de cobre; d) cabos de conexão; e) ponteiros da fonte de soldagem; f) espaçador isolante.	63
Fig. 31- Geometria do CP para simulação térmica (dimensões em mm).....	64
Fig. 32- Esquema do ensaio de <i>soldagem em cruz</i>	65
Fig. 33- Esquema do ensaio de <i>implante de cordão</i>	66
Fig. 34- Teste simultâneo dos dois ensaios propostos.....	68
Fig. 35- Comparação das curvas de resfriamento desejadas (correspondentes àquelas decorrentes da soldagem a arco) com a curva de resfriamento natural	75

Fig. 36- Curva de resfriamento típica conseguida com o sistema de simulação (linha azul) para uma temperatura de pico de 1200 °C, comparada com a curva teórica introduzida no programa de controle	76
Fig. 37- Durezas finais num aço SAE 1045 em função da temperatura de pico atingida no segundo ciclo térmico, aplicado sobre ZTA-GG produzida por um primeiro ciclo a 1200 °C.....	77
Fig. 38- Dureza final do aço CA-6NM após ser submetido a vários ciclos de aquecimento com $T_p= 600$ °C	78
Fig. 39- Perfis de dureza na ZTA-GG do primeiro passe, aquecida por um segundo passe com três níveis de energia, nos ensaios de <i>soldagem em cruz</i>	80
Fig. 40- Perfis de dureza na ZTA-GG do primeiro passe, aquecida por um segundo passe com três níveis de energia, nos ensaios de <i>implante de cordão</i>	80
Fig. 41- Bandeamento da perlita na direção de laminação da chapa, revelada numa amostra previamente soldada e depois aquecida isotermicamente a 700 °C	81
Fig. 42- Temperaturas de pico medidas na superfície da chapa a várias distâncias da linha de fusão, e curvas exponenciais ajustadas a elas.....	82
Fig. 43- Micrografia da região de transição entre o metal de base e ZTA, associada à temperatura A_{c1}	84
Fig. 44- Macrografias de seções transversais ao 2º cordão de solda, realizadas nos cilindros de implante (em aço SAE 1045). À esquerda são mostradas as fotos e à direita as isotermas reproduzidas no projetor de perfis.....	85
Fig. 45- Temperaturas de transformação em função da taxa de aquecimento para o aço Ck45 (C=0,44, Mn=0,66, Si= 0,22, Cr= 0,15, V= 0,02)	86
Fig. 46- Comparação das temperaturas T_p medidas na superfície da chapa com as previstas utilizando as isotermas LF e A_{c1} , para a soldagem com baixa energia.....	87
Fig. 47- Comparação das temperaturas T_p medidas na superfície da chapa com as previstas utilizando as isotermas LF e A_{c1} , para a soldagem com média energia.....	87
Fig. 48- Comparação das temperaturas T_p medidas na superfície da chapa com as previstas utilizando as isotermas LF e A_{c1} , para a soldagem com alta energia.....	88
Fig. 49- Macrografias de seções longitudinais aos dois cordões de solda, realizadas nos cilindros de implante (em aço SAE 1045). Nessas seções foram levantados os perfis de dureza.	90
Fig. 50- Micrografia ampla da seção longitudinal do implante em aço SAE 1045, mostrando a região de superposição dos ciclos térmicos produzidos pelo primeiro e segundo passes.	91
Fig. 51- Esquema ilustrando a forma de estimar a distância de cada impressão de dureza à superfície da chapa.	92

Fig. 52- Comparação da curva de repartição térmica calculada analiticamente e a curva exponencial ajustada a esta por regressão (soldagem com média energia).....	93
Fig. 53- Curvas ajustadas aos perfis de dureza levantados.	95
Fig. 54- Dureza final da ZTA-GG em função da temperatura (de patamar, no caso de tratamentos isotérmicos, e de pico, no caso de ciclos térmicos de soldagem).	96
Fig. 55- Comparação dos ciclos térmicos produzidos com os três níveis de energia, em locais que atingem $T_p = 700\text{ }^\circ\text{C}$	96
Fig. 56- Diagrama CCT do aço Ck45. Composição do material (% em peso): C=0,44, Mn=0,66, Si= 0,22, Cr= 0,15, V= 0,02. Austenitizado a $1050\text{ }^\circ\text{C}$ por 3 min	97
Fig. 57- Micrografias do aço SAE 1045: a, b) metal de base; c) ZTA-GG no estado como-soldado; d, e, f) ZTA-GG submetida a tratamentos isotérmicos a $400, 700$ e $800\text{ }^\circ\text{C}$, respectivamente.	98
Fig. 58- Ciclos térmicos adquiridos durante os tratamentos térmicos realizados em forno.....	100
Fig. 59- Relação entre o parâmetro P_{HJ} e a temperatura (de patamar, para os tratamentos isotérmicos, e de pico, para os ciclos de soldagem).....	100
Fig. 60- Relação entre o parâmetro P_{HJ} e a dureza final na ZTA-GG submetida a tratamentos isotérmicos e ciclos de soldagem com três níveis de energia.....	101
Fig. 61- Relação entre o parâmetro P_{Dorn} e a temperatura (de patamar, para os tratamentos isotérmicos, e de pico, para os ciclos de soldagem).....	101
Fig. 62- Relação entre os valores dos parâmetros (P_{HJ} e P_{Dorn}) para tratamentos isotérmicos e ciclos de soldagem com média energia.	102
Fig. 63- Micrografia da região da ZTA do aço A387 Gr.5 associada à temperatura A_{c3}	103
Fig. 64- Macrografia de seção longitudinal à solda, onde podem ser observados os furos realizados para inserção dos termopares e o efeito de distorção produzido nas isoterma.	105
Fig. 65- Perfis de dureza na ZTA-GG do primeiro passe, aquecida por um segundo passe com três níveis de energia.	107
Fig. 66- Relação entre as durezas finais da ZTA-GG e as temperaturas dos tratamentos (isotérmicos e por ciclos de soldagem).	108
Fig. 67- Micrografia geral da amostra de implante, indicando os valores de dureza medidos e as correspondentes temperaturas T_p estimadas.	109
Fig. 68- Microestruturas de amostras submetidas a tratamentos isotérmicos: a) a $700\text{ }^\circ\text{C}$; b) a $800\text{ }^\circ\text{C}$; c, d, e) micrografias com maior resolução da ZTA-GG após ser tratada a $600, 700$ e $800\text{ }^\circ\text{C}$, respectivamente.	110
Fig. 69- Relação entre a dureza final da ZTA-GG e o parâmetro P_{HJ}	111

Fig. 70- Micrografia da região de transição entre o metal de base e a ZTA, associada à temperatura A_{c1} para o aço A516 Gr.70.....	111
Fig. 71- Perfis de dureza na ZTA-GG do primeiro passe, aquecida por um segundo passe com três níveis de energia.	113
Fig. 72- Relação entre a dureza final e a temperatura de tratamentos isotérmicos e ciclos de soldagem.	115
Fig. 73- Diagrama de transformação no resfriamento contínuo do aço A516 Gr.70, fornecido pelo fabricante do aço (Usiminas).	115
Fig. 74- Micrografias do aço A516 Gr.70: a,b) metal de base; c) ZTA-GG no estado como-soldado; d, e, f) ZTA-GG submetida a tratamentos isotérmicos a 500, 700 e 800 °C, respectivamente.	116
Fig. 75- Micrografia geral da amostra de implante, indicando os valores de dureza medidos e as correspondentes T_p estimadas.	117
Fig. 76- Micrografia da ZTA-GG reaquecida por ciclos de soldagem com T_p abaixo da temperatura A_{c1}	118
Fig. 77- Micrografia da ZTA-GG reaquecida por ciclos de soldagem com T_p próxima de A_{c3}	118
Fig. 78- Relação entre a dureza final da ZTA-GG e o parâmetro P_{HJ} , para o aço A516 Gr.70.....	119
Fig. 79- Perfis de dureza na ZTA-GG do primeiro passe, aquecida por um segundo passe com três níveis de energia.	121
Fig. 80- Relação entre a dureza final na ZTA-GG do primeiro passe e as temperaturas de tratamento isotérmico e por ciclos de soldagem.	122
Fig. 81- Curva de revenimento isotérmico do aço AISI 410, com tratamentos por 1 h.....	123
Fig. 82- Diagrama TTT do aço AISI 410, com 12%Cr e 0,1%C, austenitizado a 980 °C.....	123
Fig. 83- Micrografias do aço AISI 410: a, b) metal de base; c, d, e) ZTA-GG submetida a tratamentos isotérmicos a 600, 700 e 800 °C, respectivamente.	124
Fig. 84- Micrografia geral da amostra de implante, indicando os valores de dureza medidos e as correspondentes temperaturas T_p estimadas.	125
Fig. 85- Micrografias mostrando a região onde a dureza aumenta abruptamente de 297 para 420 HV.	126
Fig. 86- Micrografia da região próxima à linha de fusão, mostrando grande quantidade de ferrita delta grosseira.	126
Fig. 87- Relação entre a dureza final da ZTA-GG e o parâmetro P_{HJ} , para o aço AISI 410.....	127
Fig. 88- Durezas da ZTA-GG submetida a tratamentos isotérmicos entre 300 e 800 °C, em função da temperatura de revenimento, para os quatro aços ensaiados.	128

Fig. 89- Durezas da ZTA-GG dos quatro aços submetidos a tratamentos isotérmicos, em função da temperatura de patamar.....	129
Fig. 90- Quedas relativas de dureza da ZTA-GG para todas as condições de tratamento (isotérmico e por ciclos de soldagem) em função da temperatura.....	132
Fig. 91- Quedas relativas máximas de dureza da ZTA-GG reauecida por ciclos de soldagem (com média energia), em função da temperatura T_p à qual elas ocorrem.	133
Fig. 92- Faixas de temperatura em que ocorre revenimento significativo da ZTA-GG pelos ciclos de soldagem, em função da temperatura T_p à qual ocorre a máxima queda de dureza.	133
Fig. 93- Relação entre as quedas relativas de dureza para os quatro aços testados e o parâmetro de Dorn.....	136
Fig. 94- Valores de dureza final da ZTA-GG em função da temperatura de revenimento, medidos e previstos por Yurioka.....	139
Fig. 95- Termos aditivos de queda de dureza correspondentes às influências do carbono equivalente CE_{ii} , e dos elementos V e Nb, em função da temperatura de revenimento.....	139
Fig. 96- Geometria e sistema de coordenadas utilizados no desenvolvimento da solução analítica.....	154
Fig. 97- Detalhe da curva dilatométrica do aço SAE 1045, no aquecimento entre 600 e 900 °C.....	161
Fig. 98- Curva dilatométrica do aço SAE 1045.....	162
Fig. 99- Primeira derivada de $\Delta L/L_0$ em função da temperatura, para o aço SAE 1045.....	162
Fig.100- Curva dilatométrica do aço ASTM A387 Gr.5.....	163
Fig.101- Primeira derivada de $\Delta L/L_0$ em função da temperatura, para o aço A387 Gr.5.....	163
Fig.102- Curva dilatométrica do aço ASTM A516 Gr.70.....	164
Fig.103- Primeira derivada de $\Delta L/L_0$ em função da temperatura, para o aço A516 Gr.70.....	164
Fig.104- Curva dilatométrica do aço AISI 410.....	165
Fig.105- Primeira derivada de $\Delta L/L_0$ em função da temperatura, para o aço AISI 410.....	165
Fig.106- Macrografias de seções transversais ao 2º cordão de solda, realizadas nos cilindros de implante (em aço A387 Gr.5). À esquerda são mostradas as fotos e à direita as isothermas reproduzidas no projetor de perfis.	167
Fig.107- Macrografias de seções longitudinais aos dois cordões de solda, realizadas nos cilindros de implante (em aço A387 Gr.5). Nessas seções foram levantados os perfis de dureza.....	168

- Fig.108- Macrografias de seções transversais ao 2º cordão de solda, realizadas nos cilindros de implante (em aço A516 Gr.70). À esquerda são mostradas as fotos e à direita as isothermas reproduzidas no projetor de perfis..... 169
- Fig.109- Macrografias de seções longitudinais aos dois cordões de solda, realizadas nos cilindros de implante (em aço A516 Gr.70). Nessas seções foram levantados os perfis de dureza. 170
- Fig.110- Macrografias de seções transversais ao 2º cordão de solda, realizadas nos cilindros de implante (em aço AISI 410). À esquerda são mostradas as fotos e à direita as isothermas reproduzidas no projetor de perfis..... 171
- Fig.111- Macrografias de seções longitudinais aos dois cordões de solda, realizadas nos cilindros de implante (em aço AISI 410). Nessas seções foram levantados os perfis de dureza. 172

LISTA DE TABELAS

Tabela 1- Composições químicas dos aços ensaiados (% em peso)	71
Tabela 2- Requisitos de composição química, conforme as normas (% em peso).	72
Tabela 3- Propriedades mecânicas requeridas pelas normas.	72
Tabela 4- Parâmetros da fonte obtidos com base na linha de fusão, LF.	86
Tabela 5- Parâmetros da fonte obtidos com base na isoterma A_{c1}	86
Tabela 6- Coeficientes das curvas exponenciais que descrevem a relação entre a temperatura de pico T_p e a profundidade z	93
Tabela 7- Parâmetros da fonte obtidos com base na isoterma $A_{c3}= 920\text{ }^\circ\text{C}$	104
Tabela 8- Coeficientes das curvas exponenciais que descrevem a relação entre T_p e z , na soldagem do aço A387 Gr.5.	104
Tabela 9- Parâmetros da fonte obtidos com base na isoterma $A_{c1}= 745\text{ }^\circ\text{C}$	112
Tabela 10- Coeficientes das curvas exponenciais que descrevem a relação entre T_p e z , na soldagem do aço A516 Gr.70.	112
Tabela 11- Parâmetros da fonte obtidos com base na isoterma $A_{c3}= 960\text{ }^\circ\text{C}$	120
Tabela 12- Coeficientes das curvas exponenciais que descrevem a relação entre T_p e Z , na soldagem do aço AISI 410.	120
Tabela 13- Temperaturas de pico– do segundo passe aplicado com média energia– para as quais a dureza final da ZTA-GG foi de 350 HV.	130
Tabela 14- Características da queda relativa de dureza em função dos ciclos de soldagem.	132
Tabela 15- Larguras das zonas endurecida e revenida, para diferentes energias de soldagem.	132
Tabela 16- Valores das temperaturas de transformação para os quatro aços ensaiados.	134
Tabela 17- Magnitude da diferença entre as temperaturas A_{c1} e A_{c3} do metal de base e da ZTA-GG (gerada no MB pelo primeiro passe de soldagem).	135
Tabela 18- Valores de dureza da ZTA-GG de um passe único, medidos e previstos por Yurioka.	137
Tabela 19- Resultados do ensaio de <i>soldagem em cruz</i> no aço SAE 1045.	156
Tabela 20- Resultados do ensaio de <i>implante de cordão</i> no aço SAE 1045.	157
Tabela 21- Resultados do ensaio de <i>implante de cordão</i> no aço A387 Gr.5.	158
Tabela 22- Resultados do ensaio de <i>implante de cordão</i> no aço A516 Gr.70.	159
Tabela 23- Resultados do ensaio de <i>implante de cordão</i> no aço AISI 410.	160

RESUMO

ESPECIFICAÇÃO DE PROCEDIMENTOS DE REPARO POR SOLDAGEM SEM TRATAMENTO TÉRMICO POSTERIOR— EFEITO DE REVENIMENTO PRODUZIDO PELOS CICLOS TÉRMICOS

Neste trabalho é proposta uma metodologia para o desenvolvimento mais racional da técnica da *dupla camada*, utilizada para o reparo por soldagem sem tratamento térmico posterior. A metodologia inclui: o uso de um novo ensaio— denominado de *implante de cordão*— que permite impor dois ciclos térmicos de soldagem sucessivos sobre o material em estudo, a fim de avaliar as mudanças microestruturais por efeito do aquecimento; o uso de soluções analíticas de transferência de calor, para interpretar os resultados do ensaio de implante e extrapolá-los a outras situações de soldagem. Com base nos resultados do ensaio de *implante de cordão* aplicado em quatro aços (SAE 1045, ASTM A387 Gr.5, AISI 410 e ASTM A516 Gr.70) pode-se concluir que: a) esse ensaio é adequado para estudar a influência das diversas características do ciclo térmico (ou de parâmetros calculados a partir dele) sobre as mudanças microestruturais que ocorrem no material em soldagem multipasses; b) apesar dos curtos tempos a elevadas temperaturas resultantes do aquecimento localizado, em soldagem pode ser conseguido um forte efeito de revenimento da ZTA, e este depende das temperaturas de transformação— A_{c1} e A_{c3} — e da temperabilidade do aço; c) os parâmetros de Hollomon-Jaffé e de Dorn não são adequados para prever o efeito de revenimento produzido por ciclos térmicos de soldagem nem para compará-lo com aquele resultante de tratamentos isotérmicos, pois esses parâmetros atribuem muita importância ao tempo, enquanto que em soldagem o fator de maior influência é a temperatura máxima atingida pelo material.

ABSTRACT

DEVELOPING WELD REPAIR PROCEDURES SPECIFICATIONS WITHOUT POSTWELD HEAT TREATING— TEMPERING EFFECTS BY THERMAL CYCLES

In this work is proposed a methodology to develop in a more consistent basis the *double-layer* welding technique, aimed to avoid the need of postweld heat treatment. This methodology includes: the use of a new test – named *bead implant*– that allows to impose two successive welding thermal cycles on the specimen, in order to analyze the transformations that occurs in the material by effect of heating; the use of analytical heat transfer solutions, to evaluate the bead implant results and extrapolate them to another welding situations. From the results from the bead implant test applied to four steel types (SAE 1045, ASTM A387 Gr.5, AISI 410 e ASTM A516 Gr.70) is possible to conclude that: a) the *bead implant* test is valuable to study steel microstructure transformations in multipass welding; b) regardless short times spent at high temperatures resultant from local heating in welding, it could be obtained appreciable HAZ tempering effects, whose magnitude depends on the dynamic transformation temperatures on heating and steel hardenability; c) Holloman-Jaffe and Dorn parameters are not adequate to predict welding tempering behavior, nor to compare it to isothermal tempering, because those parameters credit excessive influence to time, while the most important factor in welding is peak temperature.

I - INTRODUÇÃO

Para os aços mais temperáveis e uniões de maior espessura, os códigos de projeto e fabricação de vasos de pressão e estruturas [1-3] recomendam realizar tratamento térmico após pós-soldagem (TTPS), usualmente em temperaturas acima de 600 °C. As razões para especificar o TTPS são, dentre outras: produzir um substancial alívio das tensões residuais de soldagem, melhorar a estrutura metalúrgica e propriedades das juntas soldadas, reduzir os riscos de falha por fratura frágil, trincas por corrosão sob tensão, melhorar o desempenho sob fadiga e aumentar a estabilidade dimensional.

Tais tratamentos térmicos, na maioria dos casos, podem ser realizados de forma racionalizada e segura na etapa de construção dos componentes soldados. Mas, quando se precisa reparar uma estrutura já montada ou um componente de grande porte, o TTPS generalizado pode ser inviável, devido a questões técnicas ou aos custos envolvidos na operação.

Portanto, existem fortes motivações técnicas e econômicas que explicam o grande esforço internacional empreendido desde o final da década de 80 no sentido de desenvolver procedimentos de reparo sem TTPS, que garantam propriedades mecânicas aceitáveis e boa performance estrutural. Em particular, quanto aos aços resistentes ao calor do tipo Cr-Mo, merece destaque o programa de três anos de duração especialmente dirigido para reparos em aços dos tipos 1,25Cr-0,5Mo e 2,25Cr-1,0Mo, conduzido de maneira conjunta pelo The Welding Institute e Edison Welding Institute [4], contando ainda com a colaboração do CANMET [5]. No Brasil, a Petrobras tem fomentado a pesquisa nessa mesma área através do CENPES [6] e, em particular, através da Refinaria Landulpho Alves/ Mataripe-BA, que apóia e incentiva um extenso programa dentro do Departamento de Engenharia Mecânica da UFSC, orientado inicialmente para os aços resistentes ao calor do tipo Cr-Mo, e que atualmente inclui outros importantes exemplos de aplicação, como os seguintes:

- Aço 5Cr-0,5Mo, utilizado em vasos de pressão a altas temperaturas e pressões de H. Foram desenvolvidos procedimentos específicos pela técnica da *dupla camada* usando material de adição similar, com o que foi possível conseguir melhorar a tenacidade no estado como soldado de 20 para 120 J. Entretanto, os resultados obtidos se mostram bastante sensíveis às variações nas condições de soldagem [7, 8].
- Aços inoxidáveis martensíticos. Um primeiro trabalho abordou o aço “macio” CA-6NM [9], a cada dia mais utilizado para a fabricação de rotores de turbinas hidráulicas, por suas características de resistência mecânica e resistência à cavitação. Num trabalho mais recente [10] foi feita a análise comparativa da aplicação da técnica da *dupla camada* nos aços CA-6NM e AISI 410, sendo que este último é um aço “convencional” utilizado em serviços a elevada temperatura.
- Aços ASTM A515 e A516, utilizados na fabricação de tubulações e vasos de pressão quando a tenacidade for um requisito importante. O estudo tem por objetivo evitar falhas por corrosão sob tensão desses materiais em ambientes contendo H₂S. Várias alternativas estão sendo estudadas, como o martelamento dos cordões, o uso de material de adição mais dúctil e a técnica da *dupla camada*, esta última visando atingir uma dureza abaixo dos valores estipulados por norma [11]. Resultados positivos já foram conseguidos com o aço A516 Gr.60 [12].
- Aço AISI 4140, utilizado na fabricação de elementos de máquinas (engrenagens, eixos, parafusos) de alta resistência. Foi conseguida no estado como-soldado tenacidade bastante próxima daquela obtida com TTPS [13].

Apesar dos avanços logrados— no Brasil e no mundo— no estabelecimento de procedimentos de reparo sem TTPS, ainda existe carência de critérios para a escolha adequada das melhores condições para realizar a soldagem e falta de dados sobre o desempenho em serviço dos componentes reparados. Os estudos realizados por diversos autores para o desenvolvimento desses procedimentos têm abordado o problema de forma fragmentada, isto é, fazendo a relação direta entre as condições de soldagem e as respostas (em termos de microestrutura e propriedades finais) de um certo tipo de aços. Além disso, não têm envolvido em seu conjunto, como deveria ser, as várias áreas de conhecimento pertinentes à solução do problema, tais como: processos de soldagem, metalurgia da soldagem e transferência de calor.

Com o trabalho apresentado aqui se pretende fazer um aporte nessa direção, que inclui: uma proposta de metodologia para o estabelecimento de procedimentos de soldagem sem TTPS (com novos tipos de ensaio e formas de análise); o estudo do revenimento da ZTA por efeito dos ciclos térmicos subseqüentes numa soldagem multipasses.

II - REVISÃO DA LITERATURA

Neste capítulo serão definidos em primeira instância alguns conceitos gerais relativos à soldagem a arco, com ênfase na descrição das regiões do metal que são afetadas pelo calor.

Depois serão descritos o reparo por soldagem, de uma forma geral, e as técnicas de reparo sem tratamento térmico pós-soldagem (TTPS), em particular. Serão analisadas as metodologias utilizadas por diversos autores para especificar os procedimentos de soldagem sem TTPS. Um dos aspectos cobertos com mais detalhe, por ser objeto de estudo neste trabalho, é o do revenimento dos aços resultante da soldagem multipasses. Como será evidente na análise dos resultados, a reaustenitização que ocorre no reaquecimento do material na soldagem multipasses é de muita importância.

Outros assuntos, tais como a transferência de calor em soldagem e a previsão da geometria do cordão, serão tratados, pois são importantes não só para a análise dos resultados, mas também fazem parte integral da metodologia de ensaio proposta.

Por último, serão descritos a simulação térmica e o ensaio de implante, que são recursos experimentais utilizados aqui para avaliar a resposta metalúrgica dos materiais aos ciclos de soldagem.

2.1- Conceitos gerais da soldagem a arco [14]

Nos processos de soldagem por fusão é utilizada uma fonte de calor para conseguir a solubilização— dentro da fase líquida— dos metais de base¹ e do metal de adição².

Na soldagem a arco voltaico, a fonte de calor se movimenta com uma velocidade linear constante e introduz calor no metal numa pequena área, formando uma poça fundida

¹ Metal de base é aquele que constitui as peças que se deseja unir ou revestir por soldagem.

² O metal de adição é usado opcionalmente (quando a solda não é autógena), fornecido a partir de um eletrodo consumível ou na forma de vareta (ou pó).

que acompanha o movimento da fonte.

A zona termicamente afetada (ZTA) é a região compreendida entre a zona de ligação— junto ao metal de solda³— e o metal de base não afetado, isto é, metal cuja microestrutura e propriedades— a diferença da ZTA— não foram modificadas pelo calor da soldagem.

Na soldagem as condições térmicas a que é submetido o material são bastante diferentes daquelas que existem em outros processos de extração, refino e fabricação de metais. O metal de base (MB) do componente a ser soldado alcança elevadas temperaturas e depois esfria rapidamente, de modo que uma parte dele (denominada zona termicamente afetada, ZTA) sofre modificações na microestrutura e propriedades.

A ZTA pode ser dividida em várias regiões, dependendo da temperatura de pico T_p que o material tenha experimentado (veja na figura 1 a nomenclatura usada para as diferentes regiões da ZTA numa soldagem com passe único e numa soldagem multipasses):

- Para regiões da ZTA que atingem temperaturas de pico entre 1100 e 1500 °C, os aços transformam em austenita, e seus grãos crescem significativamente durante a parte de alta temperatura do ciclo térmico. Esta parte é chamada de zona de grãos grosseiros, ZTA-GG, e constitui, de forma geral a região mais crítica da solda.
- Regiões que são aquecidas a temperaturas entre a temperatura de transformação dinâmica A_{c3} ⁴ e 1100 °C geralmente atingem um tamanho de grão fino e uniforme, como se o aço tivesse sido normalizado. Portanto, esta é chamada de zona de grão fino e usualmente possui relativamente boas propriedades mecânicas.
- Abaixo das zonas totalmente reaustenitizadas, onde a faixa de temperaturas de pico está as temperaturas de transformação A_{c1} e A_{c3} , o aço transforma no aquecimento parcialmente em austenita. Portanto, esta é chamada de zona aquecida intercriticamente, ZTA-IC. Finalmente, o aço na zona aquecida

³ Metal de solda é aquele metal que foi fundido durante a soldagem. É constituído pela mistura dos metais de base e/ou metal de adição.

⁴ A_{c1} é a temperatura à qual as fases presentes começam a se transformar em austenita durante o aquecimento. A_{c3} é a temperatura à qual a transformação em austenita é completa.

subcriticamente não transforma– nem sequer parcialmente– em austenita, mas pode sofrer efeitos tais como o revenimento.

Na soldagem multipasses, as diferentes regiões experimentam múltiplos ciclos térmicos, o que gera um complicado padrão com uma variedade de diferentes zonas de várias microestruturas, com um tamanho da ordem de um milímetro e possuindo propriedades mecânicas particulares.

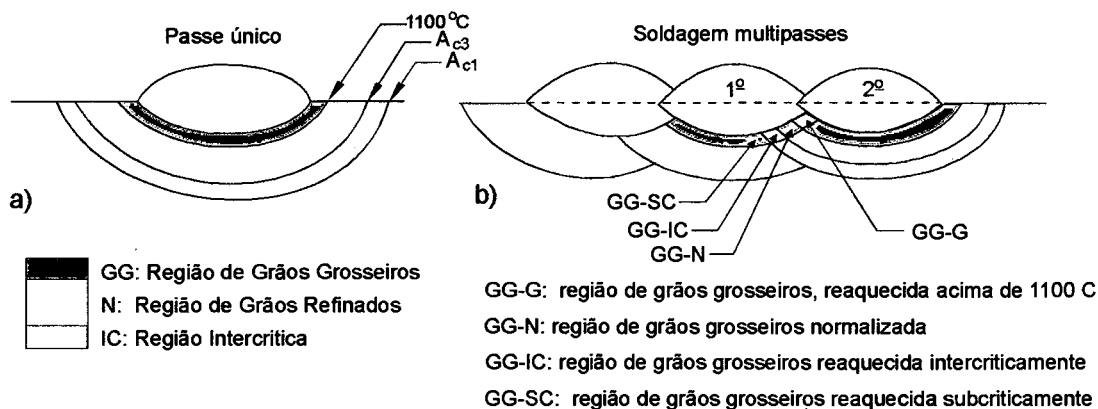


Fig. 1- Nomenclatura das diferentes regiões da ZTA de um passe único, e da ZTA reaquecida numa soldagem multipasses.

A quantidade de calor fornecida pelo arco por unidade de comprimento de solda é denominada energia de soldagem, e pode ser calculada a partir das condições de soldagem usando a seguinte equação:

$$E = 0,06 \cdot \frac{U \cdot I}{vs} \quad (1)$$

Onde E é a energia de soldagem [kJ/cm]; U é a tensão do arco [V]; I é a corrente de soldagem [A]; vs é a velocidade de soldagem [cm/min].

Somente uma parcela da energia do arco é efetivamente transferida para a solda, pois ocorrem perdas devidas a radiação e convecção de calor para o ambiente e– no caso de processos com eletrodos permanentes– calor perdido no resfriamento do eletrodo.

A relação entre a energia absorvida (E_{abs}) efetivamente pela peça e a energia de soldagem é denominada eficiência térmica η :

$$\eta = \frac{E_{abs}}{E} \quad (2)$$

2.2- Soldagem de reparo de aços ferríticos [12]

A soldagem de reparo— incluindo nela as modificações a equipamentos em serviço por meio da soldagem—, não é diferente em princípio da soldagem de *fabricação*, embora seja necessário geralmente tomar cuidados extras, seja porque a soldagem terá que ser realizada em condições longe das ideais ou porque o reparo visa retificar uma falha da solda, em cujo caso as causas devem ser determinadas para evitar que volte a se repetir.

Antes de tentar realizar um reparo por soldagem, as seguintes perguntas devem ser respondidas:

- Quais a composição e propriedades do aço a ser reparado?
- Por que o reparo precisa ser feito? A falha está associada a defeitos na solda ou ocorreu no metal de base?
- Se o componente foi fabricado utilizando a soldagem, qual foi o procedimento de soldagem original?
- Alguma circunstância impede que o procedimento de soldagem original seja utilizado?
- Qual deve ser a resistência esperada do componente reparado por soldagem?

Algumas questões relativas a essas perguntas são descritas a seguir.

a) Restrições à utilização do procedimento de soldagem original.

Nem sempre é possível repetir o procedimento original por várias razões. O componente pode ser parte de uma estrutura ou não pode ser movido, impedindo assim que a soldagem seja realizada na posição plana ou impossibilitando o uso de tratamento térmico pós-soldagem, TTPS. Se elementos delicados— que, por exemplo, não possam ser expostos a altas temperaturas— estão fixos no componente, o preaquecimento ou TTPS não podem ser usados. Outra ocasião em que é impossível realizar o TTPS e, mesmo, o preaquecimento, é a soldagem de tubulações em operação, isto é, contendo fluidos— líquidos ou gases sob pressão— no seu interior.

Muitas dessas limitações conduzirão ao uso de energias de soldagem menores que as originalmente usadas na fabricação do componente. Isto nem sempre é um problema quando se pretende atingir boa tenacidade, embora conduza ao aumento do risco de trincas

a frio na maioria dos aços e provavelmente aumente o risco de descontinuidades na junta soldada (como falta de penetração, falta de fusão, etc.).

Às vezes também é limitada a escolha dos processos a usar. Dentre eles, os mais usados para a soldagem de reparo são o eletrodo revestido e o TIG, pois eles são manuais e de amplo uso, podem ser realizados em locais de difícil acesso e em todas as posições.

b) Necessidade de tratamento térmico após a soldagem.

É improvável que um TTPS generalizado possa ser realizado em campo. O alívio de tensões localizado é possível, e a norma apropriada de aplicação [1, 2] geralmente dará as diretrizes em aspectos tais como os máximos gradientes de temperatura que podem ser tolerados. Por outro lado, além do TTPS ser um procedimento oneroso, existem efeitos prejudiciais que precisam ser avaliados, como aqueles sobre o acabamento superficial, ajustes e dimensões, deformações devidas à diminuição da resistência do material com a temperatura, etc.

Na ausência de qualquer TTPS, será necessário garantir um elevado nível de tenacidade, devido a que permanecerão elevadas tensões residuais no componente. Quanto ao metal de solda, devem ser utilizados consumíveis que resultem numa microestrutura contendo ferrita acicular. Existem técnicas de soldagem multipasses que promovem o refino de grão (como serão explicadas no item 2.6), e desta forma podem aumentar suficientemente o nível de tenacidade da ZTA e MS.

Por outra parte, existe evidência que sugere que as propriedades mecânicas e o estado de tensões residuais de aços baixa liga reparados sem o uso de TTPS podem melhorar durante o serviço a elevadas temperaturas [4]. De fato, Baas *et al* [15] observaram que a energia absorvida na ZTA-GG no impacto Charpy aumentou de 110 para 205 J após a exposição de um aço 2,5Cr-1Mo a 538 °C por 1000 h.

2.3- Técnicas de reparo por soldagem sem TTPS

Dentre as técnicas de reparo por soldagem multipasses que objetivam dispensar o TTPS, as principais são as da *meia camada* e da *dupla camada* que, através de procedimentos de soldagem estritamente especificados e controlados, aproveitam o calor transferido no próprio processo para tratar termicamente a ZTA do metal de base, de modo a obter uma microestrutura adequada, com os requisitos mínimos de tenacidade e de dureza

máxima. Esses requisitos são definidos com o objetivo de garantir a integridade do componente reparado, em particular prevenir a fratura frágil, as trincas de reaquecimento ou as trincas por corrosão sob tensão.

2.3.1- Técnica da *meia camada*

A técnica da *meia camada*, adotada pelo código ASME [16], foi desenvolvida para o reparo de vasos de pressão de aços ferríticos em usinas nucleares. Como requisitos, o código ASME especifica (figura 2):

- depositar a 1ª camada na cavidade a reparar, utilizando eletrodo de pequeno diâmetro (máximo 2,5 mm).
- remover a metade da espessura da 1ª camada, mediante esmerilhamento.
- depositar a 2ª camada com eletrodo de diâmetro máximo de 3,25 mm, e as camadas subseqüentes com diâmetros entre 3,25 e 4 mm.
- completar a junta com pelo menos uma camada de reforço, a qual será removida de modo a deixar a superfície reparada a nível com o resto da peça.

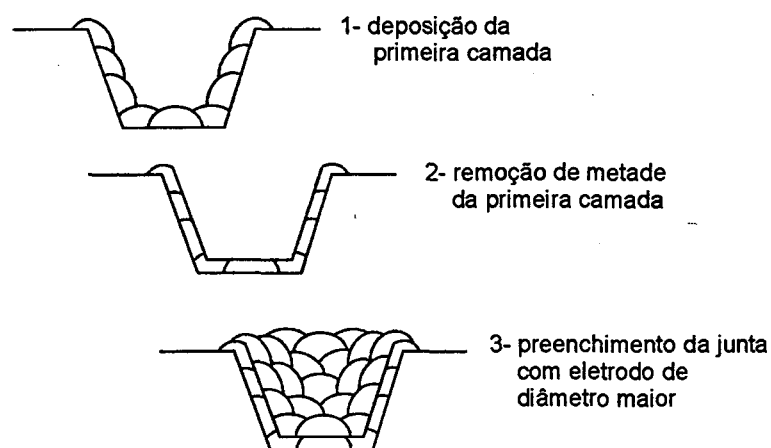


Fig.2- Esquema da técnica da *meia camada* [16]

A aplicabilidade dessa técnica tem sido discutida amplamente. Higuchi *et al* [17] questionam a validade do requerimento de remover metade da 1ª camada, não importando qual seja a espessura de reforço da camada— que, para um mesmo diâmetro de eletrodo, pode variar largamente em função das condições de soldagem.

Esses autores realizaram testes de simples deposição sobre chapa do metal de base a reparar, no estado temperado (veja a figura 3). Na seção transversal aos cordões levantaram perfis de dureza (na direção perpendicular à linha de fusão), mediram as dimensões do

cordão e determinaram a extensão das regiões revenida e retemperada da ZTA (figura 4). Com base nesses resultados, estabeleceram como critério para a aplicação da técnica da *meia camada* no aço estudado (similar ao aço SA 508) que, independente da posição de soldagem, a 1ª camada deve ser removida de modo a deixar de 2 a 2,5 mm de espessura residual, para que a zona de grãos grosseiros produzida pela 1ª camada seja revenida pelo calor da 2ª camada.

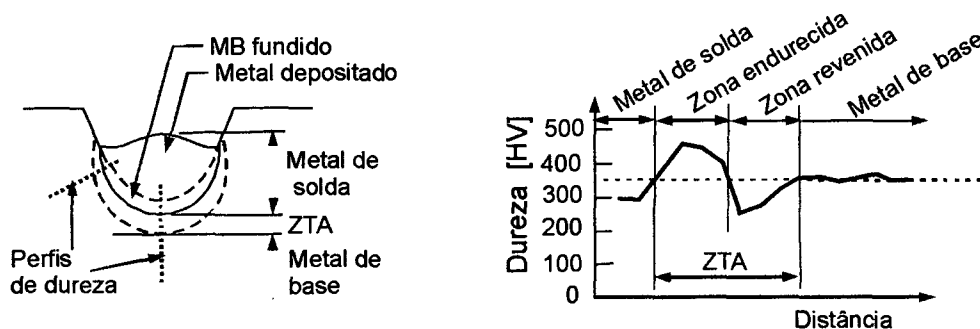
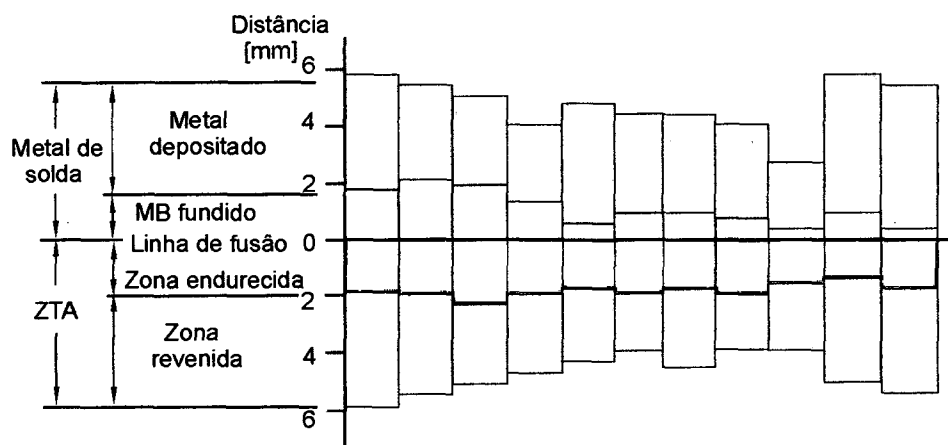


Fig. 3- Esquema da realização do teste de Higuchi: a) deposição de um passe sobre chapa temperada; b) perfis de dureza medidos perpendicularmente à linha de fusão [17].



Aporte Térmico [kJ/cm]	22,5	17,2	19,8	15,0	15,2	10,8	11,3	10,1	32,1	33,2
Corrente [A]	180	185	95	85	65	185	95	65	135	90
Diâmetro eletrodo [mm]	4,0	3,2	3,2	2,6	2,6	4,0	3,2	2,6	4,0	3,2
Posição de soldagem	Plana					Horizontal			Vertical	

Fig. 4- Resultados do teste de Higuchi (em termos das dimensões do cordão e da extensão das zonas revenida e retemperada) aplicado no aço SA508 [17].

2.3.2- Técnica da *dupla camada*

A técnica da *dupla camada* foi originalmente desenvolvida na Central Electricity Generating Board- CEGB do Reino Unido, com o intuito de evitar o problema de trincas de reaquecimento que podem ocorrer nos aços Cr-Mo-V quando submetidos a TTPS [18-20]. Desde então também tem sido aplicada para o reparo de aços C-Mn [21], aços ARBL [22, 23] e aços Cr-Mo [4-6, 8, 24].

A técnica da *dupla camada* não requer o esmerilhamento da primeira camada (suprimindo assim uma variável difícil de controlar), mas exige que a segunda camada seja depositada com um maior aporte térmico que a primeira, de modo que o calor penetre o suficiente para atingir a ZTA-GG (figura 5). Como em qualquer reparo crítico, devem ser usados processos e consumíveis que resultem em baixos teores de hidrogênio no metal de solda, visando minimizar o risco de trincas a frio, TF. Mesmo que não seja necessário para evitar as TF, o preaquecimento pode ser útil para alcançar um maior grau de refino da ZTA.

Outra aplicação creditada à técnica da *dupla camada* é a soldagem de tubulações em operação (hot tapping), isto é, as quais contenham líquidos ou gases no seu interior [25]. A razão para realizar a soldagem em operação é a de evitar as despesas e desperdícios ao ter que desocupar longas tubulações quando se fazem reparos ou modificações (tais como a de adicionar conexões). A técnica consiste em soldar um remendo no tubo e então, se for adicionada uma conexão, usar um dispositivo especial de corte para trepanar a parede e abrir a conexão ao fluxo principal.

Nesse tipo de aplicação, devem ser considerados dois fatores que criam uma situação de compromisso em relação à energia de soldagem:

- A parede do tubo não deve ser penetrada, nem superaquecida, já que a pressão interna pode causar um bojo na tubulação com um elevado risco de falha. Este requisito conduz ao uso de energias relativamente baixas, particularmente se a parede do tubo for fina e o fluido não estiver quente.
- O uso de baixos aportes térmicos, aliado ao efeito de resfriamento pelo fluido dentro da tubulação, aumenta o risco de trincas a frio. De particular importância é, portanto, utilizar um processo de soldagem que introduza pouco hidrogênio no MS.

É afirmado que o uso da técnica da *dupla camada*– por produzir revenimento e promover a difusão do hidrogênio– permite utilizar baixas energias de soldagem sem risco de ocorrer TF [25].

Quanto à especificação das condições de aplicação da técnica da *dupla camada*, Clark e Lambert [26] destacam que não é suficiente especificar a relação dos diâmetros de eletrodos a ser utilizados nas duas camadas, senão que é mais importante escolher uma adequada relação entre as energias da segunda e primeira camadas, E_2/E_1 , em geral da ordem de duas vezes.

Mais recentemente Allen [24] discutiu os resultados conseguidos por outros pesquisadores no estabelecimento de procedimentos de soldagem para aços 1,25Cr e 2,25Cr. Embora apontou que as dimensões da ZTA e do cordão de solda não são diretamente proporcionais à energia de soldagem, chegou à conclusão que uma relação E_2/E_1 entre 2 e 2,5 garante 100% de refino da ZTA-GG, e uma relação da ordem de 1,5 vezes é efetiva para produzir revenimento.

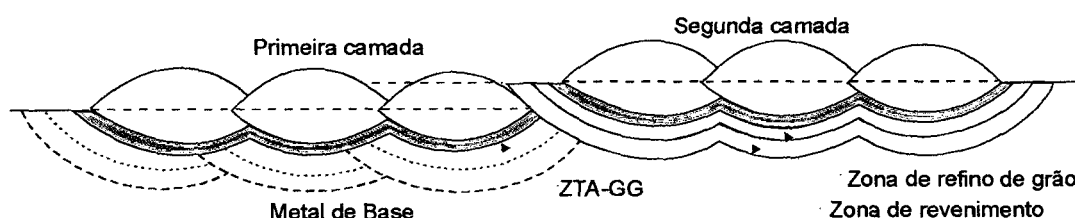


Fig. 5- Esquema da superposição das isoterma da 2ª camada em relação à ZTA da camada anterior [21].

Dentre os resultados de uma pesquisa realizada no LABSOLDA/UFSC [8], cujo objetivo era o de traçar diretrizes para a melhor aplicação do método da *dupla camada* no reparo de aços 5Cr-0,5Mo, chegou-se à conclusão que para aumentar a sobreposição entre os ciclos térmicos entre as camadas é importante utilizar velocidades de soldagem elevadas. Nestas condições os cordões e, portanto, as camadas, resultam de pequena altura e, assim sendo, ainda com o uso de baixas relações de energia E_2/E_1 (da ordem de 1,5) é possível conseguir um alto grau de refino e revenimento da ZTA nesses aços. Por outra parte, constatou-se que a relação de energias a usar deve ser determinada também em função do tipo de eletrodo e de outras condições de soldagem empregadas.

2.3.3- Passe de revenimento

Quando os limites de dureza na ZTA fixados pelos códigos de fabricação não podem ser atingidos mediante uma escolha adequada da temperatura de preaquecimento e das condições de soldagem, uma alternativa é o uso do chamado *passe de revenimento* (temper bead). Nesse método, o *passe de revenimento* deve ser posicionado adequadamente em relação ao passe a revenir, de modo que a isoterma A_{c1} daquele coincida justamente com a linha de fusão deste último (como mostrado na figura 6). Assim fazendo, a região reaustenitizada do passe a revenir seria metal de solda— o qual, em geral, não é susceptível de desenvolver elevada dureza—, enquanto que a sua ZTA poderia ser revenida ao ser reaquecida a temperaturas abaixo da faixa em que ocorre reaustenitização.

Vários autores dão o nome de *passe de revenimento* à técnica da *dupla camada* [5,26]. Mas, rigorosamente, como pode ser verificado nos trabalhos de Olsen *et al* [27] e de Kiefer [28], que especificam critérios para a aplicação dessa técnica, ela é usada exclusivamente para revenir a ZTA-GG produzida no metal de base junto à superfície da peça.

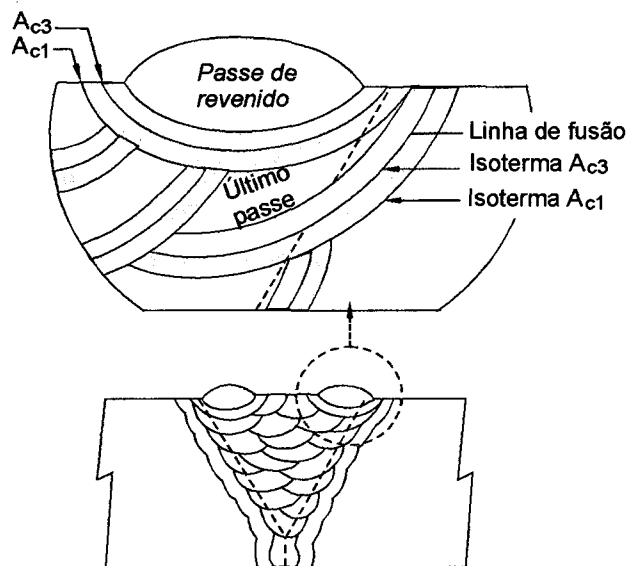


Fig. 6- Esquema de posicionamento do *passe de revenimento* [27].

2.3.4- Soldagem com materiais de adição austeníticos

Uma outra alternativa para realizar o reparo de aços ferríticos é utilizar metais de adição austeníticos, que possuem maior ductilidade para absorver as tensões residuais.

Dentre esses metais de adição, os aços inoxidáveis austeníticos não constituem uma solução adequada, pelas seguintes razões [29]:

- Diferenças nos coeficientes de expansão térmica entre os metais de base e o metal de solda, o que pode originar, na ciclagem térmica, altas tensões na junta soldada.
- Diferenças nos coeficientes de condutividade térmica entre os aços ferríticos e os aços inox austeníticos.
- Entalhes por óxidos que surgem no MB junto à linha de fusão, devido a oxidação preferencial do aço ferrítico em relação ao metal de solda.
- Quando a junta soldada é tratada termicamente ou colocada em serviço a altas temperaturas, ocorre difusão de C do MB ferrítico para o MS inox austenítico (este último, por ter maior teor de Cr, atrai o C), e esse C precipita na forma de carbonetos. Não tem sido encontrado efeito prejudicial no comportamento da junta em função da zona enriquecida em carbonetos. Em contrapartida, como além do C, elementos como o N e O também migram para o aço mais ligado, cria-se uma faixa pobre em partículas de 2ª fase, cuja temperatura de recristalização diminui para valores muito baixos. A existência dessa zona empobrecida não tem efeitos adversos sobre as propriedades mecânicas sob carga estática (quando a temperatura de serviço for menor que 300 °C); porém, ela tem efeito negativo nas propriedades à fluência.

O uso de ligas de níquel é vantajoso, pelas seguintes razões:

- A atividade e o coeficiente de difusão do C no níquel são baixos, o que restringe o desenvolvimento de uma zona descarbonetada, ainda para longos tempos de exposição a elevadas temperaturas.
- O coeficiente de expansão térmica e a condutividade térmica do Inconel são similares aos dos aços ferríticos, com o que se reduzem as tensões térmicas na interface do MB e MS.

Entretanto, conforme foi observado por Jones [30], a disparidade entre o MB e o Inconel quanto à resistência à fluência e ductilidade (tanto nos estados como soldado como após tratamento de revenimento) fazem com que durante o serviço as altas temperaturas, se

produzam tensões cisalhantes na interface MS-ZTA. As trincas originadas nessa interface propagam quase por inteiro no MB ferrítico, e a maior parte da deformação de ruptura ocorre no MB (o Inconel praticamente não deforma).

Em soldas realizadas no LABSOLDA/UFSC [8] aplicando a técnica da *dupla camada* em aço 5Cr-0,5Mo com eletrodo similar, E 502-15, foram obtidos na ZTA-GG valores elevados de tenacidade ao impacto (126 J) no estado como soldado, maiores que os 75 J originais do MB. Após o tratamento de revenimento o ganho em tenacidade foi relativamente pouco (aumentou para 145 J). Quando da aplicação de material dissimilar, Inconel 112, foi constatada dentro do MS a formação de zonas não diluídas de largura da ordem de 30 µm. Essas zonas apresentaram composição mais próxima daquela do MB (portanto de elevada temperabilidade), o que explica a sua elevada dureza– ao redor de 440 HV– à qual deve estar associada fragilidade [31].

2.4- Critérios necessários para o desenvolvimento da técnica da *dupla camada*

Para entender a disparidade de recomendações e avaliar a confiabilidade das previsões obtidas nos diversos estudos sobre essa técnica [5,18,21-24], é necessário antes fazer uma descrição das metodologias experimentais, ferramentas de análise e os critérios gerais usados nos vários trabalhos.

2.4.1- Critério para a ocorrência de refino ou revenimento

Allen [24] critica o critério que chama de “unidimensional”, usado, por exemplo, por Jones [21], mostrado esquematicamente na figura 7 para a condição de objetivar refino da ZTA, que é descrito pela seguinte equação:

$$P_2 < P_1 + R_1 < REF_2 \quad (3)$$

Onde,

P_1 e P_2 são os valores de penetração da 1^a e 2^a camadas, respectivamente.

R_1 é o reforço da primeira camada.

REF_2 é a profundidade da isoterma do segundo passe acima da qual ocorre refino.

A crítica do Allen é sustentada no fato de que nem sempre os locais de máxima penetração das isotermas da segunda camada coincidem com aqueles da primeira. Portanto, utiliza um critério que denomina de “bidimensional” (figura 7), descrito pela equação:

$$P_2 < P_1 + R_1 < REF_{2min} \quad (4)$$

Onde REF_{2min} é a mínima penetração da isoterma acima da qual ocorre refino, isto é, a profundidade medida no local de interseção das isotermas de dois passes adjacentes.

Na realidade, o critério bi-dimensional deve ser aquele que considera a superposição das regiões delimitadas pelas isotermas, que tem formato curvo, tal como foi usado pelo autor [8]. Remetendo à figura 1-b, as regiões da ZTA que permanecem com grão grosseiro são aquelas cujo último ciclo de aquecimento atinge temperaturas de pico elevadas (acima de 1000 a 1100 °C).

Enquanto que Alberry [22] e Lambert [32] definiram A_{c3} como isoterma acima da qual ocorre refino, Allen [24]– no seu estudo da soldagem de aços Cr-Mo– sustenta que, por ocorrer entre A_{c1} e A_{c3} a austenitização parcial dos contornos de grão, isso traz como resultado um refino de grão da microestrutura.

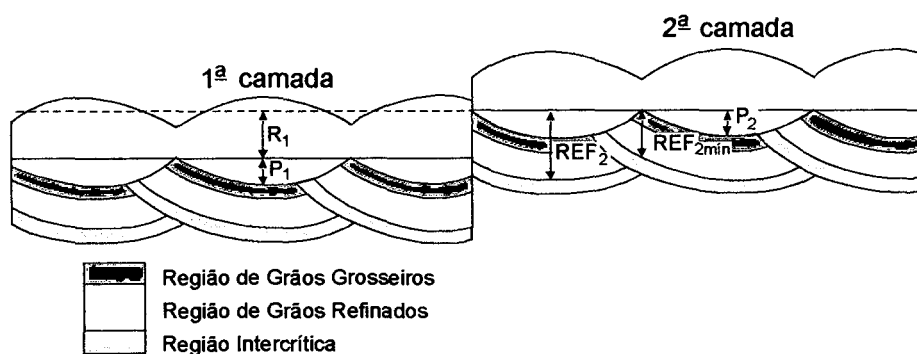


Fig.7- Critérios do posicionamento das isotermas da segunda camada em relação à ZTA-GG da primeira camada [21].

2.4.2- Previsão das dimensões do cordão e das regiões da ZTA

Não é adequado prever a geometria do cordão exclusivamente a partir da análise de transferência de calor em soldagem (consulte o item 2.10.2, para outros detalhes). Christensen [33] realizou um estudo em tal sentido, mas ao aplicar soluções que consideram a fonte de calor como sendo pontual, obteve formato da linha de fusão semicircular, o que em geral está longe da realidade.

Portanto, uma opção prática de lidar com esse problema é a obtenção de equações empíricas que relacionem as dimensões do cordão com as variáveis de soldagem pertinentes. Alguns autores têm abordado essa tarefa, particularmente para sua aplicação na

automação de processos de soldagem. Por exemplo, McGlone [34] desenvolveu a seguinte equação para a previsão da penetração na soldagem pelo processo arco submerso:

$$P = 0,053 \cdot \frac{I^{1,19} \cdot U^{0,07}}{v_s^{0,38} \cdot D^{0,44}} \quad (5)$$

Onde P é a penetração [mm], I é a corrente [A], U é a tensão do arco [V], v_s a velocidade de soldagem [mm/min] e D o diâmetro do eletrodo [mm]. Quanto maior o expoente para um determinado fator, significa que o seu grau de influência é maior.

Em contraposição a esse tratamento, alguns autores [18,21,22] relacionam as dimensões do cordão diretamente com a energia de soldagem, com o resultado de que essas relações apresentam baixa correlação e alta dispersão (os valores desta última nem sequer são mencionadas nos artigos, mas podem ser estimados a partir dos gráficos apresentados nos mesmos). Por exemplo, a correlação que obteve Alberry [22] entre a penetração e a energia foi $R = -0,13$, mediante regressão realizada unicamente em resultados de 10 cordões depositados sobre chapa. Clark [18-20] afirma que existe uma melhor correlação entre as dimensões e a raiz quadrada da energia, mas, pelos gráficos que publicou no artigo citado pode-se verificar que não há grande melhora do modelo ao proceder assim.

2.4.3- Avaliação da resposta do material sob estudo aos ciclos térmicos de soldagem

- Alberry [22,23].

Com base em valores de dureza medidos em CPs de aço SA508 submetidos a simulação térmica com temperaturas de pico entre 1350 e 700 °C, elaborou um modelo para prever o perfil da dureza em toda a extensão da ZTA de um passe único.

Submeteu CPs a um ciclo de soldagem simulado com $T_p = 1350$ °C, e depois a tratamentos isotérmicos em forno por 20 minutos. Relacionou a dureza final com o parâmetro de Hollomon-Jaffe P_{HJ}^5 e supôs que esses resultados seriam diretamente aplicáveis à ZTA reauecida por um passe subsequente, para o qual bastaria calcular o parâmetro P_{HJ} correspondente aos ciclos de soldagem (por um método similar ao explicado no apêndice 1). Assim conseguiu modelar a dureza em toda a extensão da ZTA de uma

⁵ Parâmetro calculado em função do tempo e da temperatura, para prever o feito de revenimento dos aços submetidos a tratamentos isotérmicos. Será explicado em detalhe no item 2.8.4.

soldagem multipasses, embora a região que no aço estudado apresentava particularmente interesse fosse a ZTA-GG.

- **Bowker [5]**

Realizou simulações térmicas com $T_p = 1350\text{ °C}$ e várias velocidades de resfriamento e, ao mesmo tempo, mediu a dilatação do diâmetro do corpo de prova, com o que pôde construir os diagramas de transformação no resfriamento contínuo para os aços 2,25Cr e 1,25Cr e determinar as temperaturas de transformação— A_{c1} e A_{c3} — do metal de base. Ao submeter os CPs a ciclos adicionais com temperaturas T_p decrescentes (de 1200 a 975 °C) verificou que as temperaturas de transformação diminuem no segundo ciclo de aquecimento e, a partir daí, se mantêm constantes. Não procurou uma explicação para tal fato, nem analisou as implicações que isso teria nos resultados da técnica da *dupla camada*.

2.4.4- Avaliação da distância das isotermas A_{c1} ou A_{c3}

- a) **Clark [18-20]**

Mediu a profundidade da isoterma A_{c1} produzida pela deposição de cordões sobre chapa de aço C, embora fosse aplicar os resultados num aço Cr-Mo-V; para justificar isto, afirmou que as propriedades do material (e ali só mencionou as termofísicas) não variam muito com a composição química. Depois relacionou a profundidade da isoterma A_{c1} com a raiz quadrada da energia (do mesmo modo que fez com as dimensões do cordão), embora isso não tenha fundamento nas soluções teóricas existentes para transferência de calor em soldagem.

- b) **Alberry [22,23]**

Com base nas profundidades da linha de fusão e da isoterma A_{c1} (cujo valor determinou por dilatometria), calibrou as equações analíticas para transferência de calor com fonte pontual, mediante o ajuste da eficiência térmica. Chegou a valores de eficiência para o processo TIG de 1,11 a 1,61, bastante acima dos valores reportados na literatura para esse processo, que estão entre 0,25 e 0,75 [35].

Usou as equações analíticas (assim ajustadas) para determinar a variação de temperatura de pico ao longo de toda a ZTA.

2.4.5- Confirmação da validade dos modelos

a) Jones [21] fez duas baterias de ensaios:

- Na primeira, instruiu a quatro soldadores para realizarem reparos simulados, depositando duas camadas de solda com as condições que estimassem convenientes (corrente, tensão, velocidade de soldagem, etc). As únicas recomendações foram as de executar os passes sem pendulamento e usar uma sobreposição de 50% (a sobreposição efetiva, avaliada depois, ficou entre 30 e 70%).
- Na segunda, foram executados reparos em condições otimizadas mediante o modelo desenvolvido por ele, visando maximizar o refino da ZTA.

Os resultados estão ilustrados na figura 8 (elaborada a partir dos dados de Jones). Nota-se que os soldadores tenderam a usar uma relação de energias E_2/E_1 muito menor que a estipulada por Jones (em torno de 2,5), mas, mesmo assim, o grau de refino foi similar ao obtido em condições otimizadas.

Isso contraria a análise feita por Jones (e ilustrada na figura 9) segundo a qual a ZTA produzida por uma primeira camada depositada com energias entre 0,4 e 0,7 kJ/cm seria totalmente refinada por uma segunda camada depositada com energias entre 1,0 e 1,5 kJ/cm. Isto, em outros termos, significaria que os limites inferior e superior para a relação das energias E_2/E_1 seriam de 1,43 e 3,75, respectivamente, o que representa um amplo campo de trabalho para conseguir refino.

A primeira pergunta é “porque os resultados conseguidos pelos soldadores trabalhando sem critérios foram relativamente bons?”. A resposta pode ser— como vários autores concordam em afirmar [5,24]— que já na primeira camada se consegue um alto grau de refino, desde que sejam depositados cordões estreitos e com elevada sobreposição:

- O próprio Jones verificou que ao depositar a primeira camada com eletrodo revestido de 3,25 a extensão da ZTA refinada foi de 65 a 80%, e ao usar um eletrodo mais fino, de 2,5 mm, esse grau de refino aumentou para 75 a 90 %.
- Allen [24], no estudo da soldagem de aços 1,25Cr e 2,25Cr, encontrou que grande parte do refino da ZTA (em torno de 80%) é conseguido na deposição da

primeira camada, não obstante que, para conseguir refino em toda a extensão da ZTA, é necessário depositar uma segunda camada com energia 2,5 vezes maior.

A segunda pergunta é “por que os resultados do reparo ‘otimizado’ não foram melhores que aqueles realizados sem supervisão?”. A resposta pode estar associada a erros na elaboração do modelo de Jones, tais como:

- Relacionar as dimensões do cordão e da ZTA com a raiz quadrada da energia, mesmo quando é bastante visível nos gráficos mostrados no artigo de Jones que essa relação não é válida.
- Concluir que o preaquecimento não influi no grau de refino conseguido, mesmo após analisar resultados obtidos na soldagem com temperaturas iniciais bastante diferentes: a temperatura ambiente e com preaquecimento de 300 °C. Vários autores afirmam o contrário [22,24] e é fácil de inferir que com o preaquecimento se consegue uma maior sobreposição das isotermas, pois ao aumentar o preaquecimento aumenta um pouco a penetração do cordão e, em muito maior proporção, a extensão da ZTA.
- **Alberry [23]**

Para analisar a sensibilidade da sua técnica— de seis camadas com TIG alimentado— às variações nas condições de soldagem, Alberry fez soldagens no aço estudado (SA 508 Cl.2) em várias condições, mudando uma variável de cada vez. Os limites de variação, acima e abaixo dos valores encontrados como ótimos, foram amplos (até 50% na velocidade de soldagem, 40% na corrente e 60% na velocidade de alimentação do arame), mas foram aplicados como um erro sistemático, isto é, igual para todos os passes em todas as camadas depositadas. O grau de refino sempre foi de 100% e a dureza, cujo valor inicial era de 400 HV, diminuiu para 295 a 345 HV.

A baixa sensibilidade da técnica a essas variações pode ser resultado— em grande parte— de que a soldagem é executada sempre com um aporte de calor elevado em relação à quantidade de metal depositado. Assim, consegue-se que a ZTA seja exposta a vários ciclos térmicos com temperaturas de pico T_p decrescentes, os primeiros promovendo o refino e os últimos o revenimento da microestrutura.

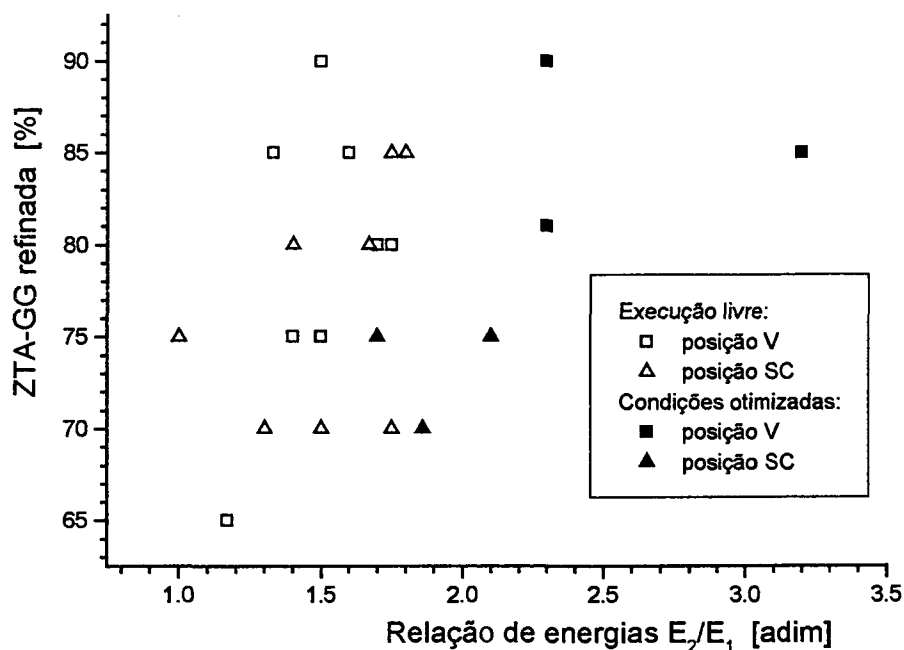


Fig. 8- Percentuais de ZTA-GG refinada obtidos nos ensaios de verificação de Jones [21], em função da relação de energias E_2/E_1 .

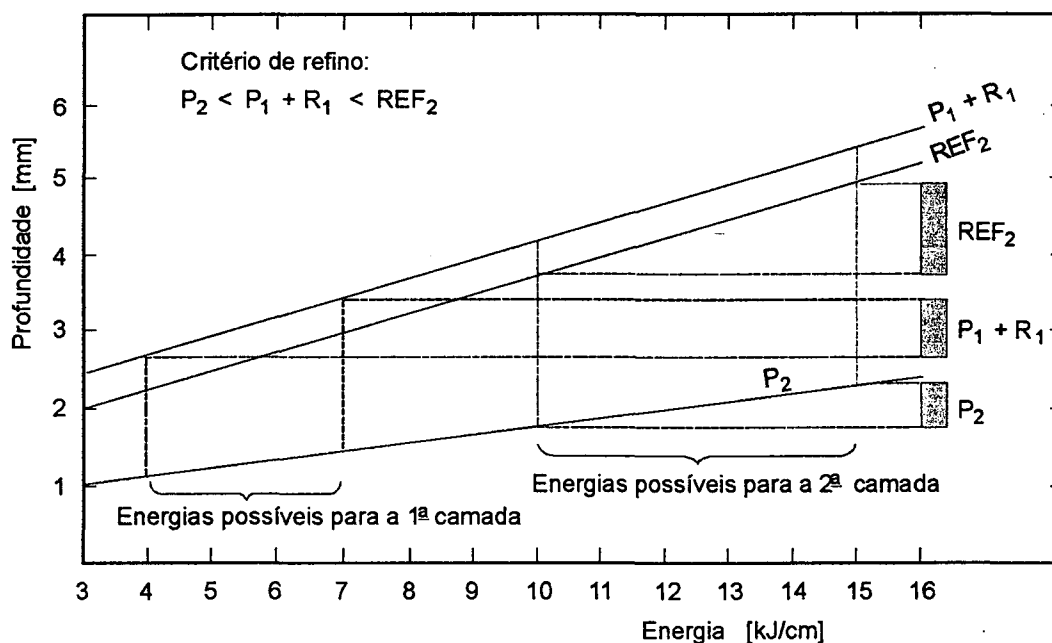


Fig. 9- Ilustração gráfica do critério utilizado por Jones para definir a relação de energias E_2/E_1 visando refinar a ZTA-GG [21].

Por outro lado, quando Alberry apresenta os resultados de dureza conseguidos no uso dessa técnica (figura 10-a), credita a dispersão dos valores de dureza ao que denomina de “segregação”, querendo significar com isso que o aço SA508 utilizado nos ensaios para elaborar o modelo tinha uma composição química diferente daquele utilizado nos ensaios de

confirmação. Ao que parece, tal dispersão é mais o resultado da forma como ele avaliou a dureza da ZTA (como mostrado na figura 10-b), isto é, dois pontos localizados à mesma distância da linha de fusão da primeira camada podem experimentar um segundo ciclo com temperaturas T_p bastante diferentes. Uma opção mais adequada seria a de fazer o levantamento da dureza exclusivamente ao longo da ZTA-GG da primeira camada, pois essa é a região mais propensa a apresentar trincas de reaquecimento no tratamento térmico pós-soldagem.

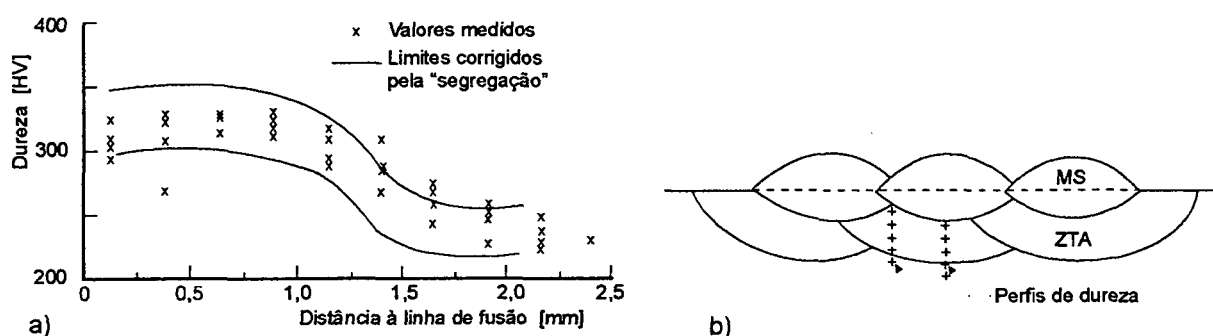


Fig. 10- a) Valores de dureza medidos por Alberry num reparo executado com sua técnica e valores previstos para os dois limites de "segregação" do metal de base [22]; b) esquema mostrando os locais onde foram medidas as durezas na ZTA.

2.4.6- Avaliação das propriedades finais dos reparos e o seu comportamento em serviço

Além da avaliação da dureza e do grau de refino conseguido em corpos de prova soldados em laboratório, em alguns casos os reparos simulados têm sido submetidos a ensaios de tenacidade (em geral Charpy e, poucas vezes, ensaios de tenacidade à fratura).

São escassos os relatos do comportamento em serviço dos componentes reparados. Acredita-se que existam muitos mais relatórios sobre o assunto, de circulação restrita dentro de empresas ou dentro de grupos de trabalho interinstitucionais.

Friedman relata [36] (sem analisar as causas nem dar informações mais completas) os resultados obtidos por outros autores na aplicação da técnica da *dupla camada* no reparo de aços 1,25Cr e 2,25Cr:

a) Num trabalho conjunto do **Ontario Hydro** com a Universidade de Tennessee, foi medida a tenacidade Charpy com os seguintes resultados (figura 11):

- No aço 1,25 Cr, a tenacidade dos reparos realizados pela técnica da *dupla camada* foi similar àquela conseguida pelo procedimento convencional, com e sem TTPS. Só um resultado de *dupla camada*– realizado com alta energia na primeira camada e alta relação E_2/E_1 – teve um comportamento muito melhor do que os outros.
- No aço 2,25 Cr, a tenacidade em todas as situações foi similar, exceto que a tenacidade nos reparos realizados pela *dupla camada* manteve-se a temperaturas abaixo de zero.

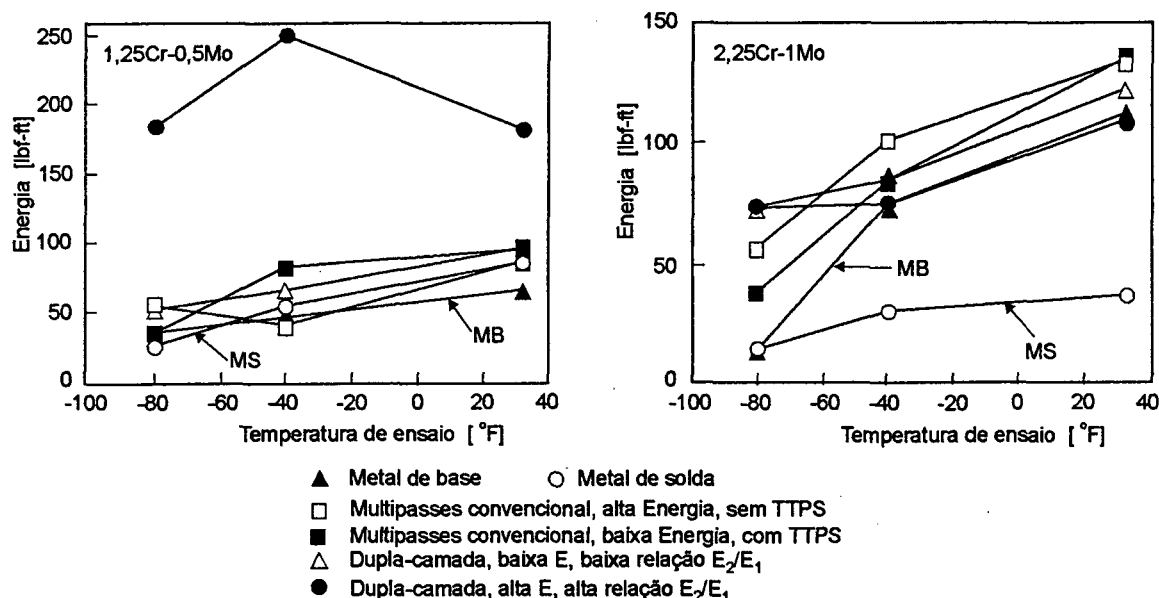


Fig. 11- Tenacidades ao impacto na ZTA de reparos realizados por procedimento convencional, com e sem TTPS, e pela técnica da *dupla camada* [36].

b) Num relatório do EWI/TWI sobre os resultados de reparos em componentes fabricados em aços 1,25 e 2,25Cr, fragilizados após 29 anos de serviço a 565 °C (que apresentavam forte precipitação de carbonetos e redução da tensão de escoamento para 172 MPa e da tenacidade para valores entre 2,7 e 4 J) consta o seguinte:

- Na primeira camada houve refino em 80% da extensão da ZTA, a segunda camada refinou o restante e a terceira camada produziu revenimento.
- Houve melhora substancial da tenacidade ao impacto e à fratura.
- As tensões residuais foram aliviadas pela exposição a altas temperaturas. O alívio em 10 semanas de exposição a 538 °C foi equivalente àquela produzido por um TTPS. Com a exposição a 427 °C por 10 semanas houve alívio de tensões no aço 1,25Cr, mas não houve no 2,25Cr.

2.4.7- Processos de soldagem utilizados na aplicação da *dupla camada*

Comumente é utilizado o processo **eletrodo revestido**, pois pode ser facilmente aplicado em locais de difícil acesso, em todas as posições e não requer ajustes sofisticados das condições de processo [4,5,8,9,17,18]. Entretanto, por ser um processo manual, os resultados dependem em grande parte da habilidade manual do soldador e do conhecimento técnico que ele tenha do próprio processo e dos objetivos almejados com a aplicação da técnica da *dupla camada*.

Alberry [22,23] utilizou o processo **TIG mecanizado** com alimentação automática de arame, de tal forma a conseguir repetibilidade nas condições de soldagem, evitar a exposição dos soldadores a ambientes radiativos e conseguir que a ZTA da primeira camada fosse tratada pelas cinco camadas subseqüentes: as primeiras produzindo refino e as últimas revenimento. Neste sentido o processo TIG é bastante adequado, pela relativa independência entre o calor aportado e a quantidade de metal adicionado. Alberry utilizou essa vantagem ao especificar a deposição de cordões estreitos com alta energia de soldagem, acima da necessária para fundir o metal de aporte.

Lambert e Gilston [32] estudaram o uso do **TIG alimentado com arame preaquecido (hot wire)** para o reparo de aços C-Mn usados em componentes nucleares. Encontraram dificuldades em especificar as condições operacionais do processo de forma a obter repetibilidade na geometria dos cordões, e evitar discontinuidades na solda e instabilidades no processo.

Em outros trabalhos— como aqueles de Pereira [10] e de Prince [apud 32]— têm sido usado o processo **MIG**, especificamente com corrente pulsada. Na soldagem do aço inoxidável martensítico macio tipo CA-6NM a opção de Pereira pelo uso do processo MIG com arame maciço foi a possibilidade de conseguir depositar material com menor teor de carbono do que com eletrodo revestido. Entretanto, como foi constatado, o MIG precisa um ajuste mais criterioso das variáveis e parâmetros de soldagem, e é mais susceptível a apresentar problemas como falta de fusão e falta de penetração. Além disso, a penetração do cordão em forma de unha produz uma ZTA-GG mais sinuosa e, portanto, mais difícil de ser atingida em sua totalidade pelas isotermas da camada seguinte. Outra opção explorada por Pereira foi o uso de arame tubular com proteção gasosa, embora isso resultasse em maiores teores de carbono, em detrimento da tenacidade.

2.5- Alguns dos elementos necessários para desenvolver a técnica da *dupla camada*

Alguns dos elementos necessários para conseguir modelar essa técnica são:

- a) Conhecer qual é a resposta do material, em termos de revenimento, refino de grão, fenômenos de precipitação e segregação, em função dos ciclos térmicos de soldagem.
- b) Poder estimar a geometria do cordão de solda (penetração, largura e reforço) em função das condições de soldagem, incluindo dentre estas o tipo de processo, os valores de corrente, tensão e velocidade de soldagem, a posição de soldagem e as características dos consumíveis.
- c) Poder calcular com precisão os ciclos térmicos de soldagem e o campo de temperaturas, isto é, a distribuição das temperaturas de pico na peça no estado pseudo-estacionário.

Nos itens 2.6 e 2.7 serão analisados aspectos relativos à questão (a). No item 2.10 serão descritas as questões (b) e (c).

2.6- Previsão do refino de grão em soldagem multipasses

São bastante conhecidas as recomendações de Dolby [37] acerca de como conseguir um elevado refino de grão na soldagem multipasses, visando melhorar a tenacidade da ZTA. Elas incluem recomendações genéricas relativas à energia a usar, qual a melhor orientação e manipulação do eletrodo e o grau de sobreposição entre cordões (veja a figura 12):

- Usar um ângulo de incidência do eletrodo menor (isto é, mais longe da perpendicular à superfície do chanfro). Segundo Dolby, usualmente as soldagens nas posições plana e sobre-cabeça resultam em baixos ângulos de incidência, enquanto que nas posições horizontal e vertical os ângulos são altos (veja a figura 12).
- Usar uma temperatura de preaquecimento maior, para aumentar a extensão da ZTA do passe subsequente.
- Utilizar, de preferência, processos mecanizados, de forma que possam ser conseguidas maiores velocidades de soldagem. A redução da energia decorrente disso, resultará em ZTAs mais estreitas (aqui, certamente, refere-se à ZTA-GG produzida pela primeira camada).

Vários dos trabalhos que foram mencionados antes [21,22] tinham como objetivo maximizar o refino de grão na ZTA. Neles, como grão fino da austenita primária foi definido um tamanho limite de 50 microns, sem importar o tipo de metal de base e sem estabelecer em que magnitude o tamanho de grão na ZTA influi no comportamento da junta soldada.

Como zona refinada no reaquecimento foi entendida aquela que vai desde a isoterma A_{c3} –ou A_{c1} , como estipulou Allen [24]– até uma temperatura de 1000 a 1100 °C, em que os carbonetos se dissolvem e não funcionam mais como barreiras para evitar o crescimento de grão.

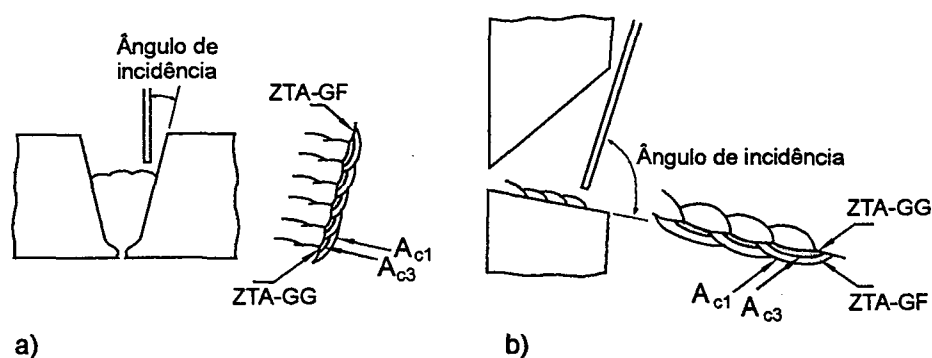


Fig. 12- Sobreposição dos cordões conseguida com: a) baixo ângulo de incidência do eletrodo; b) alto ângulo de incidência. [37].

2.7- Previsão da dureza em soldagem

Talvez por ser a dureza uma característica fácil de medir (seja em laboratório ou em campo), numerosos trabalhos procuram correlacioná-la com as microestruturas e propriedades dos materiais. Em soldagem essa característica é mais valiosa ainda, haja vista a multiplicidade de microestruturas presentes na ZTA, em função dos elevados gradientes de temperatura. Por exemplo, hoje em dia valores limites de dureza de 350 e 248 HV são, respectivamente, especificados na literatura e em normas de fabricação por soldagem, para evitar trincas a frio e trincas por corrosão sob tensão [11,38].

Devido a essas vantagens, existem numerosos trabalhos sobre previsão de dureza em soldagem, com enfoques diferentes, como serão descritos a seguir.

2.7.1- Dureza máxima na ZTA produzida por um passe único

Várias fórmulas analíticas têm sido desenvolvidas por diferentes autores [39-41] mediante análise de regressão de dados de dureza em função da composição química e do ciclo térmico de resfriamento, geralmente usando como parâmetro deste último o tempo de resfriamento entre 800 e 500 °C, $\Delta t_{8/5}$ (veja a figura 13). Conforme trabalho anterior do autor [42], essas fórmulas são particularmente bem sucedidas na previsão da dureza da martensita e da estrutura isenta de martensita (resultam em desvios entre 10 e 30 HV), embora não sejam tão precisas na previsão dos tempos críticos para 100 % martensita (desvios de ao redor de 2 s para tempos de até 7 s) e para 0 % de martensita (desvios de até 30 s para tempos de 50 a 200 s).

Em geral as fórmulas são aplicáveis a uma faixa restrita de aços ($C < 0,20$, $Ni < 1$, $Cr < 1$), com exceção daquela de Yurioka [41]— descrita no apêndice 2— válida para a maioria dos aços ferríticos, com composições dentro dos seguintes limites (% em peso): $C < 0,8$; $Si < 1,2$; $Mn < 2$; $Cu < 0,9$; $Ni < 10$; $Cr < 10$; $Mo < 2$.

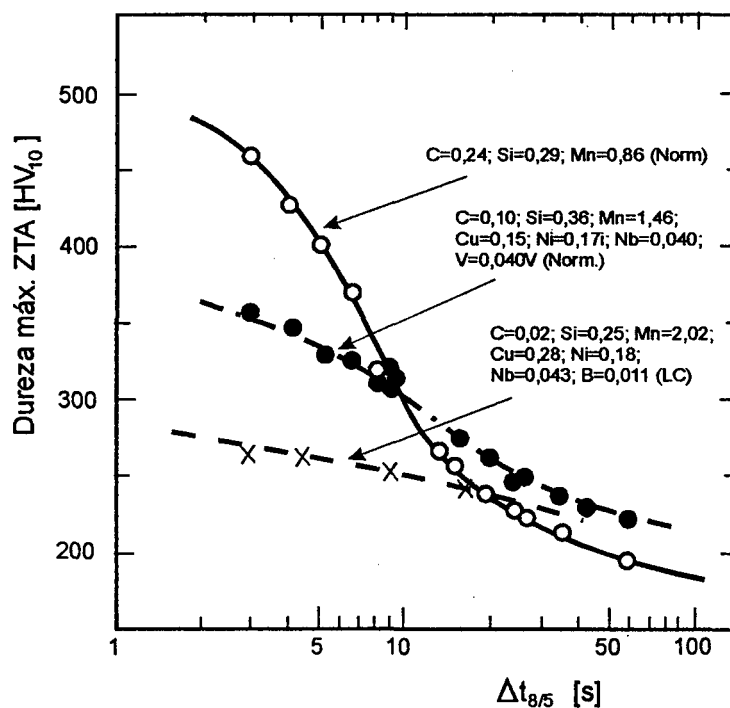


Fig. 13- Curvas de dureza em função do parâmetro $\Delta t_{8/5}$, ajustadas a dados experimentais obtidos em vários aços [43].

2.7.2- Dureza na ZTA após tratamento térmico convencional

O TTPS é algumas vezes realizado não só para reduzir as tensões residuais, mas também para diminuir a dureza da ZTA para níveis abaixo dos possíveis de obter na condição como-soldada.

Yurioka [43] propôs uma fórmula— descrita no apêndice 2— para prever a redução de dureza obtida com o tratamento térmico, em função da composição química e do parâmetro de revenimento TP , que nada mais é do que o próprio parâmetro de Hollomon-Jaffe:

$$P_{HJ} = \frac{T \cdot [20 + \log_{10}(t)]}{1000} \quad (6)$$

Onde,

T = temperatura absoluta [K]

t = duração do tratamento térmico [h].

Entretanto, Yurioka chama a atenção para o fato de que não se pode esperar uma satisfatória redução da dureza com o TTPS para alguns tipos de aços, como aqueles que contêm Nb, V ou Mo, pois eles apresentam endurecimento secundário durante o tratamento. Nesse sentido, a figura 14 ilustra a variação observada de dureza com o TTPS para aços com diferentes teores de V e Nb.

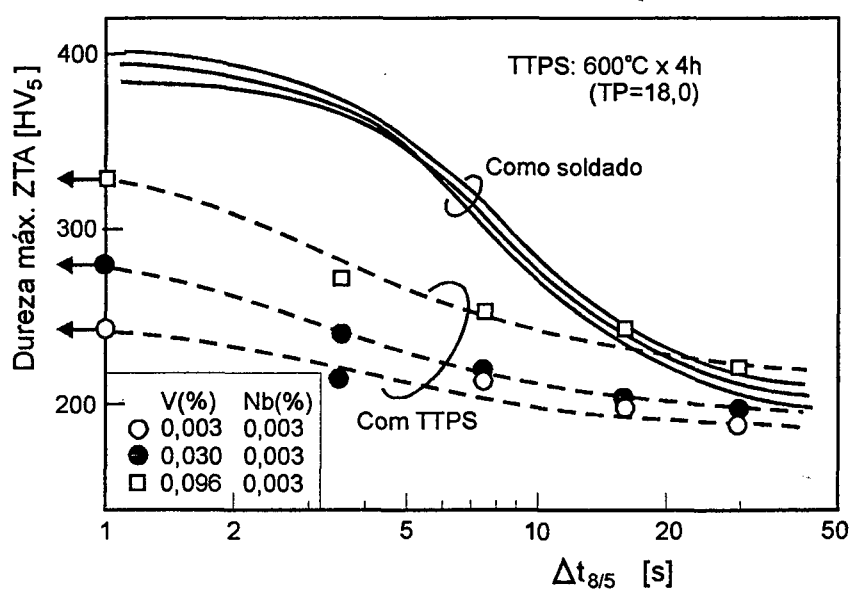


Fig. 14- Dureza da ZTA no estado como soldado e após tratamentos térmicos (com parâmetro $TP=18$), para aços com vários teores de V e Nb [43].

2.7.3- Redução de dureza na ZTA produzida por *passe de revenimento*

- Olsen *et al* [27].

Para determinar as condições de aplicação do *passe de revenimento*, Olsen e colaboradores compararam os efeitos de revenimento produzidos por tratamentos isotérmicos e tratamentos térmicos “pulsados” aplicados num aço C-Mn. Os ciclos pulsados foram obtidos com aquecimento por indução e resfriamento por jato de gás inerte, deixando um tempo de patamar curto (de 10 s). Esses autores afirmam que, por ter sido o parâmetro de Hollomon-Jaffe desenvolvido para o revenimento isotérmico, não é aplicável ao revenimento produzido por ciclos de soldagem.

Sugerem então que, sendo a cinética do revenimento controlada pela difusão do C na ferrita, a magnitude de redução de dureza deve depender de um parâmetro difusional:

$$\sum \frac{D \cdot \delta t}{l^2} \quad (7)$$

Onde,

δt é um tempo infinitesimal.

l é o comprimento médio do caminho de difusão.

D é a difusividade do carbono na ferrita,

$$D = D_0 \cdot e^{\left(\frac{-\Delta E}{RT}\right)} \quad (8)$$

Fazendo $(\Delta E/R) \approx 10000$ K, que afirmam ser um valor médio razoável tirado de dados publicados, e supondo que l é aproximadamente igual para microestruturas similares, os autores definem o parâmetro u , ou melhor, parâmetro de Dorn⁶.

$$P_{Dorn} = \frac{1}{D_0} \cdot \sum D \cdot \delta t = \int_0^t \frac{1}{e^{10000/T}} \cdot dt \quad (9)$$

A distância média de difusão l , como é lógico, aumentará durante o processo de revenimento, começando em algum valor muito pequeno (da ordem de magnitude da célula unitária), e atingindo no outro extremo a distância entre as partículas de cementita

⁶ Grong [35], quando descreve o trabalho de Olsen *et al*, atribui o parâmetro u a Dorn. Por isto, a partir daqui será mantida essa denominação.

esferoidizadas. Deveria-se esperar, portanto, que o tamanho da partícula, seu espaçamento e também a dureza neste estágio final, sejam dependentes da temperatura.

Na figura 15 são mostradas as durezas relativas (relação entre as durezas após e antes do tratamento térmico), resultantes do revenimento pulsado e do revenimento isotérmico com duração de 10 s, em função da raiz quadrada do parâmetro de Dorn, P_{Dorn} . Pode-se observar que a tendência geral é a mesma para os dois tipos de tratamento. A banda sombreada representa a faixa de dispersão. Segundo os autores, a maior dureza resultante dos revenimentos isotérmicos pode ser devida a que o tempo efetivo à temperatura de pico foi menor que o valor nominal de 10 s, pois o aquecimento não foi instantâneo.

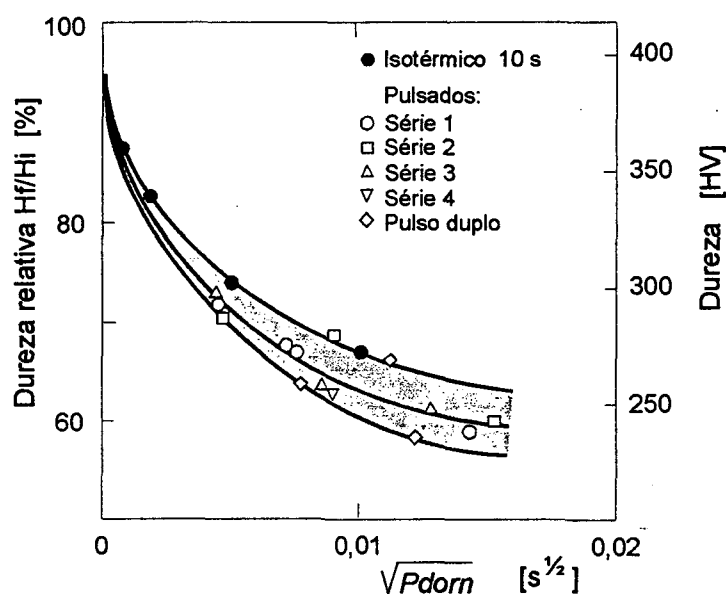


Fig. 15- Quedas relativas de dureza em função do parâmetro de Dorn, observadas após tratamentos isotérmicos por 10 s e tratamentos “pulsados”, aplicados num aço DIN St52-3N [27].

Olsen e colaboradores determinaram a queda de dureza em função da distância entre o *passee de revenimento* e o *passee a revenir*, tomando como exemplo dois cordões realizados com a mesma energia (10 kJ/cm). Pelas equações de Rykalin para fonte de calor pontual [apud 27], as isothermas são circunferenciais, com raios de 4,4 e 6,5 mm para a linha de fusão e a isoterma A_{c1} , respectivamente. Com o valor do parâmetro P_{Dorn} calculado a partir dos ciclos térmicos previstos (conforme indicado no apêndice 1), determinaram o valor correspondente de queda de dureza (veja a figura 9). Para atingir o máximo efeito de revenimento (diminuição da dureza para 65% do valor inicial) a isoterma A_{c1} do *passee de*

revenimento deve coincidir com a linha de fusão do passe a revenir, ou seja, a distância d entre os pés dos dois passes deve ser de 2,1 mm (pois $6,5 - 4,4 = 2,1$). Se essa distância fosse aumentada para 3 mm, a queda relativa de dureza seria menor (75 %), como mostra a figura 16. Se por outra parte, o *passe de revenimento* fosse depositado mais próximo, p.ex. a 1 mm, uma estreita zona da ZTA original seria reaustenitizada e, portanto, retemperaria.

Segundo Olsen *et al* [27], um outro fator que prejudica os resultados conseguidos com a técnica do *passe de revenimento* é o fato de que na soldagem a arco a linha de fusão em geral não é semicircular, mas resulta em cordões mais largos e rasos. Por outro lado, a medida que as isoterma se afastam da zona fundida, adquirem um formato mais circular. Como uma primeira aproximação, essas geometrias podem ser previstas assumindo que a fonte de calor está uniformemente distribuída sobre uma faixa de largura $2L$, em vez de concentrada em um ponto. Corrigindo as geometrias do cordão e das isoterma desta forma, esses autores concluem que, embora os valores de redução de dureza sejam os mesmos que os calculados assumindo fonte de calor pontual, para conseguir esses valores agora será necessário posicionar o *passe de revenimento* dentro de limites mais estreitos, de alguns décimos de mm. Tais tolerâncias poderiam ser conseguidas, talvez, na soldagem automatizada, mas são muito pequenas para a soldagem manual.

Os autores apontam que o efeito de revenimento é diferente nas direções transversal y e da espessura z . Isto porque a largura da ZTA no sentido z (na parte inferior do cordão) é consideravelmente maior que aquela na superfície da chapa. Portanto, a posição do *passe de revenimento* será menos crítica na direção da espessura.

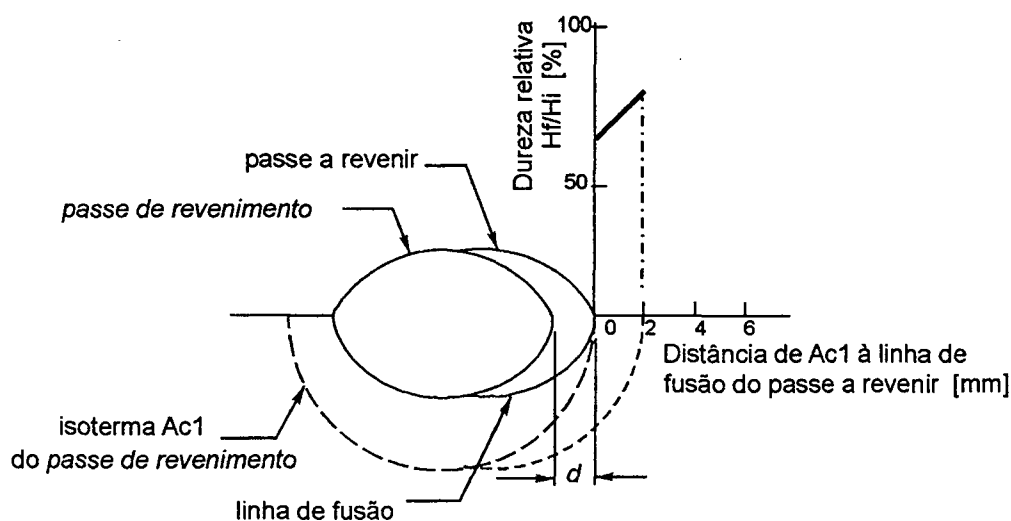


Fig. 16- Queda relativa de dureza em função da distância entre os pés dos cordões, depositados com energia de 10 kJ/cm [27]

- Kiefer [28].

Descreve o *passé de revenimento* como uma técnica amplamente usada para reduzir a dureza da ZTA, visando diminuir as chances de ocorrer trincas induzidas por H. O *passé de revenimento*, quando especificado, seria tratado como uma variável essencial (isto é, se é usado na qualificação de um procedimento de soldagem, também deve ser usado nas soldagens em campo). Dados práticos mostram que o *passé de revenimento* é efetivo se a distância d dele ao *passé* anterior estiver entre 1 e 3 mm. Ao mesmo tempo, Kiefer afirma que a experiência tem mostrado que a localização do *passé* em soldagens em campo é difícil de controlar e que não existem limites de tolerância para o seu valor e , com isto, questiona a efetividade de usar a técnica dessa maneira.

Kiefer obteve a seguinte fórmula (válida para as faixas das variáveis mostradas entre parênteses) para determinar a distância do *passé de revenimento* a usar para atingir uma determinada queda de dureza:

$$\Delta H_{m\acute{a}x} = \frac{1108 \cdot P_{cm}^{3,28} \cdot \Delta t_{8/5}^{(1,17-0,05 \cdot d)}}{d^{0,65}} \quad (10)$$

Onde,

$\Delta H_{m\acute{a}x}$ = redução da dureza máxima na ZTA (em HV), dada pela diferença entre as durezas inicial e final.

$\Delta t_{8/5}$ = tempo de resfriamento entre 800 e 500 °C do *passé de revenimento* (2 a 10 s).

d = distância entre os pés dos cordões, de *revenimento* e a *revenir* (1,6 a 6 mm).

P_{cm} = carbono equivalente de Ito e Bessyo [apud 41] (0,17 a 0,30).

$$P_{cm} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn + Cu + Cr}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{5} + 5 \cdot B \quad (11)$$

A dureza inicial da ZTA pode ser determinada mediante a fórmula BL70S de Suzuki [39], a partir da composição química do aço e do tempo de resfriamento $\Delta t_{8/5}$.

A figura 17-a apresenta a queda de dureza em função do tempo $\Delta t_{8/5}$ e da distância entre cordões, para um valor constante do carbono equivalente P_{cm} . Pode-se concluir que:

- Para ser eficaz, o *passé de revenimento* deve resultar num tempo $\Delta t_{8/5}$ de 2 a 5 s, e ficar a uma distância de 2 a 5 mm do cordão anterior.

- Para distâncias da ordem de 2 mm, o tempo $\Delta t_{8/5}$ influi muito sobre a magnitude da queda de dureza, de modo que com ciclos de soldagem que apresentem $\Delta t_{8/5}$ maior consegue-se aumentar o efeito de revenimento. Entretanto, com essas pequenas distâncias corre-se um maior risco de reaustenizar a ZTA.

A figura 17-b mostra a queda de dureza em função de P_{cm} e da distância entre cordões, quando o *passo de revenimento* é depositado em condições tais que o tempo $\Delta t_{8/5} = 6$ s. Pode-se observar que é mais difícil reduzir a dureza de um aço com baixo carbono equivalente P_{cm} , pois ele inicialmente já apresenta uma baixa dureza.

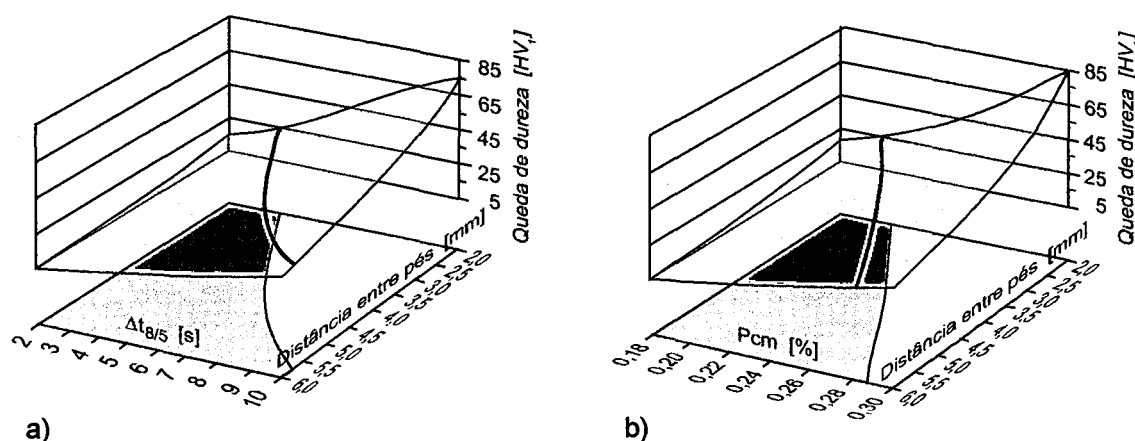


Fig. 17- a) Influência da distância entre os cordões e o tempo de resfriamento sobre a queda de dureza, para um aço com $P_{cm} = 0,25$; b) influência da distância entre os cordões e o valor de P_{cm} sobre a queda de dureza, quando o *passo de revenimento* é depositado com $\Delta t_{8/5} = 6$ s [28].

2.8- A martensita e o revenimento [44,45]

Distintamente da ferrita ou da perlita, a transformação da austenita em martensita ocorre por um rápido processo de cisalhamento, que normalmente não é acompanhado por difusão. Como resultado, obtém-se uma solução sólida supersaturada de carbono no ferro, a qual tem uma estrutura tetragonal de corpo centrado, que é uma forma distorcida do ferro *ccc*. Para menores teores de carbono ($<0,5\%C$) a martensita apresenta somente discordâncias. Para maiores teores de carbono ocorrem comumente maclas muito finas, de largura de 5 a 10 microns.

Devido à complexidade da estrutura da martensita— um reticulado tetragonal com carbono intersticial em solução sólida, formado por cisalhamento que conduz a alta densidade de discordâncias e finas maclas— é difícil quantificar a contribuição dos diferentes

mecanismos de endurecimento (por solução sólida, pelas discordâncias, maclas, contorno de grão, segregação de átomos de carbono, precipitação de carbonetos). Os mecanismos que mais contribuem para a resistência mecânica da martensita são:

a) A alta densidade de discordâncias da martensita, que é comparável à de aços fortemente deformados (10^{11} a 10^{12} cm/cm³), além do que as placas ou agulhas de martensita são relativamente finas, com espessura da ordem de 0,1 microns. Esses contornos entre ripas e os emaranhados de discordâncias fornecem formidáveis barreiras para o movimento de discordâncias. Não é possível obter martensita no ferro puro (isto é, martensita livre de carbono), mas uma estrutura similar a esta pode ser conseguida no ferro mediante cargas de impacto, resultando numa resistência ao escoamento de aproximadamente 700 MPa. Ela é menor que os 2000 MPa que podem ser conseguidos num aço temperado, mas é ainda muito maior que a resistência de um ferro no estado recozido, de aproximadamente 70 MPa.

b) O carbono em solução sólida na martensita deforma o reticulado desta. Essa deformação pode ser aliviada mediante a redistribuição dos átomos de carbono para as discordâncias, de forma a aliviar as deformações estabelecidas por elas. Com isso se estabelece uma ligação substancial entre as discordâncias e os átomos de carbono, de modo que são necessárias grandes tensões para deslocar as discordâncias.

O carbono pode e de fato se difunde na martensita a temperatura ambiente. Um resultado disto é o seu ancoramento em discordâncias. Outro resultado é a formação de “clusters” de átomos de carbono.

A figura 18 mostra a influência do teor de carbono sobre a dureza da martensita, assim como também a grande diferença de durezas entre a martensita, a perlita e uma estrutura com carbonetos esferoidizados. A dureza da martensita é independente do teor de elementos de liga substitucionais, sendo que estes são adicionados principalmente por causa de seu efeito em retardar a formação da perlita e da bainita.

A resistência de martensita de baixo carbono provém principalmente da subestrutura, enquanto que o endurecimento das martensitas de médio e alto carbono é mais resultante do rearranjo do carbono.

A tetragonalidade da martensita— medida pela relação entre os eixos da célula unitária tetragonal c/a — aumenta com o teor de carbono segundo a relação:

$$c/\alpha = 1 + 0,045C \quad (12)$$

Onde C é o percentual em peso de C. Isto implica que com um teor de carbono zero a estrutura seria *ccc*, livre de distorção.

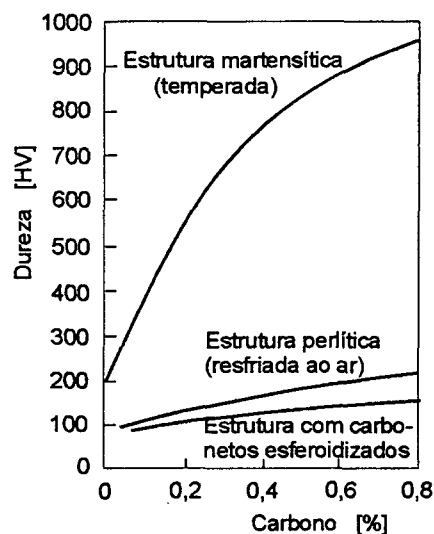


Fig. 18- Influência do teor de carbono sobre a dureza da martensita, da perlita e de uma estrutura contendo carbonetos esferoidizados [44].

2.8.1- O revenimento de aços ao C [44,45]

A martensita é uma fase de alta resistência, mas é normalmente muito frágil, de modo que é necessário modificar suas propriedades mecânicas mediante tratamento térmico de revenimento na faixa de 150 a 700 °C.

Ao reaquecer a martensita no estado como-resfriado, o revenimento tem lugar em quatro etapas diferentes, mas que se sobrepõem:

1^a) Até 250 °C— precipitação do carboneto de ferro épsilon; diminuição da tetragonalidade da martensita.

A martensita formada em aços de médio e alto C (0,3 a 1,5 %) não é estável a temperatura ambiente, uma vez que os átomos de carbono intersticiais podem difundir no reticulado tetragonal da martensita. Assim, a baixas temperaturas ocorre agrupamento de átomos de carbono ao longo dos planos {100}. A maiores temperaturas, aproximadamente entre 100 e 150 °C, precipita o carboneto épsilon, que é uma fase de transição de estrutura hcp (hexagonal compacta), com composição aproximada $Fe_{2,6}C$ e cujo plano basal é coerente com o plano compacto {100} da martensita.

O fino precipitado de carboneto épsilon endurece o aço apreciavelmente. Entretanto, o aumento líquido na resistência é pequeno, pois, ao mesmo tempo, ocorre transferência do carbono desde os clusters e discordâncias para o precipitado.

No final desta etapa a martensita ainda possui tetragonalidade, indicando um conteúdo de C de aproximadamente 0,25%. Disso segue que nos aços com menores teores de C é improvável que precipite o carboneto épsilon.

2^a) Entre 200 e 300 °C—decomposição da austenita retida.

Durante a segunda etapa, a austenita retida durante o resfriamento se decompõe em bainita ou martensita.

3^a) Entre 200 e 350 °C— formação de cementita a partir do carboneto épsilon; a martensita perde tetragonalidade.

Nesta etapa nucleiam e crescem finas placas de Fe₃C semicoerente. Dado que esta fase é termodinamicamente mais estável que o carboneto épsilon coerente, ela retira carbono deste (e da matriz) e conduz a uma lenta substituição do carboneto épsilon por um carboneto Fe₃C mais grosseiro, embora ainda fino. Este crescimento da cementita a expensas das placas de carbonetos épsilon produz muito do amolecimento na faixa de 300 a 400 °C. Mudanças subseqüentes na morfologia das partículas de cementita ocorrem por um processo do tipo “Ostwald ripening”, em que as partículas menores se dissolvem na matriz, fornecendo carbono para o crescimento seletivo das partículas maiores.

Durante a terceira etapa do revenimento desaparece a tetragonalidade da matriz e esta é, então, essencialmente ferrita, não supersaturada em relação ao carbono.

4^a) Acima de 350 °C—a cementita coalesce e esferoidiza; a ferrita recristaliza.

Nesta etapa as partículas de cementita experimentam um processo de coalescimento e tornam-se esferoidizadas. O coalescimento começa entre 300 e 400 °C, enquanto que a esferoidização aumenta de intensidade até 700 °C. Na parte superior desta faixa de temperaturas, os contornos das ripas de martensita são substituídos por contornos de grão ferríticos equiaxiais, mediante um processo de recristalização. O resultado final é um arranjo equiaxial de grãos ferríticos com partículas esferoidizadas de Fe₃C, parcialmente, mas não exclusivamente, nos contornos de grão.

Os contornos originais das ripas de martensita permanecem estáveis até aproximadamente 600 °C, mas entre 350-600 °C há um considerável rearranjo das discordâncias dentro das ripas e nos contornos das ripas, que são essencialmente contornos de pequeno ângulo. Isto conduz a uma marcada redução da densidade de discordâncias e a grãos ferríticos com formato de ripas, que estão fortemente relacionados com os pacotes de ripas de orientação similar na martensita original. Este processo, que é essencialmente de recuperação, é substituído entre 600 e 700 °C pela recristalização, que resulta na formação de grãos de ferrita equiaxiais com partículas esferoidais de Fe_3C nos contornos e dentro dos grãos. Este processo ocorre mais rapidamente nos aços de baixo carbono. Para teores de carbono maiores, a maior densidade das partículas de Fe_3C é muito mais efetiva em ancorar os contornos da ferrita, de modo que a recristalização é muito mais lenta. O processo final é o contínuo coalescimento das partículas de Fe_3C e o gradual crescimento de grão da ferrita.

2.8.2- Influência do carbono no revenimento [44,45]

O carbono tem um efeito profundo no comportamento os aços durante o revenimento:

- Em primeiro lugar, ele influi sobre a dureza da martensita.
- A temperatura M_s diminui com o aumento do teor de C, e assim a probabilidade da ocorrência do autorevenimento é menor. Sob circunstâncias normais é difícil detectar qualquer tetragonalidade da martensita em aços com menos de 0,2%C, um fato que pode ser explicado pela rápida segregação do carbono durante o resfriamento.
- As mudanças de dureza durante o revenimento também são dependentes do teor de carbono, como mostrado na figura 19 para aços com até 0,4%C, indicando os principais processos físicos que contribuem para a mudança nas propriedades mecânicas. A tendência geral é um amolecimento quando se aumenta a temperatura de revenimento. Para teores acima de 0,4%C pode ocorrer um aumento de dureza na faixa de temperaturas de 50-150 °C, dado que a precipitação de carboneto épsilon endurece a martensita.

As mudanças na distribuição do carbono durante o revenimento são as comumente encontradas num sistema endurecido por envelhecimento; quer dizer, uma progressão de

zonas Guinier-Preston para uma fase de transição coerente, e depois para uma fase de equilíbrio semicoerente ou incoerente. Em martensitas de baixo carbono a supersaturação pode não ser suficiente para formar os clusters ou a fase de transição. Também, se o aço tiver uma alta temperatura M_s e não for resfriado rapidamente, uma parte apreciável desse envelhecimento pode ser completada pela rápida difusão do carbono durante o resfriamento até a temperatura ambiente.

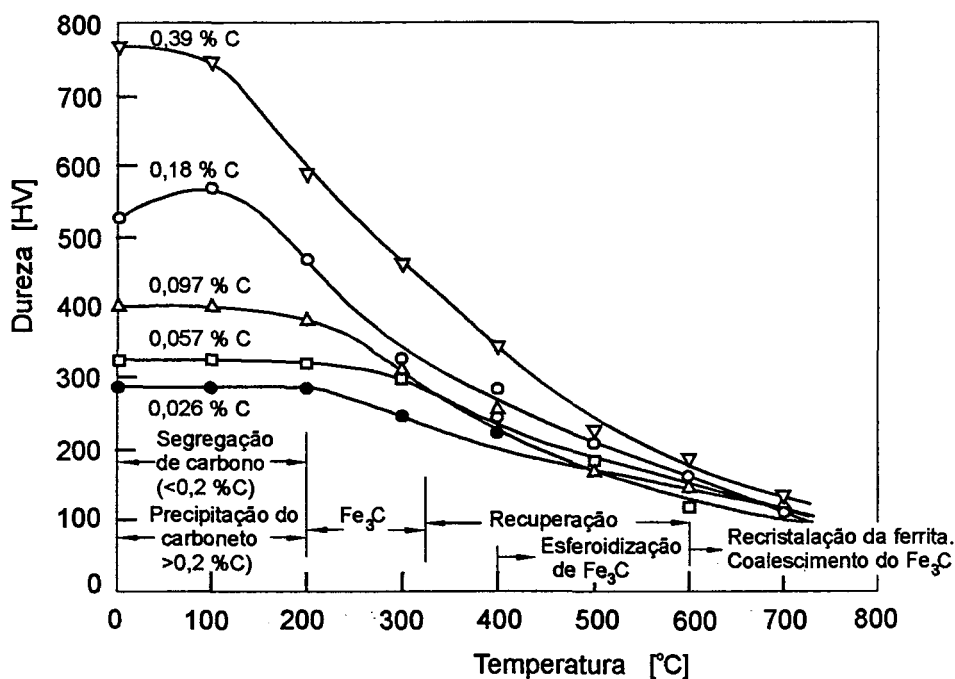


Fig. 19- Dureza da martensita numa liga Fe-C após o revenimento durante uma hora a várias temperaturas de patamar [45].

2.8.3- O revenimento de aços ligados [44,45]

Os elementos de liga não somente influem sobre a cinética das reações básicas do revenimento, mas também podem mudar substancialmente os produtos dessas reações. Por exemplo, a cementita pode ser substituída por outros carbonetos.

a) Efeito dos elementos de liga na formação dos carbonetos de ferro.

Certos elementos, notadamente o silício, podem estabilizar o carboneto épsilon até o ponto dele permanecer ainda na microestrutura após o revenimento a 400 °C em aços com 1 a 2% Si. São retardados tanto a nucleação como o crescimento do carboneto épsilon, e depois a transformação deste em cementita.

Os elementos de liga influem grandemente na proporção da austenita retida no resfriamento. Também podem restringir o coalescimento da cementita na faixa de 400-700

°C, um processo básico da quarta etapa do revenimento. Vários elementos de liga, notadamente o Si, Cr, Mo e W, fazem que a cementita retenha sua fina estrutura de Widmanstätten em altas temperaturas, e com isso retardam significativamente o processo de amolecimento durante o revenimento. Num aço ao C, as partículas de cementita começam a coalescer entre 350-400 °C, e a adição de Cr, Si, Mo ou W retarda o coalescimento para a faixa de 500-550 °C. Deve ser enfatizado que até 500 °C, os únicos carbonetos que se formam são aqueles do ferro. Porém, eles tomarão quantidades variáveis de elementos de liga em solução sólida e podem rejeitar outros elementos de liga enquanto crescem.

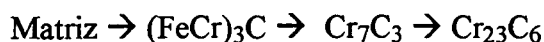
b) Endurecimento secundário.

Alguns elementos de liga (Cr, Mo, V, Nb, W e Ti) formam carbonetos que são termodinamicamente mais estáveis que a cementita. Seria de esperar, portanto, que quando eles estejam presentes nos aços em concentrações suficientes, seus carbonetos serão formados em preferência à cementita. Não obstante, durante o revenimento eles só se formam a temperaturas na faixa de 500 a 600 °C, já que abaixo desta os elementos de liga não podem difundir suficientemente rápido para permitir a nucleação dos carbonetos de liga. Os elementos metálicos difundem substitucionalmente— em contraste com o C e N, que se movem intersticialmente dentro do reticulado do ferro. Como resultado, as difusividades do carbono e N são várias ordens de magnitude maiores no ferro que aquelas dos elementos de liga metálicos.

É a capacidade de certos elementos de liga em formar finas dispersões de carbonetos na faixa de 500-600 °C, os quais permanecem muito finos ainda após prolongado revenimento, que permite o desenvolvimento de altos níveis de resistência em muitos aços ligados. Certamente, o a formação de carbonetos de liga entre 500 e 600 °C é acompanhada por um aumento significativo da dureza, com frequência acima daquela da martensita como-resfriada (figura 20-a). Este fenômeno, denominado de endurecimento secundário, ocorre em aços contendo Mo, V, Nb, W, Ti ou altos teores de Cr.

c) Revenimento de aços contendo Cr

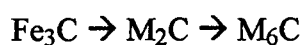
Nos aços ao Cr, dois carbonetos de Cr são encontrados com frequência: o Cr_7C_3 e o Cr_{23}C_6 . Em aços com altos teores de Cr, a seqüência normal de precipitação dos carbonetos durante o revenimento é:



Para teores abaixo de 7%Cr o carboneto Cr_{23}C_6 é ausente, a menos que outros metais tais como molibdênio estejam presentes. Aços com até 9%Cr não apresentam picos de endurecimento secundário nas curvas de revenimento (veja a figura 20-b). Porém, essas curvas exibem platôs, os quais estão associados com a precipitação de Cr_7C_3 . Em contraste, um aço com 12%Cr exibirá endurecimento secundário na mesma faixa de temperaturas, devido à precipitação de Cr_7C_3 . O cromo difunde na ferrita mais rapidamente que a maioria dos elementos de liga metálicos. Desta forma, o Cr_7C_3 é detectado durante o revenimento a temperaturas tão baixas como 500 °C e, em comparação com o carboneto de V, o carboneto de Cr coalesce rapidamente. Assim, num aço com 2%Cr e 0,2%C, normalmente ocorrerá amolecimento contínuo no revenimento entre 500 e 700 °C, embora a adição de outros elementos de liga— como, por exemplo, o molibdênio— possa reduzir a taxa de coalescimento do carboneto Cr_7C_3 .

d) Revenimento de aços contendo Mo e W

Quando o Mo ou W são os elementos de liga predominantes num aço, vários carbonetos são possíveis. Para composições entre 4 e 6% desses elementos, a seqüência de carbonetos provável é:



Para menores concentrações de W e Mo (0,5 a 2%), são encontrados como precipitados intermediários entre M_2C e M_6C outros dois carbonetos de liga: o cúbico complexo M_{23}C_6 e o ortorrômbico M_aC_b , provavelmente Fe_2MoC .

Os carbonetos responsáveis pelo endurecimento secundário no caso do W e do Mo são os carbonetos hexagonais isomorfos Mo_2C e W_2C , que têm uma morfologia bem definida em bastonetes. Quando formado na matriz, o M_2C adota uma distribuição Widmanstätten alinhada com as direções $\langle 100 \rangle$ alfa. O carboneto M_2C também nucleia nos contornos de grão da austenita prévia, nos contornos das ripas de ferrita, nas interfaces Fe_3C /ferrita e nas discordâncias. O endurecimento secundário surge principalmente da dispersão de Mo_2C nucleada nas discordâncias.

Nos aços ao Mo, o pico de dureza ocorre após aproximadamente 25 h a 550 °C. No revenimento prolongado a 700 °C, o carboneto cúbico completo M_6C se forma predominantemente nos contornos de grão como partículas massivas que crescem rapidamente, enquanto o carboneto se dissolve. A microestrutura de equilíbrio é ferrita equiaxial com carbonetos M_6C grosseiros.

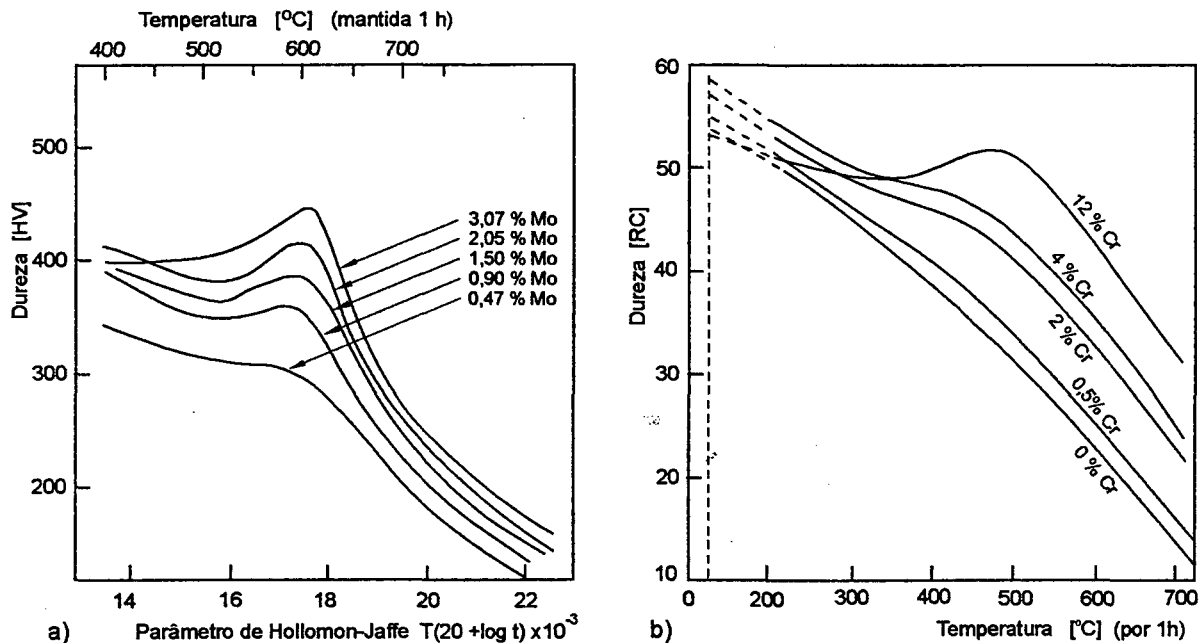


Fig. 20- a) efeito do molibdênio sobre o revenimento de um aço com 0,1 %C temperado; b) efeito do cromo sobre o revenimento de um aço com 0,35 %C [45].

d) Aços ligados complexos

Certos elementos formadores de carbonetos— notadamente o Nb, Ti e V— têm acentuado efeito no revenimento. Em concentrações de 0,1% ou menos, e a temperaturas de revenimento suficientemente elevadas (entre 550 e 650 °C), eles se combinam preferencialmente com parte do carbono e, em adição ao carboneto principal (por exemplo, Cr_7C_3 ou Mo_2C) eles formam uma dispersão separada, muito mais fina e mais resistente ao superenvelhecimento. Esta dispersão pode aumentar em muito o efeito de endurecimento secundário, e conferir ao aço elevados níveis de resistência não somente a temperatura ambiente como também a temperaturas elevadas.

2.8.4- O parâmetro de Hollomon-Jaffe

A partir do exame das características de revenimento de uma ampla variedade de aços ao carbono e aços ligados, Holloman e Jaffe sugeriram que os efeitos do tempo e da temperatura sobre a variação da dureza no revenimento estão interrelacionados [apud 46]. Eles propuseram um parâmetro, da forma $T(C + \log t)$, onde T é a temperatura absoluta, C é uma constante cujo valor é aproximadamente igual a 20, e t é o tempo de revenimento.

A teoria básica por trás da formulação do parâmetro de Hollomon-Haffe foi supor que a dureza pode ser expressa segundo a função [apud 47]:

$$H = f_1(t \cdot e^{[Q/RT]}) \quad (13)$$

Onde t é o tempo; T é a temperatura absoluta; Q é a energia de ativação térmica; R é a constante universal dos gases.

Esta suposição é perfeitamente razoável e está em completo acordo com as teorias de taxa de reação de processos termicamente ativados. Mais ainda, com base na análise dos resultados experimentais, Hollomon e Jaffe julgaram que a energia de ativação pode ser expressa como uma função da dureza:

$$Q = f_2(H) \quad (14)$$

Efetivamente, isto significaria que Q varia em função da temperatura (o qual não se ajusta ao conceito usual de energia de ativação). Murphy e Woodhead [apud 47] justificam que essa pode ser uma suposição necessária, pois uma variedade de processos diferentes ocorre durante o revenimento, sendo que cada um desses processos requer uma diferente energia de ativação térmica e, mais ainda, cada um desses processos pode ser favorecido sobre diferentes intervalos de tempo. Assim, se fosse pretendido usar a equação (13) para prever o efeito de revenimento, seria necessário conhecer Q para poder comparar diferentes ciclos térmicos. Esta dificuldade é contornada com o uso do parâmetro de Hollomon-Jaffe e pode ter sido a principal razão para sua formulação.

Smith e Nutting [46] estudaram o revenimento isotérmico em aços ligados ao Cr, Mo e V e fizeram as seguintes observações em relação ao parâmetro de Hollomon-Jaffe, P_{HJ} :

- Num aço que não apresenta endurecimento secundário, a interdependência do tempo e da temperatura parece ser adequadamente expressa pelo parâmetro P_{HJ} ,

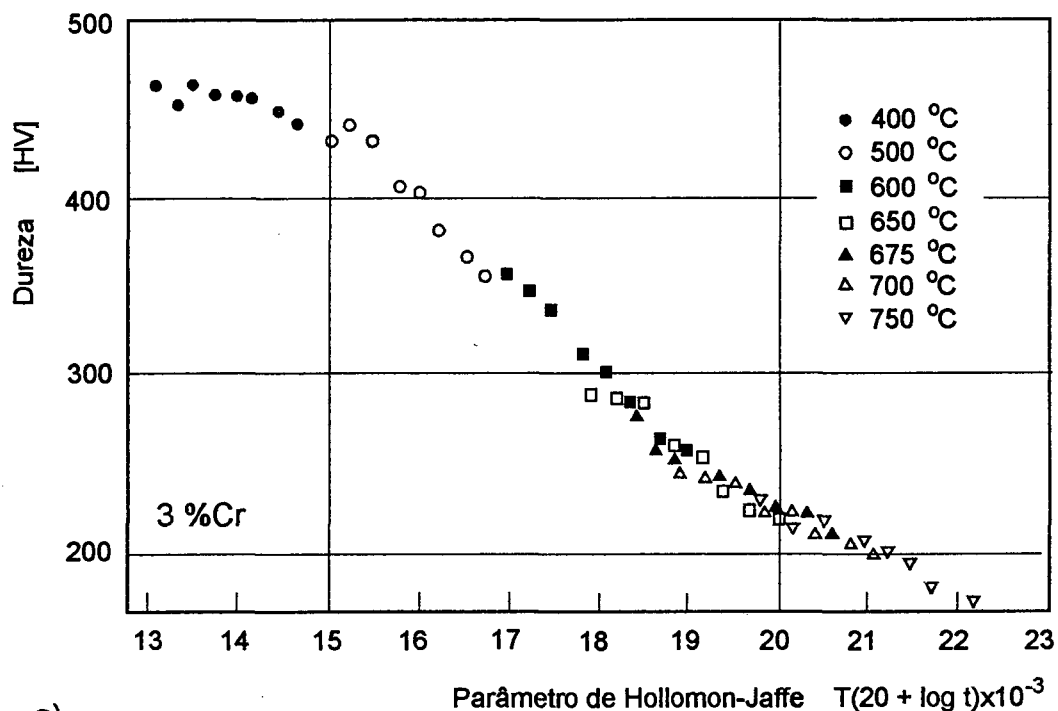
como mostram os resultados obtidos para um aço com 3 %Cr (figura 21-a), embora não houve sobreposição dos valores de P_{HJ} para as diferentes condições de tratamento, pois esse parâmetro depende muito da temperatura e a faixa de tempos de tratamento usada (de 0,5 até 100 h) deveria ter sido mais ampla.

- Num aço que apresente endurecimento secundário, a influência do tempo e da temperatura sobre a dureza final não pode ser adequadamente expressa pelo parâmetro P_{HJ} . Essa afirmação é claramente justificada quando se observa o gráfico de dureza de um aço com 0,7 %V em função do parâmetro P_{HJ} (figura 21-b). A dureza máxima atingida no revenimento diminui quando a temperatura de tratamento aumenta. Por outro lado, embora o aço possa apresentar a mesma dureza após tratamentos a diferentes temperaturas, as propriedades finais podem ser diferentes. Quer dizer, um tratamento a alta temperatura por tempo curto pode não ser equivalente a um tratamento a temperatura baixa por longo tempo.
- Nos aços ao C temperados, em que as características microestruturais permanecem basicamente as mesmas, durante o revenimento na faixa de temperaturas de 400 a 700 °C é justificável o uso do parâmetro P_{HJ} . Mas nos aços ligados as mudanças na microestrutura durante o revenimento podem ocorrer em faixas diferentes de temperaturas, que podem não ser refletidas nos correspondentes valores de dureza. Por exemplo, este comportamento é encontrado no aço com 0,7%V, que poderia ser revenido até atingir a mesma dureza usando um tratamento longo a 600 °C ou um tratamento curto a 700 °C. Depois do primeiro tratamento o tamanho de grão será grande, pois terá ocorrido recristalização. No último caso o tamanho de grão da ferrita será pequeno, devido à rápida precipitação do carboneto V_4C_3 a alta temperatura.

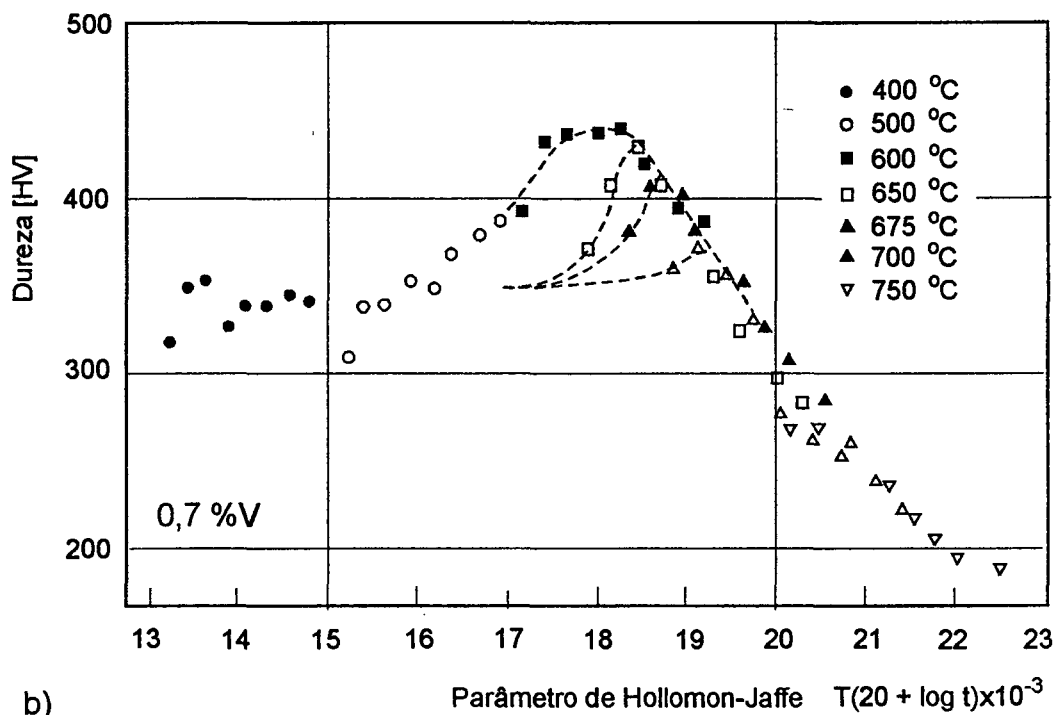
2.9- Reaustenitização

Os aços ferríticos, sem exceção, são processados no campo austenítico em alguma etapa da sua fabricação, seja por tratamentos térmicos, conformação mecânica ou soldagem. As propriedades finais do aço dependem não somente da natureza da decomposição durante o resfriamento, mas também da cinética da reaustenitização. Por causa disto é importante conhecer a cinética da transformação austenítica durante o

aquecimento, em particular na soldagem multipasses, em que a reaustenitização local na ZTA pode estar associada com vários tipos de trincas que surgem durante a fabricação ou o serviço do componente.



a)



b)

Fig. 21- Variação da dureza em função do parâmetro P_{HJ} : a) no revenimento de um aço com 3 %Cr; b) no revenimento de um aço com 0,7 %V [46].

Embora a formação da austenita durante o aquecimento tenha sido estudada, os modelos para o processo de reaustenitização não estão tão bem desenvolvidos como aqueles para a decomposição da austenita. Mais ainda, é preciso melhorar a precisão dos modelos existentes, para seu uso confiável em processos como laminação controlada e soldagem. Entretanto, tal validação é problemática, dado que a observação da austenita formada é difícil, já que ela transforma durante o resfriamento subsequente. A transformação, em princípio, poderia ser acompanhada mediante o aquecimento intercrítico interrompido, seguido de resfriamento rápido e observação metalográfica, mas isto na prática é difícil, uma vez que a cinética da reaustenitização pode ser excessivamente rápida [48].

O detalhado estudo experimental de Hultgre sobre a cinética da formação da austenita no aquecimento isotérmico precede em muito aos estudos sobre as transformações da austenita no resfriamento. O seu método foi mais tarde empregado por Davenport e Bain para a determinação dos diagramas TTT dos aços [apud 49]. Um diagrama TTT para reaustenitização é diferente daquelas clássicas curvas em C que descrevem as transformações da austenita no resfriamento. Dado que ambos, a força motriz e o coeficiente de difusão aumentam com a temperatura, o diagrama TTT para reaustenitização tem a forma da parte inferior de um C, de modo que o tempo requerido para a transformação reversa diminui monotonicamente com o aumento da temperatura.

O entendimento atual sobre a austenitização está principalmente baseado nos resultados teóricos e experimentais obtidos por Speich *et al* [apud 50], que estudaram a formação da austenita num aço ligado com 0,96%C e num aço ao C. Eles reportaram que a nucleação da austenita ocorre instantaneamente nos contornos das colônias de perlita e que o crescimento é controlado pela difusão do carbono. A elevadas temperaturas a taxa de crescimento da austenita é extremadamente rápida. Eles também encontraram que com a adição de elementos de liga diminui a taxa de transformação, mas não foram capazes de identificar as causas. Hillert estendeu a teoria para aços ligados e mostrou que a reação pode ser controlada pela difusão de elementos substitucionais para temperaturas abaixo de um valor crítico [apud 50].

Grong [35] analisou o processo de reaustenitização no campo intercrítico de aços microligados, para explicar o surgimento do fragilizante constituinte M-A. Segundo Grong,

pela teoria desenvolvida por Speich, o processo de austenitização intercristica em aços de baixo carbono com uma microestrutura inicial ferrítico-perlítica ocorre em três etapas:

- Rápido crescimento da austenita na perlita, até que o processo de dissolução é completado.
- Mais lento crescimento da austenita na ferrita a uma taxa que é controlada pela difusão do C na austenita ou por difusão de elementos substitucionais tais como o Mn na ferrita, dependendo da temperatura aplicada no recozimento.
- Muito lento equilíbrio final dos gradientes de concentração do soluto dentro da austenita e da ferrita, através de difusão.

O primeiro passo consiste na dissolução de perlita e o crescimento da austenita dentro da perlita a uma taxa controlada principalmente pela difusão do carbono na austenita. Nesta etapa, a taxa de crescimento da austenita é extremamente rápida. Garcia e DeArdo [apud 35] apontaram que antes da dissolução da perlita, as partículas de cementita lamelar esferoidizam e o carbono das partículas de cementita difunde para a austenita em crescimento.

Segundo Grong [35], a temperaturas de, por exemplo, 770 °C, a taxa de decomposição da perlita é suficientemente elevada para sua completa dissolução, ainda durante a soldagem com baixas energias. Portanto, ao soldar aços laminados a quente e normalizados, toda a perlita se transformará em austenita quando a temperatura de pico do ciclo térmico ultrapassar este limiar. Porém, se a microestrutura inicial for uma mistura de martensita e bainita superior (como com frequência é o caso de soldagem multipasses), a austenita nucleará nos contornos de grão da austenita prévia e ao longo das interfaces entre as ripas de bainita ou martensita. Considerando a cinética, seria de esperar que os carbonetos precipitados dentro da martensita de baixo carbono autorevenida ou entre as ripas da bainita se dissolvam a uma taxa comparável àquela da perlita. Portanto, é razoável supor que restarão carbonetos após reaquecimento a, por exemplo, $T_p=770$ °C quando a microestrutura inicial for uma mistura de martensita e bainita.

O crescimento posterior da austenita para dentro da ferrita requer, porém, que as temperaturas de pico do ciclo térmico subam além de 770 °C, para conseguir atingir a etapa de cinética de para-equilíbrio, em que a reação é controlada pela difusão do carbono na austenita. Conseqüentemente, as possibilidades de que as colônias de austenita dentro da

região de baixas temperaturas da ZTA intercrítica cresçam são fortemente limitadas, o que implica que o teor de carbono das ilhas de austenita nessas regiões estará próximo do nível de saturação do carbono na austenita à temperatura de dissolução. No resfriamento subsequente, a austenita rica em carbono pode se decompor numa variedade de microestruturas (que vão da martensita maclada até a perlita) ou permanecer não transformada, dependendo da temperabilidade do metal de base, do ciclo térmico de soldagem e do tamanho inicial das ilhas de austenita.

Quando a microestrutura inicial é uma mistura de ferrita e perlita (como é freqüentemente observado em aços normalizados), a martensita maclada forma-se facilmente— com as altas velocidades de resfriamento— ao longo das colônias de perlita ou das bandas de perlita inicialmente presentes no metal de base. Para velocidades de resfriamento menores, porém, o produto de transformação muda de martensita maclada para, predominantemente, perlita, na ausência de elementos que aumentem fortemente a temperabilidade, tais como o Mo e B.

Em aços produzidos por laminação controlada e resfriamento acelerado, onde os carbonetos estão principalmente presentes na forma de colônias submicroscópicas ou partículas isoladas localizadas nos contornos de grão ferrita/ferrita, a situação se torna ligeiramente mais complexa. Nessas situações, a maioria das ilhas de austenita formadas dentro da região de baixas temperaturas de pico da ZTA intercrítica terá um tamanho menor que 1 micron. Tem sido verificado experimentalmente que tais partículas pequenas não transformam facilmente em martensita, mas em grande parte permanecerão no aço na forma de austenita retida [35].

2.9.1- Modelamento da cinética de reaustenitização

a) **Reed et al** [48] elaboraram um modelo para a reaustenitização da perlita lamelar em condições isotérmicas. Assumiram que a austenita nucleia instantaneamente na interface ferrita/cementita e desprezaram a difusão do carbono na cementita e na ferrita, de modo que o crescimento da austenita é controlado pela taxa de difusão do C na austenita. Supuseram que o coeficiente de difusão é independente da concentração e resolveram o modelo para a geometria planar considerando a difusão em uma única dimensão. Fizeram uma validação do modelo mediante confrontação com resultados experimentais numa liga de Fe-0,4%C, mediante aquecimento intercrítico seguido de resfriamento rápido. Na figura 22 estão

mostradas as microestruturas obtidas para várias temperaturas de reaustenitização. As áreas claras correspondem a ferrita e as mais escuras a martensita, resultante da austenita formada a altas temperaturas. Na figura 23-a estão os diagramas TTT de austenitização obtidos mediante o modelo e os valores experimentais. Na figura 23-b estão as curvas dilatométricas obtidas com várias taxas de resfriamento, comparadas com a curva prevista pelo modelo para uma taxa de aquecimento de 0,01 °C/s. Na curva teórica é prevista uma notória contração, correspondente à dissolução instantânea da cementita e formação da austenita a expensas da ferrita.

b) Oddy *et al* [51] citam vários modelos – analíticos, numéricos e empíricos – da formação transiente da austenita em aços hipoeutetóides e opinam que, embora cada um deles apresente vantagens e esclareça diferentes aspectos do problema, nenhum modelo é completamente satisfatório. Segundo esses autores, o modelo mais simples, aquele de Lebond, é útil somente para a formação transiente da austenita homogênea. O modelo analítico de Ashby e Easterling é inadequado para prever a formação anisotérmica da austenita e levar em consideração a dependência dos coeficientes de difusão em relação à temperatura e à composição química. O modelo empírico de Denis é bastante conveniente, mas não é muito geral dado que precisa a geração de coeficientes a partir de procedimentos experimentais. O modelo numérico de Karlsson é provavelmente o mais completo, mas examina somente o crescimento da austenita através da difusão do C a partir de esferas com teor de C igual à composição eutetóide. Em se tratando de um modelo de diferenças finitas, ele requer 50 ou mais subelementos para cada ponto do material, o qual o torna muito difícil de acoplar a uma análise térmica por elementos finitos, em que podem ser requeridas as histórias microestruturais em vários milhares de pontos do material.

Em vista disso, Oddy *et al* [51] desenvolveram seu próprio modelo para a formação transiente de austenita heterogênea em aços hipoeutetóides que pode ser aplicado, por exemplo, à soldagem multipasses. A formação da austenita foi dividida em três processos:

- Primeiro, supondo que o equilíbrio é mantido, a formação de uma fração de austenita de teor de C eutetóide começa tão logo a temperatura A_{e1} é ultrapassada.
- A seguir, com o aumento da temperatura acima de A_{e1} na zona intercrítica, ocorre o crescimento e homogeneização da austenita, através da difusão do C.

- Finalmente, a elevadas temperaturas, qualquer ferrita remanescente pode formar diretamente uma austenita de baixo C.

Portanto, em cada ponto do material podem existir três parcelas de austenita com diferentes composições.

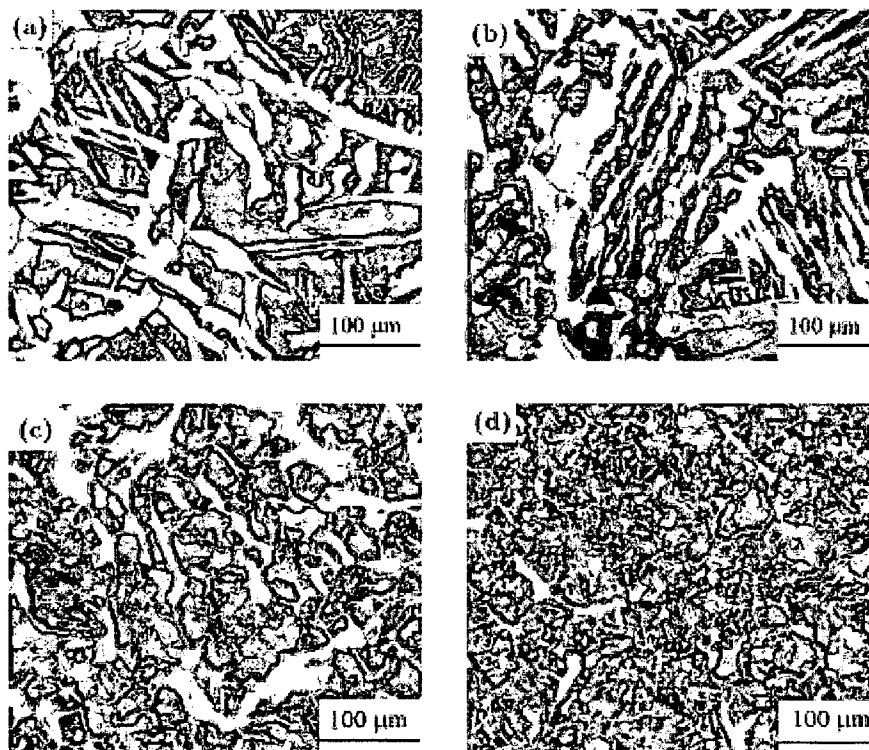


Fig. 22– Micrografias da liga Fe-0,4 %C no estado inicial (a), e reaustenitizado a 740 °C (b), 760 °C (c) e 780 °C (d) [48].

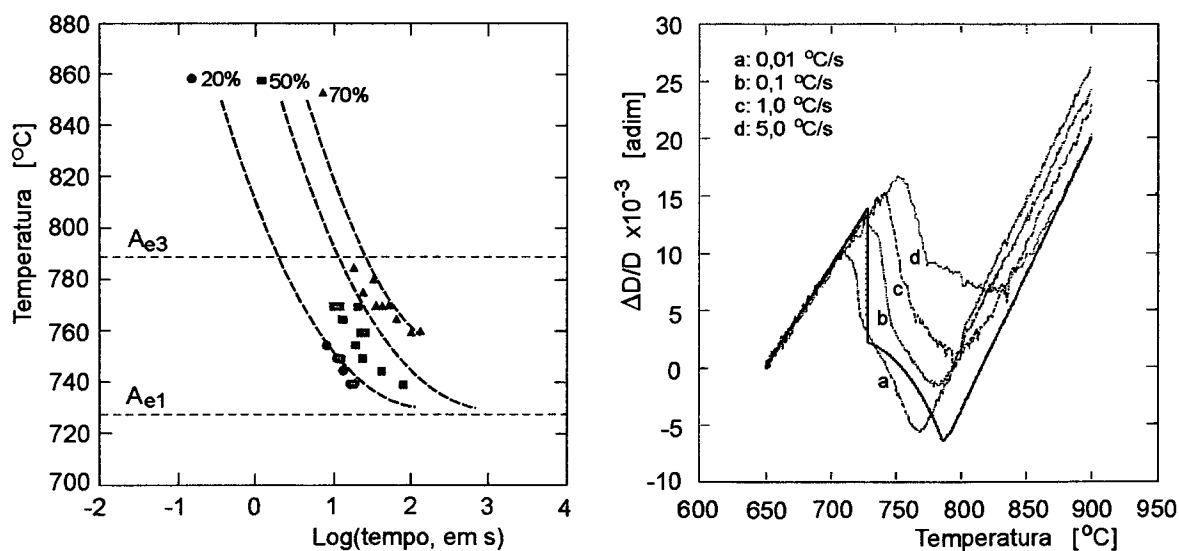


Fig. 23– a) Diagrama TTT para reaustenitização elaborado e valores observados; b) comparação das curvas dilatométricas observadas com várias taxas de aquecimento e a curva teórica prevista pelo modelo de Reed *et al* [48].

c) Caballero *et al* [52] desenvolveram um modelo para a formação da austenita a partir da perlita e o confrontaram com resultados experimentais num aço eutetóide. Em aços completamente perlíticos, a austenita nucleia heterogeneamente nas junções entre colônias de perlita. Isto ocorre apesar da relativamente grande quantidade de superfícies interlamelares disponíveis dentro das colônias de perlita. Os três locais de interface ferrita/cementita disponíveis para a nucleação da austenita nesses aços são: a) a interface das lamelas de ferrita e cementita; b) as superfícies da colônia de perlita; c) os pontos triplos de interseção das colônias de perlita. Segundo Caballero *et al*, vários autores têm reportado que a nucleação da austenita dentro da perlita ocorre preferencialmente nos pontos de interseção da cementita com as bordas das colônias de perlita (isto é, locais do tipo c).

A influência dos parâmetros que caracterizam a escala da perlita com uma morfologia lamelar (o espaçamento interlamelar e a área por unidade de volume da interface entre as colônias de perlita) sobre a cinética da transformação da perlita em austenita também foi estudada e considerada no modelo. Os parâmetros para caracterizar a escala da perlita com uma morfologia lamelar foram: o espaçamento interlamelar verdadeiro médio σ_0 e o comprimento da aresta das colônias de perlita a^P (supondo que as mesmas sejam octaedros).

A taxa de crescimento da austenita é principalmente controlada pela taxa de difusão do C na austenita, mas, a baixas temperaturas, pode também ser influenciada pela difusão de elementos de liga substitucionais nos contornos.

A equação de Avrami é geralmente utilizada para modelar as transformações sob condições isotérmicas.

$$x = 1 - e^{-kt^n} \quad (15)$$

Onde x representa a fração volumétrica da austenita formada; k é uma constante, para uma dada temperatura; t é o tempo; n é uma constante que caracteriza a cinética do processo.

Porém, no trabalho de Caballero *et al* [52] a equação de Avrami foi aplicada no modelamento da transformação da perlita em austenita durante o aquecimento contínuo.

A figura 24 mostra os valores experimentais e calculados para a cinética de formação da austenita em função da temperatura. Nessa figura pode-se observar que a

reação eutetóide (perlita \rightarrow austenita) ocorre dentro de uma faixa estreita de temperaturas. A figura sugere que a transformação da austenita começa a uma maior temperatura quando a perlita é mais grosseira. Por outra parte, a transformação é mais lenta quando a microestrutura inicial da perlita é mais grosseira.

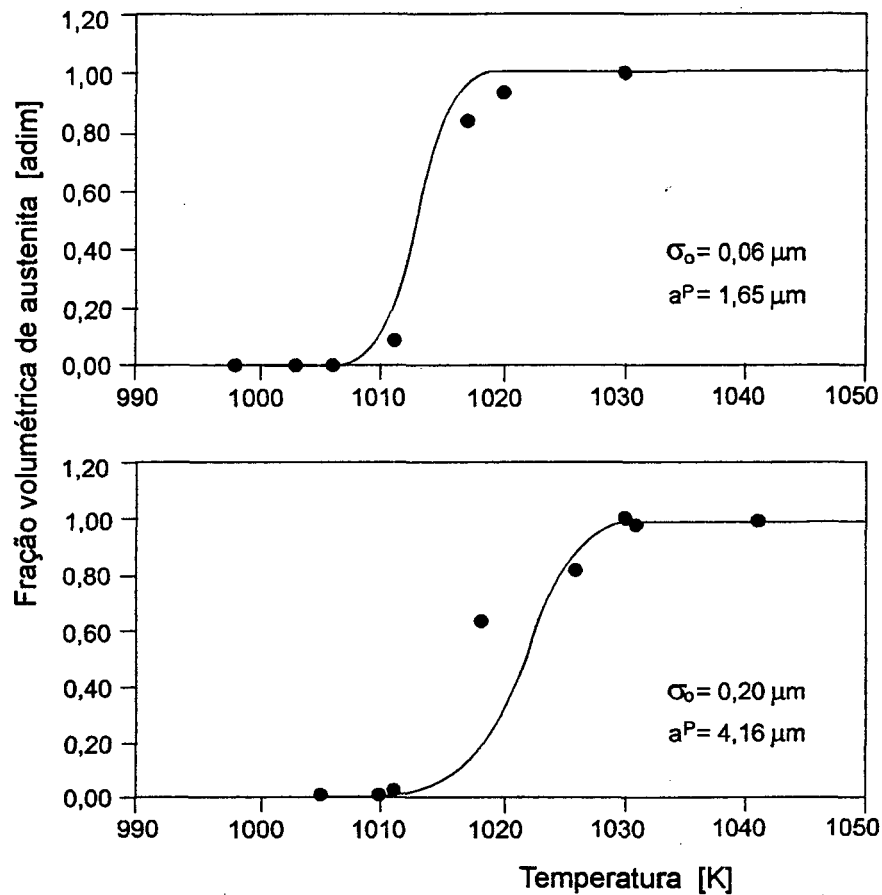


Fig. 24- Valores observados e previstos para a formação da austenita a partir da perlita sob condições de aquecimento contínuo [52].

2.10- Transferência de calor em soldagem [35]

Uma análise dos fenômenos metalúrgicos que ocorrem em soldagem requer informação detalhada acerca da história térmica que experimenta o material. Desde um ponto de vista prático, uma abordagem analítica para a solução dos problemas de fluxo de calor é preferível, dado que isso facilita os cálculos e permite que seja utilizada em modelos que descrevem a cinética de diferentes fenômenos como crescimento de grão, precipitação de segundas fases, coalescimento, etc.

Para simplificar as soluções analíticas, algumas suposições podem ser feitas:

- O metal de base é isotrópico e homogêneo em todas as temperaturas, e não experimenta mudanças de fase.
- A condutividade térmica, a densidade e o calor específico são constantes e independentes da temperatura.
- A chapa é completamente isolada do ambiente, isto é, não há perdas de calor por convecção ou radiação pelos contornos.
- A chapa é infinita, exceto nas direções especificamente definidas.
- Todo o calor do arco é concentrado num ponto ou numa linha de volume zero.
- O estado é pseudo-estacionário, isto é, a temperatura não varia com o tempo quando o observador está localizado num ponto da fonte de calor.

Na realidade, as propriedades termofísicas do material podem variar significativamente com a temperatura. Além disso, também dependem da composição química e da história térmica prévia do material. No entanto, a experiência tem mostrado que esse problema pode ser contornado através da escolha de valores médios para as propriedades termofísicas dentro de uma faixa de temperaturas.

O efeito do calor latente, consumido temporariamente para a fusão dos metais de base, é levado em consideração ao calibrar as soluções analíticas usando uma isoterma conhecida como, por exemplo, a linha de fusão. Na prática, tais correções são feitas mediante o ajuste da eficiência térmica η , de modo a conseguir uma boa correlação entre os resultados experimentais e os valores previstos pela teoria.

2.10.1- Ciclos térmicos e campo de temperaturas

Quando se supõe a fonte como estando concentrada num ponto, as isotermas previstas são semicirculares, o qual pode estar longe da realidade. Considerar uma certa distribuição para a fonte de calor não só é importante para melhorar a previsão do campo de temperaturas, como também para a previsão dos ciclos térmicos, conforme se mostra na figura 25. Por exemplo, ao considerar a fonte distribuída é previsto que para uma mesma temperatura de pico, o tempo de retenção no campo austenítico é menor na superfície ($z=0$) do que no eixo do cordão ($y=0$) [35].

No SINMEC/UFSC foi implementada a solução analítica de Boo e Cho [53], que considera uma espessura finita da chapa, uma distribuição gaussiana para o fluxo de calor proveniente do arco de soldagem e as perdas de calor para o ambiente através das

superfícies da chapa. Essa solução— numa versão melhorada e ampliada por Santos para permitir o estudo da transferência de calor em soldagem com potência pulsada [54]— será utilizada na análise dos resultados deste trabalho, e aparece descrita no apêndice 3.

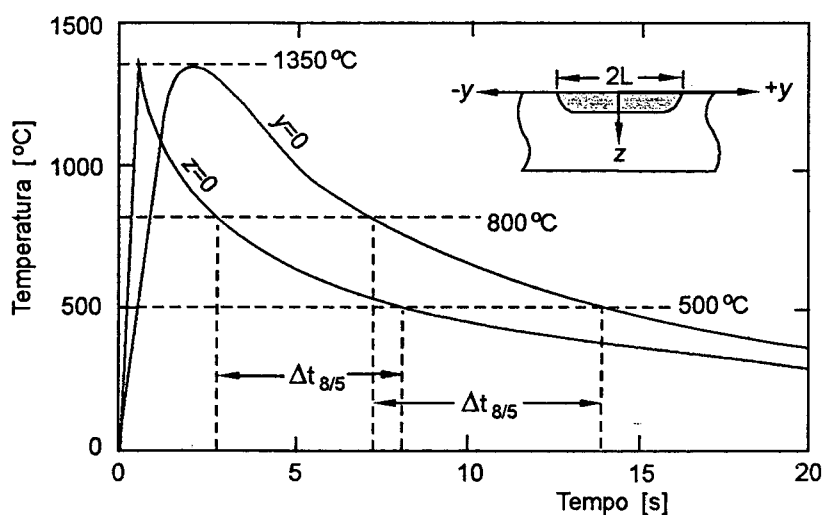
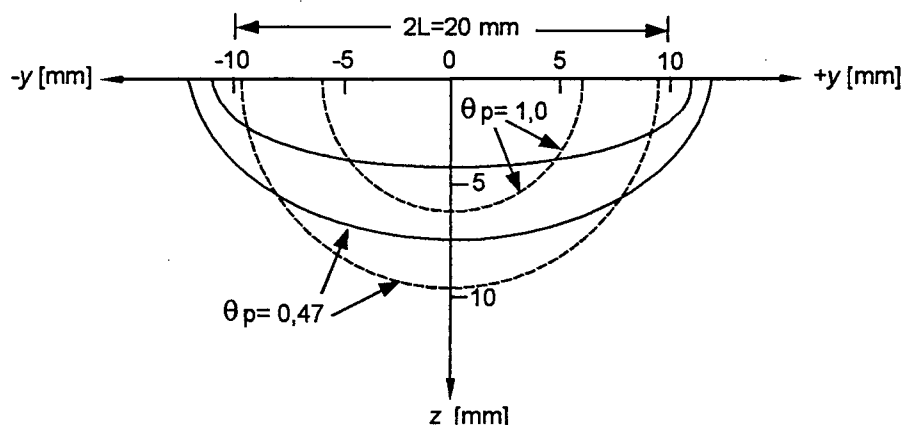


Fig. 25- a) Geometria prevista para a isoterma A_{c1} na soldagem MIG de um aço, com pendulamento do eletrodo; b) ciclos térmicos calculados na ZTA em locais que atingiram $T_p=1350\text{ °C}$, na superfície ($z=0$) e na raiz do cordão ($y=0$), considerando fonte de calor distribuída [35].

2.10.2- Avaliação da morfologia do cordão de solda [35]

Em geral o contorno do cordão se afasta do formato semicircular, como seria previsto pela solução de transferência de calor considerando a fonte pontual. Isto porque, diferentemente do metal sólido, em que a transferência de calor é exclusivamente por condução, na poça fundida a convecção tem um papel importante. O movimento de fluido dentro da poça é resultado das forças devidas às diferenças de densidade e de tensão superficial e às forças eletromagnéticas, o que torna complexa a previsão da morfologia do

cordão a partir de leis fundamentais, pois isso requereria considerar detalhadamente a distribuição da corrente e do fluxo de calor no arco, a interação do arco com a superfície livre da poça fundida, a transferência de calor por convecção devido ao movimento de fluido dentro da poça fundida, o calor latente de fusão, as perdas por convecção e radiação pela superfície, assim como também as perdas de calor e de massa devido à evaporação.

Ao longo dos anos, vários estudos têm sido dedicados ao modelamento numérico da poça fundida, baseados nas abordagens das diferenças finitas, elementos finitos e volumes de controle. Embora esses estudos forneçam uma valiosa visão dos mecanismos de desenvolvimento da poça fundida, as soluções são bastante complexas.

2.11- Simulação física dos ciclos térmicos de soldagem

Como foi explicado no item 2.1, os ciclos térmicos que sofrem as diferentes regiões da ZTA envolvem uma larga faixa de temperaturas de pico, desde a temperatura de fusão até temperaturas abaixo de A_{c1} . Por causa disto, é produzida uma gradação contínua de microestruturas, cada uma delas com suas características próprias. Tipicamente, a largura da ZTA pode variar de poucos centos de microns na soldagem com feixe de elétrons, a alguns centímetros na soldagem pelo processo eletro-escória.

Esses elevados gradientes de microestrutura impossibilitam a determinação das propriedades mecânicas macroscópicas de cada região a partir de ensaios de soldas reais. Assim surgiu o interesse em desenvolver simuladores térmicos com os quais é possível reproduzir a história térmica de uma região específica da ZTA sob condições bem definidas, de modo a duplicar as microestruturas particulares de interesse em um volume suficientemente grande para permitir a realização de ensaios mecânicos.

Alguns autores [5,22] utilizaram a simulação térmica para obter dados a partir dos quais puderam formular modelos para aplicar a técnica da *dupla camada*.

2.11.1- Descrição do equipamento

A evolução do equipamento denominado “Gleeble”, que é o simulador térmico mais amplamente usado, começou com o trabalho de Nippes e Savage no Rensselaer Polytechnic Institute, em Troy-NY/USA [55]. Na figura 26 é mostrado de forma esquemática um destes equipamentos.

Atualmente, a maioria dos simuladores térmicos usa aquecimento da peça por resistência, isto é, pelo efeito Joule produzido pela passagem de corrente através do corpo de prova (CP). Este geralmente é fixado entre garras de cobre, que têm três funções principais: conduzir a corrente, retirar calor do CP e fornecer um suporte mecânico (e, às vezes, transmitir cargas de ensaio ao CP).

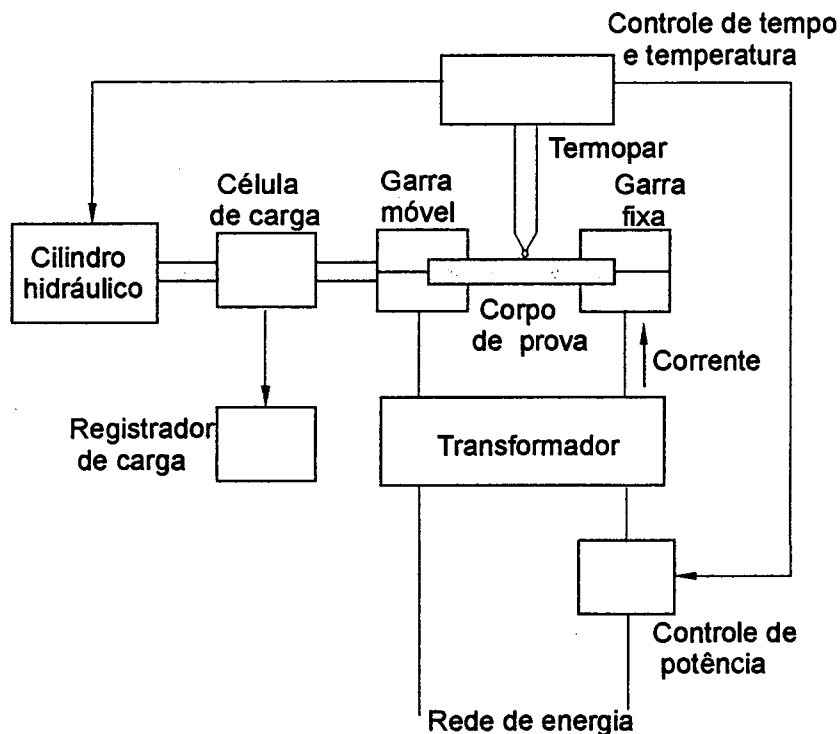


Fig. 26- Esquema de um simulador de ciclos térmicos tipo "Gleeble" [56].

Supondo que o centro do CP esteja a uma temperatura constante e as garras nos seus extremos atuem como sumidouros de calor perfeitos, a distribuição de temperaturas segue uma parábola. Assim, para uma distância entre garras L , temperatura das garras T_o e temperatura no centro do CP igual a $T_{máx}$, pode-se determinar o comprimento ld no qual a temperatura no CP é superior a um valor $T_{máx}-\Delta T$ mediante a seguinte equação:

$$ld = L \cdot \sqrt{\frac{\Delta T}{T_{máx} - T_o}} \quad (16)$$

Por exemplo, uma temperatura no máximo 1% abaixo da $T_{máx}$ é mantida até um ponto localizado a uma distância do centro do CP correspondente a 10% de L . Uma temperatura 2% menor é garantida a uma distância igual a 20% de L .

Na prática a distribuição de temperaturas no CP é mais uniforme, devido a vários fatores:

- A radiação e convecção de calor aumentam com a temperatura.
- As garras não são sumidouros perfeitos de calor.
- O aquecimento por efeito Joule é produzido ao longo de todo o CP.

Existem várias tentativas de uso de aquecimento indutivo, usando fontes de alta frequência [57]. Entretanto, a distribuição de temperaturas no CP não é tão uniforme como no aquecimento por resistência, por várias razões:

- O efeito “skin”, associado com o aquecimento por indução, que fica evidente ao observar as diferenças no tamanho de grão resultantes numa seção transversal do CP.
- Um deslocamento do CP em relação ao centro da bobina pode resultar em diferenças de temperatura de 50 a 100 °C na superfície.
- No aquecimento de CPs de seção quadrada (como aqueles para ensaio Charpy), ao usar bobinas circulares as arestas do CP atingem temperaturas maiores que o centro das faces, em magnitudes da ordem de 100 °C.

2.11.2- Aplicações da simulação térmica

A simulação tem sido usada em estudos das transformações de fase que ocorrem no resfriamento contínuo de aços C e baixa liga, estudos de tenacidade à fratura e estudos de trincamento a quente.

Vitek e David citam usos mais recentes nas pesquisas de soldabilidade [58]. O primeiro é o estudo do efeito das tensões sobre o comportamento de transformação de aços ferríticos, graças à capacidade do equipamento de impor, simultaneamente ao ciclo térmico, tensões no corpo de prova. Um outro uso é na caracterização microestrutural das diversas regiões da ZTA produzidas em soldagem por feixe de elétrons, haja vista que numa soldagem real essas regiões apresentam tamanho demasiado pequeno para permitir uma avaliação efetiva.

Dolby e Widgery [59] realizaram um estudo visando verificar a correspondência do tamanho de grão austenítico e da composição microestrutural, entre CPs ciclados e ZTA reais. Encontraram que os ciclos térmicos simulados resultavam em tamanhos de grão

austenítico maiores que os encontrados numa solda real, particularmente para ciclos com temperaturas de pico acima de 1100 °C, e quando as velocidades de aquecimento e/ou resfriamento eram mais baixas que as reais (veja a figura 27). Essa discrepância foi atribuída a dois fatores:

- A estreita largura da ZTA existente numa soldagem real. Numa soldagem real, num ponto particular da ZTA aquecido acima de A_{c3} , o grão austenítico crescerá simultaneamente para regiões adjacentes de maior temperatura e de menor temperatura (veja a figura 28). O crescimento em direção das regiões de menor temperatura será restringido pela menor energia disponível, enquanto que o crescimento para as regiões de maior temperatura será difícil por causa do crescimento competitivo com os grãos existentes naquela região. Esse efeito de restrição ao crescimento de grão é conhecido como *thermal pinning*. Em contraste, na parte central de um c.p. submetido a simulação térmica, os gradientes de temperatura são bem menores, de modo que o grão poderá crescer até atingir seu tamanho de equilíbrio para a temperatura de pico correspondente [60].
- Erros na medição de temperatura, no sentido de que na superfície do CP simulado estaria sendo medida uma temperatura menor que a real dentro do CP. Esses erros podem ser minimizados usando fios de termopar de pequeno diâmetro (0,25 mm), com as vantagens de ter baixa inércia térmica (e, por isto, alta velocidade de resposta) e pouco efeito de perturbação do processo (pela redução do efeito de resfriamento através do termopar). De preferência os dois fios do termopar devem ser soldados por separado no CP, com o objetivo de evitar os gradientes de temperatura que existem ao longo de uma junção.

Como conclusão, Dolby e Widgery [59] recomendam submeter os CPs a ciclos com as mesmas velocidades de aquecimento e resfriamento que aqueles da ZTA real. Quanto á T_p a usar recomendam o seguinte:

- Quando a temperatura T_p da região da ZTA a reproduzir for elevada (acima de 1100 °C) é melhor usar uma temperatura de simulação menor: por exemplo, no aço HY80 ensaiado por eles, verificaram que nos CPs aquecidos a 1210 °C o

tamanho de grão, microestrutura e dureza eram similares àquelas de uma ZTA real com T_p de 1350 °C.

- Quando a T_p da ZTA a reproduzir for baixa, pode ser usada essa mesma T_p para os ciclos térmicos simulados.

Entretanto, Dolby [37] afirma que o uso de uma menor temperatura T_p nas simulações afeta a dissolução dos carbonetos e outras partículas de segunda fase, trazendo como consequência que a microestrutura final do CP simulado seja diferente daquela da ZTA de soldagem.

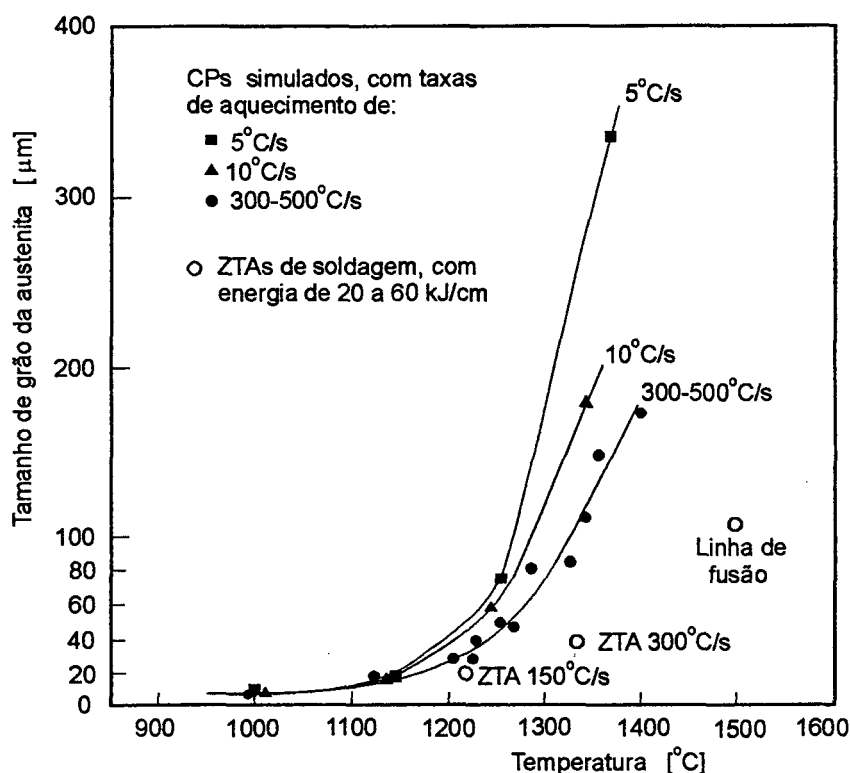


Fig. 27- Efeito da velocidade de aquecimento sobre o crescimento de grão austenítico [59].

O correto ajuste do tamanho de grão da austenita e do ciclo térmico é necessário para obter a correspondente microestrutura final, pois a temperabilidade efetiva da austenita é influenciada pelos seguintes fatores: quantidade de carbono e elementos de liga dissolvidos na austenita, tamanho de grão da austenita e grau de homogeneidade da austenita.

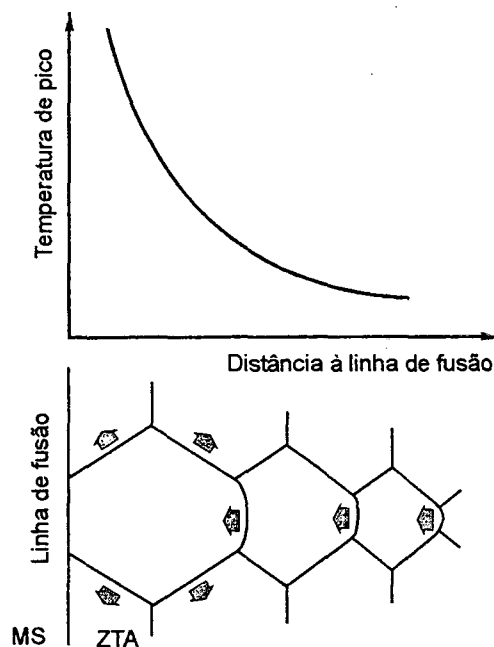


Fig. 28- Efeito de restrição ao crescimento de grão (thermal pinning) resultante dos elevados gradientes de temperatura na ZTA [60].

2.12- Ensaio de implante [35,61]

O ensaio de implante foi desenvolvido originalmente por Granjon e colaboradores no Instituto de Soldagem da França IIS na década de 60. Nesse ensaio, uma amostra cilíndrica do material sob estudo é inserida dentro de um orifício especialmente realizado numa chapa (do mesmo material, ou de outro), até ficar rente com a superfície. Se a condutividade térmica da chapa for idêntica àquela do cilindro, este último sofre o mesmo ciclo térmico que a chapa quando se deposita sobre os dois um cordão de solda. Em consequência, todos os fenômenos associados com o ciclo térmico podem ser reproduzidos nessa amostra de pequenas dimensões (chamada de implante).

A figura 29 mostra um esquema do ensaio e as aplicações que têm sido dadas ao mesmo por vários autores. A consideração básica que justifica o uso do ensaio de implante descansa no fato de que à mesma distância d a partir da linha de fusão do cordão de solda, os ciclos térmicos nos pontos B, do implante, e A, da chapa de base, são os mesmos.

Quando o implante é usado para o estudo do trincamento a frio, um corpo de prova com um entalhe em V é usualmente empregado. Um certo tempo depois de depositado o cordão de solda, o corpo de prova é submetido a uma carga trativa de valor conhecido. A tensão requerida para trincar (calculada em relação à seção transversal na raiz do entalhe) é usada como um dos critérios para expressar a susceptibilidade do material ao trincamento.

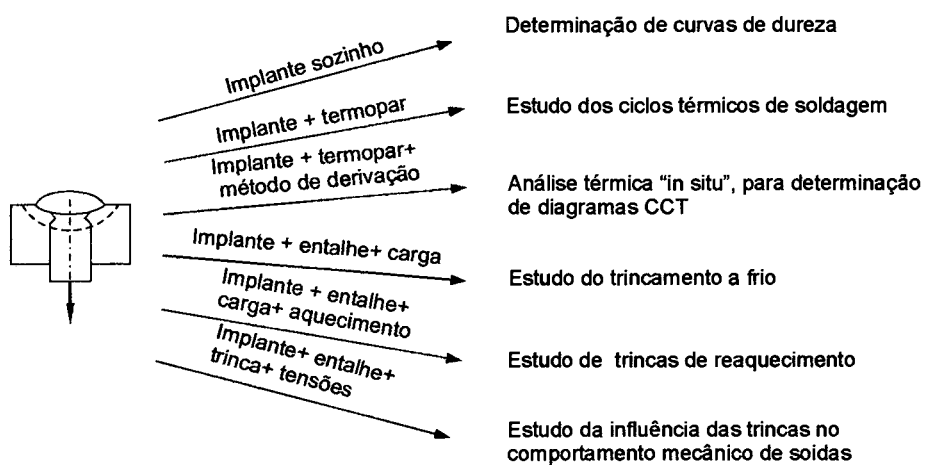
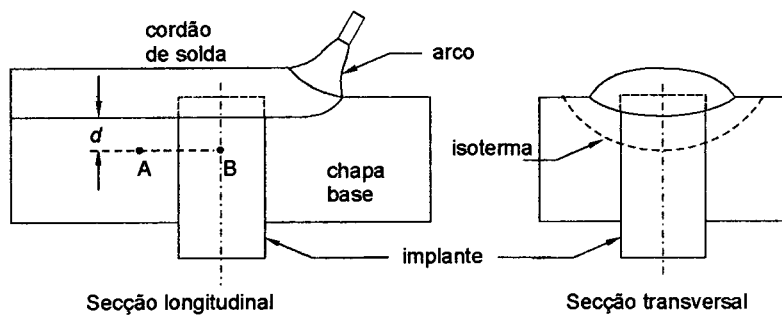


Fig. 29- Esquema do ensaio de implante e suas aplicações [61].

III - OBJETIVOS

O presente trabalho tem os seguintes objetivos:

- a) Desenvolver uma metodologia para a elaboração de procedimentos de soldagem pela técnica da *dupla camada*, incluindo:
 - O uso de ensaios que permitam impor ciclos térmicos sucessivos no material sob estudo, de modo a reproduzir as mudanças na microestrutura que ocorrem numa soldagem multipasses.
 - A aplicação de soluções de transferência de calor que permitam: relacionar as características do ciclo térmico (ou de parâmetros calculados a partir do ciclo) com as mudanças na microestrutura; extrapolar os resultados experimentais a outras situações de soldagem (tipos de processos e condições operacionais).
- b) Estudar o efeito do revenimento da ZTA-GG produzido por um ciclo térmico de soldagem ou por um tratamento isotérmico. Verificar a aplicabilidade dos parâmetros de Hollomon-Jaffe e de Dorn na previsão desse efeito.

IV - MATERIAIS E MÉTODOS

Para realizar o estudo do revenimento produzido pelos ciclos térmicos de soldagem e compará-lo àquele que ocorre por um tratamento convencional em forno, foi primeiro necessário desenvolver um método de ensaio que permitisse impor repetidos ciclos térmicos de características conhecidas (temperatura de pico e taxa de resfriamento) sobre materiais de diferentes graus de temperabilidade. A seguir são descritos os vários métodos utilizados: a simulação térmica e os ensaios denominados de *implante de cordão* e *soldagem em cruz*, estes dois últimos concebidos pelo autor deste trabalho.

4.1- Uso da simulação térmica para estudo do revenimento em soldagem.

Foi projetado e construído um sistema de simulação térmica, com aquecimento pela passagem de corrente (efeito Joule). Como fonte de energia foi usada uma fonte para soldagem a ponto já existente no LABSOLDA/UFSC, marca ARO, de corrente alternada senoidal com frequência de 60 Hz. Nela podem ser ajustados os tempos e amplitudes de corrente através de potenciômetros disponíveis no painel, mas, por se tratar de uma fonte antiga, essas variáveis não podem ser controladas durante o processo.

Na figura 30 é mostrado um detalhe do dispositivo de fixação do CP: os cabos de cobre— que conduzem as elevadas correntes advindas da fonte— são conectados às extremidades do CP através de garras de cobre. A geometria do CP (de seção reduzida na sua parte central, como mostra a figura 31) e as garras de cobre foram projetadas de modo a atingir na simulação as elevadas taxas de aquecimento e resfriamento decorrentes de um processo de soldagem a arco.

O controle do ciclo térmico (nos aspectos de temperatura máxima atingida e curva de resfriamento) é realizado mediante um sistema de aquisição de sinais e controle consistente em:

- microcomputador PC 486 de 40 MHz.

- Placa Interdata II, inserida no barramento do microcomputador. A placa possui um conversor A/D de 16 canais, um conversor D/A de 8 canais, 8 entradas e saídas digitais.
- Circuito amplificador de sinais de termopar, com 8 canais de entrada multiplexadas e isoladas galvânicamente.

Maiores detalhes sobre os aspectos construtivos e implementação do controle podem ser encontrados no trabalho de Cáceres [61].

Nos ensaios foi feita a leitura num único canal, com frequência de 1 kHz e resolução de 12 bits, durante um tempo de 30 s. Como transdutores foram usados termopares tipo K de pequeno diâmetro (0,25 mm) soldados na superfície do CP mediante a descarga de um capacitor.

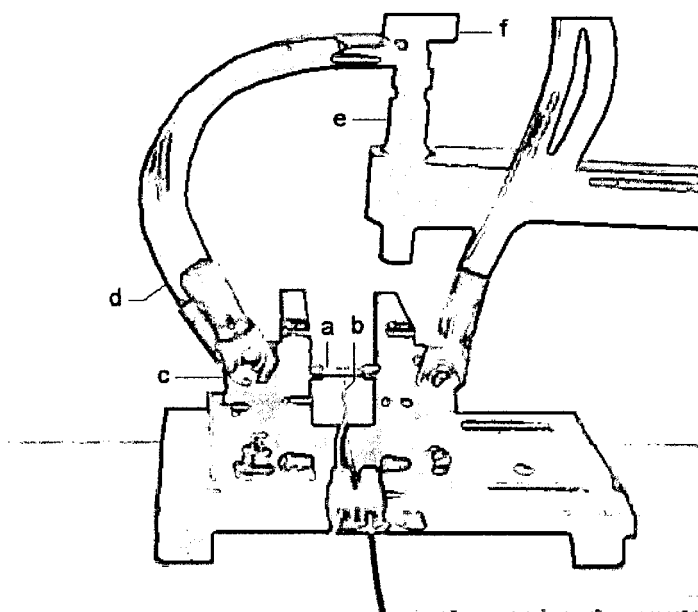


Fig. 30- Detalhe do dispositivo de fixação do CP no sistema de simulação térmica: a) corpo de prova; b) termopar; c) garras de cobre; d) cabos de conexão; e) ponteiros da fonte de soldagem; f) espaçador isolante.

4.1.1- Simulação de ciclos térmicos

Foram submetidos a simulação térmica corpos de prova confeccionados em aço SAE 1045, com a seguinte composição química (% em peso): C=0,50; Mn= 0,69; Si= 0,27. Foi escolhido este material porque, em função do seu alto teor de carbono, desenvolve uma elevada dureza quando é submetido a ciclos de soldagem e, ao mesmo tempo, apresenta baixa

resistência ao revenimento. Desta forma, esse material daria alta sensibilidade ao ensaio, o que é importante na fase de desenvolvimento do mesmo.

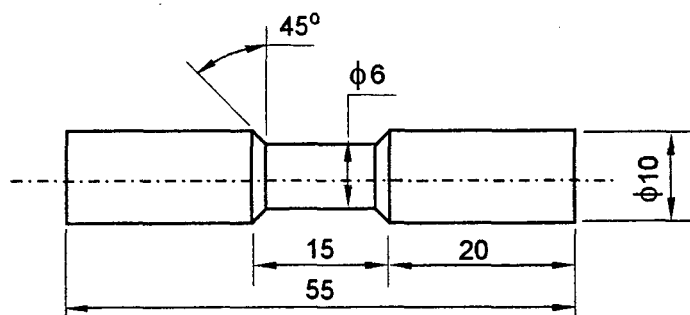


Fig. 31- Geometria do CP para simulação térmica (dimensões em mm).

A fim de estudar o efeito de revenimento em soldagem, os CPs foram submetidos aos seguintes ciclos:

- Um primeiro ciclo com temperatura de pico de 1200 °C, para reproduzir a ZTA-GG de um passe único resultante da soldagem em chapa espessa com energia relativamente baixa, de 7 kJ/cm. A temperatura T_p pretendida era maior (1350 °C), mas, por dificuldades que serão explicadas no item 5.1 dos resultados, optou-se por essa temperatura menor, mas que ainda resulta em microestrutura representativa da ZTA de grão grosso.
- Segundos ciclos com T_p entre 700 e 300 °C que, por estarem abaixo da temperatura A_{c1} do material, produzem exclusivamente o efeito de revenido (e não a reaustenitização, mesmo parcial). Para os segundos ciclos foram estipulados ciclos térmicos correspondentes àqueles que resultam da soldagem com 3 níveis de energia– 7, 14 e 21 kJ/cm.

Os CPs submetidos a esses ciclos térmicos foram seccionados transversalmente na sua região central (no mesmo local onde tinha sido fixado o termopar) e foi medida a dureza Vickers em 5 pontos com carga de 1 kg, para obter um valor médio.

4.2- Desenvolvimento de outros métodos de simulação térmica

Em vista das dificuldades encontradas para obter repetibilidade e precisão nos ciclos térmicos impostos pelo sistema de simulação construído (como será explicado no item 5.1, dos resultados), foram testados dois ensaios– originalmente propostos neste trabalho– que utilizam o próprio calor de um arco de soldagem para produzir ciclos térmicos no material a estudar.

Os dois ensaios são explicados sucintamente a seguir, e no item 4.2.1 são descritos os detalhes de sua aplicação:

- Ensaio de *soldagem em cruz* (figura 32): é feito um primeiro passe com tocha TIG (sem adição de material) sobre a superfície da amostra, com o intuito de produzir nela uma ZTA. Depois é feito o aquecimento por um passe TIG transversal, com o objetivo de submeter a ZTA-GG (produzida pelo primeiro passe) a ciclos térmicos com diferentes temperaturas de pico.

Este ensaio teria a vantagem de ser rápido e barato, mas na época da sua especificação havia certas dúvidas quanto à resolução que podia ser obtida nas relações entre a distância de cada ponto à linha de fusão, a temperatura de pico atingida e a dureza resultante. Isto porque, como é amplamente divulgado na literatura [27, 28], em geral a penetração da solda é muito menor que a metade da sua largura, e por isso espera-se que a extensão da ZTA seja menor na superfície do que na direção vertical no eixo da solda. Portanto, foi testado simultaneamente o seguinte método alternativo.

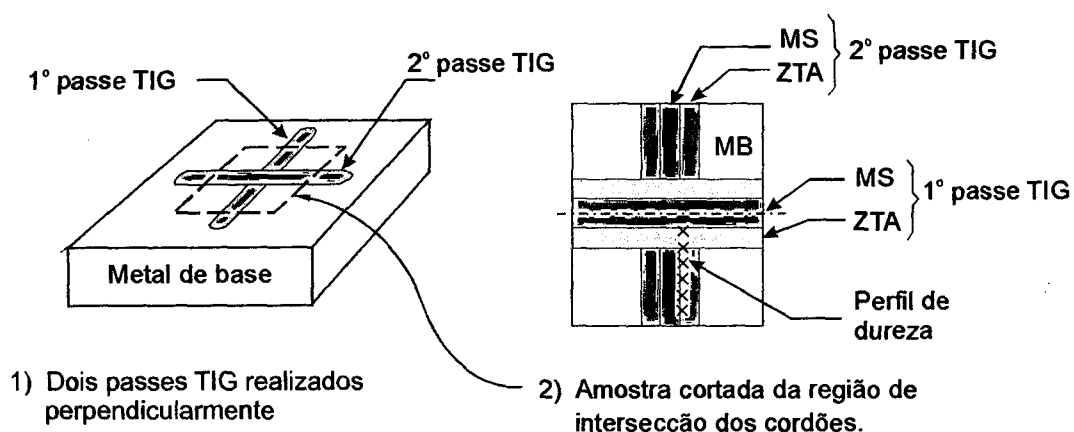


Fig. 32- Esquema do ensaio de *soldagem em cruz*.

- Ensaio de *implante de cordão* (figura 33). Aqui foi previsto o uso de um implante de maior diâmetro (20 mm) do que aquele usado, por exemplo, para estudar o trincamento a frio, pois uma maior área de contato entre o implante e a chapa onde ele está inserido dá uma maior garantia de que as condições de resfriamento sejam as mesmas que ao soldar sobre uma chapa metálica contínua. O implante já conteria na sua geratriz uma solda, com a ZTA associada, e elas seriam submetidas a um outro ciclo térmico mediante um segundo passe executado na superfície da

chapa onde o cilindro foi implantado. A forma como isto é conseguido será explicada melhor na descrição do próximo item.

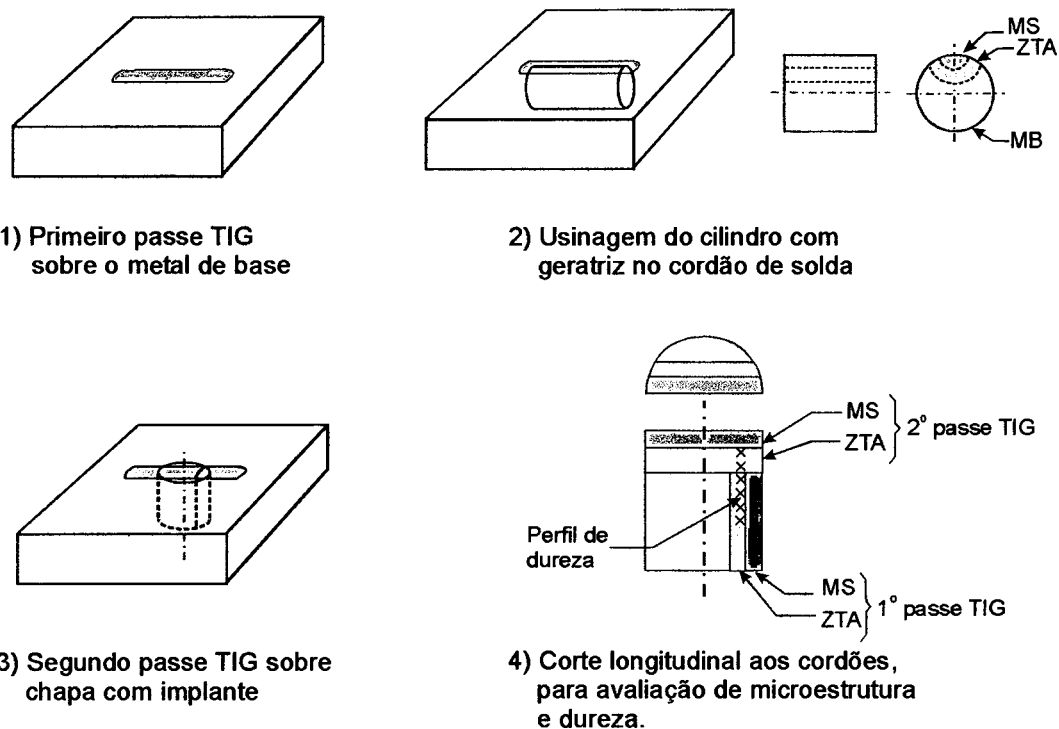


Fig. 33- Esquema do ensaio de *implante de cordão*.

4.2.1- Detalhes do teste simultâneo dos dois métodos propostos

Para os testes foi utilizado, novamente, como metal de base aço SAE 1045 (cuja composição é dada na tabela 1), mas, desta vez, na forma de chapa de 25,4 mm de espessura. Uma das faces da mesma foi fresada e retificada até atingir uma espessura de 22 mm, com dimensões de 200x250 mm.

Os primeiros passes de soldagem foram realizados com tocha TIG nos locais assinalados na figura 34, usando as seguintes condições: corrente $I = 192$ A; velocidade de soldagem $v_s = 10$ cm/min; tensão $U = 11,8$ V; distância eletrodo-peça de 2,5 mm; eletrodo de W com 2% ThO_2 com diâmetro de 3,25 mm e afiado em cone de 60° ; proteção com argônio a uma vazão de 12 l/min. Portanto, a energia fornecida— calculada usando a equação (1)— foi de 12,9 kJ/cm.

A opção pelo uso do processo TIG foi pelas seguintes razões: permite trabalhar sem adição de material (isto é, de forma autógena), possui um arco estável e produz um cordão de geometria bastante uniforme. Para controlar a velocidade de soldagem foi utilizado nos

experimentos um sistema de deslocamento linear marca IMC modelo Tartilope-II que, em função do seu acionamento por motor de passo, apresenta um erro na velocidade de 0,5%.

Depois de realizados esses dois passes, foi retirado mediante corte por serra um prisma contendo aquele cordão mais próximo da borda, e esse prisma foi usinado de forma a obter um cilindro de 20 mm de diâmetro com sua geratriz sendo a linha central da superfície da solda.

Esse cilindro foi posteriormente cortado em seções de 22 mm de comprimento, que foram embutidas sob pressão (utilizando uma prensa hidráulica) em furos realizados na chapa de aço SAE 1045. Portanto, as dimensões e tolerâncias dos furos e dos tarugos foram tais que deram um ajuste com interferência.

Os tarugos foram colocados na chapa seguindo a orientação mostrada na figura 34, de forma que a linha central dos segundos cordões coincidissem com os eixos das soldas nos tarugos.

Os segundos passes foram executados com três níveis de energia bastante diferentes, mas sempre com uma velocidade de 10 cm/min. Foram ajustados na fonte os valores de corrente de soldagem de 95, 194 e 290 A. Como— mesmo utilizando sempre uma distância eletrodo-peça de 2,5 mm— a tensão do arco aumenta com a corrente, os valores de tensão efetivamente medidos foram de 11,8, 14,4 e 17,1 V. Portanto, as energias fornecidas (calculadas usando a equação 1) foram de 6,75, 16,75 e 29,75 kJ/cm, respectivamente.

As seções contendo as soldagens em cruz foram removidas mediante corte com serra mecânica e a superfície dos mesmos foi lixada, polida e atacada com Nital 2% para realizar as medidas de dureza e as análises metalográficas.

Os tarugos de implante, que ficaram unidos à chapa unicamente através do cordão de solda, foram removidos por eletroerosão usando um eletrodo em forma de tubo. Depois foram seccionados longitudinalmente aos dois cordões de solda, e a superfície foi igualmente preparada para a dureza e metalografia.

A seguir serão descritos alguns detalhes sobre as medições de temperatura e de dureza.

a) Medição da temperatura.

Ao mesmo tempo em que ocorria a aplicação da tocha TIG, eram adquiridos os ciclos térmicos mediante termopares que foram soldados na superfície superior da chapa a diferentes distâncias do eixo da solda. O objetivo da medição de temperatura era principalmente o de

conhecer as temperaturas de pico atingidas pelo menos em locais a duas diferentes distâncias da linha de fusão. Esses valores, junto com o da largura do cordão permitiria ajustar uma curva exponencial que descrevesse a relação entre a temperatura de pico e a distância, de uma forma mais precisa que a que é possível mediante as soluções analíticas que supõem a fonte de calor como sendo pontual.

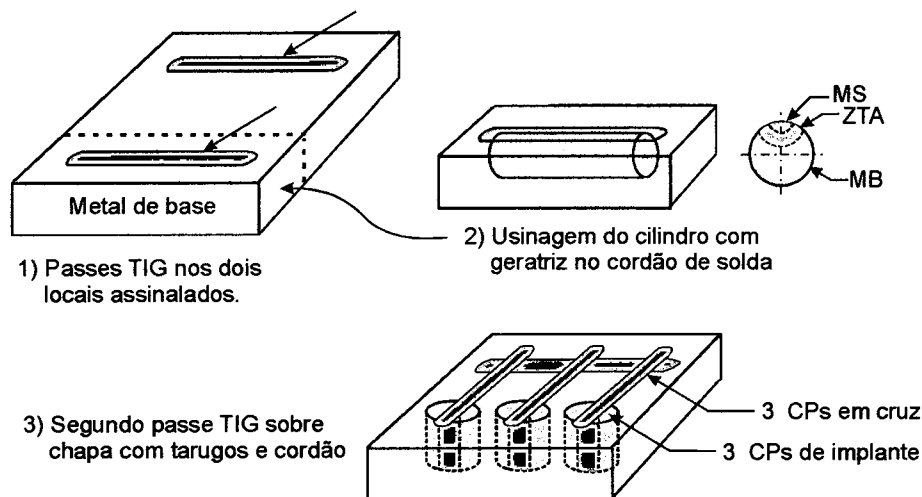


Fig. 34- Teste simultâneo dos dois ensaios propostos.

Para a aquisição dos ciclos térmicos foi usado um sistema da National Instruments, composto dos seguintes módulos:

- Placa de aquisição e controle modelo AT-MIO-16E-10, com 16 entradas analógicas, 2 saídas analógicas e 8 entradas/saídas digitais. Taxa máxima de aquisição de 100 kHz, resolução de 12 bits. Ela foi inserida no barramento de um computador tipo IBM PC AT-486. Quando usada com sinais de entrada na faixa de $\pm 10V$, apresenta erro máximo de 0,076% da leitura.
- Módulo condicionador de sinais, modelo SCXI-1122, com 16 entradas analógicas multiplexadas e isoladas galvânicamente, permitindo ganhos de 0,01 a 2000. Apresenta os seguintes erros:
 Erro de linearidade= 0,01% do fundo de escala.
 Erro de "offset" $\pm 6\mu V \pm 1,24 \text{ mV/ganho}$, quando usado com ganhos acima de 1.
 Erro de ganho: $\pm 0,02\%$ da leitura, quando usado com ganhos acima de 1.
- Bloco de terminais para termopar, com sensor de temperatura para compensação de junta fria. Para temperaturas entre 0 e 35 °C o erro máximo do sensor é de 0,8 °C.

A programação do sistema foi realizada utilizando o software LabView v.4.1, do mesmo fabricante.

Nos ensaios foram sempre utilizados quatro termopares, e os sinais lidos a uma taxa total de 100 Hz, isto é, a taxa de aquisição para cada termopar foi de 25 Hz. Os erros envolvidos na medição de temperatura são aqueles resultantes da combinação dos erros do termopar e da cadeia do sistema de medição.

Para termopares tipo K de fabricação normal, os erros admissíveis pelas tolerâncias de fabricação [63] são:

- Entre 0 e 277 °C: $\pm 2,2$ °C.
- Entre 277 e 1260 °C: $\pm 0,75\%$ da leitura em °F, o que corresponde, aproximadamente, a erros entre 0,76 e 0,80 % da leitura em °C. Por exemplo, para temperaturas de 800 e 1260 °C, os erros são de 6,1 e 9,6 °C, respectivamente.

b) medição de dureza

Como nos CPs de *soldagem em cruz* e *implante de cordão* interessava conhecer o perfil de dureza na ZTA-GG do primeiro passe (que foi aquecida a diferentes temperaturas de pico por um segundo passe transversal), foi definido utilizar um espaçamento entre durezas de 200 μm . Para obter menor dispersão dos valores, a opção ideal seria utilizar uma carga tal que produzisse uma impressão um pouco inferior a um terço da distância entre as medidas, cumprindo assim os requisitos da norma ASTM E384 [64]. Desta forma, para espaçamento de 200 μm entre as impressões e um valor de dureza mínimo esperado da ordem de 200 HV, a carga (calculada pela equação 13) deve ser menor ou igual a 2000 g.

$$HV = 1854,4 \cdot \frac{P}{d^2} \quad (17)$$

Onde: P é a carga de ensaio [g]; d é a diagonal [μm].

Entretanto, a melhor opção disponível, em termos de equipamento, foi a de um microscópio Carl Zeiss Jena modelo Neophot 30 existente no LAC/Curitiba, dotado de um sistema de aplicação de carga por peso morto acionado pneumaticamente, com carga máxima de 400 g. O equipamento foi aferido utilizando um bloco padrão HV_{0,1/30} 580 com diagonal reportada $d_s=78,8$ μm . Foram feitas cinco medidas com carga de 100 g aplicada durante 30 s, com os seguintes resultados para as diagonais: 18,2, 18,1, 18,1, 18,2 e 18,1 μm . Isso dá um valor médio de 18,14 μm .

Conforme a norma ASTM E384 [64], a qualidade metrológica do equipamento é caracterizada pelos seguintes parâmetros:

- A repetibilidade– que é a diferença entre as diagonais máxima e mínima obtidas– é de 0,1 μm , o que representa 0,91% da média, muito menor que o requisito de 5% fixado pela norma.
- O erro é dado pela diferença entre a média das diagonais, d_{med} , e a diagonal reportada ds . Em relação a ds , as diferenças calculadas foram as seguintes:

$$d_{med} - ds = 0,26 \mu\text{m} \quad (18)$$

$$\frac{(d_{med} - ds) \cdot 100}{ds} = 1,45\% \quad (19)$$

Portanto, o erro é menor que o exigido pela norma, que corresponde ao maior valor entre 2% e 0,5 μm .

4.3- Aplicação do método de *implante de cordão* a outros materiais

Em vista das vantagens encontradas no método *do implante de cordão* sobre o método de *soldagem em cruz* (conforme a análise que consta no item 5.2), o ensaio de implante foi aplicado também a outros materiais com diferentes graus de temperabilidade, e sobre os quais têm sido realizados no LABSOLDA/UFSC estudos visando especificar procedimentos de soldagem pela técnica da *dupla camada* sem TTPS, com diferentes finalidades quanto às propriedades do componente soldado:

- Aço ASTM A516 Grau 70, utilizado na fabricação de vasos de pressão. Num aço similar já estudado [12], o A516 Gr.60, foi impossível conseguir por um tratamento térmico de têmpera convencional durezas acima de 200 HV (enquanto a ZTA de soldagem apresenta durezas bem mais elevadas, próximas de 350 HV), o que dificultou a aplicação do teste de Hignuchi.
- Aço inoxidável martensítico AISI 410 [10]. Um aço similar, mas do tipo “macio”, também foi estudado anteriormente [9].
- Aço 5Cr-0,5Mo, resistente à fluência, especialmente adequado para o trabalho em altas pressões de hidrogênio [8].

Na tabela 1 são mostradas as composições químicas dos aços ensaiados. Foram obtidas por espectrometria de emissão óptica, em equipamento modelo Spectrocast, da marca Spectro-

Alemanha, e correspondem à média de 2 leituras. Essas composições estão de acordo com os requisitos exigidos pelas normas correspondentes (veja a tabela 2). Na tabela 3 estão os valores exigidos pelas normas para as propriedades mecânicas.

Os materiais de base foram submetidos a ensaios dilatométricos, para determinar as temperaturas de transformação no aquecimento (isto é, A_{c1} e A_{c3}). Os ensaios foram realizados no equipamento RB300-20, que possui câmara de aquecimento por resistência e medição da dilatação por LVDT. A atmosfera de proteção usada foi argônio, e o ciclo de temperatura foi o seguinte:

- aquecimento até 650 °C a uma taxa de 0,25 °C/s.
- Aquecimento a 0,08 °C/s, entre 650 e 1100 °C.
- Tempo de espera a 1100 °C de 10 min.
- Resfriamento desde 1100 até 500 °C a 0,08 °C/s.

Devido às baixas velocidades de aquecimento conseguidas nesse equipamento, as temperaturas de transformação somente são válidas para tratamento convencional em forno. Para aquecimentos mais rápidos, como os que ocorrem em soldagem, serão inferidos os valores a partir dos resultados da dilatométrica e de informações adicionais existentes na literatura, como descrito na análise dos resultados para cada material.

Tabela 1- Composições químicas dos aços ensaiados (% em peso)

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni
SAE 1045	0,466	0,149	0,750	0,0213	0,0152	0,026	0,003	0,003
AISI 410	0,079	0,510	0,757	0,0177	0,0095	12,175	0,064	0,101
A387 Gr5	0,082	0,338	0,436	0,0077	0,0159	4,435	0,450	0,197
A516 Gr.70	0,208	0,245	1,100	0,0198	0,0402	0,000	0,000	0,023

	Al	Co	Cu	Nb	Ti	V	W	Sn
SAE 1045	0,0157	0,0000	0,016	0,0000	0,0019	0,0020	0,0000	0,0000
AISI 410	0,0380	0,0045	0,011	0,0000	0,0004	0,0171	0,0000	0,0000
A387 Gr5	0,0000	0,0246	0,198	0,0084	0,0000	0,0077	0,0163	0,0350
A516 Gr.70	0,0376	0,0537	0,028	0,0183	0,0122	0,0100	0,0103	0,0000

Tabela 2- Requisitos de composição química, conforme as normas (% em peso).

	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Mo
AISI 410 ⁽¹⁾	0,15	1,00	0,040	0,030	1,00	11,50- 13,50	0,75	---
A387 Gr5 ⁽²⁾	0,15	0,30- 0,60	0,040	0,030	0,50	4,00- 6,00	---	0,45- 0,65
A516 Gr.70 ⁽³⁾	0,28	0,79- 1,30	0,035	0,040	0,13- 0,45	---	---	---

Valores individuais representam limites máximos.

(1) norma ASTM A 240-80b [65].

(2) norma ASTM A 387-79b [66].

(3) norma ASTM A 516-79b [67].

Tabela 3- Propriedades mecânicas requeridas pelas normas.

	Resistência à tração (MPa)	Limite de escoamento (MPa)	Alongamento em 50 mm (%)
AISI 410	450	205	20
A387 Gr5	485-620	360	21
A516 Gr.70	515-690	310	18

Valores individuais representam limites mínimos.

4.3.1- Condições de ensaio

Sobre chapas de cada um dos materiais de base a estudar foram realizados os primeiros passes com tocha TIG, usando as mesmas condições que para o aço SAE 1045, isto é: corrente $I = 192$ A; velocidade de soldagem $v_s = 10$ cm/min; tensão $U = 11,8$ V; distância eletrodo-peça de 2,5 mm. Portanto, a energia fornecida – calculada usando a equação (1)– foi de 12,9 kJ/cm.

Das chapas foram usinados cilindros de 20 mm de diâmetro, contendo na sua geratriz a linha central da superfície da solda. Esses cilindros foram posteriormente cortados em seções de 21 mm de comprimento, que foram embutidas sob pressão (utilizando uma prensa hidráulica) em furos realizados em chapa de aço 5Cr-0,5Mo de dimensões 200x250x21 mm.

Os segundos passes foram executados sempre com uma velocidade de 10 cm/min. Foram ajustados na fonte os valores de corrente de soldagem de 95, 195 e 250 A. Os valores de tensão de arco efetivamente medidos foram 11,5, 13,4 e 14,8 V, respectivamente. Portanto, as energias fornecidas (calculadas usando a equação 1) foram 6,55, 15,68 e 22,20 kJ/cm.

Os tarugos de implante, que ficaram unidos à chapa unicamente através do cordão de solda, foram removidos e depois seccionados: a) transversalmente ao segundo cordão de solda, para realizar macrografias do cordão e da ZTA; b) longitudinalmente aos dois cordões de solda, para efetuar as medidas de dureza e a análise metalográfica.

4.4- Tratamentos térmicos de revenimento em forno

Os mesmos materiais submetidos a ensaio de *implante de cordão* foram tratados mediante ciclos isotérmicos em forno. Para isto, do cilindro usinado contendo a solda em sua geratriz (como descrito no item 4.2-b), foram cortadas discos de 5 mm de espessura. A fim de diminuir a descarbonetação das amostras quando expostas às altas temperaturas de tratamento, as fatias dos 4 materiais a ensaiar foram colocadas dentro de um invólucro metálico fechado, da seguinte forma: num tubo cilíndrico foi soldada uma tampa metálica. Os CPs foram colocados dentro do tubo, e a extremidade deste, então, foi fechada por amassamento.

Com a intenção de obter um tratamento o mais isotérmico possível, o forno foi preaquecido até a temperatura de patamar, e só então foi introduzido o invólucro contendo as 4 amostras. Ao mesmo tempo, para fazer a medição do ciclo térmico experimentado pelos CPs, foi colocado no forno outro invólucro metálico, contendo no seu interior um cilindro maciço (de diâmetro e comprimento iguais a 20 mm). Num furo realizado no eixo desse cilindro foi inserido um termopar encapado, de modo que a junção ficasse localizada no centro do cilindro. A medição de temperatura foi realizada a uma taxa de 0,1 Hz, durante 50 min, utilizando o sistema de aquisição National Instruments descrito no item 4.2.1.

Os tratamentos de revenimento foram realizados a temperaturas de 300, 400, 500, 600, 700 e 800 °C, por um tempo de 30 min. Para isso foi utilizado um forno de resistência marca Schaly, modelo Lab18 1300SR, dotado de sistema de regulagem da potência de aquecimento, e resfriamento por ventilador que é acionado quando o limite superior de temperatura é ultrapassado.

V - RESULTADOS E DISCUSSÃO

Neste capítulo são descritos, em primeiro lugar, os resultados obtidos com o sistema de simulação térmica construído. A seguir (item 5.2) são comparados os dois ensaios propostos para impor ciclos térmicos usando o calor da soldagem: *implante de cordão* e *soldagem em cruz*. Haja vista que o ensaio de implante apresentou vantagens, no item 5.3 é elaborada a sua metodologia de interpretação e é analisado o revenimento do aço SAE 1045.

Nos itens 5.4, 5.5 e 5.6 são analisados os comportamentos ao revenimento dos aços A387 Gr.5, A516 Gr.70 e AISI 410, respectivamente. No item 5.7 é feito um estudo comparativo do revenimento dos quatro aços ensaiados e, com base nele, no item 5.8 é avaliada a aplicabilidade dos parâmetros P_{HI} e P_{Dorn} para a previsão do revenimento em soldagem.

No item 5.9 são avaliadas as fórmulas de Yurioka, tanto aquelas para prever a dureza na ZTA-GG de um passe único, como aquelas para a dureza da ZTA-GG submetida a tratamentos isotérmicos.

Por último, no item 5.10 são tecidas considerações acerca do ensaio de *implante de cordão*.

5.1- Comportamento do sistema de simulação térmica

Em função da potência disponível na fonte, do dimensionamento adequado dos CPs (com seção reduzida na sua parte central) e do uso de garras de cobre que aumentam o escoamento de calor do CP por condução, nos ciclos térmicos gerados com este sistema foram conseguidas:

- Taxas de aquecimento comparáveis com aquelas resultantes da soldagem a arco voltaico.

- Velocidades de resfriamento natural– isto é, sem usar convecção forçada por jato de gás– maiores que as correspondentes a ciclos térmicos de soldagem (veja a figura 35). Isto é uma condição necessária para poder controlar a curva de resfriamento dos CPs, através do fornecimento de pulsos de energia.

Mediante o dimensionamento adequado do CP– particularmente o diâmetro e comprimento da sua seção reduzida– seria possível obter a curva de resfriamento desejada, sem recorrer ao uso de um controle. Entretanto, como dentre as aplicações do sistema estava previsto impor vários ciclos térmicos sucessivos num mesmo CP, e esses ciclos possuiriam várias temperaturas de pico e taxas de resfriamento, optou-se por realizar o controle da taxa de resfriamento através do fornecimento de pulsos de corrente quando a temperatura cai um certo nível abaixo da temperatura correspondente no ciclo térmico teórico (que era introduzido como referência no programa de controle).

Não havia condições de controlar a intensidade de corrente desses pulsos, de modo que eles tiveram a mesma potência usada na etapa de aquecimento. A duração dos pulsos, por limitações no software de controle, também foi fixa num valor de 0,5 s. Como resultado disto foram obtidas curvas de resfriamento na forma típica mostrada na figura 36, com amplitudes correspondendo à região de menores temperaturas do ciclo.

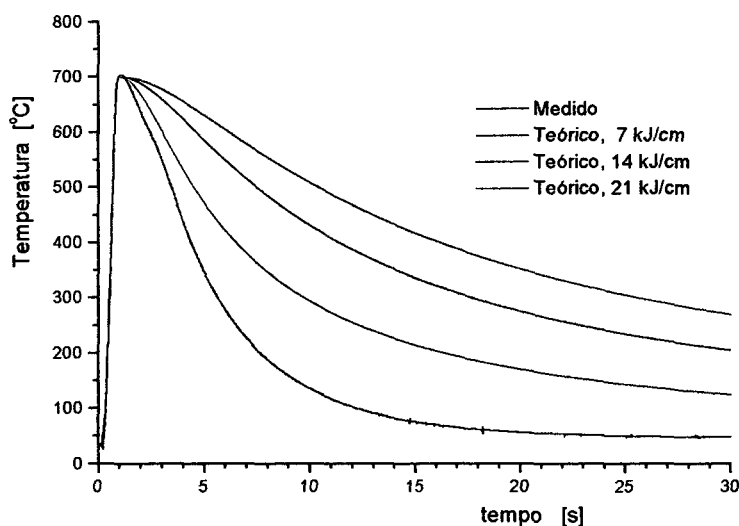


Fig. 35- Comparação das curvas de resfriamento desejadas (correspondentes àquelas decorrentes da soldagem a arco) com a curva de resfriamento natural [62].

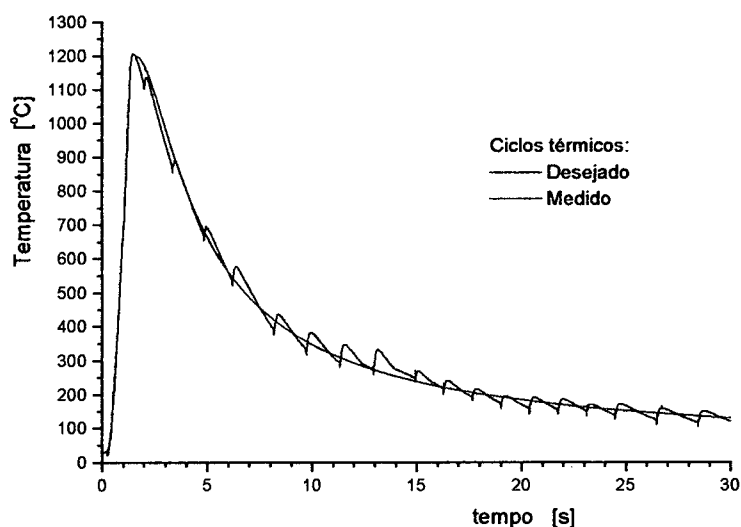


Fig. 36- Curva de resfriamento típica conseguida com o sistema de simulação (linha azul) para uma temperatura de pico de 1200 °C, comparada com a curva teórica introduzida no programa de controle [62].

5.1.1- Aplicação do sistema ao estudo do revenimento em soldagem de um aço de médio C

Na figura 37 estão ilustrados os resultados obtidos na ciclagem do aço SAE 1045. Foram impostos em cada CP dois ciclos: o primeiro com temperatura de pico nominal de 1200 °C e curva de resfriamento similar àquela resultante da soldagem com energia de 7 kJ/cm. Os segundos ciclos tiveram várias temperaturas de pico (sempre abaixo da temperatura A_{c1} do material sob estudo) e curvas de resfriamento similares às obtidas com três níveis de energia (7, 14 e 21 kJ/cm). Pode-se observar na figura 37 que as tendências esperadas aconteceram: os ciclos correspondentes a energias maiores produziram uma maior queda de dureza que aqueles correspondentes à baixa energia; a dureza diminuiu com o aumento da temperatura de pico atingida.

Entretanto, há alguns valores atípicos, tais como aqueles resultantes dos ciclos simulados correspondentes à soldagem com energia de 7 kJ/cm: quando o material, previamente temperado, foi submetido a temperatura T_p entre 500 e 600 °C (isto é, menores que A_{c1}), a dureza final foi maior que naqueles CPs submetidos a ciclos com T_p menores.

Uma explicação para este fato não pode ser atribuída simplesmente à dispersão nas T_p atingidas no primeiro ciclo, pois tais temperaturas apresentaram um valor médio de 1195 °C e um desvio padrão de 42,5 °C. Assim sendo, todos os ciclos tiveram T_p acima de 1100 °C e,

portanto, resultariam no final do aquecimento numa austenita homogênea, com diferenças significativas somente no tamanho de grão da austenita primária.

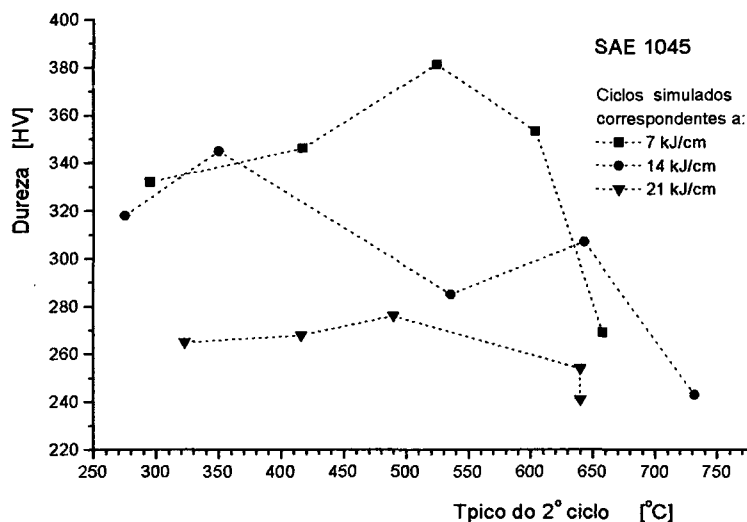


Fig. 37- Durezas finais num aço SAE 1045 em função da temperatura de pico atingida no segundo ciclo térmico, aplicado sobre ZTA-GG produzida por um primeiro ciclo a 1200 °C.

Por outra parte, ao observar uma curva de resfriamento típica conseguida nas simulações (figura 36), pode-se inferir que as fases formadas a partir da austenita durante o início da fase de resfriamento podem vir a reaustenitizar— mesmo que parcialmente— por efeito do aumento de temperatura produzido pelos pulsos de corrente. Isto poderia causar refino de grão da austenita, com a conseqüente diminuição da temperabilidade desta.

5.1.2- Aplicação do sistema ao estudo do endurecimento secundário em soldagem multipasses

Uma outra aplicação deste sistema foi no estudo do endurecimento secundário observado por Akhtar para o aço CA-6NM [68], quando o mesmo é submetido a repetidos ciclos térmicos numa soldagem multipasses. A análise de Akhtar foi baseada diretamente em perfis de dureza realizados numa solda real, de modo que o autor não tinha conhecimento das temperaturas de pico a que as várias regiões tinham sido expostas e nem, pelo menos, relatou as energias que foram utilizadas nos ensaios, com o qual fica difícil tirar conclusões sobre o comportamento em soldagem do citado aço.

Para o estudo do endurecimento secundário, CPs confeccionados no aço CA-6NM foram submetidos a ciclagem térmica da seguinte forma: a) um primeiro ciclo com 1200 °C, para obter microestrutura similar à da ZTA-GG; b) ciclos repetidos com $T_p = 600$ °C, em número de 1, 3 e 5 ciclos. Haja vista as dificuldades encontradas no controle da fase de resfriamento (como relatado nos itens 5.1 e 5.1.1), neste caso não foi utilizado o controle da curva de resfriamento por pulsos de energia, mas, a partir da temperatura de pico, deixou-se esfriar o CP naturalmente (isto é, sem aplicar jato de gás sobre o CP). Na figura 38 está ilustrado o endurecimento secundário que apresenta este material quando é submetido a mais de 3 ciclos térmicos com temperaturas próximas de A_{c1} . Maiores detalhes podem ser encontrados no trabalho de Pereira [10].

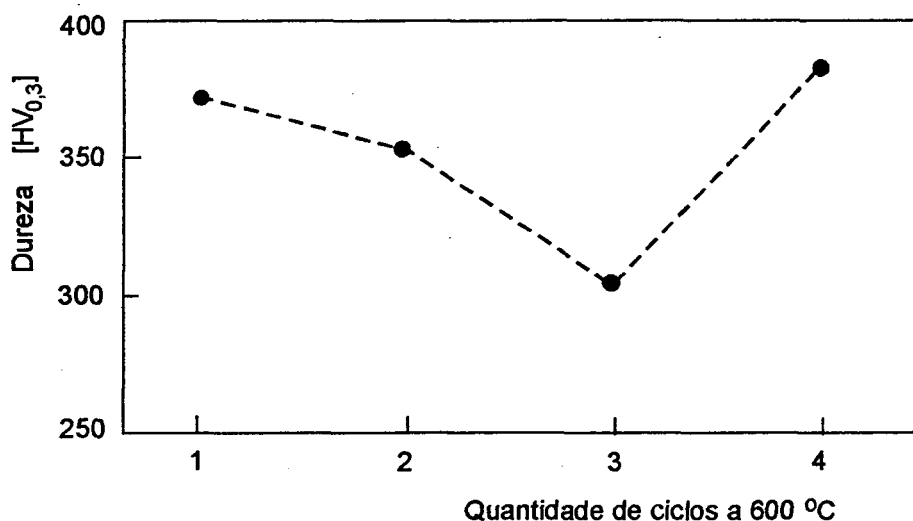


Fig. 38- Dureza final do aço CA-6NM após ser submetido a vários ciclos de aquecimento com $T_p = 600$ °C [10].

5.2- Comparação dos ensaios propostos: *soldagem em cruz e implante de cordão*

Neste item e no 5.3 é feita uma comparação desses métodos propostos— como alternativa à simulação térmica— para o estudo dos efeitos dos ciclos térmicos de soldagem sobre as transformações microestruturais de um material. O desenvolvimento e avaliação dos métodos foram realizados utilizando como material de base, para confeccionar os CPs, o aço SAE 1045.

Nas figuras 39 e 40 estão os perfis de dureza obtidos para as várias energias⁷ de soldagem do segundo passe, para os ensaios realizados pelo método da *soldagem em cruz* e do *implante de cordão*, respectivamente. Com a finalidade de facilitar a visualização, os pontos experimentais foram unidos com linhas tracejadas. Os valores de dureza obtidos (e outros valores associados, que serão citados ao longo deste capítulo) estão no apêndice 4. A dureza média do metal de base e a dureza máxima da ZTA-GG– antes de sofrer um segundo aquecimento– eram de 199 e 710 HV, respectivamente.

Da comparação dessas duas figuras pode-se afirmar que, enquanto que o ensaio de implante deu resultados mais coerentes, o ensaio em cruz gerou resultados inesperados (veja a figura 39):

A faixa em que ocorreu revenimento (por exemplo, até um valor final de 400 HV) foi menor com energia alta do que com energia média.

- No aquecimento com energia média o local de máximo revenimento ficou mais próximo da linha de fusão (do segundo passe) do que aquele com energia alta.

Na região da ZTA próxima da linha de fusão é de se esperar uma elevada dispersão dos valores de dureza num material como o aqui ensaiado (com relativamente alto teor de carbono). Isto é devido às elevadas taxas de aquecimento e curtos tempos de permanência a elevadas temperaturas, que não permitem que a austenita formada se torne homogênea [56]. Por outro lado, o comportamento atípico observado no teste de *soldagem em cruz* pode também estar associado à estrutura bandeada do metal de base (veja uma seção transversal à chapa na figura 41) que ao ser intersectada por um plano paralelo à chapa produz uma distribuição das fases presentes mais aleatória do que na própria seção transversal.

Além disso, alguns dos problemas operacionais que apresenta o ensaio de *soldagem em cruz* são a presença de mordeduras e outras irregularidades do cordão, que podem atingir a região em que se pretende medir a dureza.

Quanto à preocupação da pequena largura da ZTA no sentido transversal x (superfície da chapa), ela não se verificou no caso presente, pois o cordão teve um formato

⁷ Para analisar o efeito dos ciclos térmicos em soldagem seria desejável utilizar os valores de energia absorvida, E_{abs} . Entretanto, para calcular E_{abs} – além das condições de soldagem (I , U e v_s , reportadas no item 4.2.1)– é necessário conhecer a eficiência térmica do processo (veja as equações 1 e 2), que varia em função das condições de soldagem. Por este motivo, e para simplificar a nomenclatura, neste capítulo é feita referência aos três níveis de energia usados (para o segundo passe) como sendo baixo, médio e alto.

aproximadamente semicircular, de modo que a largura da ZTA foi bastante uniforme, como será mostrado na seção 5.3.1.

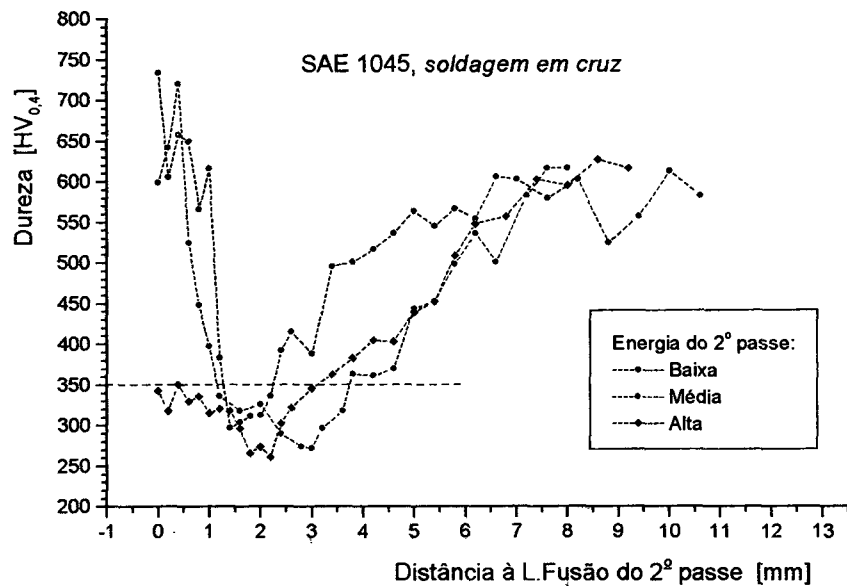


Fig. 39- Perfis de dureza na ZTA-GG do primeiro passe, aquecida por um segundo passe com três níveis de energia, nos ensaios de *soldagem em cruz*.

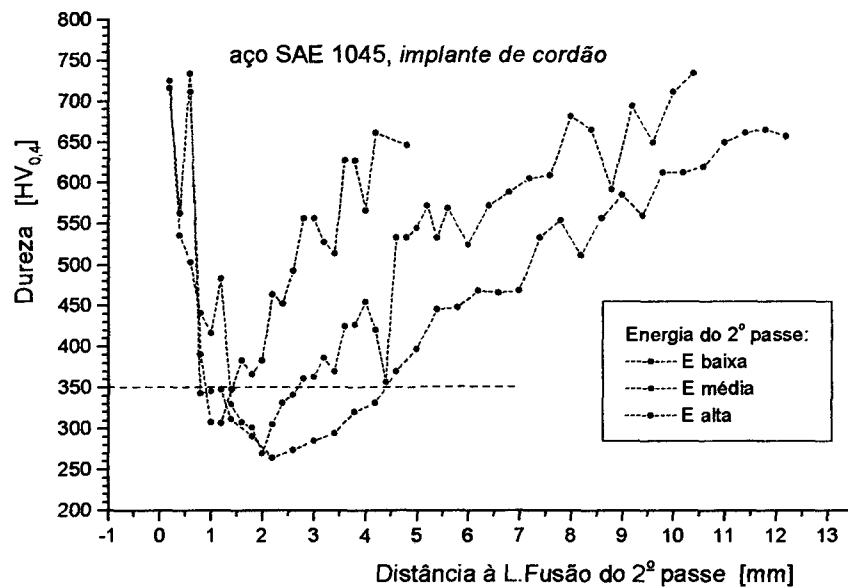


Fig. 40- Perfis de dureza na ZTA-GG do primeiro passe, aquecida por um segundo passe com três níveis de energia, nos ensaios de *implante de cordão*.

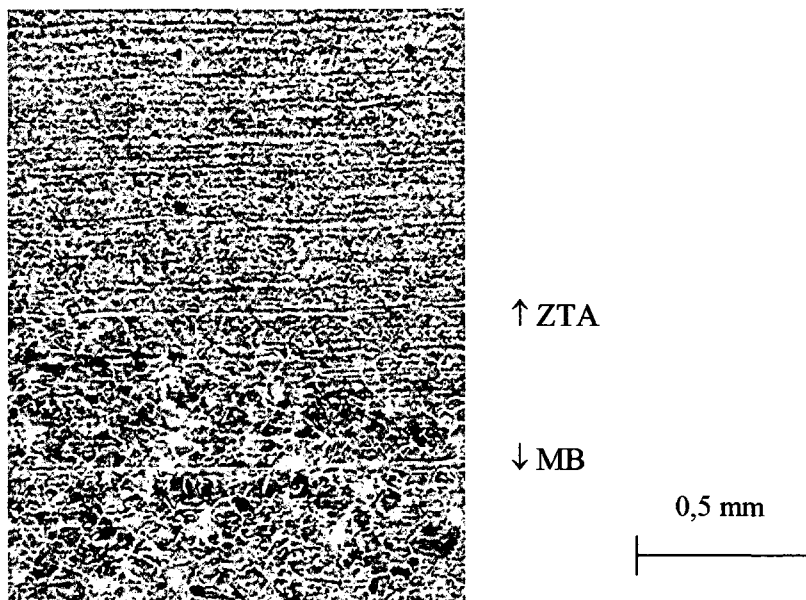


Fig. 41- Bandeamento da perlita na direção de laminação da chapa, revelada numa amostra previamente soldada e depois aquecida isotermicamente a 700 °C.

5.3- Aplicação do ensaio de *implante de cordão* no aço SAE 1045

A seguir é feito um estudo mais aprofundado das características do ensaio de implante, baseado nos resultados obtidos no aço SAE 1045.

5.3.1- Determinação do campo de temperaturas resultante da soldagem

a) Temperaturas de pico medidas por termopar.

A figura 42 mostra as temperaturas de pico T_p medidas na superfície da chapa em função da distância à linha de fusão, LF, para os três níveis de energia usados no segundo passe. Também mostra as curvas de repartição térmica ajustadas a esses valores e àquele correspondente à linha de fusão (isto é, para distância igual a zero a temperatura deve ser 1500 °C). Pode-se observar que as temperaturas de pico apresentam uma elevada dispersão ao redor das curvas de repartição térmica ajustadas. Isto pode ocorrer por vários fatores:

- Há uma incerteza no posicionamento das junções do termopar: embora tenham sido feitas indentações na superfície da chapa e as distâncias delas à LF medidas com resolução de 0,05 mm (utilizando para isso um projetor de perfis com aumento de 10X), a soldagem da junção nem sempre ocorre no eixo do local marcado, de modo

que podem ser esperados desvios de aproximadamente 0,5 mm, que correspondem à metade da distância entre o centro da indentação e sua borda.

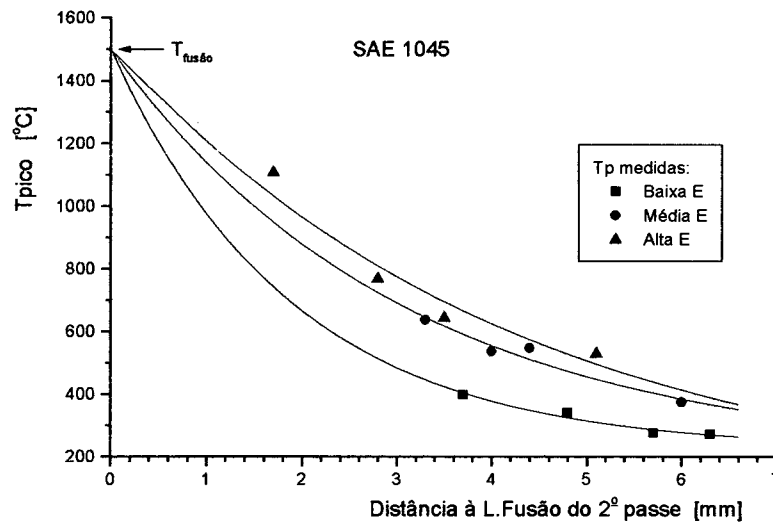


Fig. 42- Temperaturas de pico medidas na superfície da chapa a várias distâncias da linha de fusão, e curvas exponenciais ajustadas a elas.

- Mesmo apresentando o processo TIG um arco estável, o mesmo pode sofrer perturbações providas de efeitos como sopro magnético, variações da trajetória, variação da distância eletrodo-peça em função do empenamento da chapa durante a soldagem pelo efeito do calor do arco. Desta forma, a linha de fusão não é totalmente reta, enquanto que as isothermas de menor temperatura praticamente o são.
- Pelo fato do arco apresentar elevadas temperaturas e, neste caso, passar próximo dos termopares, pode haver transferência de calor dele diretamente para as junções dos termopares.

b) Cálculo do campo de temperaturas

Como foi visto no item (a), os valores de temperatura de pico medidos com termopar na superfície da chapa apresentam elevados erros. Portanto, esses valores não são adequados para derivar deles o campo de temperaturas na região da solda no regime estacionário.

Uma alternativa possível é calcular esse campo utilizando uma solução analítica suficientemente precisa, como aquela proposta por Boo e Cho [53] para a transferência de calor produzida num sólido por uma fonte de calor distribuída. Para aplicar essa solução, os

parâmetros da fonte de calor (eficiência térmica η e parâmetro de distribuição σ) podem ser determinadas a partir das dimensões de uma isoterma conhecida, mediante a solução de um problema inverso. Santos, que está implementando e generalizando a solução de Boo e Cho para o estudo de transferência de calor em soldagem com corrente pulsada [54], desenvolveu os seguintes aplicativos computacionais (veja detalhes dos mesmos no Apêndice 3) para avaliar os seguintes itens:

- *Parâmetros_Fonte*: para determinar os parâmetros da fonte (η , σ), em função das distâncias (horizontal e vertical) de uma isoterma conhecida ao eixo da fonte de calor.
- *Campo_Temperaturas*: para determinar o campo de temperaturas no plano yz da peça, com base nas condições de soldagem e nos parâmetros da fonte de calor.
- *Ciclo_Térmico*: para calcular o ciclo térmico que experimenta um determinado local da peça, com base nas condições de soldagem e nos parâmetros da fonte de calor.

Na macrografia da seção transversal de uma solda é possível identificar o contorno de algumas isotermas. Para tal efeito foram realizadas seções transversais dos segundos passes de solda, polidas, atacadas com Nital, e desenhadas as isotermas num projetor de perfis com aumento de 10X. Nas macrografias do aço SAE 1045 algumas isotermas são bastante visíveis, pois apresentam uma mudança brusca de tonalidade. Tal é o caso da linha de fusão LF, e da isoterma que limita a ZTA visível que, conferida ao microscópio, mostrou corresponder à temperatura A_{c1} — acima da qual começa a transformação da perlita em austenita (veja a figura 43). Na figura 44 são mostradas as macrografias obtidas, com a linha de fusão e a isoterma A_{c1} perfeitamente delineadas.

Os valores das temperaturas de transformação para o metal de base SAE 1045, determinados mediante dilatométrie— para taxa de aquecimento de 0,08 °C/s— são: A_{c1} = 715 °C, A_{c3} = 790 °C (para detalhes das curvas dilatométricas e do método de avaliação das temperaturas de transformação, pode ser consultado o apêndice 5). Para taxa de aquecimento de 300 °C/s (que foi a taxa observada entre 700 e 900 °C nos ciclos térmicos das soldagens realizadas) as temperaturas de transformação são maiores, valendo aproximadamente, A_{c1} = 785 °C e A_{c3} = 860 °C, conforme o diagrama mostrado na figura 45 para um aço similar [69].

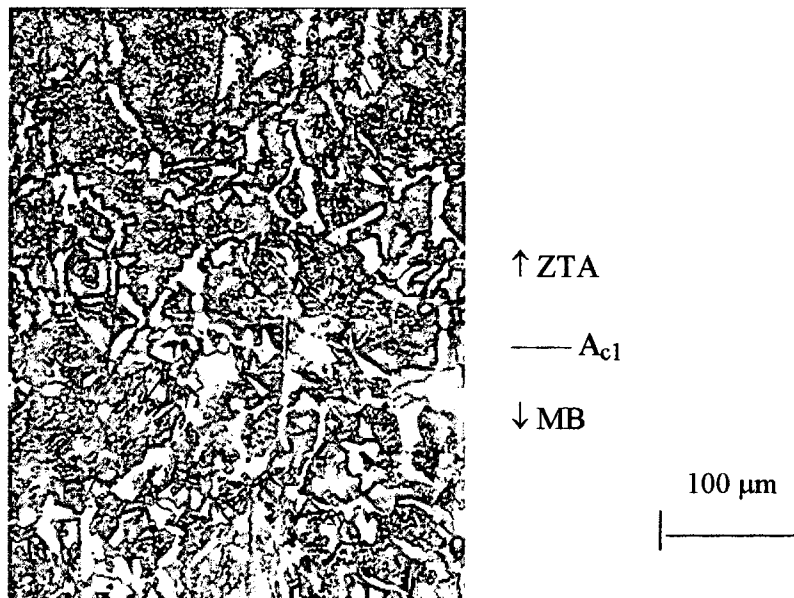
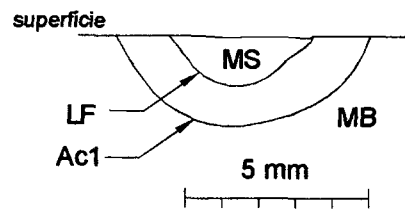
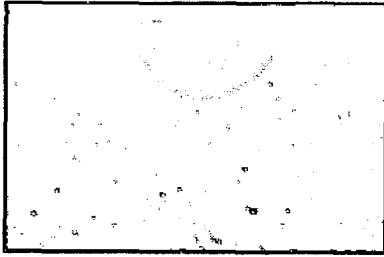


Fig. 43- Micrografia da região de transição entre o metal de base e ZTA, associada à temperatura A_{c1} .

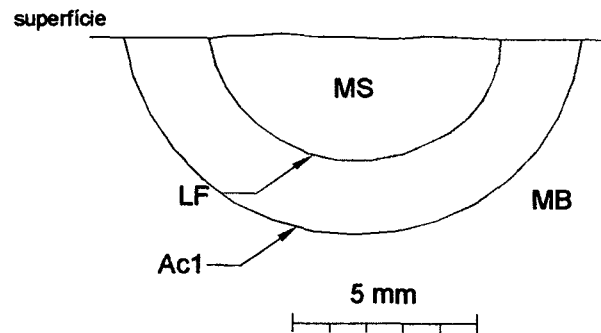
A seguir são descritos os resultados obtidos utilizando como informação as coordenadas das isothermas LF e A_{c1} , respectivamente, medidos nas macrografias transversais (figura 44). Primeiro foram avaliados os parâmetros da fonte usando o aplicativo *Parâmetros_Fonte* (os resultados estão nas tabelas 4 e 5). Depois foram calculadas as temperaturas de pico atingidas na superfície da chapa, utilizando o aplicativo *Campo_Temperaturas*. Nas figuras 46 a 48 são comparadas as temperaturas previstas utilizando como informação a isothermas A_{c1} e a linha de fusão⁸. Para soldagem com energias baixa e média elas são bastante próximas, mas com energia alta os valores previstos utilizando a linha de fusão são bastante altos. Como neste trabalho se pretende estudar o revenimento, e este ocorre de forma mais intensa nos locais onde a temperatura de pico foi mais próxima de A_{c1} , optou-se por utilizar a isoterma A_{c1} para estimar os parâmetros da fonte e, a partir daí, o campo de temperaturas.

⁸ Nas figuras 46 a 48, para as curvas em azul a temperatura de pico igual a A_{c1} (785 °C) corresponde à largura da ZTA na superfície. Esta largura corresponde a metade da diferença entre as larguras da isoterma A_{c1} e da zona fundida (cujos valores são mostrados nas tabelas 4 e 5). Os valores da largura da ZTA são 1,4, 2,1 e 2,25 mm, para as soldas com energia baixa, média e alta, respectivamente.

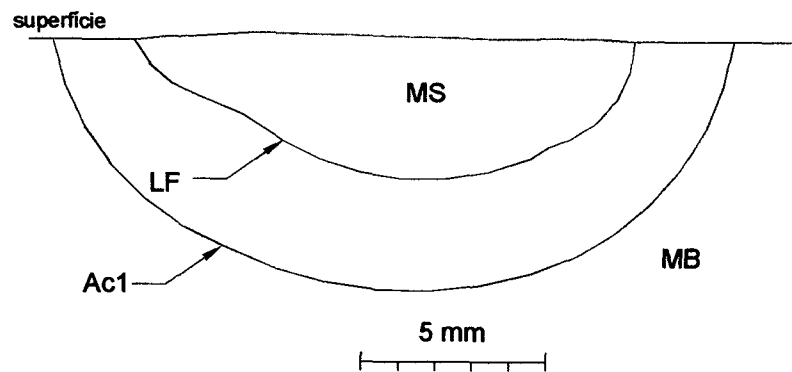
SAE 1045



Baixa E



Média E



Alta E

Fig. 44- Macrografias de seções transversais ao 2º cordão de solda, realizadas nos cilindros de implante (em aço SAE 1045). À esquerda são mostradas as fotos e à direita as isothermas reproduzidas no projetor de perfis.

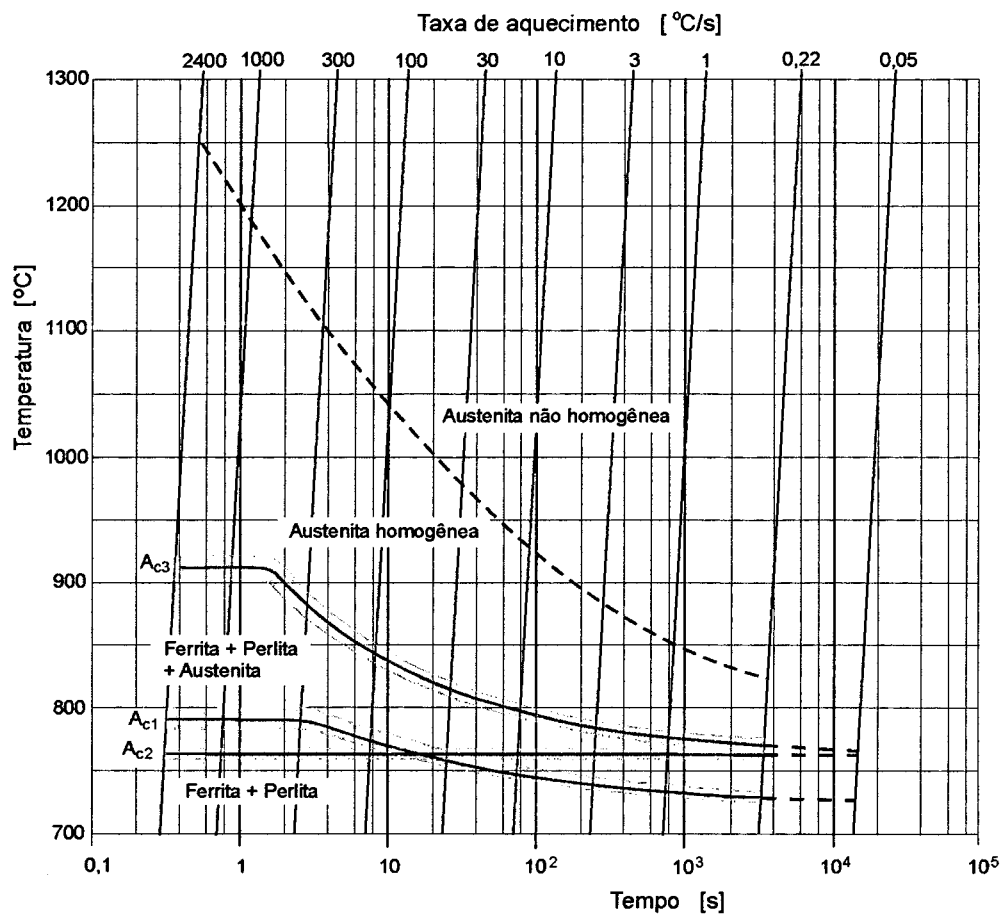


Fig. 45- Temperaturas de transformação em função da taxa de aquecimento para o aço Ck45 (C=0,44, Mn=0,66, Si= 0,22, Cr= 0,15, V= 0,02) [69].

Tabela 4- Parâmetros da fonte obtidos com base na linha de fusão, LF.

Energia	Dimensões da zona fundida (mm)		Parâmetros da fonte	
	Penetração	Largura	η (adim)	σ (mm)
Baixa	1,30	3,90	0,692	1,010
Média	3,40	7,90	0,705	1,287
Alta	3,80	13,60	0,699	4,055

Tabela 5- Parâmetros da fonte obtidos com base na isoterma A_{c1} .

Energia	Dimensões da isoterma A_{c1} (mm)		Parâmetros da fonte	
	Penetração	Largura	η (adim)	σ (mm)
Baixa	2,30	6,70	0,658	1,599
Média	5,25	12,10	0,632	1,933
Alta	6,60	18,10	0,566	3,965

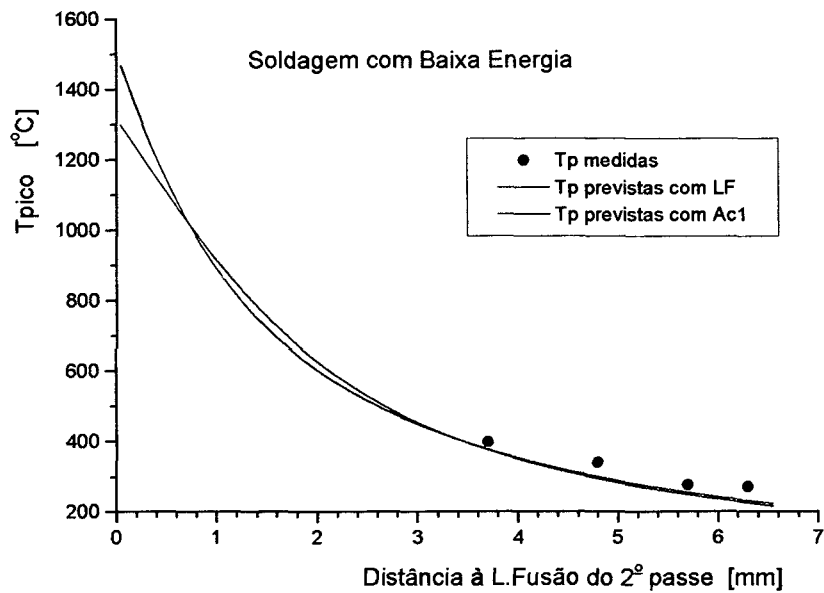


Fig. 46- Comparação das temperaturas T_p medidas na superfície da chapa com as previstas utilizando as isothermas LF e A_{c1} , para a soldagem com baixa energia.

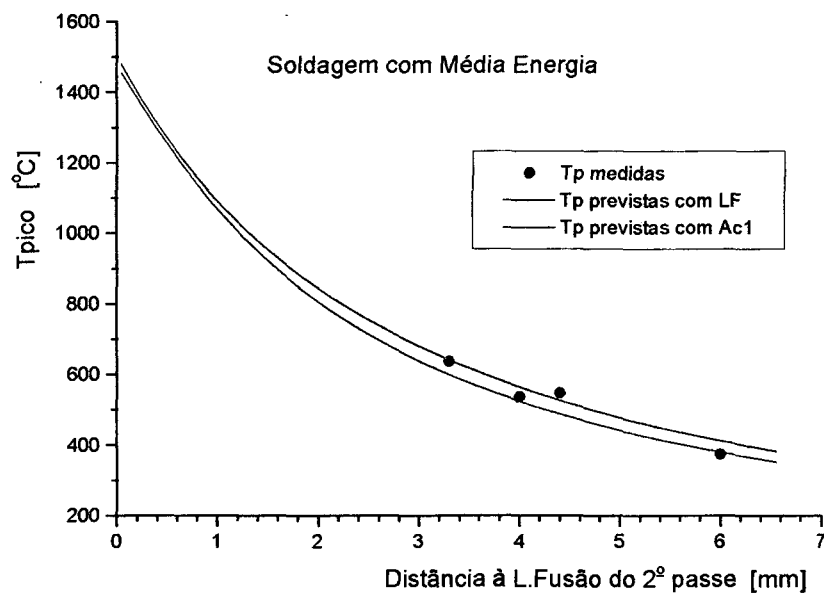


Fig. 47- Comparação das temperaturas T_p medidas na superfície da chapa com as previstas utilizando as isothermas LF e A_{c1} , para a soldagem com média energia.

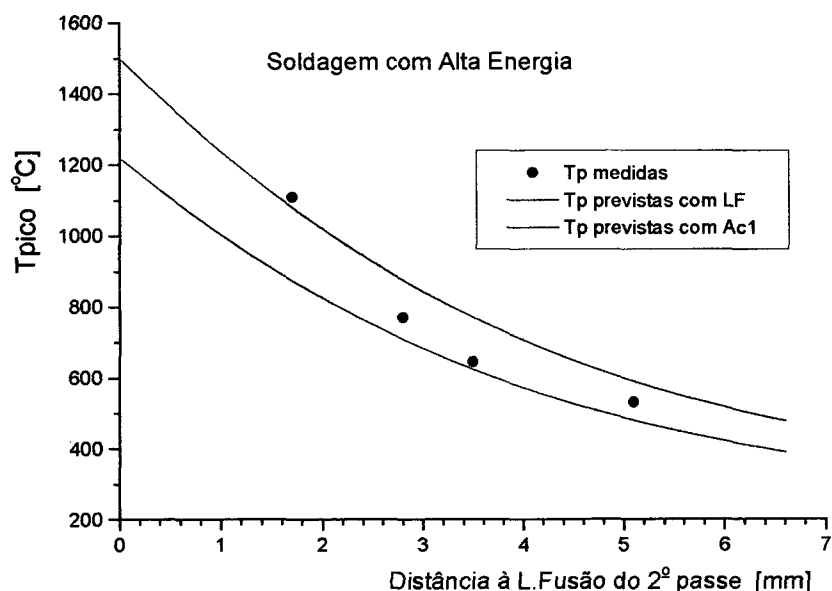


Fig. 48- Comparação das temperaturas T_p medidas na superfície da chapa com as previstas utilizando as isothermas LF e A_{c1} , para a soldagem com alta energia.

c) Estimativa da temperatura de pico atingida num local específico

Para relacionar a dureza final da ZTA-GG (do primeiro passe) com as temperaturas de pico atingidas com o aquecimento por um segundo passe, foram reproduzidas no projetor de perfis as macrografias das seções longitudinais à solda nos CPs de implante (isto é, aqueles mesmos CPs em que foram medidas as durezas). Das macrografias, apresentadas na figura 49, podem ser feitos os seguintes comentários:

- Embora tenham sido utilizados um processo e procedimento que resultam em pouca variabilidade das condições de soldagem (distância eletrodo-peça, corrente, etc.), o processo TIG— como qualquer outro processo de soldagem a arco— apresenta variação da penetração ao longo do cordão. Isto significa que a linha de fusão não é reta e, portanto, não é adequada para ser utilizada como referência para determinar as temperaturas de pico.
- Na macrografia, as isothermas visíveis de menor temperatura se apresentam mais retas. Neste caso, a isoterma A_{c1} é uma melhor referência para estimar o campo de temperaturas.
- Na região do perfil de temperaturas, em que ocorreu a superposição do segundo ciclo térmico sobre a ZTA do primeiro, as isothermas A_{c1} e A_{c3} não são visíveis, ou se encontram deslocadas com respeito àquelas do metal de base. Na micrografia

mostrada na figura 50 é possível observar uma forte curvatura da linha que, à primeira vista, parece corresponder à temperatura A_{c3} (transição de uma região escura para uma mais clara, ao aumentar T_p): na região da ZTA-GG produzida pelo primeiro passe— onde foi levantado o perfil de durezas— a temperatura nessa linha assume valores menores e dentro do metal de solda (que corresponde praticamente à mesma composição do material, pois foi fundido sob proteção de gás inerte) ela tem valores maiores que os do metal de base. Efeitos similares foram constatados por Bowker [5] para a variação das temperaturas de transformação— A_{c1} e A_{c3} — de aços Cr-Mo numa segunda reaustenitização.

Para o aço ensaiado aqui (SAE 1045) essa região de transição claro-escuro está acima de A_{c3} . Ali o material foi austenitizado, mas a austenita não é homogênea, de modo que as regiões ricas em carbono transformam em martensita no resfriamento.

Portanto, face aos comentários acima, para estimar as T_p ao longo da linha do perfil de durezas, foi utilizada como referência a posição de uma isoterma conhecida (e a repartição térmica associada a ela) no metal de base, conforme descrito a seguir (veja a figura 51):

- A isoterma A_{c1} do segundo passe, visível no MB (isto é, na região fora da ZTA produzida pelo 1º passe), foi projetada em direção à zona fundida do primeiro passe.
- O ponto de interseção dessa linha com aquela do perfil de durezas corresponde à temperatura A_{c1} (neste caso, 785 °C).
- Desta forma, a distância equivalente z da superfície da chapa ao local em que foi medida a dureza pode ser obtida pela seguinte equação:

$$Z_{Dur} = Z_{Ac1MB} - (Z_{LF-Ac1} - Z_{LF-Dur}) \quad (20)$$

Onde, Z_{Ac1MB} é a distância da superfície da chapa à isoterma A_{c1} produzida sobre o metal de base (medida nas macrografias transversais); Z_{LF-Ac1} é a distância da linha de fusão à interseção de A_{c1} com a linha do perfil de durezas; Z_{LF-Dur} é a distância da linha de fusão ao centro de cada impressão de dureza. Para cada valor de Z_{Dur} poderá ser calculada a T_p correspondente, mediante a substituição do valor de z por Z_{Dur} na equação (21)— apresentada na página 92.

SAE 1045

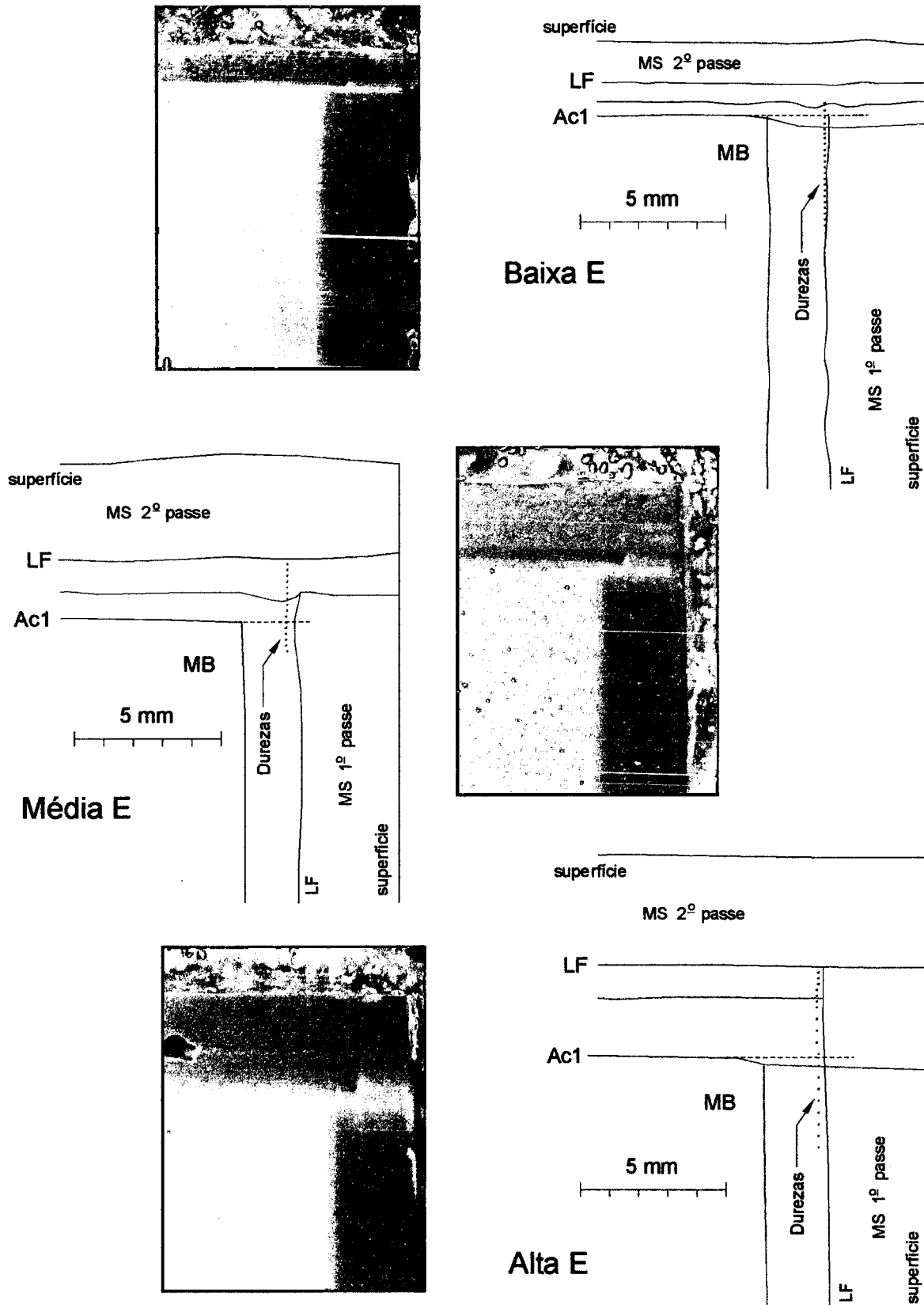
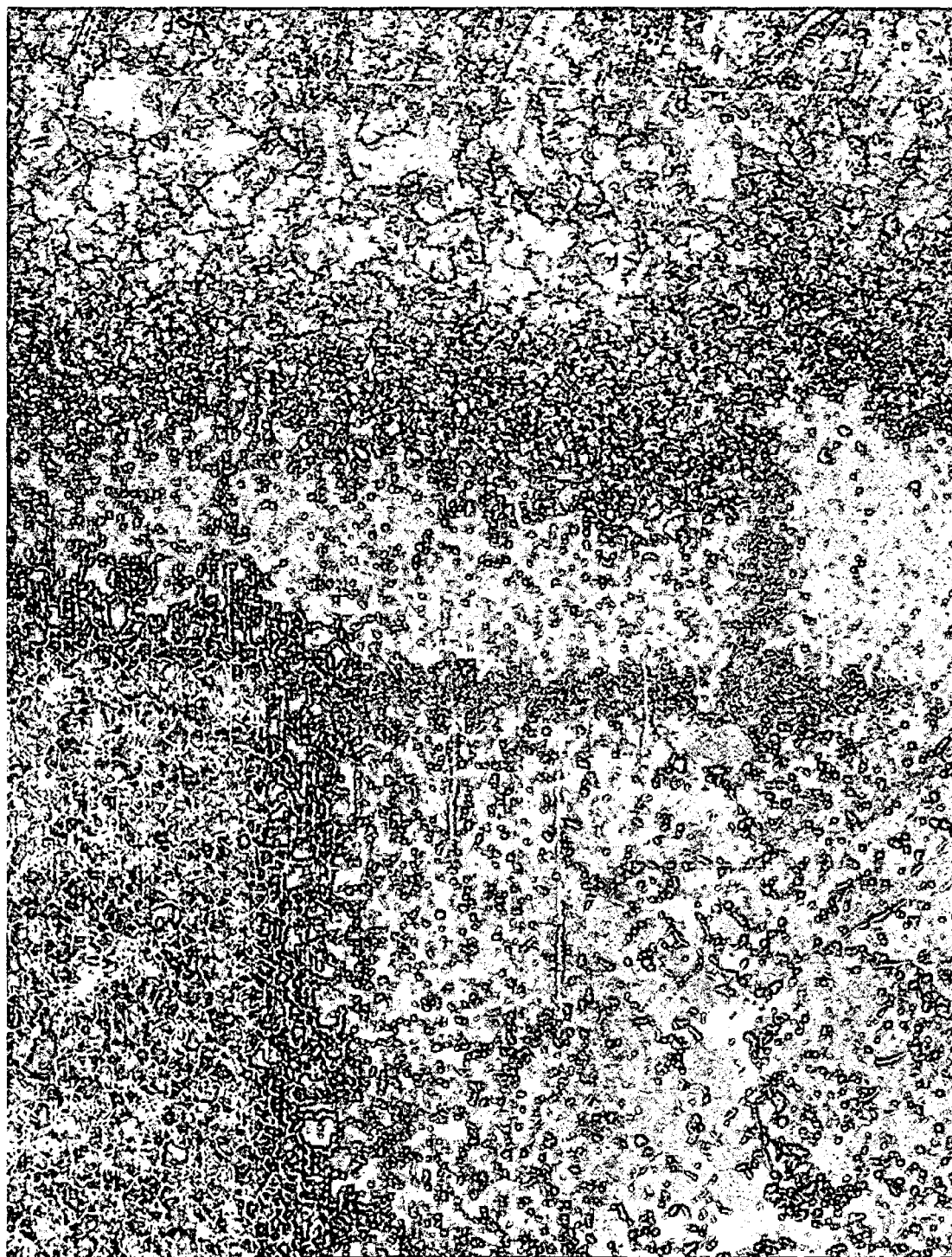
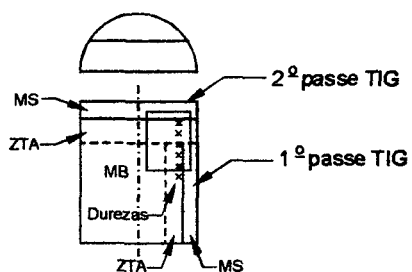


Fig. 49- Macrografias das seções longitudinais aos dois cordões de solda, realizadas nos cilindros de implante (em aço SAE 1045). Nessas seções foram levantados os perfis de dureza.

SAE 1045



Dureza [HV]	Tpico [°C]
----------------	---------------

724	
536	
503	
441	1063
417	1015
483	969
330	926
308	886
302	848
270	812
305	778
332	746
342	716
361	688
363	662
387	637
370	613
425	591
427	570
454	551
420	532

Fig. 50- Micrografia ampla da seção longitudinal do implante em aço SAE 1045, mostrando a região de superposição dos ciclos térmicos produzidos pelo primeiro e segundo passes.

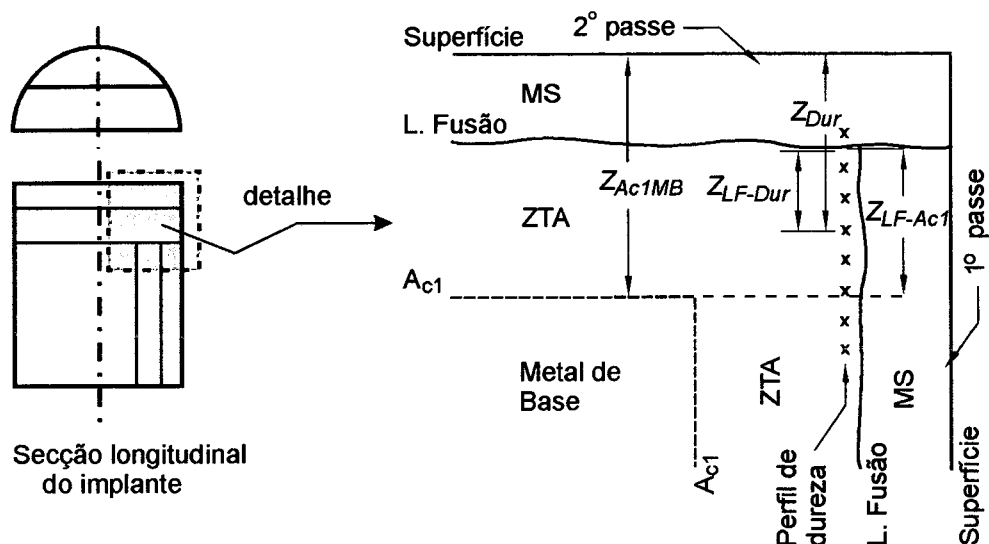


Fig. 51- Esquema ilustrando a forma de estimar a distância de cada impressão de dureza à superfície da chapa.

Com a finalidade de simplificar a explicação, na figura 51 é mostrada a superfície da chapa como sendo totalmente reta. Na realidade ela é curva, pois corresponde ao perfil longitudinal da face superior do cordão de solda. Portanto, a estimativa das distâncias foi feita de forma gráfica, utilizando para isso um software de desenho em computador. Os desenhos mostrados na figura 49 foram elaborados sobre a imagem digitalizada, aplicando o devido fator de escala à mesma.

Utilizando o programa *Ciclo_Térmico* poderia ser feito o cálculo da temperatura de pico correspondente a cada ponto em que foi medida a dureza. Entretanto, esta tarefa seria bastante dispendiosa, em função da grande quantidade de pontos para cada perfil. Portanto, optou-se pela seguinte solução:

- com o programa *Campo_Temperaturas* gerou-se um arquivo contendo os valores de temperatura de pico em função da distância z , no eixo da solda (isto é, para $y=0$).
- Ajustaram-se por regressão curvas exponenciais que descrevem a relação entre T_p e z , segundo a seguinte equação:

$$T_p = K_0 + K_1 \cdot e^{-(Z-Z_0)/Z_1} \quad (21)$$

Os coeficientes K_0 , K_1 , Z_0 e Z_1 obtidos para os três níveis de energia são mostrados na tabela 6.

Tabela 6 - Coeficientes das curvas exponenciais que descrevem a relação entre a temperatura de pico T_p e a profundidade z .

Energia	K_0	K_1	Z_0	Z_1
Baixa	217,4	1090,2	0,9	2,159
Média	233,6	1087,5	3,0	3,325
Alta	255,1	1093,1	3,3	4,493

Na figura 52 são ilustradas a curva de repartição térmica calculada analiticamente e a curva exponencial ajustada à mesma, para a soldagem com média energia. Percebe-se que os desvios são pequenos (para as outras energias também o são), de forma que a curva ajustada pode ser utilizada para estimar a temperatura a qualquer distância da fonte de calor.

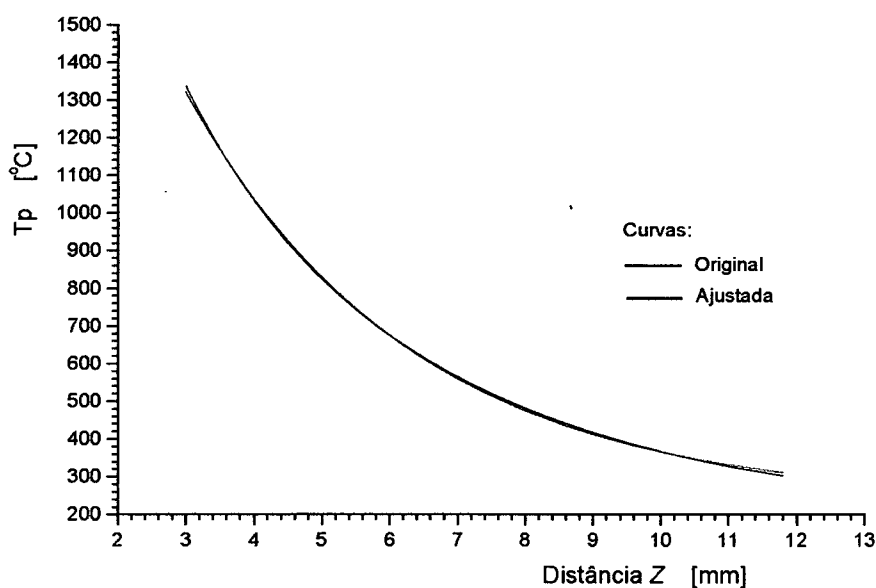


Fig. 52- Comparação da curva de repartição térmica calculada analiticamente e a curva exponencial ajustada a esta por regressão (soldagem com média energia).

5.3.2- Relação da dureza final com a temperatura de pico do segundo ciclo

Os valores de dureza apresentam uma relativamente alta dispersão (figura 40), em razão das incertezas próprias do ensaio de dureza [64] e da relativamente baixa carga aplicada quando comparada às heterogeneidades nas fases presentes (usada em razão da não disponibilidade de um durômetro de maior capacidade de carga, como foi comentado no item 4.2.1). Portanto, para proceder à análise dos resultados foram ajustadas curvas de dureza aos dados experimentais, como ilustra a figura 53.

A figura 54 mostra os valores de dureza final da ZTA-GG produzida pelo primeiro passe de soldagem, em função das temperaturas do segundo aquecimento, isto é, as temperaturas de patamar– para os tratamentos isotérmicos– e as temperaturas de pico– para os segundos ciclos de soldagem usados nos ensaios de implante. As temperaturas de pico T_p foram estimadas como descrito no item anterior (usando a equação 20 e os coeficientes da tabela 6).

Em relação ao aço SAE 1045 ensaiado, da figura 54 podem ser feitos os seguintes comentários:

a) Quanto aos efeitos que ocorrem pelos **ciclos de soldagem**:

- Para temperaturas abaixo de A_{c1} , isto é, para ciclos de revenimento, a queda de dureza depende principalmente da temperatura de pico atingida no segundo ciclo. Por outro lado, essa queda independe do nível de energia utilizado nesse segundo passe (as diferenças observadas são da ordem de magnitude da dispersão das medidas), apesar das diferenças significativas que apresentam os ciclos térmicos resultantes do aquecimento com esses 3 níveis de energia. Para ilustrar, na figura 55 estão os ciclos térmicos calculados para os três níveis de energia, com uma temperatura $T_p=700$ °C. Dentre as diferenças que esses ciclos apresentam, há que notar que os tempos de permanência a elevadas temperaturas, por exemplo, acima de 300 °C (que é uma temperatura suficiente para produzir revenimento no aço 1045), são de 11,7, 22,3 e 34,0 s para os ciclos com energia baixa, média e alta, respectivamente.
- Acima de A_{c1} ocorre reaustenitização do material. Na soldagem com energia baixa a taxa de resfriamento a partir de T_p é elevada: o parâmetro $\Delta t_{8/5}$ calculado para locais que atingem $T_p=1350$ °C é de 1,5 s. Assim sendo, a austenita formada transforma-se no resfriamento completamente em martensita. Na soldagem com as outras energias– média e alta– os tempos $\Delta t_{8/5}$ são de 3,8 e 6,1 s, de modo que a austenita se transforma em fases mais macias que a martensita, como pode ser verificado no diagrama de transformação no resfriamento contínuo para um aço similar, mostrado na figura 56 [69]. Há que lembrar que este diagrama é para temperatura de austenitização de 1050 °C, de modo que é de se esperar que naquele diagrama que corresponde à ZTA-GG (com $T_p=1350$ °C) as curvas de

transformação estejam deslocadas à direita, por se tratar de um aço ao C, sem elementos de liga formadores de carbonetos [56].

b) Quanto aos efeitos do **revenimento isotérmico**:

- No tratamento isotérmico ocorre uma maior queda de dureza (de 40 a 50 HV) do que na soldagem, para iguais valores de temperatura de patamar e de pico, respectivamente.
- À temperatura de 800 °C (isto é, pouco acima de A_{c3}) o material austenizou completamente. O resfriamento ao ar resultou numa velocidade correspondente a um $\Delta t_{8/5} = 240$ s o que, conforme o diagrama da figura 56, significa que a transformação foi para ferrita e perlita.
- Na figura 57 são mostradas as microestruturas do metal de base e da ZTA-GG de soldagem submetidos a vários tratamentos isotérmicos. A 400 °C já é visível o revenimento da martensita, e a 800 °C houve reaustenitização completa do material, resultando em grão austenítico primário⁹ mais fino do que aquele da ZTA-GG no estado como-soldado.

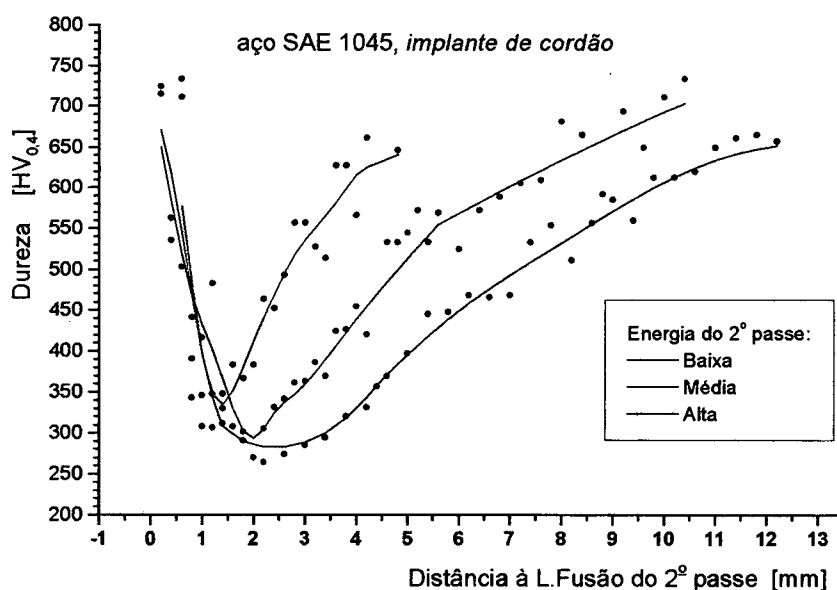


Fig. 53- Curvas ajustadas aos perfis de dureza levantados.

⁹ Na micrografia é possível identificar o contorno de grão da austenita primária, pois aparece delineado pela ferrita.

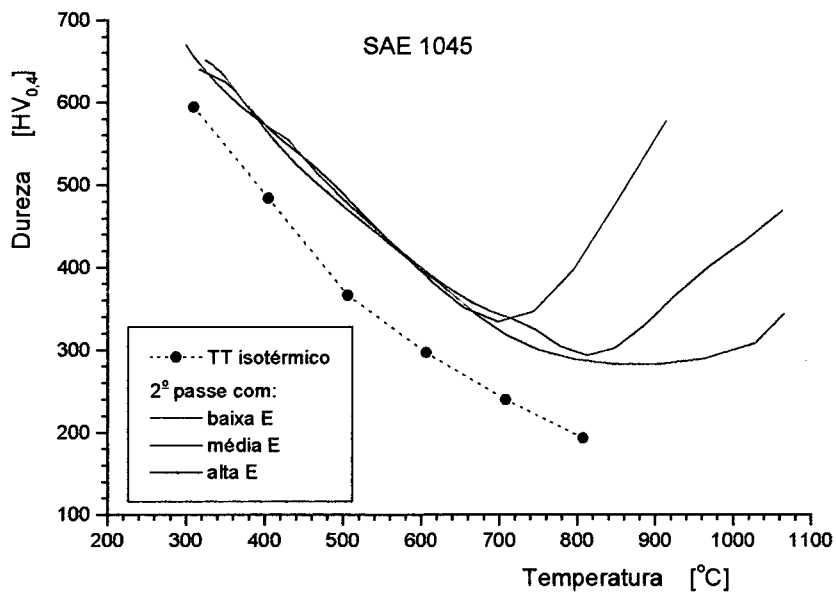


Fig. 54- Dureza final da ZTA-GG em função da temperatura (de patamar, no caso de tratamentos isotérmicos, e de pico, no caso de ciclos térmicos de soldagem).

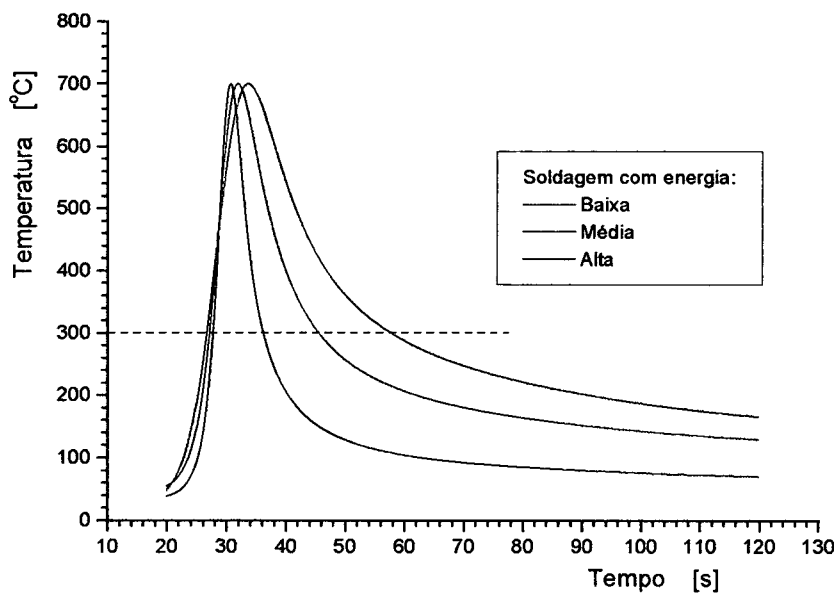


Fig. 55- Comparação dos ciclos térmicos produzidos com os três níveis de energia, em locais que atingem $T_p = 700$ °C.

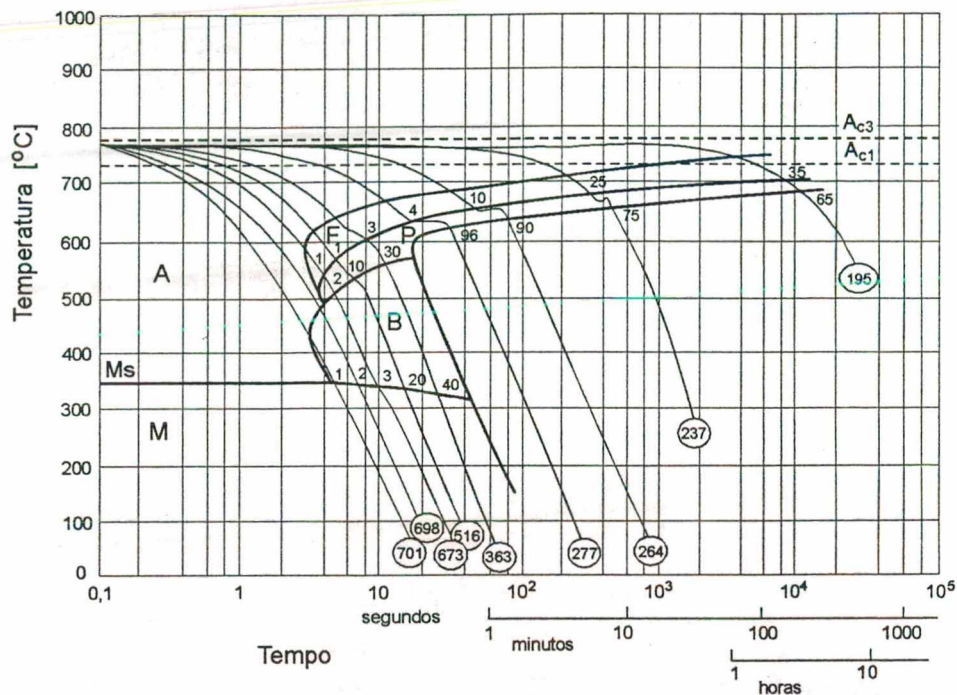


Fig. 56- Diagrama CCT do aço Ck45. Composição do material (% em peso): C=0,44, Mn=0,66, Si= 0,22, Cr= 0,15, V= 0,02. Austenitizado a 1050 °C por 3 min [69].

5.3.3- Aplicação dos parâmetros de tempo e temperatura à previsão do revenimento em soldagem

A partir dos arquivos gerados pelo programa *Campo_Temperaturas*, que relacionam as distâncias ao eixo da solda com as temperaturas de pico atingidas no local, foram interpolados (usando um programa elaborado para tal efeito) os valores de distância z que correspondem às temperaturas de pico entre 300 e 1100 °C, com intervalos de 100 °C. Tomando como dados esses valores de distância, as condições de soldagem e os parâmetros da fonte, foi aplicado o programa *Ciclos_Térmicos* para gerar os arquivos com os valores de tempo e temperatura relativos às histórias térmicas experimentadas pelos pontos que atingem cada uma dessas T_p . A figura 55, mencionada anteriormente, é um exemplo dos ciclos térmicos assim calculados.

Os parâmetros de Hollomon-Jaffe, P_{HJ} , e de Dorn, P_{Dorn} , foram calculados utilizando o programa *Parâmetros*, cujos algoritmos são descritos no apêndice 1. Como entrada foram usados os arquivos gerados pelo programa *Ciclo_Térmico* (como descrito no parágrafo anterior) e os arquivos com os dados de temperatura adquiridos durante os tratamentos isotérmicos (figura 58).

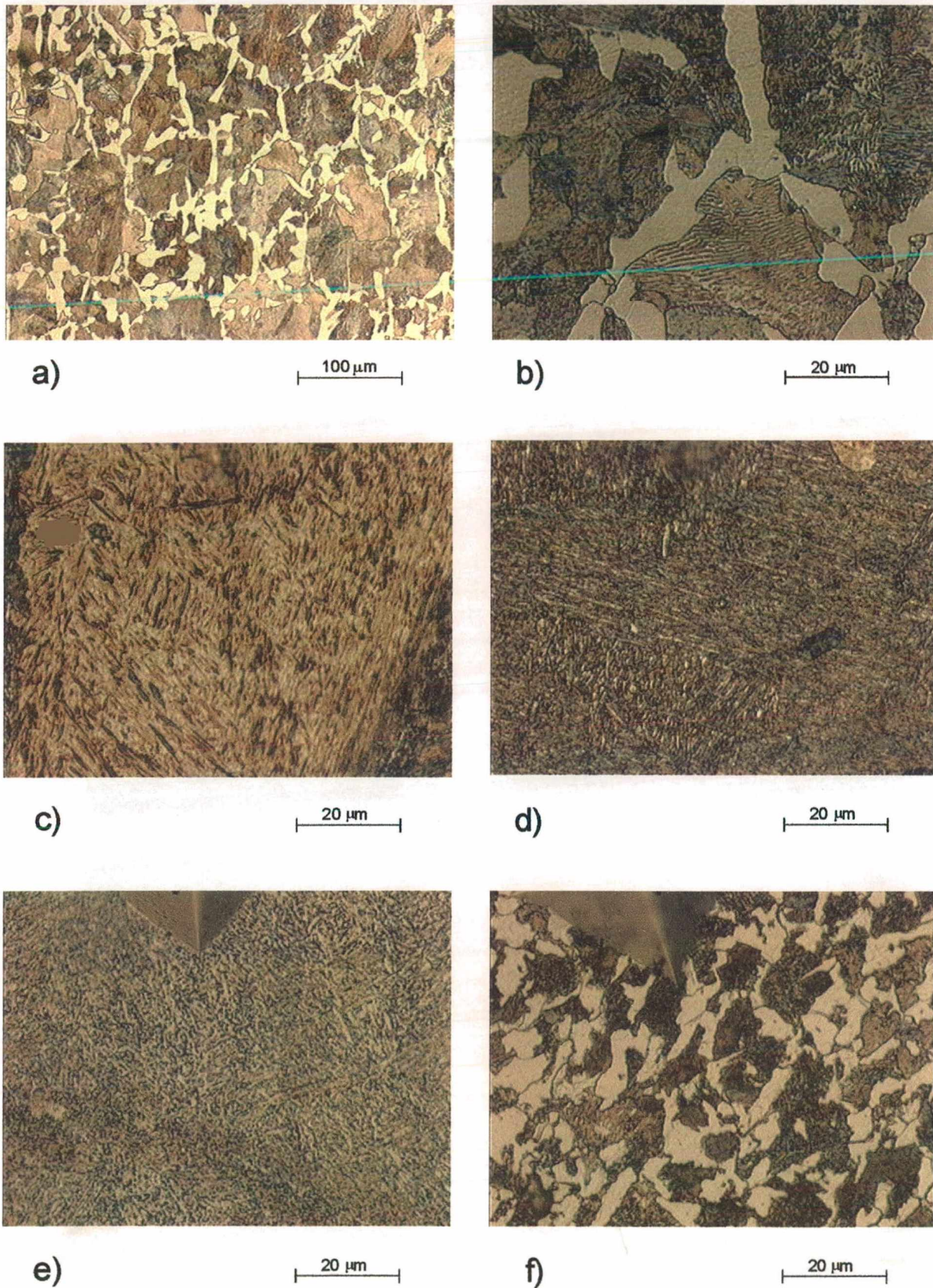


Fig. 57- Micrografias do aço SAE 1045: a, b) metal de base; c) ZTA-GG no estado como-soldado; d, e, f) ZTA-GG submetida a tratamentos isotérmicos a 400, 700 e 800 °C, respectivamente.

A figura 59 apresenta a os valores do parâmetro P_{HJ} (calculado com base nos ciclos térmicos) em função das temperaturas de tratamento. É possível ajustar por regressão linhas retas a esses dados, o que permite, pela simples substituição dos valores de T_p no eixo da abscissa da figura 54 pelos correspondentes valores de P_{HJ} , relacionar a dureza final da ZTA-GG com o parâmetro P_{HJ} , como mostrado na figura 60.

Ao analisar o comportamento da dureza final da ZTA-GG do aço SAE 1045 em relação ao parâmetro P_{HJ} (figura 60), pode-se afirmar que o parâmetro P_{HJ} apresenta, para este material, uma relação bi-unívoca com a dureza, para todas as condições de tratamento térmico– isotérmico e de soldagem–, quando estes são realizados a temperaturas abaixo de 700 °C. Para um dado valor de P_{HJ} , a diferença máxima dos valores de dureza entre todas as condições de tratamento é de aproximadamente 70 HV o que, em relação ao nível de dureza inicial da ZTA-GG, representa cerca de 10%.

Não foi observada uma melhor correlação da dureza final da ZTA-GG com o parâmetro de Dorn do que aquela com o parâmetro P_{HJ} . Para verificar a razão disso é interessante comparar as relações que existem entre os parâmetros P_{HJ} e P_{Dorn} e a temperatura (veja as figuras 59 e 61, respectivamente):

- O parâmetro P_{HJ} para os ciclos de soldagem aumenta levemente com a energia. Esse aumento é mais substancial para os tratamentos isotérmicos, em função dos maiores tempos a elevadas temperaturas.
- O parâmetro P_{Dorn} para os ciclos de soldagem aumenta bastante com a energia, de modo que para um mesmo nível de temperatura, a relação entre P_{Dorn} para energia alta e baixa é da ordem de quatro vezes.

Na figura 62 é mostrada a relação entre os parâmetros P_{HJ} e P_{Dorn} calculados para tratamentos isotérmicos (por 20 min à temperatura nominal) e para ciclos de soldagem com média energia. Enquanto que o parâmetro P_{HJ} para tratamentos isotérmicos é 3 a 17% maior que para soldagem, o parâmetro P_{Dorn} para tratamentos isotérmicos é entre 120 e 320 vezes maior que em soldagem.

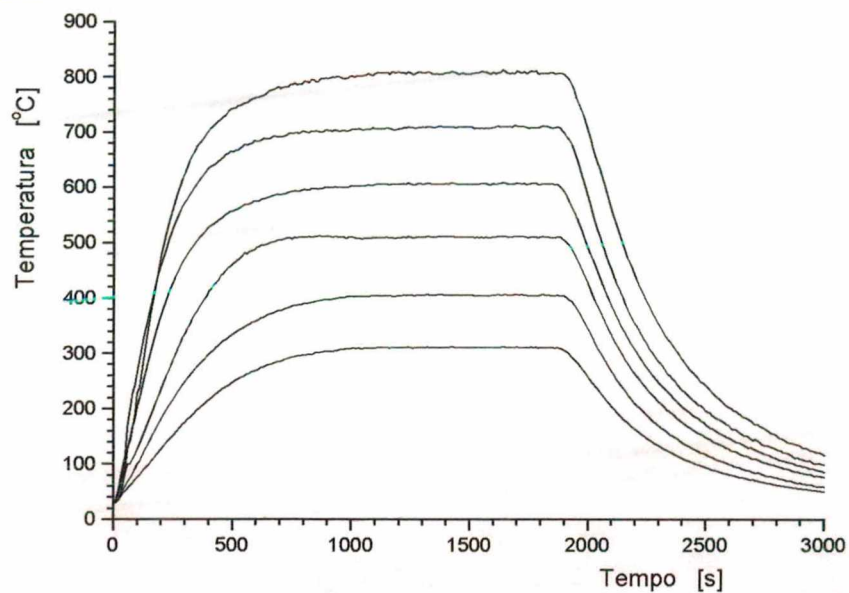


Fig. 58- Ciclos térmicos adquiridos durante os tratamentos térmicos realizados em forno.

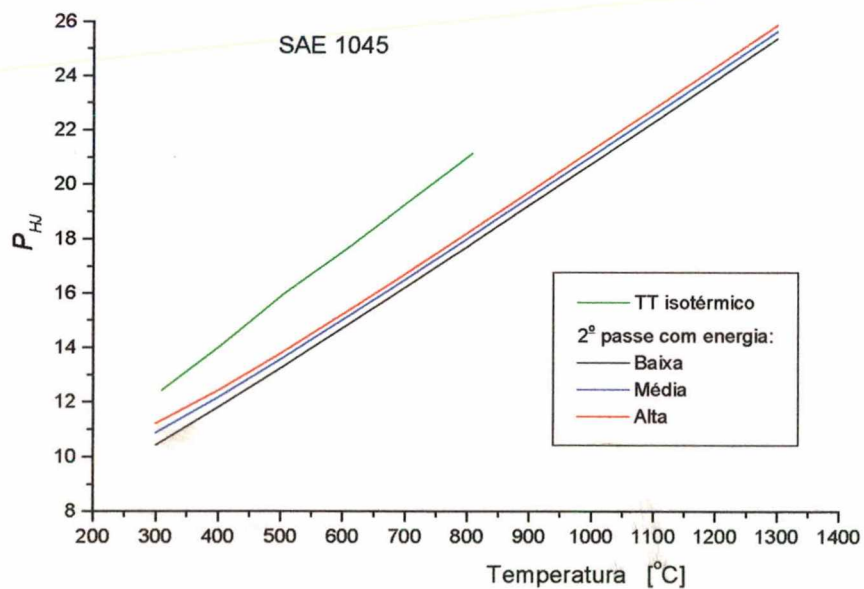


Fig. 59- Relação entre o parâmetro P_{HJ} e a temperatura (de patamar, para os tratamentos isotérmicos, e de pico, para os ciclos de soldagem).

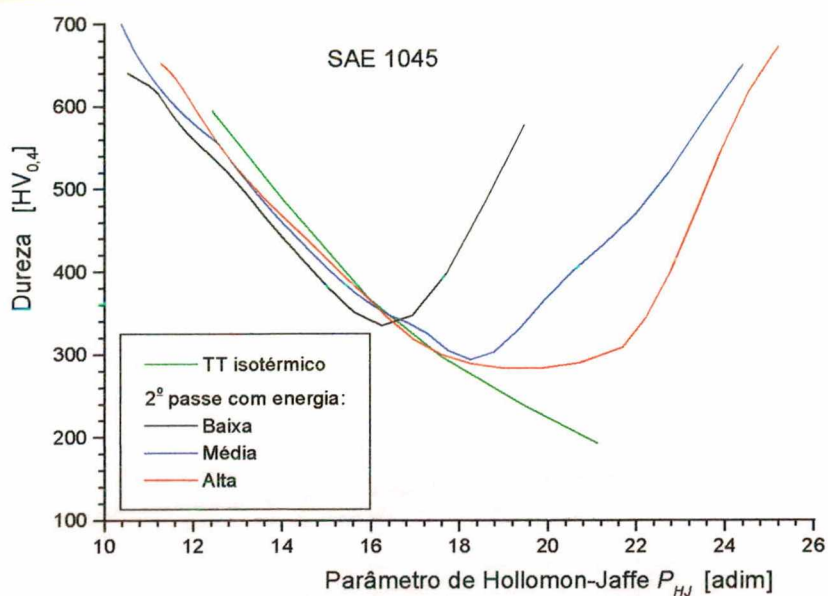


Fig. 60- Relação entre o parâmetro P_{HJ} e a dureza final na ZTA-GG submetida a tratamentos isotérmicos e ciclos de soldagem com três níveis de energia.

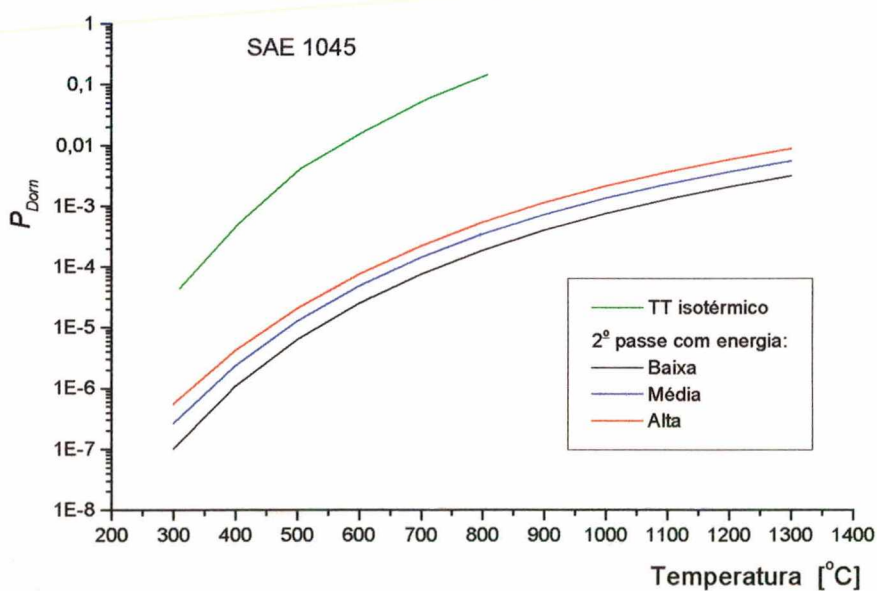


Fig. 61- Relação entre o parâmetro P_{Dom} e a temperatura (de patamar, para os tratamentos isotérmicos, e de pico, para os ciclos de soldagem).

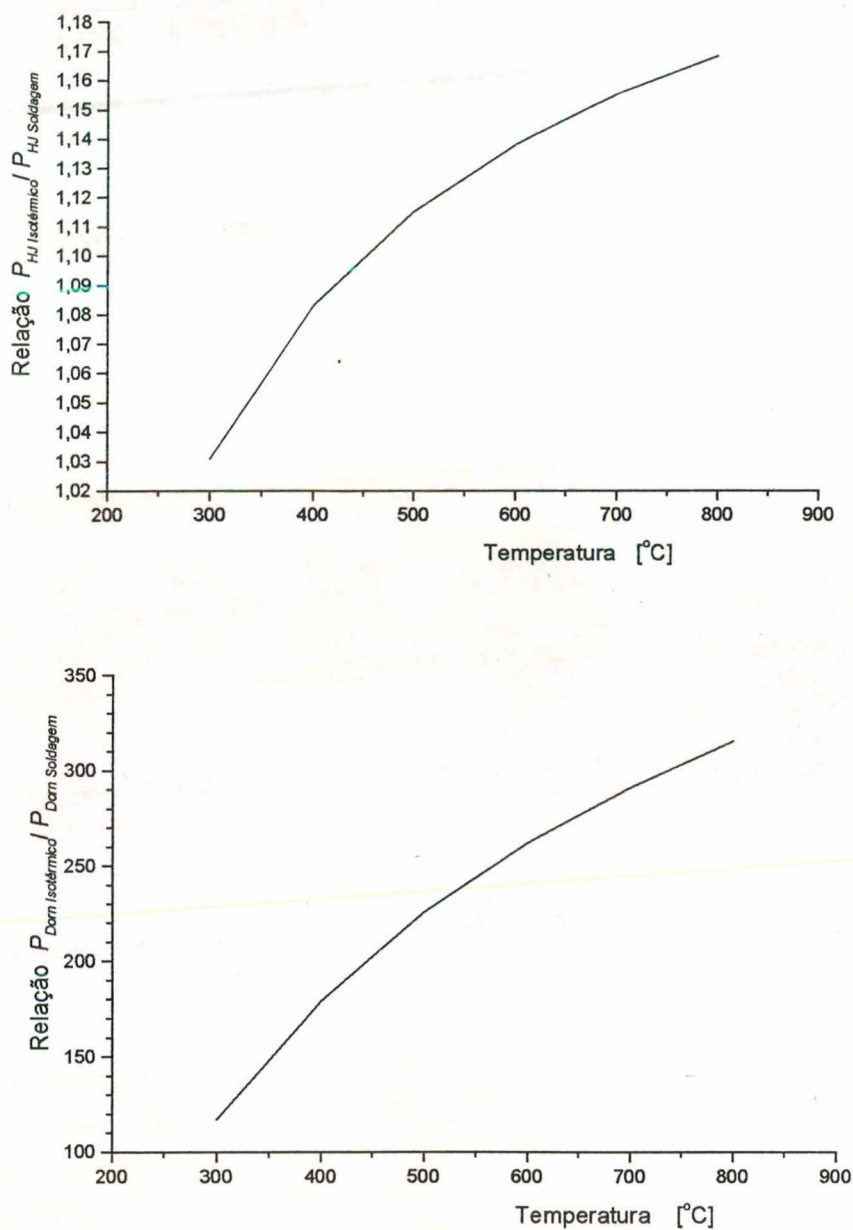


Fig. 62- Relação entre os valores dos parâmetros (P_{HJ} e P_{Dorn}) para tratamentos isotérmicos e ciclos de soldagem com média energia.

A seguir são comentados os resultados obtidos na aplicação do ensaio de implante em outros aços. Os ensaios nestes materiais foram feitos de forma simultânea, isto é, a deposição dos segundos passes foi feita sobre os tarugos embutidos na mesma chapa. Como esta foi confeccionada em aço A387 Gr.5, este material será analisado em primeira instância (item 5.4).

No item 5.7 será feita uma análise comparativa dos comportamentos ao revenimento dos diferentes materiais e no item 5.8 será avaliada a aplicabilidade dos parâmetros propostos na literatura (P_{HJ} e P_{Dorn}) para a previsão do revenimento em soldagem.

5.4- Ensaio de *implante de cordão* no aço A387 Gr. 5

Na macrografia da seção transversal da solda (desta vez retirada do próprio implante) é possível identificar o contorno da linha de fusão e outra isoterma de menor temperatura que constitui o limite visível da ZTA (veja as macrografias no apêndice 6). Mesmo observando essa região ao microscópio não foi possível determinar se tal isoterma corresponde à temperatura A_{c1} ou a uma temperatura menor, acima da qual houve revenimento adicional do metal de base pelo calor da soldagem. Portanto, optou-se por utilizar para os cálculos a isoterma A_{c3} , identificada ao microscópio ótico com aumento de 500X, e localizada aproximadamente na posição mostrada na figura 63.

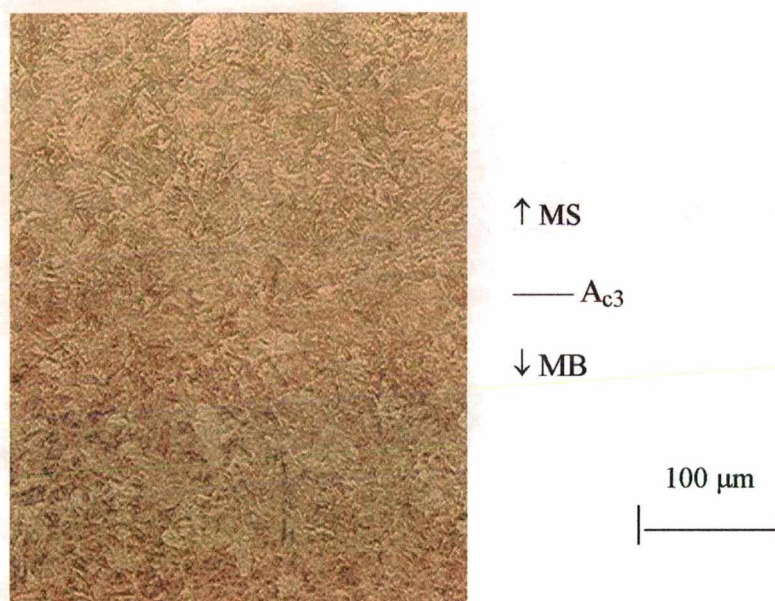


Fig. 63- Micrografia da região da ZTA do aço A387 Gr.5 associada à temperatura A_{c3} .

Os valores das temperaturas de transformação do metal de base determinados mediante dilatométrica— para taxa de aquecimento de $0,08\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ — são: $A_{c1}= 790\text{ }^{\circ}\text{C}$, $A_{c3}= 870\text{ }^{\circ}\text{C}$ (veja detalhes no apêndice 5). Para este aço não foram encontrados na literatura os valores das temperaturas de transformação para taxas de aquecimento de $300\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ (que foi a taxa observada entre 700 e $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ nos ciclos térmicos das soldagens realizadas). Por outro lado, a partir dos valores determinados experimentalmente por Bowker [5] para os aços $1,25\text{Cr}-0,5\text{Mo}$ ($A_{c1}=846$ e $A_{c3}= 966\text{ }^{\circ}\text{C}$) e $2,25\text{Cr}-1\text{Mo}$ ($A_{c1}=839$ e $A_{c3}= 932\text{ }^{\circ}\text{C}$), e considerando o efeito do Cr, foi feita a seguinte estimativa para o aço $5\text{Cr}-0,5\text{Mo}$: $A_{c1}= 840$ e $A_{c3}= 920\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Com base nas dimensões da isoterma A_{c3} foram calculados os parâmetros da fonte de calor (veja os resultados na tabela 7). As temperaturas de pico medidas por termopar (neste caso inseridos em furos usinados no verso da chapa) resultaram ser maiores que as previstas pelo programa *Campo_Temperaturas* utilizando os valores dos parâmetros η e σ da tabela 7. Na macrografia de uma seção longitudinal da solda (figura 64) pode-se observar a **distorção do campo de temperaturas produzida** pelos furos: há uma notória curvatura da isoterma próxima do furo mais profundo. Em outra amostra (diferente da mostrada na figura 64), as temperaturas medidas com termopar foram de 903 e 450 °C, enquanto que os valores previstos são 802 e 395 °C, respectivamente. Portanto, a perturbação produzida pelos furos no campo de temperaturas é bastante significativa – como foi demonstrado por Santos *et al* [70] mediante a aplicação de uma solução numérica de transferência de calor – e prejudica a utilização dos valores de T_p medidos dessa forma para determinar a relação entre T_p e a profundidade z .

Tabela 7- Parâmetros da fonte obtidos com base na isoterma $A_{c3}= 920$ °C.

Energia	Dimensões da isoterma A_{c3} (mm)		Parâmetros da fonte	
	Penetração	Largura	η (adim)	σ (mm)
Baixa	1,90	5,25	0,608	1,177
Média	4,10	9,20	0,553	1,360
Alta	4,50	12,50	0,527	2,755

Para estimar as temperaturas de pico associadas aos locais das impressões de dureza (nos CPs de implante) foi utilizada a mesma metodologia descrita no item 5.3.1-c, exceto que desta vez foi tomada como referência a isoterma A_{c3} . As macrografias das seções transversais e longitudinais ao segundo cordão de solda estão no apêndice 6.

Os coeficientes da equação 21 (página 92), que descreve a relação entre T_p e z , para as condições de soldagem utilizadas neste material, são mostrados na tabela 8.

Tabela 8- Coeficientes das curvas exponenciais que descrevem a relação entre T_p e z , na soldagem do aço A387 Gr.5.

Energia	K_0	K_1	Z_0	Z_1
Baixa	222,1	1021,7	1,2	1,877
Média	229,1	1020,3	3,0	2,890
Alta	230,3	1032,1	3,0	3,791

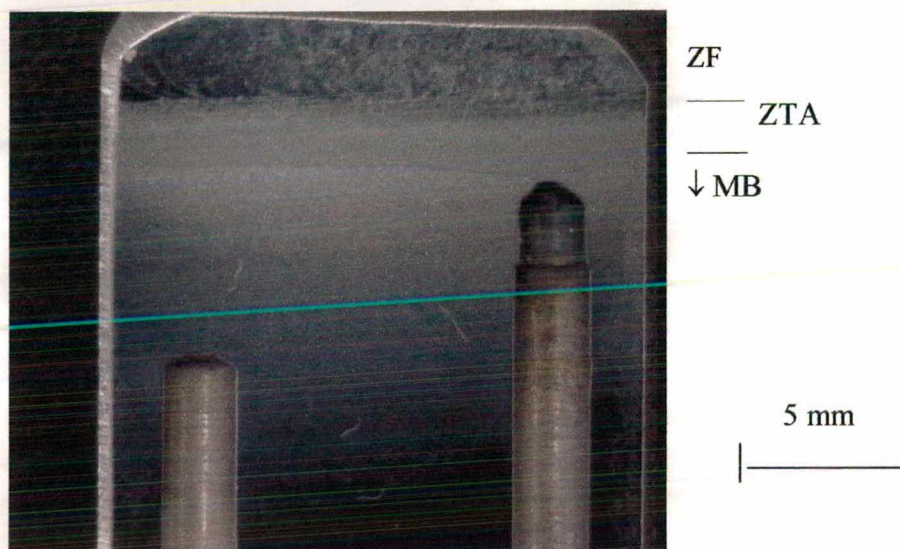


Fig. 64- Macrografia de seção longitudinal à solda, onde podem ser observados os furos realizados para inserção dos termopares e o efeito de distorção produzido nas isotermais.

5.4.1- Relação da dureza final com a temperatura

A figura 65 mostra os perfis de dureza da ZTA-GG (produzida pelo primeiro passe) em função da distância à linha de fusão de um segundo passe aplicado com os três níveis de energia (os valores podem ser consultados no apêndice 4). Com linhas contínuas estão mostradas as curvas ajustadas aos valores experimentais. A dureza média do metal de base e a dureza máxima da ZTA-GG— antes de sofrer um segundo aquecimento— eram de 206 e 398 HV, respectivamente.

A figura 66 mostra os valores de dureza final da ZTA-GG em função da temperatura do segundo aquecimento, isto é, as temperaturas de patamar (para os tratamentos isotérmicos) e as temperaturas de pico (para os ciclos de soldagem). Dessa figura podem ser feitos os seguintes comentários:

a) Quanto aos efeitos do **revenimento em soldagem** (figura 66):

- A máxima queda de dureza ocorre para valores similares de temperatura de pico (aproximadamente 640 °C), com intensidade que aumenta com a energia de soldagem.
- Para temperaturas menores as diferenças na queda de dureza devem diminuir, pois a dureza final para T_p baixas deve convergir para o valor inicial da ZTA-GG.

- Acima de aproximadamente 760 °C foi atingido um novo patamar de dureza, que deve estar associado à completa austenitização do material. Portanto, esse é o valor aproximado da temperatura A_{c3} para a ZTA-GG. Conforme foi apontado por Bowker [5], na ZTA-GG de um aço de alta temperabilidade reaquecida em soldagem é previsto que a dureza volte a aumentar quando se ultrapassa a temperatura A_{c1} (que, neste caso, seria de 640 °C para a ZTA-GG), pois a austenita formada vai retemperar em função das elevadas taxas de resfriamento. A primeira vista parece estranho que a temperatura A_{c1} da ZTA-GG do aço A387 Gr.5 seja tão baixa, pois mesmo aquela que foi determinada para o metal de base por dilatometria com taxa de aquecimento de 0,08 °C/s é de 790 °C. Entretanto, um comportamento similar foi observado por Bowker no aço 2,25Cr-1Mo, mediante ensaios dilatométricos [5]: ao submeter o MB a um primeiro ciclo até alta temperatura, os valores obtidos para A_{c1} e A_{c3} foram de 839 e 932 °C, respectivamente. Ao aplicar um segundo ciclo, as duas as temperaturas diminuíram, para $A_{c1}= 780$ °C e $A_{c3}= 894$ °C. Em aquecimentos posteriores (foram testados até quatro ciclos adicionais) as temperaturas permaneceram nestes últimos valores.

Essa mudança das temperaturas A_{c1} e A_{c3} quando do aquecimento repetido também pode ser percebida, por exemplo, através da observação da micrografia geral do implante realizado com média energia (figura 67). Em frente às impressões de dureza foram colocados os valores medidos de dureza e as temperaturas de pico estimadas (os valores para todo o perfil estão no apêndice 4). Dessa figura podem ser feitas as seguintes análises:

- O máximo revenimento ocorre para temperaturas entre 610 e 675 °C, aproximadamente, evidenciado na micrografia como uma faixa escura que se estende paralelamente à superfície da peça onde foi realizado o segundo passe (ou seja, apresenta os mesmos limites de temperatura), em toda a ZTA e MS do primeiro passe. Portanto, a temperatura A_{c1} da ZTA-GG estaria no meio dessa faixa, ou seja, em torno de 640 °C.
- Na região de transição entre o metal de base e a ZTA produzida pelo segundo passe de soldagem (parte esquerda da figura 67), para a isoterma mais evidente—aquela em que muda a tonalidade de claro para escuro—foi estimada uma

temperatura de 705 °C. Portanto, como tinha sido cogitado anteriormente (veja o primeiro parágrafo do item 5.4), essa isoterma não corresponde à temperatura A_{c1} do metal de base, que é de aproximadamente 840 °C.

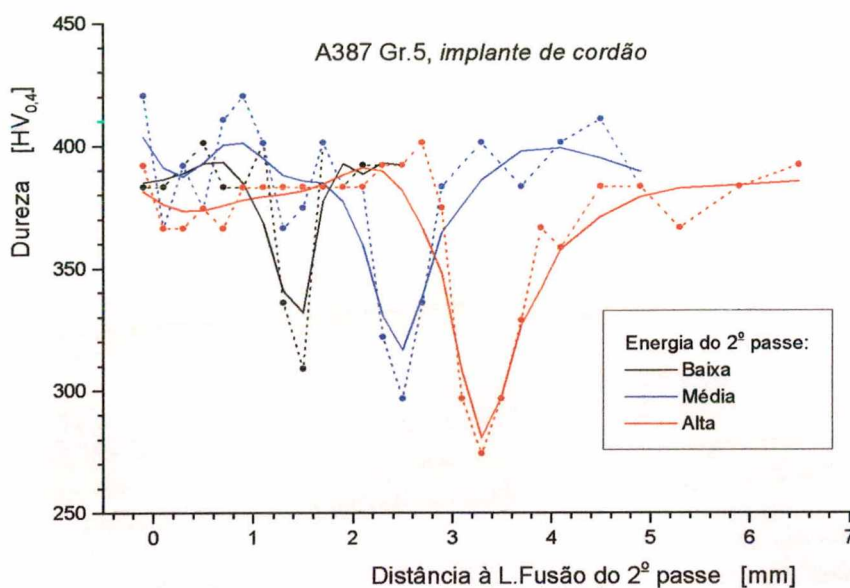


Fig. 65- Perfis de dureza na ZTA-GG do primeiro passe, aquecida por um segundo passe com três níveis de energia.

b) Quanto aos efeitos do **revenimento isotérmico** (figura 66):

- A máxima queda de dureza ocorreu a 710 °C. Portanto, a temperatura A_{c1} da ZTA-GG deve estar próxima desse valor, pois na região que é aquecida a temperaturas maiores a austenita formada— resfriada aqui ao ar, a taxas de aproximadamente 3 °C/s a 800 °C— transforma em microestruturas mais duras que a martensita revenida.
- No tratamento isotérmico ocorre uma queda de dureza comparável àquela da soldagem com o maior nível de energia, para iguais valores de temperatura de patamar e de pico, respectivamente.

Na figura 68 são mostradas as microestruturas do metal de base e da ZTA-GG submetidas a vários tratamentos isotérmicos. Nas micrografias a menores aumentos é possível observar que a 700 °C ocorreu revenimento da martensita em toda a extensão da amostra e a 800 °C houve uma reaustenitização completa do material.

Cabe apontar também que a temperatura A_{c1} que apresenta a ZTA-GG (isto é, o metal de base submetido a um ciclo de soldagem a elevada temperatura) é menor que aquela do metal de base, tanto para os ciclos de soldagem como para os tratamentos isotérmicos.

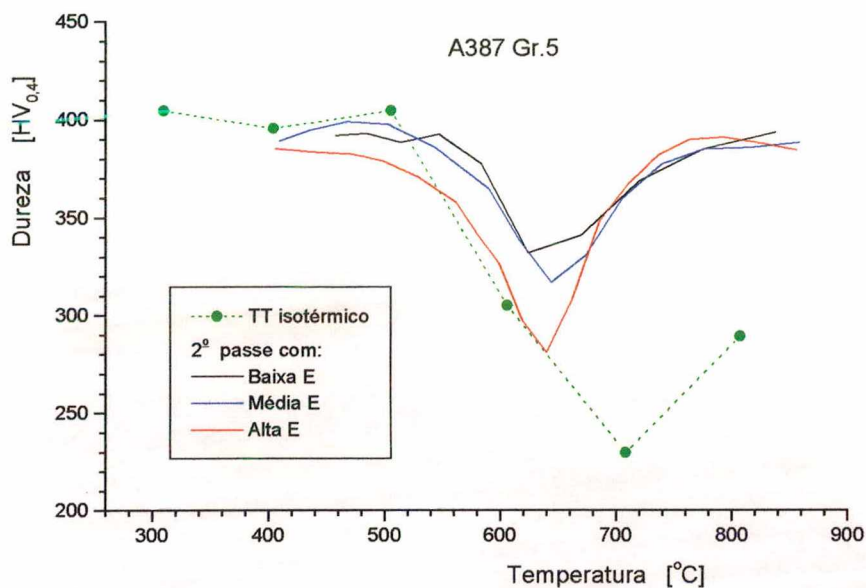


Fig. 66- Relação entre as durezas finais da ZTA-GG e as temperaturas dos tratamentos (isotérmicos e por ciclos de soldagem).

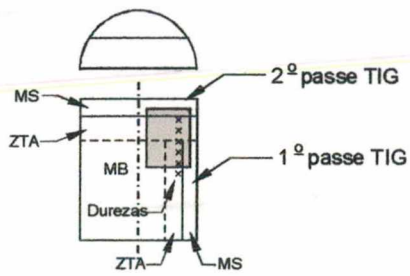
5.4.2- Aplicação dos parâmetros de revenimento

De forma similar ao explicado no item 5.3.3, foram calculados os ciclos térmicos resultantes da soldagem, usando como dados os parâmetros da fonte de calor avaliados e as condições de soldagem reais. A partir dos ciclos térmicos foram calculados os parâmetros de Hollomon-Jaffé e de Dorn (como descrito no apêndice 1).

Ao substituir nas curvas que relacionam a dureza final com a temperatura T_p os valores de temperatura pelos seus correspondentes valores do parâmetro P_{HJ} , foi constatado que esse parâmetro subestima os efeitos do ciclo térmico de soldagem sobre o aço A387 Gr.5 (figura 69):

- Na soldagem o efeito máximo de revenimento ocorre para um valor de P_{HJ} ao redor de 16, enquanto que para o tratamento isotérmico esse valor é próximo de 20.
- Para um mesmo valor de P_{HJ} , por exemplo, igual a 15, praticamente não houve efeito de revenimento pelo tratamento isotérmico, enquanto em soldagem a queda de dureza foi cerca de 40 HV.

A387 Gr.5



0,5 mm

Dureza [HV]	Tempo [°C]
----------------	---------------

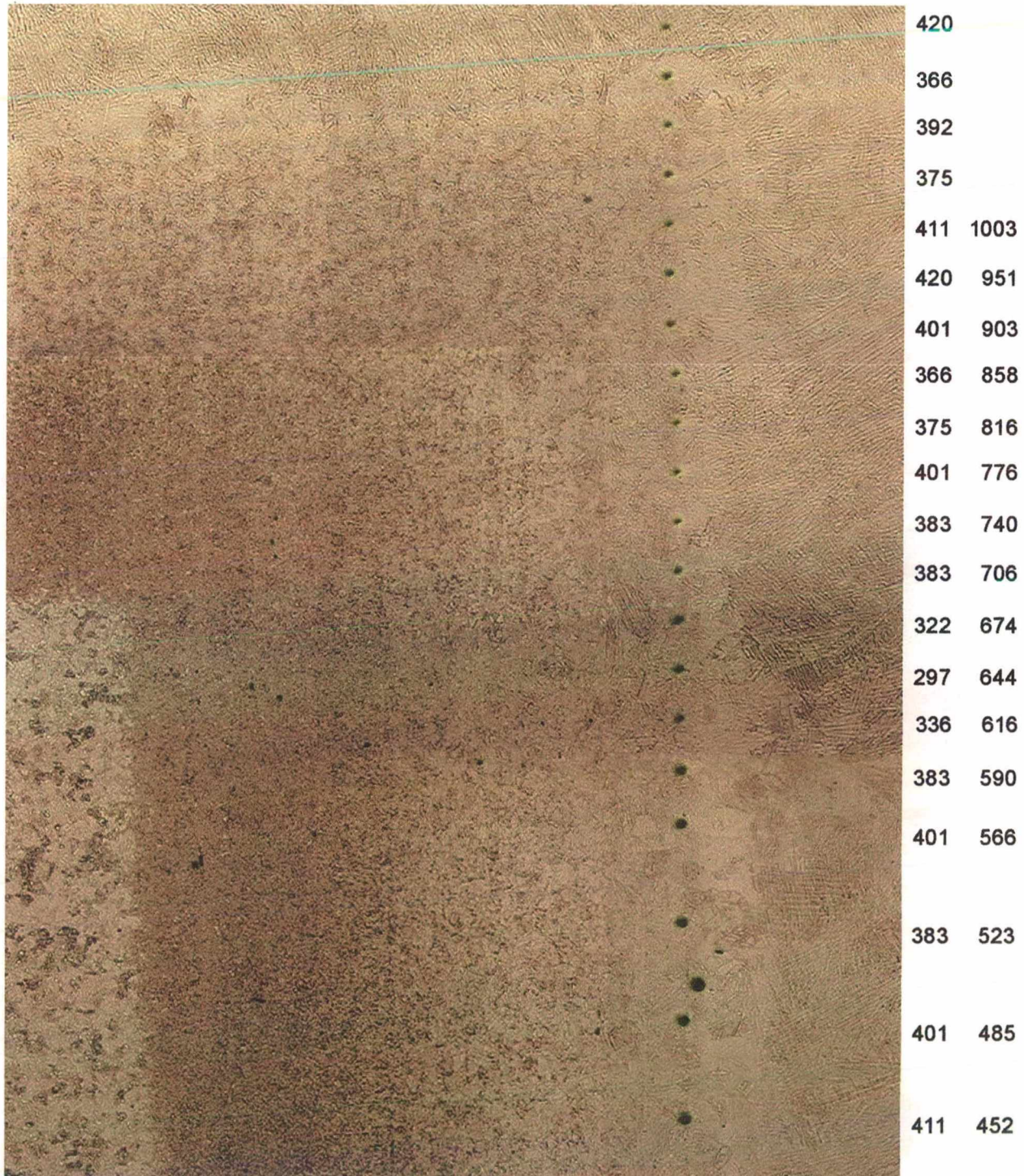
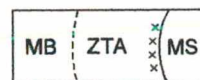


Fig. 67- Micrografia geral da amostra de implante, indicando os valores de dureza medidos e as correspondentes temperaturas T_p estimadas.

A387 Gr5



0,5 mm

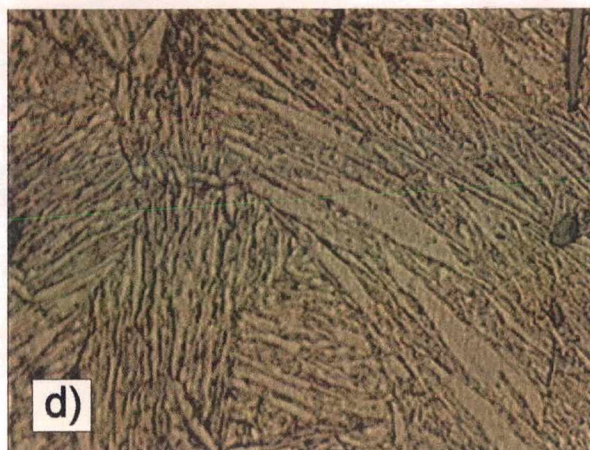
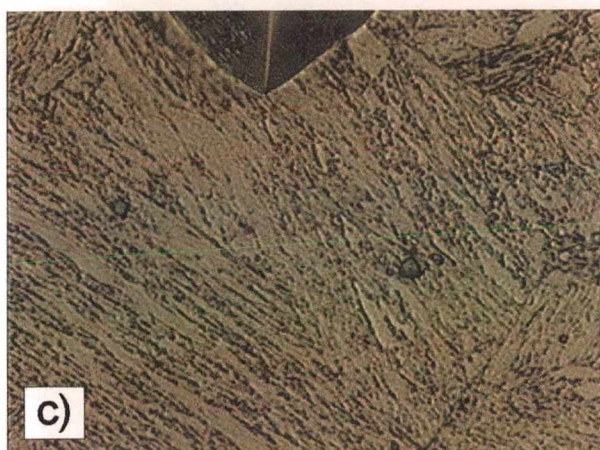
20 μm

Fig. 68- Microestruturas de amostras submetidas a tratamentos isotérmicos: a) a 700 °C; b) a 800 °C; c, d, e) micrografias com maior resolução da ZTA-GG após ser tratada a 600, 700 e 800 °C, respectivamente.

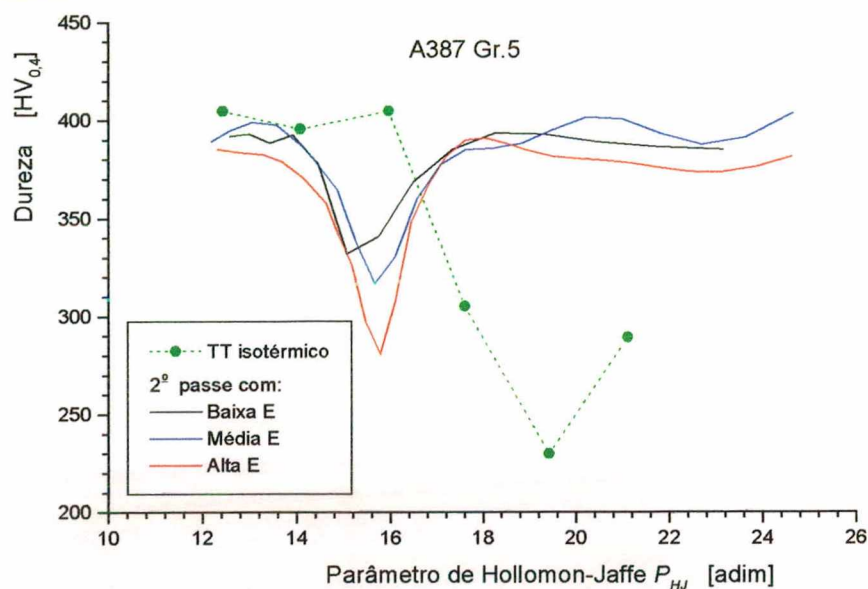


Fig. 69- Relação entre a dureza final da ZTA-GG e o parâmetro P_{HJ} .

5.5- Ensaio de *implante de cordão* no aço A516 Gr.70

Na macrografia da seção transversal da solda o limite visível da ZTA corresponde à isoterma A_{c1} , conforme foi verificado ao microscópio (veja na figura 70 a localização aproximada dessa isoterma).

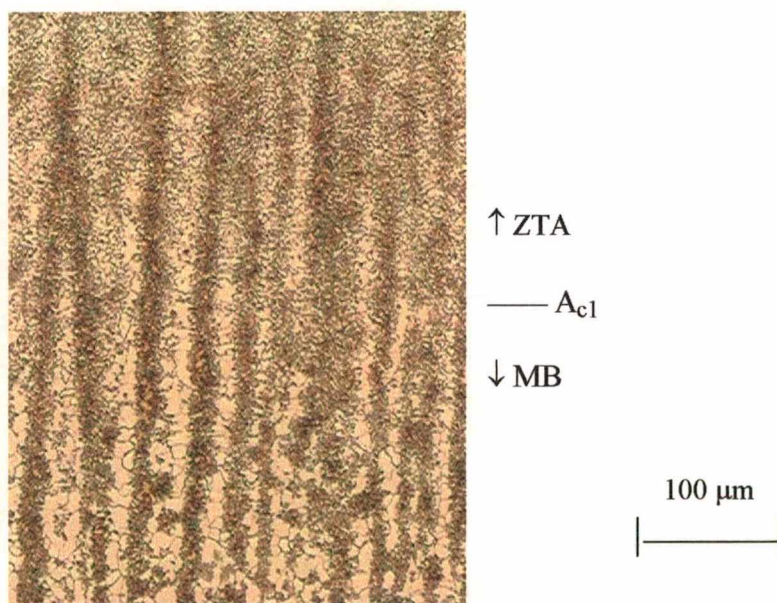


Fig. 70- Micrografia da região de transição entre o metal de base e a ZTA, associada à temperatura A_{c1} para o aço A516 Gr.70.

Os valores das temperaturas de transformação do metal de base, determinados mediante dilatometria— para taxa de aquecimento de 0,08 °C/s— são: $A_{c1} = 720$ °C, $A_{c3} = 860$ °C (veja detalhes no apêndice 5). Não foram encontrados na literatura os valores dessas temperaturas para taxa de aquecimento de 300 °C/s (que foi a taxa observada entre 700 e 900 °C nos ciclos térmicos das soldagens realizadas). Por outro lado, a partir de dados publicados para o aço Ck15 [69], com 0,13%C, 0,5%Mn e 0,3%Si, que apresentam um aumento das temperaturas A_{c1} e A_{c3} de 25 e 60 °C, respectivamente, ao aumentar a taxa de aquecimento de 0,08 para 300 °C/s, foram estimadas para o aço A516 Gr.70 aquecido em soldagem as seguintes temperaturas: $A_{c1} = 745$ e $A_{c3} = 900$ °C.

Com base nas dimensões da isoterma A_{c1} foram calculados os parâmetros da fonte de calor (veja a tabela 9).

Tabela 9- Parâmetros da fonte obtidos com base na isoterma $A_{c1} = 745$ °C.

Energia	Dimensões da isoterma A_{c1} (mm)		Parâmetros da fonte	
	Penetração	Largura	η (adim)	σ (mm)
Baixa	1,70	6,05	0,570	1,857
Média	4,30	11,40	0,540	2,352
Alta	5,15	14,20	0,506	3,106

Para estimar as temperaturas de pico associadas aos locais das impressões de dureza (nos CPs de implante) foi utilizada a mesma metodologia descrita no item 5.3.1-c, tomando como referência a isoterma A_{c1} . As macrografias das seções transversais e longitudinais ao segundo cordão de solda estão no apêndice 6.

Os coeficientes da equação 21 (página 92), que descreve a relação entre T_p e z para as condições de soldagem utilizadas neste material, são mostrados na tabela 10.

Tabela 10- Coeficientes das curvas exponenciais que descrevem a relação entre T_p e z , na soldagem do aço A516 Gr.70.

Energia	K_0	K_1	Z_0	Z_1
Baixa	197,6	1056,4	0,30	2,162
Média	213,4	1051,7	2,10	3,233
Alta	222,8	1044,8	2,50	3,878

5.5.1- Relação da dureza final com a temperatura

A figura 71 mostra os perfis de dureza da ZTA-GG (produzida pelo primeiro passe) em função da distância à linha de fusão do segundo passe (os valores podem ser consultados no apêndice 4). Com linhas contínuas estão mostradas as curvas ajustadas aos valores experimentais. A dureza média do metal de base e a dureza máxima da ZTA-GG— antes de sofrer um segundo aquecimento— eram de 160 e 434 HV, respectivamente.

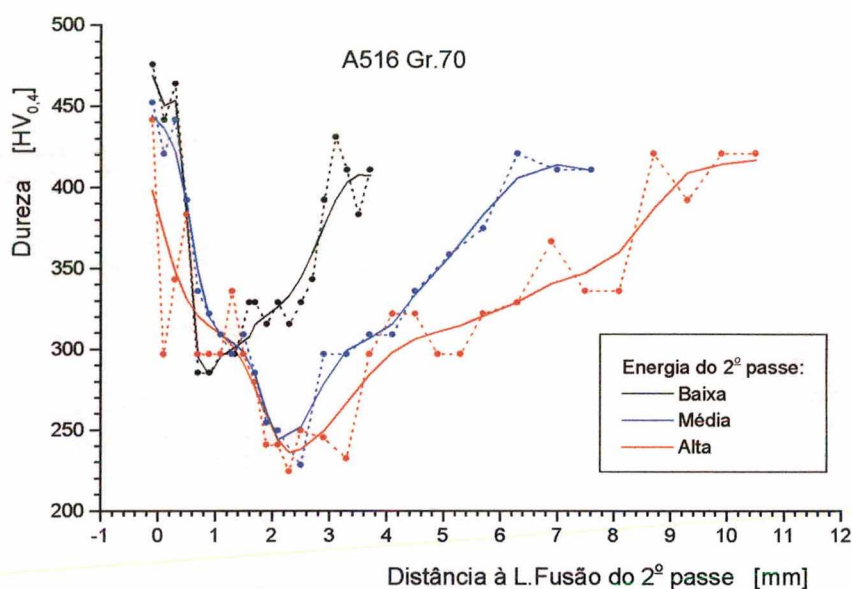


Fig. 71- Perfis de dureza na ZTA-GG do primeiro passe, aquecida por um segundo passe com três níveis de energia.

A figura 72 mostra os valores de dureza da ZTA-GG em função da temperatura do segundo aquecimento (isto é, as temperaturas de patamar, para os tratamentos isotérmicos, e as temperaturas de pico, para os ciclos de soldagem). Dessa figura podem ser feitos os seguintes comentários:

a) Quanto aos efeitos do **revenimento isotérmico**:

- No tratamento isotérmico ocorre uma queda de dureza comparável com aquela produzida pela soldagem com os vários níveis de energia, para iguais valores de temperatura de patamar e de pico, respectivamente.
- A 500 °C a queda de dureza já é significativa. A temperatura de 600 °C a dureza continua a mesma que a 500 °C, isto é, o efeito de revenimento da martensita foi contrabalançado por algum processo de endurecimento.

- Ainda a uma temperatura de 800 °C ocorre redução de dureza. A essa temperatura o material reaustenizou parcialmente. O resfriamento ao ar dos CPs resultou numa velocidade correspondente a um $\Delta t_{8/5} = 240$ s o que, conforme o diagrama TTT da figura 73 para este aço, significa que a austenita formada transforma em ferrita e perlita.

Na figura 74 são mostradas as microestruturas do metal de base e da ZTA-GG submetidos a vários tratamentos isotérmicos. É possível observar que a 800 °C ocorreu uma reaustenitização parcial do material.

b) Quanto aos efeitos decorrentes dos **ciclos de soldagem**, pode-se afirmar o seguinte:

- A estabilização da dureza entre 500 e 600 °C é evidente no material submetido a ciclos de soldagem com as várias energias, de forma similar ao observado para os tratamentos isotérmicos.
- A máxima queda de dureza ocorre para uma temperatura $T_p = 750$ °C. Mediante a observação ao microscópio, verificou-se que a austenitização começou a temperaturas menores. Uma região que, a primeira vista na observação da micrografia geral do implante (figura 75), pareceria estar associada a A_{c1} , é aquela em que a dureza cai abruptamente de 297 para 228 HV ao aumentar a T_p atingida. Ao observar esta região (figura 76) ao microscópio, percebe-se que na zona mais macia há uma intensa precipitação de carbonetos grosseiros entre as ripas da martensita, com a conseqüente diminuição da dureza desta. Portanto, a isoterma A_{c1} está mais próxima da linha de fusão.
- Pela observação ao microscópio foi possível identificar a localização da isoterma A_{c3} . Ela fica entre as durezas mostradas na micrografia da figura 77, e para a mesma foi estimada uma temperatura de 860 °C.
- Para aquecimentos acima de A_{c3} há um aumento gradativo da dureza. Para ilustrar, um valor de dureza de 350 HV é obtido na ZTA-GG ao ser reaquecida por ciclos de soldagem com baixa, média e alta energias com temperaturas de pico de 830, 1050 e 1190 °C, respectivamente.

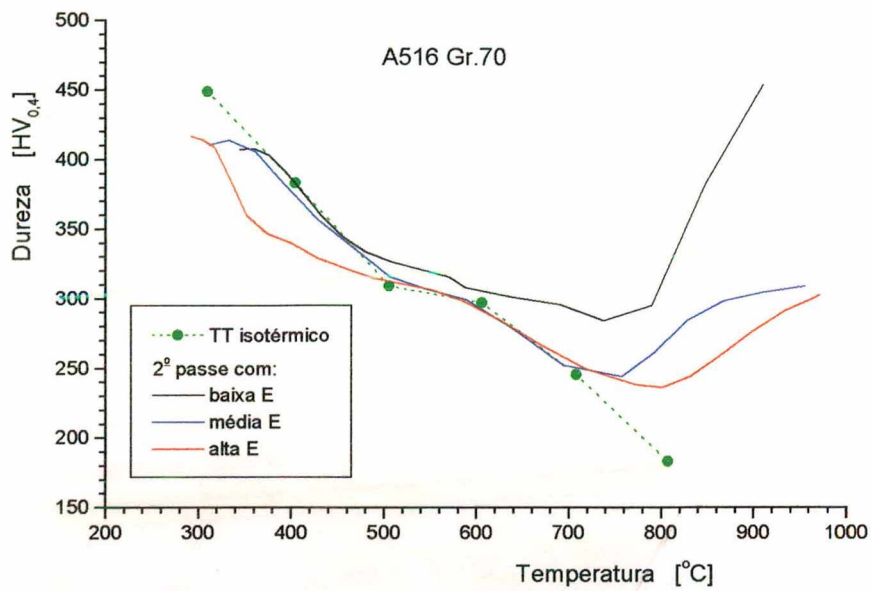


Fig. 72- Relação entre a dureza final e a temperatura (de tratamentos isotérmicos e ciclos de soldagem).

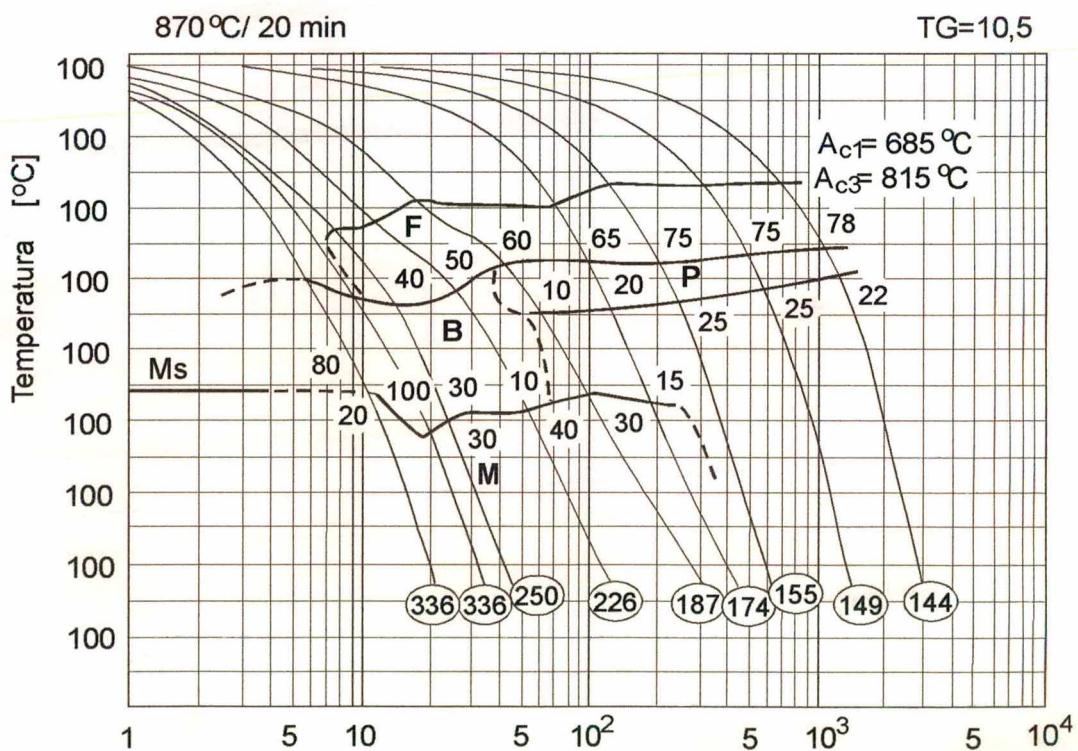


Fig. 73- Diagrama de transformação no resfriamento contínuo do aço A516 Gr.70, fornecido pelo fabricante do aço (Usiminas).

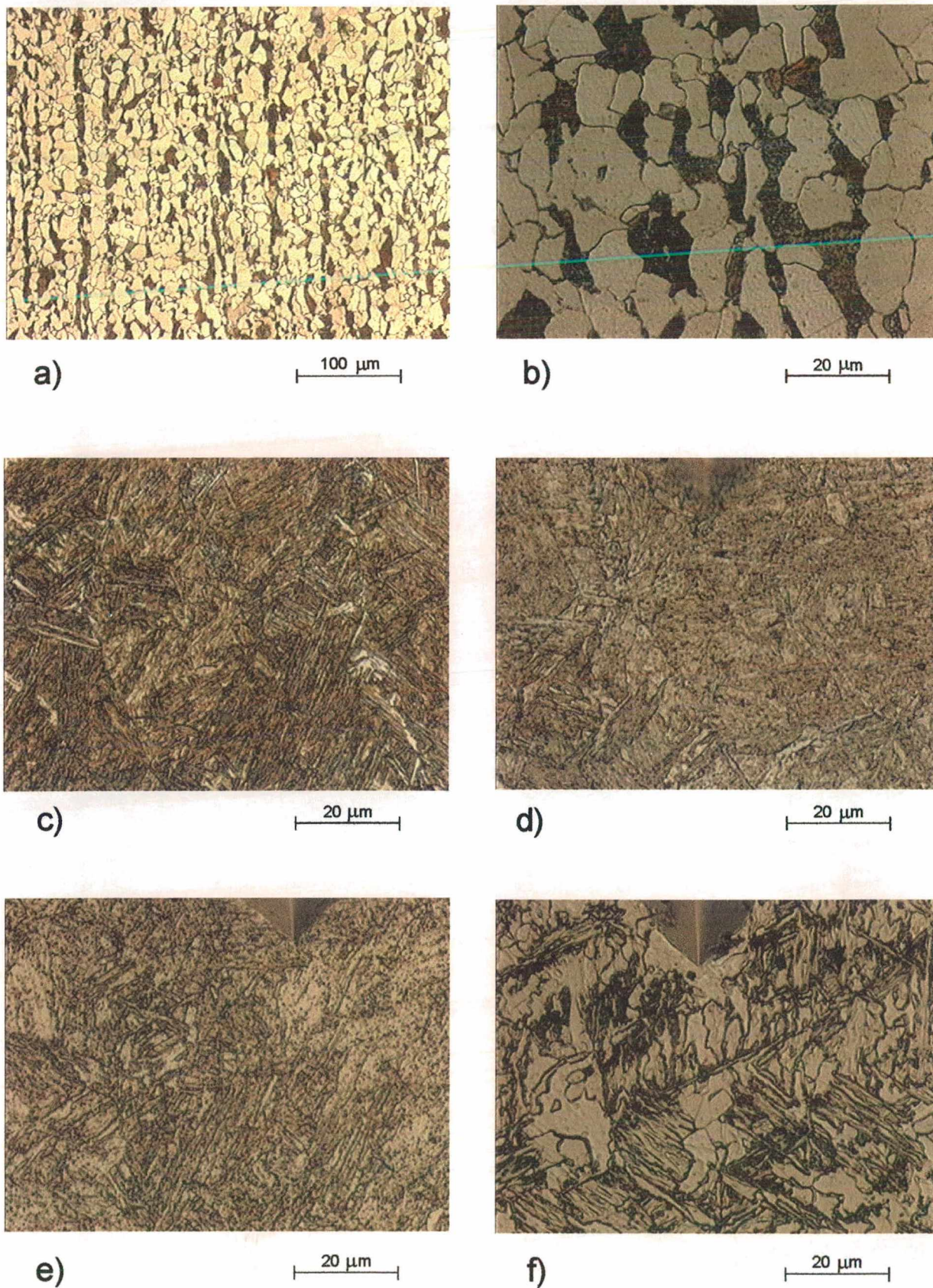
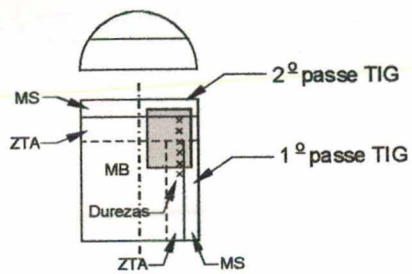


Fig. 74- Micrografias do aço A516 Gr.70: a,b) metal de base; c) ZTA-GG no estado como-soldado; d, e, f) ZTA-GG submetida a tratamentos isotérmicos a 500, 700 e 800 °C, respectivamente.

A516 Gr.70



0,5 mm

Dureza [HV]	Tpico [°C]
----------------	---------------

452	
420	
441	
392	1106
336	1052
322	1002
309	955
297	910
309	869
285	829
254	792
250	758
228	694
297	638
297	589
309	545
309	507
336	472

Fig. 75- Micrografia geral da amostra de implante, indicando os valores de dureza medidos e as correspondentes Tp estimadas.

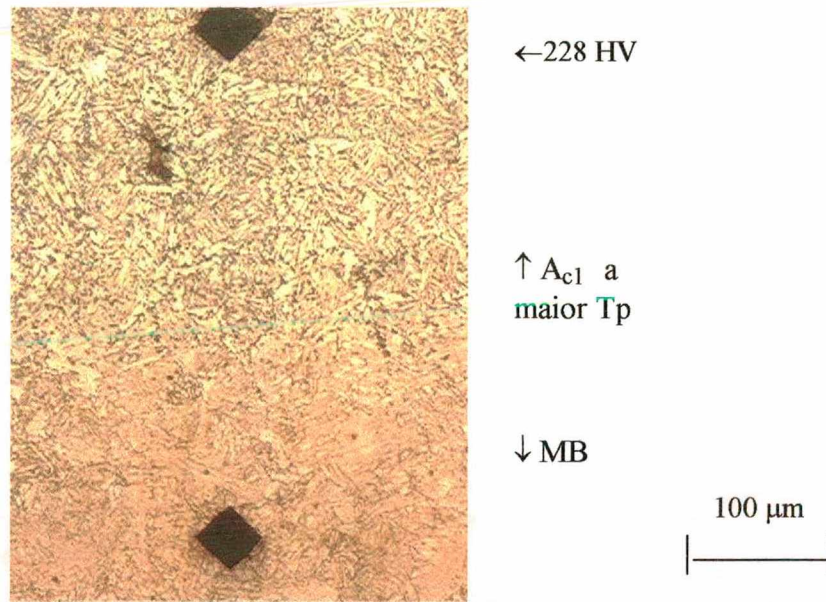


Fig. 76- Micrografia da ZTA-GG reaquecida por ciclos de soldagem com T_p abaixo da temperatura A_{c1} .

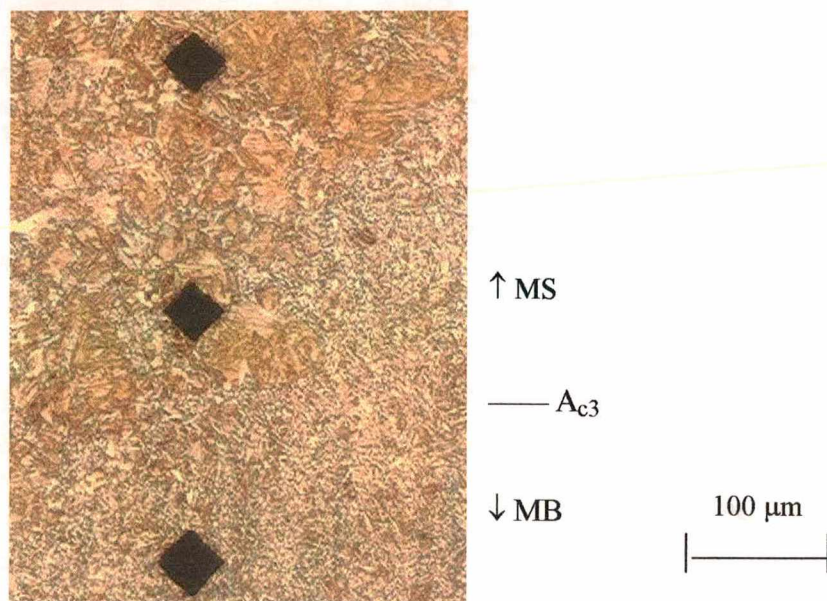


Fig. 77- Micrografia da ZTA-GG reaquecida por ciclos de soldagem com T_p próxima de A_{c3} .

5.5.2- Aplicação dos parâmetros de revenimento

A figura 78 mostra a relação entre a dureza final e o parâmetro P_{HJ} . De forma similar à encontrada para o aço A387 Gr.5, esse parâmetro subestima os efeitos do ciclo térmico de soldagem. Por exemplo:

- Para um valor de P_{HJ} igual a 14, a dureza da ZTA-GG após ser reauecida por ciclos de soldagem é de 310 HV, enquanto que submetida a tratamento isotérmico é de 385 HV.
- Na soldagem há um efeito máximo de revenimento para um valor P_{HJ} ao redor de 17, enquanto que para o tratamento isotérmico a dureza **continua a cair** para valores P_{HJ} acima de 20.

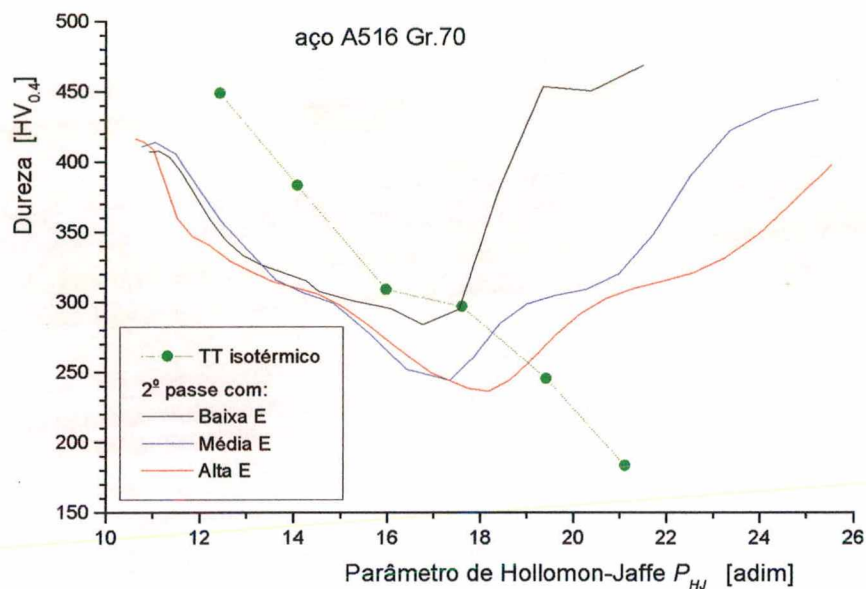


Fig. 78- Relação entre a dureza final da ZTA-GG e o parâmetro P_{HJ} , para o aço A516 Gr.70.

5.6- Aplicação do ensaio de *implante de cordão* ao aço AISI 410

Mesmo ao microscópio ótico foi impossível determinar se o limite visível da ZTA corresponde à temperatura A_{c1} , ou se acima de tal isoterma houve simplesmente revenimento adicional do metal de base. Portanto, optou-se por utilizar nos cálculos a isoterma A_{c3} , que é relativamente fácil de identificar ao microscópio.

Os valores das temperaturas de transformação do metal de base, determinados mediante dilatométrica –para taxa de aquecimento de 0,08 °C/s– são: A_{c1} = 810 °C, A_{c3} = 920 °C (veja detalhes no apêndice 5). Para este aço não foram encontrados na literatura os valores das temperaturas de transformação para taxa de aquecimento de 300 °C/s (que foi a taxa observada nos ciclos térmicos das soldagens realizadas). Em vista disso, foram estimados

aumentos das temperaturas A_{c1} e A_{c3} de 20 e 40 °C, quando a taxa de aquecimento passa de 0,08 para 300 °C/s. Assim sendo, as temperaturas de transformação utilizadas para a análise dos resultados das soldagens foram: $A_{c1} = 830$ °C, $A_{c3} = 960$ °C.

Com base nas dimensões da isoterma A_{c3} foram calculados os parâmetros da fonte, mostrados na tabela 11.

Para estimar as temperaturas de pico associadas aos locais das impressões de dureza (nos CPs de implante) foi utilizada a mesma metodologia descrita no item 5.3.1-c, tomando como referência a isoterma A_{c3} . As macrografias das seções transversais e longitudinais ao segundo cordão de solda estão no apêndice 6.

Os coeficientes da equação 21, que descreve a relação entre T_p e z para as condições de soldagem utilizadas neste material, são mostrados na tabela 12.

Tabela 11- Parâmetros da fonte obtidos com base na isoterma $A_{c3} = 960$ °C.

Energia	Dimensões da isoterma A_{c3} (mm)		Parâmetros da fonte	
	Penetração	Largura	η (adim)	σ (mm)
Baixa	2,40	6,30	0,801	1,295
Média	4,35	10,40	0,656	1,796
Alta	5,50	12,50	0,610	1,929

Tabela 12- Coeficientes das curvas exponenciais que descrevem a relação entre T_p e Z , na soldagem do aço AISI 410.

Energia	K_0	K_1	Z_0	Z_1
Baixa	220,3	1021,2	1,70	2,216
Média	230,7	1046,1	3,20	3,258
Alta	259,6	1007,0	4,20	3,633

5.6.1- Relação da dureza final com a temperatura

A figura 79 mostra os perfis de dureza da ZTA-GG (produzida pelo primeiro passe) em função da distância à linha de fusão do segundo passe (os valores podem ser consultados no apêndice 4). Com linhas contínuas estão mostradas as curvas ajustadas aos valores

experimentais. A dureza média do metal de base e a dureza máxima da ZTA-GG– antes de sofrer um segundo aquecimento– eram de 190 e 441 HV, respectivamente.

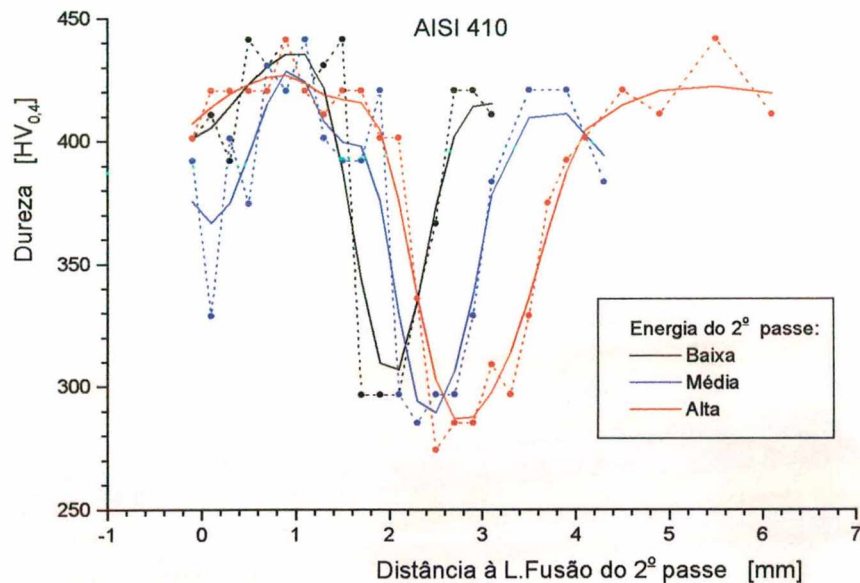


Fig. 79- Perfis de dureza na ZTA-GG do primeiro passe, aquecida por um segundo passe com três níveis de energia.

A figura 80 mostra os valores de dureza final da ZTA-GG em função da temperatura do segundo aquecimento, isto é, as temperaturas de patamar (para os tratamentos isotérmicos) e as temperaturas de pico (para os ciclos de soldagem). Dessa figura podem ser feitos os seguintes comentários:

a) Quanto aos efeitos do **revenimento isotérmico**:

- No tratamento a 500 °C é visível o efeito de endurecimento secundário produzido na ZTA-GG. Esse efeito é similar àquele que apresenta o metal de base (veja a figura 81), e está associado à presença de Cr, conforme mostram as curvas de revenimento da figura 20-b. Acima de 500 °C os precipitados coalescem e, com isso, diminui o seu efeito de endurecimento.
- Para valores de temperatura similares, no tratamento isotérmico ocorre uma queda de dureza maior em relação àquela produzida pela soldagem com os vários níveis de energia (variando a diferença entre 30 e 50 HV).
- A dureza continua a cair no tratamento isotérmico a 800 °C, o que significa que não foi ultrapassada a temperatura A_{c1} da ZTA-GG, pois se o fosse, a porção

austenitizada transformaria a martensita, mesmo com o resfriamento lento ao ar (conforme o diagrama TTT para este aço, mostrado na figura 82).

Na figura 83 são mostradas as microestruturas do metal de base e da ZTA-GG submetida a vários tratamentos isotérmicos. Na ZTA-GG tratada a 800 °C é possível observar grande quantidade de carbonetos coalescidos nos contornos de grão, mas não houve a essa temperatura reaustenitização do material.

b) Quanto aos efeitos que ocorrem pelos **ciclos de soldagem**, pode-se afirmar o seguinte:

- A máxima queda de dureza ocorre a temperaturas T_p entre 680 e 720 °C. Quanto maior a energia de soldagem, maior é a temperatura em que ocorre essa queda máxima e maior é o valor da queda. Para este material, que possui elevada temperabilidade, a temperatura A_{c1} da ZTA-GG deve estar próxima desses valores, pois a austenita que se formar acima de A_{c1} , pelo resfriamento rápido que ocorre em soldagem transformará em martensita (conforme pode ser inferido do diagrama TTT mostrado na figura 82).
- Há um aumento abrupto da dureza ao aumentar a T_p acima de A_{c1} para todas as energias de soldagem (veja a figura 80). No caso da soldagem com média

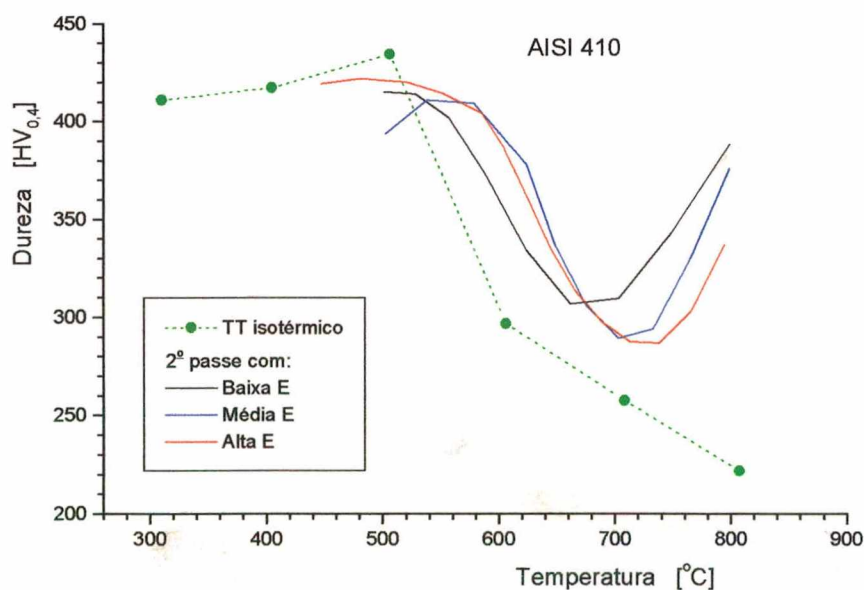


Fig. 80- Relação entre a dureza final na ZTA-GG do primeiro passe e as temperaturas de tratamento isotérmico e por ciclos de soldagem.

energia, essa variação foi de 297 para 420 (veja a figura 84). Um detalhe dessa região é mostrado na figura 85; ao microscópio é possível verificar que na região de maior dureza houve reaustenitização total do material, com a transformação para martensita durante o resfriamento. Para o CP de média energia, a temperatura estimada no local da transição é de 750 °C, e corresponde à temperatura A_{c3} .

- Na ZTA perto da linha de fusão, há uma forte queda de dureza, pela formação de ferrita delta grosseira no aquecimento acima de 1200 °C.

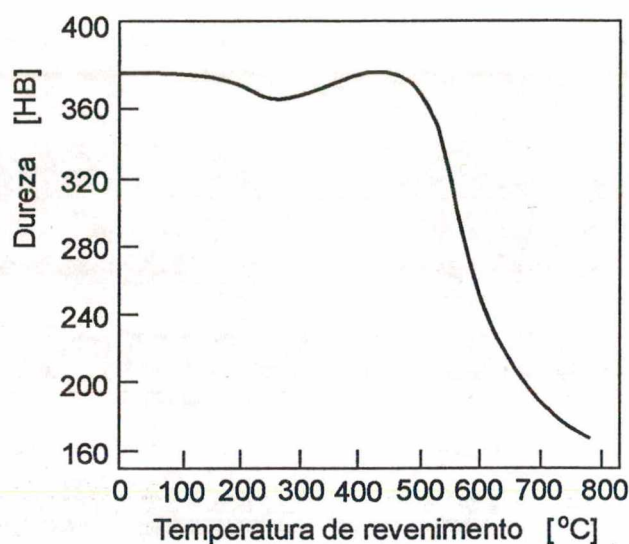


Fig. 81- Curva de revenimento isotérmico do aço AISI 410, com tratamentos por 1 h [71].

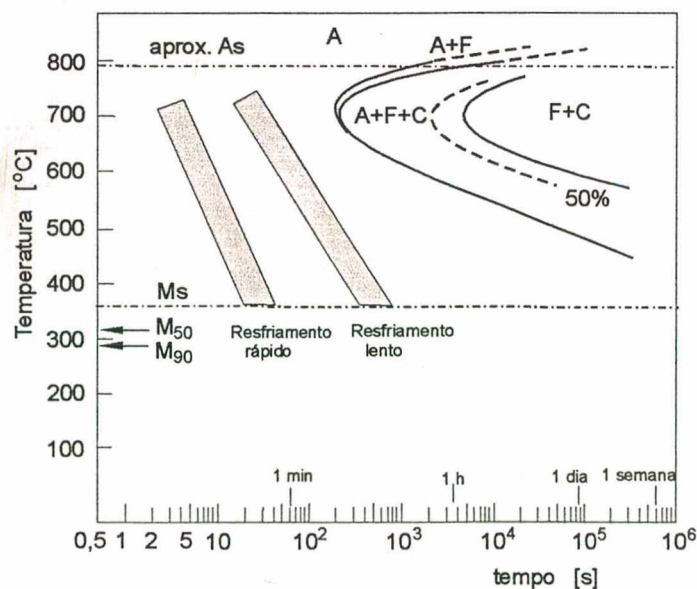


Fig. 82- Diagrama TTT do aço AISI 410, com 12%Cr e 0,1%C, austenitizado a 980 °C [71].

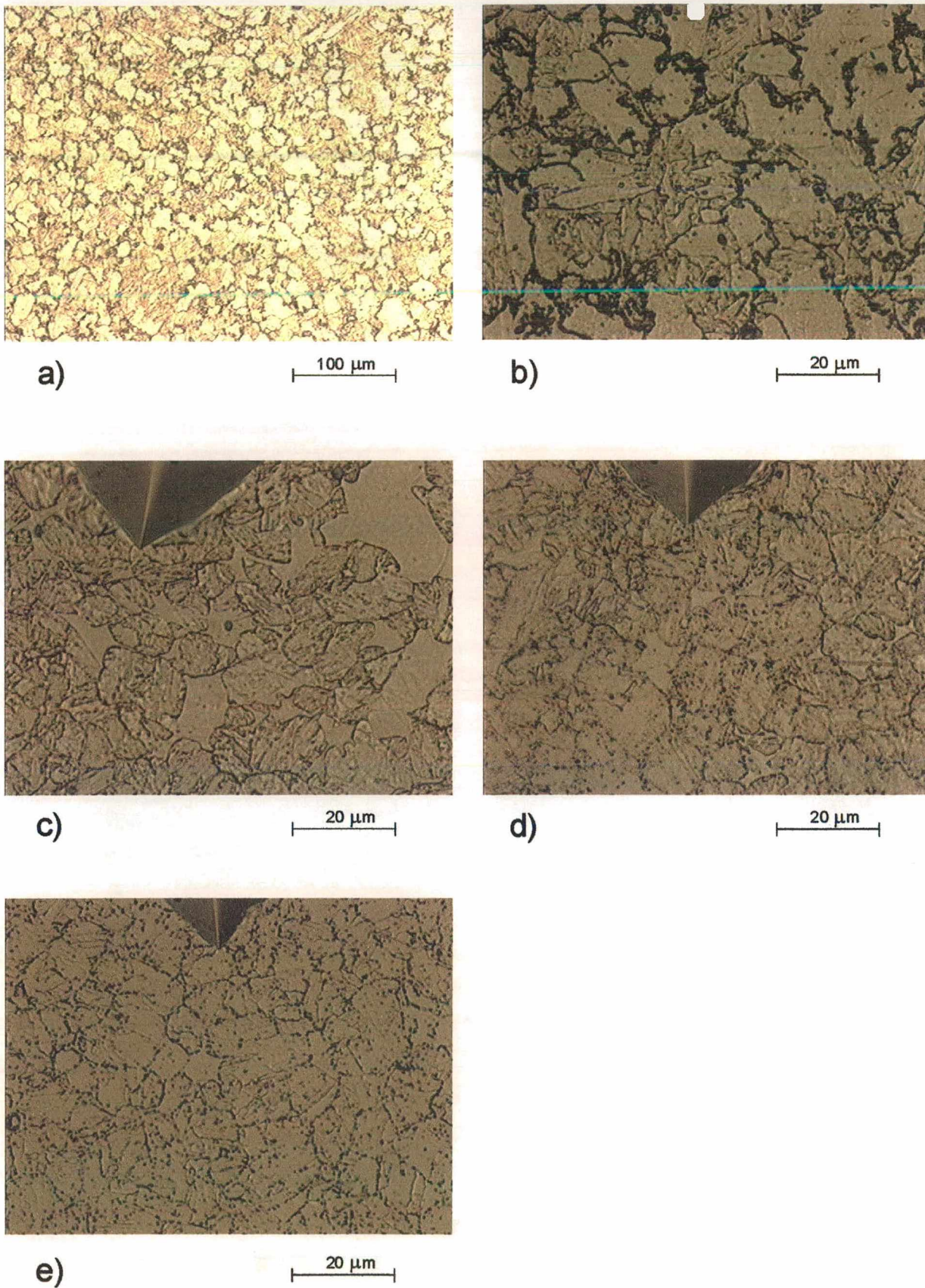
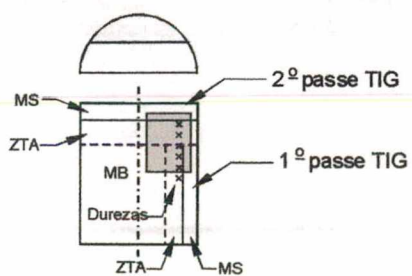


Fig. 83- Micrografias do aço AISI 410: a, b) metal de base; c, d, e) ZTA-GG submetida a tratamentos isotérmicos a 600, 700 e 800 °C, respectivamente.

AISI 410



Dureza [HV]	Tpico [°C]
----------------	---------------



392	
329	
401	
375	
431	1052
420	1003
441	957
401	913
392	873
392	835
420	799
297	765
285	733
297	703
297	675
329	649
383	624
420	578
420	538

Fig. 84- Micrografia geral da amostra de implante, indicando os valores de dureza medidos e as correspondentes temperaturas T_p estimadas.

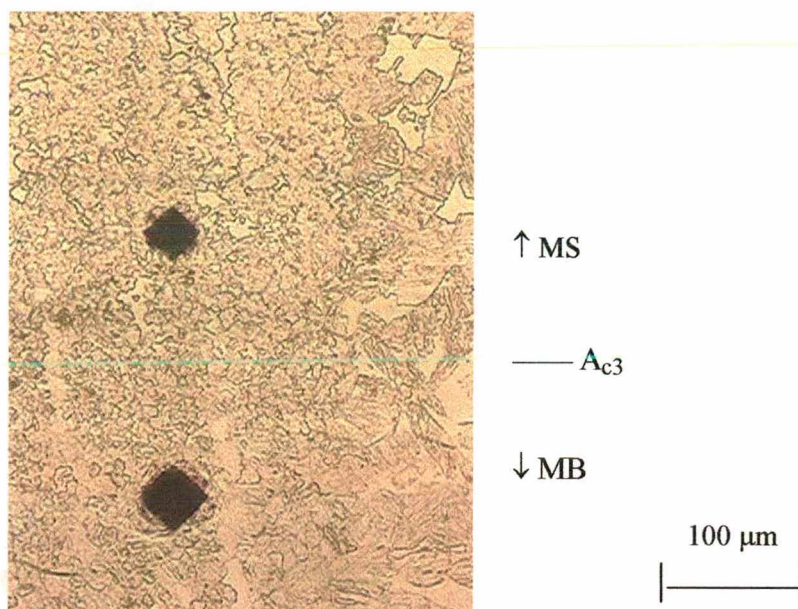


Fig. 85- Micrografia mostrando a região onde a dureza aumenta abruptamente de 297 para 420 HV.

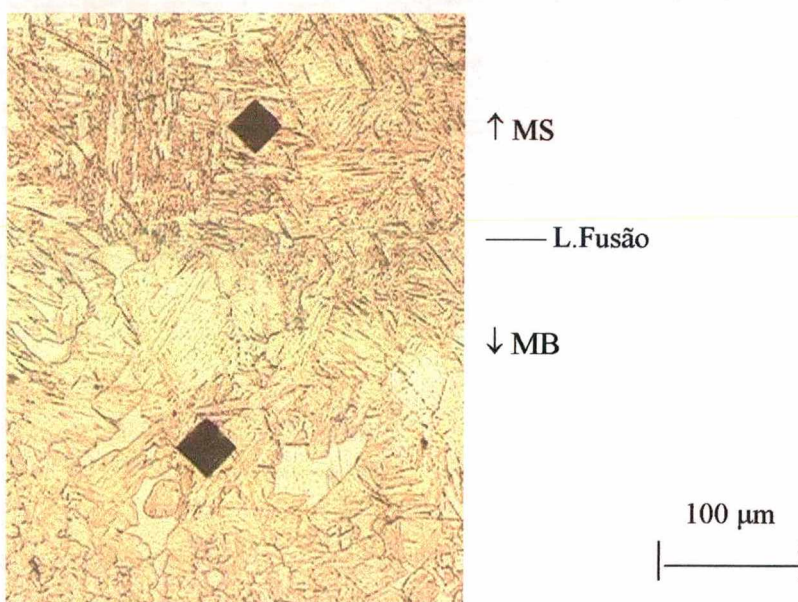


Fig. 86- Micrografia da região próxima à linha de fusão, mostrando grande quantidade de ferrita delta grosseira.

5.6.2- Aplicação dos parâmetros de revenimento

A figura 87 mostra a relação entre a dureza final e o parâmetro P_{HJ} . De forma similar a como encontrado para os aços A387 Gr.5 e A516 Gr.70, esse parâmetro subestima os efeitos do ciclo térmico de soldagem. Por exemplo:

- Na soldagem o efeito máximo de revenimento ocorre para valores de P_{HJ} entre 16 e 17, enquanto que para o tratamento isotérmico a dureza continua a cair para valores P_{HJ} acima de 20.
- Para um valor P_{HJ} igual a 15,5, a dureza final em soldagem é menor que 350 HV, enquanto que no tratamento isotérmico atinge 420 HV.

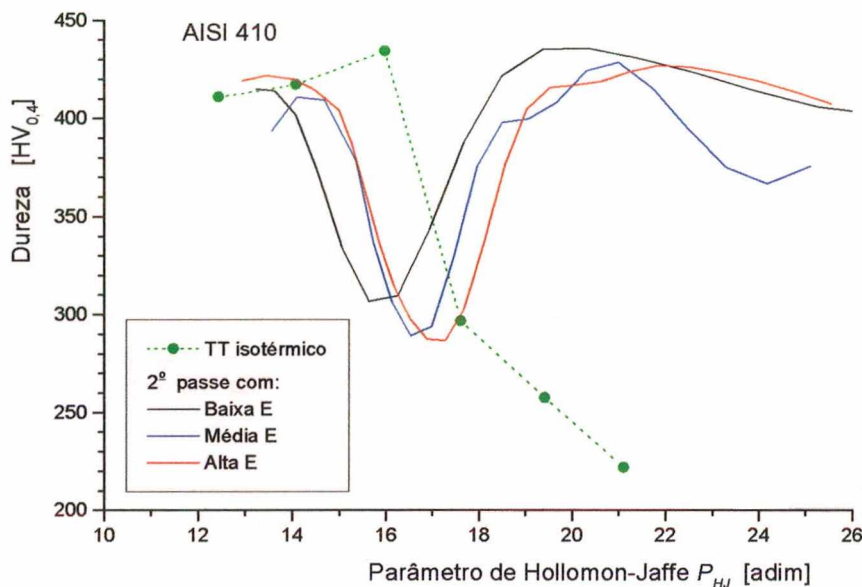


Fig. 87- Relação entre a dureza final da ZTA-GG e o parâmetro P_{HJ} , para o aço AISI 410.

5.7- Comparação do comportamento ao revenimento dos quatro aços estudados

5.7.1- Revenimento por tratamentos isotérmicos

Na figura 88 são comparadas as durezas da ZTA-GG antes e após ser submetida a tratamentos isotérmicos. Podem ser feitos os seguintes comentários:

- Por ter um elevado teor de carbono, a ZTA-GG do aço 1045 apresenta uma elevada dureza (720 HV). Com o tratamento isotérmico essa dureza diminui acentuadamente, caindo à temperatura de 800 °C a valores da ordem de 200 HV.
- Nos outros aços, com teores de carbono relativamente mais baixos, a ZTA-GG— mesmo contendo martensita— apresenta durezas inferiores a 450 HV.

- Os aços AISI 410 e A387 Gr.5 apresentam endurecimento secundário, que atinge um valor máximo em temperaturas em torno de 500 °C.
- O perfil de dureza para o aço A516 apresenta um platô entre 500 e 600 °C. Num primeiro momento tal comportamento seria inesperado para este material, mas, ao verificar que dito aço contém um relativamente elevado teor de Nb (0,018%), pode-se admitir a ocorrência de endurecimento secundário.
- O aço A387 Gr.5 começa a reaustenitizar entre 700 e 800 °C, o que pode ser verificado pela inflexão na curva de dureza.

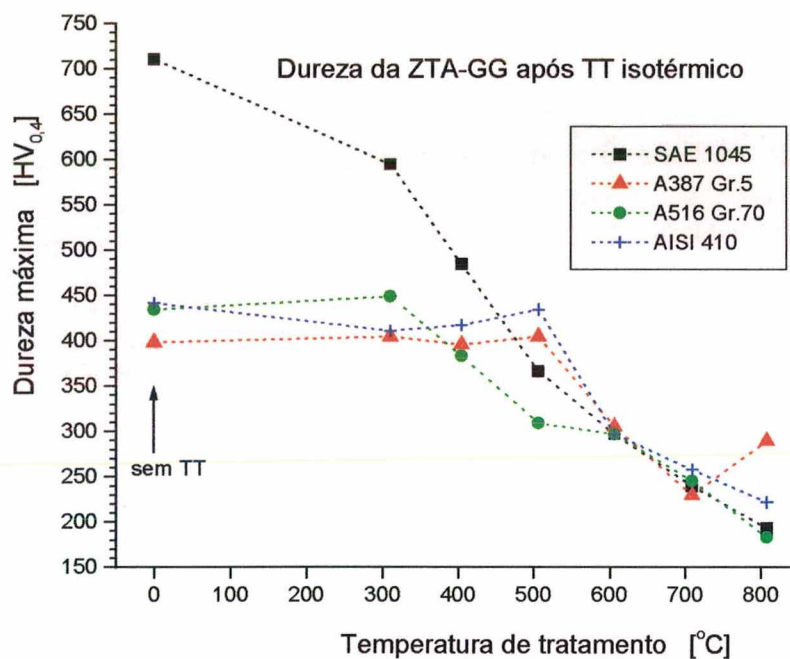


Fig. 88- Durezas da ZTA-GG submetida a tratamentos isotérmicos entre 300 e 800 °C, em função da temperatura de revenimento, para os quatro aços ensaiados.

5.7.2- Revenimento por ciclos térmicos de soldagem

Na figura 89 são mostrados os perfis de dureza da ZTA-GG para os implantes reaquecidos com média energia. Pode ser comentado o seguinte:

- Os aços A387 Gr.5 e AISI 410 apresentam uma faixa de revenimento estreita. As temperaturas em que ocorrem as máximas quedas de dureza nesses dois aços são de 650 e 710 °C, respectivamente, e correspondem às temperaturas A_{c1} , pois, quando um aço mais ligado é reaustenitizado— mesmo que parcialmente—, a austenita retempera, com o conseqüente aumento da dureza.

- As temperaturas em que ocorrem as máximas quedas de dureza nos aços A516 Gr.70 e SAE 1045 são de 750 e 790 °C, respectivamente. Nesse caso, as temperaturas de transformação A_{c1} devem ser algo menores, pois esses materiais não apresentam alta temperabilidade, de modo que a austenita formada no reaquecimento não se transforma totalmente em martensita.
- Tomando como referência, por exemplo, uma dureza final de 350 HV– que é colocada como limite para ocorrência de trincas a frio na soldagem de aços temperáveis–, as faixas de temperatura em que os vários materiais (quando soldados com média energia) apresentam essa dureza final são as mostradas na tabela 13 (propositadamente foram organizados os materiais em ordem decrescente das faixas de T_p).
- Se for tomada como referência uma dureza máxima de 248 HV, estipulada como limite para a ocorrência de trincas por corrosão sob tensão, o único aço, dos quatro testados, que cumpriria facilmente com essa especificação numa soldagem multipasses é o A516 Gr.70.
- O perfil de dureza do aço A516 Gr.70 apresenta um platô entre 500 e 600 °C, também observado na curva de revenimento por tratamento isotérmico.

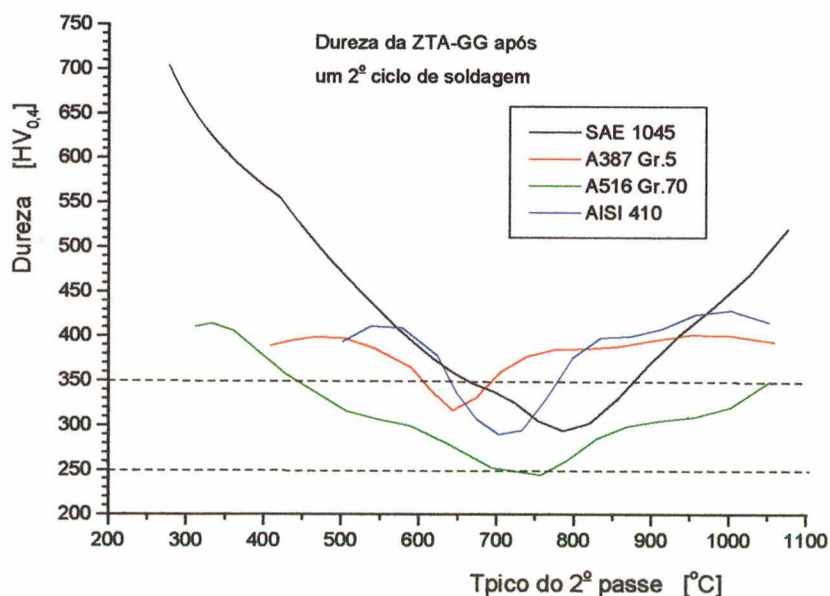


Fig. 89- Durezas da ZTA-GG dos quatro aços submetidos a tratamentos isotérmicos, em função da temperatura de patamar.

Tabela 13- Temperaturas de pico– do segundo passe aplicado com média energia– para as quais a dureza final da ZTA-GG foi de 350 HV.

Material	Tp mínima [°C]	Tp máxima [°C]	Faixa de Tp [°C]
A516 Gr.70	440	1055	615
SAE 1045	665	880	215
AISI 410	640	780	140
A387 Gr. 5	605	690	85

5.7.3- Quedas relativas de dureza em função da temperatura de tratamento

Uma melhor forma de comparar o comportamento dos materiais em relação ao revenido é através da queda de dureza relativa. Olsen *et al* [27] a definem como sendo a relação entre a dureza final e a dureza inicial. Entretanto, o autor propõe como uma definição mais apropriada (por permitir comparar o comportamento de materiais diferentes e por envolver os valores limite reais em que pode variar a dureza em função dos diferentes tratamentos térmicos) a seguinte:

$$\Delta HV_{relativa} = \frac{HV_{ZTA-GG_{inic}} - HV_{ZTA-GG_{final}}}{HV_{ZTA-GG_{inic}} - HV_{MBase}} \quad (21)$$

Onde,

$HV_{ZTA-GG_{inic}}$ é a dureza da ZTA-GG antes do tratamento térmico.

$HV_{ZTA-GG_{final}}$ é a dureza da ZTA-GG depois do tratamento térmico.

HV_{MBase} é a dureza do metal de base, no estado de fornecimento.

A figura 90 mostra as quedas relativas de dureza, para todos os tratamentos, em função da temperatura. Dela pode ser comentado o seguinte:

a) Quanto ao revenimento pelos **tratamentos isotérmicos**:

- O revenimento mais intenso foi o do aço SAE 1045, atingindo para 800 °C ao redor de 100% de queda relativa de dureza.
- A queda de dureza para o aço A516 Gr.70 também foi intensa para todas as temperaturas maiores ou iguais a 400 °C, embora entre 500 e 600 °C apresente um platô, como descrito no item 5.7.2.

- Para os aços A387 Gr.5 e AISI 410 a dureza só começou a cair para temperaturas acima de 500 °C.

b) Quanto ao revenimento pelos **ciclos térmicos de soldagem**:

- Parece que existe uma relação entre as temperaturas T_p em que ocorrem as máximas quedas relativas de dureza, a quantidade máxima de queda e a faixa em que há uma queda significativa (por exemplo, de 20%). Na tabela 14 são mostrados esses valores.
- Conforme a figura 91, parece que há uma relação linear entre as quedas relativas de dureza que apresentam os quatro materiais e os valores de temperatura T_p em que essas quedas são máximas. Na figura foi incluída a reta ajustada por regressão aos valores observados.
- A figura 92 mostra as faixas de temperatura em que ocorre significativo revenimento da ZTA-GG, em função da temperatura em que ocorre a máxima queda. Dois comportamentos bem diferentes são observados: aquele dos aços SAE 1045 e A516 Gr.70 (aços ao C e baixa liga), nos quais a temperatura de máxima queda é maior e a faixa de queda de dureza é grande. O outro, dos aços A387 Gr.5 e AISI 410 (aços mais ligados), em que a temperatura de queda de dureza é menor e a faixa de T_p em que ocorre essa queda é muito pequena.
- Lembrando que para os aços mais temperáveis a temperatura de mínima dureza corresponde à temperatura A_{c1} , pode ser afirmado então que quanto menor a temperatura A_{c1} do material, menor será a queda de dureza possível de se obter na soldagem multipasses, e menor será a faixa de temperaturas T_p em que ocorre amolecimento do material (tabela 14). Este último fato também significa que a subregião da ZTA em que ocorre amolecimento torna-se gradativamente menor em relação à faixa em que o material retempera na soldagem, a medida que A_{c1} diminui. Isso explicaria, por exemplo, a maior dificuldade em conseguir revenir um aço inox martensítico macio tipo CA-6NM do que o inox martensítico convencional AISI 410 [72]: na tabela 15 estão as larguras das faixas revenida e retemperada (e a relação entre elas) determinadas mediante o teste de Higuchi. Além disso, em aços com maior teor de elementos de liga é de se esperar que a faixa em que ocorrem efeitos significativos de revenimento seja estreita, em função da

diminuição da mobilidade do carbono quando esses elementos estão presentes em solução sólida.

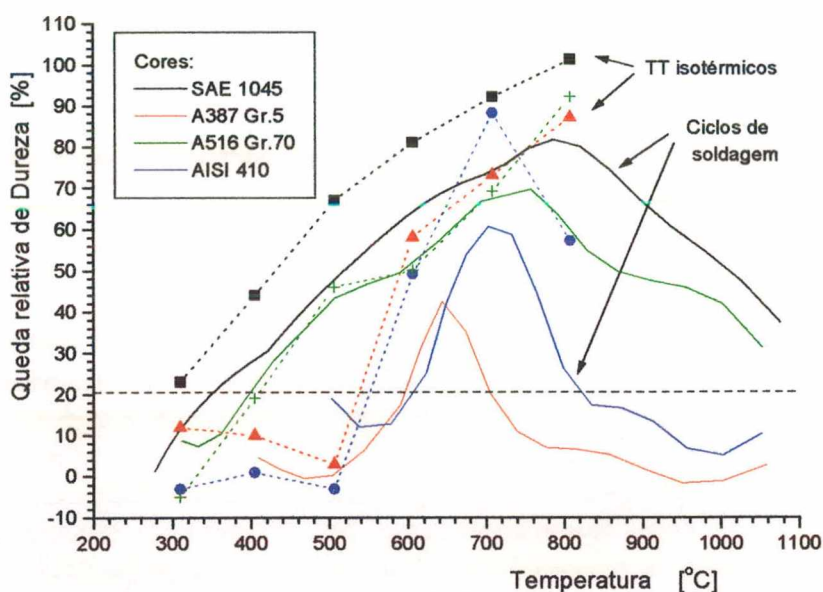


Fig. 90- Quedas relativas de dureza da ZTA-GG para todas as condições de tratamento (isotérmico e por ciclos de soldagem) em função da temperatura.

Tabela 14- Características da queda relativa de dureza em função dos ciclos de soldagem

	SAE 1045	A516 Gr.70	AISI 410	A387 Gr. 5
Temperatura em que ocorre a máxima queda de dureza [°C]	785	755	705	640
Queda máxima de dureza [%]	82	70	60	42
Temperaturas em que ocorre 20% de queda relativa:				
Tp mínima [°C]	350	400	605	595
Tp máxima [°C]	>1000	>1000	825	705
Faixa de Tp [°C]	>650	>600	220	110

Tabela 15- Larguras das zonas endurecida e revenida, para diferentes energias de soldagem [72].

	AISI 410		CA-6NM	
	6,3	18,9	4,9	18,7
Energia [kJ/cm]	6,3	18,9	4,9	18,7
Largura endurecida [mm]	1,0	2,7	1,8	4,4
Largura revenida [mm]	1,0	2,8	0,5	1,5
Relação Lrev/Lend [adim]	1,00	0,97	0,28	0,34

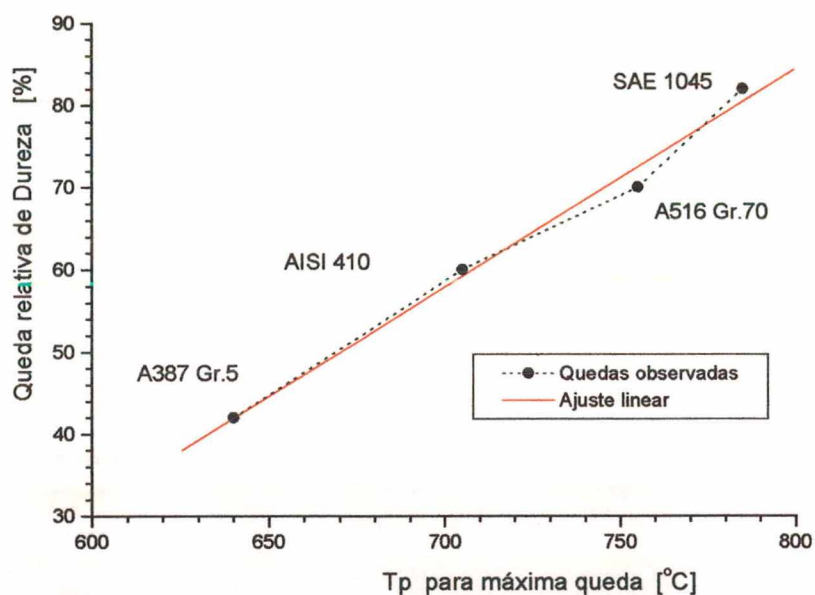


Fig. 91- Quedas relativas máximas de dureza da ZTA-GG reaquecida por ciclos de soldagem (com média energia), em função da temperatura T_p à qual ocorrem.

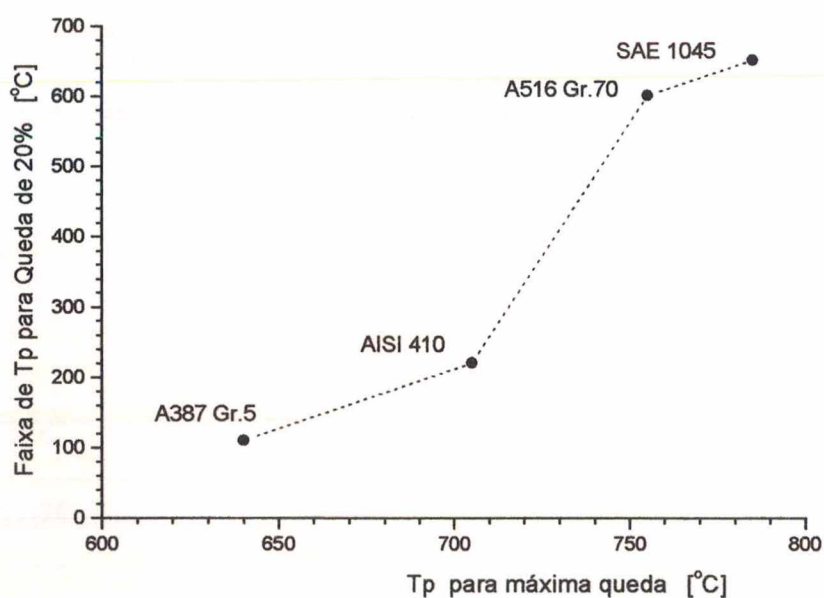


Fig. 92- Faixas de temperatura em que ocorre revenimento significativo da ZTA-GG pelos ciclos de soldagem, em função da temperatura T_p à qual ocorre a máxima queda de dureza.

5.7.4- Temperaturas de transformação do metal de base e da ZTA-GG

A tabela 16 reúne os valores das temperaturas de transformação para os quatro aços estudados no presente trabalho, tanto aquelas que apresenta o metal de base em função da taxa de aquecimento, como as que apresenta a ZTA-GG (gerada no MB por efeito do primeiro passe de soldagem). Na parte inferior da tabela há alguns comentários sobre a origem dos valores, isto é, se foram medidos ou estimados a partir de outras informações.

Tabela 16- Valores das temperaturas de transformação para os quatro aços ensaiados.

		Taxa lenta de aquecimento ⁽¹⁾		Taxa de aque.= 300 °C/s ⁽²⁾	
		A _{c1}	A _{c3}	A _{c1}	A _{c3}
A387 Gr.5	MB	790 ⁽³⁾	870 ⁽³⁾	840 ⁽⁵⁾	920 ⁽⁵⁾
	ZTA-GG	710 ⁽⁴⁾	>800 ⁽⁴⁾	640 ⁽⁷⁾	760 ⁽⁷⁾
AISI 410	MB	810 ⁽³⁾	920 ⁽³⁾	830 ⁽⁵⁾	960 ⁽⁵⁾
	ZTA-GG	---	>800	750 ⁽⁶⁾	835 ⁽⁷⁾
A516 Gr.70	MB	720 ⁽³⁾	860 ⁽³⁾	745 ⁽⁵⁾	900 ⁽⁵⁾
	ZTA-GG	---	---	710 ⁽⁶⁾	860 ⁽⁶⁾
SAE 1045	MB	715 ⁽³⁾	790 ⁽³⁾	785 ⁽⁵⁾	860 ⁽⁵⁾
	ZTA-GG	---	---	760 ⁽⁶⁾	790 ⁽⁸⁾

- 1) Aquecimento lento refere-se àquele utilizado nos ensaios dilatométricos (0,08 °C/s) para a determinação de A_{c1} e A_{c3} do MB, ou ao aquecimento dos discos de implante no forno de tratamento térmico.
- 2) Taxa observada no aquecimento pelo segundo passe nos CPs de implante.
- 3) Determinadas por dilatometria.
- 4) Inferidas a partir da curva de revenimento isotérmico.
- 5) Estimadas a partir de dados da literatura [5, 69].
- 6) Estimadas a partir do perfil de dureza e da observação ao microscópio.
- 7) Inferida com base na curva de dureza.
- 8) Estimada a partir da observação ao microscópio.

Na tabela 17 são sintetizadas as diferenças entre as temperaturas de transformação (A_{c1} e A_{c3}) do MB e da ZTA-GG, para os vários materiais. Pode-se observar que os aços mais ligados apresentam uma grande redução das temperaturas de transformação no aquecimento por um primeiro passe. Esses materiais de base originalmente estão no estado temperado e revenido, de forma que sua microestrutura original é constituída de martensita revenida e alguns carbonetos precipitados em forma finamente dispersa. Ao ser rea aquecidos a

temperaturas elevadas, bem acima de 1100 °C, tais carbonetos dissolvem, de modo que a austenita torna-se homogênea. No rápido resfriamento correspondente ao ciclo de soldagem, resultará na ZTA-GG uma martensita supersaturada em C e elementos de liga.

Essas constatações indicam que a microestrutura da ZTA-GG (martensita supersaturada e não revenida) oferece sítios mais propícios para a nucleação da austenita no reaquecimento do que aquela do metal de base. Isso parece ser verdade mesmo para um metal de base originalmente contendo perlita (como nos aços SAE 1045 e A516 Gr.70), constituinte que já possui locais propícios para a nucleação da austenita.

Tabela 17- Magnitude da diferença entre as temperaturas A_{c1} e A_{c3} do metal de base e da ZTA-GG (gerada no MB pelo primeiro passe de soldagem).

	ΔA_{c1}	ΔA_{c3}
A387 Gr. 5	200	160
AISI 410	80	125
A516 Gr.70	35	40
SAE 1045	25	70

5.8- Avaliação dos parâmetros propostos para prever o revenimento em soldagem

a) Parâmetro de Hollomon-Jaffe.

Contrário ao que Alberry afirma [22,23], o parâmetro P_{HJ} não pode ser utilizado para correlacionar as condições de tratamento (tempo e temperatura) com os efeitos de revenimento da ZTA em soldagem multipasses. O único material– dos quatro ensaiados– em que esse parâmetro mostrou-se adequado para comparar efeitos de ciclos térmicos de soldagem entre si e destes com ciclos de revenimento isotérmico foi o aço SAE 1045. Nos outros aços, o parâmetro P_{HJ} subestimou o efeito dos ciclos térmicos de soldagem, devido a que atribui uma forte influência ao fator tempo.

Como Smith e Nutting [46] apontaram, o parâmetro P_{HJ} foi desenvolvido a partir de correlações entre o revenimento em aços ao C e as condições de tratamento, a saber, tempo e temperatura. Entretanto, em aços ligados, notadamente aqueles que apresentam o fenômeno de endurecimento secundário, duas condições diferentes de tratamento com o mesmo P_{HJ} podem ter resultados bastante diferentes.

b) Parâmetro de Dorn

Na análise dos resultados, este parâmetro só tinha sido comentado em relação ao comportamento ao revenimento do aço SAE 1045. Entretanto, para chegar a conclusões mais definitivas sobre a conveniência ou não do uso do parâmetro P_{Dorn} , serão analisados em conjunto os comportamentos ao revenimento dos quatro aços ensaiados.

A figura 93 apresenta as quedas relativas de dureza da ZTA-GG, para os tratamentos isotérmicos e ciclos de soldagem (com média energia), em função do parâmetro P_{Dorn} . Pode-se concluir que— para cada um dos materiais em separado— as curvas referentes aos tratamentos isotérmicos e aos ciclos de soldagem se apresentam muito mais afastadas ao serem elaboradas em função do parâmetro P_{Dorn} do que em função da temperatura atingida (compare com a figura 90). Portanto, esse parâmetro não é adequado para a previsão dos efeitos do revenimento em soldagem, na forma em que foi proposto por Olsen *et al* [27].

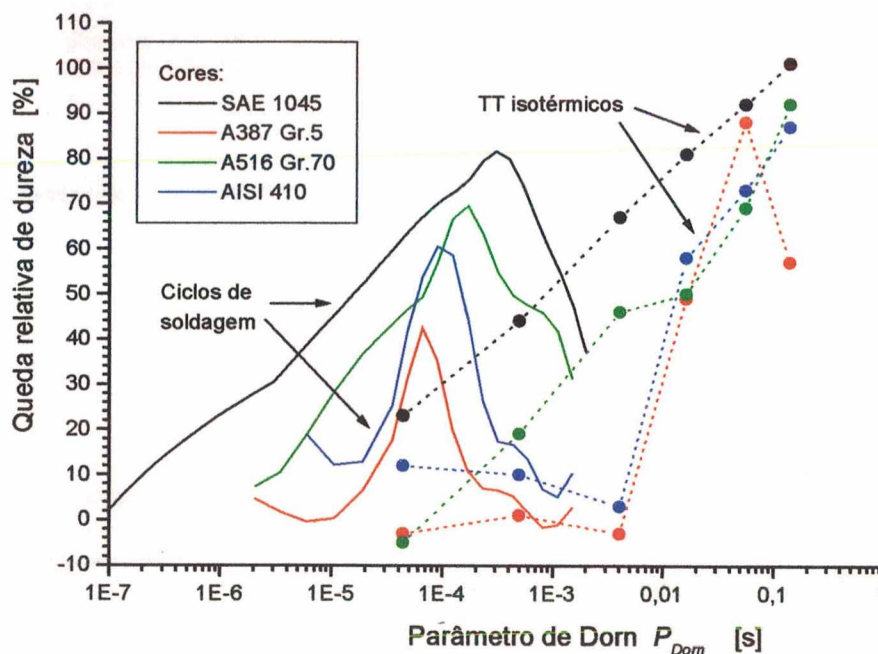


Fig. 93- Relação entre as quedas relativas de dureza para os quatro aços testados e o parâmetro de Dorn.

5.9- Avaliação das fórmulas de Yurioka para previsão de dureza.

Os valores de dureza previstos pelas fórmulas de Yurioka [41,43] (veja a planilha de cálculo no apêndice 2) foram confrontados com os valores obtidos experimentalmente neste trabalho.

5.9.1- Previsão da dureza da ZTA-GG de um passe único.

Na tabela 18 são mostrados os valores de dureza da ZTA-GG medidos, e os valores previstos por Yurioka para ciclos térmicos que resultam em tempos de resfriamento $\Delta t_{8/5}$ de 3,13 s (como os estimados para as soldagens efetuadas). Também são mostrados alguns valores característicos da curva de dureza fornecidos pelas fórmulas de Yurioka. Como a composição química do aço AISI 410 está um pouco fora dos limites de validade das fórmulas, não foi feita a análise para esse material.

Tabela 18- Valores de dureza da ZTA-GG de um passe único, medidos e previstos por Yurioka.

	SAE 1045	A387 Gr. 5	A516 Gr.70
Dureza da ZTA-GG:			
• medida	710	398	434
• Prevista por Yurioka	614	366	399
Valores característicos da curva de dureza, previstos por Yurioka:			
• Dureza da martensita [HV].	679	366	475
• Tempo $\Delta t_{8/5}$ máximo para 100% martensita [s]	1,13	11,0	0,61
• Dureza com 0% martensita [HV].	243	274	205
• Tempo $\Delta t_{8/5}$ mínimo para obter micro-estrutura isenta de martensita [s]	60,5	4381	51,6

No caso dos aços A387 Gr.5 e A516 Gr.70, as durezas da ZTA-GG (para $\Delta t_{8/5}= 3,13s$) são relativamente próximas dos valores observados. Entretanto, a dureza prevista para o aço SAE 1045 apresenta uma diferença de quase 100 HV a menos que a observada, em função do baixo valor de dureza estimado por Yurioka para a martensita.

As fórmulas de Yurioka estimam uma temperabilidade do aço A387 Gr.5 muito maior que a dos outros aços: o tempo crítico para obter 100% de martensita é maior e o tempo para obter microestrutura isenta de martensita corresponde a mais de uma hora.

5.9.2- Previsão da dureza final da ZTA-GG submetida a tratamento isotérmico.

Dos aços ensaiados, somente o aço A516 Gr.70 possui composição dentro do campo de validade das fórmulas de Yurioka para avaliar os efeitos do revenimento isotérmico. Na figura 94 estão os valores de dureza final da ZTA-GG em função da temperatura de revenimento.

Pode-se observar que Yurioka prevê um forte revenimento para esse aço a temperaturas baixas, e depois a dureza volta a subir. Para verificar a razão desse comportamento, na figura 95 foram desenhadas separadamente as curvas de três termos aditivos de queda de dureza— correspondentes às influências do carbono equivalente CE_{ii}^{10} , e dos elementos V e Nb— em função da temperatura de revenimento.

Yurioka, dentro do seu método de previsão de dureza, define vários carbonos equivalentes (CE_i , CE_{ii} e CE_{iii}), cujas fórmulas podem ser consultadas no apêndice 2.

Enquanto que o fator correspondente a CE_{ii} aumenta linearmente com a temperatura (ou seja, a dureza cairia também linearmente), os fatores devidos ao V e Nb são muito altos a baixas temperaturas e atingem um valor mínimo a uma temperatura em torno de 650 °C, para depois aumentar de novo. Esses fatores, que são para levar em consideração os efeitos de endurecimento secundário, são superestimados na fórmula de Yurioka e a faixa de temperaturas em que eles incidem deveria estar restrita àquelas que são observadas na prática (isto é, acima de 500 °C, aproximadamente).

¹⁰ Yurioka, no seu método de previsão de dureza, define vários carbonos equivalentes (CE_i , CE_{ii} e CE_{iii}), cujas fórmulas podem ser consultadas no apêndice 2.

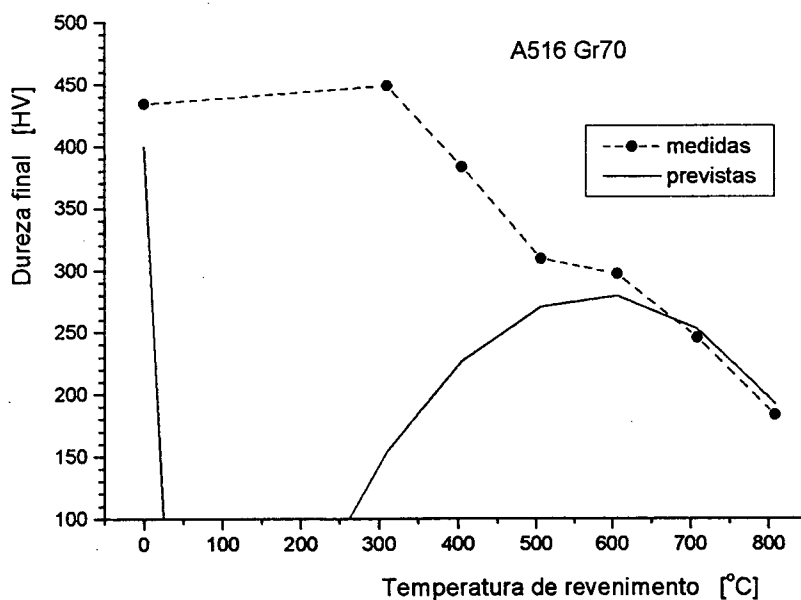


Fig. 94- Valores de dureza final da ZTA-GG em função da temperatura de revenimento, medidos e previstos por Yurioka.

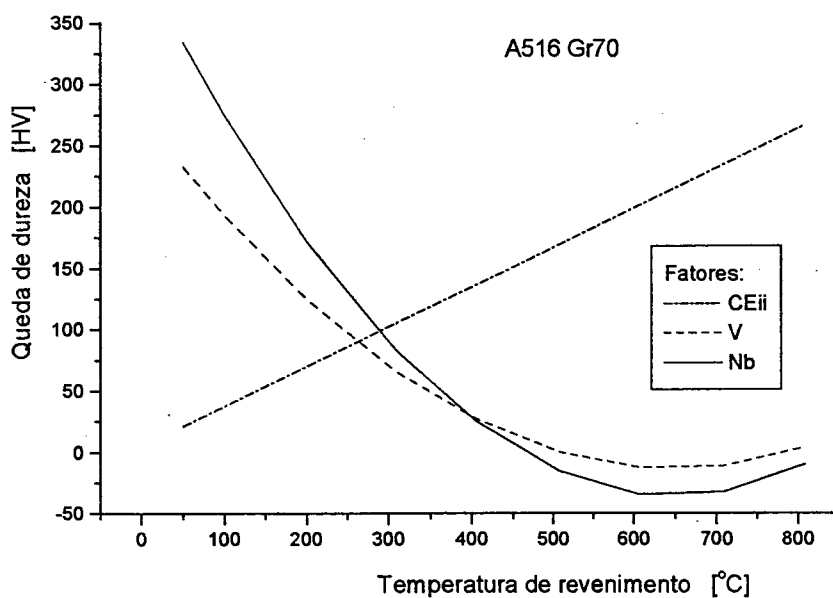


Fig. 95- Termos aditivos de queda de dureza correspondentes às influências do carbono equivalente CEii, e dos elementos V e Nb, em função da temperatura de revenimento.

5.10- Avaliação final do ensaio de *implante de cordão*

Este ensaio mostrou-se adequado para estudar o revenimento da ZTA-GG em soldagem multipasses. Através do ensaio foi possível comparar os efeitos de ciclos de soldagem realizados em diversas condições. Isto apesar de que, no presente trabalho, a precisão dos resultados foi prejudicada pela incerteza nos valores das temperaturas de transformação do metal (que tiveram de ser estimados ou inferidos) e pelos erros derivados das relativamente baixas cargas usadas nas medições de dureza.

O conhecimento dos fenômenos estudados experimentalmente mediante o ensaio de *implante de cordão* pode ser estendido a outros processos de soldagem (no ensaio de implante foi usado o TIG autôgeno) e condições operacionais. Basta para isso realizar alguns ensaios que permitam calibrar as soluções analíticas de transferência de calor para essas situações de soldagem.

A calibração das soluções analíticas de transferência de calor pode ser feita através do ajuste dos parâmetros da fonte de calor— σ e η — resolvendo um problema inverso no qual tem-se como informação a geometria de uma isoterma conhecida, determinada mediante análise macrográfica e micrográfica. Por outro lado, as medidas de temperatura de pico obtidas com termopar apresentaram uma elevada incerteza, devido à perturbação que os furos do termopar causam no campo de temperaturas. Como resultado, as T_p observadas são maiores que os valores que ocorrem quando não há a presença do furo e, portanto, não são adequadas para estimar os parâmetros da fonte de calor.

As soluções analíticas servem para determinar o campo de temperaturas e os ciclos térmicos. Destes últimos podem ser extraídos os valores de T_p e calculados os parâmetros propostos para o revenimento, P_{HJ} e P_{Dom} (como foi feito no trabalho presente). Em função do fenômeno que esteja sendo estudado, outros parâmetros podem ser calculados a partir do ciclo térmico, ou o mesmo pode ser acoplado a um modelo que descreva um fenômeno, tal como foi feito por Santos *et al* para o estudo do crescimento de grão na ZTA em soldagem com fonte de calor de potência pulsada [73].

Especificamente para o estudo do revenimento em soldagem, o teste de *implante de cordão* mostrou-se mais adequado do que o teste prático de Higuchi em vários aspectos:

- Permitiu verificar o comportamento da ZTA-GG ao ser reaquelada por um ciclo térmico de soldagem. No teste de Higuchi o material a ensaiar é obtido por um

processo de têmpera convencional, de modo que a sua microestrutura não corresponde à da ZTA-GG de soldagem. Por exemplo, para o aço A516 Gr.60 (que apresenta baixa temperabilidade) no estudo realizado por Ribeiro [10] não foram conseguidas por tratamento de têmpera em forno durezas acima de 200 HV, enquanto que a dureza observada na ZTA-GG foi próxima de 350 HV. Na têmpera convencional as condições de austenitização conduzem a uma maior homogeneidade da austenita, de modo que os produtos de transformação no resfriamento e suas frações volumétricas são muito diferentes daqueles da ZTA de soldagem.

- No teste de Higuchi é feita diretamente a relação entre a energia de soldagem e as larguras das zonas retemperada e revenida. O implante, por sua vez, permitiu relacionar os efeitos de revenimento com características do ciclo térmico (a temperatura de pico e— neste trabalho— o nível de energia¹¹) ou com parâmetros calculados a partir do ciclo térmico.

A aplicação dada ao ensaio de *implante de cordão* no presente trabalho, que serviu em parte para desenvolvê-lo e avaliá-lo, foi no estudo do revenimento produzido pelos ciclos térmicos de soldagem. Outras aplicações possíveis para o mesmo são:

- Estudo do refino de grão na ZTA.
- Condições para a formação de “zonas frágeis localizadas”, como as que podem ocorrer no aquecimento intercrítico de aços microligados.
- Problemas de soldagem relacionados com fenômenos de precipitação (como a sensitização de aços inoxidáveis), e segregação (como as trincas de liquação).

No presente trabalho o ensaio de *implante de cordão* foi utilizado no estudo da ZTA que é gerada no metal de base por efeito do aquecimento em soldagem. Também poderia ser aplicado ao estudo da ZTA produzida no metal de solda, para o que, em vez de realizar um primeiro passe de aquecimento da chapa por tocha TIG, seria depositado um ou vários cordões de solda dentro de um sulco preparado para alojá-los. O cilindro de implante seria usinado com sua geratriz contendo o próprio metal de solda que se deseja estudar.

¹¹ Nas análises realizadas foi feita referência aos três níveis de energia usados (baixo, médio e alto). A rigor, como pode ser verificado pela comparação dos parâmetros calculados para a fonte de calor, σ e η , apesar das soldagens nos três últimos materiais ter sido realizadas de forma simultânea, os campos de temperatura e ciclos térmicos são diferentes.

VI - CONCLUSÕES

Frente aos resultados experimentais obtidos nos quatro aços ensaiados e com base nas análises feitas a partir da literatura, é possível afirmar o seguinte.

6.1- Em relação à previsão do revenimento da ZTA-GG pelos ciclos térmicos de soldagem

O revenimento da ZTA-GG por ciclos de soldagem não pode ser previsto a partir de dados do revenimento por tratamento isotérmico utilizando os parâmetros de Hollomon-Jaffe e de Dorn, como é proposto por Alberry *et al* [22] e Olsen *et al* [27], respectivamente. Em vez desses parâmetros, uma característica do ciclo térmico que apresenta influência predominante sobre o revenimento é a temperatura de pico, T_p . Em relação à resposta do material, os fatores que influem sobre o revenimento são as temperaturas de transformação dinâmicas— A_{c1} e A_{c3} — e o grau de temperabilidade do aço.

As interações entre os fatores relativos ao ciclo térmico e às características do material são, dentre outras, as seguintes:

- Para aços de elevada temperabilidade (nos quais a austenita formada no aquecimento transforma completamente em martensita para as taxas de resfriamento em soldagem) a máxima queda de dureza da ZTA-GG ocorre em temperaturas de pico logo abaixo da temperatura A_{c1} . Esse é o caso dos aços A538 Gr.7 e AISI 410.
- Para aços de menor temperabilidade (tais como o A516 Gr.70 e SAE 1045), a máxima queda de dureza ocorre entre as temperaturas A_{c1} e A_{c3} .
- Quanto menor for a temperatura de transformação A_{c1} do material, a queda de dureza esperada é menor.

Adicionalmente, há que considerar que as temperaturas de transformação A_{c1} e A_{c3} da ZTA-GG são diferentes daquelas do metal de base, e essa diferença é maior para os aços mais ligados.

6.2- Em relação ao *ensaio de implante de cordão*

Este ensaio apresentou suficiente sensibilidade para o estudo dos diversos fenômenos que ocorrem numa soldagem multipasses, de modo que dele podem ser extraídas informações valiosas para o estabelecimento de procedimentos de soldagem pela técnica da *dupla camada*, de acordo com os objetivos da mesma (isto é, conforme seja visado refino e/ou revenido da ZTA, em função dos problemas específicos que apresente o material).

O ensaio de *implante de cordão* e as soluções de transferência de calor considerando fonte distribuída são adequados para desenvolver dessa técnica.

Em relação ao teste de Higuchi, comumente utilizado pelos pesquisadores envolvidos no desenvolvimento da técnica da *dupla camada*, o ensaio de implante apresenta vantagens importantes:

- Os seus resultados, avaliados em função do campo de temperaturas e das características do ciclo térmico, podem ser extrapolados a outras situações de soldagem, envolvendo diferentes processos e condições operacionais.
- Permite avaliar o comportamento de qualquer região da ZTA submetida a um segundo ciclo de soldagem.

6.3- Em relação à aplicação da técnica da *dupla camada*

Com base nos comportamentos observados nos quatro aços ensaiados, em termos do grau de revenimento conseguido, pode-se afirmar que aços que apresentam baixa temperabilidade e alta temperatura A_{c1} (como o aço A516 Gr.70) podem ser reparados pela técnica da *dupla camada* de modo a atingir níveis de dureza bastante baixos, como aqueles estipulados para evitar as trincas por corrosão sob tensão. No outro extremo, os aços mais temperáveis e que apresentam baixa temperatura A_{c1} exigem uma especificação mais criteriosa e um maior controle das condições de soldagem, para evitar problemas no componente, seja durante a soldagem ou em serviço. As informações associadas ao próprio desenvolvimento da técnica poderão nortear os requisitos a exigir dos fabricantes dos aços e dos consumíveis de soldagem.

VII - SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Para avançar no desenvolvimento da técnica da *dupla camada*, algumas iniciativas que poderiam ser empreendidas são as seguintes:

- a) Estudar o revenimento em soldagem produzido em outros materiais, para chegar a conclusões mais definitivas e, em última instância, a um modelo que permita prever a partir da composição do material e das condições de soldagem, qual é a dureza final na ZTA. Para isso seria conveniente o uso do ensaio de *implante de cordão*, e a determinação por dilatométrica das temperaturas de transformação no aquecimento, tanto do metal de base como da ZTA-GG.
- b) Desenvolver equações empíricas (haja vista a complexidade dos modelos numéricos) para prever as dimensões do cordão em diversos processos, dentre eles o eletrodo revestido que, mesmo sendo o mais utilizado na técnica da *dupla camada*, tem recebido pouca atenção nesse aspecto.
- c) Elaborar modelos que permitam estimar os parâmetros da fonte a usar nas soluções de transferência de calor para os diversos processos de soldagem.
- d) Realizar ensaios de simulação térmica, para reproduzir condições de soldagem que nos ensaios de *implante de cordão* tenham resultado em microestruturas às quais possa estar associada fragilidade. Para isso, seriam necessárias várias melhorias no sistema de simulação construído, particularmente no que se refere às características da fonte de energia: ela deve apresentar um retardo mínimo entre o sinal de controle e o fornecimento do pulso de corrente; seria desejável que permitisse controlar a intensidade da corrente nos pulsos, através da saída analógica do sistema de aquisição e controle.

VIII - REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. ASME Boiler and Pressure Vessel Code, Section XI, division I. **Rules for construction of pressure vessels**. July 1995 edition, New York.
2. BS 5500-1994. **Specification for unfired fusion welded pressure vessels**. Issue 2, London, January 1995.
3. Doc. IIW X-1227-91. **Recommendation for PWHT of welded joints in steel pressure vessels and other heavy duty structures**. 1991, 3 p.
4. FRIEDMAN, L.M.; BAILEY, N. **Development and assessment of procedures for repair welding of Cr-Mo steels without PWHT**. TWI/EWI Final Report J6085-23-91, January 14, 1992.
5. BOWKER, J.T.; MCGRATH, J.T.; ORR, R.F.; LETTS, M.W.; LAU, T.W. **Temper-bead weld repair in Cr/Mo Steels**. CANMET/IIW Doc. IX-1633-91, 32 p.
6. TEIXEIRA, J.C.G.; POPE, A.M. Técnica de deposição em dupla camada para reparos e modificações sem Tratamento Térmico Pós-soldagem de aço 1.0Cr-0.5Mo. **Soldagem e Materiais**, vol 4, n 2, abril/junho 1992, p. 24-27.
7. PRIES DE OLIVEIRA, S.; CORRÊA, J.A.S.; BUSCHINELLI, A.J.A. Análise de técnicas de reparo sem TTPS. In: **Anais do XVII Encontro Nacional de Tecnologia de Soldagem**, Recife-1991.
8. NIÑO, C.E.; CORRÊA, J.A.S.; BUSCHINELLI, A.J.A. Técnicas de reparo por soldagem em aços 5Cr-0.5Mo. **Soldagem e Materiais**, vol 4, n 2, abril/junho 1992, p. 28-33.
9. HENKE, S. **Soldagem de reparo de aço martensítico macio CA 6NM sem TTPS**. Dissertação de mestrado CPGEM/UFSC, fevereiro de 1998, 63 p.
10. PEREIRA, A.S. **Desenvolvimento de procedimento de reparo por soldagem em aços inoxidáveis martensíticos, com metal de adição similar sem TTP**. Dissertação de mestrado CPGEM/UFSC, maio de 2000, 115 p.
11. NACE. **Basic corrosion course**. Anton de S. Brasunas. Houston- Texas. 11th ed., june 1990.
12. RIBEIRO, H.O. **Soldagem do aço ASTM A516 Grau 60 para vasos de pressão sujeitos a corrosão sob tensão**. Dissertação de mestrado PPGCEM/UFSC, abril de 2001, 91 p.
13. BUENO, E.R. **Desenvolvimento de procedimento de soldagem de aço 4140 sem tratamento térmico posterior**. Dissertação de mestrado CPGEM/UFSC, junho de 1999, 74 p.
14. BAILEY, Norman. **Weldability of ferritic steels**. 1st ed., Abington Publishing, England, 1994, 286 p.

15. BAAS, H.; PICLES, C.A.; PRINCE, J. The effect of operating temperature exposure on non-post-weld heat treated 2.25Cr-1Mo steel weldments. **Canadian Metallurgical Quarterly**, vol 11, n 4, 1994, p. 345-358.
16. ASME Boiler and Pressure Vessel Code, Section XI, Article IWB-4000, **Repair Procedures**.
17. HIGUCHI, M; SAKAMOTO, H.; TANIOKA, S. A study on weld repair through half bead method. **IHI Engineering Review**, v13, n2, 1980, p. 14-19.
18. CLARK, J.N. Manual metal arc modelling: part 1- Effect of process parameters on dimensions of weld bead and heat affected zone. **Materials Science and Technology**, dec. 1985, vol.1, p. 1069-1080.
19. CLARK, J.N. Manual metal arc modelling: part 2- Treatment of multipass weld. **Materials Science and Technology**, dec. 1985, vol.1, p. 1081-1089.
20. CLARK, J.N. Manual metal arc modelling: part 3- Implementation of two-layer heat-affected zone refinement technique under shop floor conditions. **Materials Science and Technology**, dec. 1985, vol.1, p. 1090-1093.
21. JONES, R.L. **Development of two-layer deposition techniques for the manual metal arc repair welding of thick C-Mn steel plate without postweld heat treatment**. The Welding Institute Members Report 335, Cambridge- UK, april 1987, 31 p.
22. ALBERRY, P.J. Computer model for multipass repair welds in SA508 Class 2 alloy. **Welding Journal**, vol. 68, n. 10, 1989, p. 410s-417s.
23. ALBERRY, P.J. Sensitivity analysis of half-bead and alternative GTAW techniques. **Welding Journal**, vol. 68, n. 11, 1989, p. 442s-451s.
24. ALLEN, D.J. **Repair welding of Cr-Mo steels- Computer modelling of MMA welding**. Powergen, Ratcliffe Technology Centre, Report GSPJ6085 UK, 1991. 11 p.
25. BRUCE, W.A. **Guidelines for weld deposition repair of pipelines**. EWI Project 40545-CAP Report, Ohio- USA, February 1998. 45 p.
26. CLARK, J.N.; LAMBERT, J.A. Controlled all-position, butter-bead temper-bead welding technique for nuclear repairs. **Welding Journal**, vol. 65, n. 2, 1986, p. 42-47.
27. OLSEN, K.; OLSON, D.L.; CHRISTENSEN, N. Weld bead tempering of the heat affected zone. **Scandinavian Journal of Metallurgy**, vol. 11, 1982, p.163-168.
28. KIEFER, J.H. Bead Tempering Effects on FCAW Heat-Affected Zone Hardness. **Welding Journal**, vol. 74, n. 11, 1995, p. 363s-367s.
29. SLAUGHTER, G.M.; HOUSLEY, T.R. The weldability of ferritic steels to austenitic steels. **Welding Journal**, vol. 43, n. 10, 1964, p. 454s-460s.
30. JONES, W.K.C. Heat treatment effect on 2Cr-1Mo joints welded with a nickel-base electrode. **Welding Journal**, vol. 53, n. 5, 1974, p. 225s-231s.
31. NIÑO, C.E.; BUSCHINELLI, A.J.A. Análise de alternativas de reparo por soldagem de aços Cr-Mo . In: **Anais do XXI Encontro Nacional de Tecnologia de Soldagem**, Caxias do Sul- RS, 1995, p. 241-257.
32. LAMBERT, J.A.; GILSTON, P.F. Hot-wire GTAW for nuclear repairs. **Welding Journal**, v. 19, n. 9, 1990, p. 45-52.

33. CHRISTENSEN, N.; DAVIES, V.L.; GJERMUNDSEN, K. Distribution of temperatures in arc welding. **British Welding Journal**, february, 1965, p. 54-75.
34. MCGLONE, J.C. Weld bead prediction- a review. **Metal Construction**, July 1982, p.378-384.
35. GRONG, Oysten. **Metallurgical modelling of welding**. 1st ed, The Institute of Materials, Trondheim, Norway, 1994, 581 p.
36. FRIEDMAN, L.M. Overview of weld repair without PWHT for Cr-Mo steels. In: **Proceedings of the Fifth Conference "Maintenance and Repair Welding in Power Plants"**, Orlando-FL, USA, November 30- December 2, 1994. p. 31-41.
37. DOLBY, R.E. HAZ Toughness of structural and pressure vessel steels- Improvement and prediction. **Welding Journal**, vol. 58, n. 8, 1979, p. 225s-238s.
38. COE, F.R. **Welding steels without hydrogen cracking**. The Welding Institute, Cambridge, 1973. 68 p.
39. SUZUKI, H. A new formula for estimating HAZ maximum hardness. **Transactions of Japan Welding Society**, vol. 16, n. 2, 1985, p. 61-68.
40. TERASAKI, T.; AKIYAMA, T. Chemical compositions and welding procedures to avoid cold cracking. In: **Proceedings of International Conference on Joining of Metals**, Denmark, April 1984, p. 381-386.
41. YURIOKA, N. Prediction of HAZ hardness of transformable steels. **Metal Construction**, vol 19, n 4, 1987, p. 217R-223R.
42. NIÑO, C.E.; BUSCHINELLI, A.J.A. Previsão da dureza máxima na zona afetada pelo calor. **Soldagem e Materiais**, vol 2, n 1, 1990, p. 27-31.
43. YURIOKA, N. Weldability of offshore structure steels. In: **Proceedings of EVALMAT-ISIJ**, 1989, p. 851-864.
44. SHEWMON, Paul. **Transformations in metals**. McGraw-Hill, USA, 1969, 394 p.
45. HONEYCOMBE, R.W.K. **Steels. Microstruture and properties**. 1st ed., Edward Arnold, London, 1981, 244 p.
46. SMITH, E.; NUTTING, J. The tempering of low-alloy creep-resistant steels containing Chromium, Molybdenum and Vanadium. **Journal of The Iron and Steel Institute**, december 1957, p.314-329.
47. VISHNU, P.R.; EASTERLING, K.E. Phenomenological modelling of heat flow and microstructural changes in pulsed GTA welds in a quenched and tempered steel. In: **Mathematical modelling of weld phenomena**. The Institute of Materials, London, 1993, p.241-299.
48. REED, R.C.; AKBAY, T.; SHEN, Z.; ROBINSON, J.M.; ROOT, J.H. Determination of reustenitisation kinetics in a Fe-0.4C steel using dilatometry and neutron diffraction. **Materials Science and Engineering A**, v. 256, 1998, p. 152-165.
49. ATKINSON, C.; AKBAY, T. The effect of the concentration-dependent diffusivity of carbon in austenite on a model of reustenitisation from ferrite/cementite mixtures in Fe-C steels. **Acta materialia**, v. 44, n.7, 1996, p. 2861-2868.

50. SHTANSKY, D.V.; NAKAI, K.; OHMORI, Y. Pearlite to austenite transformation in an Fe-2.6Cr-1C alloy. *Acta materialia*, v. 47, n.9, 1999, p. 2619-2632.
51. ODDY, A.S.; MCDILL, J.M.J.; KARLSSON, L. Microstructural predictions including arbitrary thermal histories, reaustenization and carbon segregation effects. *Canadian Metallurgical Quarterly*, v. 35, n.3, 1996, p. 275-283.
52. CABALLERO, F.G.; CAPDEVILLA, C.; GARCÍA DE ANDRÉS, C. Influence of scale parameters of pearlite on the kinetics of anisothermal pearlite-to-austenite transformation in a eutectoid steel. *Scripta Materialia*, v. 42, n.12, p. 1159-1165.
53. BOO, K.S.; CHO, H.S. Transient temperature distribution in arc welding of finite thickness plates. *Journal of Engineering Manufacture Part B*, v.204, 1990, p.175-183.
54. SANTOS, L.A. **Condução de calor na soldagem com pulsação térmica**. Tese de doutorado CPGEM/UFSC-Brasil, a ser defendida em dezembro de 2001.
55. WIDGERY, D.J. The design and use of resistance heated weld thermal simulators. In: **Weld Thermal simulators for research and problem solving**. The Welding Institute's Seminar, London, april 1972. Paper 3, p. 14-20.
56. KOU, Sindo. **Welding metallurgy**. 1st edition, John Wiley & Sons, USA, 1987, 410 p.
57. LOWES, J.M.; RICHARDSON, K.D.; HADDRILL, D.M. A thermal simulator employing induction heating . In: **Weld Thermal simulators for research and problem solving**-The Welding Institute's Seminar, London, 1972. Paper 2, p. 9-13.
58. VITEK, J.M.; DAVID, S.A. Characterization of weldments using advanced experimental techniques. In: **Proceedings of the First United States- Japan Symposium on Advances in Welding Metallurgy**. AWS- JWS, 1990, p. 1-17.
59. DOLBY, R.E.; WIDGERY, D.J. The simulation of HAZ microstructures. In: **Weld Thermal simulators for research and problem solving**. The Welding Institute's Seminar, London, 1972. Paper M/52/70.
60. EASTERLING, Kenneth. **Introduction to the Physical Metallurgy of Welding**. Butterworths Monographs in Materials, London, 1991.
61. MASUBUCHI, Koichi. **Analysis of welded structures**. Pergamon Press, Oxford, 1980. 642 p.
62. CÁCERES, L.M. **Previsão do efeito de revenido da zona termicamente afetada em soldagem multipasse**. Dissertação de mestrado CPGEM/UFSC, março de 1997, 72 p.
63. ASTM. **Manual on the use of thermocouples in temperature measurement**. ASTM Special technical publication 470A, 1974, 250 p.
64. ASTM E384-73. **Standard test method for microhardness of materials**. March 1973, reapproved 1979.
65. ASTM A240-80b. **Standard specification for heat-resisting chromium and chromium-nickel stainless steel plate, sheet, and strip for fusion-welded unfired pressure vessels**. Dec. 1980.
66. ASTM A387-79b. **Standard specification for pressure vessel plates, alloy steel, chromium-molybdenum**. Sep. 1979.

67. ASTM A516-79b. **Standard specification for pressure vessel plates, carbon steel, for moderate- and lower-temperature service.** Sept. 1979.
68. AKHTAR, A. Materials technology for turbine performance. **Water Power & Dam Construction**, Aug.1986, p. 13-19.
69. MAX-PLANK-INSTITUT FÜR EISENFORSCHUNG. **Atlas zur wärmebehandlung der Stähle- Band 2.** Düsseldorf, 1972, 309 p.
70. SANTOS, L.A.; SILVA, A.F.C.; NIÑO, C.E.; BUSCHINELLI, A.J.A. Estudo das causas das diferenças entre resultados da solução analítica e medições de temperatura na ZTA de soldas. In: **anais do XVIII Encontro Nacional de Ciências Térmicas- ENCIT**, Porto Alegre-RS, outubro de 2000. Editado pela ABCM, em CD-ROM.
71. SMITH, William. **Structure and properties of engineering alloys.** 2nd. ed. McGraw-Hill, Singapore, 1993, 510 p.
72. PEREIRA, A; BUSCHINELLI, A.J.A.; NIÑO, C.E. Estudo comparativo do reparo por soldagem dos aços inoxidáveis martensíticos AISI 410 e CA-6NM. In: **anais do 1º Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação- COBEF**, Curitiba-PR, abril de 2001, em CD-ROM.
73. SANTOS, L.A.; SILVA, A.F.C.; NIÑO, C.E.; BUSCHINELLI, A.J.A. Condução de calor na soldagem com pulsação térmica e seu efeito no crescimento de grão na ZTA. In: **anais do XXVI Congresso Nacional de Soldagem- CONSOLDA**, Curitiba-PR, setembro de 2000. Editado pela ABS, em CD-ROM.

APÊNDICE 1

DESCRIÇÃO DOS ALGORITMOS PARA CÁLCULO DOS PARÂMETROS DE HOLLOMON-JAFFE E DE DORN A PARTIR DOS CICLOS TÉRMICOS

Para o cálculo dos parâmetros é considerada a parcela do ciclo térmico (seja isotérmico ou de soldagem) acima de uma determinada temperatura T_c . Os ciclos são divididos em intervalos de tempo e é realizado o seguinte procedimento:

- 1) Calcula-se a temperatura média no intervalo i :
$$Tm_i = \frac{T_t + T_{i+1}}{2}$$
- 2) Calculam-se os parâmetros individuais no intervalo i :

$$\Delta PHJ_i = \frac{(Tm_i + 273)}{1000} \cdot (K + \log_{10} \Delta t)$$

Onde,

Δt = intervalo de tempo [seg]

K = constante (valor usado = 16.5)

$$\Delta PD_i = \Delta t \cdot \exp\left(-\frac{1000 \cdot Q_{ap}}{R \cdot Tm_i}\right)$$

Onde,

Q_{ap} = energia de ativação (valor usado = 83.14)

R = constante dos gases (valor usado = 8.314)

- 3) Para o parâmetro de Hollomon-Jaffe:
 - Calculam-se para cada intervalo os tempos equivalentes do parâmetro a uma certa temperatura de referência Tr (neste trabalho foi usada $Tr = 800$ °C)

$$\Delta t_{eqHJ_i} = 10^{\left(\frac{1000 \cdot \Delta PHJ_i}{Tr + 273} - K\right)}$$

- Calcula-se o tempo equivalente total:

$$t_{eqTotHJ} = \sum_{i=1}^n \Delta t_{eqHJ_i}$$

- 4) Os parâmetros totais para o ciclo térmico são:

$$P_{HJciclo} = (Tr + 273) \cdot [K + \log_{10}(t_{eqTotHJ})]$$

$$P_{DornCiclo} = \sum_{i=1}^n \Delta PD_i$$

APÊNDICE 2
FÓRMULAS DE YURIOKA
PARA A PREVISÃO DE DUREZA DA ZTA-GG

1) Dureza da ZTA-GG de um passe único, no estado como-soldado [41]

A dureza da martensita é calculada em função do teor de carbono (% em peso):

$$H_M = 884C \cdot (1 - 0,3 \cdot C^2) + 294$$

O tempo de resfriamento crítico para obter estrutura totalmente martensítica é:

$$\tau_M = 10^{(4,60CE_I - 2,08)}$$

Onde,

$$CE_I = Cp + \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu}{15} + \frac{Ni}{12} + \frac{Cr \cdot (1 - 0,16\sqrt{Cr})}{8} + \frac{Mo}{4} + \Delta H_{aço}$$

$$Cp = C, \text{ para } C \leq 0,3\% \\ = C/6 + 0,25, \text{ para } C > 0,3\%$$

$\Delta H_{aço}$ representa um efeito adicional de temperabilidade devido ao boro:

$$\Delta H_{aço} = 0, \text{ para } B \leq 1 \text{ ppm} \\ = 0,03, \text{ para } B = 2 \text{ ppm} \\ = 0,06, \text{ para } B = 3 \text{ ppm} \\ = 0,09, \text{ para } B \geq 4 \text{ ppm}$$

A dureza da estrutura isenta de martensita é dada por:

$$H_B = 145 + 130 \tanh(2,65CE_{II} - 0,69)$$

Onde,

$$CE_{II} = C + \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{5} + \frac{Cu}{10} + \frac{Ni}{18} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{2,5} + \frac{V}{5} + \frac{Nb}{3}$$

O tempo crítico para obter microestrutura isenta de martensita é:

$$\tau_B = 10^{2,69CE_{III} + 0,321}$$

A dureza da ZTA-GG é dada por:

$$HV_{ZTA-GGcs} = \frac{H_M + H_B}{2} - \frac{H_M - H_B}{2} \cdot \frac{\arctan(x)}{1,10}$$

Onde,

$$x = 4 \cdot \frac{\log(\Delta t_{8/5}) - \log(\tau_M)}{\log(\tau_B) - \log(\tau_M)} - 2$$

$\Delta t_{8/5}$ é o intervalo de tempo entre 800 e 500 °C na fase de resfriamento do ciclo térmico.

A fração volumétrica de martensita pode ser estimada como sendo:

$$M = 0,5 - 0,455 \cdot \arctan(x)$$

A fórmula para previsão de dureza de um passe único é válida para aços ferríticos cuja composição esteja dentro dos seguintes limites (% em peso): C≤0,8; Si≤1,2; Mn≤2; Cu≤0,9; Ni≤10; Cr≤10; Mo≤2.

b) Dureza da ZTA-GG após tratamento isotérmico de revenimento [43]

$$HV_{ZTA-GGtt} = HV_{ZTA-GGcs} - \Delta HV$$

Onde,

$$\Delta HV = \begin{aligned} & [884C + 177 - 197CE_{II} + 16,5(TP - 21,5)] \cdot M + \\ & [18(TP - 18)^2 - 138] \cdot \sqrt{V} + [20(TP - 18)^2 - 268] \cdot \sqrt{Nb} \\ & [25(TP - 17,3)^2 - 55] \cdot \sqrt{Mo} - 7,0CE_{II} + 26 \end{aligned}$$

TP é o parâmetro de revenido

$$TP = T \cdot \frac{[20 + \log(t)]}{1000}$$

Onde, T = temperatura [K], t = tempo de tratamento [h].

A fórmula para previsão de dureza da ZTA-GG após tratamento isotérmico é válida para aços dentro dos seguintes limites de composição (% em peso): C≤0,3; Si≤1,2; Mn≤2,0; Cu≤0,9; Ni≤5,0; Cr≤1,0; Mo≤2,0; B≤ 2 ppm.

APÊNDICE 3

DESCRIÇÃO DOS PROGRAMAS RELATIVOS À TRANSFERÊNCIA DE CALOR EM SOLDAGEM

Para o cálculo dos campos de temperatura e ciclos térmicos foi utilizada uma solução analítica para a condução de calor em soldagem, a qual considera a chapa de espessura finita, uma distribuição gaussiana para o fluxo de calor proveniente do arco, e as perdas de calor para o ambiente através das superfícies da chapa. Conforme essa solução [54], o campo de temperaturas $T(x,y,z,t)$ num ponto de coordenadas x,y,z no instante t é dado por:

$$T(x,y,z,t) - T_0 = \int_0^t \frac{q(\tau)}{\pi k H} \frac{\alpha}{[2\alpha(t-\tau) + \sigma^2]} \exp\left\{-\frac{[x - v\sigma(t-\tau)]^2 + y^2}{4\alpha(t-\tau) + 2\sigma^2}\right\} \\ \times \sum_{n=0}^{\infty} A(\kappa_n) \exp[-\alpha\kappa_n^2(t-\tau)] \{ \kappa_n \cos(\kappa_n z) + (h_s/k) \text{sen}(\kappa_n z) \} d\tau$$

Sendo

$$A(\kappa_n) = \frac{\kappa_n H}{[\kappa_n^2 + (h_s/k)^2] \cdot \left[H + \frac{(h_i/k)}{\kappa_n^2 + (h_i/k)^2} \right] + h_s/k}$$

Os autovalores κ_n são as raízes positivas da equação a seguir:

$$\tan(\kappa_n H) = \frac{\kappa_n (h_s + h_i)}{k\kappa_n^2 + h_s h_i / k}$$

Onde,

k [W/m·°C] e α [m²/s] são a condutividade e difusividade térmicas do material da chapa.

h_s e h_i são os coeficientes de transferência de calor pelas superfícies superior e inferior da chapa, respectivamente. Na solução da equação foram utilizados os valores de $h_s = 50$ e $h_i = 18$ W/m²·°C.

Na figura 96 estão representados: o sistema de coordenadas x,y,z (fixo em relação à chapa); a espessura da chapa H [m]; a direção da velocidade de soldagem v (coincidente com o eixo x). Supõe-se que no instante $t = 0$ o eixo de simetria da fonte de calor passa pela posição $x = 0$, $y = 0$ da superfície da peça e que naquele instante a chapa se encontra a uma temperatura uniforme T_0 [°C]. A fonte de calor se move com velocidade constante v_s [m/s] sobre a superfície superior da chapa ($z = 0$), e se considera que tem uma distribuição gaussiana de fluxo de calor q'' [W/m²] descrita pela equação

$$q''(x, y, t) = \frac{q(t)}{2\pi\sigma^2} \exp\left[-\frac{(x-vt)^2 + y^2}{2\sigma^2}\right]$$

Onde σ [m] é o parâmetro de distribuição do fluxo de calor.

Na soldagem a arco voltaico, a potência da fonte de calor q [W] é calculada pela expressão $q = \eta I \cdot U$, onde: I [A] é a corrente de soldagem, U [V] é a tensão do arco e η é a eficiência térmica do processo.

Para preservar a linearidade da equação diferencial, na solução utilizada foi ignorada a dependência das propriedades do material em relação à temperatura. Esta dependência, tomada no seu sentido mais genérico, engloba inclusive o efeito do calor latente associado às mudanças de fase que ocorrem no material.

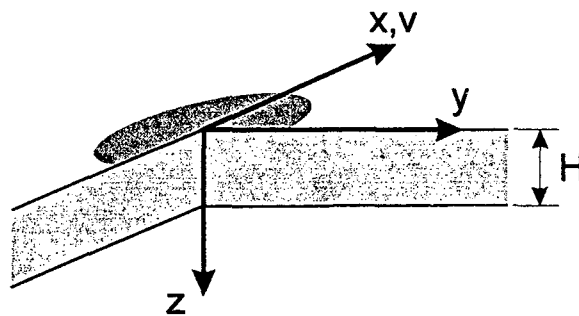


Fig. 96- Geometria e sistema de coordenadas utilizados no desenvolvimento da solução analítica.

Breve descrição dos aplicativos utilizados.

a) Programa *Parâmetros_Fonte*

Objetivos: estima os parâmetros da fonte (eficiência térmica η e parâmetro de distribuição σ), em função das distâncias horizontal e vertical de uma isoterma conhecida ao eixo da fonte de calor.

Ingresso dos dados: é feito através de um arquivo tipo TXT com a seguinte estrutura:

785,0, 0,0060, 0,000 (T_p da isoterma, semi-largura da isoterma, $z=0$)

785,0, 0,000, 0,0045 (T_p da isoterma, $y=0$, penetração da isoterma)

195,0, 13,0 (corrente I , tensão U)

40,0, 8,0e-6 (condutividade e difusividade térmicas, k e α)

50,0, 18,0 (coeficientes h_s e h_i [$W/m^2 \cdot ^\circ C$])

21,0e-3 (espessura da chapa H [m])

10,0 (velocidade de soldagem v_s [cm/min])

25,0 (temperatura inicial da chapa T_0 [$^\circ C$])

100,0e-3, 1,5e-3 (distância x ao ponto inicial da solda, estimativa inicial de σ [m])

b) Programa *Campo_Temperaturas*

Objetivos: com base nas condições de soldagem e das características da fonte de calor (inclusive para fonte de potência pulsada), determina o campo de temperaturas no plano *YZ* da peça.

Ingresso dos dados: é feito através de um arquivo tipo TXT com a seguinte estrutura:

0,650, 1,840e-3, 195,0, 13,0, 5,0 (valores no pulso: η_p , σ_p , I_p , U_p , t_p)
 0,650, 1,840e-3, 195,0, 13,0, 5,0 (valores na base: η_b , σ_b , I_b , U_b , t_b)
 40,0, 8,0e-6 (condutividade e difusividade térmicas, k e α)
 50,0, 18,0 (coeficientes h_s e h_i [$W/m^2 \cdot ^\circ C$])
 21e-3 (espessura H [m])
 10,0 (velocidade de soldagem v_s [cm/min])
 33,4 (temperatura inicial da chapa T_0 [$^\circ C$])
 2,61 (quantidade de intervalos nos eixos y e z , respectivamente)
 50,0e-3, 0,5e-3, 6,0e-3 (distância x ao início da soldagem, limites do campo considerado nos eixos y e z , respectivamente)

Saída: o programa gera um arquivo tipo TXT, com as duas primeiras colunas sendo as coordenadas y e z do ponto considerado e a terceira coluna contendo as temperaturas calculadas nesse ponto.

b) Programa *Ciclo_Térmico*

Objetivos: com base nas condições de soldagem, calcular o ciclo térmico que ocorre num determinado local da peça.

Ingresso dos dados: é feito através de um arquivo tipo TXT com a seguinte estrutura:

0,5270, 2,7556e-3, 250,0, 14,8, 0,5 (valores no pulso: η_p , σ_p , I_p , U_p , t_p)
 0,5270, 2,7556e-3, 250,0, 14,8, 0,5 (valores na base: η_b , σ_b , I_b , U_b , t_b)
 40,0, 8,0e-6 (condutividade e difusividade térmicas, k e α)
 50,0, 18,0 (coeficientes h_s e h_i)
 21,0e-3 (espessura H [m])
 10,0 (velocidade de soldagem v_s [cm/min])
 37,6 (temperatura inicial T_0 [$^\circ C$])
 350 (número de pontos a calcular do ciclo térmico)
 0,2, 20,0, 0,0 (intervalo dt , tempo inicial do ciclo t_i , tempo inicial do gráfico)
 50e-3, 0,0e-3, 2,750e-3 (coordenadas x,y,z do ponto onde se deseja calcular o ciclo)

Saída: o programa gera um arquivo tipo TXT com duas colunas. A primeira correspondente ao tempo e a segunda à temperatura do ciclo térmico.

APÊNDICE 4
PERFIS DE DUREZA E TEMPERATURAS ASSOCIADAS

Tabela 19- Resultados do ensaio de *soldagem em cruz* no aço SAE 1045.

Baixa energia		Média energia		Alta energia	
Distân. à LF [mm]	Dureza medida [HV]	Distân. à LF [mm]	Dureza medida [HV]	Distân. à LF [mm]	Dureza medida [HV]
0,0	734	0,0	599	0,0	343
0,2	606	0,2	642	0,2	318
0,4	657	0,4	720	0,4	351
0,6	649	0,6	525	0,6	330
0,8	566	0,8	448	0,8	336
1,0	616	1,0	397	1,0	315
1,2	383	1,2	336	1,2	321
1,4	297	1,6	318	1,4	318
1,6	304	2,0	326	1,6	297
1,8	311	2,4	290	1,8	266
2,0	313	2,8	274	2,0	274
2,2	336	3,0	272	2,2	261
2,4	392	3,2	297	2,4	303
2,6	415	3,6	318	2,6	322
3,0	388	3,8	363	3,0	346
3,4	495	4,2	361	3,4	363
3,8	500	4,6	370	3,8	383
4,2	516	5,0	443	4,2	405
4,6	536	5,4	452	4,6	403
5,0	563	5,8	498	5,0	439
5,4	545	6,2	536	5,4	452
5,8	566	6,6	500	5,8	508
6,2	554	7,2	582	6,2	548
6,6	606	7,6	616	6,8	557
7,0	602	8,0	616	7,4	602
7,6	579			8,0	595
8,2	602			8,6	627
8,8	525			9,2	616
9,4	557				
10,0	612				
10,6	582				

Tabela 20- Resultados do ensaio de *implante de cordão* no aço SAE 1045,

Baixa energia			Média energia			Alta energia		
Distânc. à LF [mm]	Dureza medida [HV]	T_p Estimada [°C]	Distânc. à LF [mm]	Dureza medida [HV]	T_p Estimada [°C]	Distânc. à LF [mm]	Dureza medida [HV]	T_p Estimada [°C]
0,6	711	913	0,2	724	1227	0,2	715	1266
0,8	390	851	0,4	536	1169	0,4	563	1222
1,0	308	795	0,6	503	1115	0,6	734	1180
1,2	306	744	0,8	441	1063	0,8	343	1140
1,4	348	698	1,0	417	1015	1,0	346	1101
1,6	383	655	1,2	483	969	1,2	348	1065
1,8	366	616	1,4	330	926	1,4	311	1029
2,0	383	581	1,6	308	886	1,8	291	963
2,2	464	549	1,8	302	848	2,2	264	903
2,4	452	520	2,0	270	812	2,6	274	848
2,6	493	493	2,2	305	778	3,0	285	797
2,8	557	468	2,4	332	746	3,4	294	751
3,0	557	446	2,6	342	716	3,8	321	709
3,2	527	426	2,8	361	688	4,2	332	670
3,4	514	408	3,0	363	662	4,6	370	635
3,6	627	391	3,2	387	637	5,0	397	603
3,8	627	375	3,4	370	613	5,4	446	573
4,0	566	361	3,6	425	591	5,8	448	546
4,2	661	349	3,8	427	570	6,2	468	521
4,8	645	317	4,0	454	551	6,6	466	498
			4,2	420	532	7,0	468	478
			4,4	357	515	7,4	533	459
			4,6	533	498	7,8	554	441
			4,8	533	483	8,2	511	426
			5,0	545	468	8,6	557	411
			5,2	572	455	9,0	585	398
			5,4	533	442	9,4	560	386
			5,6	569	430	9,8	612	374
			6,0	525	407	10,2	612	364
			6,4	572	388	10,6	620	355
			6,8	589	370	11,0	649	347
			7,2	606	355	11,4	661	339
			7,6	609	341	11,8	665	332
			8,0	681	329	12,2	657	325
			8,4	665	318			
			8,8	592	308			
			9,2	694	300			
			9,6	649	292			
			10,0	711	286			
			10,4	734	280			

Tabela 21- Resultados do ensaio de *implante de cordão* no aço A387 Gr.5.

Baixa energia			Média energia			Alta energia		
Distânc. à LF [mm]	Dureza medida [HV]	<i>T_p</i> Estimada [°C]	Distânc. à LF [mm]	Dureza medida [HV]	<i>T_p</i> Estimada [°C]	Distânc. à LF [mm]	Dureza medida [HV]	<i>T_p</i> Estimada [°C]
-0,1	383	1165	-0,1	420	1249	-0,1	392	1236
0,1	383	1070	0,1	366	1181	0,1	366	1184
0,3	392	984	0,3	392	1118	0,3	366	1135
0,5	401	907	0,5	375	1058	0,5	375	1088
0,7	383	838	0,7	411	1003	0,7	366	1044
0,9	383	776	0,9	420	951	0,9	383	1002
1,1	401	720	1,1	401	903	1,1	383	963
1,3	336	670	1,3	366	858	1,3	383	925
1,5	309	624	1,5	375	816	1,5	383	889
1,7	401	584	1,7	401	776	1,7	383	856
1,9	383	547	1,9	383	740	1,9	383	823
2,1	392	514	2,1	383	706	2,1	383	793
2,3	392	485	2,3	322	674	2,3	392	764
2,5	392	458	2,5	297	644	2,5	392	737
			2,7	336	616	2,7	401	711
			2,9	383	590	2,9	375	686
			3,1	401	566	3,1	297	663
			3,5	383	523	3,3	274	640
			3,9	401	485	3,5	297	619
			4,3	411	452	3,7	329	599
			4,7	383	423	3,9	366	580
						4,1	358	562
						4,5	383	529
						4,9	383	499
						5,3	366	472
						5,9	383	437
						6,5	392	407

Tabela 22- Resultados do ensaio de *implante de cordão* no aço A516 Gr.70.

Baixa energia			Média energia			Alta energia		
Distânc. à LF [mm]	Dureza medida [HV]	T_p Estimada [°C]	Distânc. à LF [mm]	Dureza medida [HV]	T_p Estimada [°C]	Distânc. à LF [mm]	Dureza medida [HV]	T_p Estimada [°C]
-0,1	475	1056	-0,1	452	1288	-0,1	441	1298
0,1	441	980	0,1	420	1224	0,1	297	1244
0,3	464	911	0,3	441	1163	0,3	343	1192
0,5	383	848	0,5	392	1106	0,5	383	1144
0,7	285	790	0,7	336	1053	0,7	297	1097
0,9	285	738	0,9	322	1002	0,9	297	1053
1,1	297	690	1,1	309	955	1,1	297	1012
1,3	297	647	1,3	297	910	1,3	336	972
1,5	329	607	1,5	309	869	1,5	297	934
1,7	329	571	1,7	285	829	1,7	280	899
1,9	315	538	1,9	254	792	1,9	241	865
2,1	329	508	2,1	250	758	2,1	241	832
2,3	315	480	2,5	228	694	2,3	224	802
2,5	329	455	2,9	297	638	2,5	250	773
2,7	343	433	3,3	297	589	2,9	245	719
2,9	392	412	3,7	309	545	3,3	232	670
3,1	431	393	4,1	309	507	3,7	297	626
3,3	411	376	4,5	336	472	4,1	322	587
3,5	383	360	5,1	358	429	4,5	322	551
3,7	411	346	5,7	375	392	4,9	297	519
			6,3	420	362	5,3	297	490
			7,0	411	333	5,7	322	464
			7,6	411	313	6,3	329	429
						6,9	366	400
						7,5	336	374
						8,1	336	353
						8,7	420	334
						9,3	392	318
						9,9	420	304
						10,5	420	293

Tabela 23- Resultados do ensaio de *implante de cordão* no aço AISI 410.

Baixa energia			Média energia			Alta energia		
Distânc. à LF [mm]	Dureza medida [HV]	<i>T_p</i> Estimada [°C]	Distânc. à LF [mm]	Dureza medida [HV]	<i>T_p</i> Estimada [°C]	Distânc. à LF [mm]	Dureza medida [HV]	<i>T_p</i> Estimada [°C]
-0,1	401	1411	-0,1	392	1280	-0,1	401	1295
0,1	411	1308	0,1	329	1218	0,1	420	1239
0,3	392	1214	0,3	401	1159	0,3	420	1187
0,5	441	1128	0,5	375	1104	0,5	420	1137
0,7	431	1050	0,7	431	1052	0,7	420	1090
0,9	441	978	0,9	420	1003	0,9	441	1046
1,1	420	913	1,1	441	957	1,1	420	1004
1,3	431	853	1,3	401	913	1,3	411	964
1,5	441	799	1,5	392	873	1,5	420	926
1,7	297	749	1,7	392	835	1,7	420	890
1,9	297	703	1,9	420	799	1,9	401	856
2,1	297	661	2,1	297	765	2,1	401	825
2,3	336	623	2,3	285	733	2,3	336	794
2,5	366	589	2,5	297	703	2,5	274	766
2,7	420	557	2,7	297	675	2,7	285	739
2,9	420	528	2,9	329	649	2,9	285	713
3,1	411	501	3,1	383	624	3,1	309	689
			3,5	420	578	3,3	297	666
			3,9	420	538	3,5	329	644
			4,3	383	503	3,7	375	623
						3,9	392	604
						4,1	401	585
						4,5	420	551
						4,9	411	521
						5,5	441	481
						6,1	411	447

APÊNDICE 5

CURVAS DILATOMÉTRICAS DOS AÇOS ESTUDADOS

Nas páginas seguintes são mostradas as curvas dilatométricas levantadas experimentalmente para os quatro aços estudados. Nelas, a temperatura de transformação dinâmica A_{c1} é aquela em que a inclinação da curva começa a diminuir de forma gradativa e continua. A_{c3} é aquela temperatura em que o coeficiente de dilatação térmica volta a apresentar um valor aproximadamente constante (veja a figura 97).

Para determinar com maior precisão essas temperaturas A_{c1} e A_{c3} , foram calculadas as primeiras derivadas de $\Delta L/L_0$ com respeito à temperatura. Antes disso foi necessário suavizar as curvas calculando para cada temperatura a média de 3 valores de $\Delta L/L_0$ (o valor atual, um anterior e um posterior), pois, apesar de ter sido usada uma baixa taxa de aquecimento ($0,08$ °C/s, entre 650 e 1100 °C) e ter sido dado um acabamento polido às extremidades dos CPs, o sinal apresentava ruído, particularmente para temperaturas acima de A_{c3} .

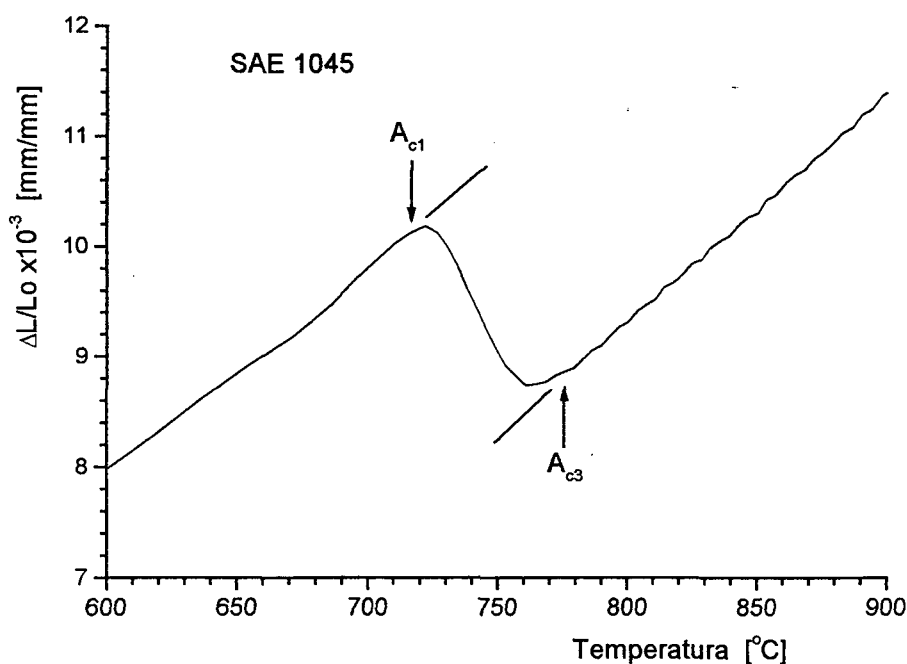


Fig. 97- Detalhe da curva dilatométrica do aço SAE 1045, no aquecimento entre 600 e 900 °C.

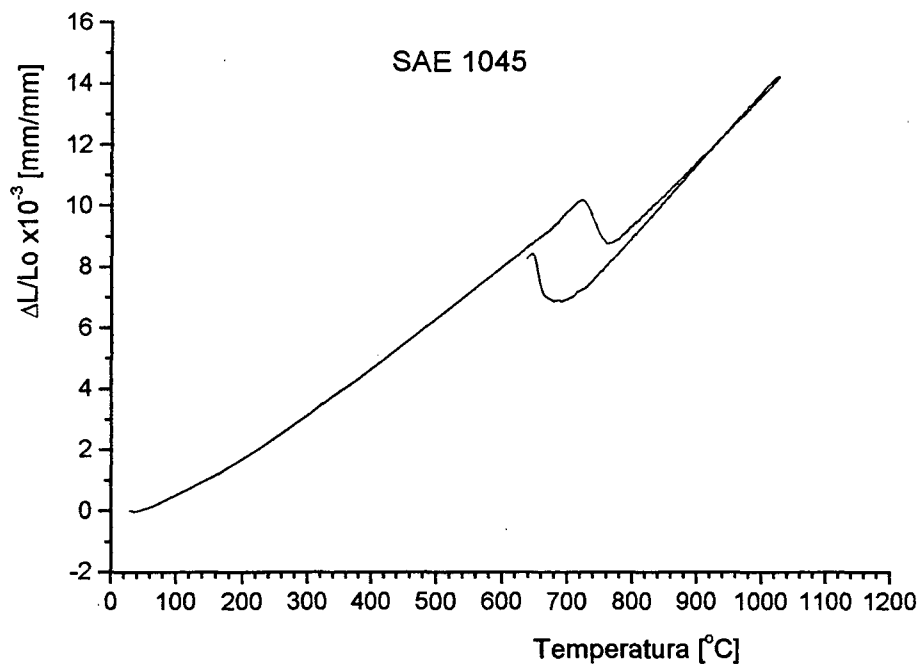


Fig. 98- Curva dilatométrica do aço SAE 1045.

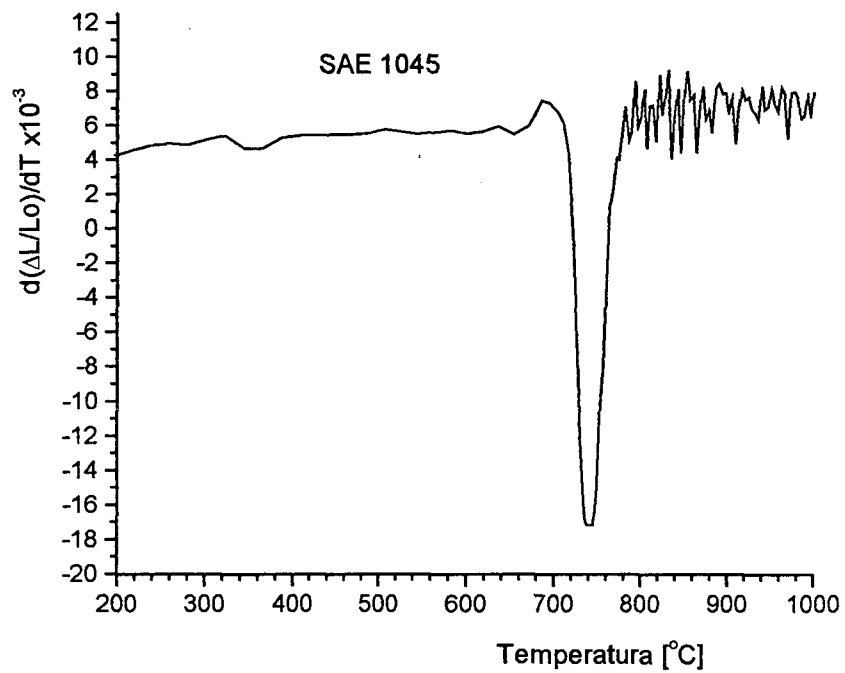


Fig. 99- Primeira derivada de $\Delta L/L_0$ em função da temperatura, para o aço SAE 1045.

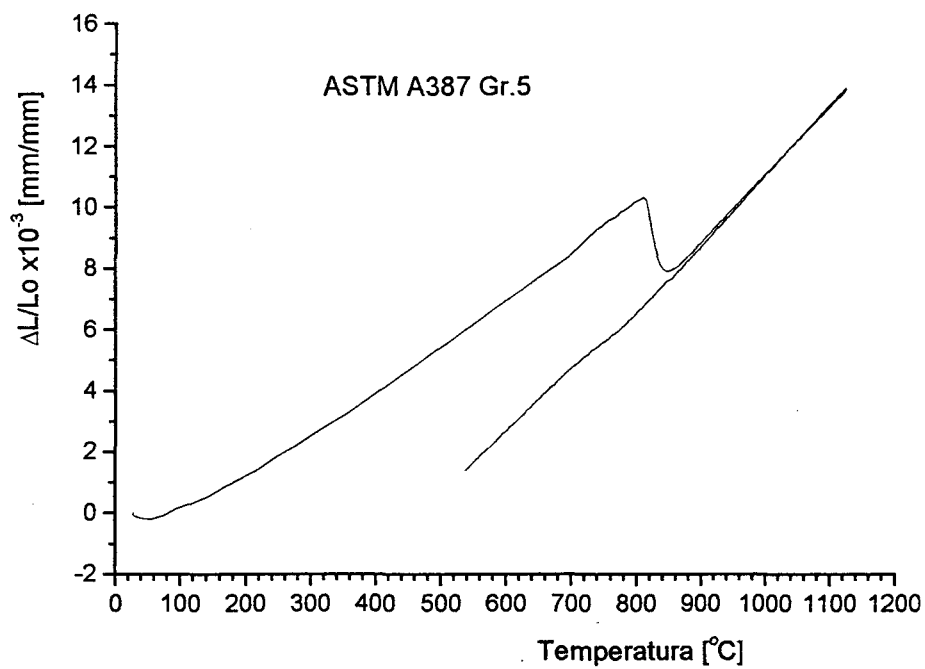


Fig. 100- Curva dilatométrica do aço ASTM A387 Gr.5

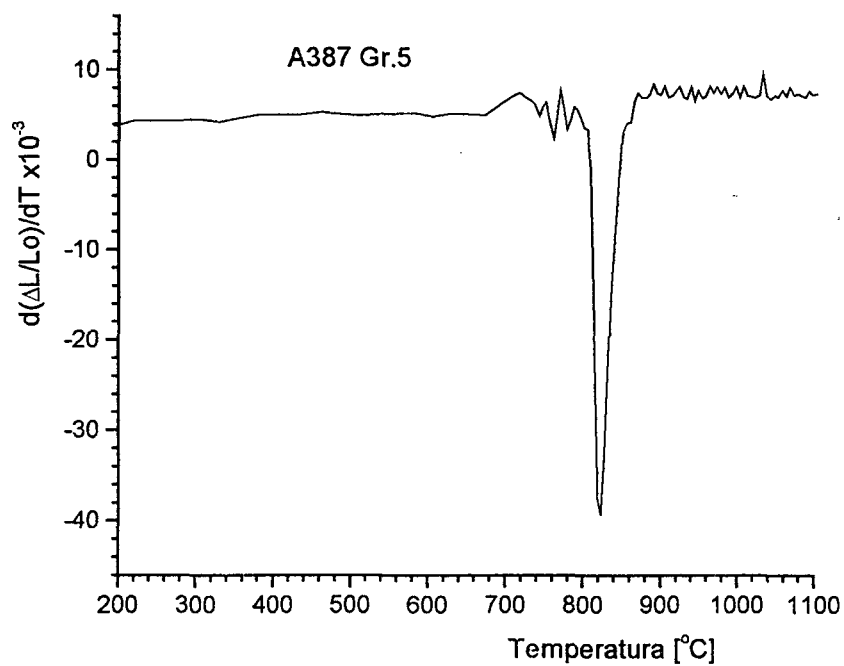


Fig. 101- Primeira derivada de $\Delta L/L_0$ em função da temperatura, para o aço A387 Gr.5.

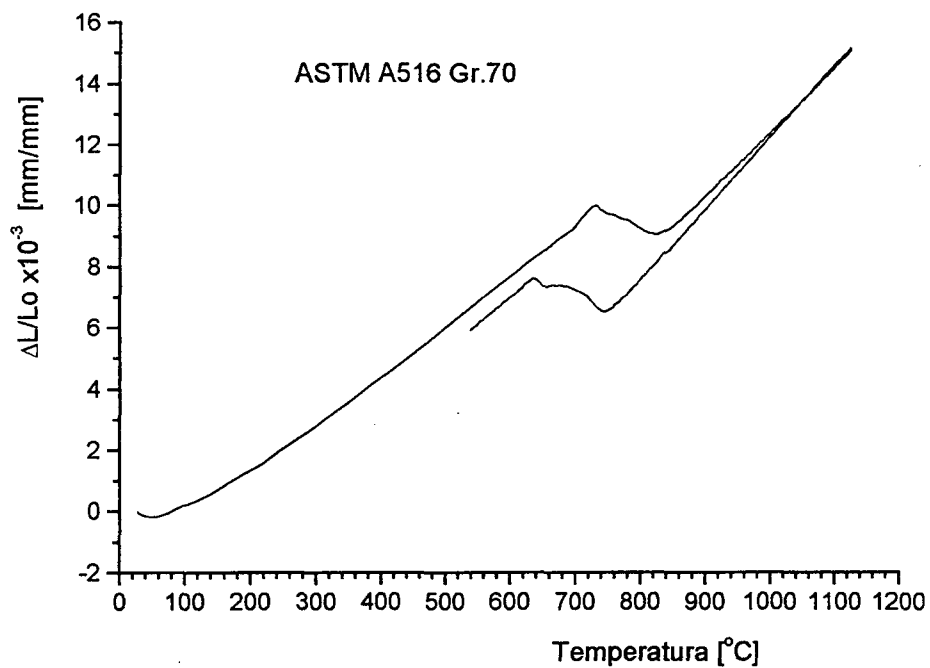


Fig. 102- Curva dilatométrica do aço ASTM A516 Gr.70.

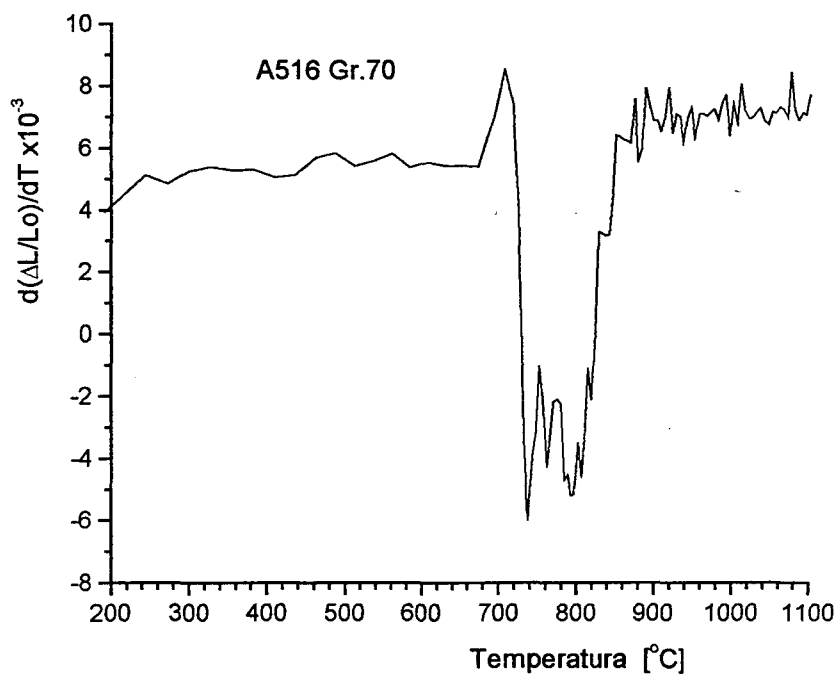


Fig. 103- Primeira derivada de $\Delta L/L_0$ em função da temperatura, para o aço A516 Gr.70.

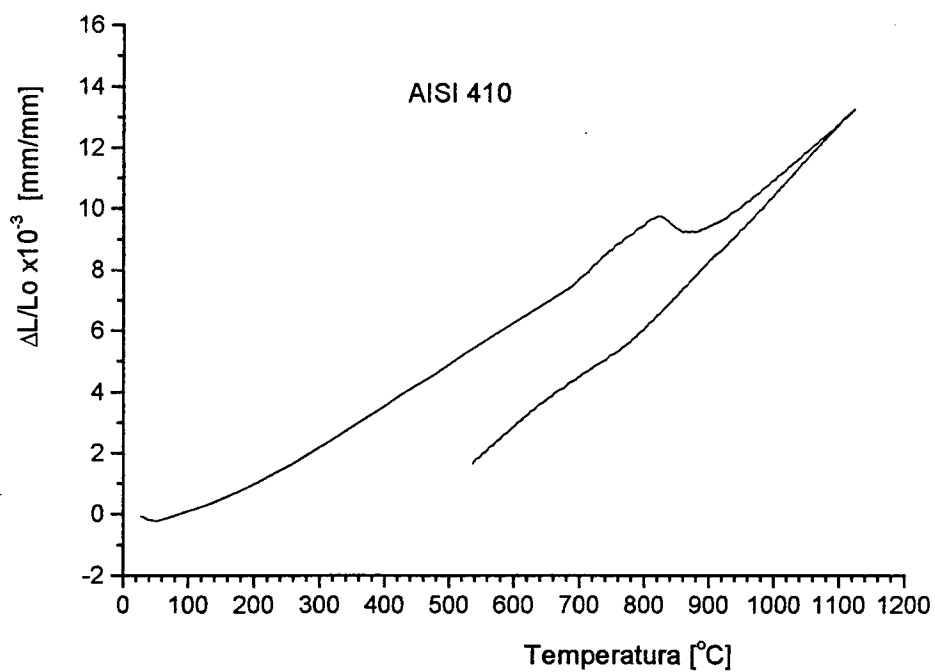


Fig. 104- Curva dilatométrica do aço AISI 410.

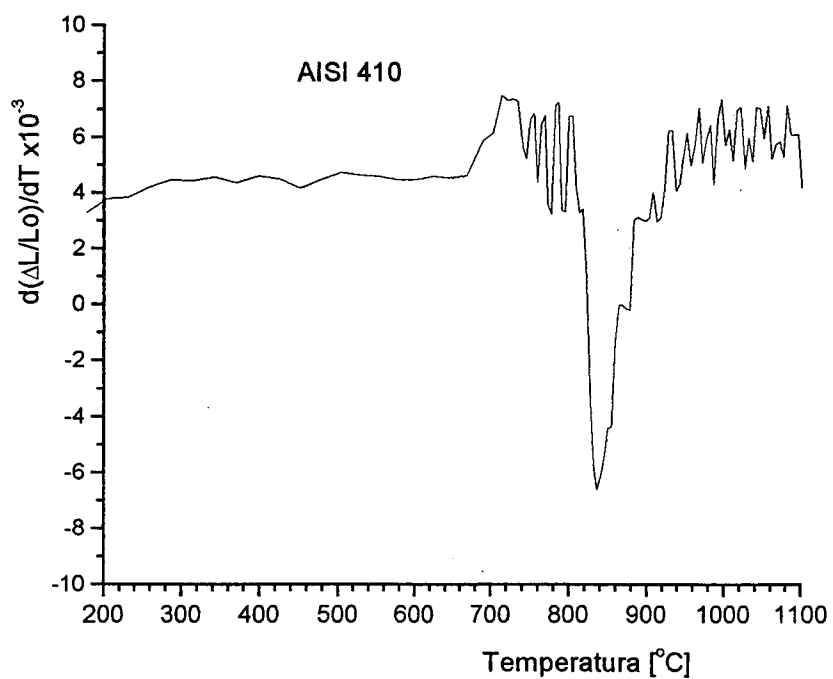
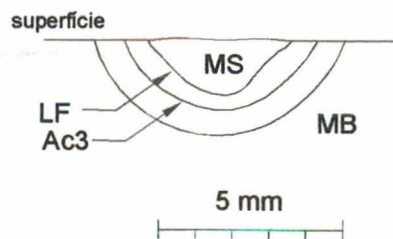


Fig. 105- Primeira derivada de $\Delta L/L_0$ em função da temperatura, para o aço AISI 410.

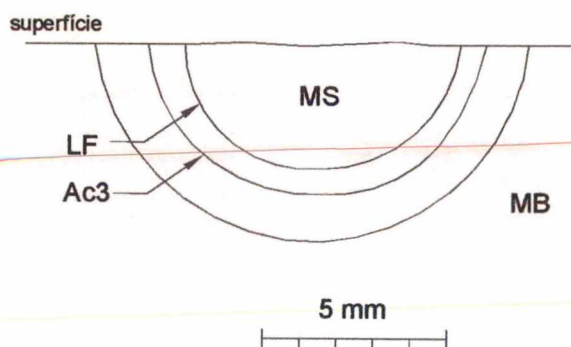
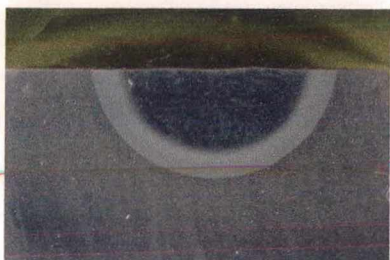
APÊNDICE 6

**MACROGRAFIAS DE SEÇÕES TRANSVERSAIS E LONGITUDINAIS
AOS CORDÕES DE SOLDA, NOS CILINDROS DE IMPLANTE.**

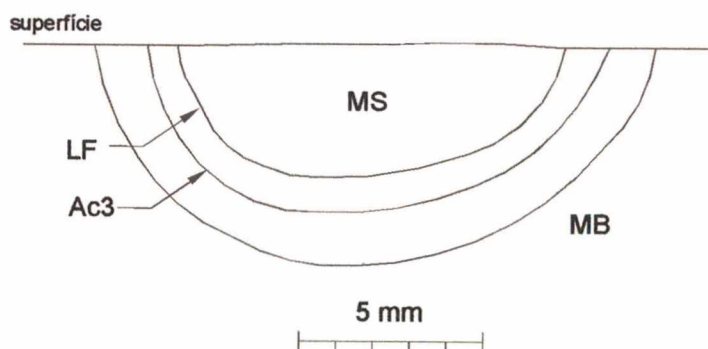
A387 Gr.5



Baixa E



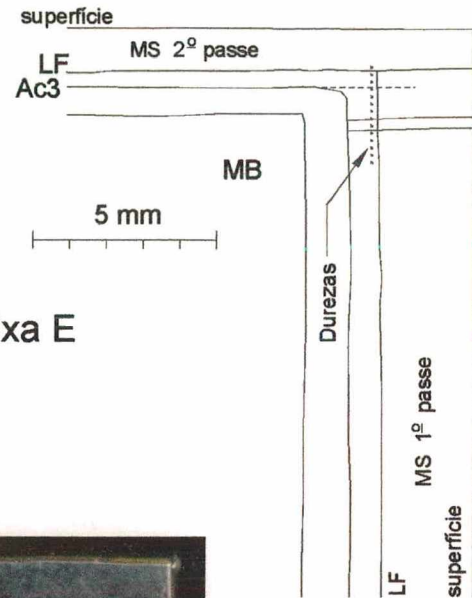
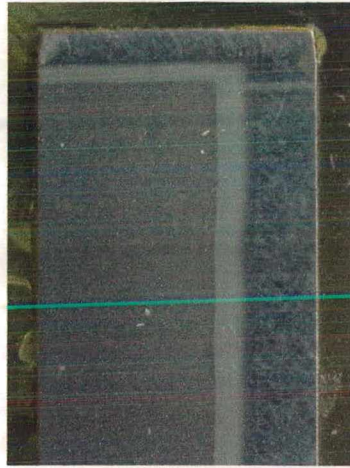
Média E



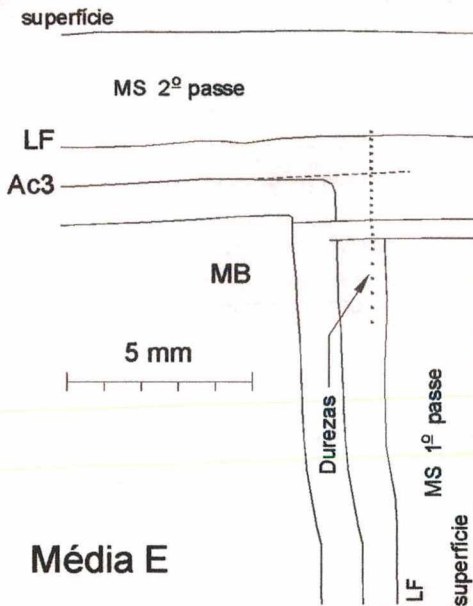
Alta E

Fig. 106- Macrografias de seções transversais ao 2º cordão de solda, realizadas nos cilindros de implante (em aço A387 Gr.5). À esquerda são mostradas as fotos e à direita as isotermas reproduzidas no projetor de perfis.

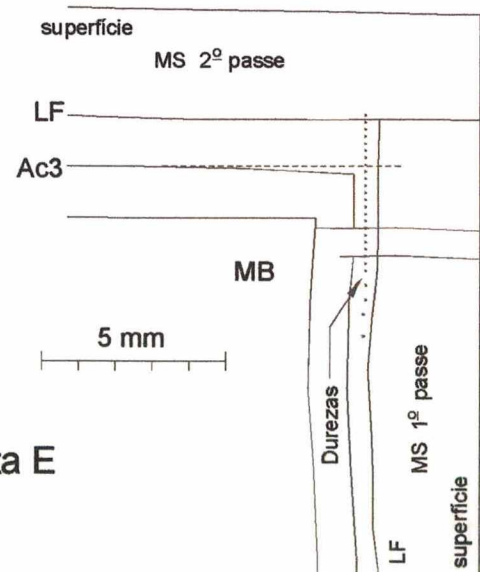
A387 Gr.5



Baixa E



Média E

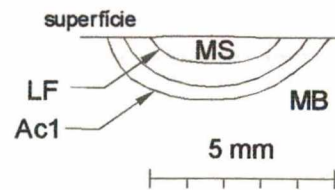
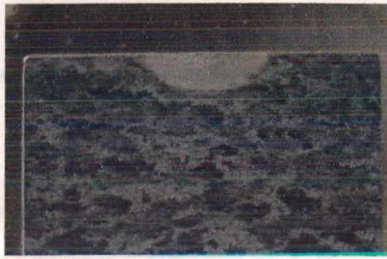


Alta E

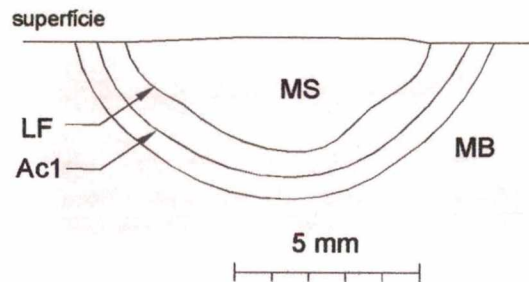


Fig. 107- Macrografias de seções longitudinais aos dois cordões de solda, realizadas nos cilindros de implante (em aço A387 Gr.5). Nessas seções foram levantados os perfis de dureza.

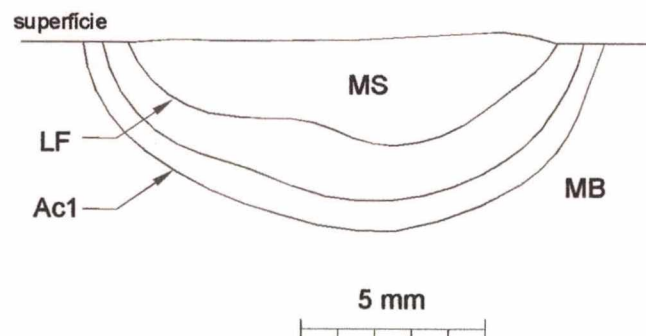
A516 Gr.70



Baixa E



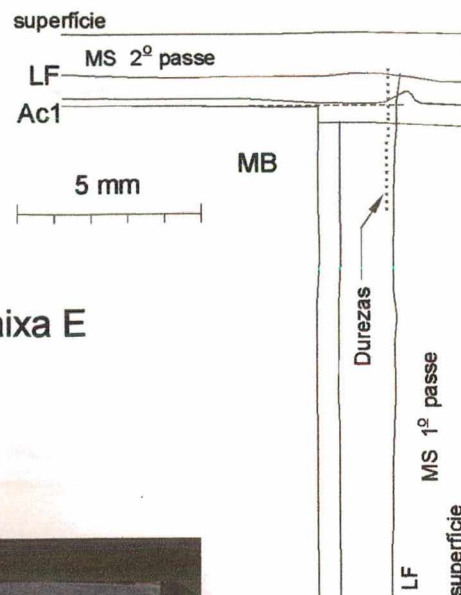
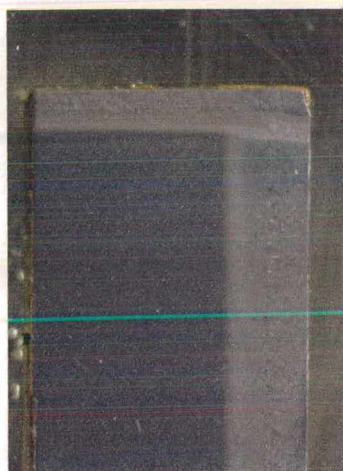
Média E



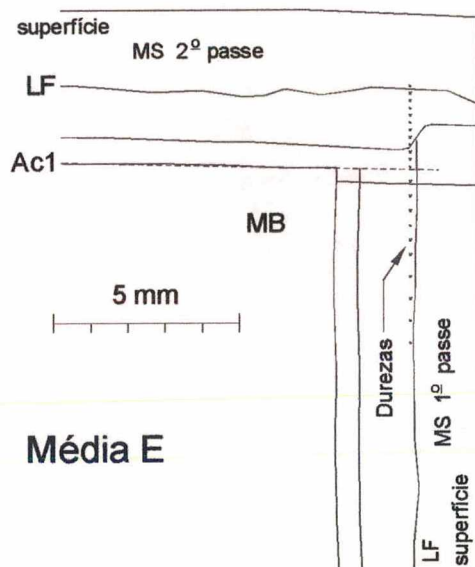
Alta E

Fig. 108- Macrografias de seções transversais ao 2º cordão de solda, realizadas nos cilindros de implante (em aço A516 Gr.70). À esquerda são mostradas as fotos e à direita as isotermas reproduzidas no projetor de perfis.

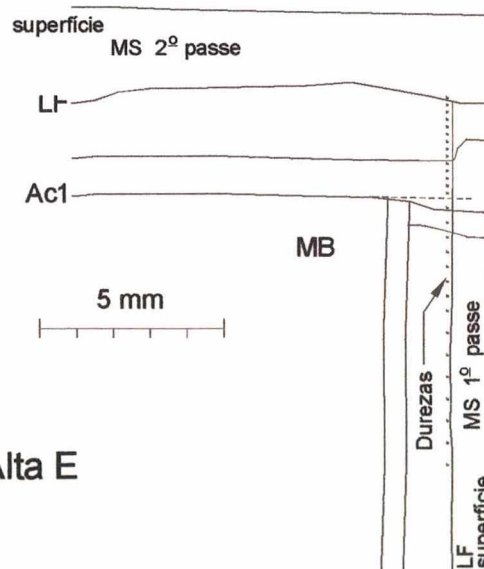
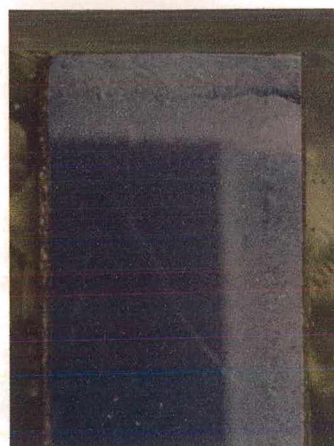
A516 Gr.70



Baixa E



Média E

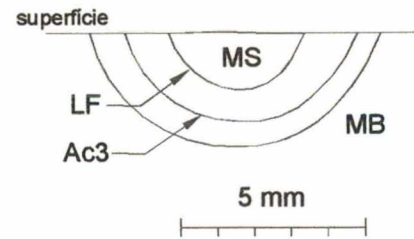
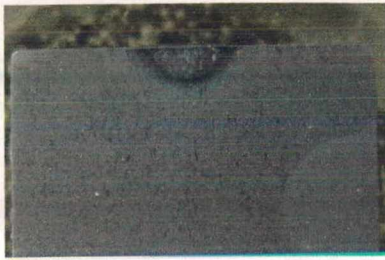


Alta E

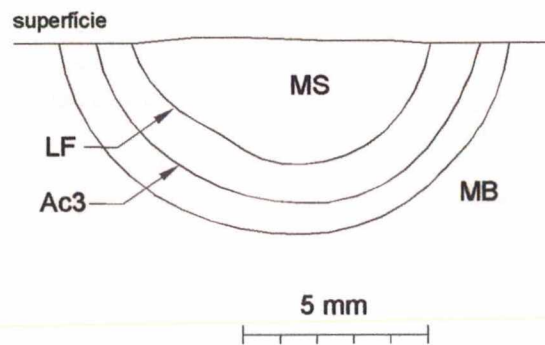


Fig. 109- Macrografias de seções longitudinais aos dois cordões de solda, realizadas nos cilindros de implante (em aço A516 Gr.70). Nessas seções foram levantados os perfis de dureza.

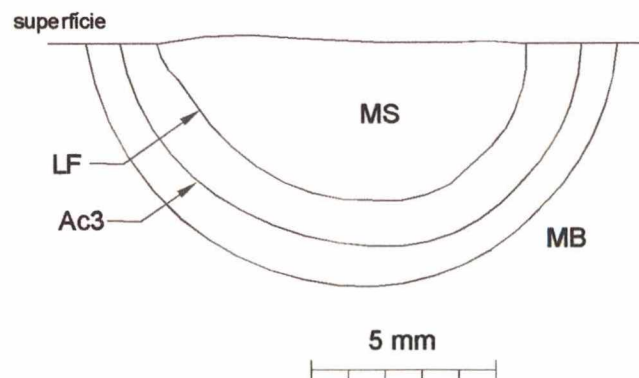
AISI 410



Baixa E



Média E



Alta E

Fig. 110- Macrografias de seções transversais ao 2^o cordão de solda, realizadas nos cilindros de implante (em aço AISI 410). À esquerda são mostradas as fotos e à direita as isotermas reproduzidas no projetor de perfis.

AISI 410

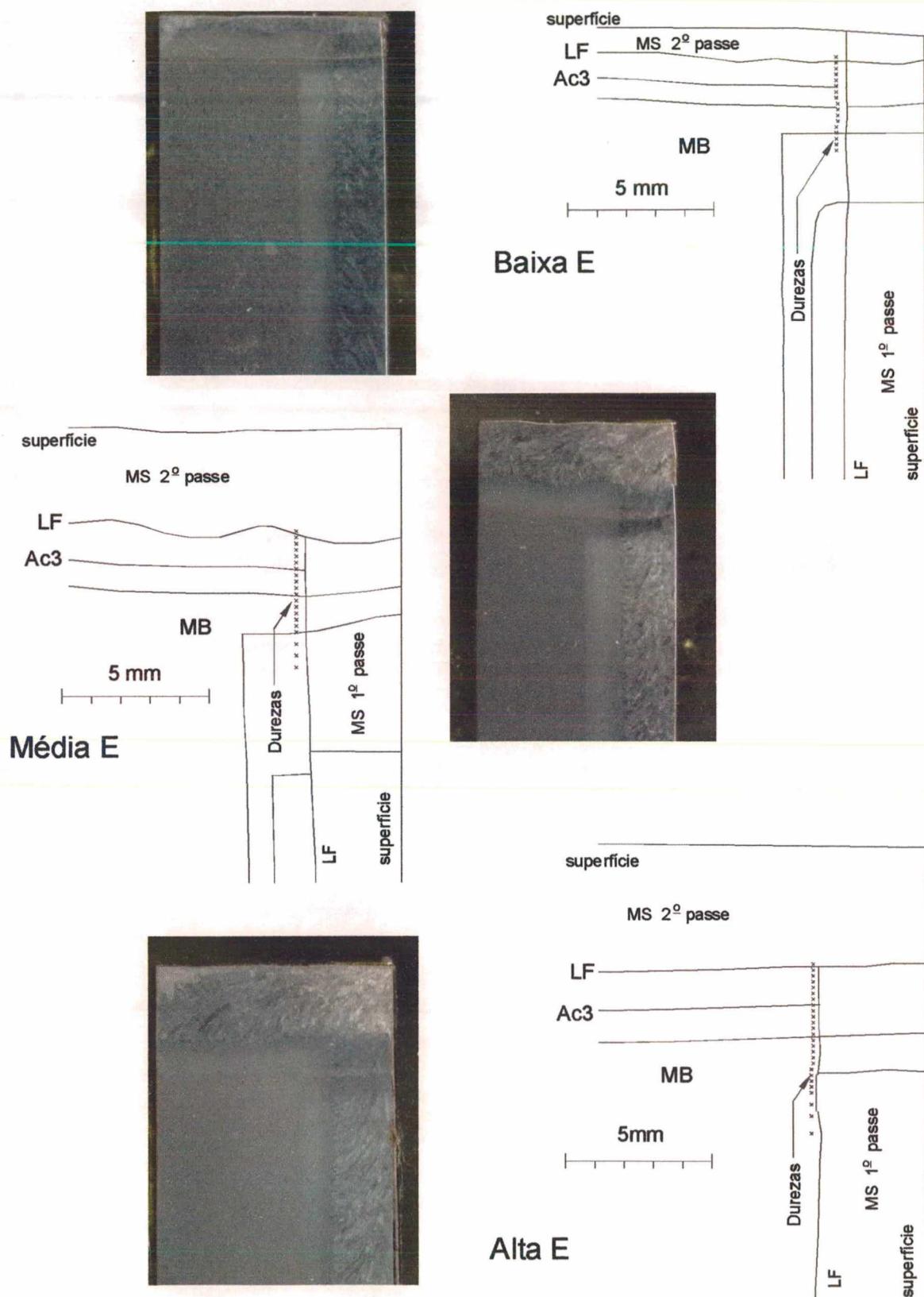


Fig. 111- Macrografias de seções longitudinais aos dois cordões de solda, realizadas nos cilindros de implante (em aço AISI 410). Nessas seções foram levantados os perfis de dureza.