

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

**ESTUDO DA SOLDAGEM DISSIMILAR ENTRE OS AÇOS
ASTM P91 E DIN 14MOV6.3 PARA COMPONENTES SUJEITOS
A FLUÊNCIA**

Dissertação submetida à

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA

para a obtenção do grau de

MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA

TIARA PIMENTEL DE OLIVEIRA

Florianópolis, julho de 2010

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

**ESTUDO DA SOLDAGEM DISSIMILAR ENTRE OS AÇOS
ASTM P91 E DIN 14MOV6.3 PARA COMPONENTES SUJEITOS
A FLUÊNCIA**

TIARA PIMENTEL DE OLIVEIRA

**Esta dissertação foi julgada adequada para a obtenção do título de
MESTRE EM ENGENHARIA**

**ESPECIALIDADE ENGENHARIA MECÂNICA
sendo aprovada em sua forma final.**

Prof. Dr. Eng. Carlos Enrique Niño Bohórquez - Orientador

Prof. Dr. Eng. Eduardo Alberto Fancello - Coordenador do Curso

BANCA EXAMINADORA

Prof. Dr. Ing. Augusto José de Almeida Buschinelli - Presidente

Prof. Dr. Sc. Carlos Augusto Silva de Oliveira

Prof. Dr. Eng. Pedro Amedeo Nannetti Bernardini

Com muito amor:

À minha mãe, Márjorie

Ao meu pai, Renato

Aos meus avós,

 Maria José, Aroldo,

 Célia Maria e Newton

Aos meus irmãos,

 Bruno, Milla, Caio,

 Gabriela e Renato

Às minhas sobrinhas,

 Júlia e Maria Clara

À minha tia, Aglaé

Ao meu primo, Davi.

AGRADECIMENTOS

Ao meu orientador, Prof. Carlos Enrique Niño Bohórquez, pela primorosa orientação com dedicação e pela formidável contribuição para a concretização deste trabalho.

Aos doutorandos Aldo Pereira, Reinaldo Fayal, Jean Pimenta e Romário Nogueira pela colaboração em diversos aspectos deste trabalho.

Ao mestre Luciano Cirino e ao mestrando Júlio Ribeiro pelo grande apoio em várias ocasiões.

À inspetora de equipamentos e de soldagem Stephany Freire pela enorme contribuição dada.

Aos bolsistas Mariano Villafane e Richard Roedel e ao técnico Cleber Guedes, que colaboraram na realização de atividades do projeto.

À equipe do LABSOLDA pelo suporte técnico concedido.

Aos professores Augusto Buschinelli, Pedro Bernardini, Sérgio Barra e Alexandre Barros, pelos conselhos e informações adicionadas ao trabalho.

À Universidade Federal de Santa Catarina (UFSC) e ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica (PosMec), por proporcionar as condições necessárias para a realização deste trabalho.

À TRACTEBEL Energia SA (Capivari de Baixo/SC), em particular aos engenheiros José Piotrovski, Luiz Felipe e Eduardo Lima, por viabilizar esta pesquisa aplicada.

À Irmãos Passaúra SA (Curitiba/PR), pela doação dos tubos de aço utilizados.

À STM Ltda (São Carlos/SP), em particular ao professor Levi Bueno, pelo apoio na execução dos ensaios de tração a quente.

À Spectroscan SA (Pinhais/PR), pelas análises químicas realizadas.

À MCE Engenharia SA (Camaçari/BA), em especial ao inspetor de qualidade Carlos Ernane, pela doação dos consumíveis de soldagem empregados neste projeto.

À CAPES pela concessão da bolsa de estudos.

SUMÁRIO

LISTA DE SÍMBOLOS E ABREVIATURAS	viii
LISTA DE FIGURAS	x
LISTA DE TABELAS	xvii
RESUMO	xix
ABSTRACT	xx
I - INTRODUÇÃO	1
II - REVISÃO DA LITERATURA	3
2.1 Fluência dos metais	3
2.1.1 Fenômeno de fluência	4
2.1.2 Ensaio de fluência.....	4
2.1.3 Estágios da fluência	5
2.1.4 Mecanismos de deformação por fluência.....	9
2.1.5 Efeitos da fluência sobre os metais	10
2.2 Aços resistentes à fluência	13
2.2.1 Histórico dos aços resistentes à fluência	13
2.2.2 Limites de resistência à temperatura e tensão dos aços.....	15
2.2.3 Mecanismos que conferem resistência à fluência aos aços	17
2.3 Soldabilidade dos aços resistentes à fluência	18
2.3.1 Trincas a frio	19
2.3.1.1 Formas de prevenção.....	21
2.3.2 Trincas de reaquecimento	22
2.3.2.1 Formas de prevenção.....	24
2.3.3 Trincas do tipo IV	25
2.4 Soldagem de juntas dissimilares sujeitas à fluência.....	29
III - OBJETIVOS	34
IV - MATERIAIS E MÉTODOS	35
4.1 Metais de base utilizados	35
4.2 Metais de adição.....	36
4.3 Ensaio nos metais de base	38
4.3.1 Ensaio de simples aquecimento com tocha TIG	39
4.3.1.1 Metalografia e dureza.....	40
4.3.2 Ensaio de implante de cordão	41

4.3.3 Ensaio de tração a quente nos metais de base	42
4.4 Soldagens similares e dissimilares.....	44
4.5 Ensaio realizado nas soldas similares e dissimilares	49
4.5.1 Ensaio de tração a quente	49
4.5.2 Metalografia e dureza	51
V - RESULTADOS E DISCUSSÃO	52
5.1 Caracterização microestrutural dos aços DIN 14MoV6.3 e P91	52
5.2 Ensaio de simples aquecimento com tocha TIG nos aços DIN 14MoV6.3 e P91	55
5.2.1 Ensaio com tocha TIG no aço DIN 14MoV6.3	55
5.2.2 Ensaio com tocha TIG no aço P91	55
5.2.2 Ensaio com tocha TIG no aço P91	60
5.3 Implante nos aços DIN 14MoV6.3 e P91	64
5.3.1 Resultados do ensaio de implante no aço DIN 14MoV6.3	64
5.3.2 Resultados do ensaio de implante no aço P91	66
5.4 Tratamentos térmicos no aço DIN 14MoV6.3 para otimizar TT	68
5.5 Tração a quente nos metais de base	71
5.5.1 Tração a quente no aço P91	71
5.5.2 Tração a quente no aço DIN 14MoV6.3	78
5.6 Análise das juntas soldadas similares e dissimilares.....	86
5.6.1 Dureza e metalografia das juntas soldadas	86
5.6.2 Tração a quente nas juntas soldadas similares e dissimilares	106
5.6.2.1 Tração a quente das juntas similares.....	106
5.6.2.2 Tração a quente das juntas dissimilares	111
VI - CONCLUSÕES	121
6.1 Características das ZACs nos metais de base, no estado como-soldado e após tratamento térmico posterior.....	121
6.1.1 ZAC do aço DIN 14MoV6.3:	121
6.1.2 ZAC do aço P91:.....	121
6.2 Efeito do ciclo térmico produzido pelo passe subsequente sobre a ZAC do passe anterior	122
6.3 Em relação à temperatura de tratamento térmico do aço DIN 14MoV6.3.....	122
6.4 Em relação ao desempenho dos MBs e juntas soldadas sob elevadas temperaturas	122
VII - SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	124
VIII - REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	125

APÊNDICE	130
Apêndice 1 - Perfis de dureza	130

LISTA DE SÍMBOLOS E ABREVIATURAS

A_{c1} , A_{c3} = temperaturas críticas de transformação de fase no aquecimento

AISI = American Iron and Steel Institute

API = American Petroleum Institute

Ar = alongamento [%]

ASM = American Society for Metals

ASME = American Society of Mechanical Engineers

ASTM = American Society for Testing and Materials

AWS = American Welding Society

C = constante de Larson-Miller [adimensional]

CE = carbono equivalente

CP = corpo de prova

DIN = Deutsches Institut für Normung

d_0 = diâmetro inicial [mm]

E = energia de soldagem [kJ/cm]

EMC = Departamento de Engenharia Mecânica da UFSC

ES = elétrons secundários

I = corrente de soldagem [A]

LABSOLDA = Laboratório de Soldagem do departamento EMC (UFSC)

LF = linha de fusão

LMP = parâmetro de Larson-Miller

L_0 = comprimento da seção reduzida [mm]

LRT = limite de resistência à tração [MPa]

MB = metal de base

M_s = temperatura de início da transformação martensítica

MS = metal de solda

RA = redução de área [%]

T_f = temperatura de fusão [k]

TIG = Tungsten Inert Gas

TLE = tensão limite de escoamento [MPa]

t_{LRT} = tempo para atingir o LRT [s]

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

tr = tempo para ruptura [h]

TT = tratamento térmico

TTPS = tratamento térmico pós-soldagem

U = tensão do arco [V]

UFSC = Universidade Federal de Santa Catarina

vs = velocidade de soldagem [cm/min]

Vt = velocidade de tração [mm/min]

ZAC = zona afetada pelo calor

ZAC-GG = região de grãos grosseiros da ZAC

ZAC-GR = região de grãos refinados da ZAC

ZAC-IC = região intercrítica da ZAC

ZF = zona fundida

ZTA = zona termicamente afetada

γ = austenita

α = ferrita

$\dot{\epsilon}$ = taxa de deformação [%/h]

η = eficiência térmica [adimensional]

σ = tensão aplicada [MPa]

LISTA DE FIGURAS

Fig. 2.1 - Curva típica de deformação em função do tempo	6
Fig. 2.2 - Parâmetros de extrapolação: (a) Larson-Miller; (b) Goldhoff-Sherby; (c) Manson-Haferd; (d) Orr-Sherby-Dorn	7
Fig. 2.3 - Correlação entre os ensaios de fluência e de tração a quente através do parâmetro de Larson-Miller	8
Fig. 2.4 - Mapa de deformação	10
Fig. 2.5 - (a) o contorno do grão desliza e mantém a interface unida evitando a formação de vazios; (b) nucleação de cavidades em juntas triplas; (c) formação de cavidades ao longo do tempo (nucleação, crescimento e coalescimento)	11
Fig. 2.6 - Imagens de danos por fluência obtidas no MEV: (a) trinca intergranular; (b) nucleação de cavidades nos contornos dos grão	11
Fig. 2.7 - Fratura por fluência em palheta de turbina.....	12
Fig. 2.8 - (a) Trinca por fluência em tubo de trocador de calor; (b) e (c) cavidades perto da fratura, observadas ao MO e MEV.....	12
Fig. 2.9 - Comparação de resistência à fluência entre os aços P22 e P91 modificado	14
Fig. 2.10 - Histórico do surgimento dos aços resistentes à fluência	15
Fig. 2.11 - Curvas mostrando o comportamento sob fluência do T91 para diversas temperaturas	16
Fig. 2.12 - Esquema das diversas regiões da solda, em destaque as regiões susceptíveis dos aços DIN 14MoV6.3 e P91.....	18
Fig. 2.13 - Variação da solubilidade do hidrogênio no ferro puro, com a temperatura	19
Fig. 2.14 - Esquema do mecanismo para o surgimento de trincas induzidas pelo hidrogênio	20
Fig. 2.15 - Efeito do teor de C e do carbono equivalente sobre a susceptibilidade ao trincamento a frio na ZAC.....	21
Fig. 2.16 - Trincas induzidas pelo hidrogênio em juntas soldadas.....	21
Fig. 2.17 - Trinca de reaquecimento na ZAC da solda: (a) macrografia; (b) micrografia ao MO; (c) imagem ao MEV da superfície de fratura.....	23
Fig. 2.18 - Comparação de aços ferríticos em relação à susceptibilidade às trincas de reaquecimento	23

Fig. 2.19 - (a) macrografia de uma solda multipasses; (b) detalhe da interface MS-ZAC, onde pode ser observado o refino de grão produzido por cada passe de soldagem	24
Fig. 2.20 - (a) Esquema dos tipos possíveis de trincas em junta soldada (Laha, 2007); (b) Ilustração de trinca do “Tipo IV” na zona refinada da ZAC	26
Fig. 2.21 - Micrografias da ZAC adjacente ao MB com diferentes ampliações. Na parte superior (a, b e c): antes do ensaio de fluência; na parte inferior (d, e e f): após o ensaio de fluência a 500°C, 800 MPa, com tempo de ruptura de 12415 horas	26
Fig. 2.22 - Perfil de microdureza ao longo da união soldada (9Cr-1Mo)	27
Fig. 2.23 - Perfis de dureza em soldas de aço T91: (a) no estado como-soldado; (b) após TTPS a 760 °C por 2 h (c) após TTPS a 750 °C por 15,3 h	27
Fig. 2.24 - Micrografias ao MEV e durezas de várias regiões de uma junta soldada com fratura do tipo IV	28
Fig. 2.25 - Imagens obtidas pelo MEV das microestruturas do (a) metal de solda, (b) ZAC de grãos grosseiros (ZAC-GG), (c) ZAC intercrítica (ZAC-IC).....	28
Fig. 2.26 - Comparação de tempo de ruptura em ensaio de fluência entre as regiões da solda.....	29
Fig. 2.27 - Vida sob fluência a 550 °C do metal base P22, da junta similar, da junta dissimilar, em função da tensão aplicada....	30
Fig. 2.28 - Microestruturas de soldas dissimilares no estado como-soldado (coluna da esquerda) e após tratamento térmico (coluna da direita), nas quais se pode observar na ZAC a formação de camada empobrecida em C.....	32
Fig. 2.29 - Interface difusa da junta dissimilar (a) no estado como-soldado; (b) após tratamento térmico	33
Fig. 4.1 - Esquema do perfil de dureza na seção transversal à solda.....	41
Fig. 4.2 - Etapas para a execução do ensaio de “implante de cordão” ..	42
Fig. 4.3 - Desenho do corpo de prova para ensaio de tração a quente... 43	43
Fig. 4.4 - Posicionamento dos tubos e locais de remoção do CPs. Linha vermelha: P91. Linha preta: DIN 14MoV6.3	45
Fig. 4.5 - Esquema da seqüência de soldagem	46
Fig. 4.6 - Desenho da geometria da junta a ser preenchida.....	46
Fig. 4.7 - Etapas de soldagem: (a) pré-aquecimento com maçarico de oxiacetileno; (b) medição da temperatura com termômetro infravermelho; (c) amanteigamento; (d) preenchimento da junta.....	49

Fig. 4.8 - Desenho do CP para os ensaios de tração a quente	50
Fig. 4.9 - Esquema dos perfis de dureza da seção transversal das soldas dissimilares	51
Fig. 5.1 - Em (a) e (b) micrografias do aço DIN 14MoV6.3. Ataque químico: Nital a 3%	53
Fig. 5.2 - Em (a) e (b) micrografias do aço P91. Ataque químico: Villela e Villela mod.....	54
Fig. 5.3 - Macrografias de seções transversais às soldas do aço DIN 14MoV6.3, com energias de (a) 8,6 kJ/cm; (b) 14,6 kJ/cm; (c) 19,9 kJ/cm; (d) 27,4 kJ/cm. Ataque químico: Nital 3%	55
Fig. 5.4 - Micrografia da seção transversal de solda em aço DIN 14MoV6.3, realizada com aporte de 14,6 kJ/cm, no estado como-soldado. Ataque químico: Nital 3%	56
Fig. 5.5 - Perfis de dureza das soldas em aço DIN 14MoV6.3: (a) no estado como-soldado; (b) após tratamento térmico de revenido a 720 °C.....	58
Fig. 5.6 - Micrografia da seção transversal à solda do aço DIN 14MoV6.3 com 14,6 kJ/cm. Ataque químico: Nital 3%	59
Fig. 5.7 - Micrografia da ZAC de alta temperatura no aço DIN 14MoV6.3 produzida pela soldagem com energia de 12 kJ/cm. Ataque químico: Nital 3%.....	59
Fig. 5.8 - Micrografia da solda em aço DIN 14MoV6.3 com aporte de 14,6 kJ/cm, após o TT de revenido. Ataque químico: Nital 3%	60
Fig. 5.9 - Macrografias de seções transversais às soldas do aço P91, obtidas com energias de: (a) 8,5 kJ/cm; (b) 13,7 kJ/cm; (c) 20,0 kJ/cm; (d) 26,6 kJ/cm. Ataque químico: Villela	61
Fig. 5.10 - Perfis de dureza das soldas em aço P91: (a) no estado como-soldado; (b) após tratamento térmico de revenido	62
Fig. 5.11 - Micrografias da seção transversal de solda em aço P91, realizada com aporte de 13,7 kJ/cm: (a) no estado como-soldado; (b) após tratamento térmico de revenido a 770 °C. Ataque químico: Villela	63
Fig. 5.12 - Micrografia da seção longitudinal do CP de implante em aço DIN 14MoV6.3. Ataque químico: Nital 3%	64
Fig. 5.13 - Micrografias junto aos perfis de dureza, na região próxima à superfície do 1° passe no CP de implante em aço DIN 14MoV6.3. Ataque químico: Nital 3%	65
Fig. 5.14 - Perfis de dureza paralelos à superfície da chapa soldada com o implante embutido nela e, portanto, correspondentes a diferentes Tp do 2° ciclo	66

Fig. 5.15 - Perfil de dureza na ZAC-GG do 1º cordão do CP de implante em aço P91	66
Fig. 5.16 - (a) Macrografia da seção longitudinal do CP de implante; (b) e (c) Detalhes das regiões A e B indicadas em (a). Valores de dureza dados em HV. Ataque químico: Villela.....	67
Fig. 5.17 - Perfis de dureza da solda (20 kJ/cm) em aço DIN 14MoV6.3	69
Fig. 5.18 - (a) Macrografia e (b) micrografia do detalhe detacado em (a) da solda em aço DIN 14MoV6.3 (com energia de 14,6 kJ/cm) submetida ao TT escalonado. Ataque químico: Nital 3%	70
Fig. 5.19 - Perfil de dureza da solda (14,6 kJ/cm) em aço DIN 14MoV6.3 submetido ao TT escalonado.....	71
Fig. 5.20 - Queda de resistência do aço P91 com o tempo, para várias temperaturas	74
Fig. 5.21 - Curvas de tensão-deformação do aço P91 ensaiado com velocidade de tração de 5 mm/min	74
Fig. 5.22 - Curvas de tensão-deformação do aço P91 ensaiado a 600 °C, com várias velocidades de tração	75
Fig. 5.23 - Diagrama de Monkman-Grant para o aço P91 ensaiado sob tração a quente em vários níveis de temperatura.....	75
Fig. 5.24 - Relação entre o logaritmo do LRT e o PLM para o aço P91, considerando todos os resultados para os vários níveis de temperatura.....	76
Fig. 5.25 - Curvas de tensão-deformação do aço P91 ensaiado a 650 °C, com várias velocidades de tração	76
Fig. 5.26 - Curvas de tensão-deformação do aço P91 ensaiado com velocidade de tração de 0,5 mm/min	77
Fig. 5.27 - Fotos de dois dos CPs em aço P91 fraturados no ensaio de TQ: (a) CP 01 e (b) CP 09	77
Fig. 5.28 - Variação do limite de resistência do aço DIN 14MoV6.3 com o tempo para vários níveis de temperatura	80
Fig. 5.29 - Curvas de tensão-deformação do aço DIN 14MoV6.3 ensaiado com velocidade de tração de 5 mm/min	80
Fig. 5.30 - Curvas de tensão-deformação do aço DIN 14MoV6.3 ensaiado com velocidade de tração de 0,5 mm/min	81
Fig. 5.31 - Curvas de tensão-deformação do aço DIN 14MoV6.3 ensaiado a temperatura de 600 °C	81
Fig. 5.32 - Diagrama Monkman-Grant para o aço DIN 14MoV6.3 em vários níveis de temperatura.....	82
Fig. 5.33 - Diagrama Larson-Miller para o aço DIN 14MoV6.3 em vários níveis de temperatura.....	82

Fig. 5.34 - Foto do CP DIN 05 fraturado no ensaio de tração a quente (Vt= 0,5 mm/min e T= 600 °C).....	83
Fig. 5.35 - Imagem obtida no MEV da superfície de fratura do CP DIN 05	83
Fig. 5.36 - Foto do CP DIN 08 fraturado no ensaio de tração a quente (Vt= 0,5 mm/min e T= 650 °C).....	83
Fig. 5.37 - Imagem obtida no MEV da superfície de fratura do CP DIN 08	84
Fig. 5.38 - Foto do CP DIN 10 fraturado no ensaio de tração a quente (Vt= 0,005 mm/min e T= 700 °C).....	84
Fig. 5.39 - Queda de resistência com o tempo dos MBs (DIN 14MoV6.3 e P91) em vários níveis de temperatura	85
Fig. 5.40 - Diagrama Monkman-Grant para os dois aços (DIN 14MoV6.3 e P91), em vários níveis de temperatura	85
Fig. 5.41 - Macrografia e micrografia (região destacada em vermelho) da solda similar do aço DIN 14MoV6.3, nas condições indicadas para o DD1 na Tab. 5.5 após TT de revenido. Valores de dureza dados em HV. Ataque químico: Nital a 3%	87
Fig. 5.42 - Perfil de dureza da solda similar do aço DIN 14MoV6.3 nas condições indicadas para o DD1 na Tab. 5.5 após TT de revenido.....	88
Fig. 5.43 - Macrografia da solda similar do aço P91, nas condições indicadas para o PP9 na Tab. 5.5 após TT de revenido. Ataque químico: Villela.....	88
Fig. 5.44 - Perfil de dureza da solda similar do aço P91 nas condições indicadas para o PP9 na Tab. 5.5 após TT de revenido.....	89
Fig. 5.45 - (a) Macrografia da interface entre MS e ZAC do aço P91 na solda dissimilar correspondente ao DP1 após TT de revenido; (b) detalhe do requadro em (a); (c) detalhe da impressão de dureza isolada. Ataque químico: Villela	90
Fig. 5.46 - Perfis de dureza da solda dissimilar correspondente ao DP1	91
Fig. 5.47 - Perfis de dureza da solda dissimilar DP2: a curva preta no estado como-soldado e a curva vermelha após TT de revenido	92
Fig. 5.48 - Macrografia (a) e micrografias (b e c) da solda dissimilar correspondente ao DP2 no estado como-soldado, sendo em (b) a transição do MB do P91 para a ZAC (região A) e em (c) a transição do ZAC do P91 para o MS (região B). Valores de dureza dados em HV	93

- Fig. 5.49 - Macrografia (a) e micrografia (b) da solda dissimilar correspondente ao DP25 após o TT. Valores de dureza dados em HV. Ataque químico: Nital a 3%..... 94
- Fig. 5.50 - Micrografia da solda dissimilar DP25 DIN antes do TT de revenido. Valores de dureza dados em HV. Ataque químico: Nital a 3% 95
- Fig. 5.51 - Macrografia da solda dissimilar correspondente ao DP25 no estado como-soldado, mostrando o MS, ZAC e MB P91. Ataque químico: Villela 95
- Fig. 5.52 - Perfis de dureza da solda dissimilar DP25 após TT 96
- Fig. 5.53 - Macrografia (a) e micrografia (b) da solda dissimilar correspondente ao DP5 após o TT, sendo em (a) uma visão geral e em (b) o detalhe destacado em (a) da transição do MS para ZAC da aço P91. Valores de dureza dados em HV. Ataque químico: Villela 97
- Fig. 5.54 - Perfis de dureza no CP DP5, sendo a curva preta no estado como-soldado e a curva vermelha após TT de revenido 98
- Fig. 5.55 - Micrografia da solda dissimilar correspondente ao DP5 depois do TT, mostrando o MS, ZAC e MB DIN. Valores de dureza dados em HV. Ataque químico: Nital a 3%..... 99
- Fig. 5.56 - Perfis de dureza da solda dissimilar DPI, sendo a curva preta se trata do perfil localizado na superfície do tubo e a curva vermelha no centro da espessura 100
- Fig. 5.57 - Macrografias da solda dissimilar DPI após o TT: (a) junto à superfície do tubo; (b) metade da espessura. Ataque químico: Villela 101
- Fig. 5.58 - Macrografias da solda dissimilar DPI após o TT: (a) superfície do tubo; (b) centro da espessura. Ataque químico: Nital a 3% 101
- Fig. 5.59 - Perfis de dureza das juntas soldadas, no estado como-soldado: (a) do lado do aço DIN; (b) do lado do aço P91 ... 103
- Fig. 5.60 - Perfis de dureza das juntas soldadas depois do TTPS: (a) do lado do aço DIN 14MoV6.3; (b) do lado do aço P91 105
- Fig. 5.61 - Limite de resistência a tração e tensão de escoamento das juntas similares DD1 e PP9 em dois níveis de temperatura 108
- Fig. 5.62 - Imagem obtida no MEV da superfície de fratura do CP DD1 (650 °C / 0,5 mm/min) 108
- Fig. 5.63 - Foto do CP DD1 (junta similar do aço DIN 14MoV6.3) fraturado no ensaio de tração a quente 109

Fig. 5.64 - Micrografias da região onde foi verificada porosidades no MS do CP DD1 (ensaiado a 650 °C e 0,5 mm/min). Ataque químico: Nital a 3%	109
Fig. 5.65 - Foto do CP PP9 (junta similar do aço P91) fraturado no ensaio de tração a quente (600 °C / 0,5 mm/min)	110
Fig. 5.66 - Foto do CP PP9 (junta similar do aço P91) fraturado no ensaio de tração a quente (650 °C / 0,5 mm/min)	110
Fig. 5.67 - Curvas de tensão-deformação para o CP DD1 ensaiado a dois níveis de temperatura	110
Fig. 5.68 - Curvas de tensão-deformação para o CP PP9 ensaiado a dois níveis de temperatura	111
Fig. 5.69 - Limites de resistência à tração e de escoamento das juntas soldadas sob dois níveis de temperatura	114
Fig. 5.70 - (a) Imagem do DP2 e (b) do PP9 fraturados pelo ensaio de tração a quente	115
Fig. 5.71 - Limites de resistência à tração e de escoamento das juntas soldadas dissimilares a 600 °C e 0,5 mm/min.....	115
Fig. 5.72 - Limites de resistência à tração e de escoamento das juntas soldadas dissimilares a 650 °C e 0,5 mm/min.....	116
Fig. 5.73 - Imagem do DPI, sendo evidenciada pelo círculo vermelho uma descontinuidade adjacente à linha de fusão.....	116
Fig. 5.74 - Micrografia da trinca presente no CP DPI. Ataque químico: Nital a 3%	117
Fig. 5.75 - Imagem obtida pelo MEV da região de fratura do CP DPI (600 °C / 0,5 mm/min)	118
Fig. 5.76 - Imagem obtida pelo MEV da região de fratura do DP25 (600 °C / 0,5 mm/min), mostrando alvéolos alinhados	118
Fig. 5.77 - Curvas de tensão-deformação obtidas do CP DP1 para dois níveis de temperatura	119
Fig. 5.78 - Curvas de tensão-deformação obtidas do CP DPI para dois níveis de temperatura	119

LISTA DE TABELAS

Tab. 2.1 - Valores mínimos da tensão limite de escoamento (em MPa) do aço DIN 14MoV6.3 em função da temperatura	15
Tab. 2.2 - Limites máximos de temperatura de operação para diversos aços.....	16
Tab. 2.3 - Tensões limite de operação para o aço DIN 14MoV6.3 a várias temperaturas.....	17
Tab. 2.4 - Composição química dos consumíveis mais utilizados para soldagem da 9Cr-1Mo.....	31
Tab. 4.1 - Composições químicas dos aços DIN 14MoV6.3 e P91 utilizados nos ensaios	36
Tab. 4.2 - Composições químicas dos aços DIN 14MoV6.3 e P91 requeridas pelas normas	36
Tab. 4.3 - Requisitos de propriedades mecânicas para os aços DIN 14MoV6.3 e P91, conforme especificações das normas	36
Tab. 4.4 - Diâmetros e Composições químicas (1) das varetas utilizadas para soldagem pelo processo TIG	37
Tab. 4.5 - Propriedades mecânicas dos metais de adição, conforme especificações da norma e do fabricante	37
Tab. 4.6 - Requisitos das temperaturas de pré-aquecimento, de interpasse e de tratamento térmico, segundo a norma e o fabricante.....	38
Tab. 4.7 - Condições de soldagem para os quatro níveis de energia.....	40
Tab. 4.8 - Condições dos ensaios de tração a quente nos dois MBs.....	43
Tab. 4.9 - Combinações de metais de base e de adição para amanteigamento, built-up e preenchimento das juntas soldadas	47
Tab. 4.10 - Condições de tração a quente para as juntas similares e dissimilares entre P91 e DIN 14MoV6.3	50
Tab. 5.1 - Valores previstos para a ZAC-GG do aço DIN 14MoV6.3 pelas equações de Yurioka (1990) em função da composição química e energia de soldagem	60
Tab. 5.2 - Valores previstos para a ZAC-GG pelas equações de [48] em função da composição química real do tubo de aço P91	63
Tab. 5.3 - Resultados dos ensaios de tração a quente no aço P91	73
Tab. 5.4 - Resultados dos ensaios de tração a quente no aço DIN 14MoV6.3	79

Tab. 5.5 - Combinações de metais de base e de adição para amanteigamento, built-up e preenchimento das juntas soldadas	86
Tab. 5.6 - Dados do ensaio de tração a quente das juntas similares....	108
Tab. 5.7 - Dados dos ensaios de tração a quente nas juntas soldadas dissimilares	114

RESUMO

Estudo da soldagem dissimilar entre os aços ASTM P91 e DIN 14MoV6.3 para componentes sujeitos a fluência

Neste trabalho foram realizados ensaios e análises com o objetivo de determinar as melhores condições de soldagem e de tratamento térmico para efetuar a união dissimilar entre os aços ASTM P91 (9Cr-1Mo mod.) e DIN 14MoV6.3, requerida para fazer a substituição de parte de um componente fabricado neste último material. Em primeira instância os dois metais de base foram caracterizados tanto na sua resposta a ciclos térmicos de soldagem como a tratamentos térmicos de revenido. No estado como-soldado verificou-se no aço DIN a formação de uma zona de baixa dureza na ZAC grosseira, mas com o tratamento térmico a diferença de dureza com a do resto da ZAC diminuiu substancialmente. No aço P91 foi observada uma dureza na ZAC subcrítica menor que a do metal de base; com o tratamento térmico essa diferença também diminuiu. Com base nos resultados obtidos foram realizadas soldagens pelo processo TIG em sete juntas, duas delas similares (isto é, entre o mesmo tipo de MB) e cinco dissimilares, utilizando como metal de adição vários tipos de aço Cr-Mo (1,2Cr-0,5Mo; 2,3Cr-0,5Mo; 5Cr-0,5Mo) e a liga Inconel 625. Amostras das juntas soldadas foram submetidas a ensaios de tração a quente, com várias taxas de deformação. Em todos eles a estrição, seguida de fratura, ocorreu no aço DIN 14MoV6.3, longe da solda, com uma resistência à tração similar àquela observada em CPs do aço DIN. Portanto, todos os procedimentos de soldagem testados seriam adequados sob o ponto de vista técnico, exceto aquele em que foi usada liga de níquel, em que houve a formação de trinca como resultado das diferenças de resistência entre o MS e a ZAC.

ABSTRACT

Study of dissimilar welding of ASTM P91 and DIN 14MoV6.3 steels for components operating under creep

In this work tests and analysis were carried out in order to determine the best welding and heat treatment to join steels ASTM P91 (9Cr-1Mo mod.) and DIN 14MoV6.3, as it is required to substitute part of a component manufactured in the latter material. At first instance the two base metals were characterized both in their response to thermal welding cycles and tempering heat treatments. In the as-welded condition there were in the DIN steel the formation of a low hardness zone in the coarse grained HAZ, but with the heat treatment the difference in their hardness with other regions of the HAZ decreased substantially. In P91 steel a lower hardness than in base metal was observed at sub-critical HAZ; with heat treatment this difference also decreased. Based on the results welds were carried out by TIG process in seven joints: two similar (i.e., between the same type of BM) and five dissimilar whereby different types of Cr-Mo steels (1.2Cr-0.5Mo; 2.3Cr-0.5Mo; 5Cr-0.5Mo) and Inconel 625 were used. Specimens of welded joints were subjected to hot tensile tests with various strain rates. In all specimens, the necking followed by fracture occurred in the steel DIN 14MoV6.3 away from the weld, with a tensile strength similar to that observed in DIN steel specimens. Therefore, all welding procedures tested are satisfactory from a technical point of view, except the one which used nickel alloy as in it occurred the formation of cracks as a result of differences in resistance between the WM and HAZ.

I - INTRODUÇÃO

A soldagem dissimilar muitas vezes se faz necessária, por vários motivos: (a) uso de metal de adição mais nobre, com o intuito de minimizar defeitos provenientes da soldagem, (b) a necessidade de substituir materiais ao longo do uso do equipamento, em função do desenvolvimento de novas ligas com melhor relação desempenho/custo, (c) uso de materiais diversos ao longo de tubulações de caldeiras em função da temperatura de operação e (d) da não disponibilidade do material de base no mercado. Quando último ocorre para aços submetidos à fluência e não é possível substituir partes danificadas (deformadas ou trincadas) de componentes com uniões similares, surge então a necessidade de usar outro material, o que pode acarretar em problemas de soldabilidade diferentes para os dois metais de base, haja vista que possuem requisitos conflitantes no que tange à especificação de procedimento de soldagem e tratamento térmico posterior. Assim sendo, é de suma importância conhecer os fenômenos metalúrgicos que influenciam a resistência à fluência de juntas soldadas dissimilares, visto que há uma vasta aplicação em equipamentos, presentes em usinas de geração de energia, indústrias químicas e petroquímicas, que trabalham a altas temperaturas e altas tensões, submetidos a esse mecanismo de dano.

Os principais fatores que interferem na vida sob fluência das soldas são: a distribuição local da microestrutura, condições de carregamento (velocidade e intensidade de carregamento), tensões internas geradas pela diferença de dilatação térmica (por gradientes de temperatura e/ou diferenças no coeficiente de dilatação dos metais) e geometria da solda. Portanto, torna-se necessário um melhor entendimento desse comportamento para aumentar a resistência à fluência das juntas soldadas e, por consequência, a vida do equipamento.

A seleção das variáveis de soldagem e tratamento térmico posterior deve ser feita de forma a evitar problemas durante a soldagem e o tratamento térmico posterior e melhorar o desempenho à fluência da junta soldada. Entretanto, a realização da soldagem dissimilar apresenta algumas dificuldades, tais como: (a) seleção do metal de adição compatível com os metais de base; (b) definição das variáveis de soldagem adequadas e (c) condições de tratamento térmico pós-

soldagem. Caso esses fatores não sejam definidos de forma criteriosa, a vida dos componentes soldados pode ser reduzida substancialmente, como resultado, por exemplo, da presença de descontinuidades metalúrgicas não detectadas.

O uso de ligas de adição à base de níquel é amplamente aplicado em soldagem dissimilar por ter coeficiente de expansão intermediário entre os aços austenítico e ferrítico, o que diminui as tensões termicamente induzidas nas juntas dissimilares. Além disso, o uso de níquel é a forma mais efetiva em impedir a difusão do carbono nas soldas envolvendo aços Cr-Mo, sendo que esse efeito leva a deterioração da vida sob fluência das ligas Cr-Mo.

Ante o contexto exposto, neste trabalho pretendeu-se realizar um estudo permitindo traçar diretrizes para a soldagem, incluindo o tratamento térmico posterior, de juntas dissimilares em aços resistentes à fluência, embora, com foco aplicado a uma situação específica (a soldagem do aço P91 e DIN 14MoV6.3), a partir da correlação de variáveis de processo com aspectos de microestrutura e propriedades das várias regiões da solda.

II - REVISÃO DA LITERATURA

Neste capítulo serão descritos alguns conceitos relacionados com a fluência dos metais, incluindo sua definição, seus estágios (transiente, estacionário e terciário), mecanismos de deformação, bem como os efeitos (danos) sobre os metais, destacando as características da fratura.

Em seguida serão abordados aspectos sobre os aços resistentes à fluência, tais como histórico de fabricação, aplicações práticas, propriedades mecânicas e mecanismos que conferem a resistência à fluência. Além disso, os problemas de soldabilidade desses aços, com ênfase nas trincas a frio (quando da soldagem), trincas de reaquecimento (do tratamento térmico) e trincas do tipo IV por fluência.

Por fim, serão descritas as dificuldades quanto à seleção do consumível, definição dos parâmetros de soldagem e tratamento térmico pós-soldagem para uniões dissimilares. Visto que, cada material requer um conjunto de especificações distinto quanto às condições de soldagem (metal de adição, técnica de deposição, temperatura de pré-aquecimento e aporte térmico) e a temperatura de tratamento térmico.

2.1 Fluência dos metais

A evolução tecnológica no processo de fabricação dos materiais desde o início do século XX foi de grande importância para o desenvolvimento de materiais que resistem a maiores tensões e temperaturas. As aplicações destes desenvolvimentos residem principalmente nas seguintes áreas [1]:

- Turbinas a gás (aeronáuticas e turbogeradores), com palhetas que trabalham a temperaturas de 550 - 680 °C. A câmara de combustão e outras seções trabalham a temperaturas ainda mais elevadas (1020 - 1120 °C);
- Reatores nucleares, em que partes sob pressão e tubulações operam entre 380 e 480 °C. Além de outras seções do reator que operam entre 580 e 680 °C;
- Indústrias química e petroquímica.

2.1.1 Fenômeno de fluência

A fluência é classicamente associada à deformação plástica e progressiva (dependente do tempo) que surge em um metal submetido a esforços constantes (inclusive inferiores ao limite de escoamento a quente) sob temperaturas elevadas [2,3].

A fluência é um fenômeno indesejável e às vezes o fator limitante na vida de um componente. Ela pode ocorrer em todos os metais, e torna-se importante a temperaturas elevadas, maiores do que aproximadamente 0,5 (variando de 0,4 - 0,65) da temperatura de fusão em escala absoluta [3,1]. Nessas temperaturas a difusão é significativa, visto que a difusão é um fenômeno termicamente ativado que apresenta uma dependência exponencial da temperatura [4,2]. Abaixo de 0,4 Tf, o coeficiente de difusão é muito baixo de modo que qualquer mecanismo de deformação plástica por fluência é tão lento que pode ser desprezado [1].

A velocidade de fluência (relação entre deformação plástica e tempo) aumenta com a temperatura. Portanto, esta propriedade é de grande importância especialmente na seleção de materiais para operar a altas temperaturas. A velocidade com que a deformação ocorre depende tanto da temperatura a que o material está submetido como do nível de tensão aplicada.

Outro fator a considerar é o efeito de uma exposição prolongada à alta temperatura sobre a estabilidade metalúrgica. Por exemplo, os metais encruados podem recristalizar e sofrer um crescimento de grão, enquanto que as ligas endurecidas por precipitação podem sofrer um super envelhecimento e perder resistência devido ao crescimento das partículas de segunda fase.

2.1.2 Ensaios de fluência

Empregam-se três tipos de ensaios na análise da fluência: ensaio de fluência propriamente dito; ensaio de ruptura por fluência e ensaio de relaxação. A seguir, serão descritos os dois primeiros, considerados de maior relevância no âmbito desse trabalho.

O ensaio de fluência consiste em submeter uma amostra a uma carga (ou tensão) constante e a uma temperatura elevada e fixa, enquanto se mede a deformação em função do tempo decorrido [1]. Como a secção do corpo de prova diminui durante o ensaio, é difícil manter uma tensão constante. Por isso, é mais comum realizar-se o ensaio com carga constante, embora os testes de tensão constante possam fornecer um melhor entendimento dos mecanismos de fluência.

A maioria dos testes de fluência são conduzidos em tensão uniaxial usando uma amostra com geometria similar à utilizada para os ensaios de tração [4].

O ensaio de ruptura por fluência é semelhante ao anterior, o que os difere é que no ensaio de ruptura os corpos de prova são sempre levados até a ruptura. Para isso, aplicam-se cargas mais elevadas e, portanto, são obtidas maiores velocidades de fluência. Este ensaio é muito usado pela sua brevidade, comparado com o ensaio de fluência propriamente dito. Sua duração normalmente não excede 500 horas. Contudo, são necessários muitos corpos de provas ensaiados com cargas diferentes, para se obter resultados significativos [5].

2.1.3 Estágios da fluência

A Figura 2.1 é uma representação esquemática do comportamento típico na fluência de metais sob carga constante. Ao se aplicar a carga ocorre instantaneamente uma deformação, como indicada na figura, que é principalmente elástica. A curva de fluência apresenta três estágios, os quais serão descritos a seguir [1]:

- I. Transiente ou primário: ocorre primeiro, tipificado por uma redução progressiva da taxa de deformação ($\epsilon = d\epsilon/dt$), isto é, a inclinação da curva diminui com o tempo. Isto sugere que o material está experimentando um aumento na resistência à fluência ou endurecimento por deformação (a deformação se torna mais difícil à medida que o material é encruado);
- II. Estacionário ou secundário: a taxa de deformação é constante, deste modo o gráfico se torna linear. Este, às vezes, corresponde ao maior período de vida de um material em solicitações de fluência. A constância da taxa de fluência é explicada com base num equilíbrio entre os processos competitivos de encruamento e recuperação, sendo este último, o processo pelo qual um material se torna mais macio e retém sua capacidade para experimentar deformação;
- III. Terciário: ocorre uma aceleração da taxa de deformação e precede a falha. Esse aumento da taxa de deformação é causado pela separação dos contornos de grão e a formação de trincas internas, cavidades e vazios, que conduzem a uma redução localizada da área. Surge uma estricção, seguida de ruptura [2,6,7].

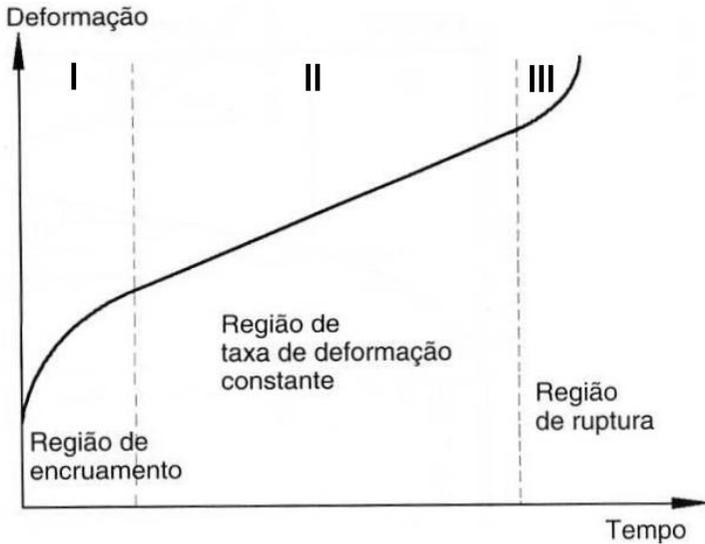


Figura 2.1 - Curva típica de deformação em função do tempo
Adaptada de [7].

Às vezes surge a necessidade de dados de engenharia sobre fluência cuja obtenção se torna impraticável a partir de testes normais de laboratório, especialmente para exposições prolongadas (da ordem de anos). Uma solução a este problema envolve a realização de ensaios de fluência ou de ruptura por fluência a um nível de tensão comparável, mas em temperaturas maiores do que aquelas requeridas (a fim de diminuir os tempos de ensaio) e a extrapolação para as condições de serviço.

Existem diversos parâmetros utilizados para tal extrapolação, tais como os: de Larson-Miller, de Goldhoff-Sherby, Orr-Sherby-Dorn e o método de Manson-Haferd, ilustrados na Figura 2.2 [5].

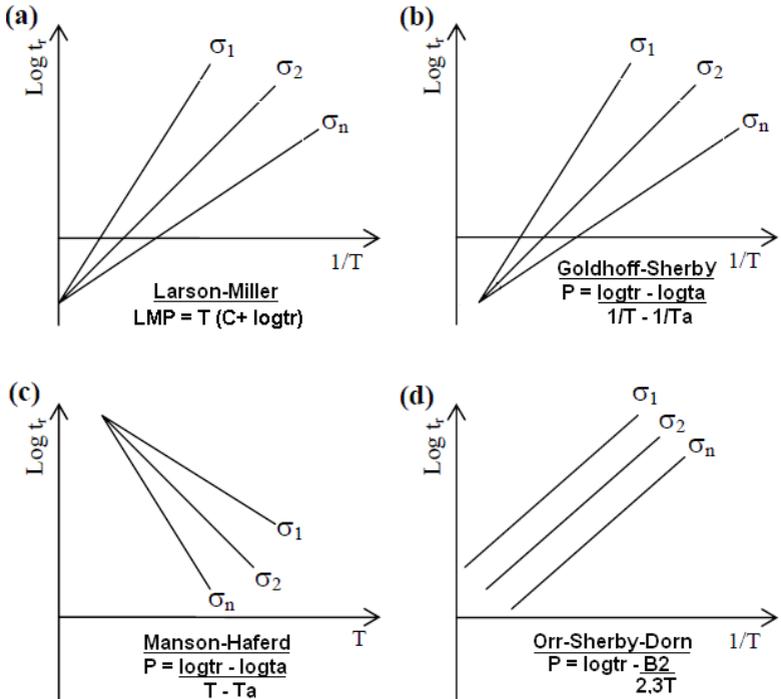


Figura 2.2 - Parâmetros de extrapolação: (a) Larson-Miller; (b) Goldhoff-Sherby; (c) Manson-Haferd; (d) Orr-Sherby-Dorn [5].

Todos esses métodos foram propostos para analisar especificamente resultados de ensaios de fluência. Não havia menção na literatura sobre o uso de resultados de ensaios de tração a quente para aplicar os mesmos procedimentos, até que Sobrinho e Bueno (2005), com base nos resultados obtidos para o aço Cr-Mo do tipo P22 mostraram que o ensaio de tração a quente (de curta duração) pode ser correlacionado com o ensaio de fluência de acordo com essas metodologias tradicionais de parametrização dos dados de fluência, como pode ser verificado na Figura 2.3, em que é utilizado o parâmetro de Larson-Miller.

Basicamente, considera-se que o tempo necessário para atingir a tensão de ruptura no ensaio de tração a quente é equivalente ao tempo de ruptura no ensaio de fluência.

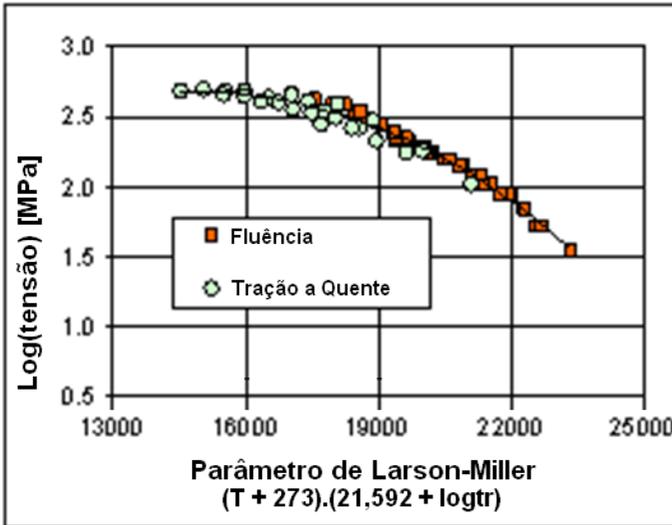


Figura 2.3 - Correlação entre os ensaios de fluência e de tração a quente através do parâmetro de Larson-Miller [8].

Se houver efetivamente essa correlação, será possível avaliar, e, mesmo, qualificar um procedimento de soldagem destinado a material resistente à fluência, mediante a realização de um ensaio muito mais e simples e rápido, como é o ensaio de tração a quente.

Um procedimento de extrapolação comumente usado pela sua simplicidade emprega o parâmetro de Larson-Miller (LMP), o qual é útil expressar a relação entre a tensão, temperatura e tempo de ruptura por fluência de um determinado material. Pode-se, por exemplo, estimar o tempo de ruptura de um material submetido à fluência, sabendo os valores de tensão e temperatura aos quais o mesmo está exposto [9].

$$\text{LMP} = f(\sigma) = T (C + \log t_r)$$

onde,

- σ : função da tensão que depende do material em análise;
- C: constante Larson-Miller (adimensional), que depende do material e cujo valor varia entre 25 e 60;
- T: temperatura absoluta à qual o material foi submetido [K];
- t_r : o tempo de vida até a ruptura [h].

2.1.4 Mecanismos de deformação por fluência

Existem três mecanismos de deformação plástica dos metais: por difusão, por movimentação de discordâncias, e por maclação. A maclação não faz parte dos mecanismos de deformação por fluência, porque ocorre somente a baixas temperaturas. Desta maneira, os mecanismos de deformação por fluência podem ser divididos em dois grandes grupos: mecanismos de movimentação de discordâncias, no qual o contorno de grão e, portanto, a granulometria, desempenha um papel importante, e por difusão, que ocorre independentemente dos contornos dos grãos [1].

O mecanismo de deformação por fluência por meio da difusão de átomos ocorre sob baixa tensão, a temperaturas médias a altas. Com o aumento da temperatura, aumenta-se a quantidade de lacunas em equilíbrio em um reticulado, assim como sua mobilidade. Lacunas, entretanto, alteram a densidade local do reticulado, sugerindo que eles possam interagir com o estado de tensões [6]. E ainda pode ser dividido em dois grupos: difusão volumétrica, quando a temperatura é suficientemente elevada, promovendo a autodifusão de forma predominante; e difusão nos contornos de grão (*Nabarro-Herring* e *Coble*).

Já o mecanismo baseado na movimentação de discordâncias subdivide-se em três: ascensão de discordâncias (sob tensões intermediárias e temperaturas médias a elevadas); escorregamento simples (*easy glide*) e com desvio (*cross-slip*), que ocorrem sob elevadas tensões em baixa ou alta temperatura; e deslizamento de contornos de grão.

Todos são fenômenos são termicamente ativados, deste modo, quanto maior a temperatura, maior a probabilidade de eles ocorrerem como eventos estatísticos [6].

Basicamente, o que vai determinar qual mecanismo de deformação por fluência prevalecerá é a combinação entre os níveis de temperatura e de tensão aos quais os metais estão submetidos. A faixa de dominância de cada mecanismo de deformação pode ser averiguada no mapa de deformação presente na Figura 2.4 [10].

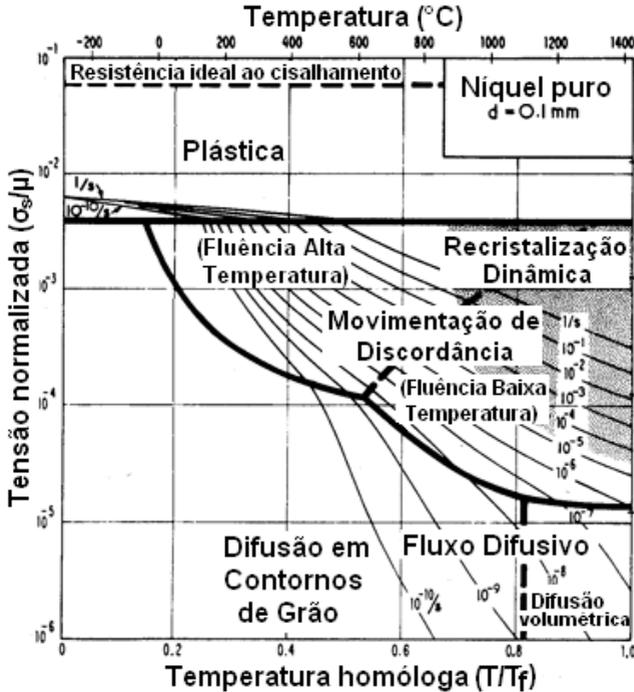


Figura 2.4 - Mapa de deformação [10].

2.1.5 Efeitos da fluência sobre os metais

A degradação por fluência em seus primeiros estágios é somente a nível microestrutural, o que dificulta sua avaliação por técnicas não-destrutivas ou semi-destrutivas.

A deformação plástica ao longo do tempo de metais submetidos à fluência produz um aumento do comprimento do grão na direção da tensão (tração) e uma redução da largura na direção transversal, conforme evidenciado na Figura 2.5-a. Para que os grãos se mantenham unidos é necessário que haja o deslizamento entre os grãos adjacentes (Figura 2.5-a). Entretanto, essa capacidade de deslizamento dos grãos diminui ao longo do tempo, de modo que nucleiam cavidades com formato de cunha em juntas triplas (Figura 2.5-b) ou cavidades ovais nas interfaces entre dois grãos (Figura 2.5-c) [5,11].

Com poucas exceções, as rupturas por deformação exibem superfícies de fratura intergranular (Figura 2.6-a). Rupturas transgranulares por fluência resultam geralmente de elevadas tensões

aplicadas. Já as rupturas intergranulares por fluência ocorrem quando metal é submetido a tensões baixas, e exibem rupturas com decoação dos contornos de grão (Figura 2.6-a) [5,11].

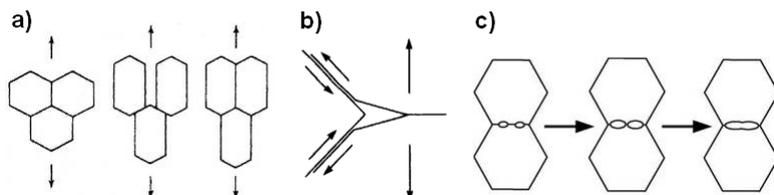


Figura 2.5 - (a) o contorno do grão desliza e mantém a interface unida evitando a formação de vazios; (b) nucleação de cavidades em juntas triplas; (c) sequência de formação de cavidades ao longo do tempo (nucleação, crescimento e coalescimento) [5,7].

Partículas como carbonetos grosseiros ou fases *Laves* são locais preferenciais para a nucleação de cavidades que aparecem durante a fluência, visto que agem como concentradores de tensões (Figura 2.6-b) [5,12].

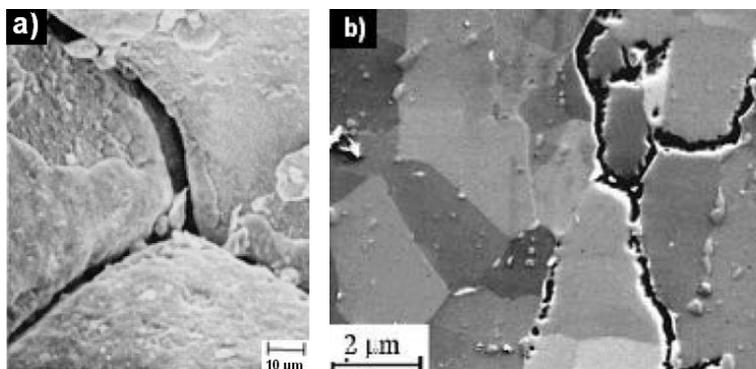


Figura 2.6 - Imagens de danos por fluência obtidas no MEV: (a) trinca intergranular; (b) nucleação de cavidades nos contornos dos grão [11,12].

Todavia, a concentração de tensões, pode ser aliviada pelo próprio deslização entre os contornos de grãos. As teorias de nucleação de cavidades variam essencialmente em termos dos mecanismos exigidos para criação e acomodação dos concentradores de tensões. O crescimento de cavidades tem sido atribuído a: um

mecanismo puramente controlado pela difusão; a um mecanismo controlado pelo deslizamento entre contornos de grãos; a uma combinação dos dois [5].

Após a nucleação das trincas intergranulares ou transgranulares provenientes das cavidades, ocorre a sua propagação e, por último, a fratura por fluência (veja a Figura 2.7).



Figura 2.7 - Fratura por fluência em palheta de turbina [13].

As fraturas por fluência são tipicamente caracterizadas por uma multiplicidade de vazios (cavidades) adjacentes às mesmas. Os vazios são geralmente fáceis de identificar através de microscopia óptica [13]. Na Figura 2.8-a pode-se observar um exemplo deste tipo de fratura e nas Figuras 2.8-b e 2.8-c as cavidades na região próxima à superfície de fratura.



Figura 2.8 - (a) Trinca por fluência em tubo de trocador de calor; (b) e (c) cavidades perto da fratura, observadas ao MO e MEV [13].

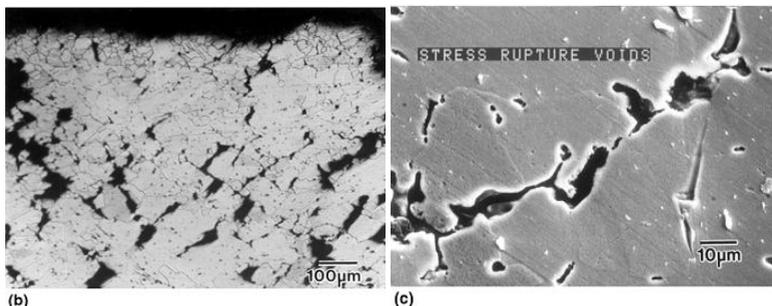


Figura 2.8 - Continuação da Figura 2.8: (a) Trinca por fluência em tubo de trocador de calor; (b) e (c) cavidades perto da fratura, observadas ao MO e MEV [13].

2.2 Aços resistentes à fluência

Os aços resistentes à fluência empregados em usinas de energia ou na indústria química e petroquímica são de baixo carbono, contendo elementos formadores de carbonetos, como Cr, Mo e V. As condições de uso são temperaturas de 480 a 565 °C, tensões de 15 a 30 MPa e períodos de cerca de 30 anos. Além da resistência à fluência, o uso prolongado desses aços também exige boa resistência à oxidação e à corrosão em alta temperatura, principalmente em ambientes agressivos contendo hidrogênio e enxofre [14].

2.2.1 Histórico dos aços resistentes à fluência

Desde 1920, as indústrias químicas, petroquímicas e de geração de energia começaram a utilizar aços ligados ao cromo e molibdênio (Cr-Mo). Por volta de 1940, os aços 2,25Cr-1Mo (conhecido por P22, segundo a ASTM) e 9Cr-1Mo (ASTM P9) foram introduzidos em aplicações de usinas. O P22 foi usado extensivamente a temperaturas de até 538 °C. Ao longo dos anos, houve uma ênfase na aplicação desses aços, que permitiam operar as usinas de energia em temperaturas superiores e, assim, obter uma maior eficiência energética e menor impacto ambiental.

Para algumas aplicações, foram realizadas mudanças na composição química desses aços para obter melhor desempenho sob fluência (Figura 2.9), maior resistência à oxidação em altas temperaturas, melhor trabalhabilidade e soldabilidade.

O desenvolvimento de aço DIN 14MoV6.3 se deu nos anos setenta e ofereceu vantagens significativas em comparação com os

aços das gerações anteriores. Esse aço foi muito popular para a concepção e construção de linhas de vapor, devido à melhora nas propriedades (temperatura até 540 °C e pressão de 4,5 MPa, com vida de 100.000 h), o que permitiu reduzir a espessura da parede dos tubos [15].

O aço 9Cr-1Mo modificado (P91) foi desenvolvido em 1970, como uma melhoria do P9 pela adição de V, Nb e N para induzir a formação de carbonetos, nitretos e carbonitretos estáveis. No Japão, em seguida, houve um incremento do teor de cromo e a adição de tungstênio levando à série P92/P122/E911 [16].

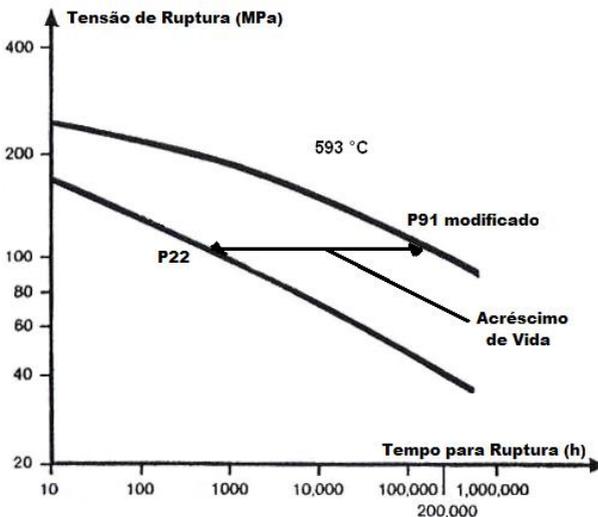


Figura 2.9 - Comparação de resistência à fluência entre os aços P22 e P91 modificado [17].

As principais vantagens dos aços ferríticos ao Cr são: (a) a boa resistência à corrosão, (b) elevadas propriedades mecânicas até 600 °C (graças à adição de vários elementos de liga: V, Nb ou Mo), (c) alta condutividade térmica e baixo coeficiente de expansão térmica, garantindo uma melhor soldabilidade, e (d) menor custo em relação aos aços inoxidáveis austeníticos, principalmente, pelo cromo ser mais barato do que o níquel. Desta forma, os aços para trabalho a alta temperatura contêm, em geral, de 0,5 a 1,0 %Mo (para melhorar a resistência à fluência) e 1,5 a 8,0 %Cr (para resistir à oxidação) [18].

2.2.2 Limites de resistência à temperatura e tensão dos aços

Os limites máximos de temperatura e tensão aos quais podem ser submetidos aços resistentes à fluência dependem da composição química e do processo de fabricação (incluindo neste o tratamento térmico). A evolução da composição química de alguns destes aços, assim como as especificações e os correspondentes limites de tensões previstos em longo prazo são mostrados na Figura 2.10, na qual está incluído o aço P91 estudado neste trabalho.

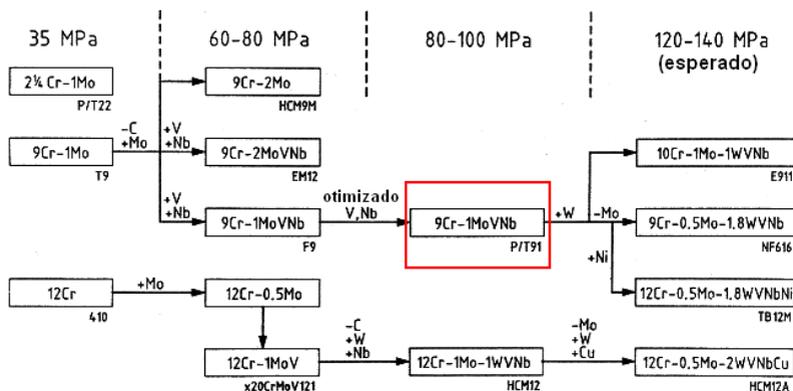


Figura 2.10 - Histórico do surgimento dos aços resistentes à fluência [19].

Na Tabela 2.1 são mostrados os limites mínimos de resistência do aço DIN 14MoV6.3 (estudado neste trabalho) a diversas temperaturas. Pode-se observar uma redução substancial de resistência à medida que aumenta a temperatura, sendo evidenciada uma queda de 100 MPa, para uma variação de 300 °C.

Tabela 2.1 - Valores mínimos da tensão limite de escoamento (em MPa) do aço DIN 14MoV6.3 em função da temperatura [20].

Espessura de parede (mm)	Temperatura (°C)							
	200	250	300	350	400	450	500	550
≤ 40	270	255	230	215	200	185	170	—
40 < s ≤ 50	260	245	220	205	190	175	160	—

A resistência à fluência diminui com a temperatura, conforme pode ser visto na Figura 2.11, que apresenta os tempos de ruptura

para amostras de aço T91 submetidas a ensaio a diversas temperaturas e tensões.

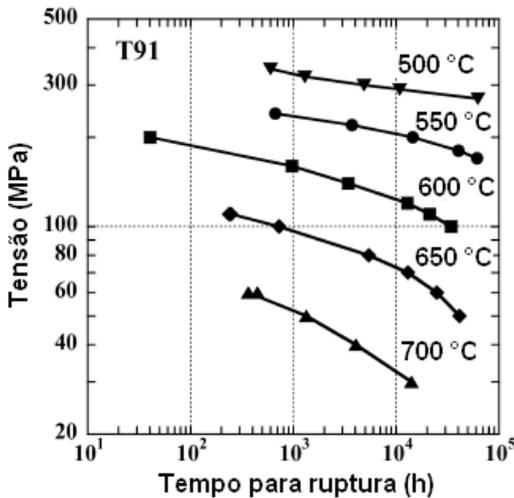


Figura 2.11 - Curvas mostrando o comportamento sob fluência do aço T91 para diversas temperaturas [21].

A Tabela 2.2 apresenta os limites máximos de temperatura de operação de diversos aços, segundo as Recomendações dos Fabricantes de Caldeiras e a norma API 530. Pode-se observar uma significativa diferença entre a temperatura de trabalho do aço P91 e do aço ao carbono [17].

Tabela 2.2 - Limites máximos de temperatura de operação para diversos aços [17].

Material	Tipo ou Grau	Recomendações dos fabricantes de caldeiras	Norma API 530
Aço Carbono	A 210 Gr. C	510 °C	540 °C
Aço 1 1/4 Cr - 1/2 Mo	P11	565 °C	595 °C
Aço 2 1/4 Cr - 1 Mo	P22	605 °C	650 °C
Aço 9 Cr - 1 Mo	P9	620 °C	705 °C
Aço 9 Cr - 1 Mo Mod.	P91	650 °C	705 °C

São utilizados dois critérios para o projeto de componentes sujeitos a fluência em aplicações de engenharia: a deformação

máxima que pode sofrer durante sua vida (1 %/ano de deformação), i.e., vida limitada pela deformação e a vida até a ruptura total (vida limitada pela fratura). A Tabela 2.3 expõe as tensões limite de operação para o aço DIN 14MoV6.3 considerando estes critérios.

Tabela 2.3 - Tensões limite de operação para o aço DIN 14MoV6.3 a várias temperaturas [20].

Temp. (°C)	Limite de Elasticidade (1%)		Resistência à Fluência		
	10.000 h (N/m ²)	100.000 h (N/m ²)	10.000 h (N/m ²)	100.000 h (N/m ²)	250.000 h (N/m ²)
480	243	177	299	218	182
490	219	155	268	191	163
500	195	138	241	170	145
510	178	122	219	150	127
520	161	107	198	131	109
530	146	94	179	116	91
540	133	81	164	100	76

2.2.3 Mecanismos que conferem resistência à fluência aos aços

Como já mencionado, os mecanismos de deformação por fluência envolvem difusão e movimentação de discordâncias. Dentro desse contexto, as estratégias de desenvolvimento de ligas resistentes à fluência se fundamentam em:

- I. Reduzir a velocidade de auto-difusão (para reduzir *climb* e *Nabarro-Herring* e/ou *Coble creep*) através do uso de elementos os quais estabilizam a austenita (cujo coeficiente de auto-difusão é menor). Bem como o uso de materiais de alto ponto de fusão, visto que o coeficiente de difusão está relacionado com o ponto de fusão;
- II. Aumentar o tamanho de grão para se obter maior resistência à fluência, sendo que sob temperaturas elevadas a deformação por escorregamento dos contornos de grão é mais significativa, implicando em maiores deformações em materiais com granulação fina (maior área de contorno de grão) e conseqüentemente, menor resistência à fluência [5];
- III. Promover o endurecimento por solução sólida, por meio da adição de elementos de liga, visando à formação de soluções sólidas substitucionais ou intersticiais (a depender da relação de tamanhos atômicos entre o solvente e o soluto). O

endurecimento obtido promoverá um aumento de resistência à fluência, visto que restringe a deformação.

- IV. Promover o endurecimento por precipitação (na matriz e nos contornos de grão) por intermédio da adição de elementos químicos formadores de carbonetos, os quais travam o processo de fluência, pois dificultam o movimento dos contornos de grão e, por consequência, a deformação. O molibdênio notadamente possui um efeito maior no incremento de resistência à fluência que os demais elementos (Ti, V, W e Nb), quando adicionado de 0,5 e 1%;
- V. Promover o endurecimento por dispersão de partículas, que ocorre, pois os contornos entre diferentes fases (precipitado e matriz) em uma liga são defeitos planares e interferem na movimentação de discordâncias (logo na deformação) provocando, conseqüentemente, aumento de resistência à fluência e de dureza.

2.3 Soldabilidade dos aços resistentes à fluência

Os principais problemas apresentados na soldagem de aços resistentes à fluência são: as trincas a frio, que podem ocorrer durante a soldagem ou algum tempo depois de ter sido realizada; as trincas de reaquecimento, que podem ter como causa o tratamento térmico realizado após a soldagem; a perda de resistência à fluência, que afeta o desempenho do componente. Determinadas composições químicas são mais susceptíveis a um ou outro tipo de problema de soldabilidade, o que será discutido abaixo:

Enquanto se espera que a falha por fluência no aço P91 ocorra na região inter-crítica da ZAC (fratura tipo IV), o aço DIN 14MoV6.3 é susceptível a trincas de reaquecimento, na ZAC grosseira (vide localização na Figura 2.12).

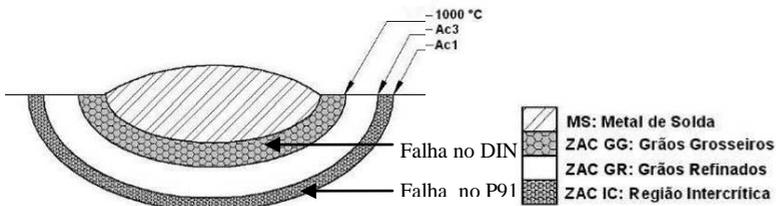


Figura 2.12 - Esquema das diversas regiões da solda, em destaque as regiões susceptíveis dos aços DIN 14MoV6.3 e P91 [22].

2.3.1 Trincas a frio

As trincas a frio (também chamadas de trincas induzidas pelo hidrogênio) ocorrem quando quatro fatores estão presentes simultaneamente: elevado teor de hidrogênio na solda, altas tensões, microestrutura susceptível (martensita), e temperaturas relativamente baixas (abaixo de 200 °C) [23].

As altas tensões podem ser geradas durante o resfriamento, pela solidificação e pelas contrações térmicas oriundas do processo de soldagem. O hidrogênio pode surgir pelo uso de consumíveis que tenham absorvido umidade, por metais base contaminados (com hidrocarbonetos, por exemplo, graxas). A Figura 2.13 mostra a variação de solubilidade do hidrogênio com a temperatura, onde se pode verificar que, a solubilidade do hidrogênio na ferrita (α) é muito menor que na austenita (γ) [24].

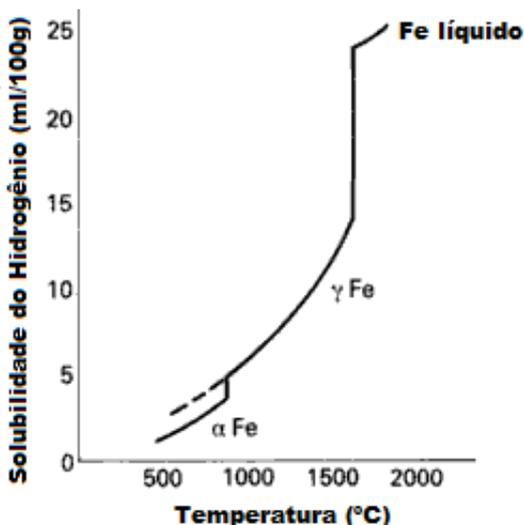


Figura 2.13 - Variação da solubilidade do hidrogênio no ferro puro, com a temperatura [24].

Durante a soldagem, o hidrogênio tende a migrar por difusão do metal de solda para a ZAC (veja o esquema da Figura 2.14), ou seja, da região de menor solubilidade (ferrita) para a região de maior solubilidade (austenita). Além disso, por ser um elemento intersticial, o hidrogênio tende a migrar para regiões onde há tensões trativas, aumentando o espaçamento entre os átomos que constituem o

reticulado cristalino. Após o resfriamento, a austenita rica em hidrogênio da ZAC transforma-se em martensita (fase frágil). Este hidrogênio acumulado gera tensões que se somam às tensões pré-existentes e pode, assim não só gerar, mas promover a propagação de trincas após a soldagem, ou algum tempo depois, já que o hidrogênio é um elemento que pode difundir através do metal mesmo a temperaturas próximas da ambiente [24].

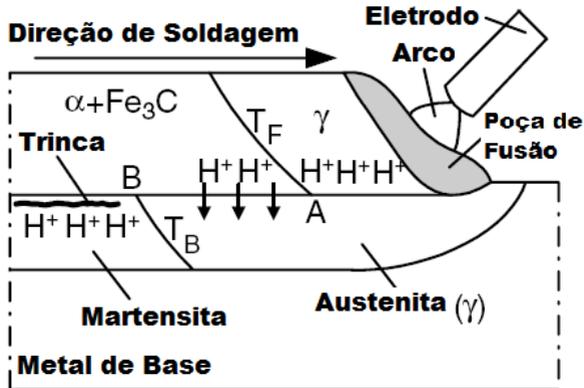


Figura 2.14 - Esquema do mecanismo para o surgimento de trincas induzidas pelo hidrogênio [24].

A composição química dos aços tem influência sobre a susceptibilidade ao trincamento a frio, de modo que quanto maior o teor de C e de outros elementos que aumentam a temperabilidade (como o Cr e Mo), maior é a susceptibilidade. O carbono equivalente é um índice que permite avaliar a temperabilidade dos aços (veja a Figura 2.15).

As trincas a frio geralmente ocorrem na ZAC e se propagam em direção paralela à linha de fusão, conforme pode ser observado na Figura 2.16.

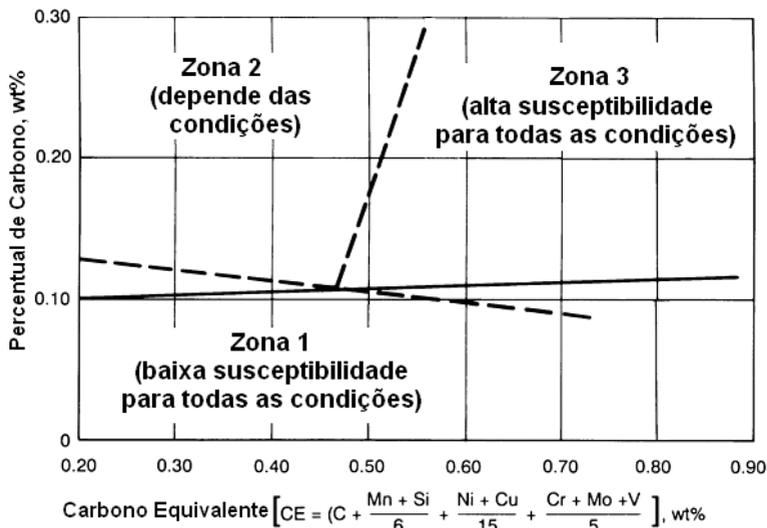


Figura 2.15 - Efeito do teor de C e do carbono equivalente sobre a susceptibilidade ao trincamento a frio na ZAC [25].

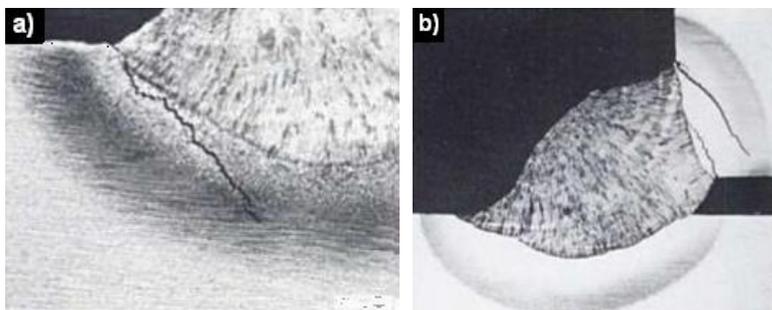


Figura 2.16 - Em (a) e (b) trincas induzidas pelo hidrogênio em juntas soldadas [26].

2.3.1.1 FORMAS DE PREVENÇÃO

Algumas medidas são eficazes para evitar o surgimento de trincas a frio:

- I. Reduzir a contaminação de consumíveis e metais de base com hidrogênio, mediante a limpeza adequada da superfície a ser soldada e a remoção de umidade dos consumíveis [23];
- II. Controlar o aporte de calor, de forma que não seja demasiadamente baixo, a ponto de produzir um resfriamento rápido que possibilite a formação de martensita, nem

demasiadamente alto, a ponto de formar regiões grosseiras, mais susceptíveis [24];

- III. Usar pré-aquecimento e controlar a temperatura interpasses, com duas finalidades: (a) reduzir a possibilidade de formação de martensita (em função da redução da taxa de resfriamento); (b) aumentar a taxa de difusão do hidrogênio, de modo a produzir sua extração da solda [23];
- IV. Para casos particularmente sensíveis à fissuração, faz-se um pós-aquecimento. Para que o mesmo seja efetivo, devem-se usar temperaturas superiores a 200 °C e tempos longos (superiores a duas horas);
- V. Aplicar a técnica do “passe de revenido” para que haja o revenimento e/ou refinamento da ZAC do passe anterior, tornando essa região menos susceptível ao trincamento [27];
- VI. Usar metal de adição austenítico (aço inoxidável austenítico ou liga à base de níquel) com o intuito de reter o hidrogênio no metal de solda e promover uma redução das tensões residuais, devido à maior ductilidade dessas ligas [27];
- VII. Usar um processo de soldagem que produza mínima contaminação com hidrogênio (como os processos TIG e MIG/MAG).

2.3.2 *Trincas de reaquecimento*

As trincas de reaquecimento podem ter sua origem no tratamento térmico realizado após a soldagem ou no reaquecimento da ZAC numa soldagem multipasses (a temperaturas entre 450 e 700 °C), quando o aço possui no mínimo dois dos seguintes elementos: cromo, molibdênio, vanádio e boro [26].

Quando a ZAC é reaquecida em um tratamento térmico de o revenido e/ou alívio de tensões ou pelo calor fornecido nos passes subseqüentes (numa soldagem multipasses), carbonetos de Cr, Mo, V podem precipitar intragranularmente, promovendo o aumento da resistência interna dos grãos. Quando o material sofre deformação plástica, a mesma não é uniforme, mas fica concentrada nos contornos de grão, de modo que a ductilidade se esgota e leva à fratura. Outro mecanismo que pode promover a formação de trincas de reaquecimento é a segregação de impurezas, tais como Sb, As, Sn e P, para os contornos de grão, o que os torna menos resistentes e menos dúcteis. A faixa crítica de perda de ductilidade ocorre entre 550 e 650 °C [28] e quanto maior for o tamanho de grão da austenita prévia, menos área de contorno haverá para distribuir a deformação,

de modo que a ductilidade se esgotará mais rapidamente [26]. Devido a isso, as trincas de reaquecimento ocorrem, geralmente, na ZAC-GG (região de grão grosseiro) e propagam ao longo dos contornos de grão da austenita (veja a Figura 2.17).

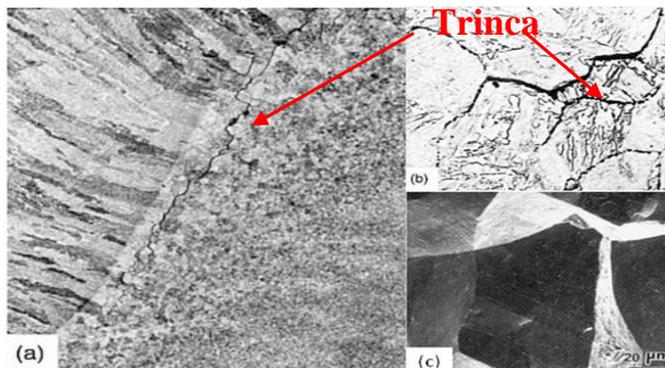


Figura 2.17 - Trinca de reaquecimento na ZAC da solda: (a) macrografia; (b) micrografia ao MO; (c) imagem ao MEV da superfície de fratura [26].

Nakamura *et al* (1965, apud 29) propuseram o índice P para quantificar o efeito da composição química sobre a susceptibilidade ao trincamento:

$$P = \%Cr + 3.3 \times (\%Mo) + 8.1 \times (\%V) - 2$$

Quando o valor do P é igual ou superior a zero, o aço pode ser suscetível às trincas de reaquecimento. A Figura 2.18 compara a susceptibilidade de alguns aços às trincas de reaquecimento.

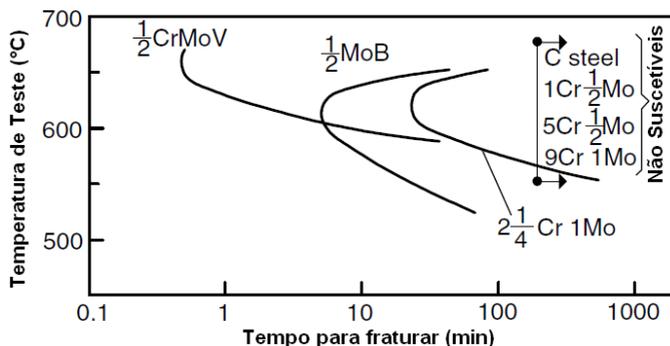


Figura 2.18 - Comparação de aços em relação à susceptibilidade às trincas de reaquecimento. Murray (1967, apud 24).

2.3.2.1 FORMAS DE PREVENÇÃO

Uma das formas de evitar as trincas de reaquescimento é mediante a redução de impurezas como Sb, As, Sn e P, e o controle de elementos como C, Mo e V. Por exemplo, manter o C abaixo de 0,13 % e o V abaixo de 0,28 %. Por outro lado, teores de C menores que 0,08% e V menores que 0,22 % podem reduzir demasiadamente a resistência à fluência [26].

Por exemplo, um aço Cr-Mo usado em linhas de vapor de usinas de geração de energia tem composição química típica 0,5 %Cr, 0,5 %Mo e 0,25 %V e é, portanto, altamente susceptível às trincas de reaquescimento (para esse aço o índice de Nakamura $P=2,2$).

Como as trincas de reaquescimento surgem em função da menor resistência e/ou ductilidade dos contornos de grão, é vantajoso obter uma ZAC com grão refinado. Com isso, haverá uma maior área de contorno onde as impurezas presentes no aço poderão ficar diluídas e onde a deformação plástica poderá ser distribuída.

O refino de grãos na ZAC pode ser conseguido mediante a aplicação de técnicas de soldagem multipasses controladas, de modo a promover a recristalização da ZAC de cada passe pela ação térmica dos passes subsequentes (veja Figura 2.19) [26].

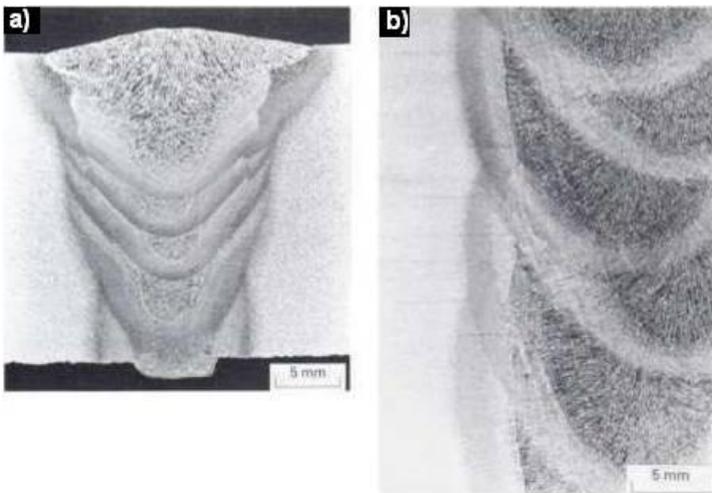


Figura 2.19 - (a) macrografia de uma solda multipasses; (b) detalhe da interface MS-ZAC, onde pode ser observado o refino de grão produzido por cada passe de soldagem [26].

2.3.3 Trincas do tipo IV

Os aços ao Cr-Mo sofrem por ocasião da soldagem uma diminuição da resistência à fluência na ZAC de menor temperatura de pico. Isso faz com que a deformação que ocorre no componente durante o serviço a alta temperatura, fique concentrada nessa região da ZAC e produza a ruptura prematura por esgotamento de ductilidade. Na Figura 2.20-a é ilustrada a localização das trincas: tipo I (no MS), tipo III (na ZAC de alta temperatura) e tipo IV (na ZAC de baixa temperatura). Na Figura 2.20-b é destacada a localização da trinca tipo IV ocorrida na zona refinada da ZAC. Na Figura 2.20-c é mostrada a macrografia de uma solda com fratura tipo IV.

A região da ZAC onde ocorrem as trincas tipo IV pode ser a zona de grão refinado (aquecida na soldagem acima de Ac_3) ou a região inter-crítica (aquecida entre Ac_1 e Ac_3). Na Figura 2.21 são mostradas micrografias de várias regiões da ZAC no estado como-soldado e após submeter à solda ao ensaio de fluência durante mais de 12.415 horas. Pode-se observar que na ZAC de menor temperatura houve um coalescimento dos carbonetos que, em vez de permanecerem finamente dispersos passaram a aumentar em tamanho e em quantidade. Além disso, houve a precipitação de fases de Laves, que fragilizam o material [30].

Conforme a constatação de vários autores [30-32], a redução de resistência à fluência na ZAC vem acompanhada de uma diminuição da dureza, de modo que esta pode ser tomada como parâmetro para inspeção e avaliação da solda (veja a Figura 2.22). Entretanto, em alguns casos não há diferença significativa de dureza entre o MB e a ZAC de baixa temperatura, tanto no estado como-soldado como após o tratamento térmico (Figura 2.23).

Na Figura 2.24 são mostradas as micrografias correspondentes às diversas regiões de uma junta soldada que apresentou fratura do tipo IV. A microestrutura colunar é decorrente do rápido resfriamento do metal de solda, cuja dureza é de 220 HV e pode ser observada na Figura 2.24-a. Verificou-se na ZAC adjacente ao MB (região de menor dureza: 163 HV) uma microestrutura de grãos refinados (tamanho de aproximadamente 5 μm) com presenças de vazios provenientes da deformação por fluência (veja Figura 2.24-c).

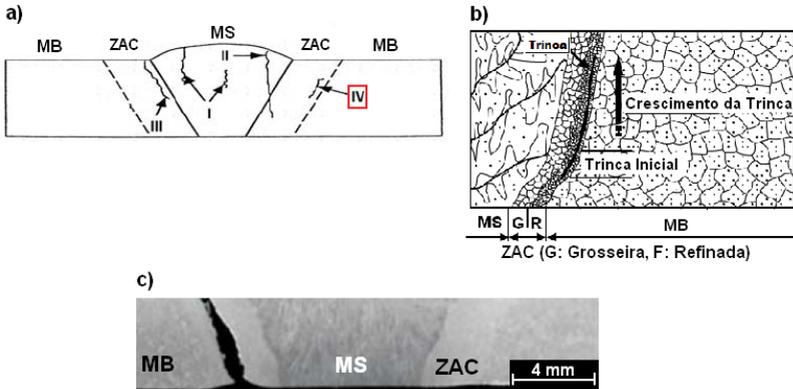


Figura 2.20 - (a) Esquema dos tipos possíveis de trincas em junta soldada [31]; (b) Ilustração de trinca do “Tipo IV” na zona refinada da ZAC [30]; (c) Fratura tipo IV na ZAC [31].

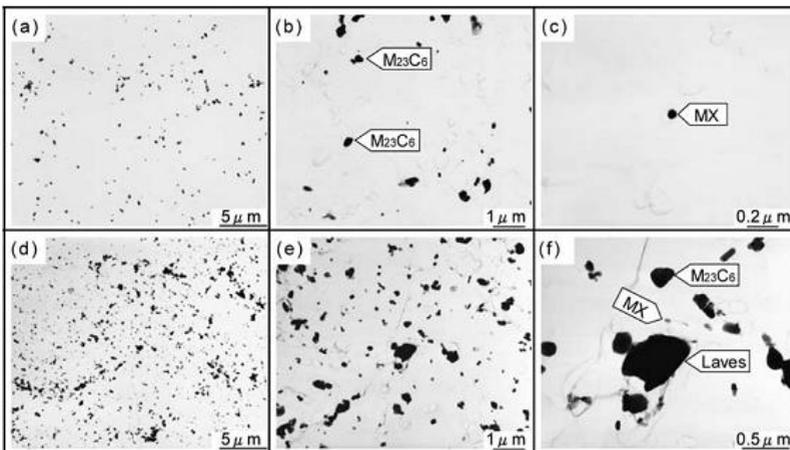


Figura 2.21 - Micrografias da ZAC adjacente ao MB com diferentes ampliações. Na parte superior (a, b e c): antes do ensaio de fluência; na parte inferior (d, e e f): após o ensaio de fluência a 500 °C, 800 MPa, com tempo de ruptura de 12415 horas [30].

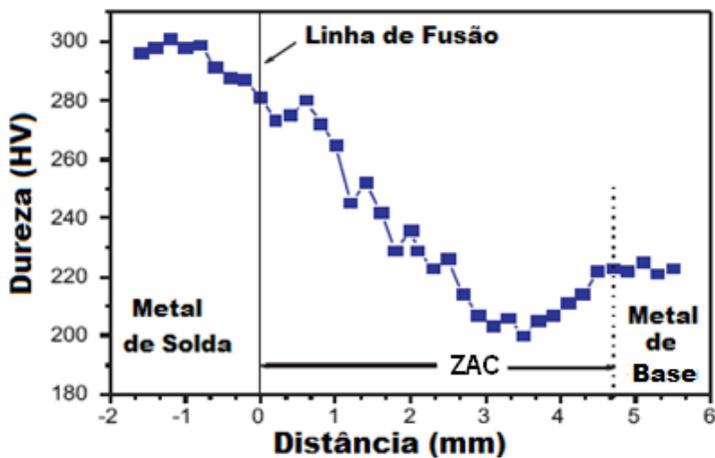


Figura 2.22 - Perfil de dureza ao longo da união soldada (9Cr-1Mo) [33].

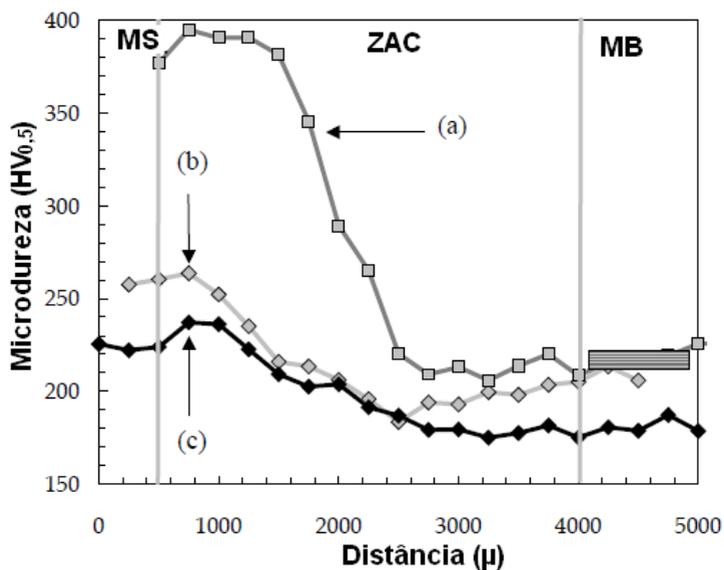


Figura 2.23 - Perfis de dureza em soldas de aço T91: (a) no estado como-soldado; (b) após TTPS a 760 °C por 2 h (c) após TTPS a 750 °C por 15,3 h [34].

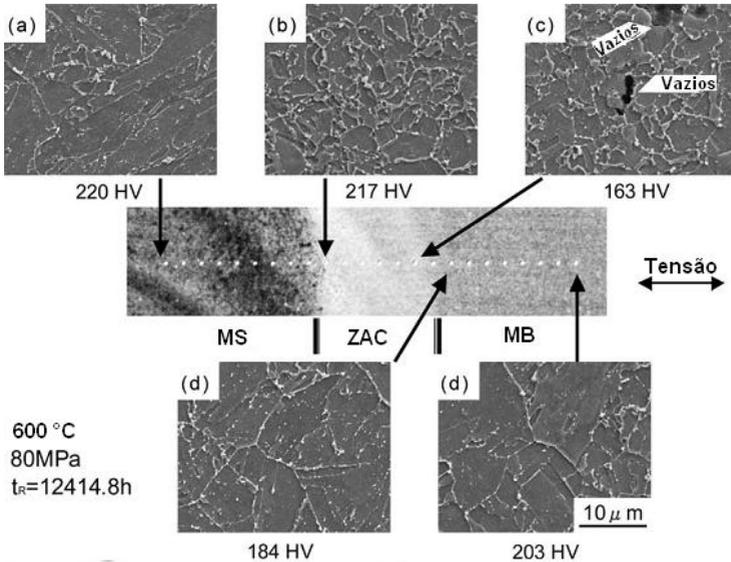


Figura 2.24 - Micrografias ao MEV e durezas de várias regiões de uma junta soldada com fratura do tipo IV [30].

A Figura 2.25 apresenta micrografias ao MEV de três regiões de uma solda em que ocorreu fratura tipo IV. Uma queda de dureza (10 HV_{0,5}) pode ser observada na ZAC inter-crítica (Figura 2.25-c), a qual apresenta microestrutura de grãos refinados, enquanto que as demais regiões (MS e ZAC-GG) apresentam grãos mais grosseiros (Figuras 2.25-a e 2.25-b) [35].

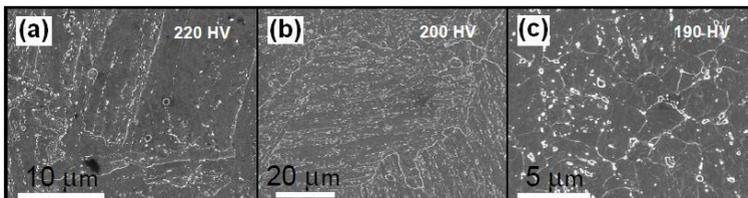


Figura 2.25 - Imagens obtidas pelo MEV das microestruturas do (a) metal de solda, (b) ZAC de grãos grosseiros (ZAC-GG), (c) ZAC inter-crítica (ZAC-IC) [35].

Na Figura 2.26 é comparado o comportamento à fluência de várias regiões da solda. Para obter corpos de prova de grandes dimensões com a microestrutura correspondente à da ZAC, o metal

de base foi submetido à simulação térmica em equipamento tipo Gleeble. Pode ser observado na figura o menor tempo para a ruptura da ZAC, mostrando uma vida menor dessa região [30].

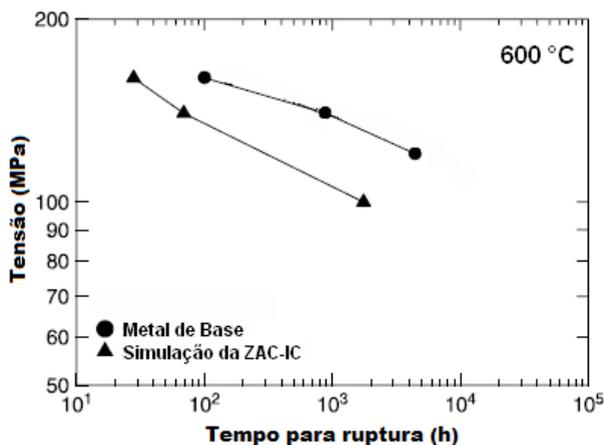


Figura 2.26 - Comparação de tempo de ruptura em ensaio de fluência entre as regiões da solda. Adaptada de Eggeler *et al.* (1994, apud 30).

2.4 Soldagem de juntas dissimilares sujeitas à fluência

Muitas vezes, a soldagem dissimilar se faz necessária por vários motivos: (a) uso de metal de adição mais nobre, com o intuito de minimizar defeitos provenientes da soldagem, (b) a necessidade de substituir materiais ao longo do uso do equipamento, em função do desenvolvimento de novas ligas com melhor relação desempenho/custo, (c) uso de materiais diversos ao longo de tubulações de caldeiras em função da temperatura de operação e (d) da não disponibilidade do material de base no mercado. Quando isso ocorre para aços submetidos à fluência e não é possível substituir partes danificadas (deformadas ou trincadas) de componentes com uniões similares, por esse motivo surge a necessidade de empregar outro material, o que pode acarretar em problemas de soldabilidade diferentes para os dois metais de base. Isto porque possuem requisitos conflitantes no que tange à especificação de procedimento de soldagem e tratamento térmico posterior.

A Figura 2.27 ilustra a vida sob fluência para o metal de base e para juntas soldadas similar e dissimilar (submetidas a TTPS a 700 °C por 1 h), sob tensões variando de 90 a 250 MPa e temperatura de 550 °C. É possível visualizar que ambas as juntas têm vida sob

fluência inferior à do metal de base. Para tensões abaixo de 150 MPa, a junta dissimilar apresenta menor vida sob fluência que a junta similar, e o contrário é observado para tensões maiores [31].

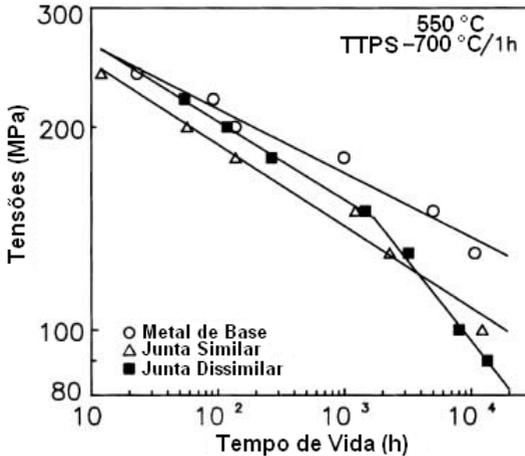


Figura 2.27- Vida sob fluência a 550 °C do metal base P22, da junta similar, da junta dissimilar, em função da tensão aplicada [31].

A seleção das variáveis de soldagem e tratamento térmico posterior deve ser feita de forma a evitar problemas durante a soldagem e o tratamento térmico posterior e melhorar o desempenho à fluência da junta soldada. Além disso, a realização da soldagem dissimilar apresenta algumas dificuldades, tais como: (a) seleção do metal de adição compatível com os metais de base; (b) definição das variáveis de soldagem adequadas e (c) condições de tratamento térmico pós-soldagem.

- I. É recomendável que a soldagem dos aços Cr-Mo seja feita com metal de adição similar (na composição química), por vários motivos: que o metal de solda e o metal de base respondam em forma similar aos tratamentos térmicos;
- II. que os dois materiais tenham propriedades termofísicas similares (coeficiente de dilatação e condutividade térmica), de modo que não sejam geradas tensões quando da exposição do componente soldado a altas temperaturas;
- III. que a resistência mecânica dos dois materiais seja similar, de modo que a deformação plástica que surge no serviço a alta temperatura não fique concentrada em um deles.

No desenvolvimento de novos aços resistentes à fluência, consideram-se os problemas de soldabilidade e a necessidade de dispor de consumíveis de composição similar.

Em algumas ocasiões prefere-se utilizar metais de adição dissimilares, que possuam ductilidade maior, de modo a absorver e redistribuir as tensões que surgem durante a soldagem por efeito dos gradientes de temperatura. Isso reduz o risco de ocorrer trincas a frio durante a soldagem, e também permite dispensar o tratamento térmico posterior.

A este respeito, Ying et al (2001) avaliaram soldas em aço P91 realizadas utilizando vários tipos de consumíveis, com composições químicas (vide Tabela 2.4) equivalentes às dos aços P22 (2,25Cr-1Mo), P5 (5Cr-0,5Mo), AISI 308 L e 309 L (aços inoxidáveis austeníticos com, aproximadamente, 20% Cr) e à liga à base de níquel TNC-70C com 13,5 %Cr. Os autores verificaram que ocorreu uma migração de carbono em função da diferença entre os teores de cromo do metal base e adição. No caso de usar um metal de adição de maior teor de Cr (por exemplo, 19,4% do 308 L) que aquele do metal de base (9%), houve a difusão do C da ZAC (região de menor Cr) para o metal de solda (região rica em Cr), de modo que se formou na ZAC junto à linha de fusão uma camada empobrecida em C, com menor resistência à fluência (Figura 2.28).

Tabela 2.4 - Composição química dos consumíveis mais utilizados para soldagem da 9Cr-1Mo [36].

%	2.25Cr-1Mo (E9016-B3) ^a	5Cr-0.5Mo (TS-502)	TS-308L (E308L-16) ^a	TS-309L (E309L-16) ^a	TNC-70C (ENiCrFe-3) ^a
C	0.10	0.052	0.039	0.034	0.06
Si	0.26	0.29	0.35	0.37	0.54
Mn	0.48	0.47	1.30	1.52	6.20
P	0.05	0.02	0.014	0.021	0.002
S	0.01	0.014	0.008	0.008	0.003
Cr	1.99	5.57	19.4	23.5	13.50
Mo	1.06	0.57	–	–	–
Ni	–	–	–	13.86	restante
Fe	restante	restante	restante	restante	9.23
Outros	–	–	–	–	Nb: 1.70 Co: 0.10 Ti: 0.07

^aEspecificação AWS

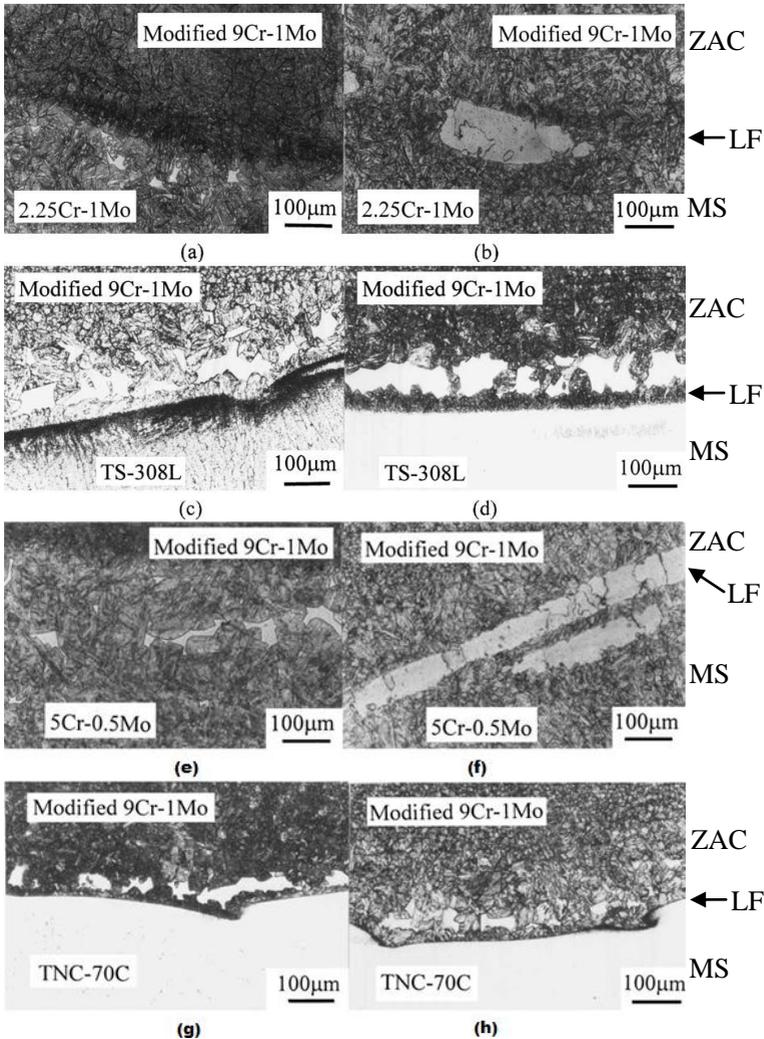


Figura 2.28 - Microestruturas de soldas dissimilares no estado como-soldado (coluna da esquerda) e após tratamento térmico (coluna da direita), nas quais se pode observar na ZAC a formação de camada empobrecida em C [36].

Portanto, no caso de uma soldagem dissimilar, Ying *et al* (2001) recomenda o uso de ligas de níquel como a única forma efetiva para impedir a migração do carbono e a conseqüente redução da vida sob fluência das ligas Cr-Mo.

Entretanto, Laha e Chandravathi (2001) verificaram em solda de aço 2,25Cr-1Mo usando como metal de adição liga de Inconel, que o Cr e Ni do MS difundiram para a ZAC, causando aumento da temperabilidade na ZAC perto da interface, o que promoveu a transformação martensítica durante o resfriamento (Figura 2.29-a). Durante tratamento térmico pós-soldagem, a martensita da interface se decompôs, com a precipitação de carbonetos identificados como $M_{23}C_6$, que se formaram na interface (Figura 2.29-b).

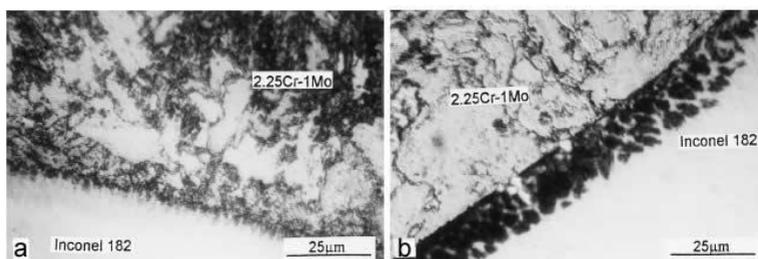


Figura 2.29 - Interface difusa da junta dissimilar (a) no estado como-soldado; (b) após tratamento térmico [31].

III - OBJETIVOS

O objetivo geral deste trabalho é determinar critérios para estabelecer procedimentos de soldagem e de tratamento térmico posterior em juntas formadas por aços dissimilares resistentes à fluência.

Os objetivos específicos são os seguintes:

- a) Desenvolver uma metodologia para elaborar procedimentos de soldagem e tratamentos térmicos em juntas formadas pelos aços P91 e DIN 14MoV6.3, de forma a evitar problemas na soldagem (tais como as trincas a frio), no tratamento térmico (tais como as trincas de reaquecimento) e otimizar o desempenho à fluência da junta soldada.
- b) Determinar se o ensaio de tração a quente é adequado para avaliar as juntas soldadas quanto à resistência sob temperatura elevada.
- c) Determinar como variáveis tais como o aporte térmico, tipo de metal de adição, uso de amanteigamento e uso de técnicas de deposição controlada podem afetar a execução e desempenho dessa solda dissimilar específica.

IV - MATERIAIS E MÉTODOS

Para definir as condições de soldagem adequadas para a união dissimilar dos aços DIN 14MoV6.3 e A335 Gr-P91, foi necessário aplicar alguns métodos e ensaios que fornecessem respostas quanto aos requisitos indispensáveis para o desenvolvimento do procedimento de soldagem e definição dos parâmetros de tratamento térmico posterior.

Neste capítulo serão abordados detalhes relacionados aos materiais de base utilizados, às soldagens executadas, e aos ensaios e métodos empregados, tais como, ensaio de simples aquecimento com tocha TIG, ensaio de implante, ensaio de tração a quente, metalografia e dureza.

4.1 Metais de base

Um dos metais de base estudados foi o aço DIN 14MoV6.3, devido à necessidade que existe de realizar reparos nesse material largamente usado há algumas décadas em tubulações sujeitas à fluência, como aquelas de usinas termoelétricas. Em função da falta de disponibilidade no mercado tanto deste metal de base (assim como de uma liga de adição similar), a substituição de parte de um componente fabricado neste aço pode ser feita com aço P91 (9Cr-1Mo modificado com Nb e V), o que vai requerer, então, uma soldagem dissimilar.

Na Tabela 4.1 são mostradas as médias (de três leituras) das composições químicas dos aços DIN 14MoV6.3 e P91, obtidas por espectrometria óptica (com equipamento da marca Baird). Como se pode observar, os valores estão dentro daqueles requeridos pelas normas (vide Tabela 4.2), exceto pelos seguintes:

- No aço DIN 14MoV6.3, o Si está 0,1 % abaixo do requerido; Nb e Ni foram detectados apesar de não se esperar.

- No aço P91 não foi detectado N, embora se esperasse uma quantidade de 0,03 a 0,07 %, isto, provavelmente, pela dificuldade de detecção desse elemento pelo método aplicado.

Os valores das propriedades mecânicas (resistência à tração, limite de escoamento e alongamento) exigidos pelas normas para esses aços estão descritos na Tabela 4.3.

Tabela 4.1 - Composições químicas dos aços DIN 14MoV6.3 e P91 utilizados nos ensaios (% em peso).

Composições Químicas do DIN 14MoV6.3 e do P91 (% em peso)												
Aço	C	Si	Mn	Cr	Mo	S	P	V	Nb	Ni	N	Fe
DIN	0,14	0,05	0,56	0,56	0,43	0,02	0,02	0,26	0,01	0,20	-	97,35
P91	0,11	0,29	0,46	8,52	1,04	0,01	0,01	0,23	0,08	0,10	-	89,00

Tabela 4.2 - Composições químicas dos aços DIN 14MoV6.3 e P91 requeridas pelas normas (% em peso).

Composições Químicas do DIN 14MoV6.3 e P91 (% em peso)												
Aço	C	Si	Mn	Cr	Mo	S	P	V	Nb	Ni	N	Fe
DIN ⁽¹⁾	0,10	0,15	0,30	0,30	0,50	-	-	0,22	-	-	-	res.
	0,18	0,35	0,70	0,60	0,70	0,04	0,04	0,32	-	-	-	
P91 ⁽²⁾	0,08	0,20	0,30	8,00	0,85	-	-	0,18	0,06	-	0,03	res.
	0,12	0,50	0,60	9,50	1,05	0,01	0,02	0,25	0,10	0,40	0,07	

(1) norma DIN 17175 [41].

(2) norma ASTM 335M-03 [42].

Tabela 4.3 - Requisitos de propriedades mecânicas para os aços DIN 14MoV6.3 e P91, conforme especificações das normas.

Especificação do Aço	Resistência à Tração (MPa)	Limite de Escoamento (MPa)	Alongamento em 50 mm (%)
DIN 14MoV6.3 ⁽¹⁾	460 – 610	320	20
A335 Gr P91 ⁽²⁾	585	415	20

(1) norma DIN 17175 [41].

(2) norma ASTM 335M-03 [42].

4.2 Metais de adição

Como consumíveis foram selecionados 4 aços tipo Cr-Mo, com diversos teores de Cr, e uma liga à base de níquel. As composições químicas das varetas (ER, do inglês “*electrode rod*”) utilizadas nas soldagens TIG, os seus diâmetros e as respectivas especificações AWS estão na Tabela 4.4.

Na Tabela 4.4 são descritas as composições químicas dos metais de adição selecionados para realizar as soldagens similares e dissimilares, podendo ser destacada como principal diferença o teor de Cr que para o P11 é de 1,2%; para o P22 é de 2,3%; para o P5 é de 5,0%; para o P91 é de 9,0% e para o Inconel 82 é de 20,5%.

Tabela 4.4 - Diâmetros e composições químicas das varetas utilizadas para soldagem pelo processo TIG.

Composições Químicas dos Consumíveis⁽¹⁾ (%)					
Espec. AWS	80S-B2	90S-G	80S-B6	90S-B9	NiCr-3
Similar ao MB	P11	P22	P5	P91	Inc. 82
Diâmetro (mm)	2,4	3,2	2,4	2,4	2,4
C	0,11	0,08	0,08	0,11	0,02
Si	0,60	0,30	0,30	0,20	0,10
Mn	1,00	0,80	0,80	0,70	3,10
Cr	1,20	2,30	5,00	9,00	20,50
Mo	0,50	1,00	0,60	1,00	.
Nb	.	.	.	0,06	2,60
V	.	.	.	0,20	.
Ni	rest.
Fe	rest.	rest.	rest.	rest.	≤1

(1) Composições típicas que constam no catálogo do fabricante Böhler (2008).

Os valores das propriedades mecânicas requeridos pelas normas e dados pelo fabricante de resistência à tração, limite de escoamento e alongamento para os metais de adição estão estabelecidos na Tabela 4.5.

Tabela 4.5 - Propriedades mecânicas dos metais de adição, conforme especificações da norma e do fabricante.

Espec. AWS Metal de Adição	Resistência à Tração (MPa)	Limite de Escoamento (MPa)	Alongamento em 50 mm (%)
ER 80S-B2 ⁽¹⁾	550	470	19
ER 80S-B2 ⁽²⁾	590	490	25
ER 90S-G ⁽¹⁾	620	— (3)	— (3)
ER 90S-G ⁽²⁾	600	470	23
ER 80S-B6 ⁽¹⁾	550	470	17
ER 80S-B6 ⁽²⁾	620	510	20
ER 90S-B9 ⁽¹⁾	620	410	16
ER 90S-B9 ⁽²⁾	760	660	17
ER NiCr-3 ⁽¹⁾	550	— (4)	— (4)
ER NiCr-3 ⁽²⁾	680	440	42

(1) Valores mín. pela norma ASME II [43]

(2) Catálogo do fabricante BOHLER [44]

(3) Não especificado.

(4) Não consta.

Na tabela 4.6 são mostradas as relativas temperaturas de pré-aquecimento, de interpasse e de tratamento térmico requeridas pela norma e fornecidas pelo fabricante para cada metal de adição. Mostrando uma considerável variação nesses valores, sendo que a temperatura de pré-aquecimento varia de 135 a 300 °C, a interpasse varia de 165 a 350 °C, a de tratamento térmico de 600 a 760 °C.

Tabela 4.6 - Requisitos das temperaturas de pré-aquecimento, de interpasse e de tratamento térmico, segundo a norma e o fabricante.

Espec. AWS Metal de Adição	T. Pré- aquecimento (°C)	T. Interpasse (°C)	T. Tratamento Térmico (°C)
ER 80S-B2 ⁽¹⁾	135	165	620 ±15
ER 80S-B2 ⁽²⁾	200	250	600 – 700
ER 90S-G ⁽¹⁾	— (3)	— (3)	— (3)
ER 90S-G ⁽²⁾	200	350	700 – 750
ER 80S-B6 ⁽¹⁾	177	232	745 ±15
ER 80S-B6 ⁽²⁾	300	350	730 – 760
ER 90S-B9 ⁽¹⁾	205	320	760 ±15
ER 90S-B9 ⁽²⁾	200	300	760
ER NiCr-3 ⁽¹⁾	— (4)	— (4)	— (4)
ER NiCr-3 ⁽²⁾	— (4)	— (4)	— (4)

(1) Valores mín. pela norma ASME II [43]

(2) Catálogo do fabricante BOHLER [44]

(3) Não especificado.

(4) Não aplicável.

4.3 Ensaios nos metais de base

Para o desenvolvimento de um procedimento de soldagem adequado a uma união dissimilar, cujos materiais possuem composições químicas distintas, há necessidade de, primeiramente, estudar cada material em separado, com a finalidade de determinar quais problemas ou danos pode sofrer por ocasião da soldagem.

Por esse motivo, ensaios e análises prévias às execuções das soldagens dissimilares foram realizados nos materiais de base (DIN 14MoV6.3 e P91) separadamente, com o intuito de caracterizar melhor os aspectos microestruturais, fases presentes e tamanho de grão nas diversas regiões (MS, ZACs e MB); propriedades mecânicas, como dureza, propriedades à tração a alta temperatura, além de outros aspectos relacionados com a soldabilidade de cada aço.

Para atingir os objetivos propostos, foram executados os seguintes ensaios: ensaio de aquecimento simples com tocha TIG,

ensaio de implante, ensaio de tração a quente, medições de dureza e análises ao microscópio óptico, os quais serão descritos abaixo:

4.3.1 Ensaio de simples aquecimento com tocha TIG

Para facilitar a análise das diversas regiões da ZAC obtidas nesses materiais optou-se pelo ensaio de aquecimento por passe único com tocha TIG, já que por se tratar de um processo com eletrodo não-consumível (e, portanto, com geometria definida) e arco estável, o mesmo tende a promover em cada ponto da amostra aquecida apenas um ciclo térmico, o que gera uma ZAC bem definida e de fácil análise.

Os objetivos da execução deste ensaio foram:

- No aço DIN 14MoV6.3, verificar se o nível de aporte térmico tem influência sobre as características da ZAC de alta temperatura, particularmente quanto à sua largura e ao crescimento de grão, que potencializaria os problemas deste material relacionados com as trincas de reaquecimento.
- No aço P91, verificar se o nível de aporte térmico tem influência sobre as características das regiões inter-crítica e sub-crítica da ZAC, particularmente sobre suas larguras e as quedas de dureza, que já foram relatadas por outros autores [30-32].

As amostras utilizadas foram tubos de P91 e DIN 14MoV6.3, com espessuras de 8 e 16 mm, respectivamente. Os aquecimentos foram em passe único na direção longitudinal, com tocha TIG utilizando eletrodo de W dopado com 2% ThO₂, com diâmetro de 2,4 mm e ponta afiada a 60°.

Foram tomados os cuidados para realizar todos os passes em condições similares de temperatura inicial (não mais do que 20 °C acima da temperatura ambiente), usando as mesmas condições para os dois aços: distância eletrodo-peça de 4 mm, argônio como gás de proteção a uma vazão de 12 l/min, velocidade de soldagem (vs) de 8 cm/min e quatro níveis de corrente, para poder obter quatro níveis de energia, que são mostrados na Tabela 4.7.

Na Tabela 4.7 constam os valores estimados de energia absorvida, calculados mediante a seguinte equação e considerando para o processo TIG uma eficiência térmica $\eta = 0,6$:

$$E = \eta \cdot (I \cdot U) / vs$$

onde: I é a corrente (A), U é a tensão (V) e vs é a velocidade de soldagem (cm/min).

Tabela 4.7 - Parâmetros de soldagem para os quatro níveis de energia.

Condições de soldagem	Nível de energia de soldagem			
	1	2	3	4
Corrente (A)	82	123	165	206
Tensão ⁽¹⁾ (V)	13,8	14,8	16,2	17,2
Energia (kJ/cm)	8,5	13,7	20,0	27,4

(1) Valores de tensão efetivamente medidos.

Para realizar estas soldagens autógenas mecanizadas foi utilizada uma fonte de energia marca IMC, modelo DIGITEC 450 e um sistema de deslocamento linear IMC, modelo Tartflope V1 para conduzir a tocha TIG durante a soldagem.

Após as execuções das soldagens de passe único na superfície externa dos tubos dos aços, foram extraídos de cada cordão dois corpos de prova na direção transversal. Um deles foi deixado no estado como-soldado e o outro foi submetido a tratamento térmico de revenido.

Os tratamentos térmicos foram realizados em forno tubular, dentro do qual as amostras ficavam dentro de um tubo de aço inoxidável, alimentado com gás argônio com a finalidade de evitar a formação de carepa (oxidação superficial) e descarbonetação. Os tratamentos foram realizados por 1 hora a temperaturas de patamar de 720 °C e 770 °C para os aços DIN 14MoV6.3 e P91, respectivamente. Para o tratamento térmico foi utilizado um forno tubular de resistência marca Jung-BR, modelo TLX 473 206, que possui controle com regulagem de potência de aquecimento. Após o tratamento o tubo contendo as amostras foi extraído do corpo do forno, para permitir o resfriamento ao ar.

Nas amostras no estado como-soldado e após tratamento térmico de revenido foram realizadas análises metalográficas e medições de dureza, da forma em que são descritas no próximo item.

4.3.1.1 METALOGRAFIA E DUREZA

Para avaliar as propriedades das várias regiões da solda (metal de solda, ZAC e metal de base) produzidas pelo ensaio de simples aquecimento com tocha TIG foram aplicados os ensaios de metalografia e dureza.

A preparação metalográfica das amostras se dividiu nas seguintes etapas: polimento com solução de alumina com partículas de 1 µm; ataque químico dos aços P91 e DIN 14MoV6.3 com os reagentes

Villela¹/Villela mod.² e Nital a 3%³, respectivamente.

A análise da microestrutura foi feita em um microscópio óptico Olympus, modelo BX60M, utilizando magnificações de 50, 100, 200, 500 e 1000 X. Para medir a dureza foi utilizado um durômetro marca Shimadzu, modelo HVM-2, com carga de carga de 9,81 N (1 kgf) aplicada durante 15 s.

Para avaliar as diferentes regiões (MS, ZAC e MB) foram feitos perfis de dureza ao longo de uma linha perpendicular à superfície da amostra, tal como ilustrado na Figura 4.1, com espaçamento entre impressões de 0,2 mm. Esse espaçamento foi sempre maior que 3 vezes a diagonal da impressão, de modo que cumpria o recomendado pela norma ASTM E-384 [47].

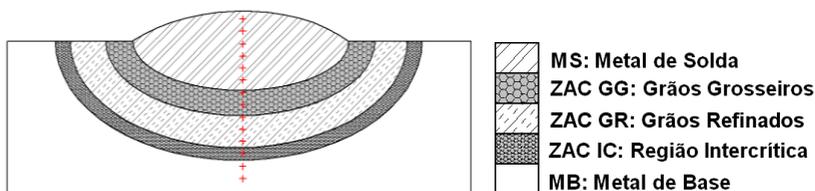


Figura 4.1 - Esquema do perfil de dureza na seção transversal à solda.

4.3.2 Ensaio de implante de cordão

Para avaliar a resposta da ZAC produzida num primeiro cordão aos ciclos térmicos (com diversas temperaturas de pico, T_p) resultantes de um cordão subsequente, foram executados ensaios de “implante de cordão” conforme a metodologia descrita na referência [31], que inclui as seguintes etapas (veja a Figura 4.2).

- Realizar aquecimento com tocha TIG do metal de base, para produzir nele uma ZAC.
- Usinar cilindros contendo na geratriz a solda recém executada.
- Embutir esses cilindros sob pressão (com ajuda de prensa hidráulica), com ajuste por interferência, em furos previamente usinados em chapa de aço ferrítico tipo SAE 1020.
- Executar um segundo aquecimento com tocha TIG, desta vez sobre a chapa de aço SAE 1020, com trajetória passando pelo eixo do cordão contido no tarugo embutido na chapa.

¹95 ml de álcool etílico, 5 ml de ácido clorídrico e 1 g de ácido pícrico.

²80 ml de álcool etílico, 10 ml de ácido nítrico, 10 ml de ácido clorídrico e 1 g de ácido pícrico.

³97 ml de álcool etílico e 3 ml de ácido nítrico.

Neste estudo, os dois passes de aquecimento com TIG foram realizados com velocidade de soldagem $v_s = 8$ cm/min e corrente $I = 123$ A. Como resultado, a energia de soldagem resultante foi de 12,0 kJ/cm. Posteriormente às execuções das soldagens do ensaio, o cilindro foi extraído e realizado um corte longitudinal para avaliação por intermédio dos ensaios de metalografia e dureza, de forma similar à foi descrita no item 4.3.1.1, apenas se diferenciando pela localização do perfil de dureza, a qual consta na etapa 4 do esquema exposto na Figura 4.2.

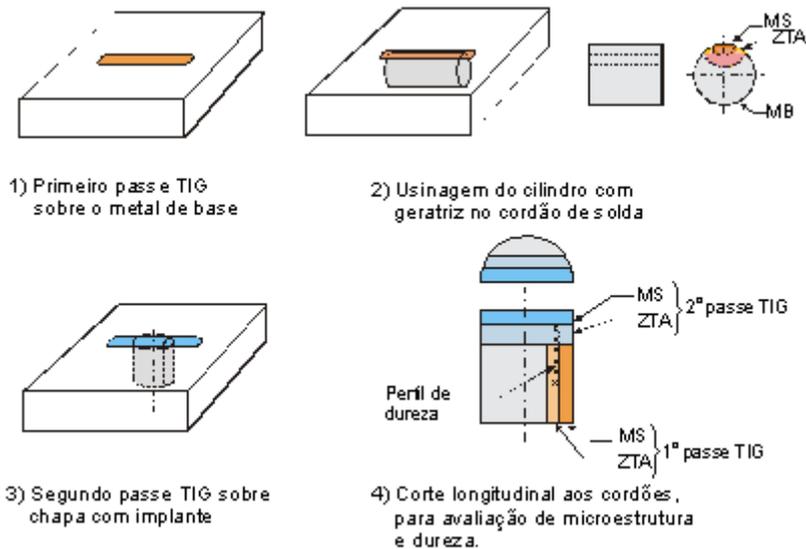


Figura 4.2 - Etapas para a execução do ensaio de “implante de cordão” [31].

4.3.3 Ensaios de tração a quente nos metais de base

Em amostras dos metais de base (P91 e DIN 14MoV6.3) foram realizados ensaios de tração a quente pois, conforme os resultados obtidos por Sobrinho e Bueno (2005), é possível correlacionar os resultados destes ensaios com aqueles de fluência. Deste modo, com os resultados da tração a quente seria possível qualificar uma junta soldada em relação ao seu desempenho sob alta temperatura.

Os ensaios foram executados na empresa STM - Sistemas de Teste em Materiais Ltda, utilizando uma máquina de tração da marca Time Groups, modelo WDW 100. Os corpos de prova a serem ensaiados foram usinados em formato cilíndrico com seção reduzida nas

dimensões estabelecidas pelo desenho da Figura 4.3. $Lo = 39,0$ mm e $do = 8,0$ mm (valores nominais).

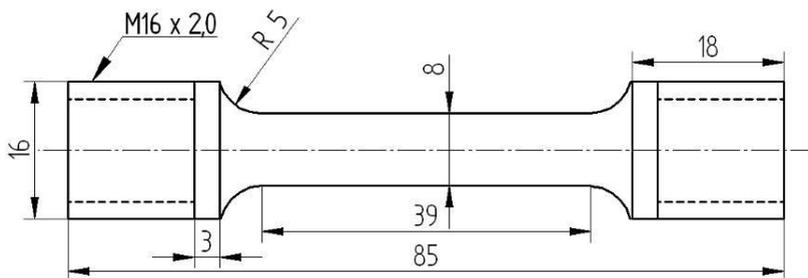


Figura 4.3 - Desenho do corpo de prova para ensaio de tração a quente nos metais base.

Na Tabela 4.8 são descritas as condições nas quais foram realizados os ensaios de tração a quente nos CPs dos metais de base.

Tabela 4.8 - Condições dos ensaios de tração a quente nos dois MBs.

MB P91			
CP	$Lo^{(1)}$ (mm)	T (°C)	Vt (mm/min)
1	39,0	550	0,5
2	39,2	550	0,05
3	39,0	600	5
4	34,4	600	0,5
5	40,0	600	0,05
6	38,2	650	5
7	39,3	650	0,5
8	39,5	650	0,05
9	38,9	700	5
10	38,6	700	0,5
11	39,3	700	0,05
12	38,9	750	0,005

MB DIN 14MoV6.3			
CP	$Lo^{(1)}$ (mm)	T (°C)	Vt (mm/min)
1	39,3	550	5
2	38,9	550	0,5
3	39,8	550	0,05
4	39,1	600	5
5	38,2	600	0,5
6	39,1	600	0,05
7	39,8	650	5
8	38,8	650	0,5
9	37,8	650	0,05
10	39,3	700	0,005

(1) Valor medido no CP usado.

Além da temperatura (T), foi variada a velocidade de tração (Vt) em níveis separados por uma ordem de grandeza, até valores muito menores que os que são utilizados num ensaio de tração a quente convencional definidos pela norma ASTM E-21 [45]. Este procedimento foi aplicado com o objetivo de conseguir valores do parâmetro de Larson-Miller similares aos de um ensaio de fluência (como será visto no capítulo de resultados).

4.4 Soldagens similares e dissimilares

As condições de soldagem para a união similar e dissimilar dos aços P91 e DIN 14MoV6.3 foram definidas com base nos dados levantados através dos ensaios realizados nos metais de base separadamente, dados da literatura e pelas recomendações do fabricante de consumíveis. Como cada um desses dois metais de base requer condições distintas, como tipo de metal de adição, temperatura de pré-aquecimento e parâmetros de tratamento posterior à soldagem, foi necessário testar algumas condições alternativas para verificar qual delas resulta num melhor desempenho a temperaturas elevadas da junta soldada.

Do ponto de vista da composição química, buscou-se proporcionar uma transição suave entre a ZAC e MS. Para isso foram utilizadas várias combinações de metais de adição para o amanteigamento (*buttering*), formação do chanfro (*built-up*) e preenchimento da junta.

Os tubos P91 e DIN 14MoV6.3 de que se dispunha eram de diâmetros diferentes (460 e 274 mm, respectivamente), pelo qual foi necessário cortá-los em pedaços de 140 x 100 mm para confeccionar a junta e realizar a soldagem na direção circunferencial. Um gabarito foi construído para possibilitar o alinhamento dos dois pedaços de tubo, de modo a obter uma junta soldada de onde pudessem ser extraídos os 5 corpos de prova: 2 para tração a quente, 2 para reserva e 1 para metalografia e dureza, conforme mostrado através do esquema da Figura 4.4.

O comprimento total da solda foi de 100 mm e os CPs de tração (cilíndricos) foram usinados de modo a ter a solda na parte central da seção reduzida.

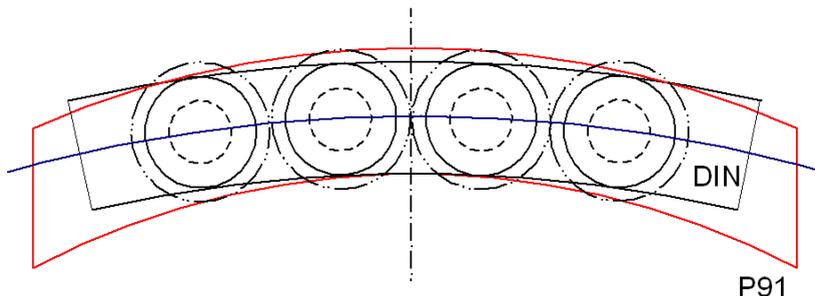


Figura 4.4 - Posicionamento dos tubos e locais de remoção dos CPs.
Linha vermelha: P91. Linha preta: DIN 14MoV6.3.

Na Figura 4.5 está ilustrada a seqüência de etapas, que incluíram amanteigamento, *built up*, esmerilhamento e preenchimento, como descrita abaixo:

- **Amanteigamento:** Foi depositada na borda reta de cada tubo uma camada de amanteigamento. Para recobrir toda área foram necessários 3 cordões de solda (ver Figura 4.5-a).
- **Built up:** Depositar sobre cada borda previamente amanteigada duas camadas de solda. A primeira com dois passes centralizados e a segunda com um passe também centralizado, de forma a gerar um reforço em V que permitisse, ao posicionar de topo as bordas dos 2 tubos, formar uma junta em X (ver Figura 4.5-b e desenho da Figura 4.6).
- **Esmerilhamento:** Foram esmerilhadas as soldas depositadas, para obter um chanfro simétrico com ângulo de 60° , conforme mostrado na Figura 4.5-c e no desenho detalhado (com as dimensões) da Figura 4.6.
- **Preenchimento:** Os dois tubos foram posicionados de topo, com uma abertura de raiz de 4 mm. Foram depositados passes suficientes para preencher todo o volume da junta. Os passes foram alternados (isto é, de um e outro lado do X), para diminuir as distorções térmicas por ocasião da soldagem (ver Figura 4.5-d).

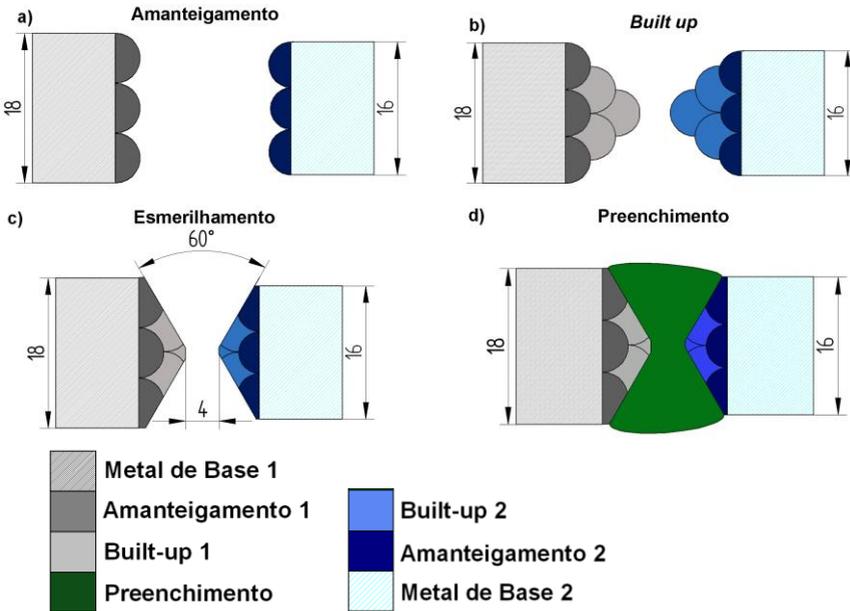


Figura 4.5 - Esquema da seqüência de soldagem.

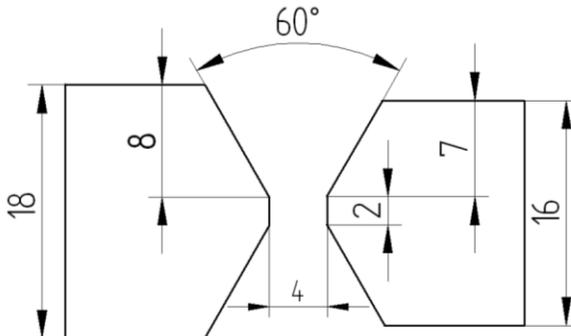


Figura 4.6 - Desenho da geometria da junta a ser preenchida.

As soldagens foram realizadas em juntas de topo, na direção circunferencial, em 7 condições diferentes quanto ao tipo de consumível utilizado (veja a Tabela 4.9) e o tratamento térmico aplicado. Nas juntas similares não houve problemas para o alinhamento, já que os tubos tinham as mesmas dimensões (diâmetro e espessura).

Tabela 4.9 - Combinações de metais de base e de adição para amanteigamento, *built-up* e preenchimento das juntas soldadas.

CP	MB1	MB2	Amant. MB1	<i>Builtup</i> MB1	Amant. MB2	<i>Builtup</i> MB2	Preenc. junta
DD1	DIN	DIN	sim. P11	sim. P11	sim. P11	sim. P11	sim. P11
PP9	P91	P91	sim. P91	sim. P91	sim. P91	sim. P91	sim. P91
DP1	P91	DIN	sim. P11	sim. P11	sim. P11	sim. P11	sim. P11
DP2	P91	DIN	sim. P22	sim. P22	sim. P22	sim. P22	sim. P22
DP25	P91	DIN	sim. P5	sim. P5	sim. P22	sim. P22	sim. P5
DP5	P91	DIN	sim. P5	sim. P5	sim. P5	sim. P5	sim. P5
DPI	P91	DIN	Inc. 82	Inc. 82	Inc. 82	Inc. 82	Inc. 82

As amostras DD1 e PP9 (juntas similares) serviram como referência para análises comparativas nas amostras dissimilares (DP1 a DPI). Foram confeccionadas duas amostras (DP1 e DP2) com metais de adição similares aos recomendados pela norma Petrobras N-133 [46] para soldagem dissimilar de aços Cr-Mo que devem ser conforme a indicação para o aço de menor teor de cromo.

Nas amostras DP25 e DP5 utilizou-se metal de adição com teor de Cr intermediário entre o do P91 e DIN 14MoV6.3, para obter um metal de solda com resistência à fluência intermediária entre aquelas dos dois metais de base, de forma a ter uma melhor distribuição das deformações quando o componente seja submetido a ensaio de tração a quente. Ao mesmo tempo, pretendeu-se minimizar o empobrecimento em C que resultaria no aço DIN 14MoV6.3 quando se usam consumíveis com alto teor de Cr (como aço P91) ao ocorrer a difusão de C da ZAC para dentro do metal de solda.

Na amostra DPI foi utilizada uma liga de níquel cujo coeficiente de dilatação seja similar àquele dos metais de base (se comparado ao aço inoxidável austenítico), para minimizar as tensões que são geradas no trabalho a alta temperatura. Além disso, o uso de níquel é a forma mais efetiva em impedir a migração do carbono nas soldas envolvendo aços Cr-Mo, sendo que esse efeito leva a deterioração da vida sob fluência das ligas Cr-Mo.

Todos os tratamentos térmicos foram realizados em forno, da seguinte forma:

- Para as juntas de DD1 a DP5 o tratamento foi feito após completar o preenchimento da junta e esta ter resfriado até atingir a temperatura ambiente. O tratamento foi a 710 °C por 1 h (essas condições foram determinadas a partir dos resultados de ensaios

prévios, que serão descritos no capítulo 5).

- A DPI, em que foi utilizada liga à base de níquel, a seqüência foi um pouco diferente. Após a deposição das camadas de amanteigamento e de *built up*, foram realizados os tratamentos térmicos dos dois tubos em separado, utilizando uma temperatura de 710 °C para o aço DIN 14MoV6.3 e 760 °C para o P91. Em seguida, esmerilharam-se as bordas e o espaço da junta foi preenchido com material da vareta indicada na Tabela 4.9. Depois de preenchida a junta, não foi realizado tratamento térmico.

No procedimento de soldagem adotado todos os passes foram aplicados pelo processo TIG manual na direção circunferencial, utilizando os seguintes parâmetros fixos:

- Eletrodo de W dopado com 2% ThO₂, com diâmetro de 2,4 mm e ponta afiada a 60°;
- Bocal de cerâmica nº6, 9,5 mm;
- Distância eletrodo-peça de 4 mm;
- Proteção com argônio puro a uma vazão de 12 l/min;
- Energia de soldagem de 7,0 kJ/cm, obtida com uma corrente média de 144 A, velocidade de soldagem de 13,3 cm/min e tensão de arco de 10,8 V (valor medido, que é dependente da corrente e do comprimento do arco).

Utilizando pirômetro infravermelho, cuidou-se para que as temperaturas de pré-aquecimento e interpasse (200 °C e 250 °C, respectivamente) fossem atendidas.

Várias das etapas da soldagem estão documentadas mediante fotografias na Figura 4.7. Em 4.7-(a) o pré-aquecimento com maçarico de oxiacetileno, em 4.7-(b) a medição da temperatura com pirômetro infravermelho, em 4.7-(c) o amanteigamento de cada tubo em separado, e em 4.7-(d) o preenchimento da junta. Como se pode observar, o amanteigamento e *built-up* foram executados na posição plana, enquanto que os passes para preenchimento da junta foram depositados na posição horizontal.

Para realizar estas soldagens alimentadas manuais foi utilizada uma fonte de energia marca Bambozzi, modelo TDC-430ED digital. No controle da temperatura de pré-aquecimento e interpasse usou-se o pirômetro infravermelho de marca Fluke, modelo 572. Para os tratamentos térmicos foi utilizado forno de resistência de marca Jung-BR, modelo TB7013.

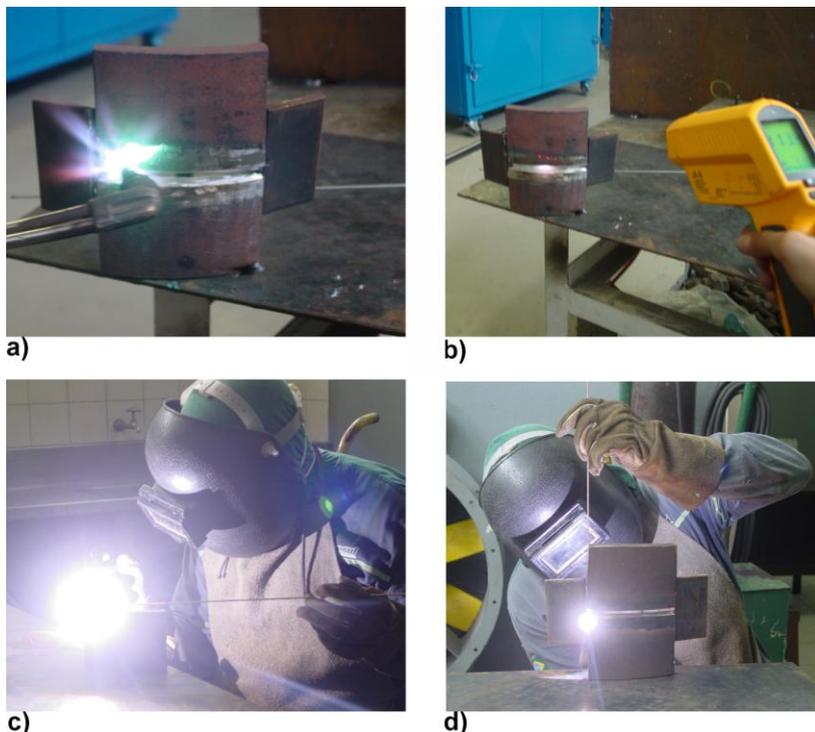


Figura 4.7 - Etapas de soldagem: (a) pré-aquecimento com maçarico de oxiacetileno; (b) medição da temperatura com termômetro infravermelho; (c) amantejamento; (d) preenchimento da junta.

4.5 Ensaios realizados nas soldas similares e dissimilares

Para poder qualificar as juntas soldadas quanto ao seu desempenho a temperaturas elevadas, foram realizados ensaios de tração a quente, análise da microestrutura (utilizando microscópio óptico) e a medição de dureza em diversas regiões da solda, conforme descrito a seguir.

4.5.1 Ensaios de tração a quente

Foram executados ensaios de tração a quente em corpos de prova contendo a solda em sua seção reduzida, na direção transversal à aplicação da carga. Os equipamentos utilizados para realização destes ensaios são os mesmo aplicados aos CPs confeccionados exclusivamente dos MBs (descritos anteriormente, no item 4.3.3).

Os corpos de prova foram do tipo cilíndrico, com as dimensões que constam na Figura 4.8. Conforme pode ser visto, em relação à geometria dos CPs dos MBs, foi necessário aumentar o comprimento da seção reduzida, de $Lo=39$ mm para 57 mm, para que todas as regiões que compõem a junta soldada (MS, ZACs e MB) ficassem incluídas nessa seção.

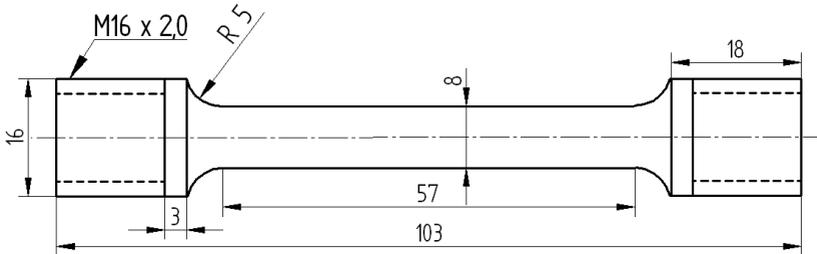


Figura 4.8 - Desenho do CP para os ensaios de tração a quente.

Os principais parâmetros dos ensaios de tração a quente para os CPs das juntas soldadas estão descritos na Tabela 4.10.

Tabela 4.10 - Condições de tração a quente para as juntas similares e dissimilares entre P91 e DIN 14MoV6.3.

CP	$Lo^{(1)}$ (mm)	T (°C)	Vt (mm/min)
DD1	57,1	600	0,5
DD1	57,6	650	0,5
PP9	56,6	600	0,5
PP9	57,2	650	0,5
DP1	56,9	600	0,5
DP1	57,2	650	0,5
DP2	56,8	600	0,5
DP2	56,2	650	0,5
DP25	57,0	600	0,5
DP25	56,5	650	0,5
DP5	56,9	600	0,5
DP5	56,4	650	0,5
DPI	57,1	600	0,5
DPI	56,8	650	0,5

(1) Valor medido no CP usinado.

4.5.2 Metalografia e dureza

Para analisar a variação de dureza nas juntas soldadas similares e dissimilares foram medidas as durezas ao longo de duas linhas localizadas a 2 mm da superfície de cada tubo, conforme ilustrado pelo esquema da Figura 4.9. Com essa localização (próxima à superfície) pretendeu-se avaliar a ZAC e MS que não tivessem sofrido tratamento térmico pelo calor de passes subseqüentes.

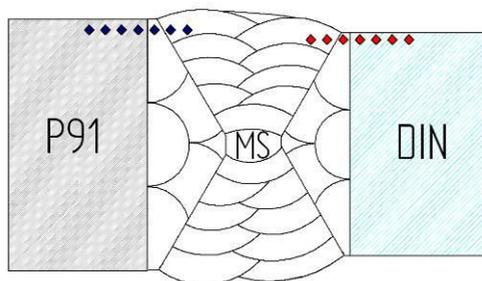


Figura 4.9 - Esquema dos perfis de dureza da seção transversal da soldas dissimilares.

Após as medições de dureza, as amostras foram observadas ao microscópio óptico e em seguida fotografadas, obtendo assim imagens ampliadas das microestruturas com as seguintes magnificações: 50, 100, 200, 500 e 1000 X. Uma dificuldade encontrada na metalografia das soldas dissimilares foi durante a etapa do ataque químico, já que os dois metais de base devem ser atacados com reagentes químicos distintos. Por isso foi necessário realizar o ataque em duas etapas: primeiramente atacar o lado do aço de menor Cr (DIN 14MoV6.3) com regente adequado (Nital a 3%) e, depois de feita a análise metalográfica, fazer o ataque com o regente Villela, para revelar a microestrutura do lado do aço P91.

Os detalhes relacionados aos equipamentos e procedimentos empregados na preparação e análise dos CPs foram aqueles mesmos descritos anteriormente, no item 4.3.1.1.

Para a análise específica da região de fratura foi utilizado um microscópio eletrônico de varredura Philips, modelo XL 30, por meio do qual foram obtidas imagens com maiores magnificações (300 e 600 X). Foram feitas imagens de topografia da superfície com ES (elétrons secundários).

V - RESULTADOS E DISCUSSÃO

Neste capítulo são apresentados, em primeira instância, os resultados dos ensaios realizados nos metais de base (aços DIN 14MoV6.3 e P91), a saber: simples aquecimento com tocha TIG, implante, tração a quente, metalografia e dureza. Esses ensaios tinham o objetivo de caracterizar os materiais de forma a subsidiar os critérios para o estabelecimento dos procedimentos de soldagem e tratamento térmico posterior para uniões dissimilares entre esses dois aços.

Nos itens 5.2.1 e 5.2.2 são avaliados os comportamentos ao revenimento dos aços DIN 14MoV6.3 e P91, respectivamente.

No item 5.3 são analisados os resultados de ensaios de “implante de cordão”, que tiveram por objetivo determinar o efeito de um cordão subsequente sobre a ZAC produzida num primeiro cordão.

A seguir (item 5.4) são expostos os resultados de tratamentos térmicos realizados no aço DIN 14MoV6.3, para determinar a temperatura a ser usada no TTPS das juntas soldadas. E no item 5.5 os resultados do ensaio de tração a quente nos MBs.

No item 5.6.1 são analisadas as microestruturas e as variações de dureza encontradas em soldas dissimilares multipasses realizadas, das quais foram extraídos corpos de prova para ensaios de tração a quente.

Por último, no item 5.6.2 são analisados os resultados alcançados por meio dos ensaios de tração a quente nas juntas soldadas similares e dissimilares e feitas considerações acerca do mesmo.

5.1 Caracterização microestrutural dos aços DIN 14MoV6.3 e P91

Conforme pode ser observado nas micrografias da Figura 5.1-a e 5.1-b, o aço DIN 14MoV6.3 no estado como fornecido apresenta microestrutura predominantemente ferrítica (regiões claras), com bainita granular (regiões escuras). Apresenta dureza média de 180 HV. A sua granulação é fina, como resultado do tratamento térmico de normalização.

Como pode ser observado na Figura 5.2, o aço 9Cr-1Mo (P91) no estado como fornecido apresenta um grão refinado, com microestrutura ferrítico-martensítica. A dureza média do P91 é de 250 HV, o que indica que tal aço foi submetido a tratamento térmico de revenido após a têmpera.

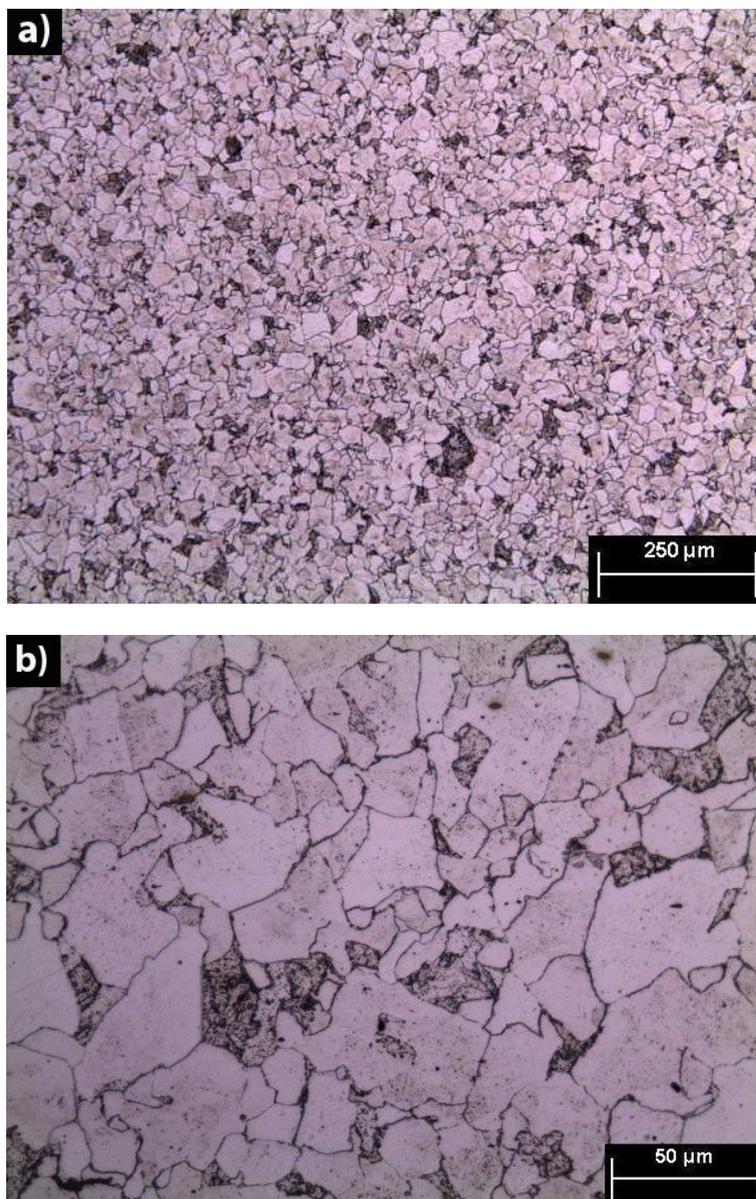


Figura 5.1 - Em (a) e (b) micrografias do aço DIN 14MoV6.3. Ataque químico: Nital a 3%.

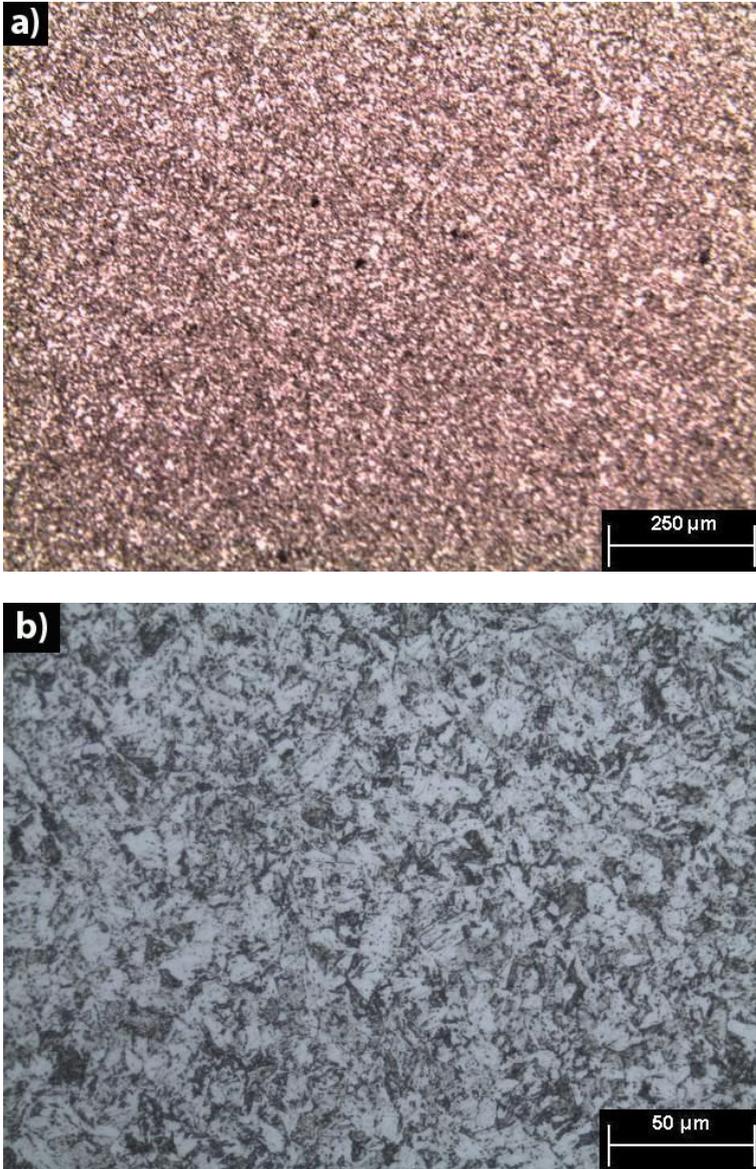


Figura 5.2 - Em (a) e (b) micrografias do aço P91. Ataque químico: Villela e Villela mod.

5.2 Ensaios de simples aquecimento com tocha TIG nos aços DIN 14MoV6.3 e P91

Neste item são analisadas as microestruturas e as variações de dureza apresentadas pelos dois metais de base quando aquecidos por tocha TIG (com vários níveis de energia) para gerar neles uma ZAC e quando realizado tratamento térmico de revenido posterior à soldagem.

5.2.1 Ensaios com tocha TIG no aço DIN 14MoV6.3

Nas macrografias das soldas (veja a Figura 5.3) é possível verificar que naquela feita com menor energia não houve fusão, mas apenas a formação de uma ZAC. Por causa disso não foram feitas análises adicionais nessa amostra. Também se pode observar que as larguras da ZAC obtidas, medidas na direção radial do tubo (vertical na Figura 5.3), são bastante diferentes, variando entre 1,6 e 2,9 mm.

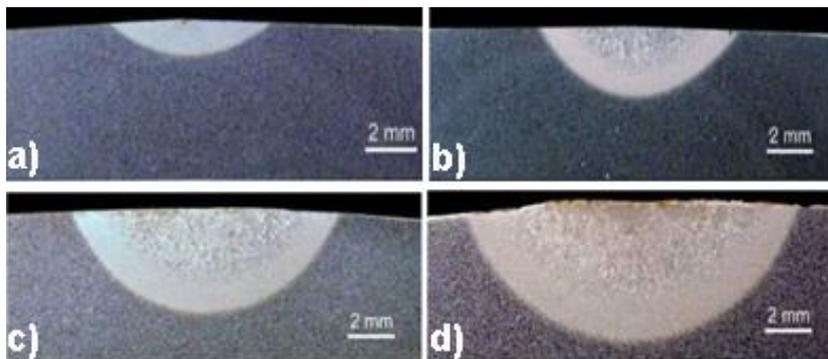


Figura 5.3 - Macrografias de seções transversais às soldas do aço DIN 14MoV6.3, com energias de (a) 8,6 kJ/cm; (b) 14,6 kJ/cm; (c) 19,9 kJ/cm; (d) 27,4 kJ/cm. Ataque químico: Nital 3%.

Na micrografia mostrada na Figura 5.4 é possível observar uma região muito mais clara na ZAC-GG, adjacente à linha de fusão. Ela se torna mais nítida e larga (quase 200 μm) nos locais onde houve reaquecimento da ZAC (acompanhando a refusão no MS). Quer dizer, embora o processo TIG apresente um arco bastante estável (particularmente da forma mecanizada em que foi aplicado, i.e., com a tocha transportada por sistema de deslocamento linear), a zona fundida é constituída de subseqüentes poças fundidas formadas e solidificadas. Portanto, pode ocorrer refusão/reaquecimento de poças recém solidificadas e da ZAC adjacente.

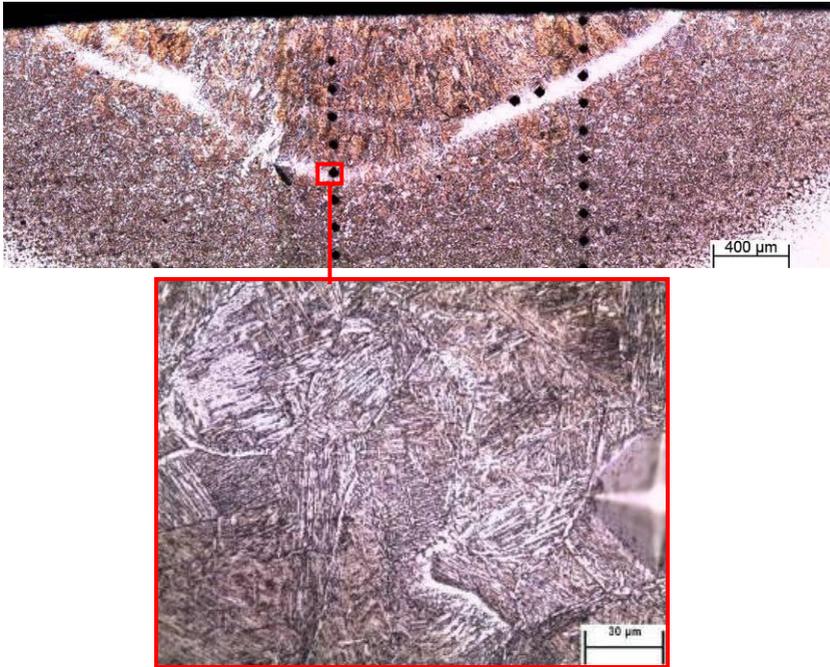


Figura 5.4 - Micrografia da seção transversal de solda em aço DIN 14MoV6.3, realizada com aporte de 14,6 kJ/cm, no estado como soldado. Ataque químico: Nital 3%.

Ao analisar a ZAC-GG ao MO com maior aumento (aprox. 500X, veja detalhe da Figura 5.4), verificou-se que se trata de uma região pobre em partículas de segunda fase, ou seja, uma região que sofreu solubilização no aquecimento, mas na qual não houve re-precipitação no resfriamento. A sua dureza é muito menor que a do resto da ZAC, como será descrito mais adiante.

Quanto aos efeitos do aporte térmico, pode ser observado o seguinte (veja na Figura 5.5-a os perfis de dureza dos CPs no estado como soldado):

- Observa-se uma tendência a diminuir a dureza máxima na ZAC com a energia de soldagem, conforme é previsto pelas equações de Yurioka (1990) que também prevêem um menor teor de martensita ao reduzir a velocidade de resfriamento da solda (veja a Tabela 5.1). Entretanto, enquanto que os valores de dureza medidos indicam que para nenhum dos aportes utilizados haveria risco de ocorrer trincas a frio (pois a dureza foi sempre menor que

350 HV), conforme as equações de Yurioka (1990), para evitar trincas a frio haveria que usar um aporte acima de, aproximadamente, 19 kJ/cm quando se está soldando sem pré-aquecimento.

- A dureza na região da ZAC próxima à LF (a região mais clara observada na Figura 5.6) apresenta dureza muito menor que a da ZAC adjacente (de menor temperatura de pico), onde a dureza é máxima. As diferenças se tornam mais significativas ao aumentar o aporte térmico: com aportes baixos são de aprox. 50 HV e com aporte de 27,4 kJ/cm é de 80 HV. A baixa dureza na região de interface com a LF deve estar associada a uma menor resistência mecânica e, provavelmente, a uma menor resistência à fluência. Se um componente soldado nesse aço fosse colocado em serviço sem tratamento térmico, ou com tratamento térmico deficiente, é de esperar a falha prematura por ruptura ao longo dessa região de menor resistência que se apresenta em forma contínua, porque as deformações ocorreriam preferencialmente nela.

Após realizar o tratamento térmico da solda, observaram-se os seguintes efeitos (Figura 5.5-b):

- A dureza do MB diminuiu em aprox. 30 HV, o que indica que o revenido feito pelo fabricante do tubo foi a uma temperatura inferior.
- Houve uma tendência a nivelar a dureza na ZAC-GG, como resultado da redução de dureza máxima e aumento de dureza na região inicialmente solubilizada. Essa homogeneização da dureza foi menos pronunciada na solda realizada com menor energia (14,6 kJ/cm), que apresentou após o TT ainda uma diferença de dureza de 20 HV. Em função disso, considera-se não recomendável utilizar uma energia de soldagem baixa na soldagem deste aço.
- Uma queda substancial de dureza (108 HV) se apresentou na ZAC-GG, conforme pode ser observada no perfil superposto à micrografia da Figura 5.6. A menor dureza está localizada na zona mais clara, na qual, ao ser observada com maior aumento (Figura 5.7), pode ser verificada a presença de ferrita de Widmanstätten, nucleada nos contornos de grão da austenita.

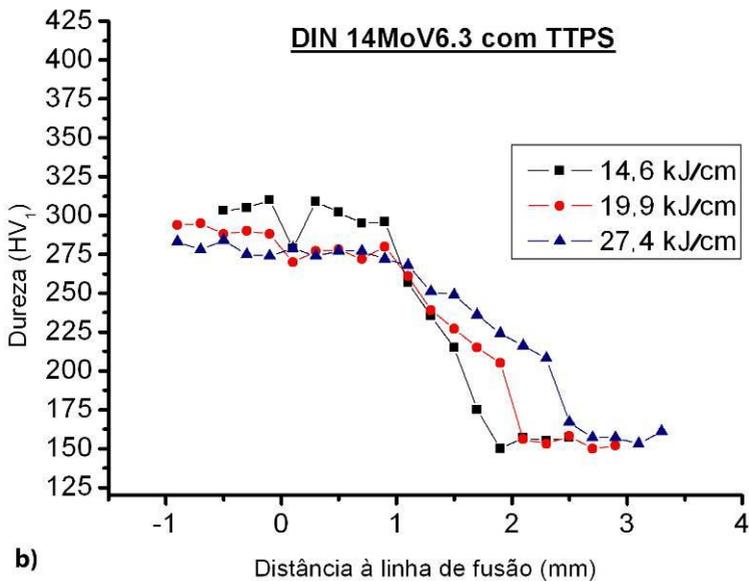
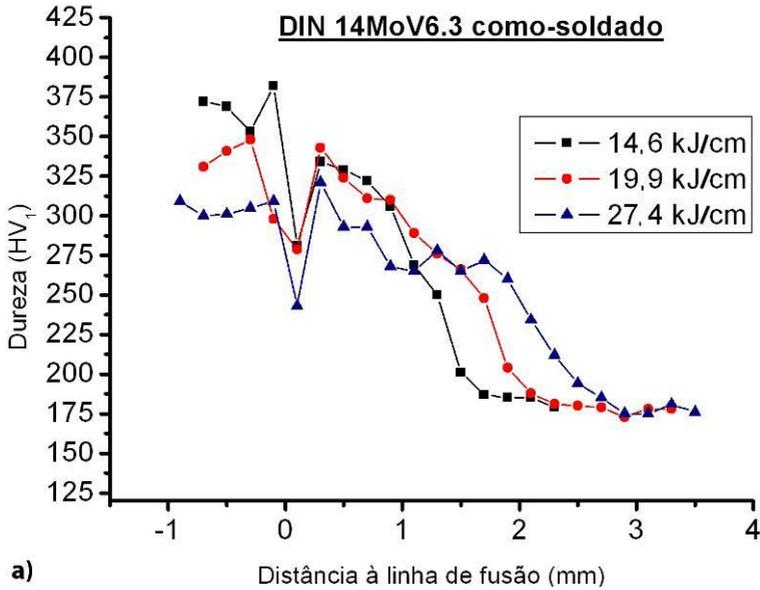


Figura 5.5 - Perfis de dureza das soldas em aço DIN 14MoV6.3: (a) no estado como-soldado; (b) após tratamento térmico de revenido a 720 °C.

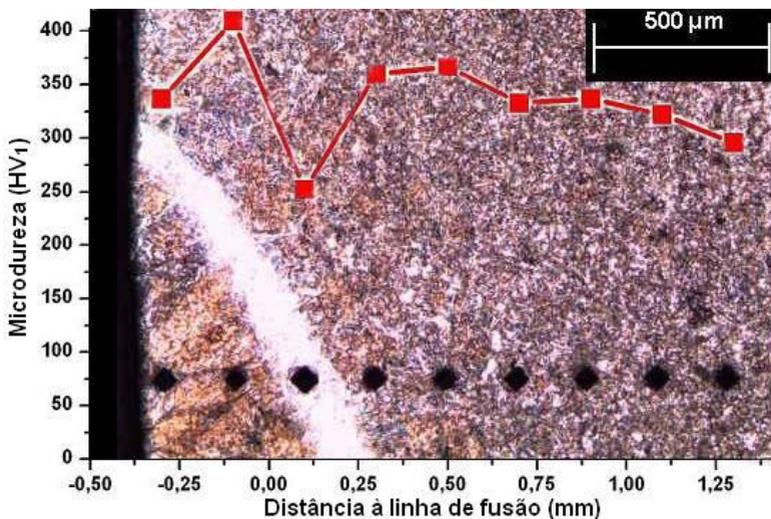


Figura 5.6 - Micrografia da seção transversal à solda do aço DIN 14MoV6.3 com 14,6 kJ/cm. Ataque químico: Nital 3%.

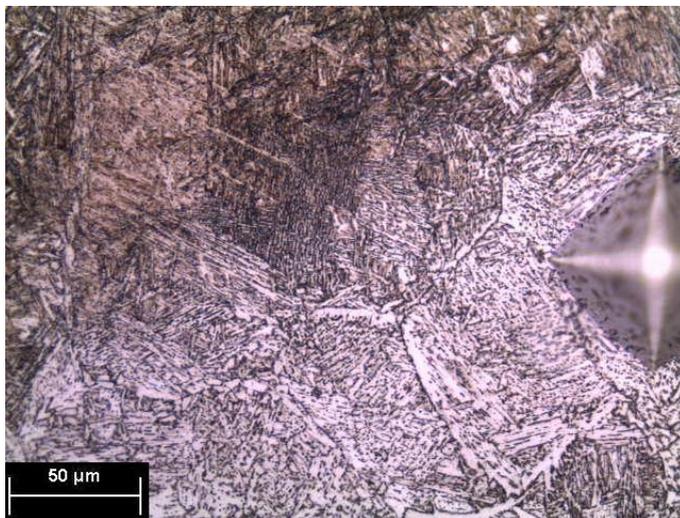


Figura 5.7 - Micrografia da ZAC-GG no aço DIN 14MoV6.3 produzida pela soldagem com energia de 12 kJ/cm. Ataque químico: Nital 3%.

Na Figura 5.8 pode-se observar uma maior homogeneidade microestrutural das regiões localizadas na ZAC de maior temperatura, quando comparada com aquela no estado como-soldado (Figura 5.4).

Tabela 5.1 - Valores previstos para a ZAC-GG do aço DIN 14MoV6.3 pelas equações de Yurioka (1990) em função da composição química e energia de soldagem.

Energia (kJ/cm)	Dureza máx (HV)	% martensita
14,6	367,3	70,7
19,9	344,8	58,1
27,4	328,1	48,8

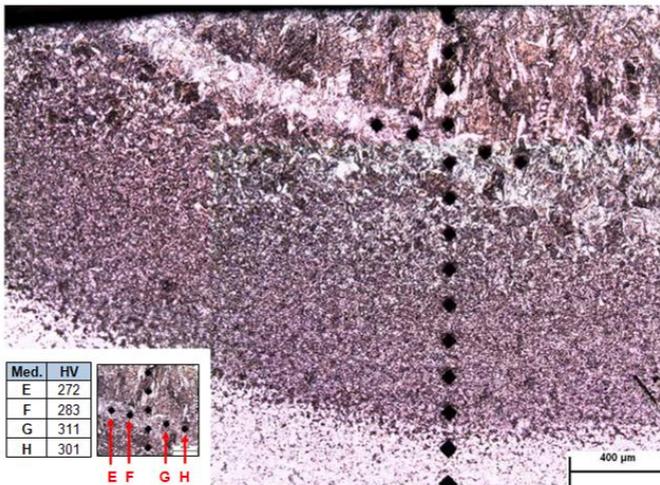


Figura 5.8 - Micrografia da solda em aço DIN 14MoV6.3 com aporte de 14,6 kJ/cm, após o TT de revenido. Ataque químico: Nital 3%.

5.2.2 Ensaios com tocha TIG no aço P91

Nas macrografias das soldas (Figura 5.9) é possível verificar que em todas elas houve fusão e que naquelas com maior energia o limite da ZAC ultrapassou a superfície interna do tubo. A largura da ZAC (medida a 45° em relação à direção radial) variou significativamente, entre um valor de 1,8 mm para a energia de 8,5 kJ/cm e 8,5 mm para 26,6 kJ/cm. Essa variação foi muito maior que a obtida no aço DIN 14MoV6.3, devido, em parte, à menor espessura do tubo P91 utilizado nos ensaios.

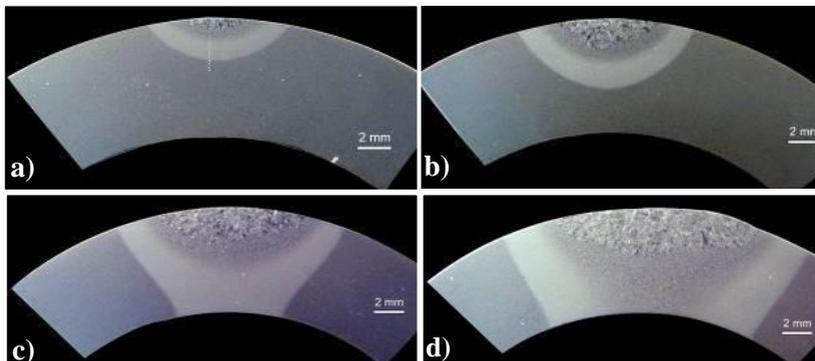


Figura 5.9 - Macrografias de seções transversais às soldas do aço P91, obtidas com energias de: (a) 8,5 kJ/cm; (b) 13,7 kJ/cm; (c) 20,0 kJ/cm; (d) 26,6 kJ/cm. Ataque químico: Villela.

Quanto aos efeitos do aporte térmico, pode ser observado o seguinte (veja na Figura 5.10-a os perfis de dureza dos CPs no estado como soldado):

- A dureza máxima não variou com a energia: sempre foi em torno de 440 HV. O fato da dureza não ser alterada pela energia deve-se à elevada temperabilidade deste aço, conforme pode ser previsto pelas equações de Yurioka (veja a Tabela 5.2), que indicam que em qualquer uma dessas situações obtém-se uma microestrutura totalmente martensítica. Assim sendo, para a soldagem deste material de modo a evitar as trincas a frio é importante o controle do teor de carbono do MB e consumível e o uso de pré-aquecimento.
- A estrutura martensítica, com a conseqüente elevada dureza, forma-se em quase toda a extensão da ZAC, exceto na ZAC intercrítica, onde há somente austenitização parcial. Esse fato fica mais evidente no perfil correspondente à solda obtida com maior energia (26,6 kJ/cm).
- Na ZAC subcrítica houve uma pequena redução de dureza (entre 15 e 20 HV) em relação àquela original, do MB. Essa redução ocorreu ao longo de uma pequena distância, da ordem de 1 mm, de uma forma gradual ao aumentar a temperatura de pico atingida na soldagem.

Após realizar o tratamento térmico da solda, observaram-se os seguintes efeitos (Figura 5.10-b):

- A dureza do MS diminuiu substancialmente, até um valor em

torno de 300 HV_{0,1}.

- A diminuição de dureza como resultado do revenido foi mais significativa nas regiões inter-crítica e refinada da ZAC.
- A diferença entre as durezas da ZAC subcrítica e do MB diminuiu para menos de 10 HV.

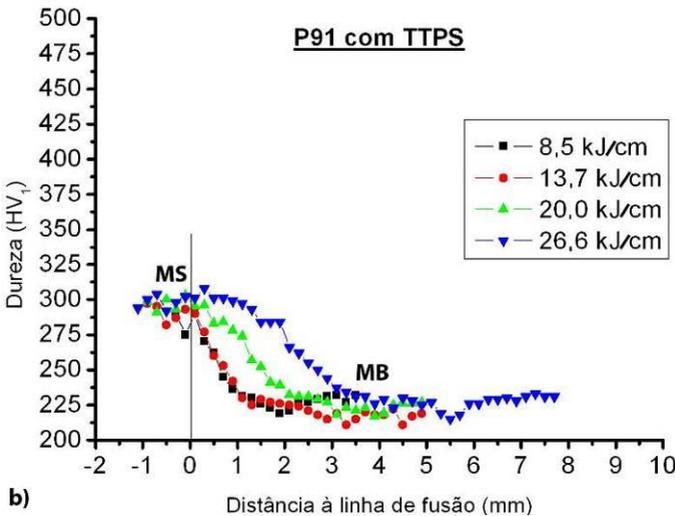
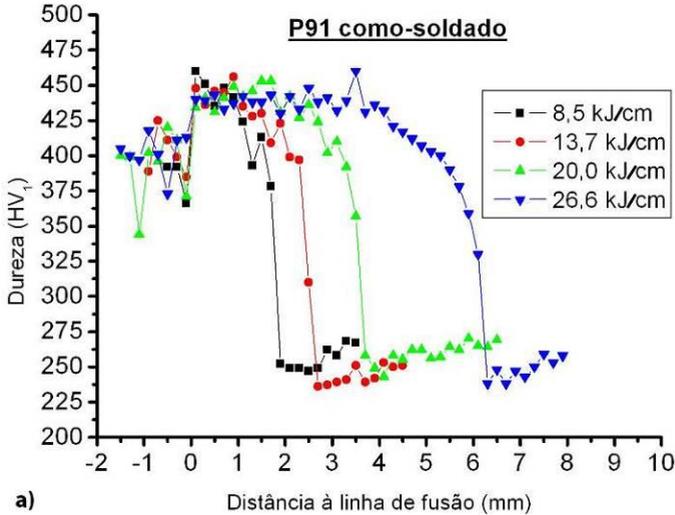


Figura 5.10 - Perfis de dureza das soldas em aço P91: (a) no estado como-soldado; (b) após tratamento térmico de revenido.

Tabela 5.2 - Valores previstos para a ZAC-GG pelas equações de [44] em função da composição química real do tubo de aço P91.

Energia (kJ/cm)	Dureza máx. (HV)	% martensita
8,5	372,1	110
13,7	371,1	109
20,0	370,2	108
26,6	369,6	107

Na micrografia mostrada na Figura 5.11-a, do CP obtido com energia de 13,7 kJ/cm no estado como-soldado é possível identificar com nitidez o contorno da ZAC junto ao MB e um tamanho de grão austenítico na ZAC-GG maior que o encontrado no MB. Após o tratamento térmico (Figura 5.11-b) torna-se difícil distinguir o contorno que separa a ZAC do MB.

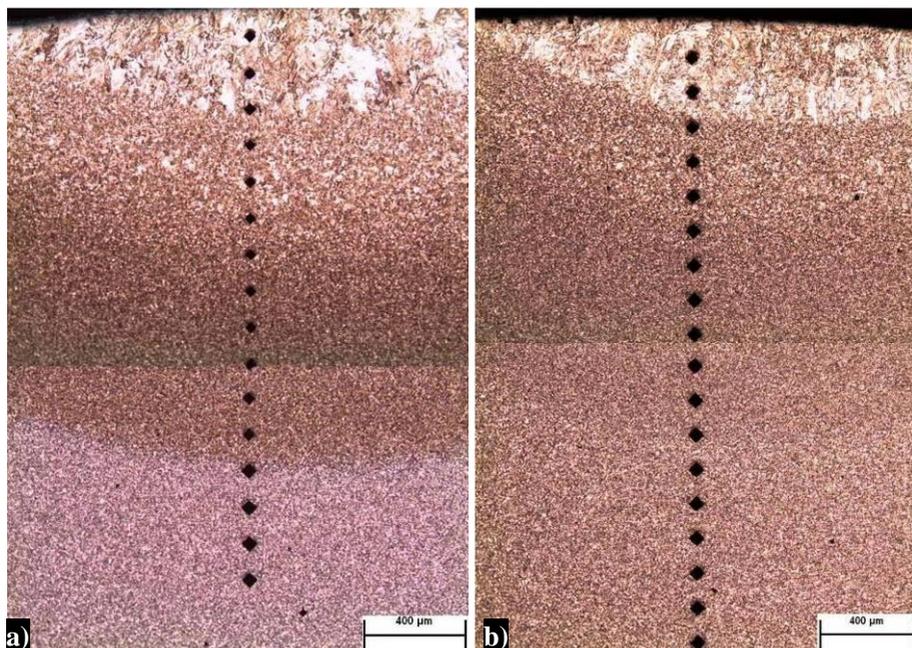


Figura 5.11 - Micrografias da seção transversal de solda em aço P91, realizada com aporte de 13,7 kJ/cm: (a) no estado como-soldado; (b) após tratamento térmico de revenido a 770 °C. Ataque químico: Villela.

5.3 Implante nos aços DIN 14MoV6.3 e P91

O ensaio de implante foi aplicado aos MBs dos aços P91 e DIN 14MoV6.3 com o objetivo de observar o efeito do ciclo térmico produzido pelo passe subsequente sobre a ZAC do passe anterior, já que, na prática, as soldas em tubulações destes aços são do tipo multipasses, devido à espessura das mesmas.

5.3.1 Resultados do ensaio de implante no aço DIN 14MoV6.3

Na Figura 5.12 é mostrada uma macrografia de seção longitudinal do implante, em cujo plano de corte estão contidos os dois cordões de solda. São mostradas na figura as localizações do MS e ZAC produzidos por cada um dos passes executados no ensaio de implante.

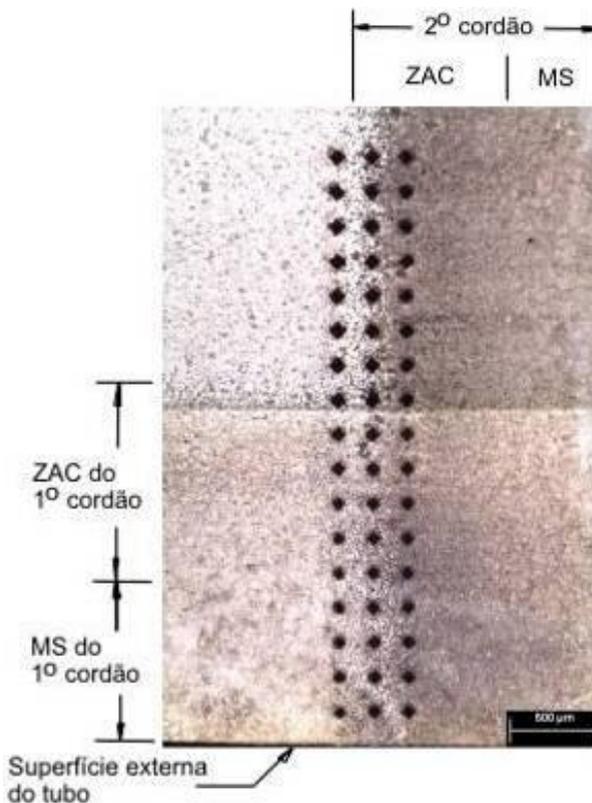


Figura 5.12 - Macrografia da seção longitudinal do CP de implante em aço DIN 14MoV6.3. Ataque químico: Nital 3%.

Na Figura 5.13 há duas micrografias que mostram em maior detalhe a região onde foi observada ao microscópio precipitação de partículas de segunda fase nos contornos de grão. Para caracterizar melhor essa região foram feitos os 3 perfis de dureza paralelos que podem ser vistos na Figura 5.12.

Na Figura 5.14 foram graficados os 3 perfis de dureza descritos. Observa-se que quando a temperatura de pico do segundo ciclo é baixa (pouco menor que a temperatura Ac_1), a ZAC do primeiro passe continua a apresentar as elevadas durezas que originalmente tinha. Por outra parte, a ZAC reaquecida na faixa inter-crítica (i.e., entre as temperaturas Ac_1 e Ac_3) experimenta significativa redução de dureza, para valores menores que 300 HV. Por último, a ZAC reaquecida a temperaturas pouco acima de Ac_3 (i.e., na faixa de refino de grão), adquire uma dureza mais uniforme, em torno de 270 HV.

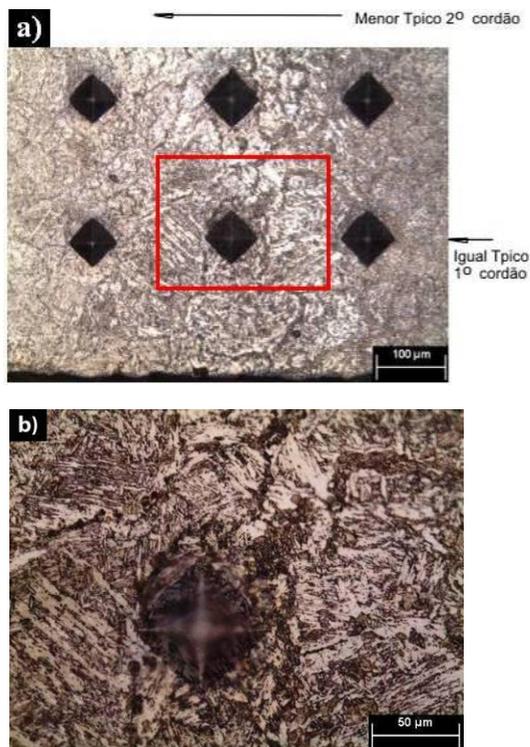


Figura 5.13 - Micrografias junto aos perfis de dureza, na região próxima à superfície do 1º passe no CP de implante em aço DIN 14MoV6.3. Ataque químico: Nital 3%.

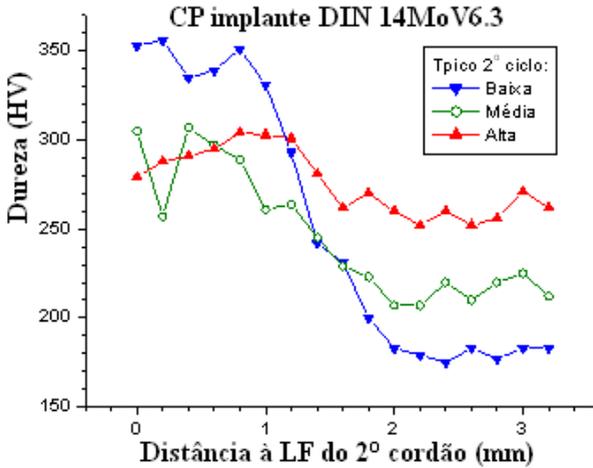


Figura 5.14 - Perfis de dureza paralelos à superfície da chapa soldada com o implante embutido nela e, portanto, correspondentes a diferentes Tp do 2º ciclo.

5.3.2 Resultados do ensaio de implante no aço P91

Na Figura 5.15 é mostrado o perfil de dureza realizado ao longo da ZAC-GG do primeiro cordão.

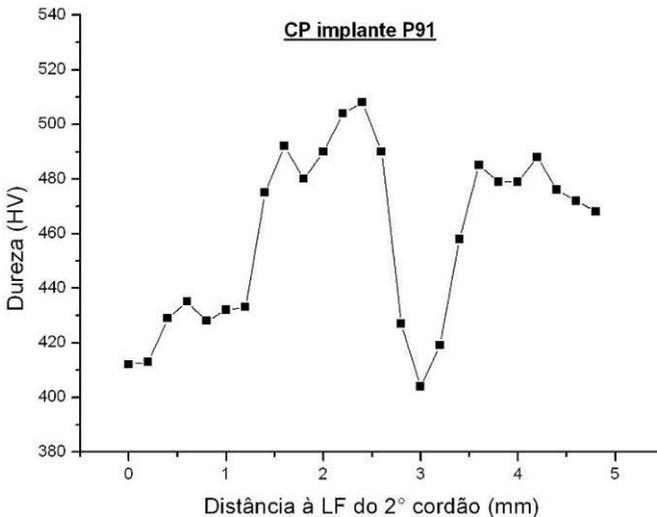


Figura 5.15 - Perfil de dureza na ZAC-GG do 1º cordão do CP de implante em aço P91.

Dentro da ZAC produzida pelo 2º cordão é possível separar duas regiões com durezas muito diferentes: uma mais dura, na ZAC de maior temperatura de pico e outra na ZAC subcrítica. Essas duas regiões (A e B, respectivamente) estão destacadas em azul e vermelho na macrografia exposta pela Figura 5.16-a e, em mais detalhe, nas micrografias das Figuras 5.16-b e 5.16-c.

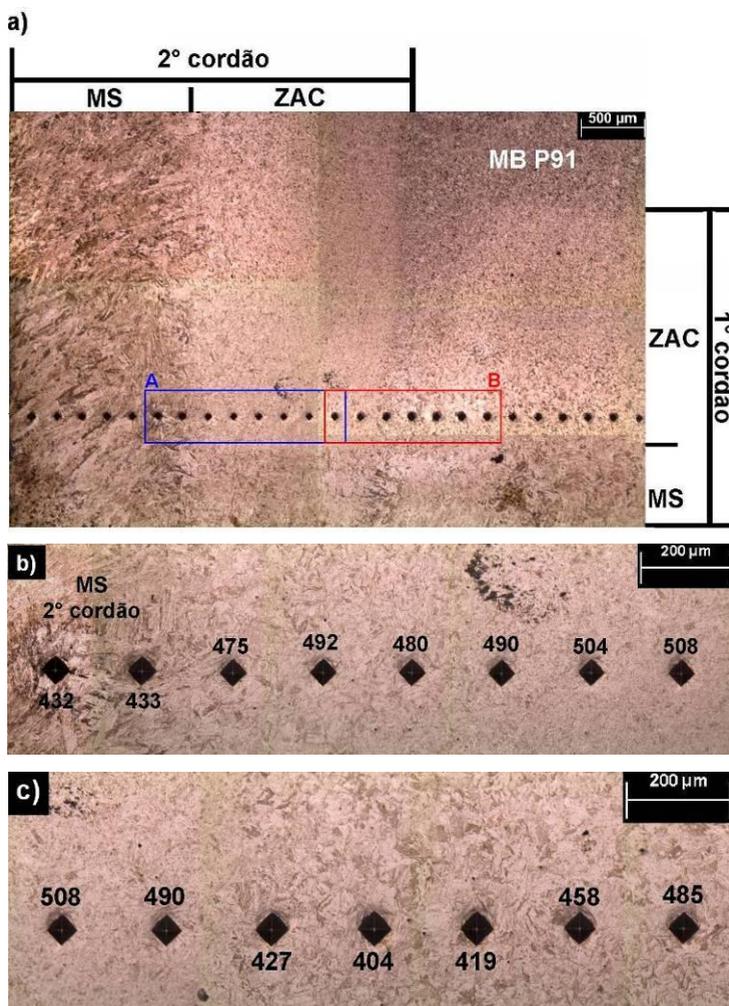


Figura 5.16 - (a) Macrografia da seção longitudinal do CP de implante; (b) e (c) Detalhes das regiões A e B indicadas em (a). Valores de dureza dados em HV. Ataque químico: Villela.

Os valores de dureza na região A variaram entre 475 e 508 HV, enquanto que na ZAC subcrítica (isto é, com T_p abaixo de Ac_1) houve expressiva redução de dureza, para valores em torno de 400 HV a 0,6 mm da primeira impressão mostrada na Figura 5.16-c. Se, por um lado, a ZAC-GG produzida pelo 1º cordão, em função do grão austenítico grosseiro adquiriu maior temperabilidade que aquela do MB, ela também é eficazmente revenida por um segundo ciclo de soldagem com temperatura de pico logo abaixo de Ac_1 .

5.4 Tratamentos térmicos no aço DIN 14MoV6.3 para otimizar TT

Para elaborar o procedimento de soldagem para a união dissimilar entre os aços DIN 14MoV6.3 e P91, antes é necessário ter, dentre outras, respostas às seguintes perguntas referentes ao aço DIN 14MoV6.3:

- Até que ponto este aço sofre fragilização pelo aquecimento prolongado a temperaturas entre 550 e 650 °C, como é relatado na literatura (mas sem maiores detalhes)?
- Considerando que a temperatura ótima para realizar o tratamento térmico de uma solda neste aço (710 °C) é muito menor que a temperatura recomendada para o aço P91 (760 °C), qual desses dois valores seria melhor utilizar para tratar uma solda dissimilar entre este aço e o P91?

Para responder a estas duas questões foram realizados os seguintes tratamentos térmicos em soldas obtidas por TIG autógeno neste aço (DIN 14MoV6.3):

- Tratamento a 600 °C por 1 hora.
- Tratamento escalonado, sendo a primeira etapa a 760 °C por 1 hora, com resfriamento até 300 °C (i.e., abaixo da temperatura M_s) e posterior reaquecimento a 710 °C por 1 hora.

Para evitar a oxidação das superfícies das amostras soldadas, as mesmas foram mantidas em câmara com argônio, aquecidas por forno tubular de resistência marca Jung-BR, modelo TLX 473 206.

Nas amostras tratadas foram realizadas medições de dureza e análises ao MO, obtendo os seguintes resultados:

- Comparando com o estado como-soldado, a amostra submetida ao tratamento térmico sob temperatura de 600 °C (ou seja, dentro da faixa de fragilização) apresentou no MS um forte aumento da dureza, de até 86 HV (ao qual deve estar associada perda de tenacidade) e um aumento moderado (30 HV, em média) na ZAC, conforme pode ser

verificado nas curvas de dureza da Figura 5.17, corroborando a citação do Dhooge (1992) (descrita no item 2.3.2).

- Na ZAC de maior temperatura (i.e., adjacente à LF) houve um aumento significativo da dureza (90 HV), o que pode estar associado à reprecipitação de partículas de segunda fase nessa região que, no estado como-soldado, encontrava-se solubilizada.

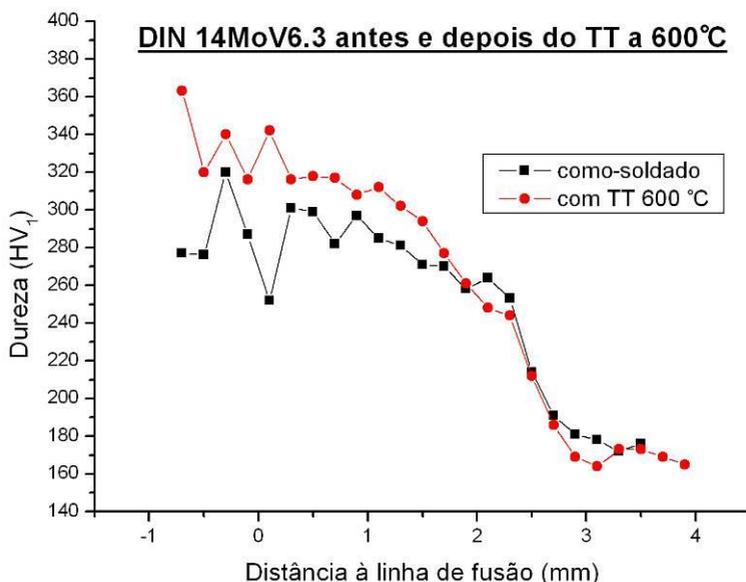


Figura 5.17 - Perfis de dureza da solda (20 kJ/cm) em aço DIN 14MoV6.3.

- A amostra soldada com energia de 14,6 kJ/cm que foi submetida ao tratamento térmico escalonado apresentou intensa decarbonetação (ver Figura 5.18). Ao que parece não se trata apenas de uma reação da camada superficial com o ambiente do forno (atmosfera inerte: argônio), já que a mais de 1 mm da superfície também houve esse efeito. Não havendo mais carbono e, portanto, carbonetos, os contornos de grão ficaram livres para migrar, de modo que ocorreu significativo crescimento de grão (veja Figura 5.18-b). Essa decarbonetação e esse crescimento de grãos aconteceram preferencialmente na região refinada da ZAC. Na Figura 5.18-a podem ser observadas duas ZACs superpostas, ou seja, junto com a formação de uma poça fundida formou-se uma primeira ZAC e depois uma

segunda, ao ser produzida uma nova poça. Isto explica o motivo pelo qual na área destacada em vermelho existem duas zonas onde houve descarbonetação: ambas seriam zonas refinadas, mas de ZACs diferentes.

- Esse crescimento dos grãos foi descontínuo e atingiu tamanhos excessivamente grandes. Neste caso específico, ocorreu nas regiões onde havia menor densidade de partículas de segunda fase.

- No perfil de dureza mostrado na Figura 5.19 pode ser observada a substancial queda de dureza (21 HV) na região descarbonetada e de grãos grosseiros, que atingiu um valor de 154 HV.

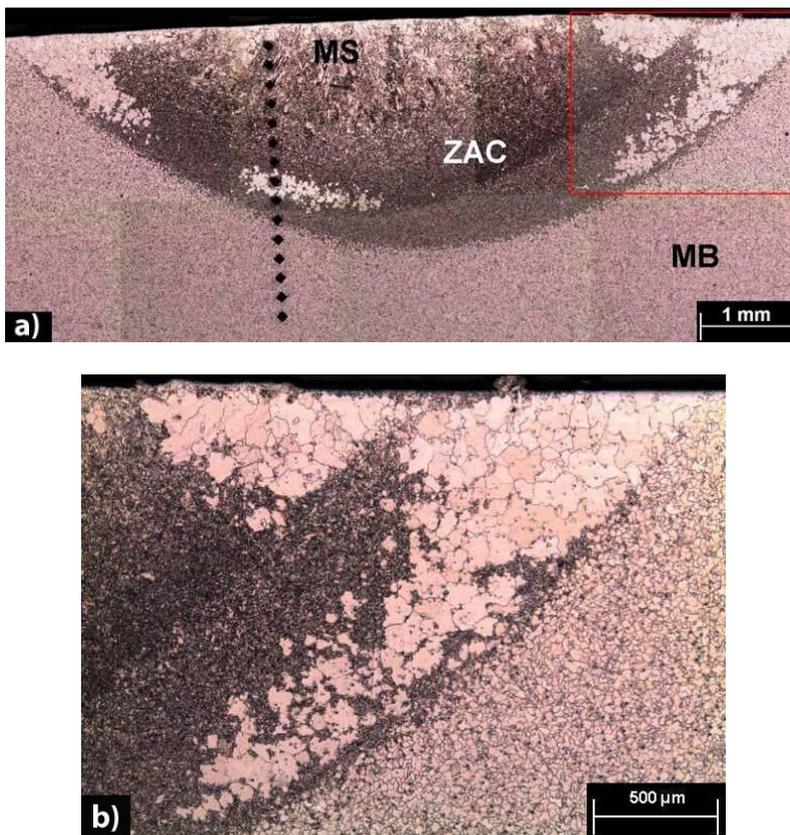


Figura 5.18 - (a) Macrografia e (b) micrografia do detalhe destacado de vermelho em (a) da solda em aço DIN 14MoV6.3 (com energia de 14,6 kJ/cm) submetida ao TT escalonado. Ataque químico: Nital 3%.

• A partir dessa análise, conclui-se que não é recomendável realizar tratamento térmico no aço DIN 14MoV6.3 a temperatura de 760 °C (que é a recomendada para o aço P91), pois isso produziria regiões de menor resistência (descarbonetadas e com grãos grosseiros), o que poderia promover uma deformação localizada durante o trabalho a quente, causando colapso prematuro da junta soldada.

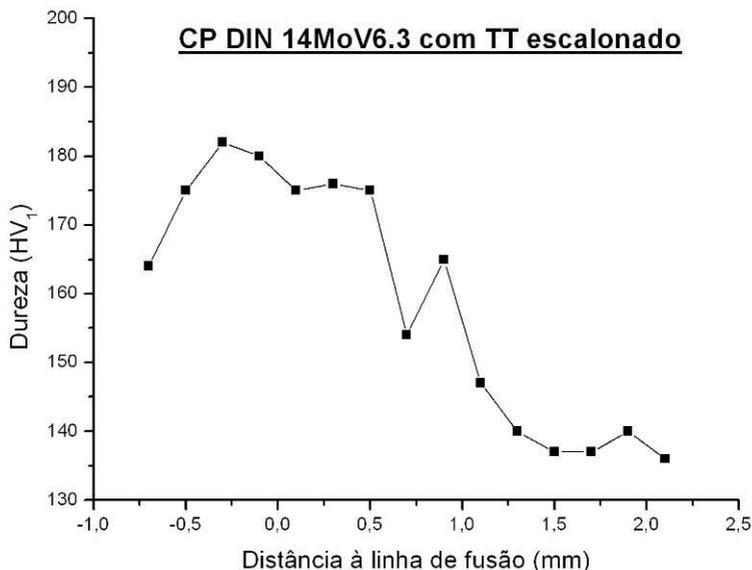


Figura 5.19 - Perfil de dureza da solda (14,6 kJ/cm) em aço DIN 14MoV6.3 submetido ao TT escalonado.

5.5 Tração a quente nos metais de base

Os ensaios de tração a quente efetivados nos corpos de prova extraídos de tubos dos MBs (P91 e DIN 14MoV6.3) mostraram resultados coerentes. Além de servirem como referência na comparação com os corpos de provas contendo as juntas soldadas similares e dissimilares.

5.5.1 Tração a quente no aço P91

Na Tabela 5.3 são apresentados os resultados dos ensaios de tração a quente. Foram incluídos os valores da tensão limite de escoamento (TLE, calculada para 0,2% de deformação), o alongamento final (A_f), redução de área (RA), diâmetro final de fratura (D_f), limite de

resistência à tração (LRT) e o tempo de ensaio para o qual esse valor ocorreu (t_{LRT}).

Com os valores de LRT, t_{LRT} , tensão e deformação ($\Delta L/L_0$, sendo $\Delta L=L-L_0$) foram elaborados os gráficos mostrados nas Figuras 5.20 a 5.26, dos quais podem ser feitos os seguintes comentários:

- A resistência à tração, bem como a tensão de escoamento, teve uma significativa redução com a temperatura, para todas as velocidades de tração utilizadas nos ensaios (0,005 a 5 mm/min), como apresentado nas Figura 5.20 e 5.21.

- Ao diminuir a velocidade de tração (V_t) ocorre uma significativa redução do LRT e TLE. Por exemplo, a uma temperatura de 600 °C, o LRT diminuiu em, aproximadamente 100 MPa quando a V_t variou de 5 para 0,05 mm/min (veja Tabela 5.3 e Figura 5.22). Isto porque o aço ensaiado (P91) apresenta sensibilidade em relação à taxa de deformação ($\dot{\epsilon}$), visto que o aumento na velocidade de tração (V_t) conduziu a maiores níveis de resistência à tração (LRT).

- Ao elaborar o diagrama de Monkman-Grant com os resultados obtidos (ver Figura 5.23), verifica-se que há uma relação linear entre o logaritmo do tempo ao qual ocorre o valor do LRT e o logaritmo da taxa de deformação.

- Ao graficar o $\log(LRT)$ em função do parâmetro de Larson-Miller (veja Figura 5.24), uma melhor correlação foi conseguida quando usada uma constante $C=35$ na expressão $LMP = T.(C + \log(t))$, mediante análise de regressão dos resultados. Isto significa que os valores experimentais apresentam menores desvios quadráticos em relação à curva ajustada para este valor de constante.

- À medida que a velocidade de tração foi diminuída, obtiveram-se menores valores de LRT e t_{LRT} (veja Figuras 5.22 e 5.25). Por outro lado, para o alongamento não há uma tendência definida: enquanto que ao aumentar a velocidade de tração de 0,05 para 0,5 mm/min houve um aumento do alongamento, para a velocidade de 5 mm/min o alongamento foi menor que para as duas velocidades anteriores (veja Figuras 5.22 e 5.25).

- O efeito da temperatura sobre o LRT e o t_{LRT} foi similar àquele da velocidade de tração, isto é, quanto maior a temperatura, menor o LRT e t_{LRT} (veja Figuras 5.21 e 5.26). Aqui, novamente, não foi encontrada uma tendência definida para o alongamento: enquanto que ao aumentar a temperatura de 600 para 650 °C houve um aumento do alongamento, para a temperatura de 700 °C o alongamento foi menor do que para as duas temperaturas anteriores.

• O efeito da temperatura sobre o alongamento final (Ar) foi similar àquele da V_t , LRT e t_{LRT} , isto é, quanto maior a temperatura, menor o Ar. Contudo, os CPs ensaiados nas condições de menor temperatura apresentaram comportamento distinto, tanto para $V_t= 5$ mm/min (Figura 5.21), quanto para $V_t= 0,5$ mm/min (Figura 5.26).

• Em todos os CPs a redução de área teve um valor muito maior que o do alongamento (veja Tabela 5.3). Isso indica que a estricção em todos os casos foi bastante localizada, diferente do que ocorreria ao ensaiar estes materiais a temperatura ambiente em que, ao ocorrer encruamento com a deformação, esta tende a ser mais uniforme ao longo do CP.

• As diferenças na RA para as diferentes condições de ensaio (T e V_t) foram pouco significativas: a dispersão (i.e., a relação entre o desvio padrão e a média) foi de 2,3 %. Assim sendo, não seria correto procurar uma tendência na variação da RA com a temperatura ou com a velocidade de tração. Dois exemplos de CPs fraturados são mostrados nas Figuras 5.27-a e 5.27-b.

Tabela 5.3 - Resultados dos ensaios de tração a quente no aço P91.

Condições de ensaio				Resultados obtidos					
CP	T (°C)	V_t (mm/min)	$\dot{\epsilon}$ (%/h)	TLE (MPa)	LRT (MPa)	t_{LRT} (s)	Ar (%)	RA (%)	Df (mm)
1	550	0,5	0,77	361,1	404,3	363,0	24,9	87,0	2,3
2	550	0,05	0,08	341,9	355,5	3630,0	31,4	90,4	2,2
3	600	5	7,70	384,4	365,5	33,2	28,3	89,8	2,2
4	600	0,5	0,87	296,3	326,4	335,0	40,9	92,5	1,9
5	600	0,05	0,08	244,4	263,1	3280,0	32,9	93,0	1,9
6	650	5	7,86	270,2	290,6	37,6	34,9	92,9	1,8
7	650	0,5	0,76	221,8	236,6	373,0	42,7	93,8	1,7
8	650	0,05	0,08	172,1	192,1	4110,0	37,3	92,3	2,0
9	700	5	7,70	212,6	223,2	25,4	30,6	94,3	1,3
10	700	0,5	0,78	158,3	177,7	420,0	35,9	93,8	1,5
11	700	0,05	0,08	121,6	141,5	3610,0	33,6	91,8	2,0
12	750	0,005	0,01	55,7	67,5	26800,0	34,5	90,3	2,1

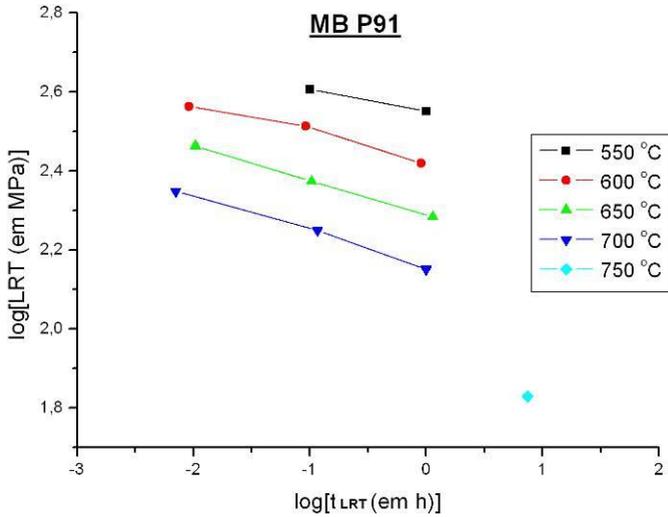


Figura 5.20 - Queda de resistência do aço P91 com o tempo, para várias temperaturas.

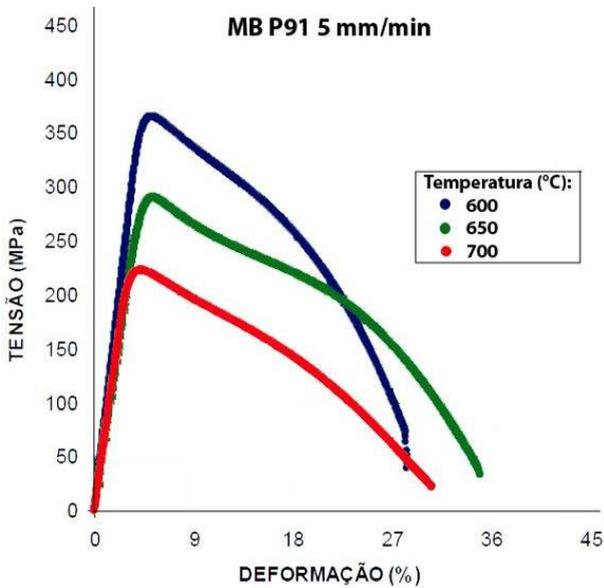


Figura 5.21 - Curvas de tensão-deformação do aço P91 ensaiado com velocidade de tração de 5 mm/min.

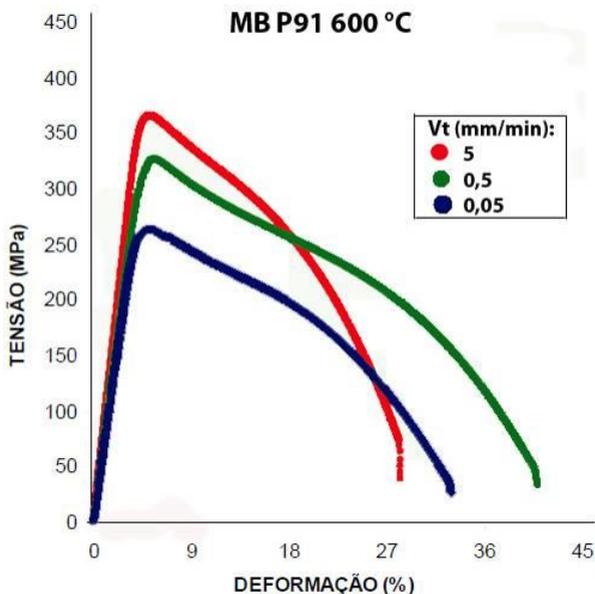


Figura 5.22 - Curvas de tensão-deformação do aço P91 ensaiado a 600 °C, com várias velocidades de tração.

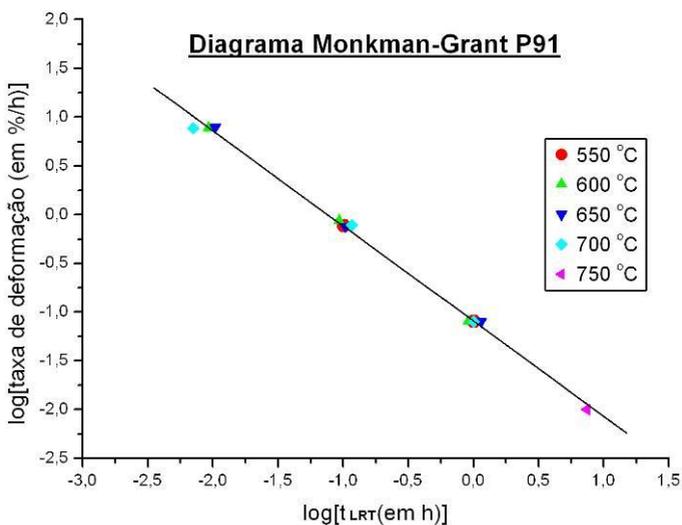


Figura 5.23 - Diagrama de Monkman-Grant para o aço P91 ensaiado sob tração a quente em vários níveis de temperatura.

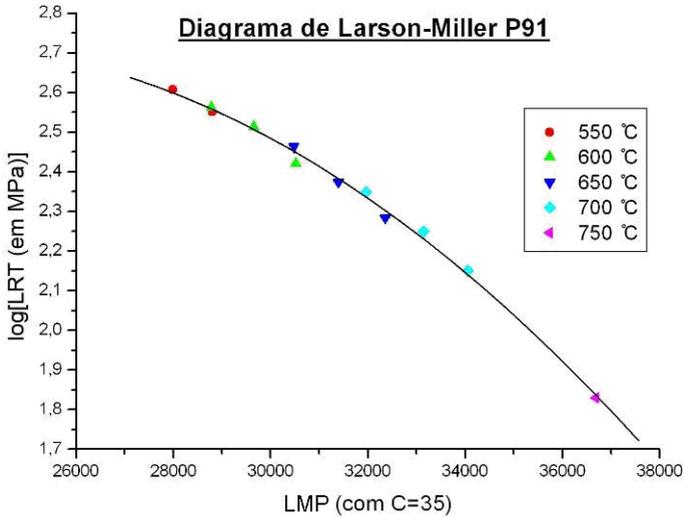


Figura 5.24 - Relação entre o logaritmo do LRT e o LMP para o aço P91, considerando todos os resultados para os vários níveis de temperatura.

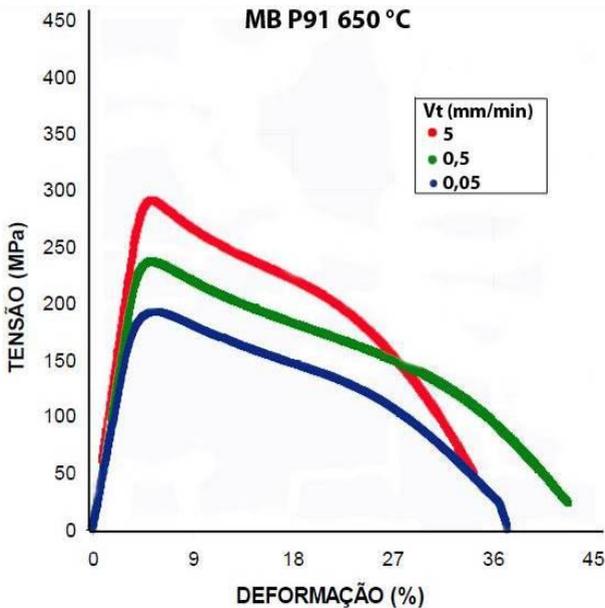


Figura 5.25 - Curvas de tensão-deformação do aço P91 ensaiado a 650 °C, com várias velocidades de tração.

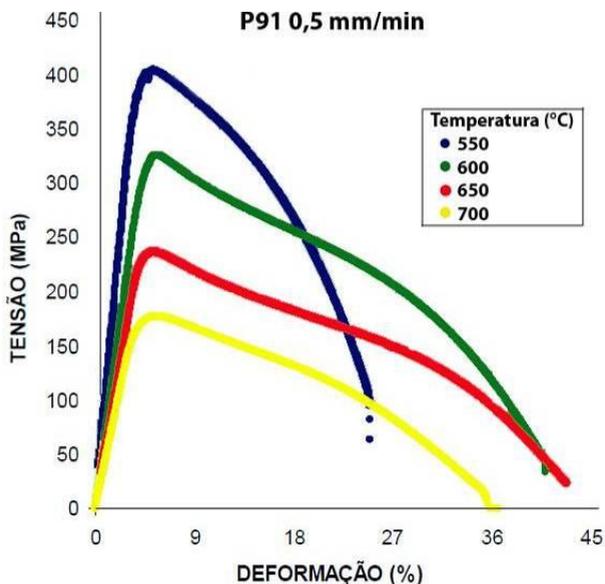


Figura 5.26 - Curvas de tensão-deformação do aço P91 ensaiado com velocidade de tração de 0,5 mm/min.

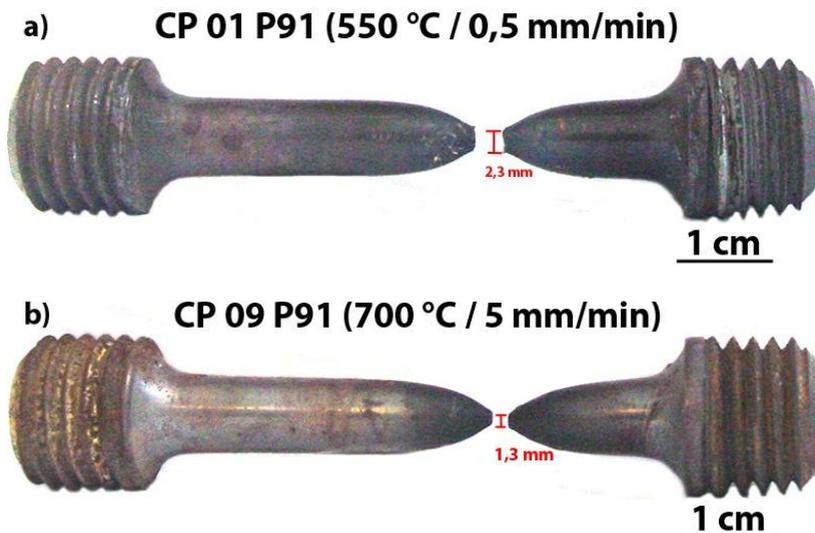


Figura 5.27 - Fotos de dois dos CPs em aço P91 fraturados no ensaio de TQ: (a) CP 01 e (b) CP 09.

5.5.2 Tração a quente no aço DIN 14MoV6.3

A Tabela 5.4 mostra os resultados dos ensaios de tração a quente para o aço DIN 14MoV6.3. Esta Tabela contempla a tensão limite de escoamento (TLE), o limite de resistência à tração (LRT), o tempo para atingir o LRT (t_{LRT}), o alongamento (Ar), a redução de área (RA) e o diâmetro final de fratura (Df).

Dos dados da tabela podem ser feitos os seguintes comentários:

- Com o aumento da temperatura de ensaio houve uma substancial redução do LRT, para todas as velocidades de tração aplicadas (veja as Figuras 5.28 a 5.30).
- Tal como no aço P91, o aumento da V_t produziu um acréscimo considerável no LRT. Por exemplo, a temperatura de 600 °C, houve um aumento de aprox. 68 MPa no LRT, quando a velocidade de tração foi aumentada de 0,05 para 5 mm/min (veja Tabela 5.4 e Figura 5.31). Este aço (DIN 14MoV6.3) também apresenta sensibilidade em relação à taxa de deformação.
- Ao elaborar o diagrama de Monkman-Grant com os resultados obtidos (ver Figura 5.32), verifica-se que há uma relação linear entre o logaritmo do tempo ao qual ocorre o valor do LRT e o logaritmo da taxa de deformação.
- Assim como ocorreu com o aço P91, ao graficar o $\log(LRT)$ em função do parâmetro de Larson-Miller (Figura 5.33), uma melhor correlação foi conseguida quando usada uma constante $C=35$ na expressão $LMP = T.(C + \log(t))$, mediante análise de regressão dos resultados. Isto significa que os valores experimentais apresentam menores desvios quadráticos em relação à curva ajustada para este valor de constante.
- Ao analisar a amostra da Figura 5.34, correspondente ao CP 06 (ensaiada a 600 °C e 0,5 mm/min) ao MEV (Figura 5.35) constatou-se uma fratura tipicamente dúctil, com presença de alvéolos (*dimples*) sobre toda a superfície.
- Analisando a amostra da Figura 5.36 correspondente ao CP 08 que foi ensaiado a uma temperatura maior (650 °C) e mesma velocidade, verificou-se menor presença de alvéolos (veja Figura 5.37). Em outras palavras, a ductilidade apresentada pelo material a uma menor T foi maior do que a uma maior T.
- A amostra da Figura 5.38 (CP 10 DIN) apresentou características que indicam que esta é a mais frágil em relação às demais. Estas características são: menor alongamento (30,6%) e menor redução de área (59,3%). Além disso, houve pronunciada oxidação,

especialmente na superfície da fratura. Isto denota a influência das condições mais severas de ensaio (temperatura elevada: 700 °C e baixa velocidade de tração: 0,005 mm/min) no tipo de fratura.

- No gráfico da Figura 5.39 são relacionados o logaritmo do LRT com o logaritmo do t_{LRT} , para todas os níveis de temperatura de ensaio, de modo a poder comparar os resultados obtidos nos dois metais de base, P91 e DIN 14MoV6.3. Sob temperatura de 750 °C o aço DIN 14MoV6.3 não foi ensaiado. Observa-se que o LRT do aço P91 é superior para todos os níveis de temperatura, quando comparado com o aço DIN 14MoV6.3. Essa conclusão era esperada, já que o aço P91 vem de uma nova geração com acréscimo nas propriedades em substituição aos aços antigos para trabalho a altas temperaturas (caso do DIN 14MoV6.3).
- A Figura 5.40 apresenta o diagrama de Monkman-Grant com base nos resultados obtidos para os dois aços, em todas as condições experimentais. Verifica-se nesse diagrama que não foi possível fazer uma diferenciação com ele das propriedades dos dois materiais.

Tabela 5.4 - Resultados dos ensaios de tração a quente no aço DIN 14MoV6.3.

Condições de ensaio				Resultados obtidos					
CP	T (°C)	Vt (mm/min)	ε̇ (%/h)	TLE (MPa)	LRT (MPa)	t_{LRT} (s)	Ar (%)	RA (%)	Df (mm)
01	550	5	7,63	288,2	352,5	54,3	25,7	81,1	3,2
02	550	0,5	0,77	285,7	336,1	445,0	26,8	81,2	2,9
03	550	0,05	0,08	270,7	305,9	5090,0	29,7	82,5	2,6
04	600	5	7,67	256,5	300,0	53,4	31,2	82,0	3,0
05	600	0,5	0,79	243,1	269,4	506,0	36,1	84,2	2,7
06	600	0,05	0,08	221,3	232,3	3420,0	33,0	79,8	3,0
07	650	5	7,55	212,1	231,3	38,9	33,6	86,9	2,5
08	650	0,5	0,77	194,8	205,9	480,0	44,5	86,3	2,6
09	650	0,05	0,08	168,7	174,7	5090,0	39,6	78,7	3,3
10	700	0,005	0,01	111,6	113,5	21300,0	30,6	59,3	5,1

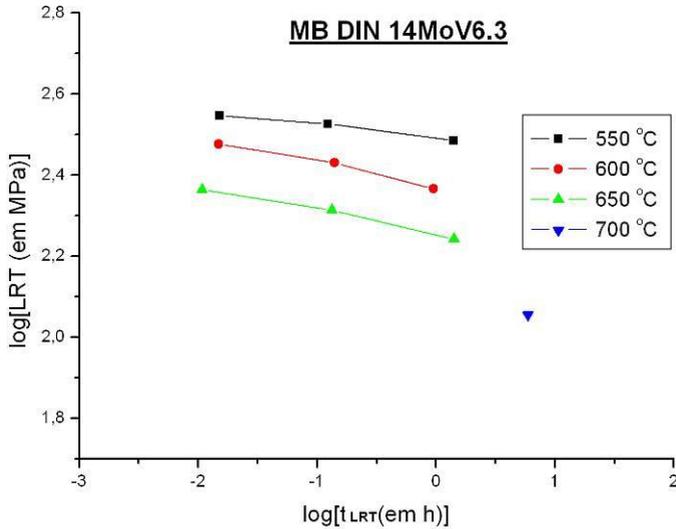


Figura 5.28 - Variação do limite de resistência do aço DIN 14MoV6.3 com o tempo para vários níveis de temperatura.

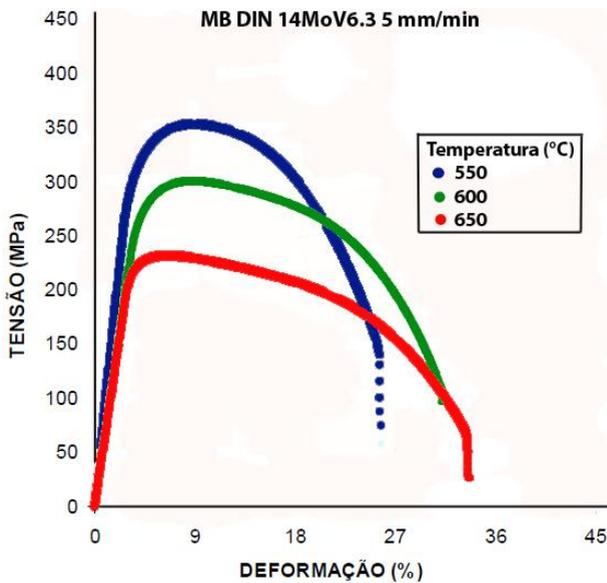


Figura 5.29 - Curvas de tensão-deformação do aço DIN 14MoV6.3 ensaiado com velocidade de tração de 5 mm/min.

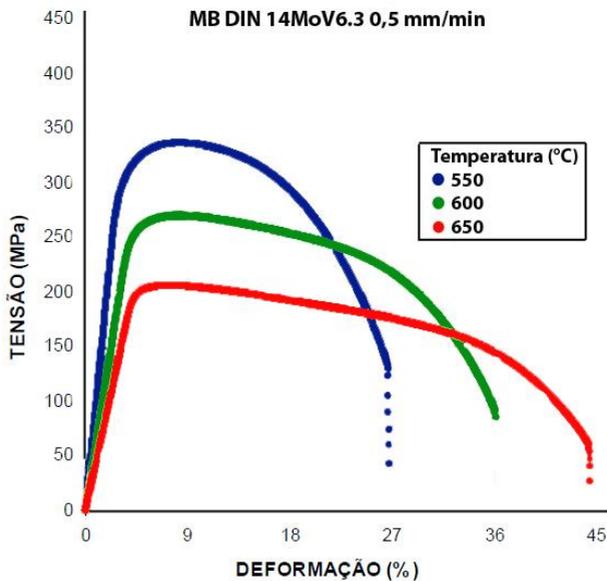


Figura 5.30 - Curvas de tensão-deformação do aço DIN 14MoV6.3 ensaiado com velocidade de tração de 0,5 mm/min.

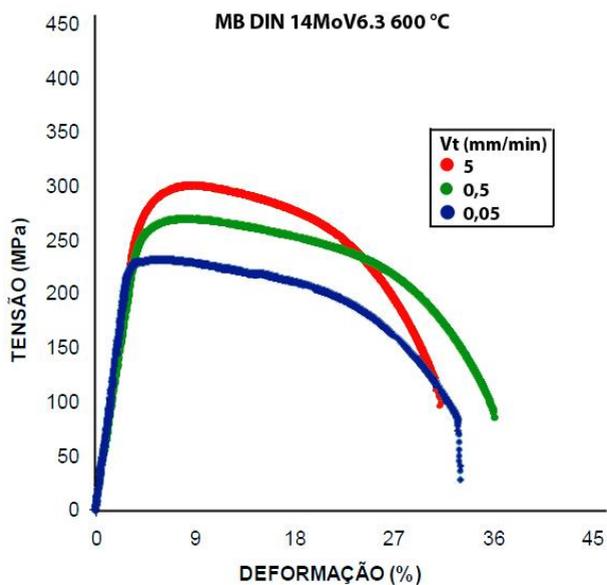


Figura 5.31 - Curvas de tensão-deformação do aço DIN 14MoV6.3 ensaiado a temperatura de 600 °C.

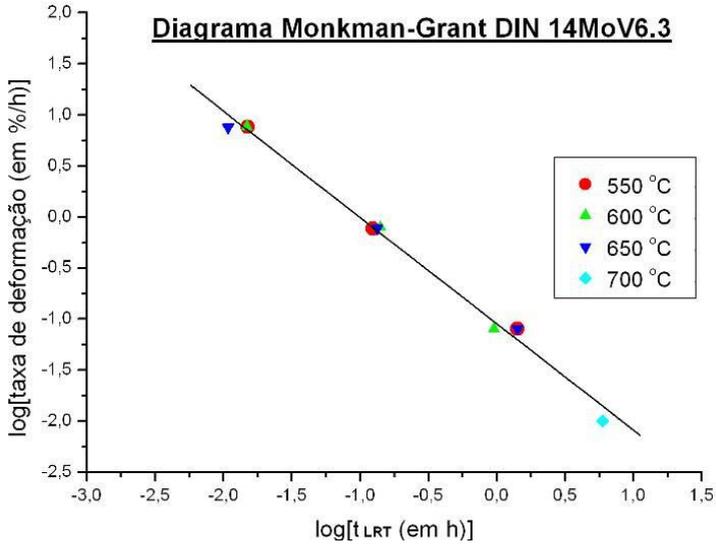


Figura 5.32 - Diagrama Monkman-Grant para o aço DIN 14MoV6.3 em vários níveis de temperatura.

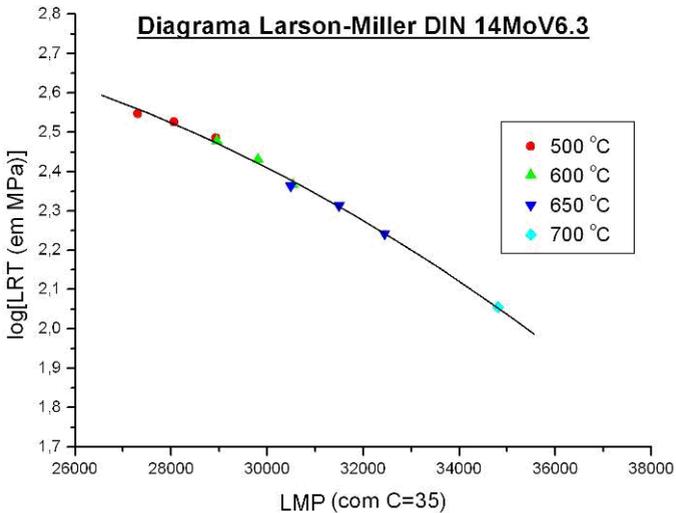


Figura 5.33 - Diagrama Larson-Miller para o aço DIN 14MoV6.3 em vários níveis de temperatura



Figura 5.34 - Foto do CP DIN 05 fraturado no ensaio de tração a quente ($V_t = 0,5$ mm/min e $T = 600$ °C).

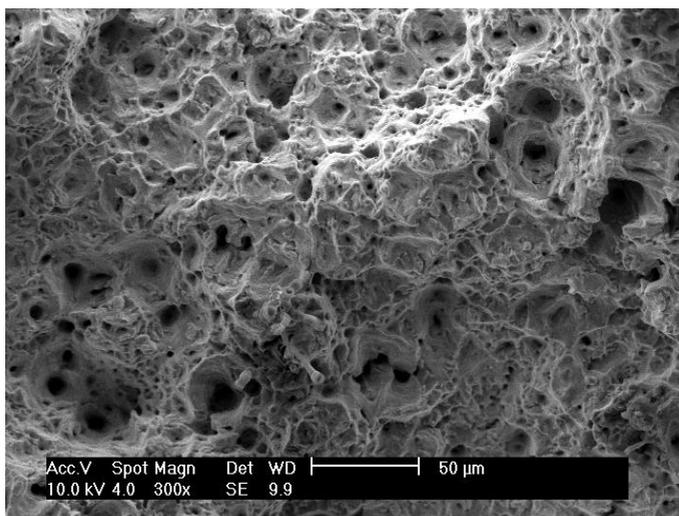


Figura 5.35 - Imagem obtida no MEV da superfície de fratura do CP DIN 05.



Figura 5.36 - Foto do CP DIN 08 fraturado no ensaio de tração a quente ($V_t = 0,5$ mm/min e $T = 650$ °C).

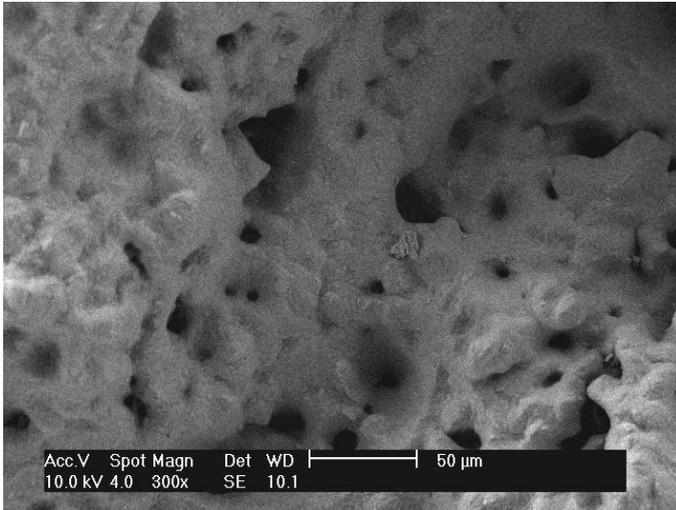


Figura 5.37 - Imagem obtida no MEV da superfície de fratura do CP DIN 08.



Figura 5.38 - Foto do CP DIN 10 fraturado no ensaio de tração a quente ($V_t = 0,005$ mm/min e $T = 700$ °C).

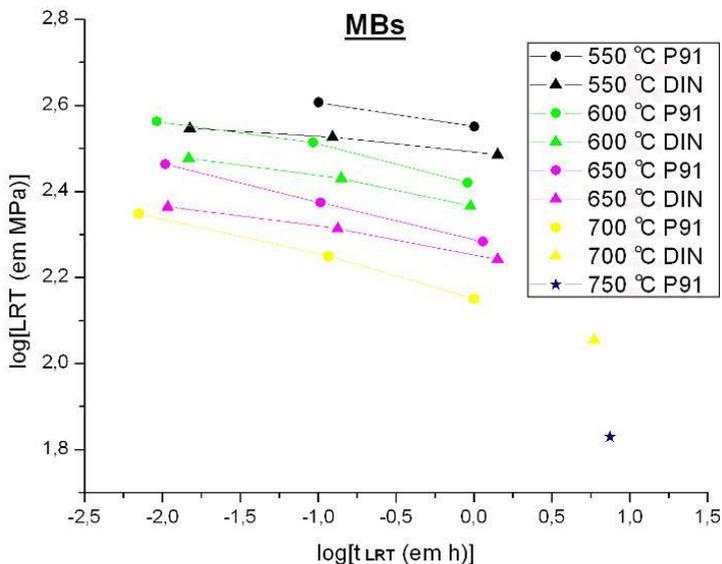


Figura 5.39 - Queda de resistência com o tempo dos MBs (DIN 14MoV6.3 e P91) em vários níveis de temperatura.

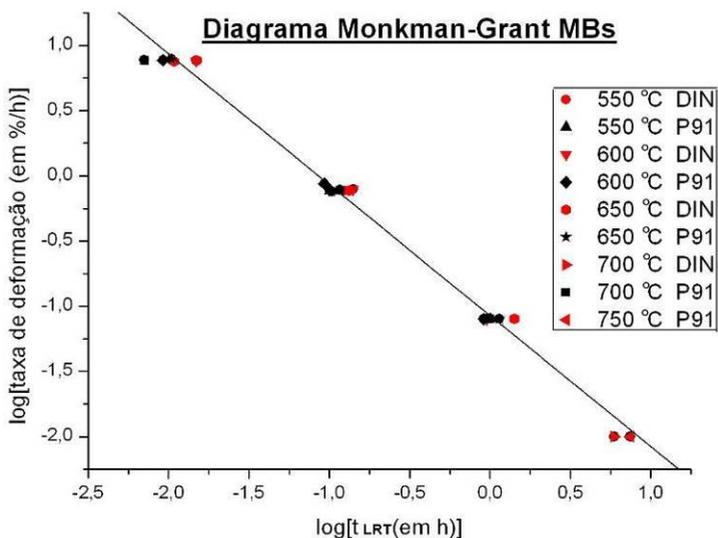


Figura 5.40 - Diagrama Monkman-Grant para os dois aços (DIN 14MoV6.3 e P91), em vários níveis de temperatura.

5.6 Análise das juntas soldadas similares e dissimilares

Das juntas soldadas confeccionadas nas condições descritas no capítulo 4 (item 4.5.1), foram extraídos e confeccionados 3 corpos de prova, sendo 1 para análise metalográfica e medição de dureza e 2 para ensaio de tração a quente. A seguir serão apresentados os resultados e análises desses CPs.

5.6.1 Dureza e metalografia das juntas soldadas

Na Tabela 5.5, na qual estão descritas as combinações de materiais de adição utilizadas para os passes de amateigamento e de preenchimento. Para facilitar a compreensão, em vez dos códigos correspondentes aos consumíveis dados pelas normas da AWS, foi feita referência aos aços para tubulações de composição equivalente, que foram o P11 (1,25Cr-0,5Mo), P22 (2,25Cr-0,5Mo), P5 (5Cr-0,5Mo) e P91 (9Cr-1Mo). Também foi utilizado como consumível liga de níquel tipo Inconel 82. Os valores de dureza obtidos nas juntas soldadas estão compilados no Apêndice 1. A seguir são feitos comentários sobre os valores de dureza e análises das microestruturas observadas.

Tabela 5.5 - Combinações de metais de base e de adição para amateigamento, *built-up* e preenchimento das juntas soldadas.

CP	MB1	MB2	Am. e Built MB1	Am. e Built MB2	Preenc. Junta
DD1	DIN	DIN	sim. P11	sim. P11	sim. P11
PP9	P91	P91	sim. P91	sim. P91	sim. P91
DP1	P91	DIN	sim. P11	sim. P11	sim. P11
DP2	P91	DIN	sim. P22	sim. P22	sim. P22
DP25	P91	DIN	sim. P5	sim. P22	sim. P5
DP5	P91	DIN	sim. P5	sim. P5	sim. P5
DPI	P91	DIN	Inc. 82	Inc. 82	Inc. 82

A solda similar do aço DIN 14MoV6.3 (DD1, Tabela 5.5) foi realizada com metal de adição equivalente ao P11 (1,25Cr-0,5Mo), devido a que o consumível originalmente desenvolvido para soldar esse material já não está mais disponível comercialmente. Na Figura 5.41-a é mostrada uma macrografia da seção transversal da junta soldada. Podem-se distinguir claramente as regiões do MS, ZAC e MB pela variação na morfologia e tamanho dos grãos, sendo o metal de solda a região com grãos colunares grosseiros, a ZAC (cujo tamanho é de, aprox. 4 mm) com grãos mais refinados e o MB com grãos equiaxiais de

tamanho intermediário às demais regiões.

Ao analisar a transição do MS para a ZAC apresentada na micrografia da Figura 5.41-b, é possível inferir que há uma região com menor quantidade de precipitados (região mais clara) na ZAC imediatamente adjacente ao MS, cuja dureza é 25 HV menor que a da região ao lado (259 HV), que atingiu menor temperatura de pico durante a soldagem.

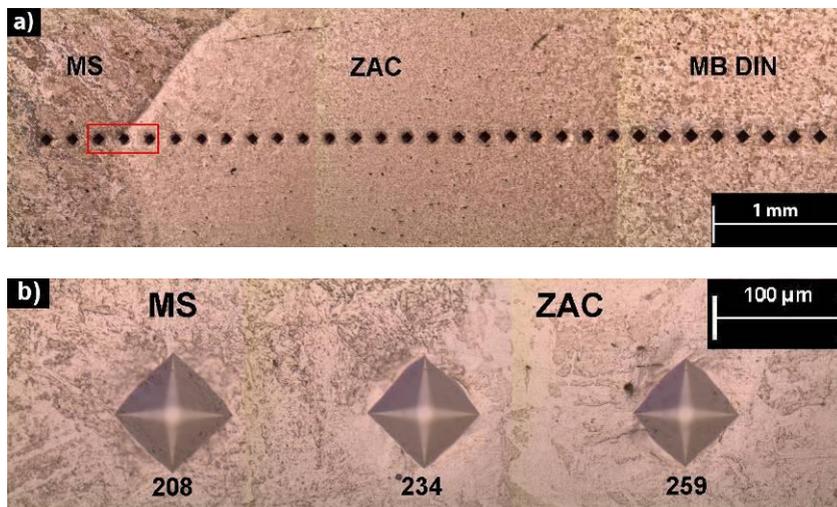


Figura 5.41 - Macrografia e micrografia (região destacada em vermelho) da solda similar do aço DIN 14MoV6.3, nas condições indicadas para o DD1 na Tabela 5.5 após TT de revenido. Valores de dureza dados em HV. Ataque químico: Nital a 3%.

No perfil de dureza mostrado na Figura 5.42 pode ser observado que a dureza máxima na ZAC é em torno de 60 HV maior que a do MS e 100 HV maior que a do MB. A diferença com o MS se explica em função de que o consumível tem um teor de carbono reduzido. Por outro lado, embora o MB e a ZAC possuam a mesma composição química, na ZAC houve a têmpera do material como resultado da soldagem. Das grandes variações de dureza que persistiram após o tratamento térmico de revenido, é possível inferir grandes variações na resistência mecânica e, portanto, uma grande heterogeneidade na deformação quando a junta for solicitada em serviço.

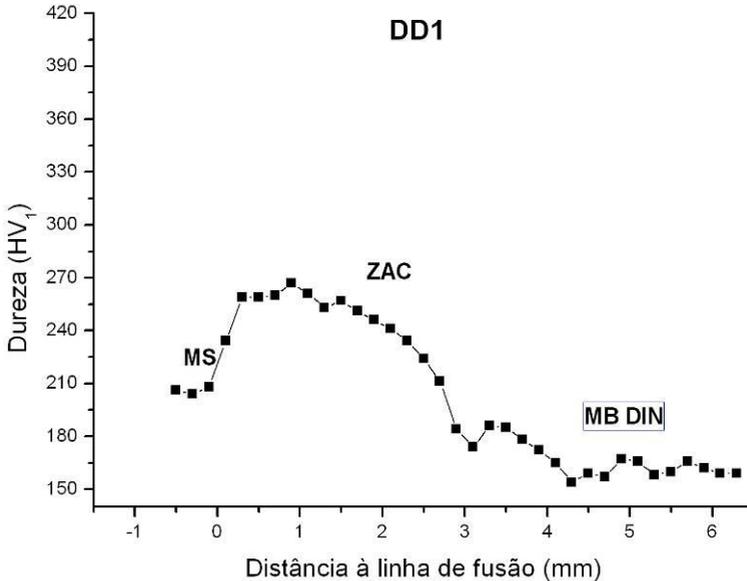


Figura 5.42 - Perfil de dureza da solda similar do aço DIN 14MoV6.3 nas condições indicadas para o DD1 na Tabela 5.5 após TT de revenido.

Na Figura 5.43 é apresentada uma macrografia da seção transversal da solda similar do aço P91 (PP9 da Tabela 5.5). Verifica-se que tanto no MB como na ZAC o grão é refinado, como resultado da presença de carbonetos estáveis.

Diferentemente da solda similar no aço DIN 14MoV6.3, nesta junta soldada houve pequena variação na dureza entre as diversas regiões, com valores menores ou iguais a 275 HV (veja Figura 5.44). Não é observada uma dureza menor na ZAC subcrítica, que vários autores tem encontrado [30-32] e associada à fratura do tipo IV.

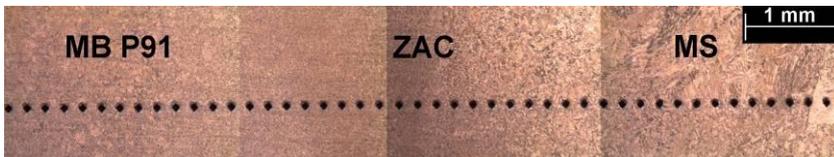


Figura 5.43 - Macrografia da solda similar do aço P91, nas condições indicadas para o PP9 na Tabela 5.5 após TT de revenido. Ataque químico: Villela.

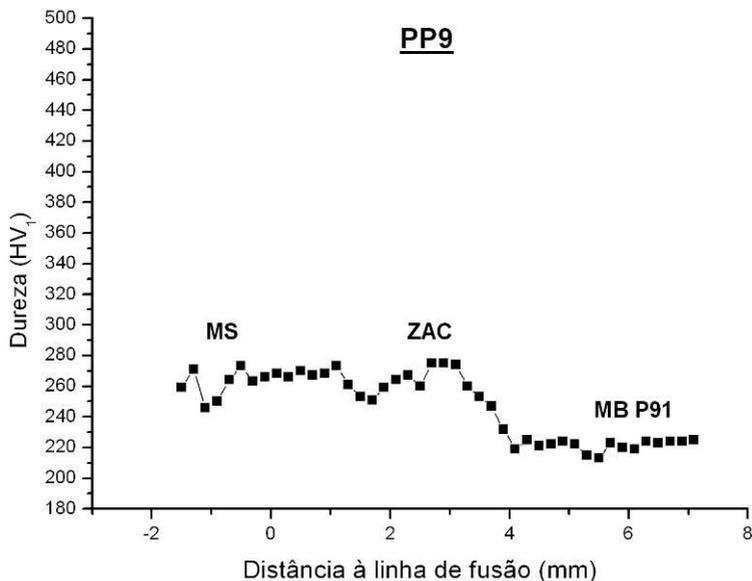


Figura 5.44 - Perfil de dureza da solda similar do aço P91 nas condições indicadas para o PP9 na Tabela 5.5 após TT de revenido.

Na Figura 5.45-a é mostrada uma macrografia de seção transversal da junta soldada dissimilar entre o aço DIN 14MoV6.3 e o P91 usando como metal de adição o P11 (1,2% Cr e 0,5% Mo), após TT de revenido. Nas Figuras 5.45-b e 5.45-c são mostradas micrografias da região de interface entre o MS e ZAC produzida no aço P91.

Na Figura 5.46 são mostrados os gráficos com os perfis de dureza, antes e após o tratamento térmico. Embora não possa ser feita uma comparação direta dos perfis de dureza em função da distância, devido a que os CPs eram diferentes (um no estado como-soldado e outro com TT), é possível verificar que na ZAC produzida no aço DIN 14MoV6.3 houve um aumento de dureza com o tratamento térmico (ao redor de 50 HV), o que pode estar associado à precipitação secundária nessa região. A dureza no MB não diminuiu com o TT, o que era de esperar, pois o aço é fornecido no estado revenido.

No perfil de dureza realizado no lado do aço P91 (Figura 5.46-b), os valores encontrados no MS são similares àqueles do lado do aço DIN 14MoV6.3 (Figura 5.46-a), o que significa que as diferenças na composição química produzidas pela diluição do MB no MS não tiveram efeito significativo. Neste caso houve uma significativa diminuição da dureza da ZAC como resultado do revenido. A dureza do

MB diminuiu pouco, embora numa quantidade um pouco maior que aquela observada no aço DIN, o que pode indicar que o aço foi fornecido com um revenido feito a menor temperatura que a utilizada nesta ocasião. Na ZAC inter-crítica do aço P91 pôde ser verificada uma dureza um pouco menor que a do MB, tanto no estado como-soldado, como após TT (9 e 15 HV, respectivamente), corroborando as informações encontradas na literatura por alguns autores [30-32] (citados no item 2.3.3), onde relatam essa constatação.

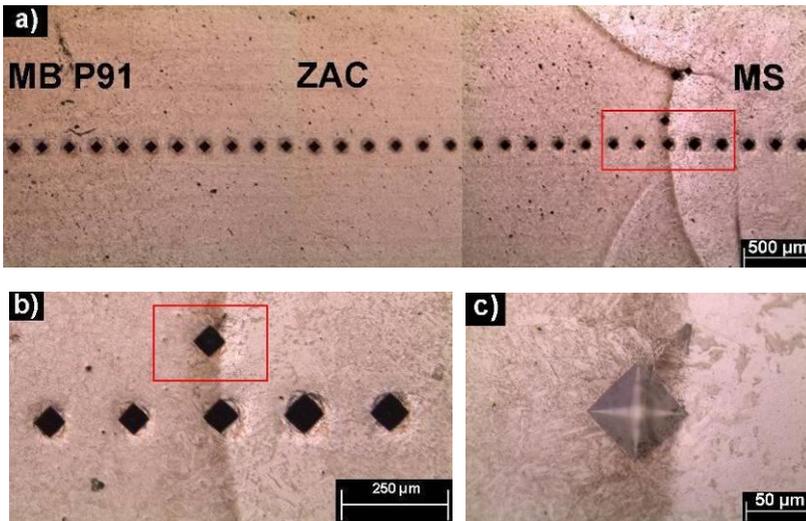


Figura 5.45 - (a) Macrografia da interface entre MS e ZAC do aço P91 na solda dissimilar correspondente ao DP1 após TT de revenido; (b) detalhe destacado em (a); (c) detalhe da impressão de dureza isolada. Ataque químico: Villela.

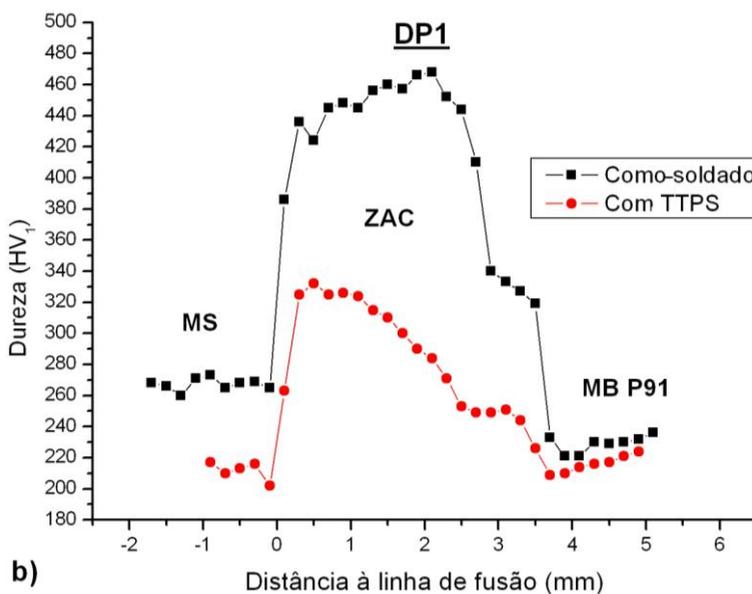
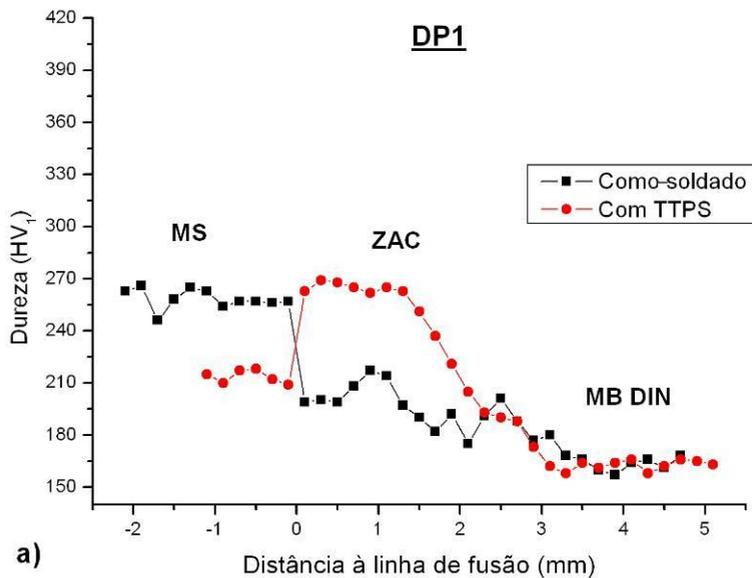


Figura 5.46 - Perfis de dureza da solda dissimilar correspondente ao DP1.

O corpo de prova DP2, cujo metal de adição aplicado foi o P22 (2,3% Cr e 1,0% Mo), apresentou os perfis de dureza dados pela Figura 5.47, na qual se pode destacar o efeito do tratamento térmico posterior à soldagem na redução de dureza.

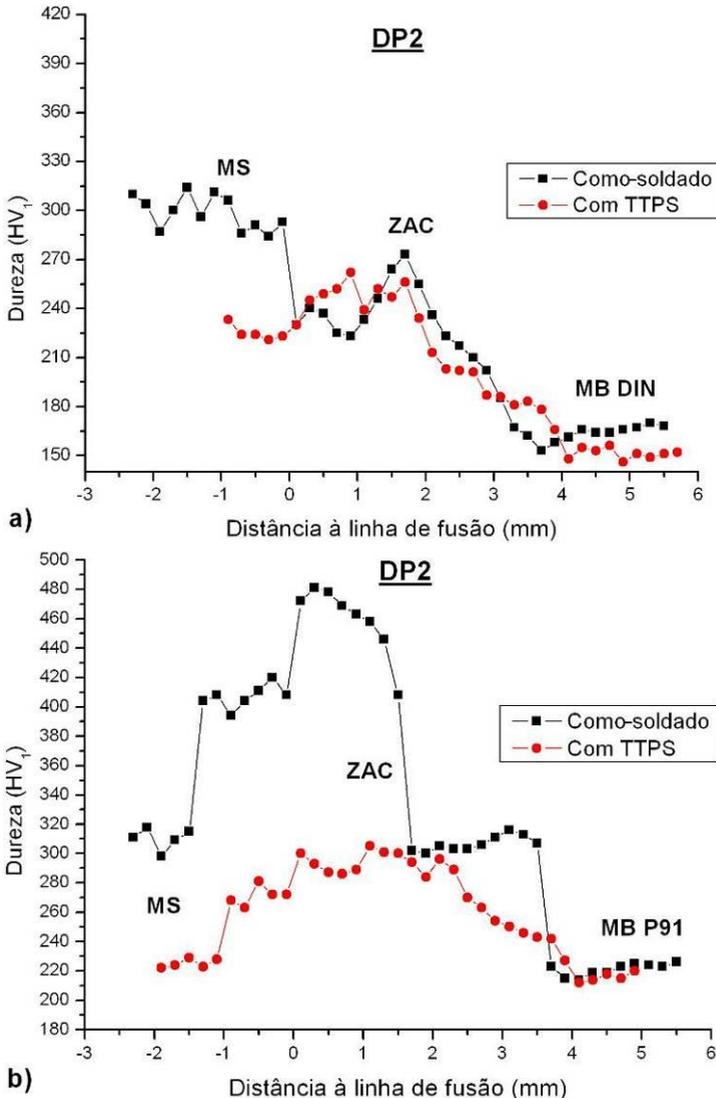


Figura 5.47 - Perfis de dureza da solda dissimilar DP2: a curva preta no estado como-soldado e a curva vermelha após TT de revenido.

Na Figura 5.48-a basicamente houve redução no MS e MB P91, visto que a ZAC manteve-se com dureza similar ao estado como-soldado e na Figura 5.48-b ocorreu um decréscimo de dureza no MS e em boa parte (3/4) do comprimento da ZAC. Além disso, a mesma queda de dureza na ZAC inter-crítica no aço P91 apresentada pelo DP1 foi constatada no DP2 antes e depois do TT, embora com valor de 11 e 8 HV, respectivamente (ver gráfico da Figura 5.47 e micrografia da Figura 5.48-b).

Na Figura 5.48-c pode-se verificar a transição do ZAC do P91 para o MS (região B destacada na macrografia da Figura 5.48-a).

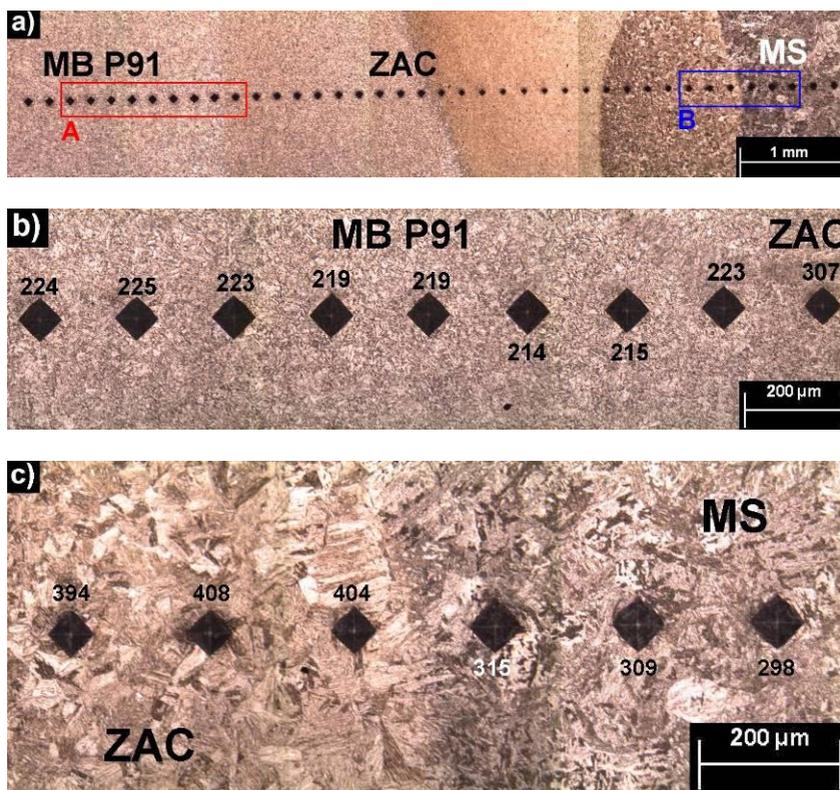


Figura 5.48 - Macrografia (a) e micrografias (b e c) da solda dissimilar correspondente ao DP2 no estado como-soldado, sendo em (b) a transição do MB do P91 para a ZAC (região A) e em (c) a transição do ZAC do P91 para o MS (região B). Valores de dureza dados em HV.

Ataque químico: Villela.

A macrografia apresentada na Figura 5.49-a retrata as regiões da solda do D2P5 após o TT, na qual se destaca uma região muito mais escura no MS da 2ª camada, adjacente à linha de fusão (com largura de aproximadamente 80 μm). Na Figura 5.49-b observa-se em destaque esta região que possui dureza de 255 HV (17 HV maior que a média das durezas do MS). Este pico de dureza poderia ser explicado pela migração de carbono da ZAC para o MS decorrente da diferença do teor de Cr entre o metal de adição P5 (5,0% Cr) e da camada de amanteigamento (2,3% Cr). Já na ZAC da 1ª camada, perto da linha de fusão da 2ª, a dureza é menor (queda de 38 HV, dureza igual a 217 HV), como consequência do empobrecimento de C nesta região, a qual representa o contorno claro ao lado da LF (também observada na Figura 5.49-b). Os autores Ying et al (2001) e Laha e Chandravathi (2001) encontraram resultado similar, como descrito no capítulo 2 (item 2.4).

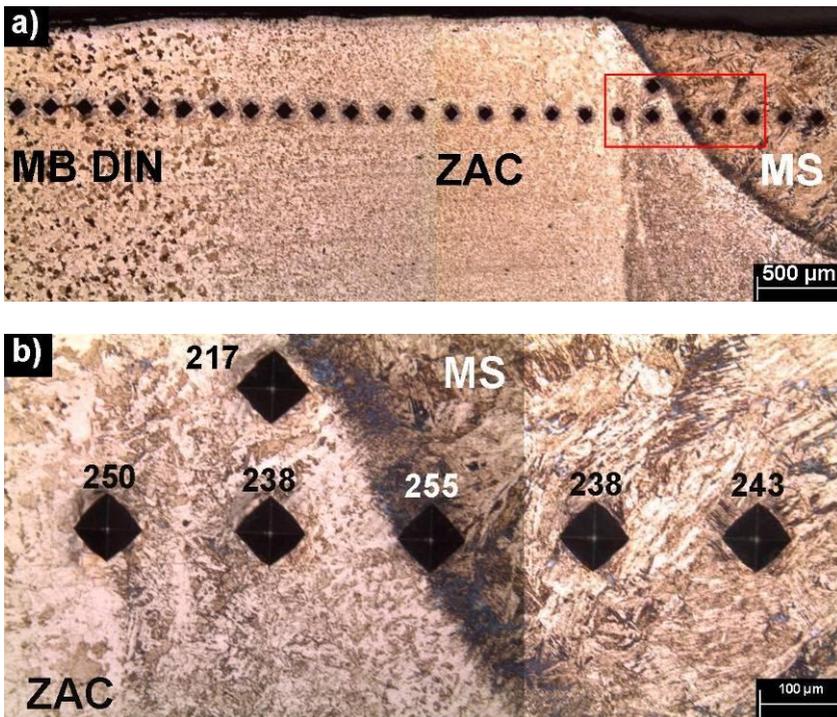


Figura 5.49 - Macrografia (a) e micrografia (b) da solda dissimilar correspondente ao DP25 após o TT. Valores de dureza dados em HV.

Ataque químico: Nital a 3%.

A Figura 5.50 evidencia a transição da ZAC para o MS da amostra DP25 DIN e pode-se ressaltar que a menor dureza obtida foi na ZAC-GG (286 HV), em comparação com o MS (388 HV). O que significa uma diferença de 102 HV.

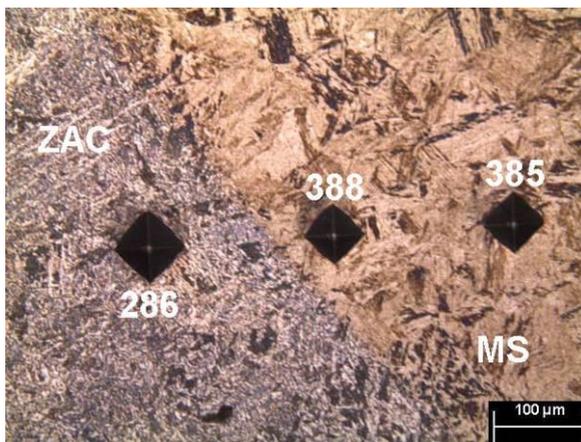


Figura 5.50 - Micrografia da solda dissimilar DP25 DIN antes do TT de revenido. Valores de dureza dados em HV. Ataque químico: Nital a 3%.

Na amostra DP25 não foi verificada a migração de C, que daria origem a uma zona enriquecida em C na ZAC do aço P91, e ao empobrecimento do MS adjacente. Isso está confirmado nos valores de dureza obtidos nessas duas regiões adjacentes à linha de fusão.

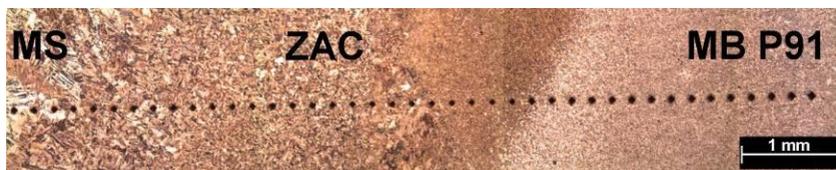


Figura 5.51 - Macrografia da solda dissimilar correspondente ao DP25 no estado como-soldado, mostrando o MS, ZAC e MB P91. Ataque químico: Villela.

Nas Figuras 5.52-a e 5.53-b são mostrados os perfis de dureza do DP25, o qual foi soldado com dois tipos de metal de adição: o P22 (2,3% Cr e 1,0% Mo) e o P5 (5,0% Cr e 0,6% Mo). A queda de dureza na ZAC inter-crítica no aço P91, basicamente encontrada em todos os CPs, foi procurada no DP25. Essa queda foi de 13 e 21 HV, no estado

como-soldado e após o TT, respectivamente (veja Figura 5.52-b).

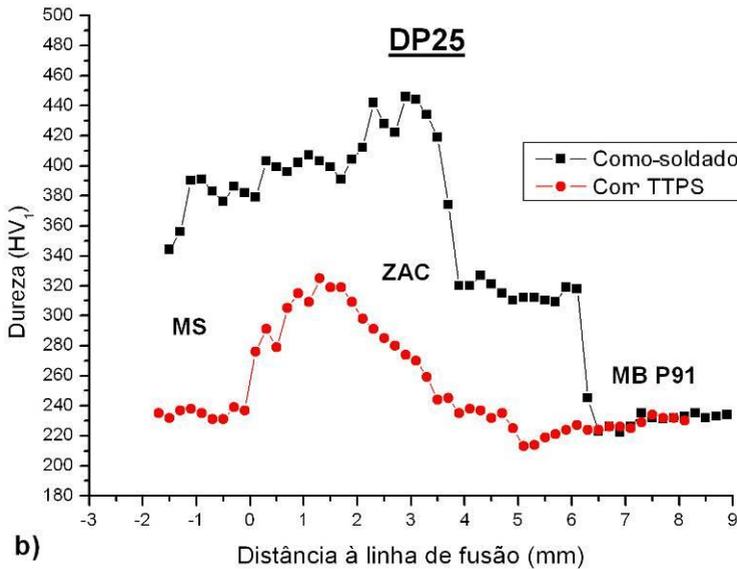
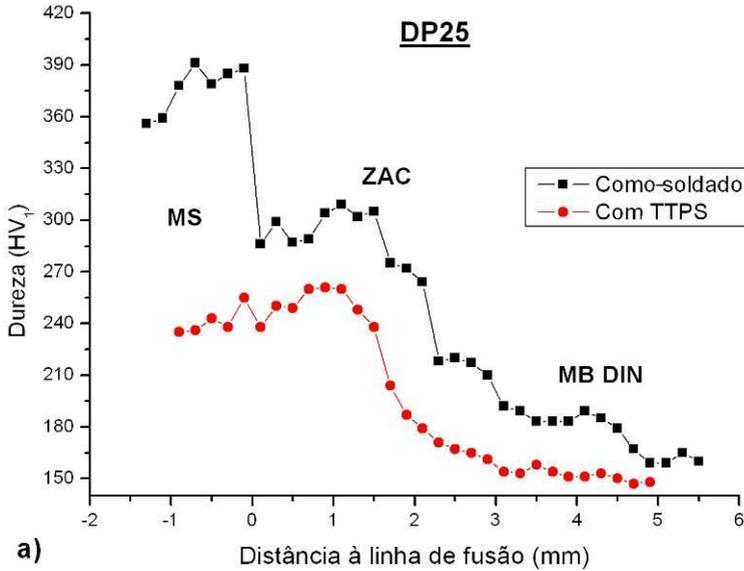


Figura 5.52 - Perfis de dureza da solda dissimilar DP25 após TT.

O corpo de prova DP5, em que foi utilizado como metal de adição aço similar ao P5 (5,0% Cr e 0,6% Mo) apresenta macrografia na Figura 5.53-a e micrografia na Figura 5.53-b.

No CP DP5, a ZAC inter-crítica no aço P91, assim como dos demais CPs, apresentou uma queda de dureza, com valor de 14 e 22 HV, no estado como-soldado e após o TT, respectivamente (veja a Figura 5.54-b).

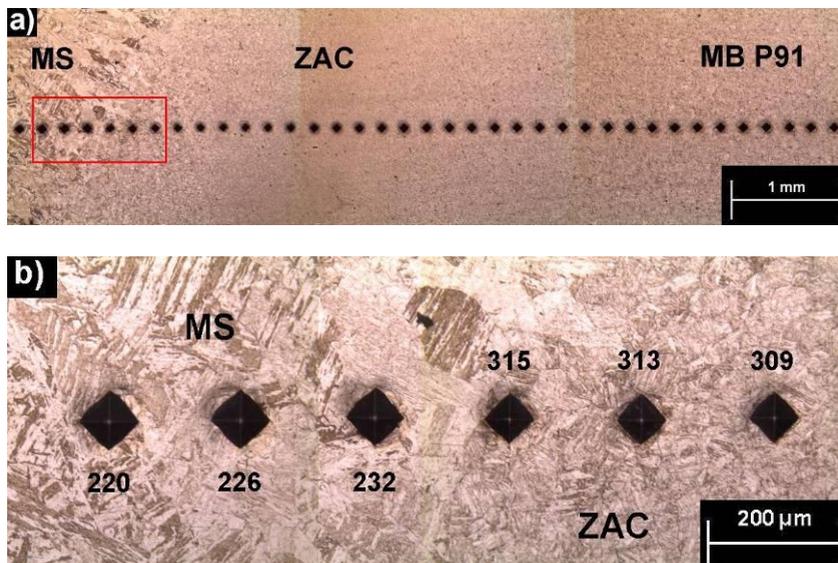


Figura 5.53 - Macrografia (a) e micrografia (b) da solda dissimilar correspondente ao DP5 após o TT, sendo em (a) uma visão geral e em (b) o detalhe destacado em (a) da transição do MS para ZAC da aço P91. Valores de dureza dados em HV. Ataque químico: Villela.

O mesmo pico de dureza encontrado no DP25 DIN foi verificado no DP5 DIN. Na Figura 5.55 podem ser vistas duas regiões escuras (ricas em C), que possuem maior dureza (238 e 262 HV) em relação às regiões adjacentes (231 e 240 HV). A segunda região escura (262 HV) é 22 HV mais dura que a impressão ao lado esquerdo e seguida de uma região mais clara (empobrecida de C) à direita, a qual possui dureza de 246 HV (16 HV menor).

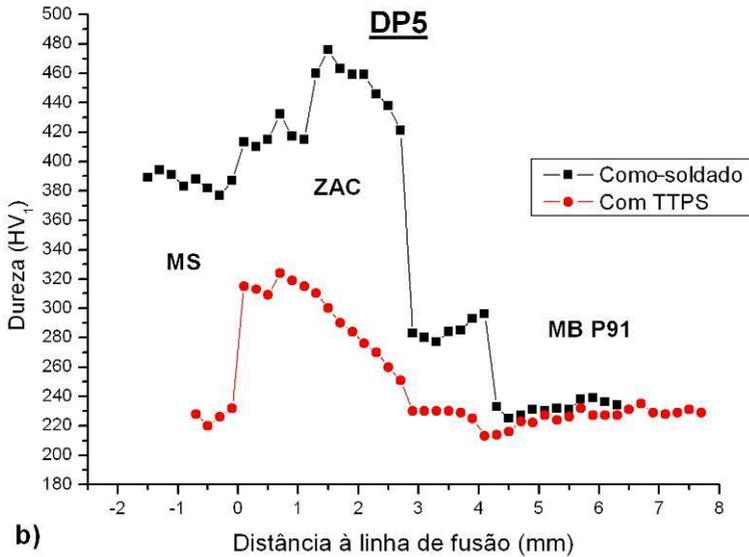
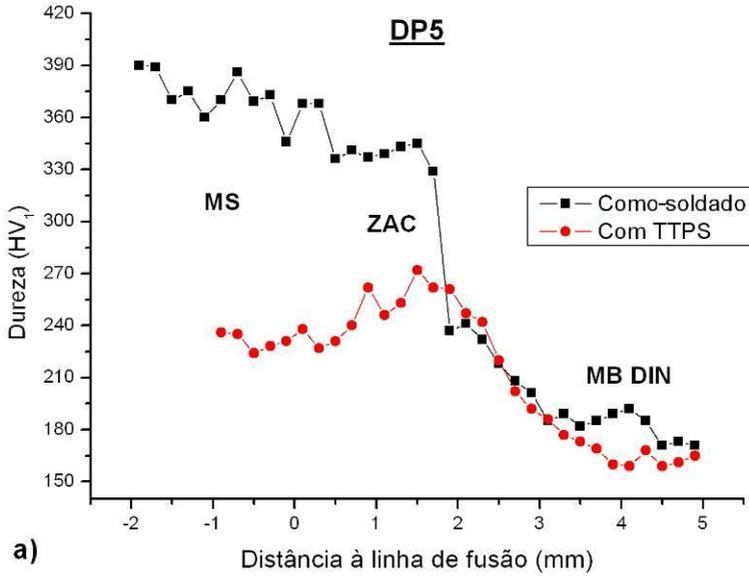


Figura 5.54 - Perfis de dureza no CP DP5, sendo a curva preta no estado como-soldado e a curva vermelha após TT de revenido.

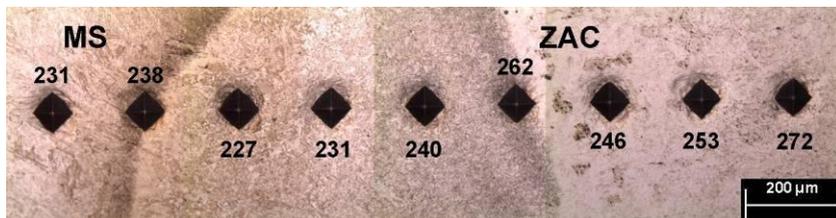


Figura 5.55 - Micrografia da solda dissimilar correspondente ao DP5 depois do TT, mostrando o MS, ZAC e MB DIN. Valores de dureza dados em HV. Ataque químico: Nital a 3%.

O corpo de prova confeccionado com metal de adição à base de níquel (DPI) foi tratado termicamente de forma distinta dos demais, onde as juntas soldadas foram submetidas ao TT a temperatura de 710 °C durante 1 hora (conforme descrito no capítulo 4). No DPI cada metal de base, com uma camada de amanteigamento depositada na borda, foi submetido a tratamento térmico em separado, aplicando a temperatura adequada para cada um (710 e 760 °C para o DIN 14MoV6.3 e P91, respectivamente). Depois foram posicionadas as peças para compor a junta e feito o preenchimento com a liga de níquel (que não necessita de TT).

Entretanto, foi observado um efeito da espessura da camada de amanteigamento (esmerilhada em forma de chanfro): os perfis de dureza foram diferentes no centro da espessura e junto à superfície dos tubos. O perfil realizado junto à superfície (abrangendo o último cordão de solda), onde a camada de amanteigamento ficou com menor espessura, parece que as temperaturas máximas dos ciclos térmicos a que foi exposta pelos passes do preenchimento foram maiores, conforme é ilustrado pela curva preta nas Figuras 5.56-a e 5.57-a, na qual se constata valores elevados de dureza (em torno de 475 HV) nessa região.

Para comprovar este efeito, foi realizado um perfil de dureza no centro da espessura, onde a camada de amanteigamento apresenta maior espessura. Pode-se observar uma maior uniformidade entre as várias regiões (curva vermelha da Figura 5.56-a e na micrografia da Figura 5.57-b), que está associada a uma redução significativa nos valores de dureza na ZAC do P91, em volta de 235 HV. Por outra parte, os perfis de dureza do lado do aço DIN 14MoV6.3, junto à superfície e no centro da espessura, não apresentaram diferenças significativas (veja a Figura 5.56-b). Também foi verificada uma maior uniformidade pela macrografia dessa região (veja Figura 5.58)

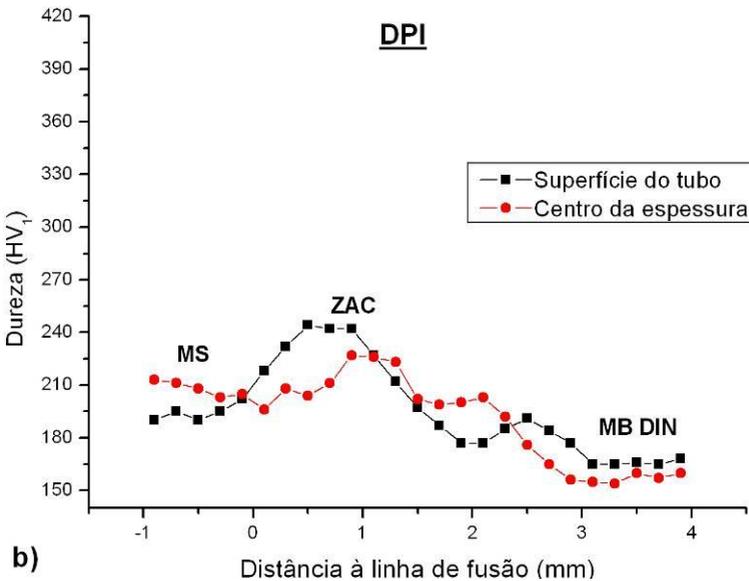
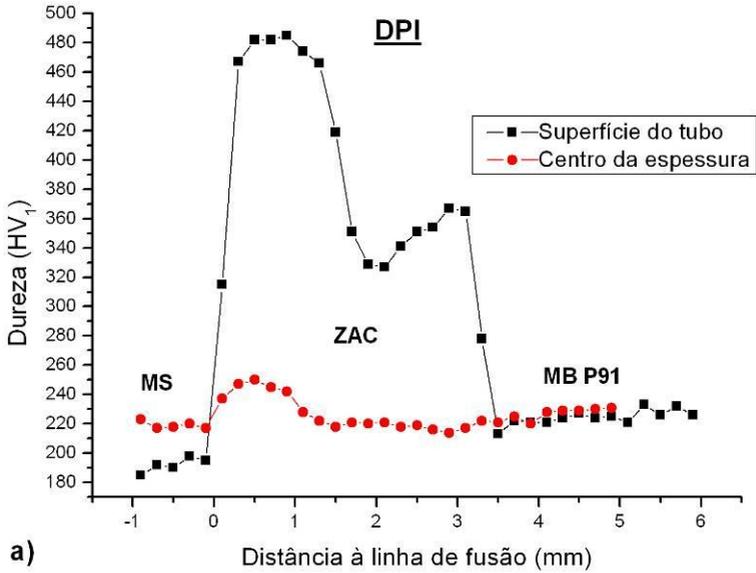


Figura 5.56 - Perfis de dureza da solda dissimilar DPI, sendo a curva preta se trata do perfil localizado na superfície do tubo e a curva vermelha no centro da espessura.

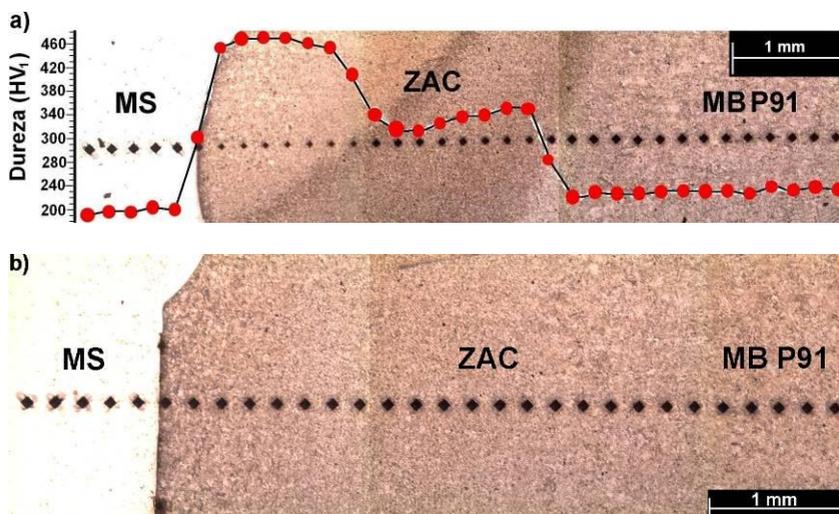


Figura 5.57 - Macrografias da solda dissimilar DPI após o TT: (a) junto à superfície do tubo; (b) metade da espessura. Ataque químico: Vilella.

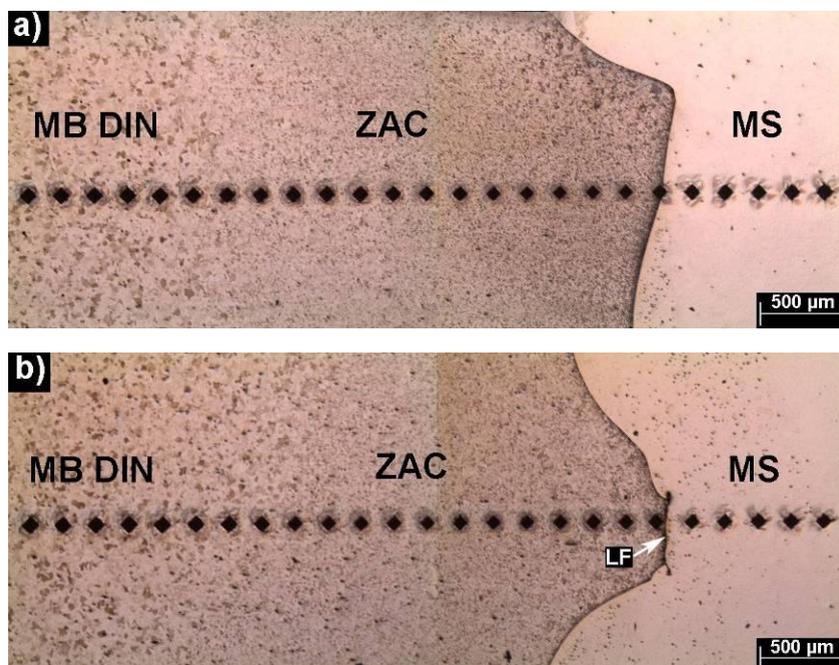


Figura 5.58 - Macrografias da solda dissimilar DPI após o TT: (a) superfície do tubo; (b) centro da espessura. Ataque químico: Nital a 3%.

Os demais CPs apresentaram características similares, sem particularidades a serem destacadas, portanto não serão analisados neste trabalho.

Para melhor avaliar o comportamento da dureza das juntas soldadas, foram elaborados gráficos de dureza contendo todas as curvas dos CPs, primeiramente no estado como-soldado, em seguida com tratamento térmico pós-soldagem (TTPS), com intuito de realizar uma comparação mais adequada dos CPs em relação à variação de dureza nas diversas regiões da junta soldada.

Na Figura 5.59-a e 5.59-b são mostrados os perfis de dureza dos CPs antes do TTPS. Deles pode-se inferir que:

- Há uma grande dispersão entre os perfis de dureza dos CPs sem TTPS, particularmente para a ZAC gerada no aço DIN 14MoV6.3, conforme pode-se observar na Figura 5.59-a. Isso quer dizer que, apesar de ter sido feito um controle rigoroso nas condições de soldagem, de forma a fazê-las iguais para os vários CPs soldados, pelo fato do processo TIG ter sido aplicado de forma manual (como é corriqueiro no ambiente industrial), e pelos efeitos da superposição de ciclos térmicos subseqüentes numa soldagem multipasses, as variações de dureza na ZAC no estado como-soldado são muito significativas.
- Quanto maior o teor de cromo da liga de adição, maiores são as durezas obtidas no metal de solda: os CPs DP25 e DP5 (5 %Cr) apresentaram maior dureza que o que o DP2 (soldado com eletrodo contendo 2,3 %Cr) e, por sua vez, a dureza deste foi maior que a do DP1 (soldado com eletrodo contendo 1,2 %Cr) Isto é o resultado do aumento de temperabilidade do aço ao aumentar o teor de Cr.
- Todas as amostras no estado como-soldado apresentaram uma pequena queda de dureza na região inter-crítica da ZAC no aço P91 (veja Figura 5.59-b). Essa queda variou de 9 a 14 HV em relação ao valor de dureza do MB. Conforme mencionado no capítulo 2, alguns autores [30-32] afirmam haver relação entre essa perda localizada de dureza e a redução de resistência à fluência.

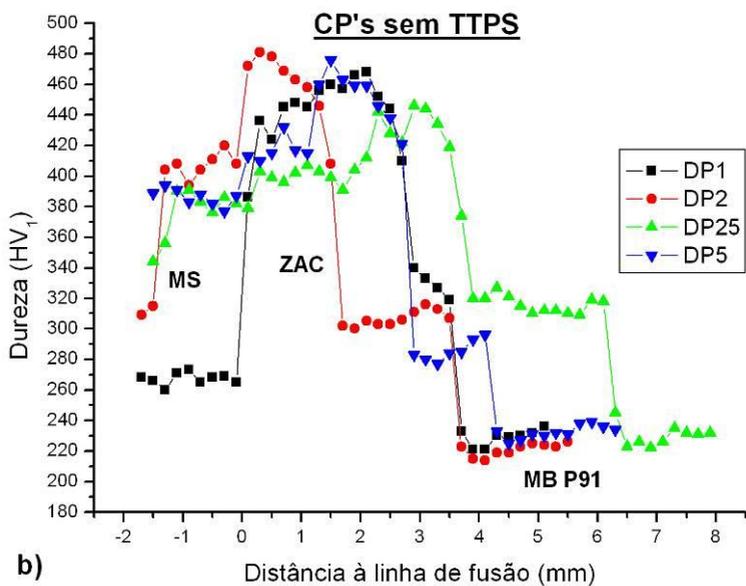
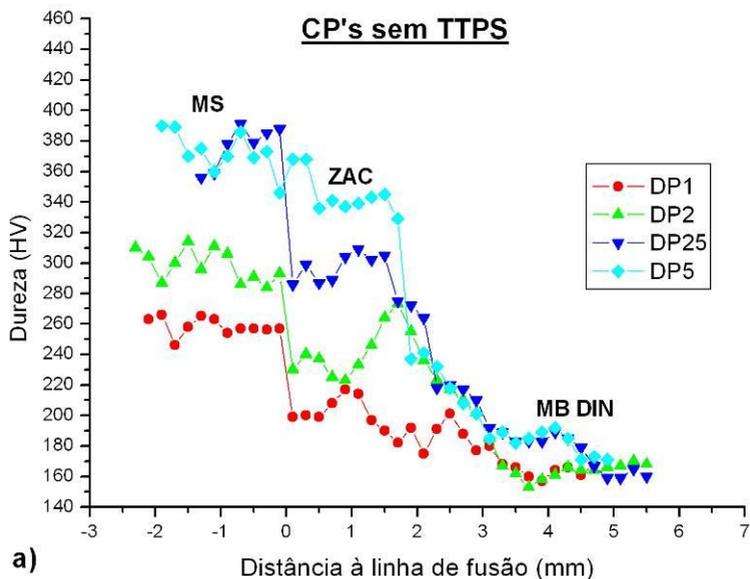


Figura 5.59 - Perfis de dureza das juntas soldadas, no estado como-soldado: (a) do lado do aço DIN; (b) do lado do aço P91.

Nas Figuras 5.60-a e 5.60-b são mostrados os perfis de dureza dos CPs após do TTPS. Deles pode-se comentar o seguinte:

- Houve uma homogeneização da dureza entre os CPs, apontando uma tendência nivelá-los (Figura 5.60).
- A junta soldada com metal de adição à base de níquel (DPI), em que o TT foi realizado em separado nos dois MBs de forma diferenciada, se destacou das outras. A ZAC gerada no aço P91 apresentou a menor dureza máxima (250 HV), quando comparada com as demais ZACs (veja Figura 5.60-b). Certamente isso se explica pelo TT ter sido realizado à temperatura adequada ao aço P91 (760 °C), enquanto que o TT de revenimento em temperaturas menores não foi suficiente.
- A dispersão nos valores de dureza da ZAC para as várias condições experimentais diminui com o tratamento térmico, mas ainda prevalece. A dureza máxima da ZAC no CP DP1 (332 HV) foi 80 HV maior que aquela no CP DPI (240 HV).
- Todas as amostras tratadas termicamente após a soldagem apresentaram uma queda suave de dureza na região inter-crítica da ZAC no aço P91. Esse vale de dureza variou de 8 a 22 HV em relação ao valor de dureza do MB. Assim sendo, ocorreu uma maior diferenciação dos valores de dureza entre a ZAC inter-crítica e o MB quando a solda foi submetida a tratamento térmico.

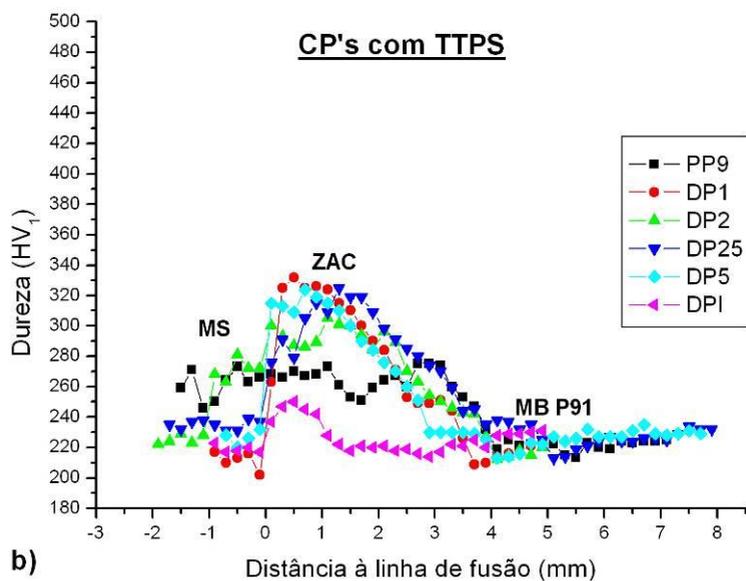
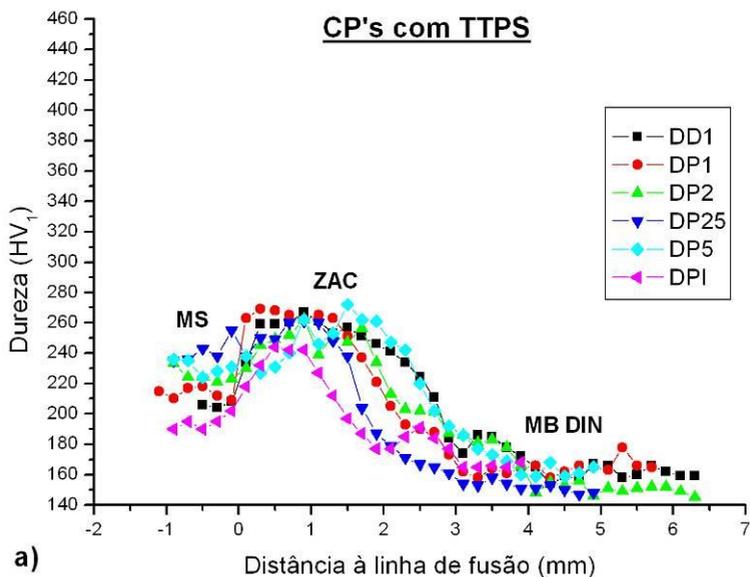


Figura 5.60 - Perfis de dureza das juntas soldadas depois do TTPS: (a) do lado do aço DIN 14MoV6.3; (b) do lado do aço P91.

5.6.2 Tração a quente nas juntas soldadas similares e dissimilares

As juntas soldadas similares e dissimilares foram submetidas ao ensaio de tração a quente, com o objetivo de detectar a presença de regiões de menor resistência (onde estaria localizada a estrição do CP) e fazer um *ranking* do nível de resistência das soldas no serviço a altas temperaturas (o que poderia servir como critério para determinação das condições de soldagem mais adequadas para a união dissimilar entre os aços P91 e DIN 14MoV6.3 em componentes sujeitos a fluência). A seguir são analisados os resultados obtidos.

5.6.2.1 TRACÇÃO A QUENTE DAS JUNTAS SIMILARES

Juntas soldadas similares (i.e., para união de duas peças do mesmo tipo de aço) dos aços DIN 14MoV6.3 e P91 foram submetidas a ensaios de tração a quente, com os seguintes resultados:

- A tensão limite de escoamento (TLE) e o limite de resistência à tração (LRT) diminuiram significativamente com o aumento da temperatura (T), tanto para as amostras da junta similar do P91, quanto do DIN 14MoV6.3 (veja Tabela 5.6). Por exemplo, o CP DD1 apresentou redução de aprox. 70 MPa na TLE e no LRT com o acréscimo de 50 °C.
- Como esperado, o CP PP9 correspondente à junta soldada similar do aço P91 apresentou melhor comportamento em relação ao CP DD1 (junta similar do aço DIN 14MoV6.3), como indicam os maiores valores de LRT (306,9 e 235,2 MPa) e TLE (298,0 e 227,8 MPa) para os dois níveis de temperatura de ensaio (600 e 650 °C), como pode ser constatado na Tabela 5.6 e na Figura 5.61. Este comportamento diferenciado se explica pela composição química com maiores teores de cromo e molibdênio apresentada pelo aço P91, haja vista que o Cr e o Mo são os principais elementos que conferem resistência a altas temperaturas, como já foi exposto no capítulo 2 (item 2.2.3).
- Na Tabela 5.6 e na Figura 5.61 observa-se que as diferenças entre os valores do limite de resistência à tração e do limite de escoamento são menores para o aço P91 (8,9 e 7,4 MPa), quando comparadas com as do aço DIN 14MoV6.3 (19,2 e 17,6 MPa). Isto pode ser atribuído ao fato de que os aços de maior resistência (caso do P91) apresentam essa característica de possuir TLE muito próxima do LRT.
- O alongamento (Ar) e a redução de área (RA) foram maiores nas juntas similares do aço P91, indicando uma maior ductilidade em

relação ao DIN 14MoV6.3, exceto para condição de 650 °C, na qual apenas o alongamento apresentou menor valor (19,5%), o que se verifica na Tabela 5.6. Esse alongamento menor se explica porque a ruptura ocorreu na ZAC subcrítica que, como já foi verificado por vários autores [30-32] apresenta uma menor resistência e, como resultado, dá origem à fratura do tipo IV.

- A junta similar do DIN 14MoV6.3 (DD1) submetida ao ensaio de tração a quente (650 °C e 0,5 mm/min) apresentou fratura dúctil no MB (ver Figura 5.62), embora tenha ocorrido uma deformação localizada na solda, onde se observa uma leve estricção (RA= 8%) indicada pelas setas vermelhas na Figura 5.63. Essa estricção no metal de solda pode ter sido devida à presença de porosidades oriundas da soldagem, as quais foram identificadas no centro do metal de solda e são mostradas nas micrografias da Figura 5.64. Ao redor dos poros foram detectadas trincas que, provavelmente, surgiram durante o ensaio de tração a quente, já que estas descontinuidades agem como concentradores de tensões e quando associados às tensões aplicadas no ensaio podem promover a nucleação das trincas.
- As amostras da junta similar do P91 (PP9) (mostradas nas Figuras 5.65 e 5.66) apresentaram menores diâmetros finais de fratura ($D_f = 1,6$ e $1,4$ mm), quando confrontados com os do DD1 (2,1 e 2,7 mm), o que pode ser verificado na Tabela 5.6. Isso denota maior ductilidade da junta PP9. Além disso, observou-se que as amostras PP9 apresentaram maiores valores de redução de área (92,1 e 90,3%) em comparação com as DD1 (84,7 e 83 %).
- O gráfico tensão-deformação da junta similar DD1 está apresentado na Figura 5.67. Embora a deformação atingida na tensão máxima esteja dentro do esperado (maior deformação, para menor temperatura), o gráfico mostra um comportamento diferente no que se refere ao valor de alongamento final. O alongamento final é maior para o CP ensaiado sob maior temperatura (650 °C). O comportamento esperado seria semelhante ao apresentado pelo CP correspondente à solda similar PP9 (veja Figura 5.68), onde a alongamento final foi maior no CP ensaiado a menor temperatura (600 °C). Ambas as soldas apresentaram menor limite de resistência à tração quando ensaiadas a menor temperatura.

Tabela 5.6 - Dados do ensaio de tração a quente das juntas similares.

Condições de ensaio				Resultados obtidos				
CP	Lo (mm)	T (°C)	Vt (mm/min)	TLE (MPa)	LRT (MPa)	Ar (%)	RA (%)	Df (mm)
DD1	57,1	600	0,5	249,2	268,4	21,1	84,7	2,1
DD1	57,6	650	0,5	179,6	197,2	23,5	83,0	2,7
PP9	56,6	600	0,5	298,0	306,9	22,4	92,1	1,6
PP9	57,2	650	0,5	227,8	235,2	19,5	90,3	1,4

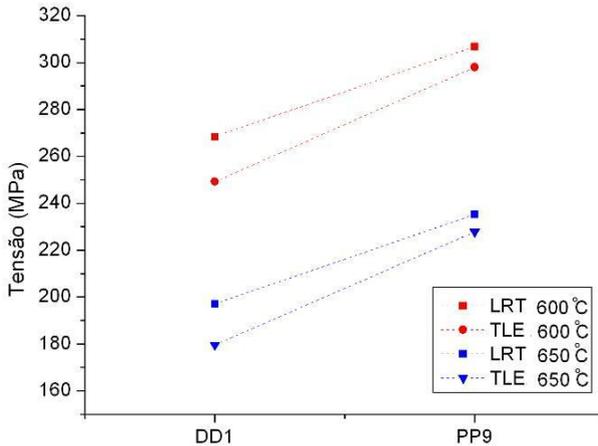


Figura 5.61 - Limite de resistência a tração e tensão de escoamento das juntas similares DD1 e PP9 em dois níveis de temperatura.

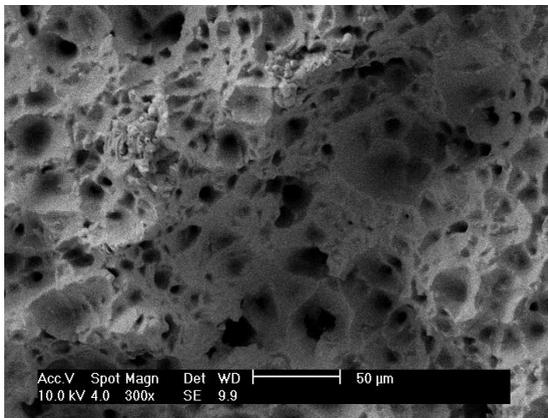


Figura 5.62 - Imagem obtida no MEV da superfície de fratura do CP DD1 (650 °C / 0,5 mm/min).

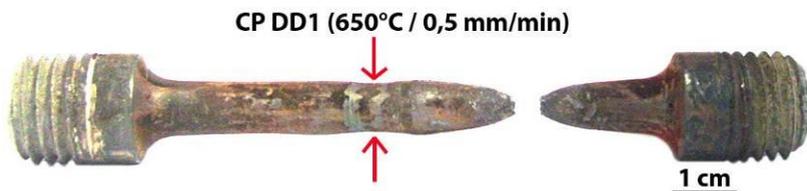


Figura 5.63 - Foto do CP DD1 (junta similar do aço DIN 14MoV6.3) fraturado no ensaio de tração a quente.

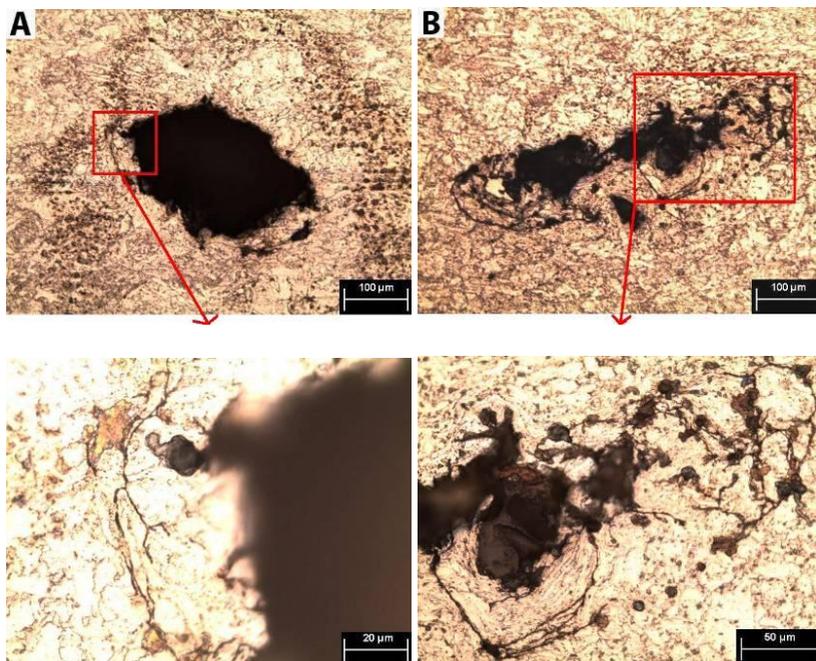
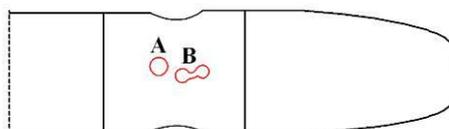


Figura 5.64 - Micrografias da região onde foi verificada porosidades no MS do CP DD1 (ensaiado a 650 °C e 0,5 mm/min). Ataque químico: Nital a 3%.



Figura 5.65 - Foto do CP PP9 (junta similar do aço P91) fraturado no ensaio de tração a quente (600 °C / 0,5 mm/min).



Figura 5.66 - Foto do CP PP9 (junta similar do aço P91) fraturado no ensaio de tração a quente (650 °C / 0,5 mm/min).

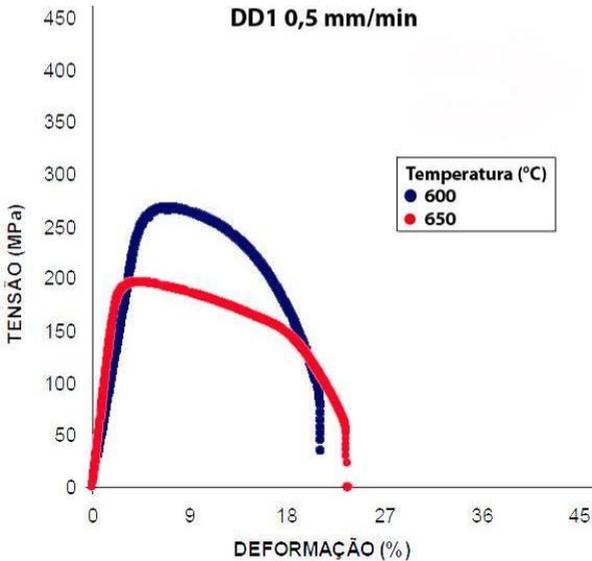


Figura 5.67 - Curvas de tensão-deformação para o CP DD1 ensaiado a dois níveis de temperatura.

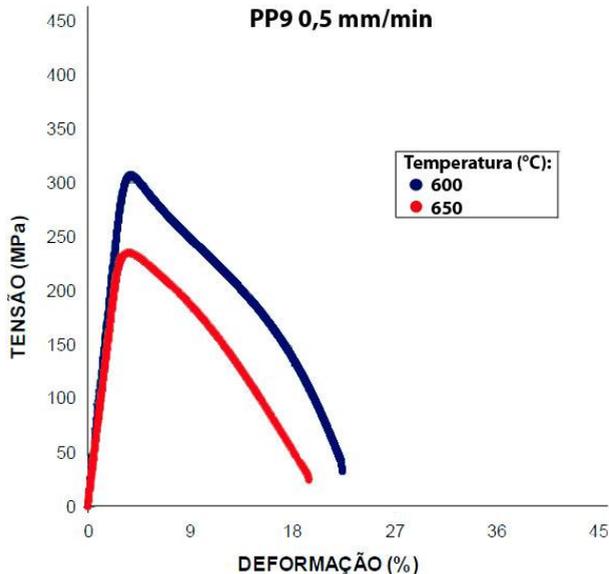


Figura 5.68 - Curvas de tensão-deformação para o CP PP9 ensaiado a dois níveis de temperatura.

5.6.2.2 TRAÇÃO A QUENTE DAS JUNTAS DISSIMILARES

Na Tabela 5.7 são apresentados os resultados dos ensaios de tração a quente das soldas dissimilares. Nela são dados os valores da tensão limite de escoamento (TLE), do limite de resistência à tração (LRT), do alongamento (Ar), da redução de área (RA) e diâmetro final de fratura (Df).

Com os valores de TLE e LRT foram elaborados os gráficos mostrados nas Figuras 5.69, 5.71 e 5.72, dos quais podem ser feitas as seguintes explicações:

- Na Figura 5.69 pode-se verificar que todas as amostras ensaiadas a 600 °C (curvas vermelhas) apresentaram maiores limites de resistência e de escoamento, quando comparadas às ensaiadas a 650 °C (curvas azuis), o que é coerente, visto que a resistência da junta soldada é reduzida à medida que a temperatura aumenta.
- Todas as juntas dissimilares romperam no MB e a fratura ocorreu sempre no material de menor resistência, no caso o aço DIN 14MoV6.3, como era de esperar. Na Figura 5.70 são mostrados dois exemplos dos CPs fraturados que foram ensaiados a 650 °C e com V_t de 0,5 mm/min. Em 5.70-a tem-se uma junta dissimilar que rompeu no MB DIN 14MoV6.3 (DP2) e em 5.70-b uma junta

similar do P91 que rompeu no MB (PP9), onde se consegue visualizar uma diferença no diâmetro final (2,5 e 1,4 mm, respectivamente), sendo a maior redução de área apresentada pelo CP cuja fratura se deu no aço P91 (PP9).

- O gráfico da Figura 5.71 mostra a variação de LRT e TLE em função do tipo de junta (metal de solda) para $T= 600\text{ }^{\circ}\text{C}$ e $V_t= 0,5\text{ mm/min}$. Há uma diferença significativa entre eles. Por exemplo, a diferença entre os valores de LRT de DP5 e DPI foi de 30,8 MPa. Esta discrepância de desempenho entre os CPs ensaiados pode ser devida à heterogeneidade no material do tubo (DIN 14MoV6.3) do qual foram extraídos os CPs, ou variações significativas nos ciclos térmicos a que foi exposto o material como resultado da aplicação manual do processo TIG.
- Ainda a respeito da Figura 5.71, o CP soldado com metal de adição P5 (DP5) se destacou por apresentar os maiores valores de TLE e LRT (256,8 e 285,1 MPa, respectivamente). Entretanto, como todas as rupturas ocorreram no MB DIN 14MoV6.3 não é possível associar o desempenho desta junta, nem tampouco das demais, às condições de soldagem. É possível apenas comparar os desempenhos dos CPs com os resultados obtidos por meio dos ensaios de tração a quente nas amostras extraídas do MB DIN 14MoV6.3 (abordados no item 5.5.2). Ensaaiados nas mesmas condições, o CP DP5 apresentou um LRT de 285,1 MPa, ao passo que, o CP DIN 05 teve um LRT de 269,4 MPa (diferença de aprox. 16 MPa).
- Ainda neste âmbito, citam-se os casos dos CPs DPI e CP DIN 08, ensaiados nas condições de $650\text{ }^{\circ}\text{C}$ e $0,5\text{ mm/min}$, que apresentaram valores de LRT de 208,5 e 205,9 MPa, respectivamente (diferença de apenas 2,6 MPa, conforme pode ser verificado na Tabela 5.7). Isto é um forte indicativo de que os únicos fatores influentes foram as condições de ensaios associados a possíveis heterogeneidades no MB.
- Analisando-se os resultados dispostos no gráfico da Figura 5.72 (obtidos a $650\text{ }^{\circ}\text{C}$ e $0,5\text{ mm/min}$), que relaciona LRT e TLE com as juntas soldadas, nota-se que, com exceção da junta DP1, não houve diferença significativa no desempenho das amostras. Como exemplo, pode-se destacar a diferença de apenas 7 MPa entre o LRT da junta DP5 e a junta DP25.

Das Figuras 5.73 a 5.78 podem ser feitos os seguintes comentários:

- Para o caso da junta soldada com liga à base de níquel (DPI) ensaiada a 600 °C constatou-se a presença de uma descontinuidade (trinca) de 1,2 mm que foi detectada na interface do metal de solda com a ZAC (mostrada pelo círculo vermelho na Figura 5.73). Esta descontinuidade é oriunda, provavelmente, das tensões cisalhantes ocasionadas pela diferença de deformação entre o MS (liga de níquel) e a ZAC (aço DIN 14MoV6.3) durante o ensaio, em virtude da diferença de resistência entre estes materiais. Nas macrografias expostas na Figura 5.74 pode-se observar com maior detalhe essa descontinuidade, e verifica-se a existência de trincas ramificadas, bem como vazios, entre o MS e a ZAC do aço DIN 14MoV6.3, o que denota que se trata de uma trinca. Por esse motivo, não é recomendável o emprego da liga à base de níquel para a união dissimilar entre esses dois aços.
- Além disso, este CP DPI apresentou a menor redução de área (76,1%) e a sua fratura teve aspecto frágil, evidenciado pela superfície com faces lisas de clivagem e pouca presença de alvéolos (*dimples*), conforme pode ser visto na Figura 5.75. A razão para tal pode ser atribuída à heterogeneidade do material do qual as amostras foram extraídas.
- Na região de fratura do DP25 (600 °C / 0,5 mm/min) foram encontrados alvéolos alinhados (ver Figura 5.76), possivelmente, nessa região haviam precipitados alinhados, que deram origem a esses alvéolos. A fratura apresentou característica dúctil.
- O gráfico tensão-deformação da Figura 5.77 (DP1) mostra que o alongamento final foi menor para o CP ensaiado a menor temperatura. Todas as amostras apresentaram comportamento semelhante a este, com exceção da amostra DPI. Nesta última, em particular, o alongamento final manteve-se praticamente igual para os dois níveis de temperatura (veja Figura 5.78). O gráfico da Figura 5.7 é semelhante àquele mostrado anteriormente (item 5.6.2.1) para a junta similar DD1 (veja Figura 5.67).

Tabela 5.7 - Dados dos ensaios de tração a quente nas juntas soldadas dissimilares.

Condições de ensaio				Resultados obtidos				
CP	Lo (mm)	T (°C)	Vt (mm/min)	TLE (MPa)	LRT (MPa)	Ar (%)	RA (%)	Df (mm)
DP1	56,9	600	0,5	249,2	273,4	17,3	83,3	2,5
DP1	57,2	650	0,5	193,1	205,5	20,9	82,5	2,9
DP2	56,8	600	0,5	235,2	263,8	16,8	83,2	2,8
DP2	56,2	650	0,5	203,5	220,0	22,4	83,7	2,5
DP25	57,0	600	0,5	253,3	280,6	16,1	82,0	2,7
DP25	56,5	650	0,5	196,4	218,4	19,0	85,5	2,4
DP5	56,9	600	0,5	256,8	285,1	15,9	82,3	2,7
DP5	56,4	650	0,5	195,3	211,4	20,7	85,2	2,6
DPI	57,1	600	0,5	222,2	254,3	20,2	76,1	3,2
DPI	56,8	650	0,5	195,8	208,5	20,4	84,4	2,5

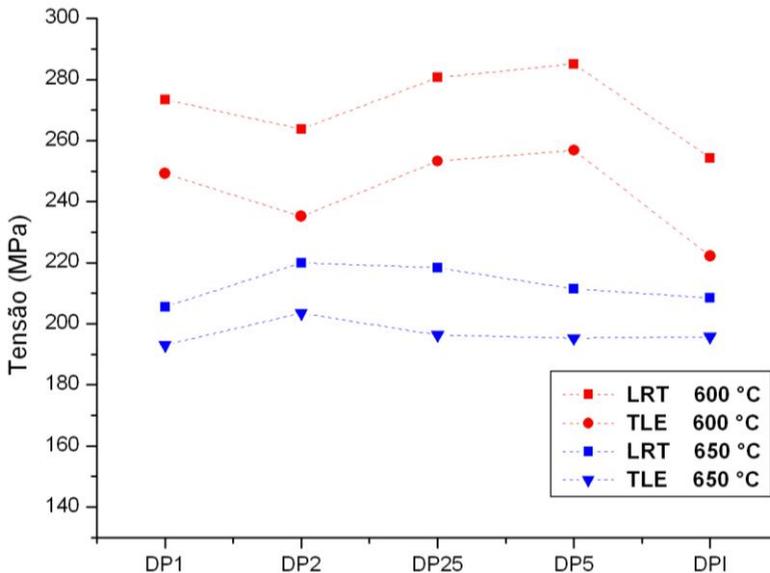


Figura 5.69 - Limites de resistência à tração e de escoamento das juntas soldadas sob dois níveis de temperatura.

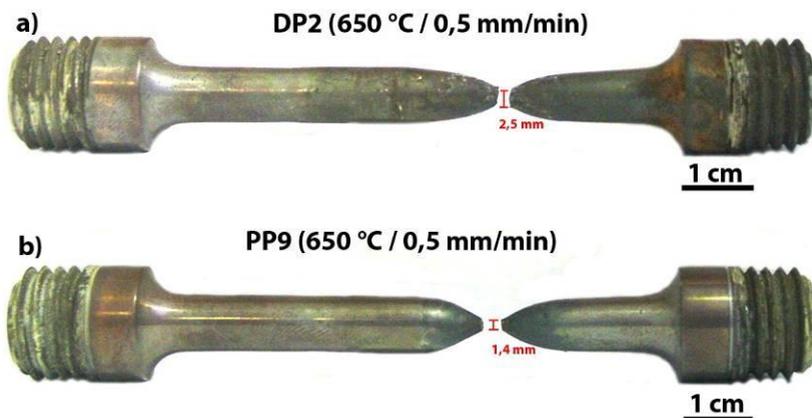


Figura 5.70 - (a) Imagem do DP2 e (b) do PP9 fraturados pelo ensaio de tração a quente.

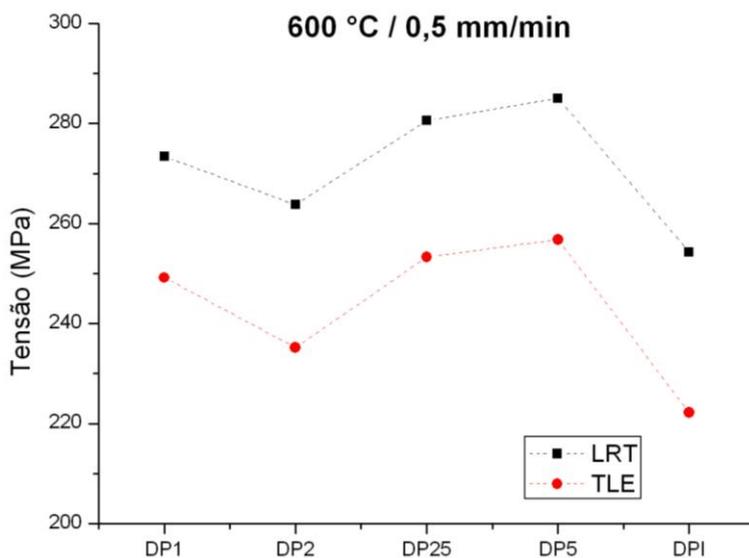


Figura 5.71 - Limites de resistência à tração e de escoamento das juntas soldadas dissimilares a 600 °C e 0,5 mm/min.

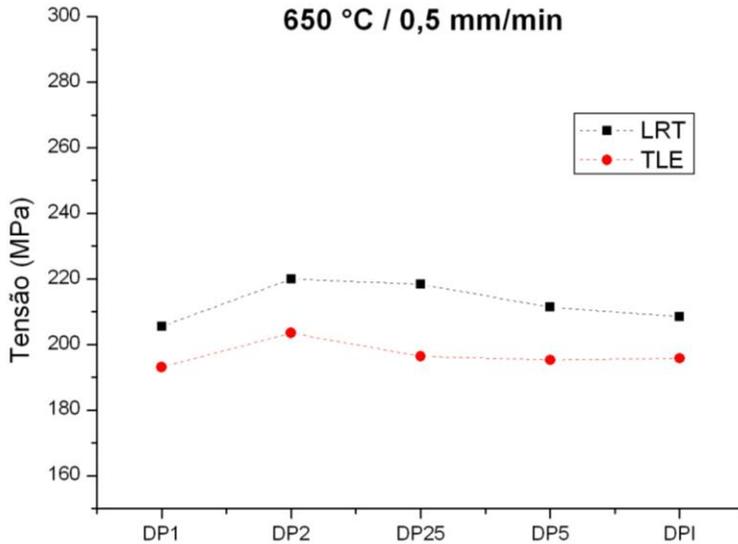


Figura 5.72 - Limites de resistência à tração e de escoamento das juntas soldadas dissimilares a 650 °C e 0,5 mm/min.

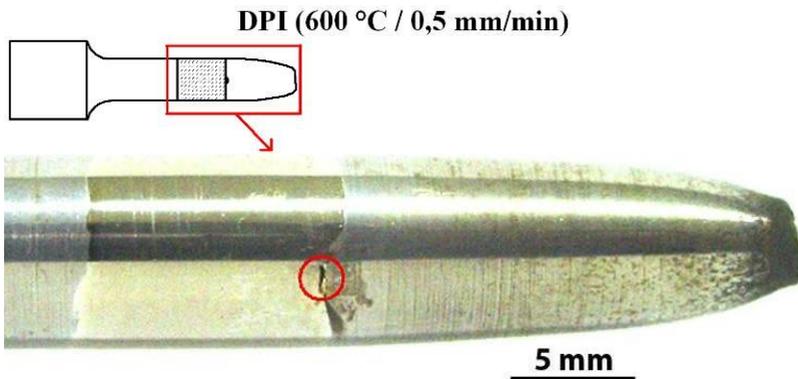


Figura 5.73 - Imagem do DPI, sendo evidenciada pelo círculo vermelho uma descontinuidade adjacente à linha de fusão.

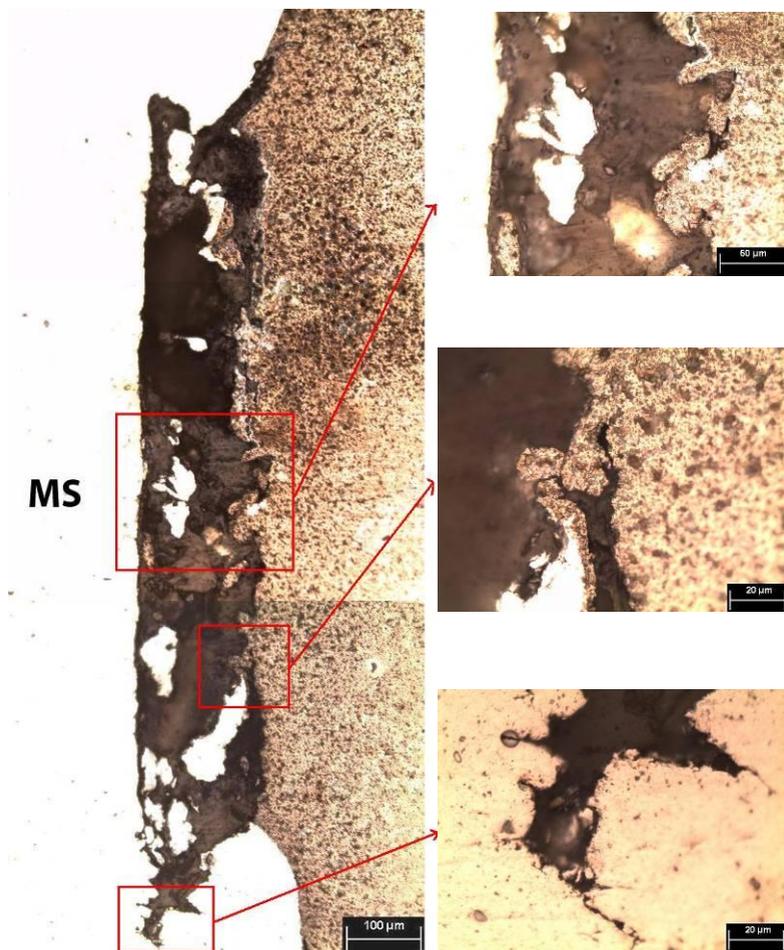


Figura 5.74 - Micrografia da trinca presente no CP DPI. Ataque químico: Nital a 3%.

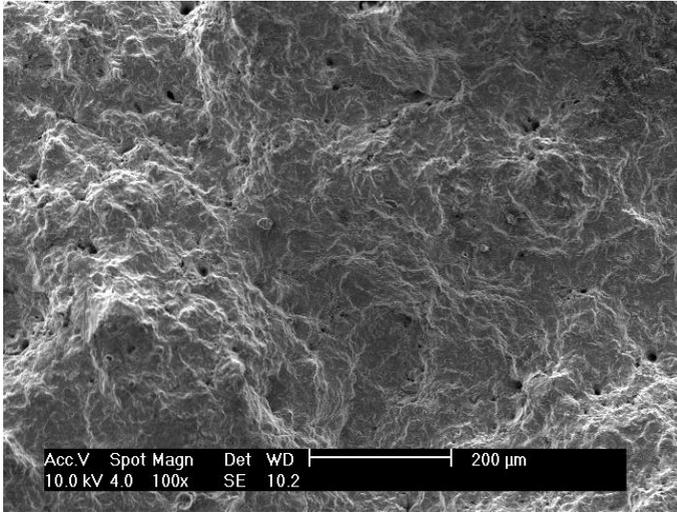


Figura 5.75 - Imagem obtida pelo MEV da região de fratura do CP DPI (600 °C / 0,5 mm/min).

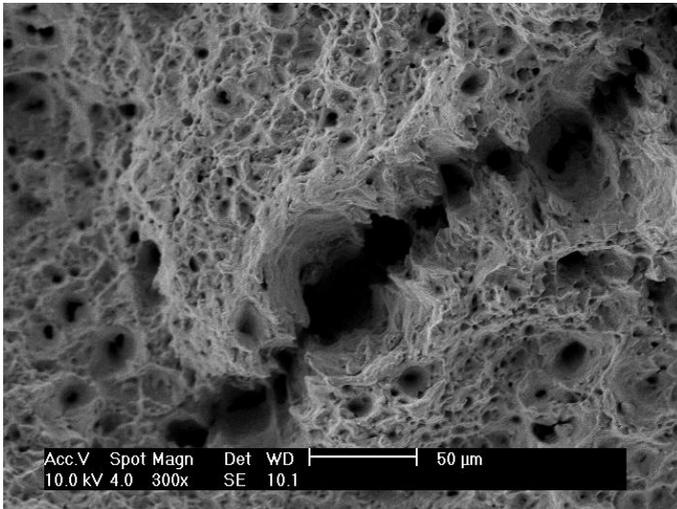


Figura 5.76 - Imagem obtida pelo MEV da região de fratura do DP25 (600 °C / 0,5 mm/min), mostrando alvéolos alinhados.

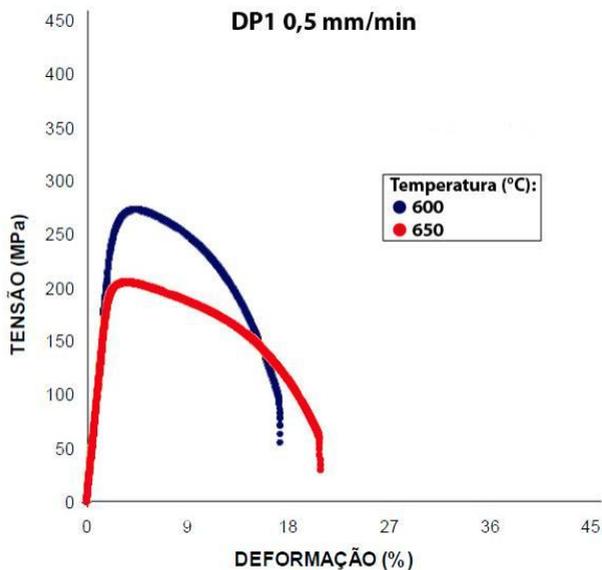


Figura 5.77 - Curvas de tensão-deformação obtidas do CP DP1 para dois níveis de temperatura.

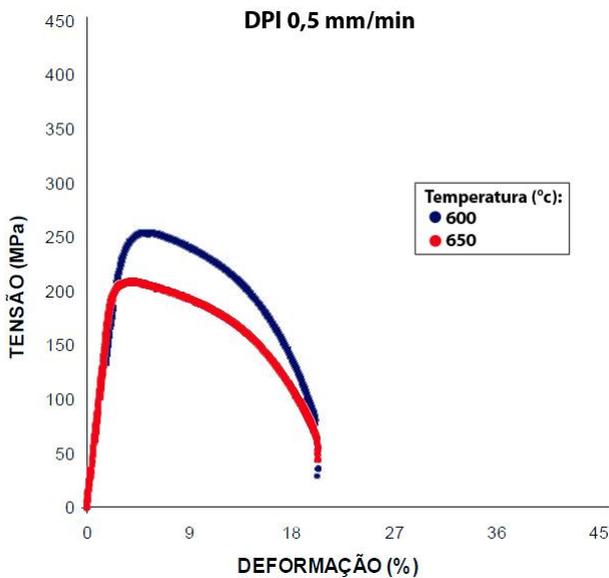


Figura 5.78 - Curvas de tensão-deformação obtidas do CP DPI para dois níveis de temperatura.

Embora tenha havido diferenças entres os resultados analisados neste item, todas as condições de soldagem com as quais as amostras foram confeccionadas mostraram-se satisfatórias, (com exceção da junta DPI, em que foi utilizada liga à base de níquel), pois: todas as rupturas ocorreram no MB e não no MS, nem tampouco na ZAC. As descontinuidades metalúrgicas típicas desses aços (que dão origem às trincas a frio, trincas de reaquecimento e trincas do tipo IV) não foram detectadas em nenhuma das amostras das juntas dissimilares. Além disso, os limites de resistência à tração ficaram bem próximos (e, na maioria das amostras, superiores) aos valores medidos no MB de aço DIN 14MoV6.3. Portanto, a opção a escolher seria a mais econômica (liga de adição de menor custo), ou aquela em que houvesse uma transição entre as composições químicas do DIN 14MoV6.3 e o P91 (como, por exemplo, as ligas similares aos aços P22 ou P5).

VI - CONCLUSÕES

Diante dos resultados obtidos pelos ensaios aplicados aos dois aços resistentes à fluência e suas uniões similares e dissimilares, podem ser extraídas as conclusões descritas abaixo:

6.1 Características das ZACs nos metais de base, no estado como-soldado e após tratamento térmico posterior

6.1.1 ZAC do aço DIN 14MoV6.3:

- a) Na ZAC-GG do aço DIN 14MoV6.3 foi observada uma estreita faixa com dureza 50 HV menor que a região adjacente da ZAC. Ao que parece, trata-se de uma região em que houve solubilização durante o aquecimento na soldagem, mas não houve formação de precipitados na mesma magnitude que em outras regiões da ZAC.
- b) Com o tratamento térmico posterior à soldagem houve uma uniformização da dureza nas várias regiões da ZAC, como resultado do aumento da dureza na ZAC solubilizada (produzido pela formação de precipitados) e diminuição da dureza da ZAC adjacente. Este efeito de homogeneização só não foi completo na solda realizada com baixa energia.
- c) Em função das duas afirmações anteriores, para que não prevaleçam diferenças de resistência entre as várias regiões da ZAC é recomendável realizar a soldagem deste aço com energia igual ou maior a 15 kJ/cm, seguida de TT de revenido.

6.1.2 ZAC do aço P91:

- a) No estado como-soldado foi verificada uma redução de dureza na ZAC subcrítica em relação àquela que o MB apresentava originalmente. Entretanto, com o tratamento térmico de revenido as diferenças de dureza entre a ZAC subcrítica e o MB foram de no máximo 10 HV, menores que aquelas descritas na literatura. Assim sendo, espera-se que este aço específico seja pouco susceptível a apresentar trincas tipo IV quando operando sob condições de fluência.

6.2 Efeito do ciclo térmico produzido pelo passe subsequente sobre a ZAC do passe anterior

Os resultados obtidos em ensaios de “implante de cordão” aplicados nos dois metais de base mostram que:

- a) No aço DIN 14MoV6.3, quando a temperatura de pico do segundo ciclo foi baixa, não houve influência na ZAC do primeiro passe, já que esta continuou a apresentar elevados valores de dureza. Por outro lado, a ZAC reaquecida na faixa intercrítica apresentou redução substancial de dureza. Por fim, a ZAC reaquecida a temperaturas pouco acima de Ac_3 adquiriu uma dureza mais uniforme.
- b) No aço P91 houve expressiva redução de dureza na ZAC subcrítica do segundo cordão sobre a ZAC-GG do primeiro. Em função do grão austenítico grosseiro, a ZAC-GG produzida pelo primeiro cordão adquiriu maior temperabilidade em relação ao MB. Além disso, esta pôde ser revenida de forma eficaz por meio de um segundo ciclo de soldagem com temperatura de pico logo abaixo de Ac_1 .

6.3 Em relação à temperatura de tratamento térmico do aço DIN 14MoV6.3

- a) O emprego de uma temperatura de tratamento térmico de 760 °C levou à ocorrência de descarbonetação localizada e crescimento exagerado de grãos. Portanto, apesar de adequada para o aço P91, esta temperatura não é recomendável à união dissimilar entre os aços P91 e DIN 14MoV6.3, visto que o TT a essa temperatura pode diminuir substancialmente a vida do componente soldado.
- b) Verificações conduzidas em uma amostra soldada de aço DIN 14MoV6.3 tratada termicamente a 600 °C evidenciaram aumento de dureza (que pode estar associado à perda de tenacidade) no MS e na ZAC. Este aumento foi significativo no MS e moderado na ZAC.

6.4 Em relação ao desempenho dos MBs e juntas soldadas sob elevadas temperaturas

Com base nos resultados obtidos por meio de ensaios de tração a quente nos MBs, pode-se concluir que:

- a) Os dois aços ensaiados (P91 e DIN 14MoV6) apresentam elevada sensibilidade à taxa de deformação: ao diminuir a taxa de deformação houve redução significativa da tensão limite de escoamento (TLE) e do limite de resistência à tração (LRT). A

ductilidade tendeu a aumentar, mas essa tendência se reverteu quando foi usada a menor velocidade de tração (V_t) no ensaio.

- b) Como esperado, o aço P91 teve maiores valores de LRT e TLE que o DIN 14MoV6.3, para todos os níveis de temperatura.

Com relação aos resultados obtidos por meio de ensaios de tração a quente nas juntas soldadas, pode-se concluir que:

- a) A ruptura nos CPs de uniões similares ocorreu no MB, exceto no CP similar do P91 (ensaiado a 650 °C), o que significa que as demais soldas foram satisfatórias.
- b) Numa junta similar do aço P91, a fratura ocorreu na ZAC intercrítica, ou seja, no mesmo local em que ocorreria se fosse ensaiado ou operasse em condições de fluência (fratura tipo IV).
- c) A junta similar do DIN 14MoV6.3 apresentou fratura dúctil no MB. Verificou-se a ocorrência de um segundo local de estricção na solda, com pequena redução de área, que parece ter sido devido à presença de poros identificados nesta região.
- d) As rupturas das juntas dissimilares ocorreram, sem exceções, longe da solda, no MB DIN 14MoV6.3. Não houve diferenças significativas entre os valores de LRT dos CPs ensaiados a 650 °C, mas a 600 °C essas diferenças foram maiores. A explicação mais plausível para esta discrepância seria a heterogeneidade na composição química e/ou microestrutura do MB, pois as amostras foram submetidas a tratamento térmico em conjunto.
- e) Foi detectada a presença de uma trinca na interface entre o MS e a ZAC da junta dissimilar soldada com liga à base de níquel, mas que não levou à fratura do CP (que ocorreu muito distante do MS e da ZAC). A trinca pode ter surgido como resultado de tensões cisalhantes produzidas pelas diferenças de deformação entre o MS e a ZAC adjacente. Em função disso, esta liga austenítica não é considerada adequada para união dissimilar desses aços.
- f) Com exceção da condição de soldagem usando metal de adição à base de níquel (mencionada anteriormente), todas as condições apresentaram desempenho satisfatório, pois todas as rupturas ocorreram no MB e não no MS ou na ZAC. Por fim, convém ressaltar que nenhuma descontinuidade tipicamente associada a esses aços (trinca a frio, trinca de reaquecimento e trinca do tipo IV) foi detectada nas juntas dissimilares.
- g) Portanto, a opção a escolher seria a mais econômica (liga de adição de menor custo), ou aquela em que houvesse uma transição entre as composições químicas do DIN 14MoV6.3 e o P91 (como, por exemplo, as ligas similares aos aços P22 ou P5).

VII - SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Com o intuito de aprofundar o conhecimento sobre a soldagem dissimilar entre aços resistentes à fluência, sugere-se:

- a) Executar ensaios de fluência em juntas dissimilares entre os aços DIN 14MoV6.3 e P91 nas mesmas condições em que foram ensaiadas sob tração a quente, para verificar se há correlação entre os resultados provenientes desses dois tipos de ensaios mecânicos. Se for constatada alguma correlação, ter-se-ia uma ferramenta útil para o estudo da fluência aplicado a essas uniões, haja vista que o ensaio de tração a quente é de execução mais simples e menos onerosa.
- b) Estudar a influência de temperaturas de tratamento térmico superiores a 710 °C, pois esta ainda não é suficiente para reverter de forma efetiva o aço P91.

VIII - REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] MEYERS, M. A.; CHAWLA, K. K. **Mechanical Behavior of Materials**. New York: Cambridge University Press, 2008. 856 p.
- [2] WEBSTER, G. A.; AINSWORTH, R. A. **High Temperature Component Life Assessment**. New York: Chapman & Hall, 1994. 10-14 p.
- [3] KASSNERA, M. E.; HAYESB, T. A. Creep cavitation in metals. **International Journal of Plasticity**, USA, v. 19, p. 1715-1748, 2003.
- [4] ASM, Metals Handbook.Vol. 8. **Mechanical Testing and Evaluation**. Ohio: Metals Park, 2003.
- [5] VISWANATHAN, R. **Damage Mechanisms and Life Assessment of High-Temperature Components**. USA: ASM International, 1995. 483 p.
- [6] SCHÖN, C. G. **Mecânica dos Materiais**. São Paulo:USP, 2007.
- [7] YAO, H. T. et al. A review of creep analysis and design under multi-axial stress states. **Nuclear Engineering and Design**, Shanghai, p. 1969-1986, 2007.
- [8] SOBRINHO, J. F. R.; BUENO, L. O. Correlation Between Creep and Hot Tensile Behaviour for 2.25Cr-1Mo Steel from 500 °C to 700 °C. Part 2: An Assessment According to Different Parameterization Methodologies. **Revista Matéria**, Rio de Janeiro, v. 10, n° 3, p. 463-471, 2005.
- [9] GROTE, Karl-Heinrich; ANTONSSON, Erik K. **Springer Handbook of Mechanical Engineering**. v. 10. New York: Springer, 2009. 1580 p.
- [10] FROST, H. J.; ASHBY, M. F. **Deformation-Mechanism Maps: The Plasticity and Creep of Metals and Ceramics**. Cambridge: Pergamon Press, 1982.
- [11] ASM, Metals Handbook.Vol. 12. **Fractography**. Ohio: Metals Park, 1987.
- [12] BESSON, J. et al. Analysis of creep lifetime of a ASME Grade 91 welded pipe. **Engineering Fracture Mechanics**, France, v. 76, p. 1460-1473, 2009.

- [13] ASM, AMERICAN SOCIETY FOR METALS. **Metals Handbook**. Vol. 11. **Failure Analysis and Prevention**. Ohio: Metals Park, 2002.
- [14] THOMSON, R. C.; BHADESHIA, H. K. D. H. Carbide precipitation in 12Cr1MoV power plant steel. **Metallurgical Transactions A**, Cambridge, v. 23, p. 1171-1179, 1991.
- [15] ZRILIĆ, M.; ALEKSIĆ, R. The effect of long term exposure to elevated temperature on steam line steel properties. **Thermal Science**, Belgrade, v. 7, n° 1, p. 33-46, 2003.
- [16] MASUYAMA, F. New developments in steels for power generation boilers. **Institute of Materials**, San Sebastian, p. 33-48, 1999.
- [17] GUNTZ, G. et al. **The T91 book: Ferritic tubes and pipe for high temperature use in boilers**. Boulogne: Vallourec Industries, 1990.
- [18] ASM, **Metals Handbook**. Vol. 1. **Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys**. Ohio: Metals Park, 1993.
- [19] HALD, J. Metallurgy and creep properties of new 9-12% Cr steels. **Steel research**, Cote, v. 67, n° 9, p. 369-374, 1996.
- [20] **Seamless Steel Tubes for Elevated Temperatures**. Disponível em <www.tubesolution.com/standard/DIN/DIN%2017175.pdf>. Acesso em 15 mai. 2009.
- [21] SAWADA, K. et al. TTP Diagrams of Z Phase in 9-12% Cr Heat-Resistant Steels. **ISIJ International**, Jülich, v. 47, n° 5, p. 733-739, 2007.
- [22] OLIVEIRA, Tiara Pimentel et al. Estudo da União Dissimilar dos Aços P91 e DIN 14MoV6.3. In: **anais XXXV Congresso Nacional de Soldagem-CONSOLDA**, Piracicaba, 2009.
- [23] AWS Welding Handbook. Vol. 4. **Metals and Their Weldability**. USA: Seventh Edition, 1982. 2-7 p.
- [24] KOU, S. **Welding Metallurgy**. USA: John Wiley & Sons, 2003. 410-417 p.
- [25] ASM, **Metals Handbook**. Vol. 6. **Welding Brazing and Soldering**. Ohio: Metals Park, 1993.
- [26] BAILEY, N. **Weldability of ferritic steels**. England: Abington Publishing, 1994. 270 p.

- [27] NIÑO, C. E. **Especificação de procedimentos de reparo por soldagem sem tratamento térmico posterior: efeito de revenimento produzido pelos ciclos térmicos.** 2001. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica)– Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2001.
- [28] DHOOGHE, A.; VINCKIER, A. Reheat cracking – review of recent studies (1984-1990). **Welding in the World**, Bruxelas, v. 30, n° 3/4, p. 44-71, 1992.
- [29] LANCASTER, J. F. **Metallurgy of Welding**. Inglaterra: Abington Publishing, 1999. 447 p.
- [30] WATANABE, T. et al. Creep damage evaluation of 9Cr-1Mo-V-Nb steel welded joints showing type IV fracture. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, Tsukuba, v. 83, p. 63-71, 2006.
- [31] LAHA, K.; CHANDRAVATHI, K. S. An Assessment of Creep Deformation and Fracture Behavior of 2.25Cr-1Mo Similar and Dissimilar Weld Joints. **Metallurgical and Materials Transactions A**, Bangalore, v. 32A, p. 115-124, 2001.
- [32] FRANCIS, J. A.; MAZUR, W.; BHADSHIA, H. K. D. H. Type IV cracking in ferritic power plant steels. **Materials Science and Technology**, Manchester, v. 22, p. 1387-1394, 2006.
- [33] LAHA, K. et al. Type IV Cracking in Modified 9Cr-1Mo Steel Weld Joint. **Metallurgical and Materials Transactions A**, Kalpakkam, v. 40A, p. 386-397, 2009.
- [34] GAFFARD, V. **Experimental study and modelling of high temperature creep flow and damage behaviour of 9Cr1Mo-NbV steel weldments.** Paris: Ecole des Mines de Paris, 2004.
- [35] VIVIER, F. et al. **Creep behavior and life prediction of ASME Gr. 91 steel welded joints for nuclear power plants.** France, 2007.
- [36] YING, Y. et al. The study of carbon migration in dissimilar welding of the modified 9Cr-1Mo steel. **Journal of Materials Science Letters**, Taiwan, n° 20, p. 1429-1432, 2001.
- [37] BOESE, U.; IPPENDORF, F. **Das Verhalten der Stähle beim Schweißen.** v. 2. Alemanha: DVS, 1984.

- [38] ASME SA 335M-03. **Specification for seamless ferritic alloy steel pipe for high-temperature service**. Section II, Part A, 2007. 574 p.
- [39] ASME Boiler and Pressure Vessel Code. Section II, Part C. **Specifications for Welding Rods, Electrodes, and Filler Metals - Materials**. July 2007 edition, New York.
- [40] BÖHLER, Schweißtechnik. **Welding Guide**. Technical Handbook of Böhler Welding Products, Kapfenberg, 2008. 515 p.
- [41] ASTM E-21. **Standard Test Methods for Elevated Temperature Tension Tests of Metallic Materials**. EUA: 2008.
- [42] PETROBRAS. **N-133: Soldagem**. Rio de Janeiro, rev. J, 2002.
- [43] ASTM E384-73. **Standard test method for microhardness of materials**. EUA: 1979.
- [44] YURIOKA, N. **Weldability of Modern High Strength Steels**. In: Proceeding from the First United States- Japan Symposium on Advances in Welding Metallurgy. Yokohama, p. 51-64, 1990.
- [45] BHADESHIA, H. K. D. H.; HONEYCOMBE, R. W. K. **Steels - Microstructure and properties**. Oxford: Butterworth-Heinemann, 2006. 152 p.
- [46] BLUMA, W.; EISENLOHRB, P. Dislocation mechanics of creep. **Materials Science and Engineering A**, Erlangen, p. 7-13, 2009.
- [47] ESPOSITO, L.; BONORA, N. Time-independent formulation for creep damage modeling in metals based on void and crack evolution. **Materials Science and Engineering**, Italy, p. 207-213, 2009.
- [48] LI, Y. et al. Evaluation of creep damage in heat affected zone of thick welded joint for mod.9Cr-1Mo steel. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, Tokio, p. 1-8, 2009.
- [49] LIN, J.; LIU, Y.; DEAN, T. A. A review on damage mechanisms, models and calibration methods under various deformation conditions. **International Journal of Damage Mechanics**, Birmingham, p. 299-319, 2005.
- [50] NIÑO, C. E. et al. Ensaio de Implante de Cordão, Aplicável ao Estudo das Mudanças Microestruturais em Soldas

- Multipasses. **Soldagem & Inspeção**, Florianópolis, ano 8, n° 3, p. 125-132, 2003.
- [51] PADILHA, A. F. **Materiais de Engenharia: Microestrutura e Propriedades**. Curitiba: HEMUS, 2000. 246 p.
- [52] SELIGER, P.; GAMPE, U. Life assessment of creep exposed components, new challenges for condition monitoring of 9Cr steels. **OMMI**, Dresden, v. 1, p. 2-14, 2002.
- [53] SHIBLI, A.; MERCKLING, G.; HOLDSWORTH, S. R. **Creep & Fracture in High Temperature Components: Design & Life Assessment Issues**. London: DEStech Publications, 2005. 452-460 p.

APÊNDICE 1

PERFIS DE DUREZA

Tabela 1 - Valores de dureza em HV dos CPs antes do TT, DIN 14MoV6.3.

Dist. à LF (mm)	CP3	CP4	CP5	CP6
-2,3		310		390
-2,1	263	304		389
-1,9	266	287		370
-1,7	246	300		375
-1,5	258	314		360
-1,3	265	296	356	370
-1,1	263	311	359	386
-0,9	254	306	378	369
-0,7	257	286	391	373
-0,5	257	291	379	346
-0,3	256	284	385	368
-0,1	257	293	388	368
0,1	199	230	286	336
0,3	200	240	299	341
0,5	199	237	287	337
0,7	208	225	289	339
0,9	217	223	304	343
1,1	214	233	309	345
1,3	197	246	302	329
1,5	190	264	305	237
1,7	182	273	275	241
1,9	192	255	272	232
2,1	175	236	264	218

Tabela 1 - Continuação da Tabela 1: Valores de dureza em HV dos CPs antes do TT, DIN 14MoV6.3.

Dist. à LF (mm)	CP3	CP4	CP5	CP6
2,3	191	223	218	208
2,5	201	217	220	201
2,7	188	210	217	185
2,9	177	202	210	189
3,1	180	185	192	182
3,3	168	167	189	185
3,5	166	162	183	189
3,7	160	153	183	192
3,9	157	158	183	185
4,1	164	161	189	171
4,3	166	166	185	173
4,5	161	164	179	171
4,7	168	164	167	
4,9		166	159	
5,1		167	159	
5,3		170	165	
5,5		168	160	

Tabela 2 - Valores de dureza em HV dos CPs antes do TT, P91.

Dist. à LF (mm)	CP3	CP4	CP5	CP6
-2,3		311		
-2,1		318		
-1,9		298		
-1,7	268	309		
-1,5	266	315	344	389
-1,3	260	404	356	394
-1,1	271	408	390	391
-0,9	273	394	391	383
-0,7	265	404	383	388
-0,5	268	411	376	382
-0,3	269	420	386	377
-0,1	265	408	382	387
0,1	386	472	379	413
0,3	436	481	403	410
0,5	424	478	399	415
0,7	445	469	396	432
0,9	448	463	402	417
1,1	445	458	407	415
1,3	456	446	403	460
1,5	460	408	399	476
1,7	457	302	391	463
1,9	466	300	404	459
2,1	468	305	412	459
2,3	452	303	442	446
2,5	444	303	428	438
2,7	410	306	422	421
2,9	340	311	446	283
3,1	333	316	444	280
3,3	327	313	434	277

Tabela 2 - Continuação da Tabela 2: Valores de dureza em HV dos CPs antes do TT, P91.

Dist. à LF (mm)	CP3	CP4	CP5	CP6
3,5	319	307	419	284
3,7	233	223	374	285
3,9	221	215	320	293
4,1	221	214	320	296
4,3	230	219	327	233
4,5	229	219	321	225
4,7	230	223	315	227
4,9	232	225	310	231
5,1	236	224	312	230
5,3		223	312	232
5,5		226	310	231
5,7			309	238
5,9			319	239
6,1			318	236
6,3			245	234
6,5			223	
6,7			226	
6,9			222	
7,1			226	
7,3			235	
7,5			232	
7,7			231	
7,9			232	
8,1			233	
8,3			235	
8,5			232	
8,7			233	
8,9			234	

Tabela 3 - Valores de dureza em HV dos CPs depois do TT, DIN 14MoV6.3.

Dist. à LF (mm)	CP1	CP3	CP4	CP5	CP6	CP7
-1,1		215				
-0,9		210	233	235	236	190
-0,7		217	224	236	235	195
-0,5	206	218	224	243	224	190
-0,3	204	212	221	238	228	195
-0,1	208	209	223	255	231	202
0,1	234	263	230	238	238	218
0,3	259	269	245	250	227	232
0,5	259	268	249	249	231	244
0,7	260	265	252	260	240	242
0,9	267	262	262	261	262	242
1,1	261	265	239	260	246	227
1,3	253	263	252	248	253	212
1,5	257	251	247	238	272	197
1,7	251	237	256	204	262	187
1,9	246	221	234	187	261	177
2,1	241	205	213	179	247	177
2,3	234	193	203	171	242	185
2,5	224	190	202	167	220	191
2,7	211	188	201	165	202	184
2,9	184	173	187	161	192	177
3,1	174	162	186	154	186	165
3,3	186	158	181	153	177	165
3,5	185	164	183	158	173	166
3,7	178	161	178	154	169	165
3,9	172	164	166	151	160	168
4,1	165	166	148	151	159	
4,3	154	158	155	153	168	

Tabela 3 - Continuação da tabela 3: Valores de dureza em HV dos CPs depois do TT, DIN 14MoV6.3.

Dist. à LF (mm)	CP1	CP3	CP4	CP5	CP6	CP7
4,5	159	162	153	150	159	
4,7	157	166	156	147	161	
4,9	167	165	146	148	165	
5,1	166	163	151			
5,3	158	178	149			
5,5	160	166	151			
5,7	166	165	152			
5,9	162		152			
6,1	159		149			
6,3	159		145			
6,5			151			
6,7			152			
6,9			147			

Tabela 4 - Valores de dureza em HV dos CPs depois do TT, P91.

Dist. à LF (mm)	CP2	CP3	CP4	CP5	CP6	CP7
-1,9			222			
-1,7	250		224	235		
-1,5	259		229	232		
-1,3	271		223	237		
-1,1	246		228	238		
-0,9	250	217	268	235		185
-0,7	264	210	263	231	228	192
-0,5	273	213	281	231	220	190
-0,3	263	216	272	239	226	198
-0,1	266	202	272	237	232	195
0,1	268	263	300	276	315	315
0,3	266	325	293	291	313	467
0,5	270	332	287	279	309	482
0,7	267	325	286	305	324	482
0,9	268	326	289	315	319	485
1,1	273	324	305	309	315	474
1,3	261	315	301	325	310	466
1,5	255	310	300	319	300	419
1,7	251	300	294	319	290	351
1,9	259	290	284	309	284	329
2,1	264	284	296	298	276	327
2,3	267	271	289	291	270	341
2,5	260	253	270	285	260	351
2,7	275	249	263	280	251	354
2,9	275	249	254	274	230	367
3,1	274	251	250	270	230	365
3,3	260	244	246	259	230	278
3,5	253	226	243	244	230	213
3,7	247	209	242	245	229	222

Tabela 4 - Continuação da Tabela 4: Valores de dureza em HV dos CPs depois do TT, P91.

Dist. à LF (mm)	CP2	CP3	CP4	CP5	CP6	CP7
3,9	232	210	227	235	225	221
4,1	219	214	212	238	213	221
4,3	225	216	214	237	214	224
4,5	221	217	218	232	216	227
4,7	222	221	215	235	223	224
4,9	224	224	220	225	222	225
5,1	222			213	227	221
5,3	215			214	224	233
5,5	213			219	226	226
5,7	223			221	232	232
5,9	220			224	227	226
6,1	219			227	227	
6,3	224			224	227	
6,5	223			224	231	
6,7	224			226	235	
6,9	224			226	229	
7,1	225			225	228	
7,3				229	229	
7,5				234	231	
7,7				232	229	
7,9				232		
8,1				230		