

1- REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

1.1 - O Aço ASTM A335 Grau P91

O aço ferrítico 9Cr-1Mo modificado, classificado como P91 pela ASTM (*American Society for Testing and Materials*) para uso em tubulações, faz parte de uma série de aços ferríticos ligados ao Cromo e Molibdênio (Cr-Mo) resistentes à fluência que têm sido utilizados em diversas aplicações técnicas nas últimas décadas [ASTM A335, 2006].

Os aços ferríticos Cr-Mo podem ser agrupados pela variação do teor de Cr presente nas ligas; aços 2,25Cr (2,25% de Cromo), aços 9Cr (9% de Cromo), e aços 12Cr (12% de Cromo), cada uma dessas classes de aços ferríticos teve uma sequência de evolução própria quanto à adição de elementos de liga [Masuyama, 1999; Lisboa, 2007].

Estes aços sofreram as primeiras modificações de composição química a partir do final dos anos 50 com o objetivo de promover o aumento da resistência à fluência, maior resistência à oxidação em altas temperaturas, melhor trabalhabilidade e soldabilidade. Dentre as principais modificações pode-se citar a adição e “otimização” dos teores de Vanádio, Nióbio, Molibdênio e Tungstênio. Os aços ferríticos resistentes à fluência são tipicamente construídos para atuar como vasos de pressão para serem utilizados em usinas termoelétricas e na indústria petroquímica, geralmente em caldeiras, aquecedores, trocadores de calor, turbinas, reatores e hidrocraqueadores [Hilkes & Gross, 2009; Lisboa, 2007].

As indústrias químicas, petroquímicas e de geração de energia começaram a utilizar aços ligados ao Cromo e Molibdênio desde a década de 20. 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. Até 1950, a liga ferrítica 2,25Cr-1Mo era a mais utilizada em aplicações envolvendo altas temperaturas em usinas de geração de energia. Entretanto, alguns componentes fabricados com este aço apresentaram resultados insatisfatórios quanto a resistência à fluência e corrosão nos EUA e na Europa [Masuyama, 1999; Viswanathan & Bakker, 2000; Lisboa, 2007].

A busca pela superação das limitações do aço 2,25Cr-1Mo deu origem às variadas famílias de aços modificados. O primeiro aço nesta linha foi desenvolvido entre 1955 e 1960 e chamava-se EM12. A sua composição química final foi 9Cr-2Mo com adições de Nióbio e Vanádio [Masuyama, 1999; Viswanathan & Bakker, 2000; Lisboa, 2007].

Nos anos de 1970, o Departamento de Energia dos Estados Unidos financiou o desenvolvimento do aço 9Cr-1Mo modificado, sendo este aço uma melhoria do P9 pela adição de V, Nb, além do controle da quantidade de N. O aço 9Cr-1Mo modificado superou o EM12 tanto no aspecto técnico quanto econômico. No Japão, em seguida, houve um incremento do teor de Cromo e a adição de Tungstênio levando à série P92/P122/E911 [Masuyama, 1999; Viswanathan & Bakker, 2000; Lisboa, 2007].

Em 1984, a ASTM aprovou o aço 9Cr-1Mo modificado para uso em tubulações, sendo codificado como A335 grau P91. Este aço é aplicado basicamente em áreas de serviço extremo de caldeiras e instalações petroquímicas, como superaquecedores e reaquadadores. Em caldeiras modernas, que operam com combustíveis fósseis, a temperatura de operação gira em torno de 550°C.

O desenvolvimento dos aços 12Cr ocorreu aproximadamente no final dos anos 60. Siderúrgicas alemãs aprimoraram o aço 12%Cr para aplicações em altas temperaturas competindo com o EM12 (9Cr-2Mo), mas sendo alguns desses aços de estrutura martensítica [Masuyama, 1999; Viswanathan & Bakker, 2000; Lisboa, 2007].

A Figura 1 mostra o histórico da evolução dos aços ferríticos em comparação com os austeníticos apresentando suas resistências à fluência em mega Pascal (MPa) durante 100.000 horas a 600°C em função do ano de desenvolvimento do aço.

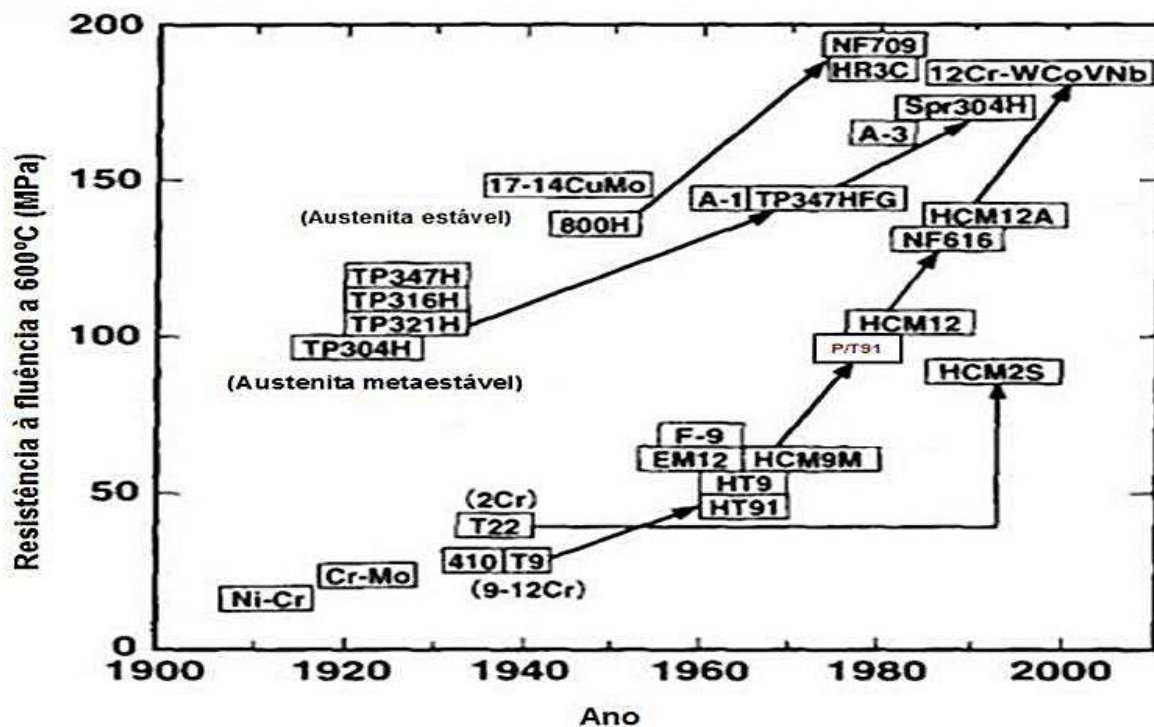


Figura 1. Evolução histórica do aumento da resistência à fluência nos aços ferríticos e austeníticos utilizados em caldeiras [Adaptado de Masuyama, 1999].

Para uma resistência a ruptura por fluência para um padrão de 100.000 horas a 600°C, os aços ferríticos Cr-Mo podem ser separados em 4 gerações considerando suas modificações, a primeira geração com resistência de 60MPa (1960-1970), a segunda geração com 100MPa (1970-85), a terceira geração com 140MPa (1985-95) e a quarta geração com 180MPa. A Figura 2 mostra a sistemática da evolução desses aços [Viswanathan & Bakker, 2000; Lisboa, 2007].

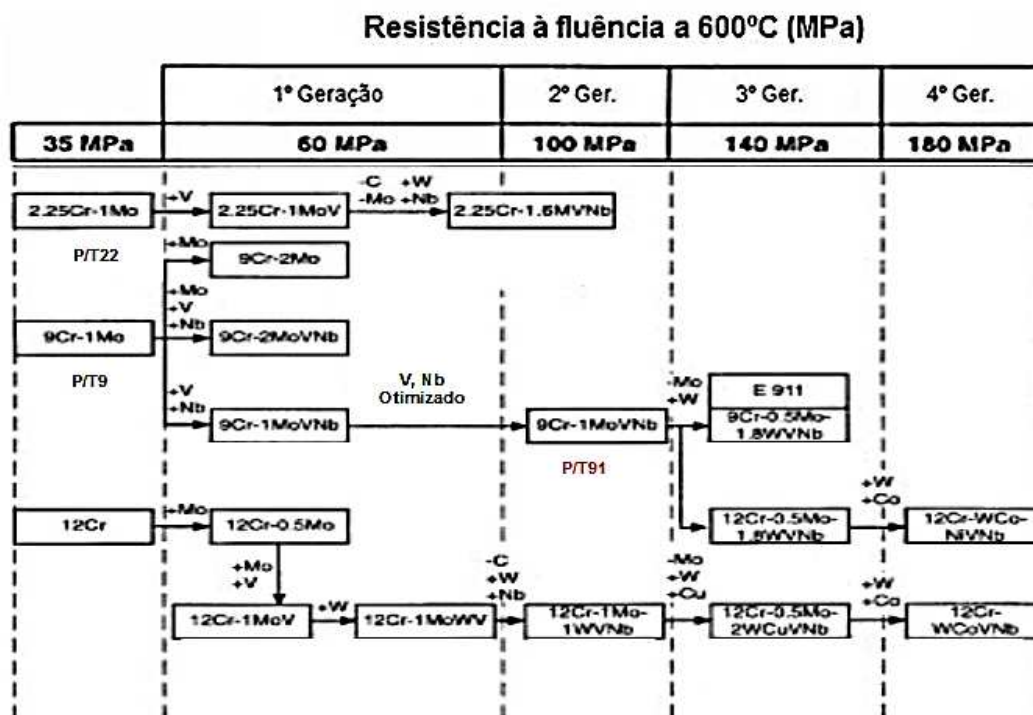


Figura 2. Evolução dos aços Cr-Mo em 4 gerações [Adaptado de Viswanathan & Bakker, 2000].

Hagen & Bendick (2002) subdividem os aços resistentes à fluência utilizados em centrais termoelétricas, em: aços Carbono-Manganês (C-Mn), aços com adição de Molibdênio, aços Cromo-Molibdênio de baixa liga (Cr-Mo) e, por fim, aços com teores de Cromo entre 9 e 12% (o aço P91 faz parte deste último subgrupo). O P91 também pode ser reconhecido como X10CrMoVNb9-1 de acordo as designações europeias (*EN-Designations*) [Hagen & Bendick, 2002]. A Figura 3 apresenta o limite de ruptura à fluência para alguns aços submetidos a temperaturas entre 500 a 550°C, incluindo suas respectivas classificações europeias [Hagen & Bendick, 2002].

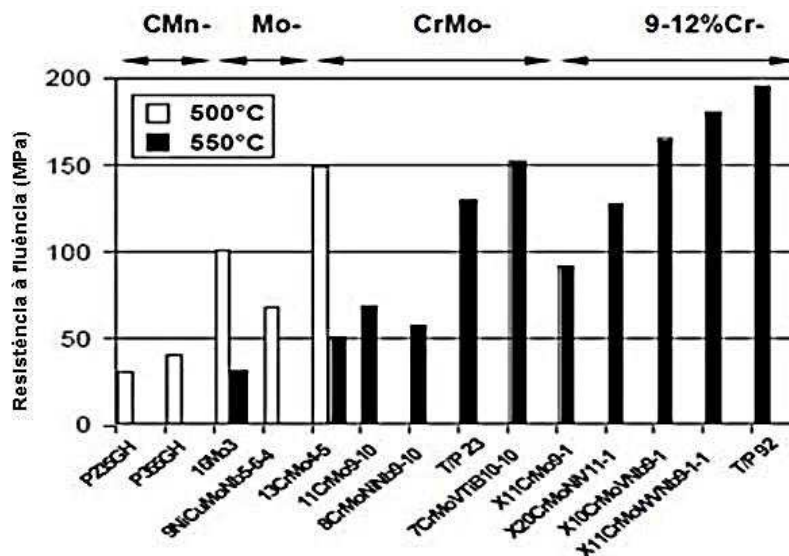


Figura 3. Limite de resistência à ruptura por fluência de aços submetidos a temperaturas entre 500 e 550°C, utilizados em tubulações [Adaptado de Hagen & Bendick, 2002].

1.1.1 - Características Básicas do Aço P91

O aço ASTM A335 grau P91 modificado, ou simplesmente P91, é fabricado na forma de tubos sem costura, foi desenvolvido como uma melhoria do aço 9Cr-1Mo mais básico (P9) pela adição de Vanádio, Nióbio e Nitrogênio para induzir a formação de carbonetos, nitretos e carbonitretos estáveis após ser submetido aos processos de tratamento térmico, em geral normalização, tempera e revenido. Este aço caracteriza-se por ter boa resistência à corrosão, elevadas propriedades mecânicas até aproximadamente 600°C (elevada resistência mecânica x tenacidade), alta condutividade térmica e baixo coeficiente de expansão térmica, o que proporciona uma melhor soldabilidade, além de menor custo em relação aos aços inoxidáveis austeníticos, principalmente, pelo fato do Cromo ser mais barato do que o Níquel [Hagen & Bendick, 2002].

A Tabela 1 mostra a composição química do aço P91 e a Tabela 2 expõe as propriedades mecânicas, ambas estabelecidas pela norma ASTM A335 (*Designation: A335/A335M – 11, Standard Specification for Seamless Ferritic Alloy-Steel Pipe for High-Temperature Service, 2006*).

Tabela 1. Composição química do aço P91 [ASTM A335, 2006].

% em peso	C	Mn	P	S	Si	Cr	Mo	V	N	Al	Ni	Ti
Mín.	0,08	0,30	-	-	0,20	8,00	0,85	0,18	0,030	-	-	-
Máx.	0,12	0,60	0,02	0,01	0,50	9,50	1,05	0,25	0,070	0,02	0,40	0,01

Tabela 2. Propriedades mecânicas de alguns aços ferríticos Cr-Mo à temperatura ambiente [ASTM A335, 2006].

Grau	Limite de Elasticidade (MPa)	Limite de Resistência à Tração (MPa)	Dureza Máxima (HV)	Tenacidade (J)
P91	≥415	585-760	253	≥35
P9	≥205	≥415	170	≥35
P22	≥205	≥415	170	≥35

Haarmann e colaboradores (2002) descrevem que com base na experiência europeia, o aço P91 pode ser usado dentro de caldeiras (sobreaquecedores, aquecedores) para temperaturas de vapor de até 560°C (temperatura máxima do metal ao redor de 600°C) e fora de caldeiras, em tubos e conexões para temperaturas de até cerca de 610°C.

O aço P91 apresenta valores de temperatura máxima de utilização maiores do que outros aços da mesma classe (P11, P22, P9), o que permite obter maior eficiência nas centrais de geração de energia [Rocha, 2012]. A Figura 4 mostra a comparação das temperaturas máximas de serviço de diferentes aços com base numa tensão de 100 MPa para ruptura em 100.000 horas.

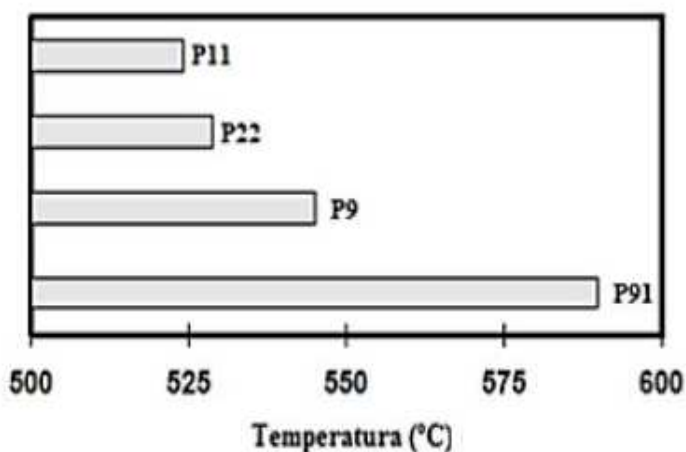


Figura 4. Temperaturas máximas de serviço de diferentes aços com base numa tensão de 100 MPa para ruptura em 100.000 horas [Adaptado de Rocha, 2012].

Outra característica importante do aço P91 é que ele requer uma menor espessura para a mesma tensão de serviço se comparado ao aço P22, por exemplo. O benefício se dá pelo fato desses materiais estarem sujeitos a fadiga térmica, que é também um problema comum em equipamentos que funcionam em altas temperaturas [Cardoso, 2009].

As variações cíclicas de temperatura existentes em uma caldeira, por exemplo, podem provocar o aparecimento de trincas oriundas de fadiga térmica. Em componentes de maior espessura, o diferencial de temperatura é superior ao de componentes de menor espessura. Sendo esta diferença de temperatura muito elevada e com variações cíclicas ao longo do tempo, existe maior chance do aparecimento de fissuração resultante da referida fadiga [Shibli, 2002; Cardoso, 2009].

A Figura 5 mostra uma comparação entre os aços P22 e P91 em condições de temperatura e pressão de 550°C e 280 bar (28MPa), em que é possível uma redução de espessura de 54% ao utilizar o aço P91 [Newell, 2001; Cardoso, 2009].



Figura 5. Comparação de espessuras de parede em tubos dos aços P91 e P22 [Adaptado de Newell, 2001].

1.1.2 - Características Microestruturais e Tratamento Térmico do Aço P91

Os parâmetros relacionados aos tratamentos térmicos são definidos pela norma ASTM A335, onde o aço P91, assim como outros aços com alto teor de Cromo, é frequentemente tratado termicamente e fornecido nas condições normalizado e revenido ou temperado e revenido [ASTM A335, 2006].

Nos processos usuais de têmpera e normalização, o aço é aquecido até a região de austenitização, nos limites de 1040°C a 1080°C, o que permite a dissolução dos carbonetos do tipo $M_{23}C_6$ sem crescimento de grãos significante, logo depois é resfriado até a temperatura ambiente (taxas de resfriamento acima de 0,2°C/s). É produzida a estrutura martensítica com elevada densidade de discordâncias e dureza. O aço P91 possui alta temperabilidade, ou seja, mesmo com resfriamento ao ar, a partir da temperatura de austenitização, forma estrutura 100% martensítica. A Figura 6 mostra o diagrama de transformação com resfriamento contínuo CCT (*continuous cooling transformation*) do P91. Nota-se que a transformação martensítica ocorre em uma larga faixa de taxas de resfriamento [Newell, 2001; Gaffard, 2004; ASTM A335, 2006].

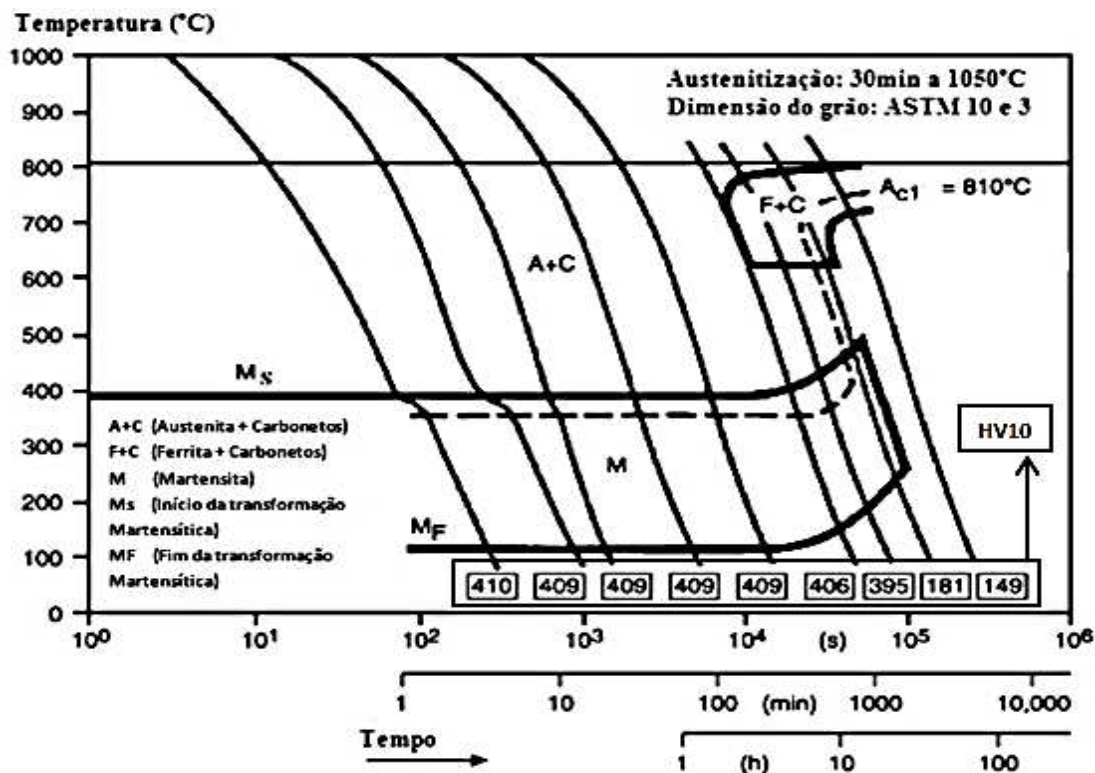


Figura 6. Diagrama CCT do aço ferrítico P91 [Adaptado de Newell, 2001].

No processo de revenido, aço é submetido a temperaturas entre 750°C e 780°C. Este tratamento confere alta resistência ao aço e permite a precipitação dos carbonetos e carbonitreto de forma homogênea na matriz de martensita revenida. O objetivo deste tratamento é sempre obter a melhor relação entre resistência mecânica, tenacidade e resistência à fluência [Newell, 2001; Gaffard, 2004; ASTM A335, 2006]. A Figura 7 mostra o aspecto microestrutural de martensita revenida do aço P91 obtida por microscopia óptica após ataque químico com reagente Vilella.

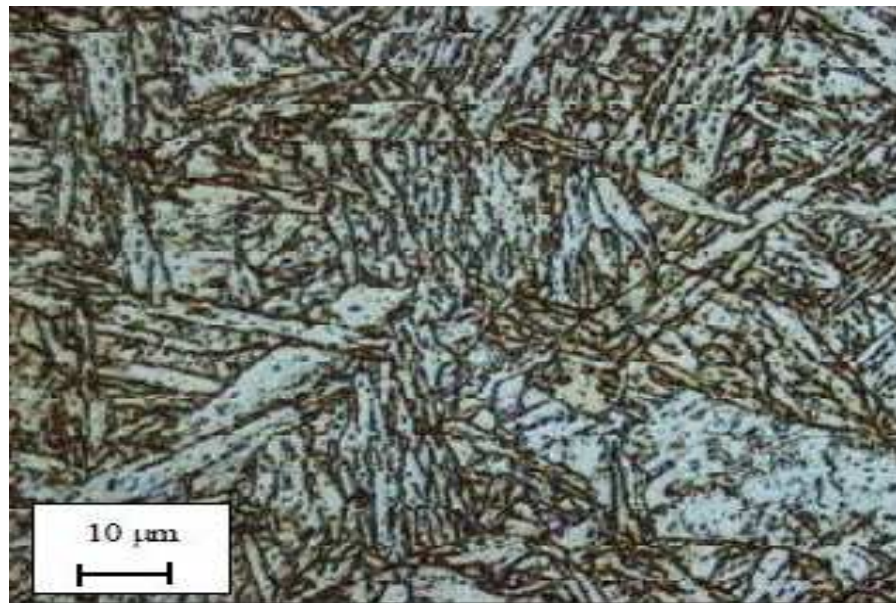


Figura 7. Microestrutura de martensita revenida do aço P91 modificado obtida por microscopia óptica após ataque químico com reagente Vilella [Gaffard, 2004].

A Figura 8 apresenta uma região do diagrama de fases do aço P91. Para 0,1% de Carbono em peso, a fase ferrítica apresenta-se em equilíbrio com carbonetos do tipo $M_{23}C_6$ e MC [Ayala et al., 1999].

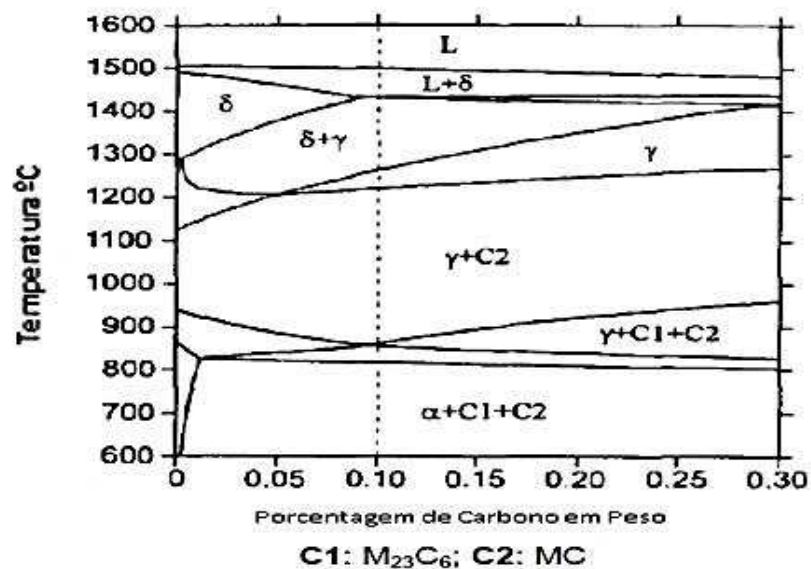


Figura 8. Diagrama de fases do aço P91 [Adaptado de Ayala et al., 1999].

A microestrutura do aço P91 modificado é concebida através de um equilíbrio entre estabilizadores de ferrita e austenita para se obter 100% de austenita durante a austenitização e 100% de martensita após o processo de têmpera ou

normalização, contudo, uma pequena quantidade de ferrita δ pode estar presente em alguns casos [Klueh, 2005].

A presença de ferrita δ reduz a resistência à fluência, a ductilidade e a tenacidade do material. A sua formação depende basicamente do tamanho do campo austenítico no diagrama de fases. A adição de elementos de liga “ferritizantes” como Cromo e Molibdênio para aumentar a resistência à fluência diminui o campo de estabilidade da austenita e aumenta a possibilidade de formar ferrita δ [Tanaka, 2008].

O diagrama de Schaeffler é um diagrama de constituição utilizado para estimar as fases metalúrgicas presentes no metal de soldado. A Figura 9 mostra o diagrama de Schaeffler que expõe a localização dos aços 9-12%Cr. Esta localização no diagrama é definida através do cálculo do Cromo equivalente (C_{req}) e do Níquel equivalente (Ni_{eq}):

$$C_{req} (\% \text{peso}) = \%Cr + 2\%Si + 1.5\%Mo + 5\%V + 1.75\%Nb + 1.5\%Ti + 0.75\%W \quad (1)$$

$$Ni_{eq} (\% \text{peso}) = \%Ni + \%Co + 0.5\%Mn + 0.03\%Cu + 25\%N + 30\%C \quad (2)$$

Na mesma Figura 8, quatro tipos de aços 9-12% Cr aços, incluindo T91, P91, X20 e EM12, estão localizados. Com exceção do aço EM12, que está dentro da zona de estabilidade martensita + ferrita (M + F), os aços restantes estão localizados dentro da zona de estabilidade martensita (M) e muito perto da linha de fronteira de formação de ferrita. Isso significa que, embora estes aços tenham microestrutura inteiramente martensítica, existe potencial para a formação de ferrita δ [Ayala et al., 1999; Zhang, 2009].

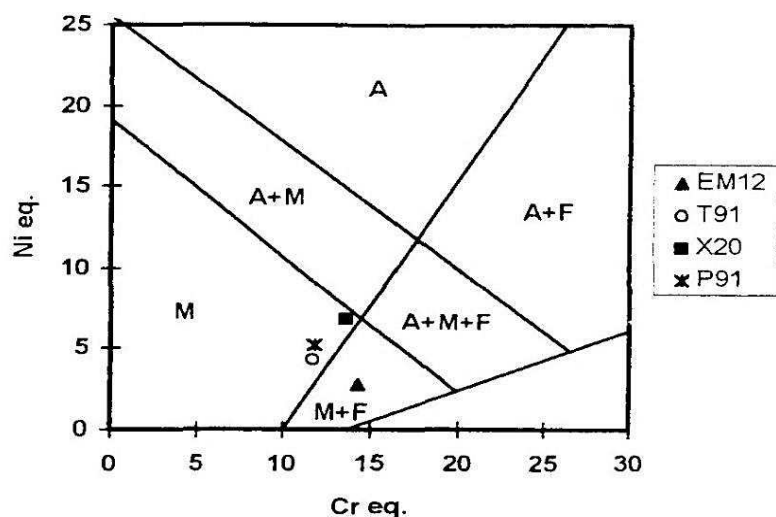


Figura 9. Diagrama de Schaeffler, utilizado para estimar as fases metalúrgicas presentes no metal soldado [Ayala et al., 1999].

A Figura 10 mostra a micrografia do aço P92 após ataque químico com o reagente Vilella obtida por microscopia óptica. Observa-se a matriz martensita revenida de tonalidade cinza com presença de ferrita δ . Os grãos de ferrita δ podem ser distinguidos da martensita revenida por serem “brancos” e “lisos” sem precipitados [Ayala et al., 1999, Ferreira, 2010].



Figura 10. Imagem da microestrutura martensita revenida com presença de ferrita δ no aço P92, obtida por microscopia óptica após ataque químico com reagente Vilella, aumento de 1000x [Adaptado de Ferreira, 2010].

1.1.3 - Características dos Precipitados

Finalizados os tratamentos descritos, o aço P91 apresenta microestrutura de martensita revenida formada por placas e subgrãos, além da presença dos precipitados. Existem dois tipos principais de precipitados: os carbonetos do tipo $M_{23}C_6$ (sendo Cromo o principal elemento, $M = Cr$) e os precipitados do tipo MX ($M = V$ ou Nb ; $X = C$ ou/e N), chamados carbonetos, nitretos e carbonitretos. A microestrutura do aço apresentará, basicamente, esses dois tipos principais, mas dependendo das condições específicas do tratamento térmico e de utilização, pode ocorrer formação de outros precipitados, como M_2X e M_6X , além das fases *Laves* e *Z* [Zhang, 2009]. A Figura 11 mostra uma representação esquemática dos precipitados do aço P91 e a Figura 12 mostra a microestrutura martensita revenida obtida por MEV.

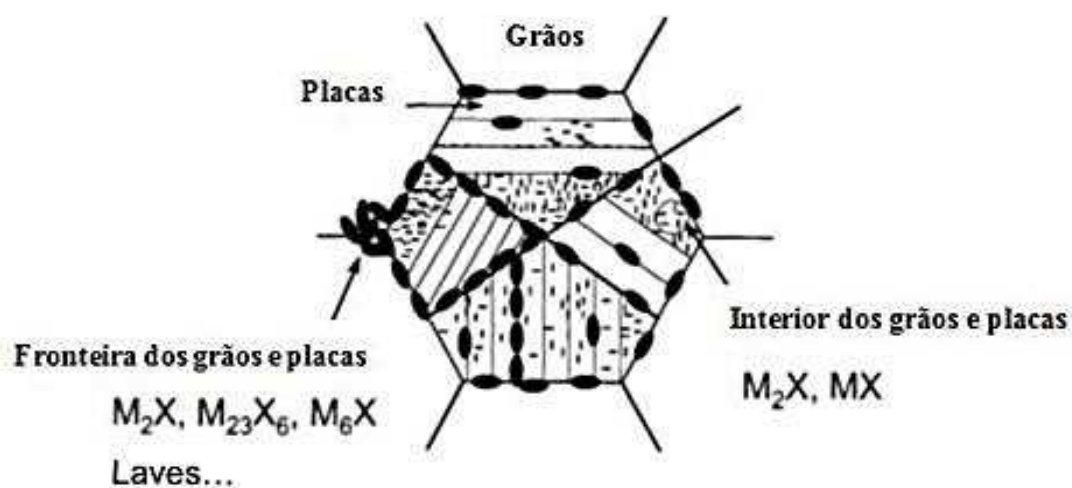


Figura 11. Representação esquemática da localização dos precipitados do aço P91

[Adaptado de Zhang, 2009].

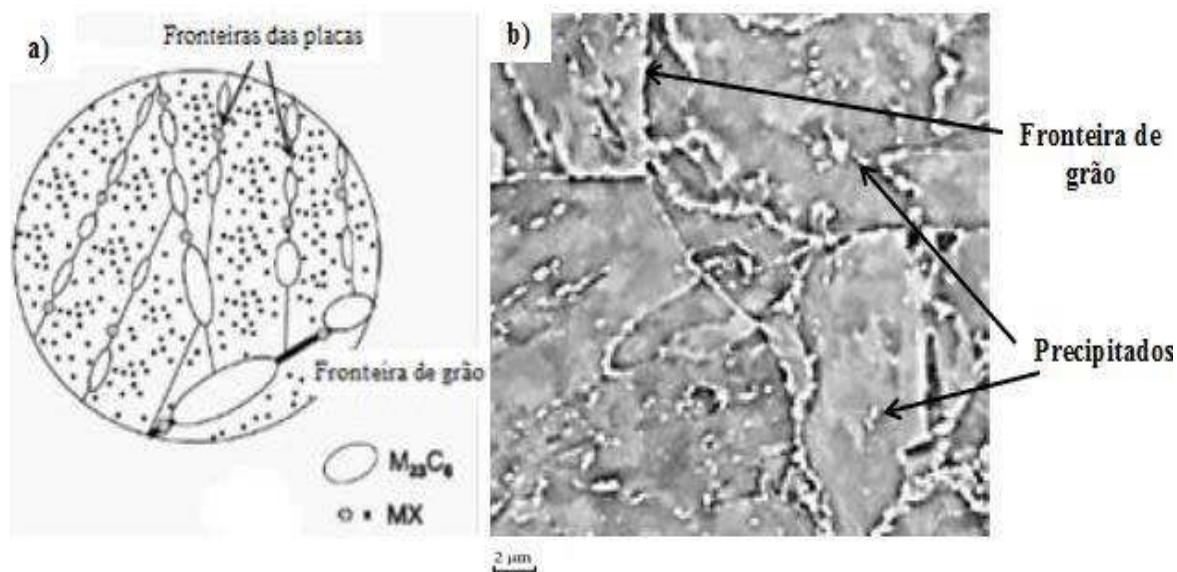


Figura 12. Microestrutura do aço P91: (a) esquema representativo, (b) microestrutura martensita revenida obtida por MEV [Adaptado de Rocha, 2012].

Os carbonetos do tipo $M_{23}C_6$ são ricos em Cromo contendo também Ferro e Molibdênio, eles possuem diâmetro médio de 100nm, sua estrutura é cúbica de face centrada e são os principais tipos de precipitados encontrados nos aços 9-12%Cr. Estes precipitados têm a tendência de dissolverem completamente durante a austenitização a 1070°C, ao passo que, surgem rapidamente durante o processo de revenido, preferencialmente nas fronteiras dos grãos e placas, além disso, também podem ser encontradas em partículas menores no interior das placas de martensita. Estes precipitados retardam o crescimento de grão e, portanto, aumentam a resistência à fluência do material. No entanto, durante o processo de fluência quando expostos a altas temperaturas, os precipitados $M_{23}C_6$ aumentam de tamanho nos contornos e formam pontos de concentração de tensões que contribuem para o início de trincas [Zhang, 2009].

Os precipitados do tipo MX (diâmetro médio de 30-40 nm) possuem estrutura cúbica de face centrada, são menores e mais resistentes a altas temperaturas do que os carbonetos $M_{23}C_6$ e localizam-se geralmente no interior dos subgrãos e placas [Gieseke et al., 1993; Maruyama et al., 2001; Goswami, 2010; Rocha, 2012].

Conforme dito anteriormente, existem dois grupos de precipitados do tipo MX, os de Nióbio (NbX: NbC ou NbN) e de Vanádio (VX: VC ou VN), que desempenham funções diferentes no aço P91. Os precipitados de nióbio geralmente são esféricos, grosseiros e, ao contrário dos outros precipitados, não se dissolvem

durante a austenitização. Os precipitados de Vanádio são mais finos se dissolvem durante a austenitização e, em geral, precipitam uniformemente nas placas de martensita revenida durante o processo de revenido, tal como os precipitados do tipo $M_{23}C_6$. O controle dos precipitados MX presentes no P91 é muito importante para o sucesso do material frente aos mecanismos de fluência. [Zhang, 2009; Rocha, 2012].

As partículas M_2X são ricas em Cromo e são encontradas dentro dos subgrãos após a austenitização. Contudo, geralmente elas se dissolvem e são substituídas por precipitados mais estáveis do tipo MX, especialmente quando processos de revenido acima de 700°C são utilizados. Estes tipos de precipitados são raros e quando aparecem são em pouca quantidade [Zhang, 2009].

O precipitado M_6X é um carboneto cúbico de face centrada, rico em Molibdênio, Cromo e Níquel, ele é encontrado nos contornos de grão após exposições prolongadas do aço a temperaturas em torno de 550°C [Zhang, 2009].

A fase Z, $\text{Cr}(\text{V}, \text{Nb})\text{N}$, é outro nitreto de estrutura tetragonal e com elementos similares ao precipitado MX. Esta fase pode ser encontrada tanto na zona de fusão da solda quanto na zona termicamente afetada após exposições prolongadas a altas temperaturas de operação, ela contribui para redução da vida útil do material em condições de fluência. [Gieseke et al., 1993; Maruyama et al., 2001; Goswami, 2010].

Por último, a fase *Laves* $(\text{Fe}, \text{Cr})_2(\text{Mo}, \text{W})$, que precipita usualmente no nos contornos de grãos e placas perto dos carbonetos $M_{23}C_6$, possui estrutura hexagonal e pode surgir quando material está sujeito a temperaturas em torno de 700°C . A precipitação da fase de *Laves* pode aumentar a resistência à fluência através do endurecimento por precipitação, no entanto, o tamanho de suas partículas aumenta rapidamente quando exposto a temperaturas prolongadas, tornando-se maiores do que as dos carbonetos $M_{23}C_6$ e causando um efeito negativo na resistência do aço [Gieseke et al., 1993; Maruyama et al., 2001; Goswami, 2010].

1.2 - Soldagem do Aço P91

A resistência à fluência dos aços ferríticos é atribuída aos mecanismos de endurecimento por solução sólida ou por precipitação. A soldagem inevitavelmente

afeta as propriedades de fluência. Ao longo dos anos, os sistemas de tubos de alta temperatura mostraram poucas falhas que não estivessem associadas aos processos de soldagem [Brett, 1994; Zhang, 2009].

A norma ASTM A335 indica que o aço P91 modificado pode ser soldado pelos processos convencionais por fusão, TIG (*Tungsten Inert Gas*), Eletrodo Revestido, Arco Submerso, MIG/MAG (*Metal Inert Gas/ Metal Active Gas*) e Arame Tubular; basicamente, são todos processos que envolvem elevado aporte térmico e, normalmente, envolvem a utilização de um metal de adição tal qual um eletrodo consumível, além disso, são processos que se utilizam de uma camada protetora entre a atmosfera e o metal fundido, seja através de gases de proteção ou fluxo [ASTM A335, 2006].

De acordo com Zhang e colaboradores, os processos de soldagem Eletrodo Revestido e TIG são os mais utilizados para fabricação de tubulações de grandes espessuras feitas com o aço P91, mas pelo fato de serem processos manuais sua produtividade é limitada. O processo Arco Submerso é o mais produtivo, contudo, ele é limitado quanto às posições de soldagem. O processo Arame tubular pode ser utilizado para todas as posições e pelas suas altas taxas de deposição pode ser considerado um dos processos mais produtivos para soldagem em campo. No entanto, apesar de ser um processo bem estabelecido para os aços P11 e P22, ele ainda é relativamente novo para soldagem do P91 [Zhang et al., 2001].

1.2.1 - Conceitos Básicos do Processo de Soldagem TIG

A soldagem a arco com eletrodo de Tungstênio e proteção gasosa (*Gas Tungsten Arc Welding – GTAW*), também conhecida por TIG (*Tungsten Inert Gas*), é um processo no qual a união de peças metálicas é produzida através de um arco elétrico estabelecido entre um eletrodo de Tungstênio, não consumível, e as peças a unir. A proteção da poça de fusão e do arco contra a contaminação pela atmosfera é feita por uma nuvem de gases inertes (Argônio e/ou Hélio). A solda pode ou não ser feita com metal de adição [Marques et al., 2005]. A Figura 13 ilustra o processo.

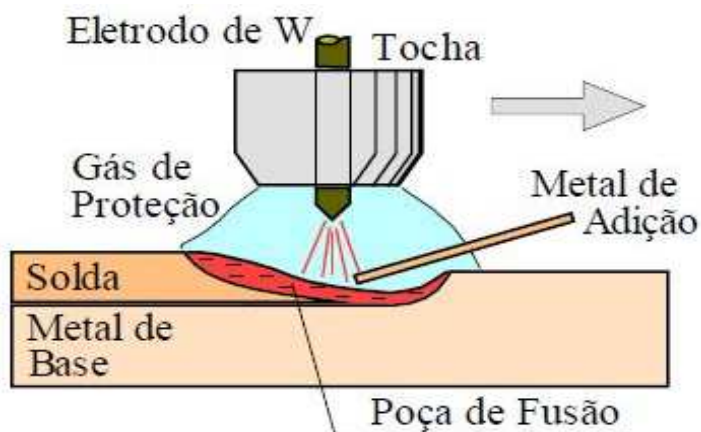


Figura 13. Representação esquemática da soldagem TIG [Marques et al., 2005].

Uma característica importante deste processo é o excelente controle da energia transferida para peça, devido ao controle independente da fonte de calor e da adição do metal de enchimento. Além disso, o arco elétrico na soldagem TIG é bastante estável, suave e produz, em geral, soldas com boa aparência e acabamento, que exigem pouca ou nenhuma limpeza após a operação. Contudo, é um processo com baixa produtividade e alto custo [Marques et al., 2005].

Este processo é aplicável à maioria dos metais e ligas, numa ampla faixa de espessuras, mas, em virtude de seu custo, é usado principalmente em metais não ferrosos e aços inoxidáveis, em peças de pequena espessura (da ordem de 1 a 2 mm). No caso do aço P91, o processo é muito utilizado no passe de raiz na soldagem de tubulações [Marques et al., 2005].

1.2.2 - Conceitos Básicos do Processo de Soldagem Arame Tubular

A soldagem com arame tubular (*Flux-Cored Arc Welding – FCAW*) é um processo que produz a coalescência de metais pelo aquecimento destes com um arco elétrico estabelecido entre um eletrodo tubular, contínuo, consumível e a peça de trabalho. A proteção do arco e do cordão de solda é feita por um fluxo de soldagem contido dentro do eletrodo, que pode ser suplementada por um fluxo de gás fornecido por uma fonte externa. Além da proteção, os fluxos podem ter outras funções, como desoxidar e refinar o metal de solda, adicionar elementos de liga, estabilizar o arco etc. [Marques et al., 2005]. A Figura 14 ilustrar o processo.

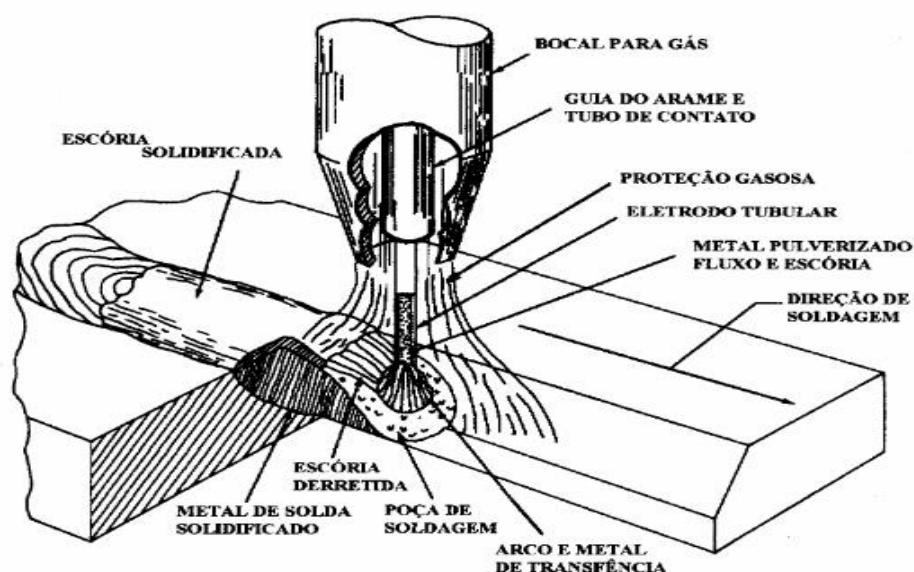


Figura 14. Representação esquemática da soldagem Arame Tubular com proteção gasosa [Bracarense, 2005].

Existem duas variações básicas do processo Arame Tubular, uma em que toda a proteção necessária é gerada pelo próprio fluxo contido no eletrodo, chamada de arame autoprotégido e outra em que a proteção é complementada por uma nuvem de gás, geralmente o gás Carbono (CO_2) [Marques et al., 2005].

O processo com arames tubulares acumula as principais vantagens da soldagem MIG/MAG, como alto fator de trabalho do soldador, alta taxa de deposição e alto rendimento, que resultam em grande produtividade e as vantagens da soldagem com eletrodos revestidos como a alta versatilidade, possibilitando ajustes de composição química do metal de solda e facilidade de operação em campo. É aplicável aos aços Carbono e de baixa liga e aos aços inoxidáveis. Os problemas usuais que ocorrem na soldagem com arame tubular são: fusão incompleta, inclusão de escória, rachaduras, alimentação irregular e porosidade [Bracarense, 2005; Marques et al., 2005].

1.2.3 - Macroestrutura da Solda

O processo de soldagem proporciona uma intensa fonte de calor que interage com o material, este aporte térmico faz com que o material apresente diferentes características e perfis de região para região, conseqüentemente, características únicas de microestrutura em diferentes regiões da solda. A definição clássica da

macroestrutura soldada inclui três zonas distintas: metal de base (MB), a zona termicamente afetada (ZTA) ou zona afetada pelo calor (ZAC) e zona de fusão (ZF). A zona de fusão é composta pelo metal de adição depositado e parte do metal base que se fundiram e se solidificaram dando origem à união do material. Já a zona termicamente afetada, é a zona que pertence ao metal base não fundido que atingiu temperaturas suficientemente elevadas para provocar alterações microestruturais. Por fim, o metal base é a zona mais distante do centro da soldagem onde nenhuma alteração é perceptível. A Figura 15 ilustra as regiões citadas [Marques et al., 2005; Rocha, 2012].

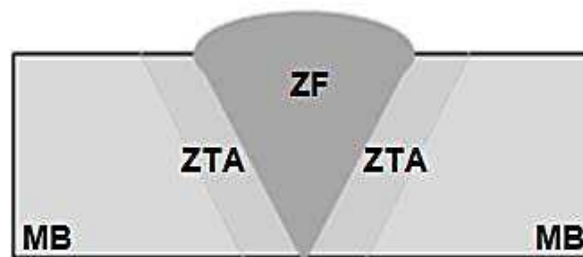


Figura 15. Zonas constituintes de uma junta soldada em "V" [Adaptado de Rocha, 2012].

1.2.4 - Energia de Soldagem

Um parâmetro importante para caracterizar o processo é a energia de soldagem (ou aporte térmico) definida como a quantidade de energia fornecida à junta por unidade de comprimento da mesma.

O aporte térmico pode ser expresso por:

$$\mathbf{H} = \frac{\eta \times \mathbf{V} \times \mathbf{I}}{\mathbf{v}} \quad (3)$$

onde, **H** é a energia de soldagem (Joule/mm), **η** é a eficiência térmica do processo, **V** é a tensão no arco (Volts), **I** é a corrente de soldagem (Ampere), e por último, **v** é a velocidade de soldagem (mm/s) [Marques et al., 2005].

O calor gerado para a execução do processo de soldagem tem um papel importante na microestrutura final da junta soldada. O aumento no valor da energia de soldagem acarreta o aumento da temperatura máxima atingida durante o

processo, maior tempo de permanência a uma dada temperatura e menor velocidade de arrefecimento, podendo causar o crescimento do tamanho de grão da microestrutura mais próxima da zona de fusão. Ao atingir temperaturas mais elevadas, há um aumento da temperatura na vizinhança da solda, levando a um aumento da zona termicamente afetada. No entanto, uma diminuição excessiva da entrega térmica pode provocar falta de fusão do metal depositado [Marques et al., 2005; Rocha, 2012].

1.2.5 - Ciclo Térmico e Cuidados Associados ao Processo de Soldagem

No processo de soldagem é estritamente necessário controlar os fenômenos metalúrgicos que ocorrem para garantir o controle das propriedades mecânicas e para prevenir efeitos indesejados como fissuração a frio, fissuração no reaquecimento, perda de resistência à fluência, concentradores de tensões, microsegregações, etc. Com o intuito de reduzir ao mínimo esses efeitos adversos no processo, são conduzidos um conjunto de operações e tratamentos térmicos que, basicamente, seguem as seguintes etapas: pré-aquecimento, pós-aquecimento e tratamento térmico pós-soldagem (TTPS) [Haarmann et al., 2002]. A Figura 16 esquematiza a sequência de operações de aquecimento, resfriamento e TTPS para a soldagem do aço P91.

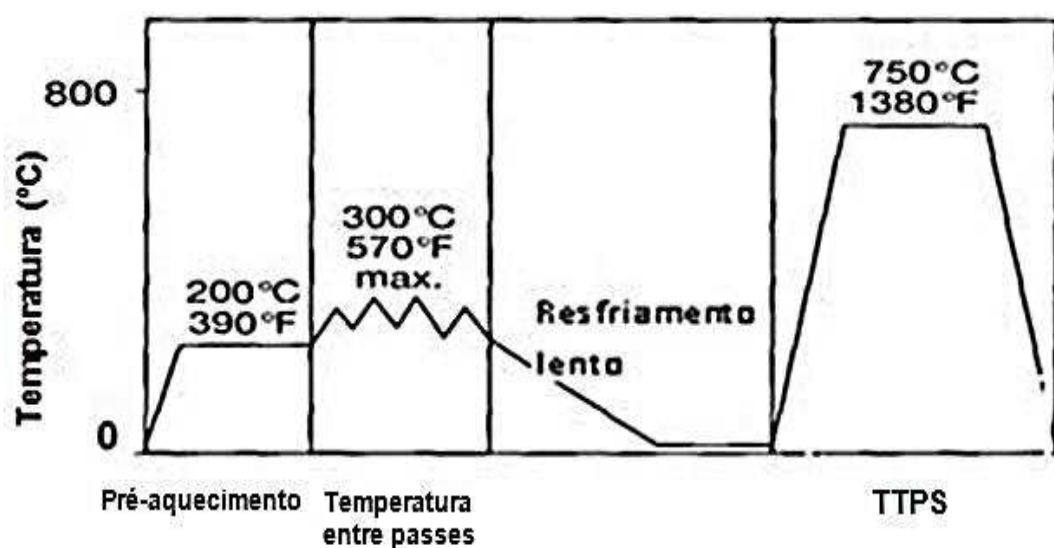


Figura 16. Ciclos térmicos na soldagem do aço P91 [Adaptado de Haarmann et al., 2002].

Bergquist (1999) sugere uma temperatura de pré-aquecimento entre 200°C e 350°C para a soldagem do aço P91. Depois da soldagem, é essencial arrefecer a mesma até uma temperatura inferior a 100°C, para assegurar que a transformação martensítica foi totalmente concluída. Em seguida, um tratamento térmico pós-soldagem, normalmente entre 750°C e 780°C é aplicado para tornar a microestrutura resultante mais homogênea reduzindo os elevados níveis de tensões residuais, melhorando a resistência e a tolerância a defeitos nas articulações soldadas (revenido) [Haarmann et al., 2002].

1.2.5.1 - Fissuração a Frio

Este tipo de fissuração (também chamada de fissuração pelo Hidrogênio) pode ocorrer tanto na zona de fusão como na zona termicamente afetada, e deve-se a quatro fatores: presença de Hidrogênio dissolvido, altas tensões residuais, baixa temperatura de soldagem (abaixo de 200°C) e microestrutura frágil (normalmente martensítica) [Marques et al., 2005].

O Hidrogênio pode ser absorvido pela poça de fusão e incorporado à solda a partir de material orgânico ou de umidade existente nos consumíveis de soldagem ou na superfície da junta.

As tensões residuais são desenvolvidas devido à contração térmica no resfriamento da solda. O nível de tensão residual está diretamente ligado ao grau de restrição da junta soldada. A tensão residual é função das dimensões da solda, da geometria da junta, restrições externas e limites de escoamento do metal de solda e metal de base. De forma geral, para uma dada microestrutura, quanto maior for o nível de tensões residuais na junta soldada, maiores serão as chances de surgimento de trincas na ZTA ou metal de solda [Marques et al., 2005; Oliveira, 2010].

A temperatura é também uma variável importante no tocante à fissuração a frio. A taxa de difusão do hidrogênio em aços ferríticos diminui consideravelmente a partir de temperaturas menores que 150°C. Em temperaturas acima de 150°C, a difusividade do hidrogênio é favorecida na zona de fusão e na ZTA. De forma geral, para redução das trincas a frio é importante reduzir a quantidade de hidrogênio absorvida pela poça de fusão e permitir que o hidrogênio presente na zona de fusão e na ZTA escape antes que a junta soldada atinja temperaturas próximas à

temperatura ambiente [Marques et al., 2005; Oliveira, 2010].

A composição química dos aços também tem influência sobre a susceptibilidade à fissuração 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 (CE) é um índice que permite avaliar a temperabilidade dos aços, quando o CE é menor que 0.40, o material é considerado pouco sensível a fissuração (Figura 17). [Kou, 2003; Oliveira, 2010].

$$CE = C + (Mn+Si)/6 + (Ni+Cu)/15 + (Cr+Mo+V)/5 \quad (4)$$

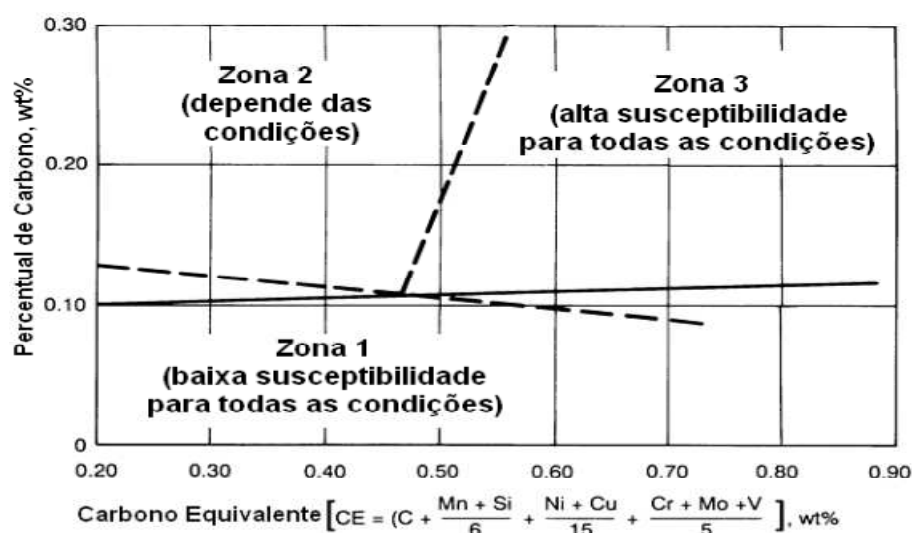


Figura 17. Efeito do teor de Carbono em relação ao Carbono equivalente sobre a susceptibilidade de fissuração a frio na ZTA [Oliveira, 2010].

1.2.5.2 - Pré-aquecimento e Controle da Temperatura entre Passes

O pré-aquecimento é um procedimento que consiste no aquecimento da peça a ser soldada imediatamente antes da soldagem. Este procedimento visa reduzir o gradiente térmico entre o metal de base e a poça de fusão do metal de adição durante a soldagem. É importante ser controlada de forma que não haja uma grande velocidade no arrefecimento, permitindo uma maior liberação do Hidrogênio, e possibilitando a formação de uma microestrutura menos dura e frágil, com menores tensões residuais e, portanto, menos propensa à fissuração [Rocha, 2012].

A literatura sugere geralmente uma temperatura de pré-aquecimento (T_{pa}) de 200°C, no entanto, segundo Fortes (2004), é possível determinar de forma empírica

a T_{pa} a partir do valor do Carbono Equivalente, isto é, com base na composição química do aço, e da espessura do material a soldar:

$$CE_{total} = 0,005 \times CE \times \text{espessura do metal de base (mm)} \quad (5)$$

$$T_{pa} = 350 \times \sqrt{CE_{total} + 0.25} \quad (6)$$

De acordo com Béres e colaboradores (2003), uma alternativa para o cálculo da temperatura de pré-aquecimento baseia-se na temperatura de início de transformação martensítica (M_s) para aços resistentes a altas temperaturas. O objetivo consiste em estabelecer uma T_{pa} situada entre M_s e M_f (temperatura de início e de fim da transformação martensítica, respectivamente) assegurando a transformação de apenas parte da austenita em martensita durante o arrefecimento na soldagem; para esta T_{pa} a literatura indica um teor máximo de 70% de martensita. Quando a peça é, então, resfriada a temperaturas inferiores a T_{pa} , a austenita dúctil presente irá transformar-se em martensita com uma velocidade de resfriamento mais baixa e controlada. No final obtém-se um aço martensítico com tensões residuais menores e, por isso, menos propenso à fissuração. Esta técnica é designada “soldagem martensítica”. A expressão utilizada para a determinação desta T_{pa} é a seguinte:

$$T_p = (M_s - 90) + 10 \quad (7)$$

M_s é a temperatura de início da transformação da martensita que pode ser determinada empiricamente com base nas percentagens mássicas dos elementos de liga e da expressão seguinte:

$$M_s = 454 - 210 \times C + 4,2/C - 27 \times Ni - 7,8 \times Mn - 9,5 \times (Cr + Mo + V + W + 1,5 \times Si) - 21 \times Cu$$

(para aços resistentes a altas temperaturas) (8)

Quando a soldagem de um aço requer um pré-aquecimento a uma dada temperatura, essa deverá ser mantida e controlada inclusive no caso da execução de vários passes durante a soldagem. A temperatura à qual se mantém a soldagem

e o metal adjacente antes da aplicação do passe seguinte é designada temperatura entre passes. Esta temperatura tem como função reduzir a velocidade de arrefecimento em cada passe e o seu valor deverá ser no mínimo igual à temperatura de pré-aquecimento (geralmente 50-100°C acima da Tpa). Contudo, temperaturas superiores a 350°C podem originar um metal de adição muito fluido e consequentemente difícil de controlar, originando provavelmente uma solda de baixa qualidade. Em um típico processo de soldagem multipasses do aço P91, como mostrou a Figura 16, a temperatura de pré-aquecimento é 200°C e a temperatura entre passes não excede 350°C [Bergquist, 1999; Haarmann et al., 2002; Rocha, 2012].

1.2.5.3 - Pós-aquecimento

Após a soldagem ter sido realizada, é possível que seja necessário aquecer novamente a junta e manter a temperatura específica por certo tempo. Essa operação pode, principalmente, auxiliar na difusão do Hidrogênio e aliviar tensões residuais geradas na soldagem.

Este procedimento inicia-se pela manutenção da peça soldada a temperaturas suficientemente elevadas (> 200°C) para que ocorra a difusão do Hidrogênio, permitindo que este seja expulso do material. No final, faz-se um arrefecimento lento até temperaturas inferiores a 100°C, para permitir a transformação total da austenita em martensita [Newell, 2001; Goswami, 2010].

1.2.5.4 - Tratamento Térmico Pós-soldagem

O tratamento térmico pós-soldagem (TTPS) é realizado fundamentalmente para reduzir as tensões residuais, melhorar a resistência da junta e sua tolerância a defeitos. Consiste em um processo de revenido após a soldagem, este processo aumenta a ductilidade e a tenacidade do aço soldado, como já mencionado.

O TTPS é constituído por um aquecimento até temperaturas abaixo de Ac1, em que material é mantido durante certo tempo, e por fim é submetido a um arrefecimento controlado. Quanto mais elevada à temperatura do estágio, mais significativo é o seu efeito no material. A temperatura geralmente recomendada situa-se entre 750 a 780 °C. Acima deste valor (aproximadamente a 860 °C - linha

de transformação Ac1) poderá ocorrer formação de austenita no aço e, conseqüentemente, a sua transformação em martensita durante o arrefecimento.

A duração do tratamento térmico geralmente se dá em cerca de 1 h/25 mm de espessura. Para tempos anormalmente longos poderá haver um crescimento demasiado dos precipitados, provocando uma diminuição excessiva da dureza que pode ser prejudicial ao aço.

Após o TTPS, o aço deve apresentar uma microestrutura mais homogênea, além disso, o aço P91 deve apresentar uma dureza compreendida entre 200 e 295 HV. Para valores superiores, o TTPS poderá ser considerado ineficaz; caso os valores de dureza sejam inferiores ao limite mínimo, o aço poderá ser de novo temperado e revenido [Zhang, 2009; Rocha 2012].

Zhang et al. (2001), analisou a influência de diferentes tempos de TTPS na zona de fusão de um tubo de aço P91 soldado pelo processo Arame Tubular. Os resultados obtidos mostraram uma tendência ao aumento da média da energia absorvida e diminuição da dureza com o aumento do tempo de exposição a 760°C, a Tabela 3 mostra os resultados.

Tabela 3. Propriedades do metal fundido após diferentes tempos de exposição de TTPS
[Adaptado de Zhang et al., 2001].

Temperatura de pré-aquecimento e interpasses (°C)	TTPS	Limite de Resistência à Tração (MPa)	Redução de Área (%)	Dureza (HV)	Charpy a 20°C (J)
250	760°C/2h	809	52	264	25
	760°C/4h	777	58	250	30
	760°C/8h	-	-	-	35

1.2.5.5 - Fissuração no Reaquecimento

Este tipo de fissuração é descrito como intergranular e, geralmente, ocorre ao longo das fronteiras de grão do metal de base próximas à zona de fusão, como mostra a Figura 18. As trincas de reaquecimento podem ter sua origem no tratamento térmico realizado após a soldagem ou no reaquecimento da ZTA numa soldagem multipasses quando o aço possui no mínimo dois dos seguintes elementos: Cromo, Molibdênio, Vanádio e Boro [Oliveira, 2010; Rocha, 2012].

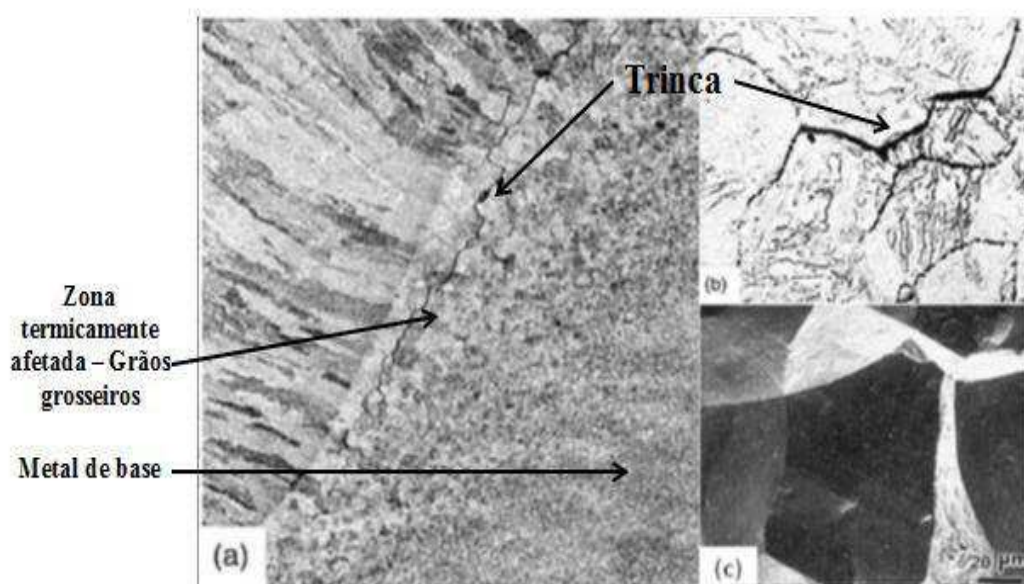


Figura 18. Fissura no reaquecimento na ZTA da solda do aço P91: (a) macrografia, (b) micrografia por MO e (c) superfície de fratura obtida por MEV [Adaptado de Rocha, 2012].

Quando a ZTA é reaquecida em um tratamento térmico de revenido ou durante uma soldagem multipasses, carbonetos de Cr, Mo, V podem precipitar intragranularmente, promovendo o aumento da resistência interna dos grãos e perda de ductilidade no aço. A zona onde ocorre a fissuração apresenta, em geral, microestrutura martensítica de grão grosseiro e de elevada dureza. Somado a isto, elementos de liga como o Fósforo, Enxofre e Alumínio (considerados impurezas) ao segregarem nas fronteiras contribuem substancialmente para o aumento da fragilidade do aço levando à sua fissuração no reaquecimento [Oliveira, 2010; Rocha, 2012].

Segundo Hilkes & Gross (2009), uma das maneiras de avaliar o risco de fissuração no reaquecimento é relacionar a composição química do metal de base e do metal de adição. Esse risco é normalmente avaliado com base no cálculo de dois fatores: o fator J, desenvolvido por Watanabe e válido somente para o metal de base dos aços ligados ao Cr-Mo e o fator X de Bruscatto para o metal de base e o de adição. As fórmulas para os dois fatores são:

$$J = (Si + Mn) \times (P + Sn) \times 10^4 \text{ (elementos em \%peso)} \quad (8)$$

$$X = (10xP + 5xSb + 4xSn + As) / 100 \text{ (elementos em \%peso)} \quad (9)$$

Valores de J inferiores a 120 e de X inferiores a 20 significam que os metais de base e de adição apresentam resistência suficiente à fragilização. Quanto mais baixo for o valor de X e de J, menores serão as quantidades de impurezas (P, Sb, Sn e As) no metal e, portanto, menor será a sua suscetibilidade à fissuração no reaquecimento [Hilkes & Gross, 2009; Rocha, 2012].

1.2.6 - Microestrutura Após o Processo de Soldagem

Todos os ciclos e variações de temperatura que ocorrem nos processos de soldagem são muito delicados e promovem diferenças microestruturais em função da temperatura atingida ao longo da secção transversal do cordão de solda, desde a zona de fusão até o metal de base, como ilustra a Figura 19. Tanto o aquecimento quanto o arrefecimento determinam diversas características macro e microestruturais do cordão no processo [Thomas et al., 2007; Tanaka, 2008; Rocha, 2012].

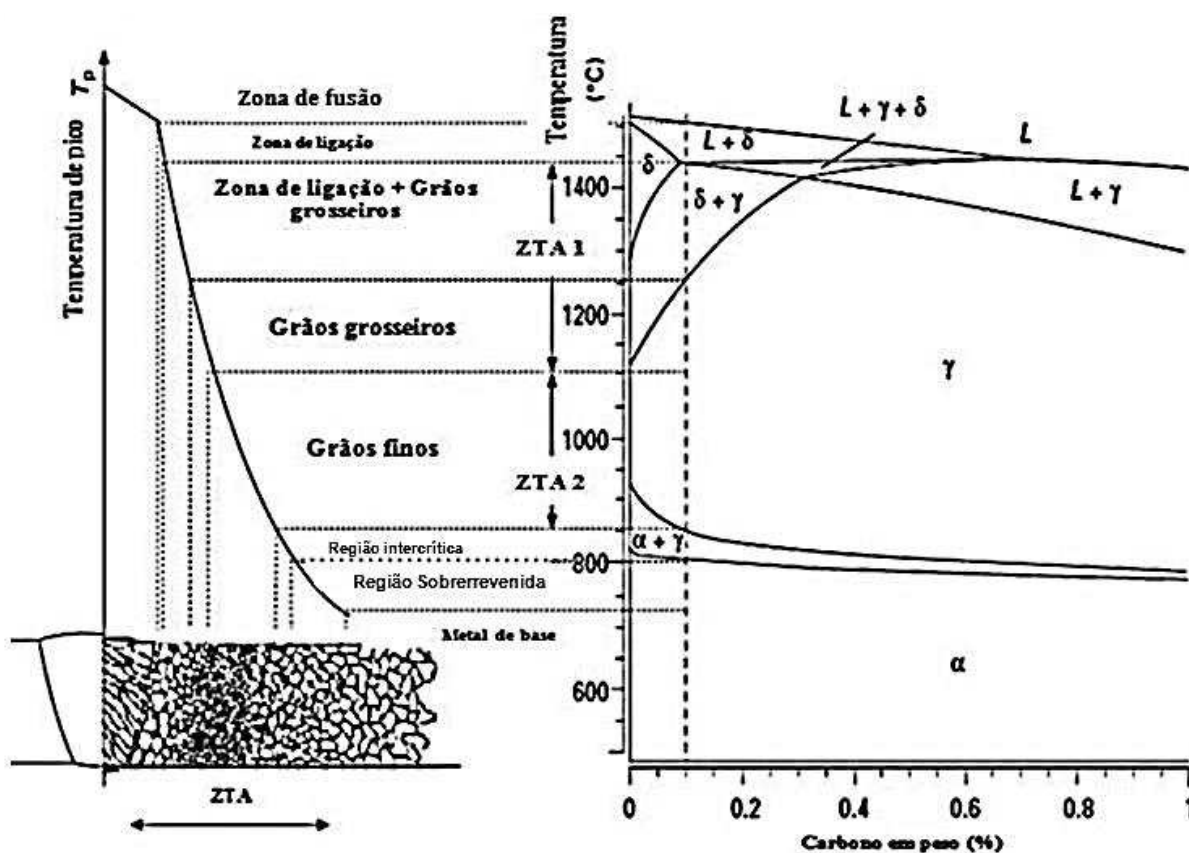


Figura 19. Representação esquemática das regiões tipicamente encontradas numa junta soldada do aço P91 [Adaptado de Tanaka, 2008].

Na zona de fusão, durante a soldagem, o metal de adição encontra-se fundido para permitir a sua deposição na junta, com as “elevadas” velocidades de arrefecimento forma-se a martensita dita “fresca” α' , de grão colunar grosseiro, com baixa densidade de precipitados e elevada dureza [Mayr, 2007; Thomas et al.,2007; Rocha, 2012].

Entre a zona de fusão e a zona termicamente afetada há uma zona de interface em que o metal encontra-se no estado bifásico (líquido + ferrita δ); durante o aquecimento há dissolução parcial dos precipitados permitindo o crescimento do grão austenítico. No arrefecimento a microestrutura é composta por martensita fresca α' de grão grosseiro, possíveis grãos de ferrita δ , dependendo da composição do metal de adição e metal base e da velocidade de arrefecimento, e carbonitreos do tipo NbX que não se dissolveram na austenita durante o aquecimento, esta zona também é chamada de zona de ligação ou transição líquido-sólido [Mayr, 2007; Thomas et al.,2007; Rocha, 2012].

A Figura 20 mostra a microestrutura da zona de fusão do aço P91 soldado, primeiramente a estrutura colunar típica desta zona, obtida por microscopia óptica, em seguida, a microestrutura martensítica completa com a presença de austenita residual, obtida por microscopia eletrônica de varredura e, por último, a microestrutura martensita revenida em placas com alta densidade de discordância, obtida por microscopia eletrônica de transmissão.

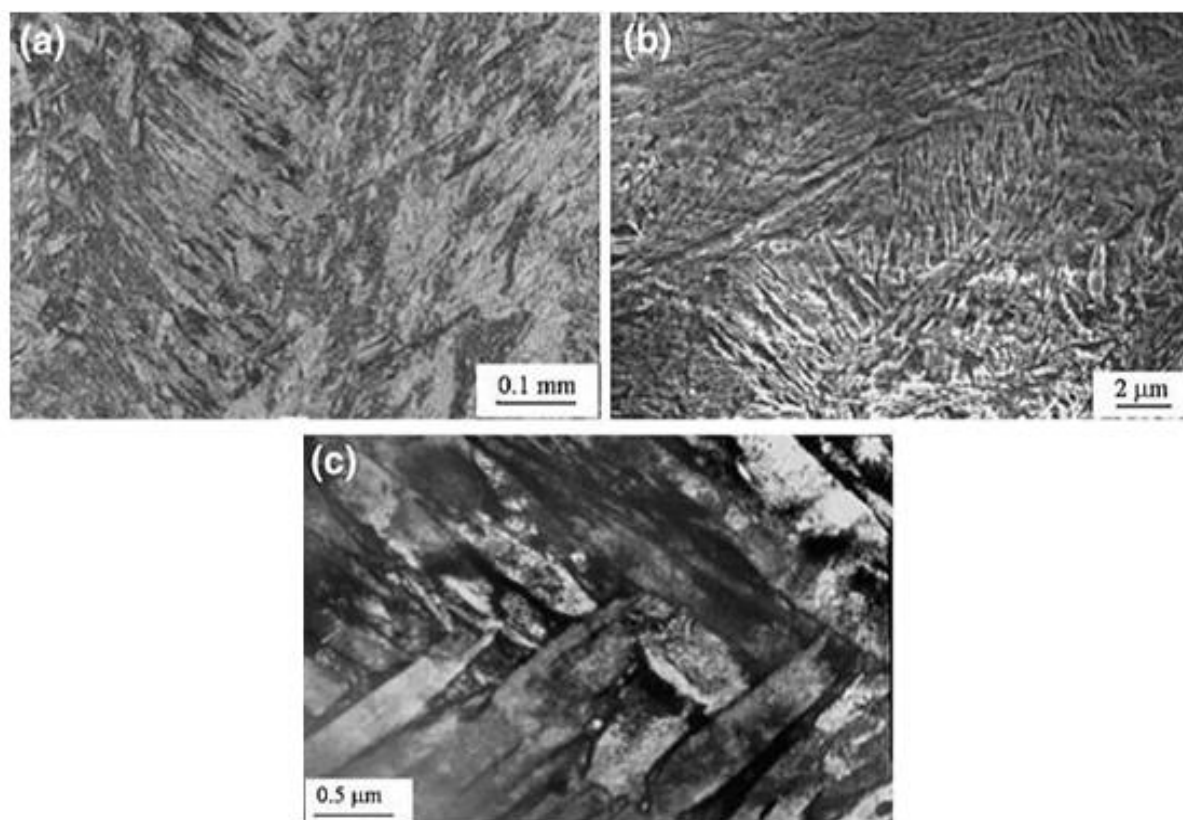


Figura 20. Microestrutura da zona de fusão: (a) estrutura colunar típica da zona de fusão, (b) microestrutura martensítica completa com a presença de austenita residual e (c) microestrutura martensita revenida em placas [Adaptado de Thomas et al.,2007].

As características da zona termicamente afetada dependem fundamentalmente do tipo de metal de base, dos ciclos térmicos e da repartição térmica. Para o aço P91 modificado ela apresentará três regiões características: região de crescimento de grão, região de refino de grão e região intercrítica.

A região de crescimento de grão é a zona termicamente afetada mais próxima à linha de fusão constituída por grãos grosseiros (ZTA 1), situa-se na região austenítica durante a soldagem e sua microestrutura após a soldagem será composta por grãos grosseiros de martensita e precipitados.

A região de refino de grão é a parte da zona termicamente afetada de grão fino (ZTA 2) durante a soldagem encontra-se no domínio austenítico a temperaturas mais baixas do que a região de crescimento de grão (próximas de A_{c3}), origina um tamanho de grão mais fino devido a uma menor dissolução dos precipitados, que bloqueiam o crescimento do grão. Após a soldagem a zona é composta por martensita fresca formada durante o arrefecimento e por precipitados do tipo $M_{23}C_6$,

VX e NbX [Mayr, 2007; Thomas et al.,2007; Rocha, 2012].

A Figura 21 mostra imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura da microestrutura da ZTA com grãos grosseiros e com grãos finos no aço P91 soldado. A ZTA com grãos grosseiros apresenta a existência de ferrita δ (grãos “lisos” sem nenhuma precipitação de carbonetos).

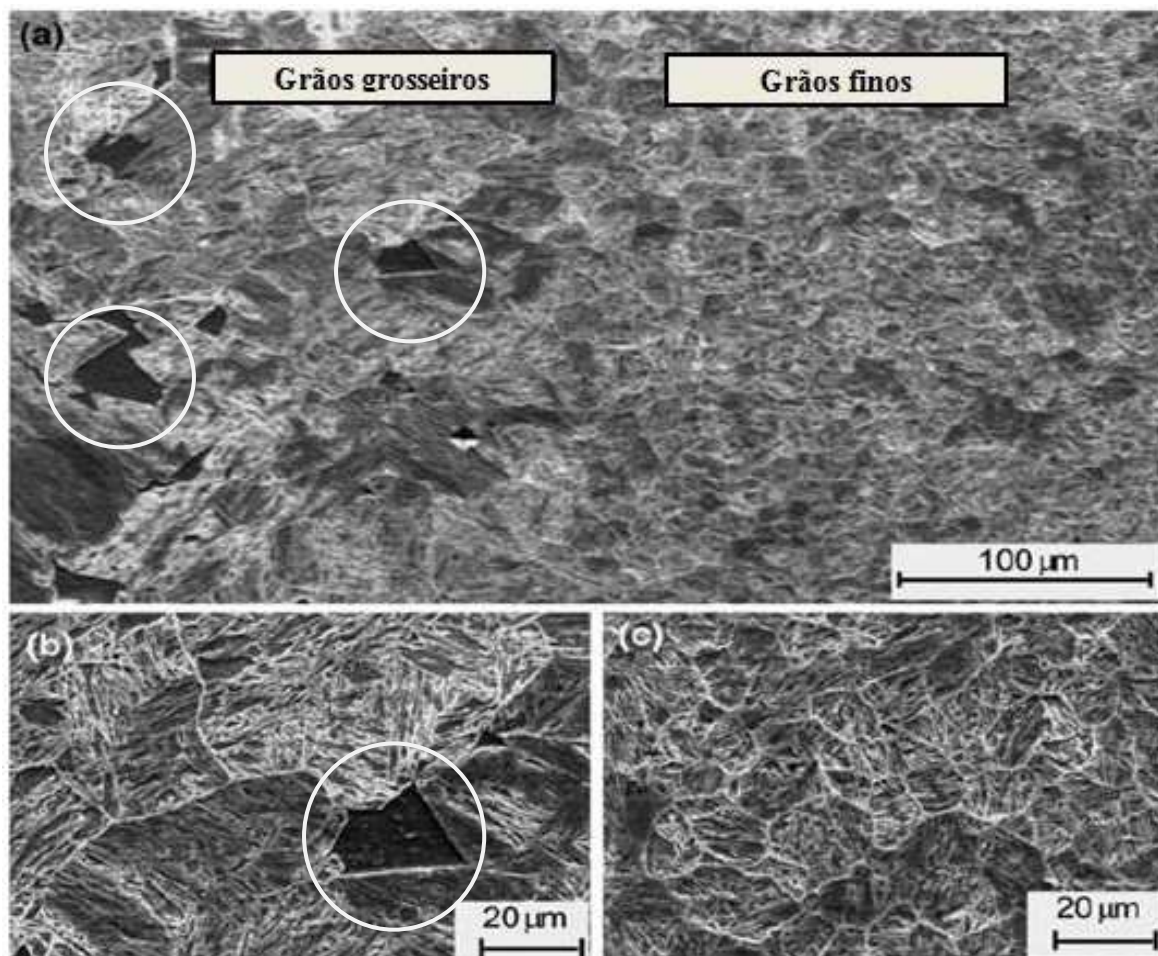


Figura 21. Microestrutura da ZTA obtida por microscopia eletrônica de varredura: (a) regiões da ZTA, (b) zona de grãos grosseiros com evidência da presença de ferrita δ e (c) zona de grãos finos [Adaptado de Thomas et al.,2007].

E por fim, a região intercrítica, em que a microestrutura situa-se no domínio bifásico intercrítico $\gamma + \alpha$ (entre A_{c3} e A_{c1}) durante o processo, dando origem após a soldagem a uma microestrutura com presença de ferrita α , martensita fresca de grão fino e martensita previamente existente na microestrutura que sofreu um revenido não controlado (sobrerrevenido), além dos precipitados $M_{23}C_6$, VX e NbX [Mayr, 2007; Thomas et al.,2007; Rocha, 2012]. A Figura 22 mostra a microestrutura típica

da zona Intercrítica com coexistência de ferrita e martensita, além dos precipitados ao longo das placas de martensita, nos contornos e dentro dos grãos de ferrita.

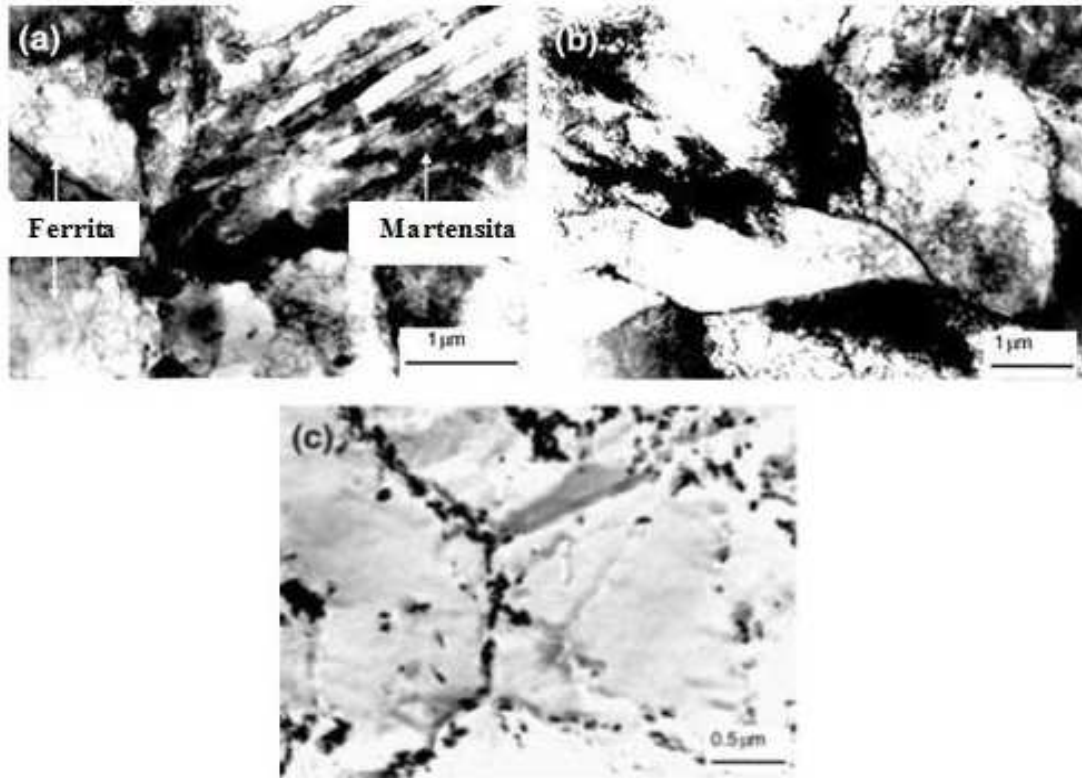


Figura 22. Microestrutura da zona intercrítica obtida por microscopia eletrônica de transmissão: (a) coexistência de ferrita e martensita, (b) presença de ferrita com subgrãos e (c) precipitados [Adaptado de Thomas et al.,2007].

As zonas mais distantes além da zona intercrítica, não há qualquer alteração microestrutural, mantendo-se assim a estrutura martensítica revenida do metal base [Mayr, 2007; Thomas et al.,2007; Rocha, 2012]. A Figura 23 mostra um resumo das transformações microestruturais em cada região da solda.

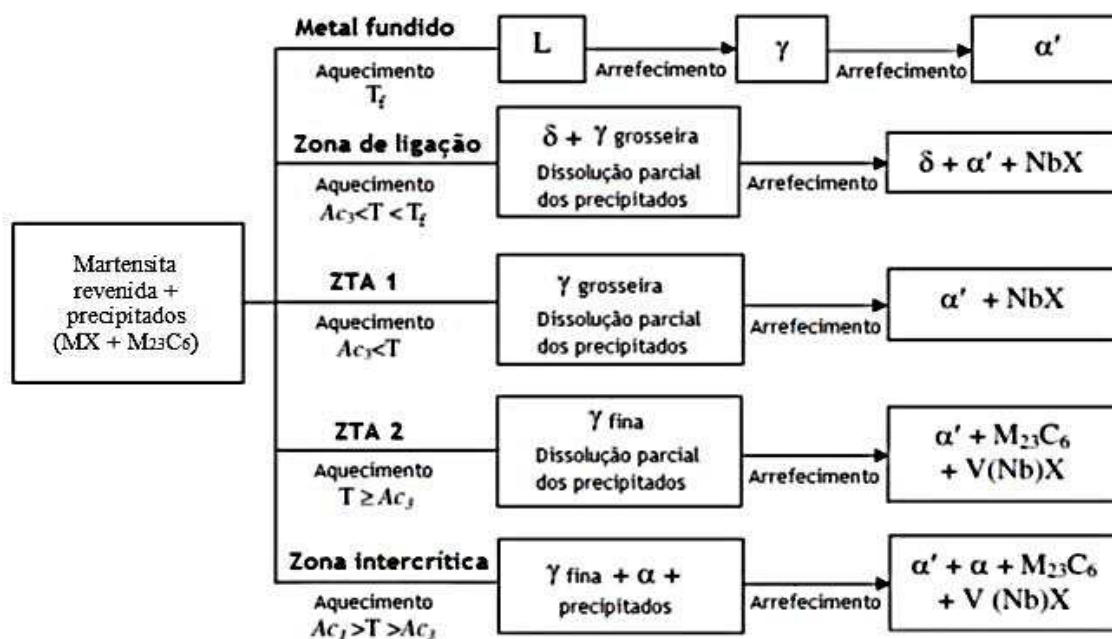


Figura 23. Esquema representativo das diferentes transformações microestruturais em cada região da solda [Adaptado de Thomas et al.,2007].

Todas estas zonas e regiões citadas apresentam propriedades diferentes relativamente ao metal base, variando suas propriedades ao longo da secção transversal da soldagem. Essas variações são prejudiciais para o desempenho do aço em serviço, mas podem ser atenuadas por um TTPS bem executado [Newell, 2001; Rocha, 2012].

Um claro exemplo deste fato é apresentado na Figura 24 que mostra um perfil de dureza de um aço P91 soldado após TTPS (1 h a 745°C), no qual o seu intervalo de dureza recomendado é de 200-295 HV [Newell, 2001; Rocha, 2012].

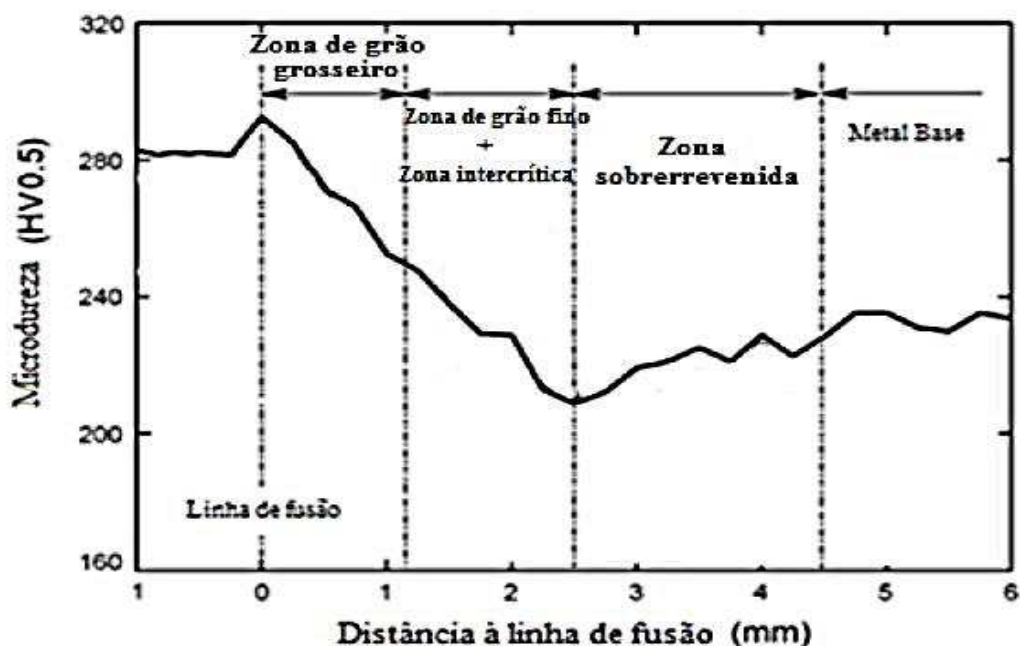


Figura 24. Perfil de durezas ao longo da secção transversal do aço P91 soldado após TTPS [Rocha, 2012].

Os valores de durezas mais elevados são observados ao nível da linha de fusão entre a zona de fusão e a zona de grãos grosseiros. Esta elevada dureza deve-se ao endurecimento por solução sólida provocada pela dissolução parcial dos precipitados durante o aquecimento a elevadas temperaturas. As zonas adjacentes, mais distantes da linha de fusão, atingem temperaturas e velocidades de arrefecimento gradualmente menores, fazendo com que a dissolução dos precipitados seja menor, apresentando, entre outras propriedades, uma menor dureza. O valor mais baixo é observado entre a zona intercrítica e a zona sobrerevenida, onde a dissolução e o crescimento dos precipitados, tanto durante a soldagem como durante o TTPS, é o menor. Esta zona mais macia poderá ser problemática durante a utilização do aço podendo apresentar resistência mecânica insuficiente e, portanto, prejudicial ao desempenho do aço soldado [Bailey, 1994, Thomas et al., 2007].

Gaffard (2004) analisou o efeito do TTPS prolongado no cordão de solda e obteve os perfis de dureza expostos na Figura 25, que mostram redução da dureza principalmente nas zonas da ZTA mais próximas ao metal de base.

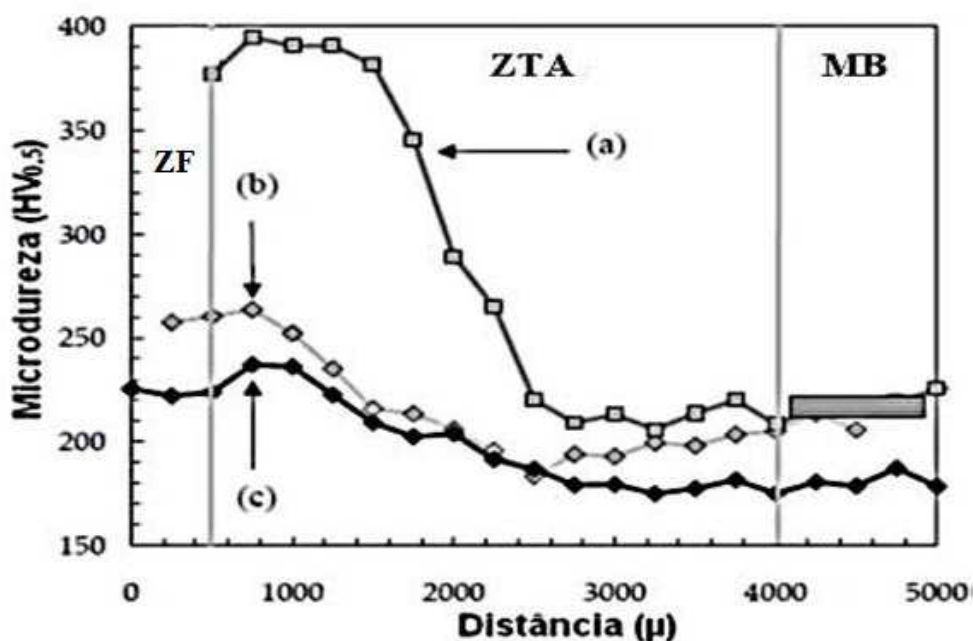


Figura 25. Perfis de dureza em soldas de aço P91: (a) sem TTPS, (b) após TTPS a 760°C por 2 h e (c) após TTPS a 750°C por 15,3 h [Adaptado de Gaffard, 2004].

Outra particularidade microestrutural que pode surgir é a ocorrência de microsegregações (heterogeneidade localizada da composição química) durante a solidificação da zona de fusão. Essas microsegregações podem originar a retenção de austenita no cordão de solda. Essa austenita retida é chamada de austenita residual, é uma fase austenítica que não sofre transformação martensítica durante o arrefecimento. No final do arrefecimento uma proporção de austenita fica então retida na microestrutura do material, a zona de fusão se solidifica de forma dendrítica (Figura 26), ou seja, com uma distribuição não uniforme dos elementos de liga [Santella et al., 2002 ; Gaffard, 2004; Rocha, 2012].

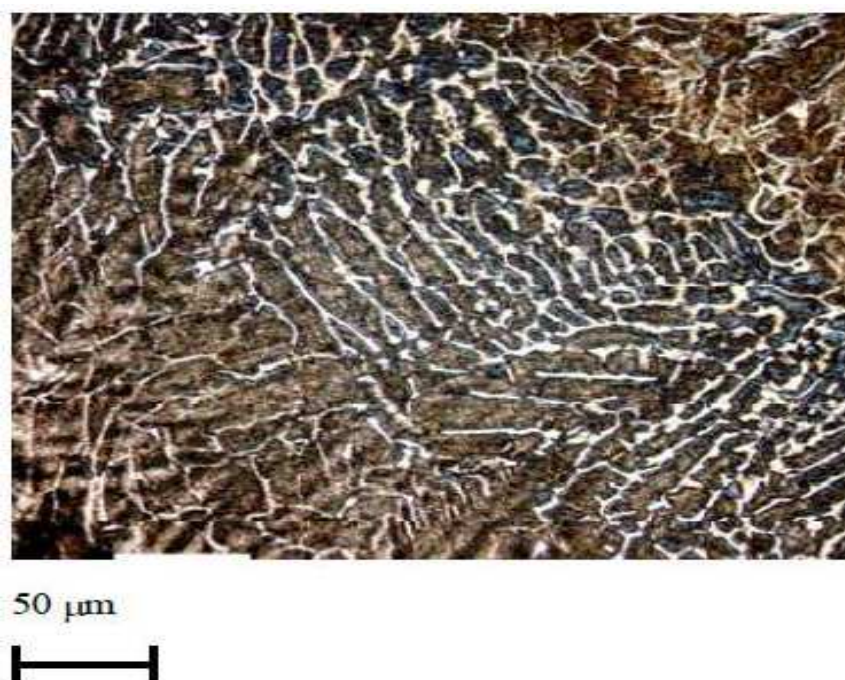


Figura 26. Microestrutura dendrítica da zona de fusão antes do TTPS [Gaffard, 2004].

A presença de austenita residual na microestrutura do aço é prejudicial já que ela impede o aço de adquirir a dureza máxima prevista, afetando assim as suas propriedades mecânicas. Somado a isso, há a possibilidade da austenita transformar-se em martensita em serviço originando tensões que podem provocar fissuras e fratura [Santella et al.,2002 ; Rocha, 2012].

No caso de soldagens multipasses, a microestrutura sofre algumas alterações sofrendo heterogeneidades devido às sucessivas entregas de calor provocando novas repartições térmicas.

O metal de adição ao ser depositado provoca aquecimento alterando a microestrutura a sua volta. Quando é feito um passe, o metal depositado apresenta microestrutura colunar grosseira, contudo, poderá sofrer um aquecimento pelo passe seguinte, alterando assim uma parte da sua microestrutura colunar em microestrutura grosseira e fina recristalizada. As zonas mais próximas ao passe depositado atingem temperaturas mais elevadas provocando crescimento de grão dando origem à zona de grão grosseiro [Zhang, 2009; Rocha, 2012]. A Figura 27 exemplifica as alterações microestruturais em soldagem multipasses.



Figura 27. Ilustração da microestrutura após soldagem multipasses [Rocha, 2012].

1.3 - Características das Juntas Soldadas do Aço P91 Relacionadas à Fluência.

1.3.1 - Fenômeno de Fluência

A fluência é o mecanismo de falha que tem maior influência na vida dos componentes que trabalham a alta temperatura e sob pressão interna, onde a corrosão e a oxidação atuam apenas como redutores de vida útil. O tempo de vida em regime de fluência de um componente é determinado através das propriedades específicas do material, da geometria do componente e das condições de operação nominais ou reais [Evans, 1984].

A fluência pode ser definida como a deformação plástica lenta de um material sob ação de uma carga constante durante um determinado período de tempo, o material pode sofrer perda de resistência mecânica devido a vários fatores associados: aumento da mobilidade dos átomos (difusão) e das discordâncias (escalagem), operação de novos sistemas de deslizamento, deformação nos contornos de grãos, efeito da temperatura que altera a estabilidade metalúrgica do aço e interação com o meio ambiente [Evans, 1984; Shackelford, 2008].

O fenômeno de fluência pode ocorrer em todos os metais, e torna-se significativo a temperaturas superiores a 40% da temperatura de fusão do material (T_f). Nessas temperaturas a difusão é significativa, visto que a difusão é um fenômeno termicamente ativado que apresenta uma dependência exponencial da

temperatura. Abaixo de $0,4 T_f$, o coeficiente de difusão é muito baixo de modo que qualquer mecanismo de deformação plástica por fluência é tão lento que pode ser desprezado [Evans, 1984; Shackelford, 2008].

1.3.2 - Mecanismos de 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: fluência difusional (englobando a fluência de Coble, Nabarro-Herring e Harper-Dorn) e a fluência por movimentação de discordâncias [Evans & Wilshire, 1985; Oliveira, 2010].

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. As lacunas, entretanto, alteram a densidade local do reticulado, gerando um gradiente de tensão (em geral das zonas sob compressão para as zonas sob tração). Os mecanismos principais de fluência difusional são: fluência de Coble, que ocorre pela difusão de vacâncias, ao longo dos contornos de grão; fluência de Nabarro-Herring que ocorre a altas temperaturas pela difusão de vacâncias no interior do grão; fluência de Harper-Dorn, que consiste basicamente na migração de vacâncias através do núcleo de discordâncias [Evans & Wilshire, 1985; Oliveira, 2010].

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 [Evans & Wilshire, 1985; Oliveira, 2010].

Todos são fenômenos termicamente ativados, deste modo, quanto maior a temperatura, maior a probabilidade da ocorrência destes eventos. Basicamente, o que vai determinar qual mecanismo de deformação por fluência é a combinação entre os níveis de temperatura e de tensão ao qual o material está submetido [Evans e Wilshire, 1985; Oliveira, 2010].

1.3.3 - Falhas em Juntas Soldadas do Aço P91 Submetidas à Fluência

As juntas soldadas possuem, em geral, mais baixa resistência à fluência em relação aos aços normais (não soldados) pela sua estrutura complexa e heterogênea formada durante o ciclo térmico de soldagem. Existem tipos de falhas que são recorrentes em juntas soldadas submetidas à fluência, estes tipos são categorizados de acordo a posição de fratura na estrutura soldada (Figura 28) e classificados como do tipo I, II, III e IV [Francis et al., 2004; Issler et al., 2004; Yamazaky, 2008].

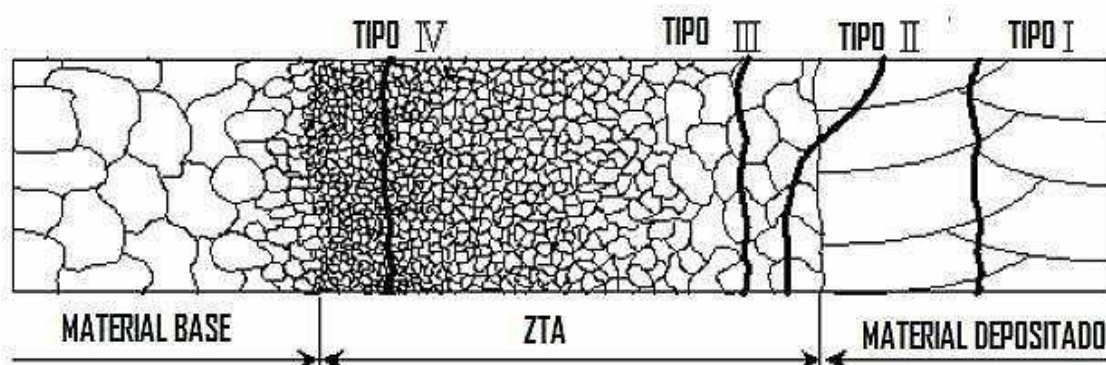


Figura 28. Localização dos tipos (I a IV) mais frequentes de fissuras em juntas soldadas [Adaptado de Yamazaky, 2008].

As fissuras do tipo I ocorrem no material depositado (ZF), com desenvolvimento longitudinal e/ou transversal ao cordão de solda. As fissuras do tipo II são semelhantes às do tipo I com crescimento e propagação em direção a ZTA. Em ambos os casos, as fissuras não têm relação com o mecanismo de fluência em si, e nucleiam-se durante o tratamento térmico após a soldagem e não durante o serviço e podem ser resultantes, sobretudo, de um processo de fissuração a quente [Yamazaky, 2008; Zhang, 2009].

As fissuras do tipo III nucleiam-se na zona de grão grosseiros da ZTA perto da zona de fusão e sua propagação, em alguns casos, pode ter a direção da ZTA ou metal de base. Este tipo de fissuração acontece durante o tratamento térmico após a soldagem, sendo fomentada pelos elementos de liga (ex. V, Cr, e Mo) utilizados para melhorar a resistência à fluência do material e pela presença de elementos residuais, que são responsáveis pela redução da ductilidade do material [Brett, 2004; Yamazaky, 2008].

As fissuras do tipo IV ocorrem na região intercrítica ou zona de grãos finos da ZTA, e apesar de ainda não terem sido extensamente estudadas, este tipo de falha tem sido considerado o mecanismo mais importante e limitador da vida útil de juntas soldadas sob fluência em aços a base de Cromo: Cr-Mo de baixa e alta liga [Watanabe et al., 2006; Hongo et al., 2011].

Este modo de fissuração ocorre numa fase prematura do funcionamento em serviço (até 40.000 horas) para valores de temperatura inferiores às de projeto, além disso, pode surgir e desenvolver-se no interior da peça antes de aparecer na superfície. Na Figura 29 está representado o perfil de uma secção correspondente a uma junta soldada onde existiu fissuração do tipo IV. Esta junta esteve submetida a temperaturas na ordem dos 600°C e 80 MPa de pressão durante um período de funcionamento de 12.414 horas. O início da fissura teve origem aproximadamente a 400-500 µm a partir da fronteira entre o material de base e a ZTA [Watanabe, 2006].

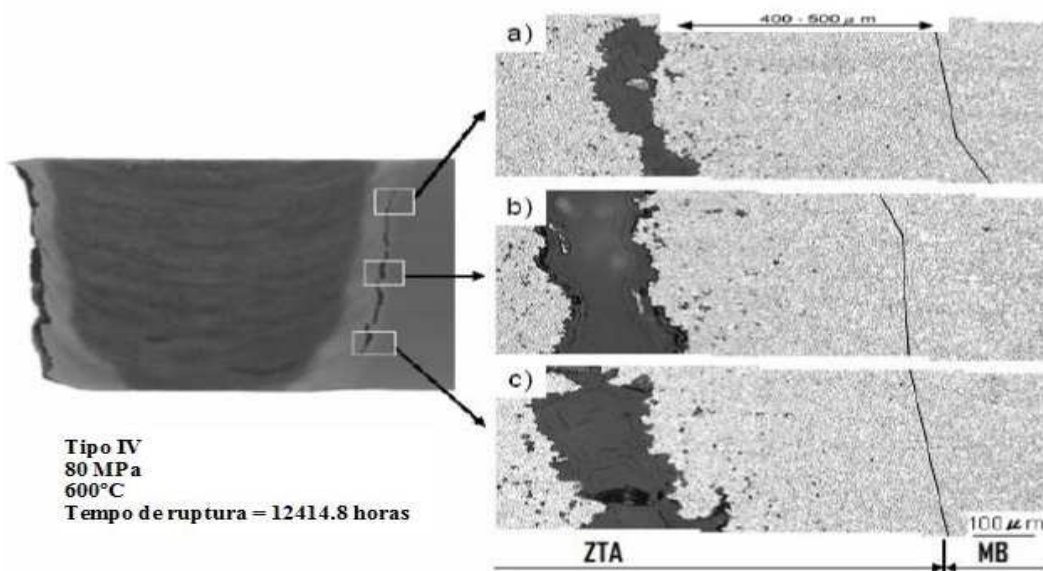


Figura 29. Perfil de fratura do tipo IV em uma junta soldada do aço P91 [Adaptado de Watanabe, 2006].

Durante a soldagem, a região intercrítica da ZTA na junta é aquecida à máxima temperatura, o que conduz à existência de alguma ferrita macia nesta região. Além disso, como mencionado anteriormente, pelo fato do pico de temperatura de aquecimento não ser muito elevado e a sua duração ser curta, muitos dos precipitados não se dissolvem na matriz austenítica, ao contrário do que acontece na região de grãos grosseiros, onde a dissolução dos precipitados é

totalmente completa devido à maior temperatura de pico. A região intercrítica da ZTA tem essencialmente uma estrutura muito fina composta por subgrãos com baixa densidade de discordâncias. Ensaio de dureza realizados em juntas de aços Cr-Mo revelaram que a região intercrítica da ZTA tem menor dureza, menor ainda do que a do metal de base (ver Figura 24) [Albert et al., 2003; Wu et al., 2004].

De acordo com Watanabe (2006), a diminuição da dureza vem acompanhada de uma redução de resistência à fluência na ZTA, de modo que em muitos casos o perfil de dureza pode ser tomado como parâmetro para inspeção e avaliação do comportamento da junta sob fluência. Na Figura 30 são mostradas as micrografias obtidas por microscopia eletrônica de varredura, correspondentes às diversas regiões da junta soldada que apresentou fratura do tipo IV, em que se verificou na ZTA adjacente ao MB a região de menor dureza e microestrutura de grãos refinados, além da presença de vazios provenientes da deformação por fluência.

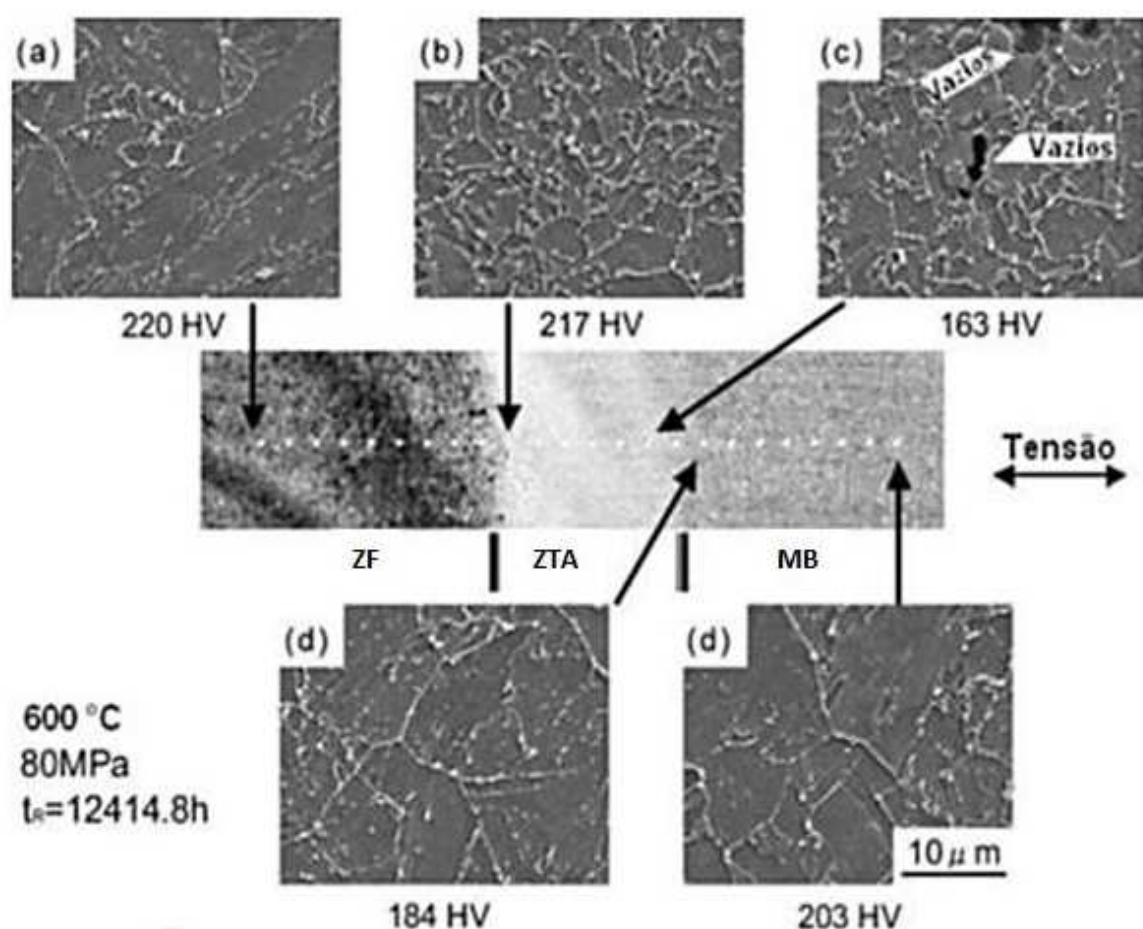


Figura 30. Micrografias e durezas das regiões da junta soldada com fratura do tipo IV [Adaptado de Watanabe, 2006].

A exposição à fluência tende a formar cavidades e microfissuras na região intercrítica da ZTA. O engrossamento dos carbonetos $M_{23}C_6$, a pouca quantidade de precipitados secundários com partículas finas de MX durante a têmpera e a exposição excessiva à fluência, foram identificadas como os principais mecanismos que diminuem ainda mais a resposta à fluência na região intercrítica da ZTA [Spigarelli & Quadri, 2002; Watanabe, 2006]. Na Figura 31 são mostradas micrografias de várias partes da região intercrítica após submeter à solda ao ensaio de fluência durante 12.414 horas. Identificou-se um coalescimento dos carbonetos que, em vez de permanecerem dispersos passaram a aumentar em tamanho e em quantidade. Além do mais, houve a precipitação de fases de Laves que fragilizam o material.

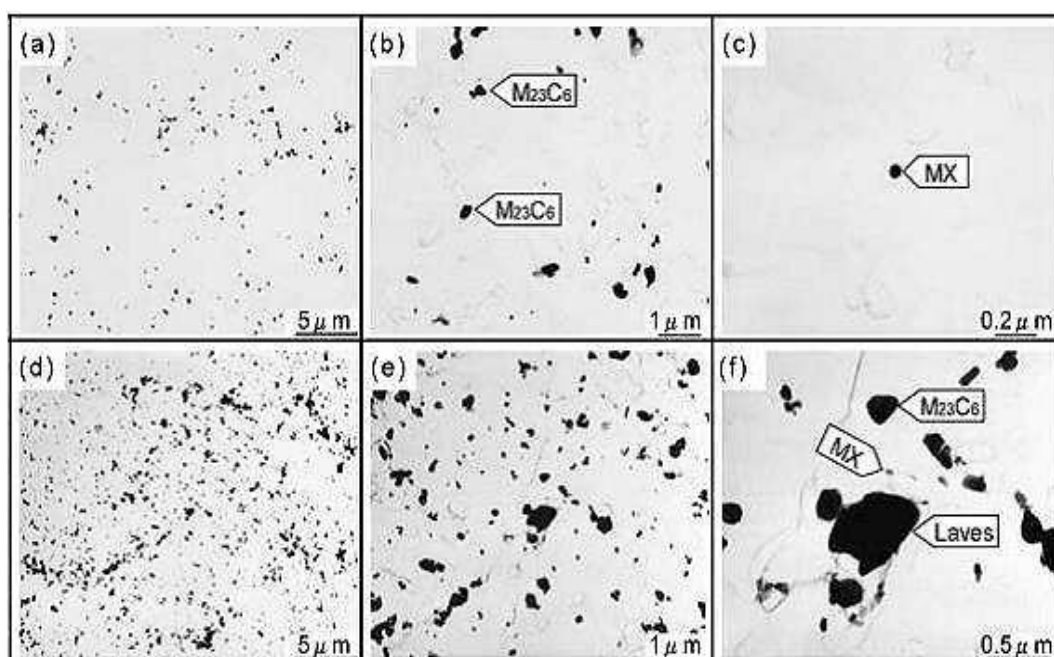


Figura 31. Micrografias da zona intercrítica com diferentes ampliações, obtidas por microscopia eletrônica de transmissão: (a, b, c) antes do ensaio de fluência e (d, e, f) após o ensaio de fluência a 600 °C, 800 MPa, com tempo de ruptura de 12415 horas [Adaptado de Watanabe, 2006].