

**MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO E DO DESPORTO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL**

Escola de Engenharia

**Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalurgia e de
Materiais-PPGEM**

**AVALIAÇÃO DO COMPORTAMENTO EM FRATURA DE JUNTAS SOLDADAS DE
TUBOS DE AÇO 2 ¼ Cr 1 Mo EM ALTA TEMPERATURA**

Luciano Volcanoglo Biehl

Engenheiro Metalúrgico

**Dissertação para obtenção do título de Mestre
em Engenharia**

Porto Alegre

1998

**ESCOLA DE ENGENHARIA
BIBLIOTECA**

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO E DO DESPORTO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL

Escola de Engenharia

**Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalurgia e de
Materiais-PPGEM**

**AVALIAÇÃO DO COMPORTAMENTO EM FRATURA DE JUNTAS SOLDADAS DE
TUBOS DE AÇO 2 ¼ Cr 1 Mo EM ALTA TEMPERATURA**

Por

LUCIANO VOLCANOGLO BIEHL

Engenheiro Metalúrgico

**Trabalho realizado no Departamento de Metalurgia da Escola de Engenharia da
UFRGS, dentro do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas,
Metalurgia e de Materiais - PPGEM.**

Porto Alegre

1998

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

Orientador: Telmo Roberto Strohaecker

Banca Examinadora:

* Dr. Alexandre M Pope, CENPES/PETROBRAS

* Dra. Gelsa E. Englert, PPGEM/UFRGS

* Dr. Francisco José Kiss, PPGEM/UFRGS

Coordenador Dr. Luiz Frederico Pinheiro Dick

***“DEDICO ESTA TESE A TODAS AS PESSOAS
QUE DE MANEIRA DIRETA
OU INDIRETA AJUDARAM-ME A CONCLUÍ-LA”***

AGRADECIMENTOS

A todos que colaboraram direta ou indiretamente na elaboração deste trabalho, o meu reconhecimento.

Ao professor Telmo Roberto Strohaecker pelo estímulo, dedicação e esforço pessoal proporcionado.

Aos colegas Diógenes Pereira, Juan Carlos, Joyson Pacheco e Micaela Tourrucôo pelas sugestões e observações valiosas.

A amiga Paula Pinheiro Machado pela força e estímulo.

Ao CNPq pelo apoio financeiro.

SUMÁRIO

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS	VIII
RESUMO	XII
ABSTRACT	XIII
1 INTRODUÇÃO	1
2 REVISÃO DE LITERATURA	3
2.1 Aços para Temperaturas Elevadas	3
2.2 Juntas Soldadas	5
2.3 Fenômeno de Fluência	9
2.3.1 Mecanismos	10
2.3.1.1 Difusão	11
2.3.1.2 Deslizamento de Discordâncias	12
2.3.2 Modos de Fratura	13
2.3.3 Mapas de Deformação	15
2.3.4 Influência do Tamanho de Grão na Resistência a Fluência	17
2.3.5 Influência de Precipitados na Resistência a Fluência	18
2.4 Aplicação da Mecânica da Fratura em Fluência	20
2.4.1 Crescimento de Trinca em Fluência	20
2.4.2 Utilização do Fator de Intensidade de Tensões(K)	22
2.4.3 Utilização de Condições Não Lineares (C*)	22
2.5 Oxidação	27
2.5.1 Cinética de Oxidação	28
2.5.2 Efeito de Óxidos na Propagação de Trinca	29
3 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	31
3.1 Material	31
3.1.1 Composição Química	32
3.2 Metodologia	33
3.3 Ensaio por Mecânica da Fratura	34
3.3.1 Corpos de Prova	34
3.3.2 Pré-trinca de Fadiga	35
3.3.3 Máquina de ensaios	35
3.3.4 Teste de Resistência em Alta Temperatura	38
3.3.5 Determinação Experimental de C*	39

3.3.6 Estimativa de da/dt	40
3.4 Avaliação Metalográfica	41
3.5 Fractografia	41
3.6 Dureza	42
3.7 Ensaaios de Oxidação a Alta Temperatura	42
3.7.1 Método Termogravimétrico	42
3.7.1.1 Determinação da Lei Cinética de Formação de Óxidos	43
4 RESULTADOS	44
4.1 Metalografia da ZAC; ZAC/MS; MS	44
4.2 Curvas de Resistência em Alta temperatura	51
4.3 Fractografia	60
4.4 Estimativa de da/dt	62
4.5 Estimativa do Parâmetro C^*	63
4.6 Curva de da/dt versus C^*	64
4.7 Dureza	65
4.8 Curvas Termogravimétricas	66
4.9 Interface Óxidos/Metal	71
5 DISCUSSÃO	73
5.1 Metalografia da Junta Soldada	73
5.2 Curvas de Resistência em Alta Temperatura	74
5.3 Fractografia	75
5.4 Estimativa de da/dt	76
5.5 Estimativa do Parâmetro C^*	76
5.6 Curva de da/dt versus C^*	77
5.7 Dureza	77
5.8 Curvas Termogravimétricas	78
5.9 Interface Óxidos/Metal	78
6 CONCLUSÕES	79
7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	81

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

ZAC- Zona afetada pelo calor.

MS- Metal de solda.

C*- Parâmetro de tenacidade à fratura no regime de fluência.

Ct- Parâmetro de tenacidade à fratura que engloba o regime plástico e elástico.

CT- Compact Tension specimen.

K- Fator de Intensidade de tensões na ponta da trinca.

a- Comprimento da trinca.

B- Espessura.

P- Carga aplicada.

W- Distância do centro dos furos até o final do corpo de prova.

TG- Termogravimetria.

$\dot{\epsilon}$ '- Taxa de fluência.

S- Constante (10^{29}).

L- Diâmetro do grão.

D- Coeficiente de autodifusão.

σ '- Tensão de fluência.

E- Módulo de elasticidade.

h- Parâmetro do material que relaciona da/dt com K.

Q- Energia de ativação para a difusão.

R- Constante universal dos gases.

T- Temperatura.

W*- Densidade da taxa de energia de deformação.

ε'_{ij} - Lei de fluência para o estado estacionário.

A- Constante do material.

n- Expoente de fluência.

Δ' - Taxa de deslocamento da linha de carga.

η - Fator geométrico.

m- Fator que determina o regime de tensão.

F- Fator de calibração (K/P).

F'- Derivada de F em relação a a/w .

γ - Coeficiente de Poisson.

t_T - Tempo de transição do regime elástico ao elastoplástico.

T_f - Temperatura de fusão.

K_f - Constante de velocidade linear.

K_p - Constante de velocidade parabólica.

K_c - Constante de velocidade cúbica.

K_e - Constante de velocidade logarítmica.

t- Tempo.

$f(a/w)$ - Fator de forma.

$q(a/w)$ - Função relaciona a/w com o deslocamento de carga.

$q'(a/w)$ - Relação de a/w com o deslocamento da linha de carga obtida experimentalmente

R^2 - Grau de correlação linear.

MEV- Microscópio eletrônico de varredura.

K_f - Fator de intensidade de tensões inicialmente aplicado.

a_i - Comprimento de trinca inicial.

a_f - Comprimento de trinca final.

Δa - Variação do comprimento da trinca.

ΔV - Variação do deslocamento da linha de carga.

t_e - Tempo final do segundo estágio de fluência.

t_r - Tempo de ruptura.

MS1- Corpo de prova do metal de solda ensaiado sob um K de 20 MPa.m^{1/2}

MS2- Corpo de prova do metal de solda ensaiado sob um K de 23 MPa.m^{1/2}

MS3- Corpo de prova do metal de solda ensaiado sob um K de 26 MPa.m^{1/2}

MS4- Corpo de prova do metal de solda ensaiado sob um K de 30 MPa.m^{1/2}

INT1- Corpo de prova da linha de fusão ensaiado sob um K de 20 MPa.m^{1/2}

INT2- Corpo de prova da linha de fusão ensaiado sob um K de 23 MPa.m^{1/2}

INT3- Corpo de prova da linha de fusão ensaiado sob um K de 26 MPa.m^{1/2}

INT4- Corpo de prova da linha de fusão ensaiado sob um K de 30 MPa.m^{1/2}

ZC1- Corpo de prova da zona afetada pelo calor ensaiado sob um K de 20 MPa.m^{1/2}

ZC2- Corpo de prova da zona afetada pelo calor ensaiado sob um K de 23 MPa.m^{1/2}

ZC3- Corpo de prova da zona afetada pelo calor ensaiado sob um K de 26 MPa.m^{1/2}

ZC4- Corpo de prova da zona afetada pelo calor ensaiado sob um K de 30 MPa.m^{1/2}

AM1- Corpo de prova do metal de solda ensaiado com atmosfera de argônio sob um K de 20 MPa.m^{1/2}

- AM2-** Corpo de prova do metal de solda ensaiado com atmosfera de argônio sob um K de $30 \text{ MPa.m}^{1/2}$
- AI1-** Corpo de prova da linha de fusão ensaiado com atmosfera de argônio sob um K de $20 \text{ MPa.m}^{1/2}$
- AI2-** Corpo de prova da linha de fusão ensaiado com atmosfera de argônio sob um K de $30 \text{ MPa.m}^{1/2}$
- AZ1-** Corpo de prova da zona afetada pelo calor ensaiado com atmosfera de argônio sob um K de $20 \text{ MPa.m}^{1/2}$
- AZ2-** Corpo de prova da zona afetada pelo calor ensaiado com atmosfera de argônio sob um K de $30 \text{ MPa.m}^{1/2}$

RESUMO

O presente trabalho teve como objetivo analisar o comportamento do crescimento de trinca em corpos de prova ensaiados a 538 °C retirados de uma junta soldada do aço 2 ¼ Cr 1 Mo de uma tubulação de 2,5 polegadas de espessura e 20 polegadas de diâmetro, que operou 100.000 horas a uma pressão de 115 kgf/cm² (11,5 MPa).

Foram comparadas as velocidades de propagação de trinca da zona afetada pelo calor, interface ZAC/metall de solda e metall de solda das juntas soldadas em função do fator de intensidade de tensões na ponta da trinca (K) e do fator não linear C*.

Além dos ensaios em atmosfera normal, alguns testes de propagação de trinca em alta temperatura foram realizados com atmosfera inerte com o objetivo de avaliar a formação e a influência dos óxidos na velocidade de propagação da trinca.

Os experimentos realizados incluem a avaliação metalográfica, fractográfica, ensaios de mecânica da fratura em alta temperatura e ensaios termogravimétricos.

Os resultados indicaram que o material apresentou maior velocidade de propagação de trinca na região de interface ZAC/MS, para um mesmo valor de K e de C*, região esta onde foi encontrada uma mudança microestrutural acentuada; e que a atmosfera inerte de argônio não diminuiu a velocidade de propagação da trinca.

ABSTRACT

The aim of this present work is to characterize the crack growing behaviour in a welded joint of the 2 ¼ Cr, 1 Mo steel of a steam pipe, with 2,5 inches of thickness and 20 inches of diameter, that worked at 115 Kgf/cm² (11,5 MPa)pressure for 100.000 hours.

The cracking propagation rates were compared between heat affected zone, interface HAZ/weld and weld of a weld joint as a function of the K and C*.

Also some tests of cracking propagation in high temperature were made with inert atmosphere with the objective of to analyse the influence of the oxides in the crack propagation rate.

The performed experiment included metallographic evaluation, fractography, tests of fracture mechanics in high temperature and thermogravimetry tests.

The results indicated that cracking showed more velocity in the region of interface of the HAZ/weld for a same K and C*, region where there was changes in the microstructure; and that the inert atmosphere didn't affect the cracking growth rate.

1 INTRODUÇÃO

Os aços Cr-Mo são largamente aplicados em refinarias e plantas petroquímicas em equipamentos tais como: tubos superaquecedores, trocadores de calor, vasos de pressão etc. A principal vantagem de utilização desses aços é a boa resistência a fluência proporcionada pelo Mo e a resistência a corrosão e oxidação pela adição de Cr. O Cr tem grande afinidade pelo oxigênio e oxida-se preferencialmente, formando uma película forte e aderente de óxidos, que protege o ferro, retardando a oxidação do material⁽¹⁾. Adicionalmente estes aços Cr-Mo são considerados praticamente imunes ao problema de grafitização que pode ocorrer em aços ao carbono na faixa de temperatura de 480-550 °C.

Devido a grande importância desses aços em aplicações até temperaturas de 550 °C, torna-se essencial a análise dos aspectos microestruturais que governam as deformações e o modo de propagação de trinca nesses níveis de temperatura.

Além do conhecimento microestrutural e do modo de propagação da trinca, torna-se de vital importância, no caso de tubos que operam em alta temperatura, a avaliação das propriedades junto a união soldada dos mesmos. Como já é conhecido, a soldagem causa alterações de ordem microestrutural, o que tem um efeito direto nas propriedades em alta temperatura.

Em uma tubulação soldada, por exemplo, teremos pelo menos três zonas bem definidas (metal de solda, linha de fusão e zona afetada pelo calor), que podem ou não se comportar da mesma maneira. Sendo assim, optou-se neste trabalho por avaliar a propagação de trinca em alta temperatura das regiões da solda e da zona afetada pelo calor.

Uma vez que tubulações e equipamentos muitas vezes apresentam defeitos de fabricação ou nucleados em serviço, optou-se por analisar o comportamento das três zonas baseados em ensaios de mecânica da fratura, onde os corpos de prova possuem pré-trincas de fadiga (ASTM E 399-91) que simulam os piores defeitos que podem ocorrer em linhas de trabalho normais. Os ensaios foram feitos com uma aplicação de uma carga constante a uma temperatura de 538°C, tendo como solicitações o fator de intensidade de tensões aplicado à ponta da trinca K (

MPa.m^{1/2}) e o fator não linear C* (MJ/m².h). Foram efetuados o acompanhamento do deslocamento da linha de carga em relação ao tempo de ensaio para diversos níveis do fator de intensidade de tensões inicialmente aplicados.

Adicionalmente foram efetuadas análises metalográficas e fractográficas para analisar o caminho de propagação da trinca e o modo de ocorrência da fratura.

Muitas vezes a caracterização do aspecto microestrutural dessas zonas não é trivial. Existem técnicas bastante sofisticadas de metalografia que, por ataque químico simples e eletrolítico seletivo podem, por diferença de contraste e cor, caracterizar as fases presentes no complexo microestrutural que essas zonas podem apresentar. Entretanto estas técnicas não são sempre totalmente aplicáveis. Daí surge a necessidade de aperfeiçoamento de outras técnicas de caracterização, como análise de imagens, por exemplo, que apresentará maior grau de confiabilidade.

Outro fator importante na propagação de trincas em alta temperatura é o ambiente em que a mesma está exposta. Para salientar essa variável, foram efetuados testes de propagação de trinca em alta temperatura com uma atmosfera de ar e com atmosfera inerte (argônio).

Além da aplicação da mecânica da fratura em alta temperatura, no que diz respeito a resistência a alta temperatura, foram realizados ensaios termogravimétricos, com o objetivo de analisar a cinética de formação dos óxidos nas diferentes regiões da junta soldada.

Os resultados indicaram que o metal de solda, para o aço 2 ¼ Cr 1Mo, é a região onde a resistência a propagação da trinca é mais elevada em comparação a zona de ligação e a zona metal afetada pelo calor oriundo do processo de soldagem e que a oxidação a temperatura de 538 °C não afeta a propagação de trinca devido aos óxidos não atacarem o metal de forma intergranular.

2 REVISÃO DE LITERATURA

2.1 Aços para Temperaturas Elevadas

Quando empregamos um certo aço para peças sujeitas a temperaturas elevadas, devemos ter dados sobre o comportamento físico-mecânico e químico do material. Sabemos que um aço quando aquecido a temperaturas elevadas, aumenta sua ductilidade facilitando, assim, a sua deformação por laminação e forjamento. A força necessária para deformação é tanto menor quanto mais alta é a temperatura. Por isso, interessamo-nos pela temperatura onde podemos constatar uma queda sensível na resistência mecânica dos aços. Esta temperatura de queda de resistência está em torno de 320 °C nos aços ao carbono, de aproximadamente 400 °C nos aços de baixa liga e acima de 500 °C nos aços de alta liga.

Se submetemos um aço a um ensaio de tração a uma temperatura superior à região de queda de resistência, notaremos que o limite de escoamento no diagrama de tração não se apresenta nítido como a temperatura ambiente. Nem todos os aços apresentam escoamento descontínuo que marcam o início do escoamento do no diagrama tirado a temperatura ambiente. Ao elevarmos a temperatura dos aços, este escoamento descontínuo vai desaparecendo. Notamos, ainda, uma declinação da reta de Hooke que nos indica que o material tem diminuído seu módulo de elasticidade. Uma determinação exata do limite de escoamento não é mais possível. Nestes casos, define-se como limite de escoamento a tensão que provoca uma deformação plástica de 0,2%. A temperaturas baixas, a deformação não continua senão após um aumento da tensão de tração.

No entanto, temperaturas elevadas provocam uma continuação de deformação sob tensão constante, o aço cede constantemente até a sua ruptura. O motivo deste escoamento constante é o seguinte:

Sabemos que os átomos de ferro estão em oscilação permanente dentro do reticulado cristalino. A intensidade desta oscilação aumenta progressivamente com a temperatura até o ponto em que os átomos podem mudar de lugar quando

submetidos a forças externas. O material escoava enquanto a força externa continua inalterada, pois sempre mais átomos mudam o seu lugar sob a ação da temperatura elevada.

Pela ação de certos elementos de liga, a resistência ao escoamento pode ser aumentada, especialmente por elementos que formam cristais mistos, nos quais os átomos dos elementos de liga substituem os átomos de ferro.

Quando os átomos dos elementos de liga tem um raio maior do que o átomo de ferro, eles necessitam também maior espaço no reticulado, provocando uma deformação do mesmo.

Sob estas condições, a troca de lugar dos átomos fica mais difícil e a resistência ao deslizamento aumenta. Especialmente o molibdênio provoca este efeito quando presente em cristais de ferrita. Na austenita este efeito é menor. Também conseguimos um aumento da resistência ao escoamento através de carbonetos em distribuição muito fina ou de nitretos e ligas intermetálicas no caso de aços austeníticos. Os carbonetos, nitretos e ligas intermetálicas dificultam o deslizamento interno e diminuem, assim, a capacidade ao escoamento dos aços. Teores mais elevados de molibdênio e pequenas quantidades de tungstênio e vanádio agem desta forma.

Os aços para temperaturas elevadas com pequenas quantidades de Cr, Mo, W, e V podem ser empregados a temperaturas de até 550 °C. A partir desta temperatura começa a acentuar o problema de oxidação, a qual pode ser eliminado/amenizado com teores de Cr mais elevados (~12%).

Somente os aços austeníticos ao cromo possuem uma elevada resistência ao deslizamento interno e ao escoamento a temperaturas superiores a 600 °C a qual ainda pode ser aumentada por nitretos ou fases intermetálicas. De outra maneira , a adição de cobalto nestes aços aumenta a temperatura de recristalização na qual os fenômenos de escoamento por troca de átomos podem ocorrer, por isso, a elevação da temperatura de recristalização provoca, também, um aumento na resistência ao escoamento⁽¹⁾.

2.2 Juntas Soldadas⁽³⁾

O ataque macrográfico de uma secção polida de uma junta soldada topo a topo, examinada no estado bruto de soldagem, permite distinguir quatro zonas principais dispostas simetricamente ao plano mediano. A figura 1 apresenta, esquematicamente, estas zonas.

No centro (zona 1) se encontra a zona fundida. É a zona na qual, durante a execução da soldagem, foi alcançada a fusão do metal.

De um lado e outro da zona fundida se encontra a zona de ligação (zona 2). De fato, no caso de um metal puro, trata-se de uma superfície limitando a zona fundida sobre a qual os cristais solidificados vão se edificando sobre o metal base não fundido.

Além da zona de ligação, o metal base, que sofreu o ciclo térmico de soldagem, se manifesta por modificações mais ou menos evidentes em relação ao seu estado inicial, em uma zona mais ou menos extensa (zona 3) que é a zona afetada pelo calor (ZAC). Dentro da ZAC, pode-se identificar pelo menos três regiões: a região de interface com a zona de ligação, onde ocorreu um elevado crescimento de grão devido a alta temperatura oriunda do processo de soldagem; uma região intermediária, onde a temperatura atingiu o equilíbrio austenita + ferrita (no caso de aços hipoeutetóides) onde ocorreu refino de grão (oriundo dos grãos austeníticos) e de crescimento de grão (oriundo dos grãos ferríticos); e uma terceira região de temperatura da linha AC3 do diagrama Fe-C, onde os grãos sofreram recristalização.

Após a zona afetada pelo calor encontra-se o metal base não afetado pela soldagem (zona 4)⁽²⁾.

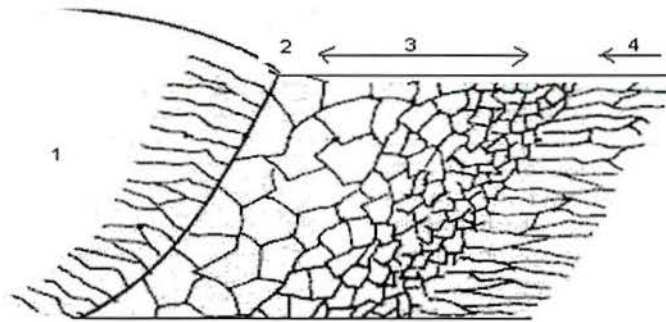


Figura 1- Regiões de uma junta soldada: 1) Metal de Solda; 2) Interface MS/ZAC; 3) Zona Afetada pelo Calor; 4) Metal base⁽³⁾

Numa construção soldada podem surgir defeitos, quer produzidos durante a execução das soldagens, quer iniciados por fadiga, fluência, corrosão, etc. A avaliação da gravidade desses defeitos depende de vários fatores, tais como sua posição e orientação no metal de solda ou na zona afetada pelo calor, a espessura e propriedades dos materiais que constituem a junta, a geometria da junta, o nível de tensões aplicado e tensões residuais, tipo de serviço, etc. Além das dificuldades de detecção e caracterização dos defeitos, surge outra dificuldade, que é a de determinar se o defeito é aceitável ou não aceitável. Note-se que um dado defeito pode, em certas condições, ser aceitável e em outras não, o que dependerá do nível de segurança exigido para a construção.

Genericamente e sem considerar os defeitos produzidos em serviço, os defeitos de soldagem criados durante a execução da construção, são devidos a uma ou mais das seguintes causas:

- Ligados ao próprio processo de soldagem adotado;
- Ligado à execução do processo de soldagem;
- Ligados a fatores estruturais de natureza metalúrgica, característicos da composição química do metal.

A classificação mais utilizada internacionalmente para defeitos de soldagem é a que classifica esses defeitos em função da forma, dimensão e natureza, nos seguintes grupos:

Defeitos não planares { porosidades e inclusões sólidas }

Defeitos planares { trincas, defeitos de forma, defeitos diversos não incluídos anteriormente }

Os defeitos não planares são os que tem forma volumétrica, com dimensões características no plano que contém o defeito e com uma dimensão não desprezível na direção perpendicular a esse plano.

As cavidades ou porosidades podem resultar da oclusão ou liberação de gases formados durante a solidificação do metal, da contração do metal durante a solidificação ou da interrupção do arco. Os poros podem ser classificados quanto a forma em esféricos, alongados e vermiculares. Por sua vez os poros esféricos ainda podem ser uniformemente distribuídos, aglomerados ou alinhados. A figura 2 apresenta exemplos desses tipos de poros.

Nas soldagens executadas em aços existem vários fatores que contribuem para a porosidade. Por exemplo, um teor elevado de enxofre, quer no metal base, quer no eletrodo ou umidade excessiva no revestimento do eletrodo, podem contribuir para a porosidade. Na prática a causa mais freqüente da porosidade é a perturbação do gás de proteção por correntes de ar⁽⁴⁾.

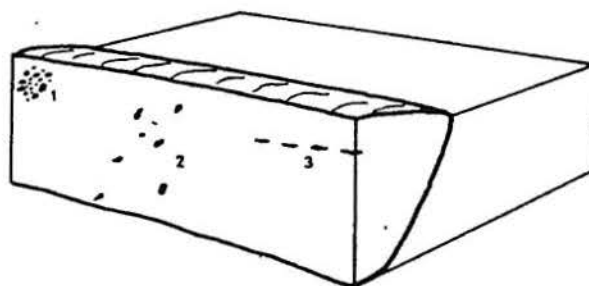


Figura 2- Diferentes tipos de porosidades. 1) aglomerados de poros; 2) poros uniformemente distribuídos; 3) alinhados⁽⁴⁾.

As inclusões sólidas são corpos sólidos estranhos, aprisionados na massa do metal fundido. Estas estão representadas na figura 3.

As inclusões de escória são as mais freqüentes e são devidas as escórias formadas pelo revestimento do eletrodo. A maior causa destas é a limpeza imperfeita entre os passes consecutivos de soldagem. Para reduzir as inclusões de escória é importante que os passes intermediários tenham boa forma geométrica e bom acabamento superficial, para evitar a presença de cavidades ou mordeduras onde a escória pode ficar retida, sendo difícil retirá-la durante a limpeza.

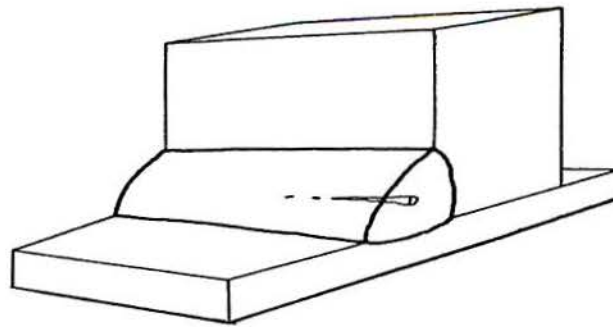


Figura 3- Representação esquemática de uma inclusão sólida em um cordão de solda⁽⁴⁾.

No que diz respeito aos defeitos planares, o principal defeito associado é o tipo trinca. As trincas criadas pela operação de soldagem podem ter uma localização diferente das criadas em serviço e são fissuras de comprimento variável, que resultam de tensões elevadas e modificações estruturais associadas à operação de soldagem. Podem surgir no metal depositado, na ZAC e no metal base. Estas trincas podem ser transversais, longitudinais, irradiantes ou constituírem grupos de trincas dispersas. A figura 4 exemplifica estas trincas⁽⁴⁾.

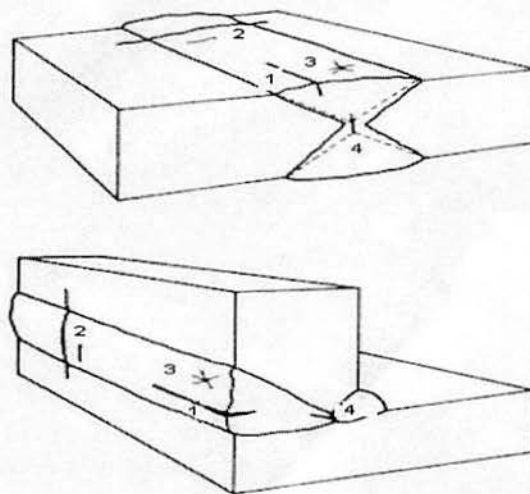


Figura 4- Tipos de trincas provocadas na operação de soldagem: 1) trinca longitudinal; 2) trinca transversal; 3) trinca em uma cratera (irradiante); 4) trinca na raiz⁽⁴⁾.

2.3 Fenômeno de Fluência

Denomina-se de “fluência” (creep) a um fenômeno de deformação permanente, lento e progressivo, que se observa nos metais e ligas metálicas, com o decorrer do tempo, quando submetidos a um esforço contínuo em temperatura elevada. A faixa de temperatura acima da qual começa a ocorrer o fenômeno da fluência, chama-se de “faixa de fluência” (creep range) do metal em questão. Em outras palavras, quando uma peça é submetida a um esforço em temperatura superior ao início da faixa de fluência, observa-se que as deformações decorrentes vão aumentando progressivamente com o passar do tempo, ainda que seja constante esse esforço e qualquer que seja o seu valor. Observa-se, ainda, que os acréscimos de deformação acima da deformação inicial (isto é, as deformações por fluência), são sempre permanentes, ainda que a tensão seja inferior ao limite elástico do material na temperatura considerada.

Relacionando-se a progressão da deformação por fluência com o tempo decorrido, obtêm-se uma curva com o aspecto mostrado na figura 5. Nesta curva são distinguidos os seguintes trechos:

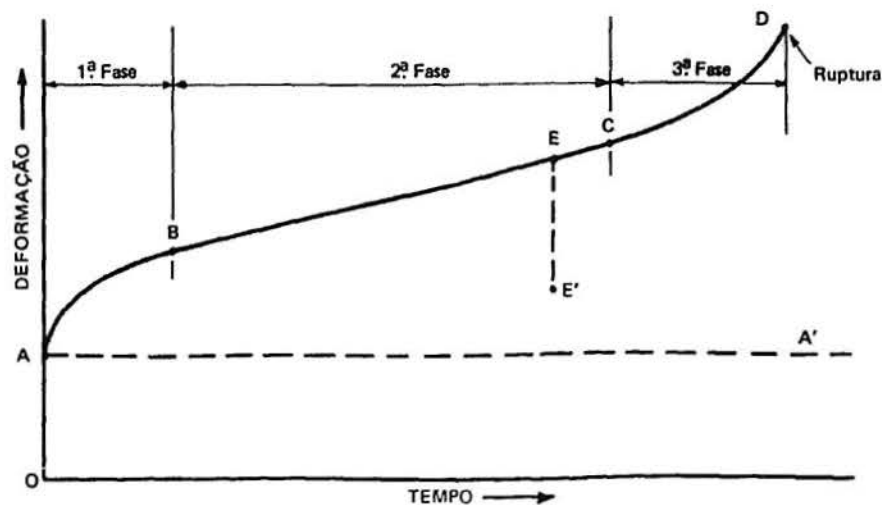


Figura 5- Curva de fluência esquemática⁽¹⁾

OA: Este trecho corresponde à deformação que ocorre imediatamente a aplicação do esforço, independente de haver ou não fluência. Essa deformação poderá ser permanente ou não, dependendo do esforço inicial ser ou não superior ao limite de elasticidade.

AB: É denominada 1ª fase da fluência (a fluência começa no ponto A), em que a taxa de deformação diminui com o tempo. Esta fase é predominantemente um período de fluência transiente, no qual a resistência do material à fluência aumenta devido a sua própria deformação.

BC: Corresponde à 2ª fase da fluência, na qual a taxa de deformação é aproximadamente constante ao longo do tempo. Nesta fase ocorre um processo competitivo entre mecanismos de encruamento e de recuperação

CD: É a 3ª fase da fluência, na qual a taxa de deformação é crescente, e que termina no ponto D. A terceira fase é freqüentemente controlada por processos metalúrgicos, tais como crescimento de partículas, recristalização, ou variações difusionais nas fases presentes⁽⁵⁾.

Caso a carga seja removida, em qualquer momento, haverá uma contração EE', aproximadamente igual à deformação OA.

A reta A' representa a deformação permanente que haverá caso o material esteja em temperatura abaixo da faixa de fluência⁽¹⁾.

2.3.1 Mecanismos

A fluência envolve diferentes mecanismos que podem ou não atuarem simultaneamente dependendo do material, intensidade do campo de tensões e da temperatura.

Os principais mecanismos de fluência são os controlados por difusão e discordâncias.

2.3.1.1 Difusão

A difusão tem uma grande influência no mecanismo de deformação em alta temperatura, pois se trata de um processo termicamente ativado. A difusão de lacunas, de átomos e de discordâncias está intimamente ligada ao fenômeno de fluência. Quando um material é tensionado em altas temperaturas, seus grãos tendem a sofrer um giro relativo. Como consequência desse giro, surge nos grãos tensões de cisalhamento, como apresentado na figura 6.

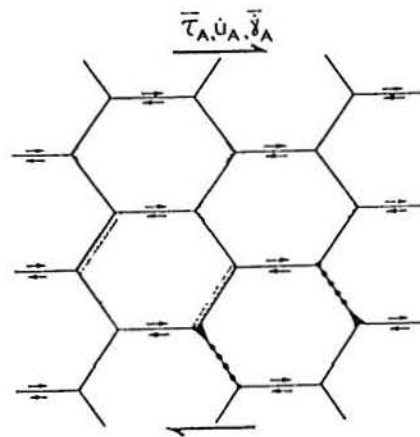


Figura 6- Giro relativo dos grãos⁽⁶⁾

Dependendo do nível de tensões a que o material está exposto, poderão surgir microcavidades nos contornos que podem dar origem a microtrincas. No crescimento dessas microtrincas o material poderá entrar em colapso. O tipo de fratura apresentado por esse tipo de mecanismo é a fratura intergranular.

Quando a tensão aplicada no material é baixa o suficiente para que o mecanismo de discordâncias não seja o mecanismo efetivo, o processo que irá resistir ao giro relativo dos grãos será o fluxo de átomos para os contornos. A figura 7 apresenta este mecanismo.

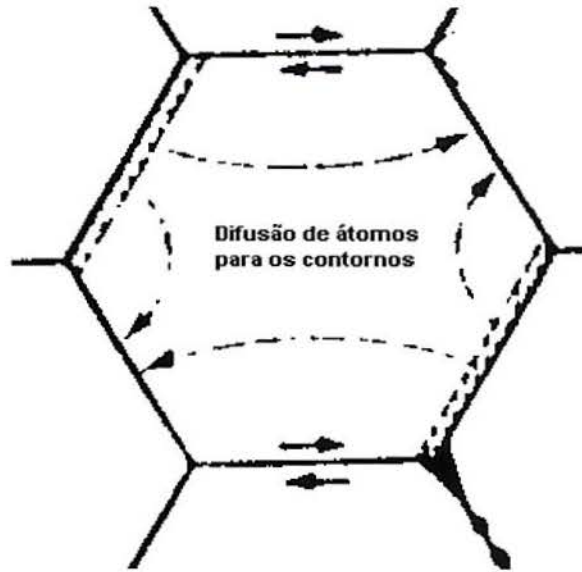


Figura 7- Fluxo de átomos para os contornos⁽⁶⁾

Vários mecanismos são propostos para tentar explicar o comportamento a diferentes níveis de temperatura e tensão. O modelo de Nabarro-Herring⁽⁷⁾ resulta da difusão de lacunas entre regiões sobre os contornos submetidos a diferentes níveis de tensão, de tal modo que a trajetória deste fluxo passe pelo interior dos grãos. O modelo de Colbe, citado por Cardoso⁽⁷⁾, é similar em seus princípios ao modelo de Nabarro-Herring, com a diferença de que o mecanismo preferencial para a difusão coincide com os contornos de grão. Uma terceira forma de fluência por difusão é a favorecida pelas altas temperaturas. O mecanismo de Harper-Dorn leva em conta que a fonte e os sorvedouros de lacunas operem dentro dos grãos.⁽⁷⁻⁸⁾

2.3.1.2 Deslizamento de Discordâncias

Este mecanismo tem grande importância em termos de fluência quando o nível de temperatura está em torno de $0,4T_f$ e as tensões no material são elevadas.

O controle deste mecanismo é feito através do movimento de discordâncias em seus planos preferenciais de deslizamento por ativação térmica, implicando em movimento de lacunas ou deslizamento cruzado⁽⁸⁾. A figura 8 apresenta um modelo para o movimento de discordâncias.

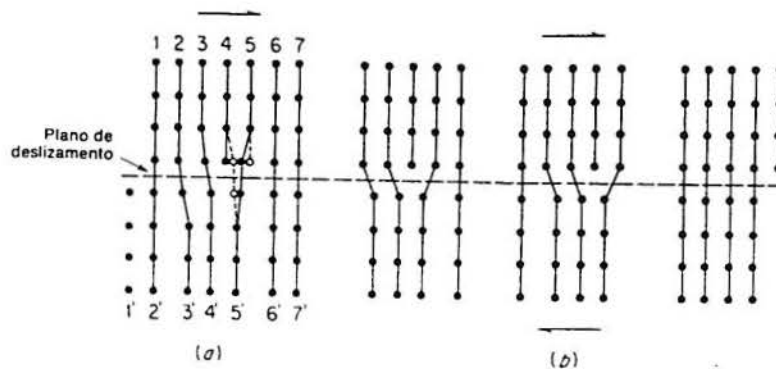


Figura 8- a) Movimentos de átomos próximos à discordância no deslizamento: b) movimento de uma discordância-aresta⁽⁵⁾

O deslizamento das discordâncias é limitado pela presença de defeitos na rede como solutos, precipitados e outras discordâncias. Devido à quantidade de defeitos existentes nos materiais, existe a necessidade de aplicação de altas tensões para movimentar as discordâncias.

A taxa mínima de fluência é baseada na escalagem de discordâncias como processo controlador da taxa de deformação. A subestrutura de discordâncias nesta região caracteriza-se por subgrãos, com contornos de baixo ângulo⁽⁹⁾.

Para acomodar o giro relativo ou deslizamento dos contornos, ocorre uma formação de dobras no fim de um contorno.

Geralmente em temperaturas intermediárias, a fluência é controlada por difusão de átomos para os contornos e também por movimento de discordâncias.

2.3.2 Modos de Fratura

Os modos de fratura por processo de fluência são diretamente dependentes da tensão, temperatura e do tempo. Dependendo desses níveis, o modo de fratura poderá apresentar caráter transgranular, intergranular ou dúctil. Tensões elevadas causam rupturas com estrição ao passo que tensões baixas causam rupturas frágeis, porém em um tempo mais longo. Quando o mecanismo de deslizamento

de discordâncias prevalece, a fratura será dúctil ou intergranular, com a trinca surgindo a partir de pontos triplos, como mostrado na figura 9.

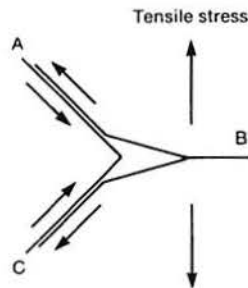


Figura 9- Ponto triplo entre três grãos⁽¹⁰⁾

No caso da deformação ser controlada por fluxo de átomos, formam-se nos contornos de grão vazios lenticulares, cuja interligação leva a uma fratura do tipo intergranular.

A nucleação de trincas intergranulares pode ter dois mecanismos operantes:

Por concentração de tensões de cisalhamento no encontro de três grãos (figura 9) e por formação de pequenas cavidades nos ressaltos de discordâncias, presentes nos contornos de grão. O núcleo assim formado cresce por um processo de acúmulo de vazios dentro da cavidade determinando a propagação da trinca.

A nucleação e crescimento de uma trinca que conduz a uma ruptura de caráter dúctil se processa em três etapas:

- Formação de cavidades na região que sofreu estrição, unindo-se com outras e formando cavidades;
- Essa cavidade aumenta rapidamente seguindo uma direção transversal a direção da tensão e passa a constituir uma trinca;
- A trinca formada no interior do material depois de propagar até as proximidades da superfície seguirá uma direção de 45° em relação a direção da tensão, levando a ruptura.

2.3.3 Mapas de Deformação

Os processos de fratura em alta temperatura são bastante complexos e resultam de diferentes morfologias. Com o objetivo de melhor compreender as relações existentes entre tensão, temperatura e tempo, Ashby⁽¹¹⁾ desenvolveu gráficos que correlacionam tensão versus temperatura para diversos modos de fratura. Estes gráficos costumam ser chamados de mapas de deformação ou mapas de mecanismos de fratura. A figura 10 apresenta o mapa de deformação do aço 2 ¼ Cr 1Mo.

O tempo também é uma das variáveis importantes no processo de fluência no que diz respeito a mudança do modo de fratura dos materiais. Ashby⁽¹¹⁾ formulou, então, outro gráfico que relaciona tempo e tensão com os respectivos modos de fratura. A figura 11 exibe um exemplo para o aço 2 ¼ Cr 1 Mo.

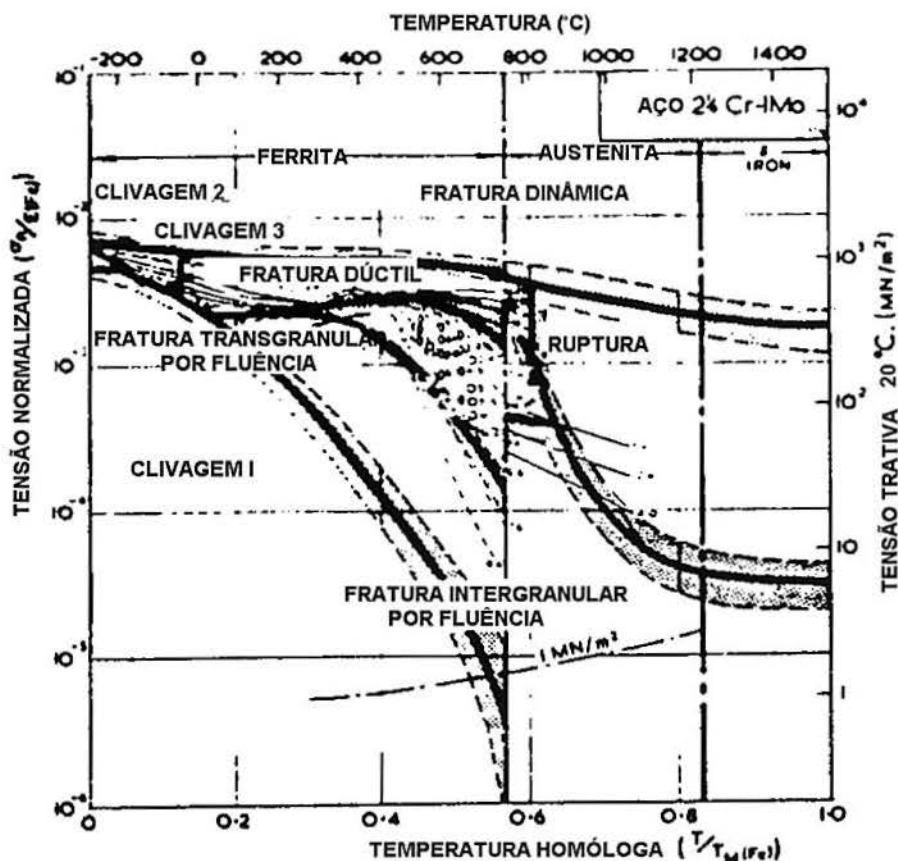


Figura 10- Mapa de mecanismos de fratura de tensão versus temperatura do aço 2¼ Cr-1Mo⁽¹⁰⁾

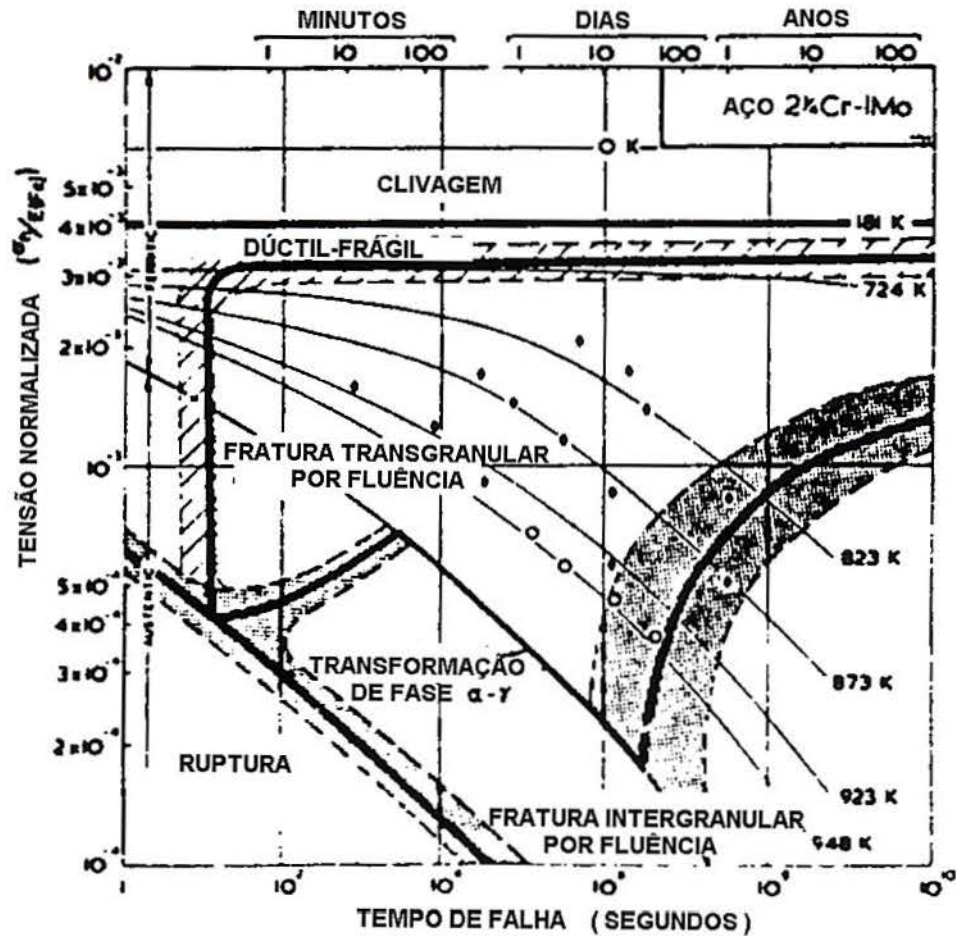


Figura 11- Mapa de mecanismos de fratura de tensão versus tempo do aço 2 1/4 Cr -1Mo⁽¹⁰⁾

Esses gráficos são de suma importância para o projeto de equipamentos que operam em alta temperatura, pois podem prever o modo de fratura do material através da tensão nominal e da temperatura de trabalho, como também para verificar se poderá ou não ocorrer mudanças no modo de fratura para o tempo de vida previsto para o equipamento.

2.3.4 Influência do Tamanho de Grão na Resistência a Fluência

Segundo Sherby⁽¹³⁾, a taxa de fluência secundária pode ser modelada segundo a seguinte equação:

$$\dot{\epsilon}' = S.L^2.D.(\sigma/E)^5 \quad [1]$$

Onde:

$\dot{\epsilon}'$ = taxa de fluência secundária, h⁻¹.

S = uma constante, 10²⁹.

L = diâmetro do grão, cm.

D = coeficiente de autodifusão, cm²/s.

σ = tensão de fluência, kgf/mm².

E = módulo de elasticidade, kgf/mm².

Esta equação indica que a resistência à fluência aumenta (diminui a taxa de fluência) a medida que o tamanho do grão diminui. Na realidade, a influência do tamanho de grão na resistência à fluência não é muito bem estabelecida. Em muitas situações, o material de tamanho de grão grosseiro apresenta menores taxas de fluência e tensões de ruptura superiores às do grão fino. A explicação simplista é de que um material com tamanho de grão grande possui menor área total de contornos de grão disponível para o escorregamento comparado a um material de granulação fina.

Parker⁽¹⁴⁾ sugeriu que o efeito do tamanho de grão na taxa de fluência é devido, principalmente, à variação da estrutura dos contornos de grão com os diferentes tratamentos utilizados para aumentar o grão. Uma vez que a fluência em altas temperaturas depende da escalagem de discordâncias, o fator controlador do processo é a taxa com que as lacunas podem se difundir para as discordâncias-arestas. A difusão de lacunas é mais rápida ao longo dos contornos de grão do que através do volume da rede. Em um material de granulação fina que possui muitos contornos de grão de alto ângulo, a difusão de lacunas é rápida e a taxa de fluência

é alta. Quando o mesmo material é aquecido a fim de ter aumentado seu tamanho de grão, a maioria dos contornos de alta energia desaparecem devido ao crescimento dos grãos. Poucos são os contornos que permanecem e, mesmo assim, são na sua grande maioria contornos de mais baixa energia nos quais a difusão é relativamente lenta. Desta forma, o mecanismo de escalagem de discordâncias será mais lento no material de granulação grosseira e a taxa de fluência menor.

Devido ao fato dos contornos serem locais de nucleação da fratura a altas temperaturas, seu controle ou eliminação, irá retardar a fratura e aumentar a vida em serviço do material.

2.3.5 Influência de Precipitados na Resistência a Fluência⁽⁵⁾

A maneira mais efetiva de aumentar a resistência à fluência é a adição de elementos de liga de valência alta, formadores de solução sólida, porque produzem uma grande diminuição da energia de falha de empilhamento. A adição de elementos formadores de solução sólida pode aumentar a resistência através de vários mecanismos, tais como:

1. Interação nas falhas de empilhamento.
2. Interações elásticas de átomos com discordâncias móveis, que resultam no aumento da tensão de Peierls- Nabarro.
3. Segregação no contorno de grão de maneira a diminuir o escorregamento e a migração de contornos de grão.

Para uma alta resistência à fluência é necessária a presença de precipitados finamente dispersos. Nos aços resistentes à fluência os precipitados são carbonetos⁽²⁸⁾ (como VC, TiC, NbC, Mo₂C ou Cr₂₃C₆) que podem ser precipitados através de tratamentos térmicos antes do serviço em fluência ou que precipitam preferencialmente nas discordâncias durante a deformação em fluência⁽⁵⁾.

Quando as partículas dispersas são consideradas impenetráveis, o caminho percorrido pela discordância é alterado. Brown e Srawley ⁽¹⁵⁾ apresentaram um modelo para este processo. A figura 12 exemplifica este modelo.

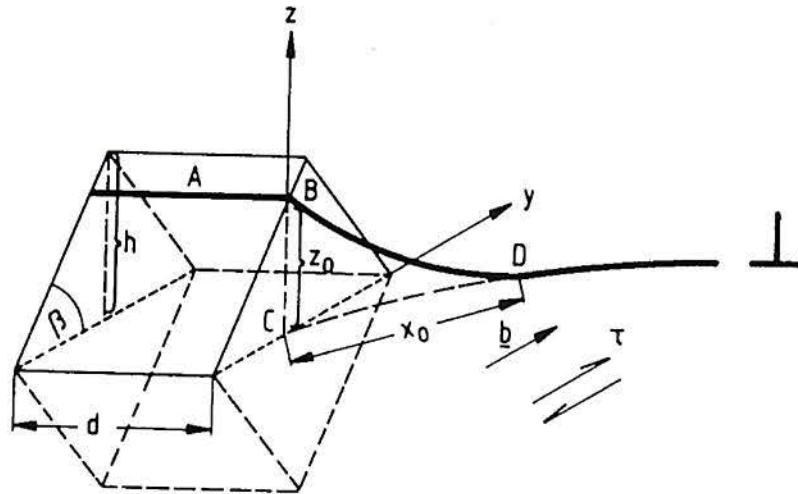


Figura 12- Modelo da discordância cruzando um precipitado⁽¹⁵⁾

A discordância ao encontrar um precipitado poderá rompê-lo ou contorná-lo, dependendo do tipo de precipitado e de sua resistência⁽¹⁸⁾. A figura 13 ilustra a linha de contorno de uma discordância ao encontrar um precipitado durante teste de fluência de uma liga de Inconel.

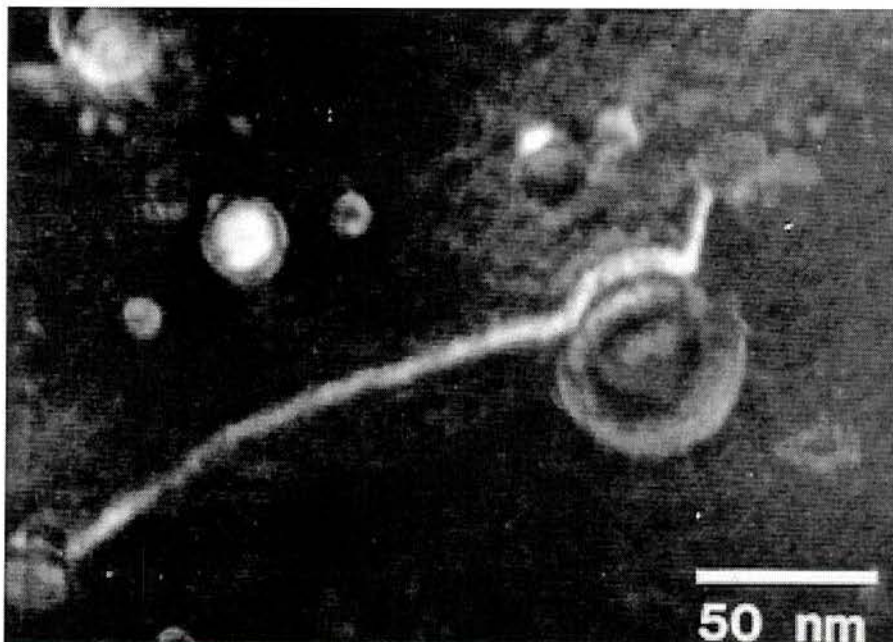


Figura 13- Discordância contornando um precipitado⁽¹²⁾

2.4 Aplicação da Mecânica da Fratura em Fluência

Tradicionalmente o comportamento dos materiais em fluência tem sido descrito através de inúmeras correlações existentes entre a taxa de fluência, a tensão aplicada e a temperatura. Da mesma forma, informações sobre o tipo de mecanismo operante podem ser obtidos a partir da consulta aos chamados “Mapas de Deformação” propostos por Ashby⁽¹¹⁾. Por outro lado, estas aproximações para o projeto estrutural somente se aplicam quando a fluência e os acúmulos de danos ocorrem de maneira uniforme no material. Quando a falha por fluência é controlada por uma trinca ou defeitos dominantes na estrutura, a aproximação da mecânica da fratura deve ser considerada⁽¹⁶⁾.

2.4.1 Crescimento de Trinca em Fluência

Durante o crescimento de uma trinca macroscópica em elevadas temperaturas, todos os quatro tipos de resposta em fluência podem ocorrer simultaneamente no material. A figura 14 ilustra a situação mais geral possível.

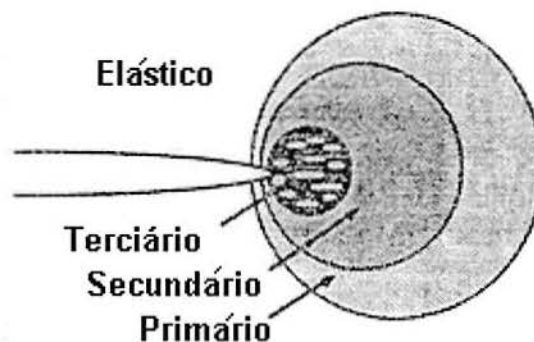


Figura 14- Zona de fluência na ponta da trinca⁽¹⁶⁾

O material na ponta da trinca encontra-se no terceiro estágio de fluência, uma vez que o material está fraturando neste local. O material vai comportar-se de maneira totalmente elástica numa posição remota da ponta da trinca e, nos estágios primário e secundário de fluência, à distâncias moderadas da ponta da trinca.

A maioria dos tratamentos analíticos de crescimento de trinca por fluência admite situações limites, onde um ou mais de um destes regimes não vai estar presente ou estão confinados em uma pequena porção do componente estrutural. Se por exemplo, o componente está solicitado em um regime predominantemente elástico e a zona de fluência é confinada em uma pequena região próxima da ponta da trinca, o crescimento da trinca pode ser caracterizado pelo fator K de intensidade de tensões, da mecânica da fratura linear elástica. No outro extremo, quando o componente deforma-se globalmente no regime de fluência, as deformações elásticas e a fluência terciária podem ser desprezadas. Um parâmetro que aplica-se a esta condição é a integral C^* . A figura 15 ilustra o campo plástico na ponta da trinca.

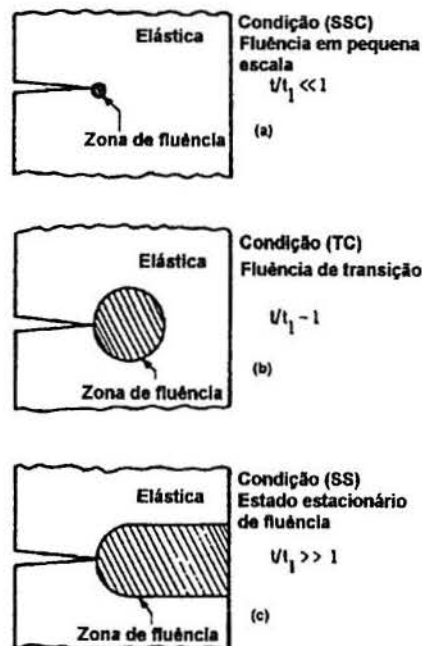


Figura 15- Representação esquemática dos níveis de deformação sob os quais pode ocorrer trinca em fluência⁽¹⁷⁾

Caso o tempo de transição entre a condição de pequena escala de fluência (figura 15-a) e a condição estacionária de fluência (figura 15-c) for grande, um terceiro parâmetro é utilizado. Este parâmetro é comumente chamado de C_t . Ele engloba a parte elástica mais a parte de fluência estacionária. Quanto maior for o tempo de transição, melhor será a aproximação do parâmetro C_t para o crescimento de trinca em fluência. Se o tempo for muito pequeno, a melhor aproximação será obtida pelo parâmetro C^* .

2.4.2 Utilização do Fator de Intensidade de Tensões(K)

Para materiais que apresentam uma baixa ductilidade em fluência, a aplicação da mecânica linear elástica de fratura tem-se mostrado válida, podendo-se então descrever o crescimento de trinca por intermédio do fator K de intensidade de tensões na ponta da trinca.

Diversos pesquisadores relacionaram a velocidade de crescimento de trinca (da/dt) com o fator K, por intermédio de uma equação do tipo:

$$da/dt = h.(K)^s \quad [2]$$

Onde h e s são dois parâmetros característicos do material, da temperatura de ensaio e da espessura do corpo de prova utilizado. Segundo Taylor⁽²³⁾ et al, o expoente s pode variar entre 4,5 à 30. Tomkins e Shi⁽²¹⁾ estudaram o efeito da temperatura na velocidade de propagação de trinca, e mostraram que este efeito é da forma:

$$da/dt = h.(K)^s.exp(-Q/RT) \quad [3]$$

Onde Q é a energia de ativação para difusão no material em questão.

2.4.3 Utilização de Condições Não Lineares (C*)

Quando as taxas de fluência são elevadas em materiais dúcteis, a região na ponta da trinca deforma-se mais intensamente e a trinca embota-se. Neste caso não se torna mais possível a utilização do fator K para descrever o crescimento de trinca em fluência.

Uma aproximação da mecânica da fratura para o crescimento de trinca em fluência foi desenvolvida logo após o estabelecimento da Integral J como parâmetro

da mecânica da fratura elásto-plástica. Landes e Begley⁽²⁰⁾ (1976) propuseram o que se conhece atualmente como Integral C*, para caracterizar o crescimento de trinca em um material submetido a fluência secundária⁽¹⁶⁾.

O parâmetro C* é definido como sendo a taxa de energia da integral de linha independente do caminho, definida por analogia com a Integral J. Sob condições de estado estacionário, a Integral C* é definida como⁽²¹⁻²⁶⁾:

$$C^* = \int_{\Gamma} W^* dy - T_i (\partial u' / \partial x) . ds \quad [4]$$

Onde Γ é a linha no contorno que parte de um ponto da superfície inferior, indo no sentido anti-horário e termina num ponto da superfície superior da trinca. W^* é a densidade da taxa de energia de deformação associada com tensões no ponto de tensão σ_{ij} ⁽¹⁷⁾. Esta taxa de energia é definida como:

$$W^* = \int_0^{\varepsilon'_{ij}} \sigma_{ij} . d\varepsilon'_{ij} \quad [5]$$

Onde ε'_{ij} é a lei potencial de fluência definida para o estado secundário de fluência como:

$$\varepsilon'_{ij} = A(\sigma_{ij})^n \quad [6]$$

Onde A e n são constantes do material.

A determinação experimental da integral C* aproveita a analogia com a integral J, a partir de uma curva de deslocamento de linha de carga (Δ) versus carga, C* pode ser definido pela seguinte equação:

$$C^* = \frac{\eta}{B(W-a)} \int_0^{\Delta'} P . d\Delta' \quad [7]$$

Onde Δ' representa a taxa de deslocamento da linha de carga. Para materiais que experimentam fluência de acordo com a equação 6, a taxa de

deslocamento é proporcional a P^n , assumindo fluência global no corpo de prova. Neste caso a equação 7 se reduz a:

$$C^* = \frac{n}{(n+1)} \cdot \frac{\eta \cdot P \cdot \Delta'}{B(W-a)} \quad [8]$$

A espessura dos corpos de prova é definida como 'B', 'a' é o comprimento da trinca no final do estágio de fluência e W é o comprimento do corpo de prova de geometria do tipo "Compact Tension". O fator geométrico tem sido determinado para diversas geometrias de corpos de prova. Por exemplo, $\eta = 2$ para corpos de prova CT.

Após a estimativa proposta por Landes e Begley, outras metodologias surgiram com o objetivo de melhorar a estimativa do parâmetro C^* . Harper e Ellison⁽²⁵⁾ propuseram uma metodologia em que se leva em conta a intensa deformação na ponta da trinca e o regime de tensão (plano de tensão ou plano de deformação). Segundo esta metodologia C^* é definido como:

$$C^* = \frac{-P \cdot \Delta' \cdot \{1 \cdot dm\}}{B \cdot W \cdot \{m \cdot d(a/W)\}} \quad [9]$$

onde o fator m define o estado plano de tensão ou deformação. A figura 16 apresenta a comparação da curva da/dt versus C^* proposta por Landes e Begley⁽²⁰⁾ e proposta por Harper e Ellison para o aço 1Cr Mo V⁽²⁵⁾.

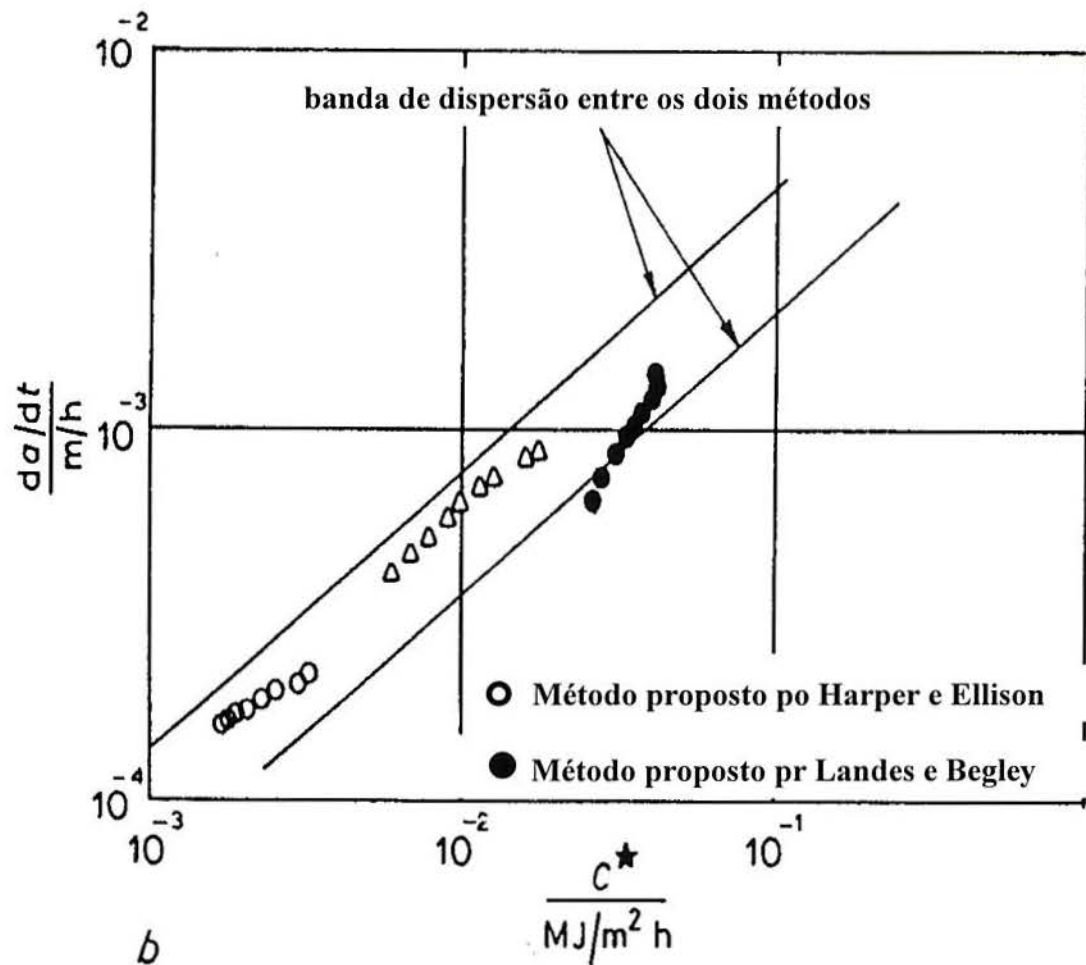


Figura 16- Comparação entre o método de análise limite proposto por Harper e Ellison e o proposto por Landes e Begley para a determinação de $\frac{da}{dt}$ versus C^* ⁽²²⁾

As primeiras estimativas de $\frac{da}{dt}$ versus C^* foram realizadas em aços 1Cr Mo V. Na década de 80, Saxena⁽²⁷⁾ iniciou este estudo para os aços inoxidáveis. Um dos grandes problemas para a determinação de $\frac{da}{dt}$ versus C^* era encontrar o valor instantâneo de $\frac{da}{dt}$. Saxena utilizou uma metodologia que envolve a variação da resistência elétrica a medida que a trinca se propaga, relacionado com uma diferença de potencial aplicada. A figura 17 apresenta os valores de $\frac{da}{dt}$ vs C^* para o aço inoxidável AISI 304⁽²⁹⁾.

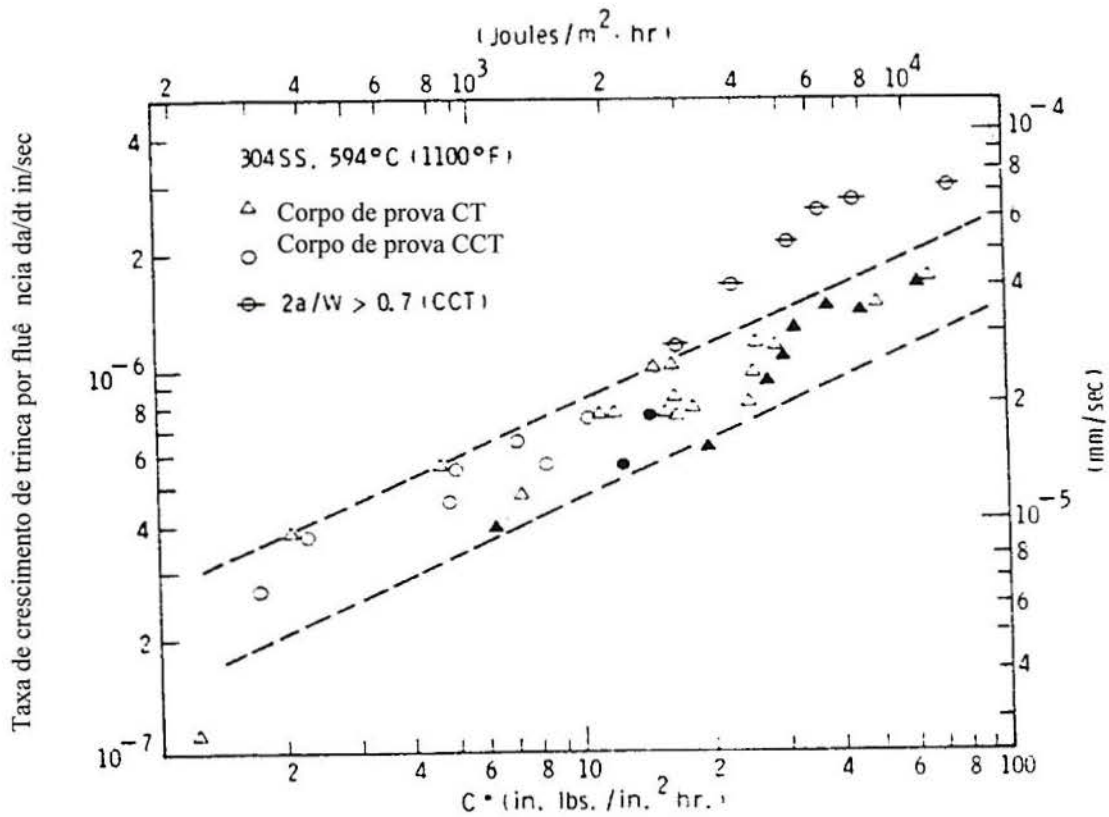


Figura 17- Curva da/dt vs C* para o aço inoxidável AISI 304 a 594° C⁽²⁹⁾

Em algumas situações industriais, onde o estado estacionário de fluência não é o processo controlador, o parâmetro C* não apresenta uma estimativa razoável. Saxena e colaboradores⁽²⁹⁻³²⁾ desenvolveram um parâmetro chamado Ct, que leva em conta o primeiro e terceiro estágios de fluência. O parâmetro Ct é definido da seguinte maneira:

$$Ct = \frac{-P \cdot \Delta' \cdot F'}{B \cdot W \cdot F} - C^* \cdot \{ F' / (F/n) - 1 \} \quad [10]$$

Onde:

F = fator de calibração (F = K/P)

P = carga aplicada

W = comprimento do corpo de prova

K = fator de intensidade de tensões

$F' = dF/d(a/W)$

a = tamanho da trinca

Para materiais de alta resistência ou de grande espessura^(34,35) que operam em temperaturas elevadas, o tempo de transição do regime elástico ao elastoplástico torna-se uma variável importante. Leung, McDowell e Saxena⁽³³⁾ estimaram este tempo, relacionando K, C*, γ , E e n.

Este tempo foi definido como:

$$t_T = \frac{K^2 \cdot (1 - \gamma^2)}{(n+1) \cdot E \cdot C^*} \quad [11]$$

2.5 Oxidação

A oxidação de um metal inicia-se através da reação do metal com o meio resultando num produto de reação sobre a superfície do mesmo. A continuação da oxidação é determinada não somente pela afinidade dos dois reagentes, mas pelos processos de difusão de um ou ambos os reagentes através da camada de produto da reação, ou outras reações na interface de fases. O mecanismo total de oxidação pode envolver vários processos parciais, entre os quais o mais lento é o determinante da velocidade. Os vários processos parciais podem ser:

- a) Reações de interface.
- b) Difusão ou transporte de cátions, ânions e elétrons através da camada espessa de óxido.
- c) Transporte de espécies através de películas finas em que existe um campo elétrico.

2.5.1 Cinética de Oxidação

Supondo que as reações gás/metal sejam possíveis termodinamicamente, a velocidade de reação será o parâmetro mais importante na oxidação dos metais, do ponto de vista de engenharia. Quando um metal reage com oxigênio gasoso, o produto formado é um óxido e, se este não for volátil, é retido sobre a superfície do metal. Dessa forma, a velocidade de reação é geralmente medida e expressa com ganho de peso por unidade de área. Várias leis empíricas de velocidade tem sido observadas durante a oxidação de diferentes metais sob condições variantes, em que o ganho de massa por unidade de área é plotado em função do tempo.

Se o óxido formado não for protetor, ele não previne o acesso do oxigênio ao metal. Em tais casos, a velocidade de crescimento do óxido é independente da espessura do óxido (x). A lei de velocidade de crescimento do óxido pode, então, ser expressa como:

$$dx/dt = KI \quad [12]$$

em que KI é a constante de velocidade linear, e t é o tempo.

A oxidação dos metais puros, geralmente, segue uma Lei Parabólica do tipo:

$$W^2 = K_p \cdot t + C \quad [13]$$

Em que W é o massa de peso por unidade de área, t é o tempo, K_p a constante da velocidade parabólica e C uma constante. Vários metais que oxidam a altas temperaturas produzem uma linha reta no gráfico que relaciona W^2 com o tempo. Uma vez que o óxido inicialmente formado sobre a superfície metálica separa fisicamente o metal e o oxigênio, a oxidação posterior envolve reações nas interfaces metal-óxido e óxido e oxigênio e o transporte de material na forma de cátions metálicos, ânions de oxigênio e elétrons, através do óxido.

Sob condições específicas alguns metais oxidam de acordo com a lei de velocidade cúbica:

$$W^3 = K_c.t + C \quad [14]$$

Neste caso a oxidação é explicada como sendo controlada por difusão, dissociação de oxigênio no metal, características morfológicas e difusão iônica através da camada de óxidos.

Em camadas finas de óxidos, a baixas temperaturas, a oxidação logarítmica é geralmente observada.

$$W = K_e \cdot \log (C.t + A) \quad [15]$$

em que K_e , C e A são constantes⁽³⁶⁾.

2.5.2 Efeito de Óxidos na Propagação de Trinca

O meio ambiente no qual o corpo de prova é ensaiado pode exercer uma influência importante na propagação de trinca por fluência. Ensaio de fluência realizados em monocristais de zinco mostraram que a fluência era praticamente interrompida quando os corpos de prova recebiam uma camada de cobre por eletrodeposição⁽³⁷⁾. Quando esta camada era retirada, a fluência recomeçava com taxas aproximadamente iguais às originais. Ensaio de ruptura por fluência realizados em ligas de níquel e níquel-cromo apresentaram uma dependência complexa com a atmosfera⁽³⁸⁾. A altas temperaturas e baixas taxas de deformação, estes materiais apresentaram-se mais resistentes quando ensaiados ao ar do que no vácuo, enquanto que a baixas temperaturas e altas taxas de deformação ocorre o contrário. Este comportamento é atribuído aos efeitos competitivos de aumento de resistência devido a oxidação e de enfraquecimento devido ao abaixamento da energia superficial por gases adsorvidos.

A natureza da oxidação pode ter uma influência importante sobre as propriedades a altas temperaturas. Uma camada de óxido finamente disperso na

interface do metal normalmente conduzirá a um aumento na resistência, mas a penetração intergranular do óxido usualmente acarreta um decréscimo do tempo de ruptura por fluência e fratura intergranular⁽¹⁹⁾. A vida em serviço de um material é bastante reduzida quando este deve operar em atmosfera de combustão de gases quentes ou em meios corrosivos⁽³⁹⁾.

3 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

3.1 Material

O aço utilizado neste trabalho foi o API P22 (2 ¼ Cr 1 Mo) largamente empregado em componentes que operam por tempos longos em altas pressões e temperaturas na indústria petroquímica. Este aço, de 2 ½ polegadas de espessura e 20 polegadas de diâmetro, operou por cerca de 120.000 horas em tubulação de vapor a 115 kgf/cm² (11,5 MPa) em temperatura de 538 °C.

Os corpos de prova para todos os ensaios foram retirados de uma junta soldada em três regiões distintas: zona afetada pelo calor, interface entre a ZAC e o metal de solda, e o metal de solda, conforme figura abaixo:

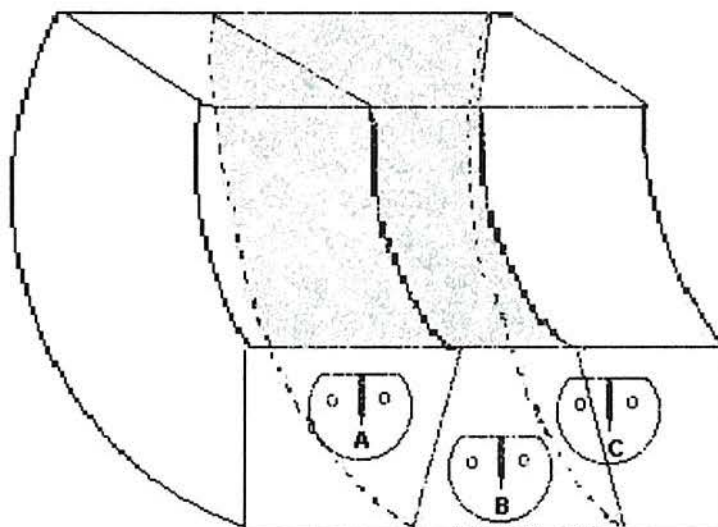


Figura 18- Localização dos corpos de prova na junta soldada: a) zona afetada pelo calor; b) metal de solda; c) zona de ligação

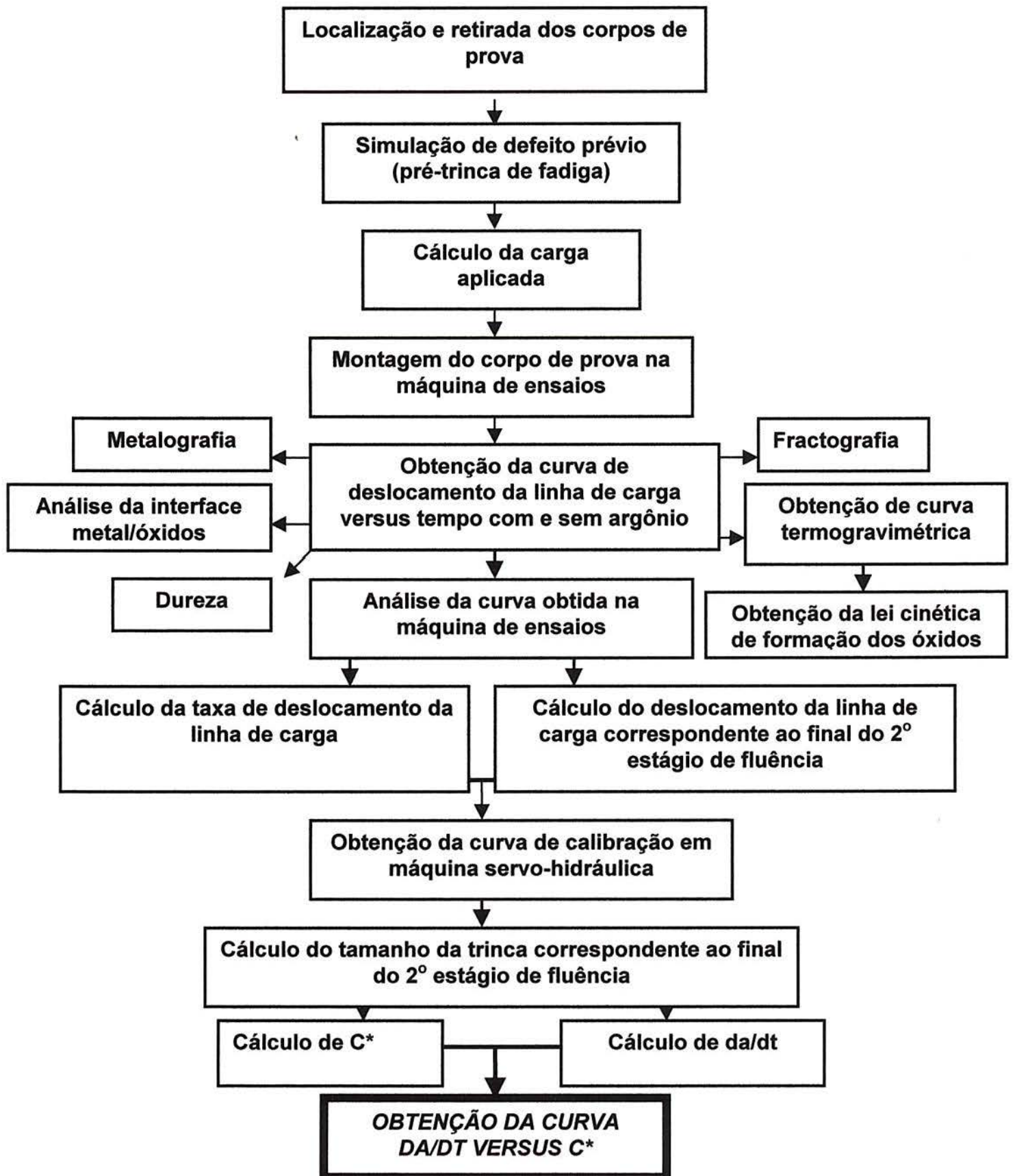
3.1.1 Composição Química

A tabela 1 fornece a composição química do metal de solda e metal de solda, comparados com a composição química normalizada pela ASTM A 335.

Tabela 1- Composição química em peso percentual do metal base e metal de solda versus composição normalizada

	C%	Mn%	P%	S%	Si%	Ni%	Cr%	Mo%
Normalizado	0,05 a 0,15	0,30 a 0,60	0,025 máx.	0,025 máx.	0,50 máx.	0,40 máx.	1,90 a 2,60	0,87 a 1,13
Metal de solda	0,090	0,47	0,006	0,018	0,32	0,12	2,52	1,03
Metal base	0,14	0,55	0,016	0,022	0,36	0,15	2,5	0,90

3.2 Metodologia



3.3.2 Pré-trinca de Fadiga

De acordo com a Norma ASTM E399-91, existe a necessidade de confeccionar nos corpos de prova com uma trinca inicial, como observado na figura 18. Esta trinca inicial deve ser obtida por fadiga. No presente trabalho foi empregada uma máquina simples baseada em um eixo excêntrico, que por sua vez, é ligado a um motor elétrico. A figura 20 mostra a máquina utilizada na abertura de pré-trinca de fadiga.

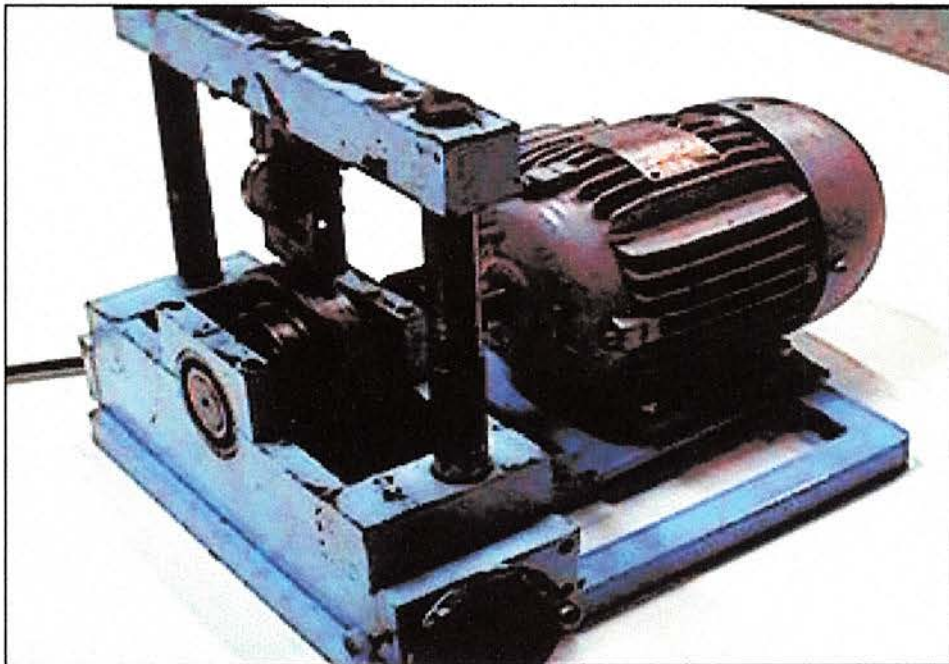


Figura 20- - Máquina de abertura de pré-trinca de fadiga

3.3.3 Máquina de ensaios

Foi utilizada uma máquina de fabricação alemã da marca Leipzig constituída de três postos de trabalho, sendo os controles de temperatura e o sistema de deposição de cargas independentes para cada posto. Foi acoplado um controlador de temperatura da marca Novus, com disponibilidade do controle independente de temperatura para até quatro postos de trabalho, para que assim se obtivesse um controle mais preciso da temperatura durante o teste. O seccionamento utilizado foi

do tipo relés de estado sólido. Estes possuem alta estabilidade e não apresentam subprodutos, oriundo do envio de corrente e conseqüente fechamento do circuito, como ocorrem nos relés de contato.

A figura 21 mostra a máquina de ensaios sendo preparada para operação.

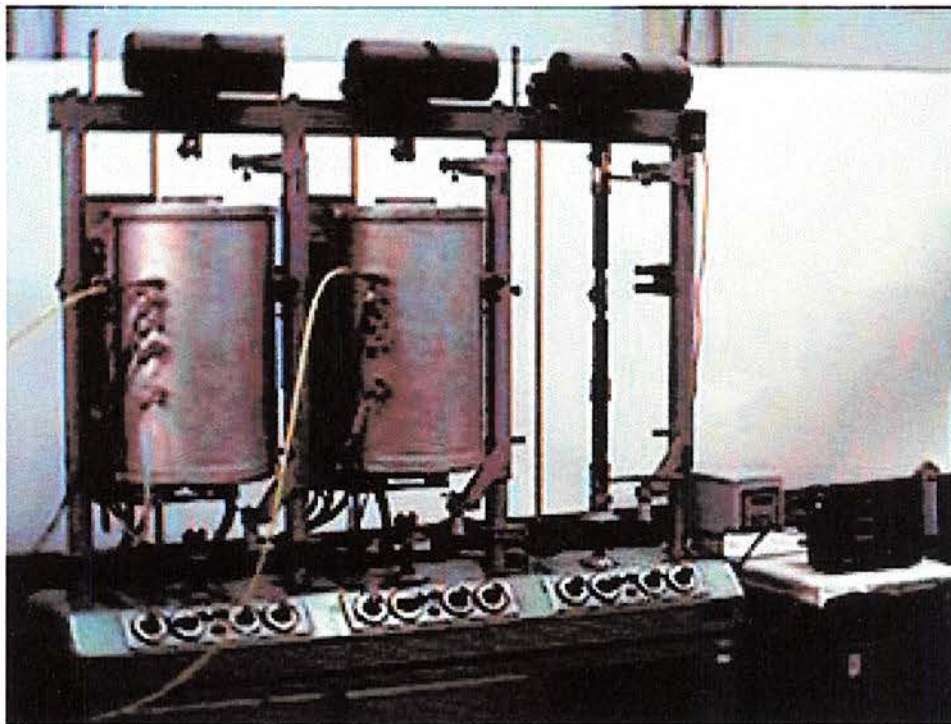


Figura 21- Máquina de ensaios de tenacidade em alta temperatura

Para a realização do ensaio, os corpos de prova são pinados a um sistema de garras. A figura 22 apresenta o corpo de prova preso às garras.

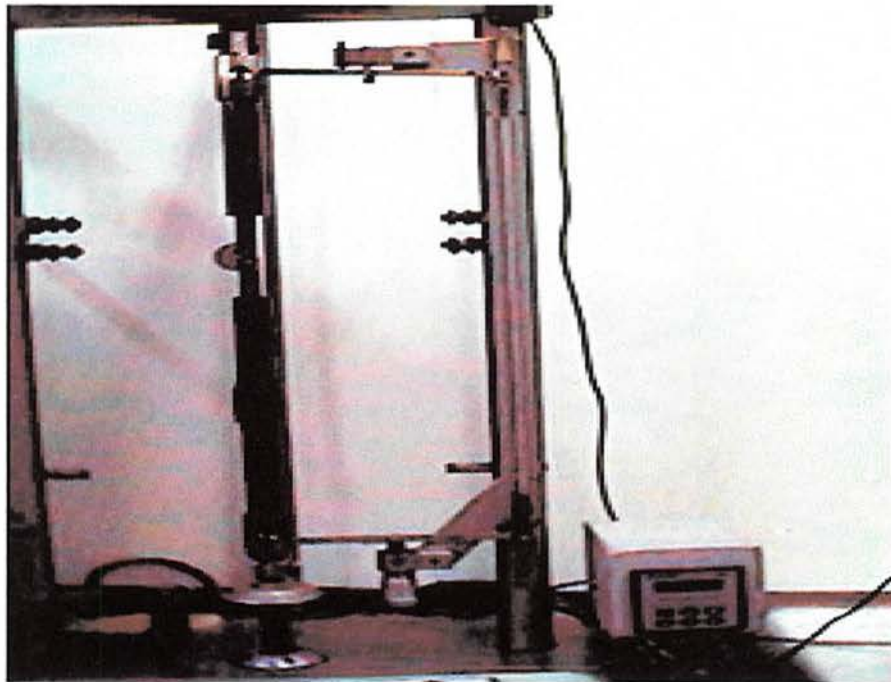


Figura 22- Garras e corpo de prova antes do ensaio

O sistema de aplicação de carga consiste de dois pratos nos quais são colocados pesos, sendo que estes são multiplicados para um valor de carga efetiva aplicada ao corpo de prova através de um braço de alavanca na proporção de 33:1.

A figura 23 mostra o sistema de aplicação de carga ao corpo de prova.

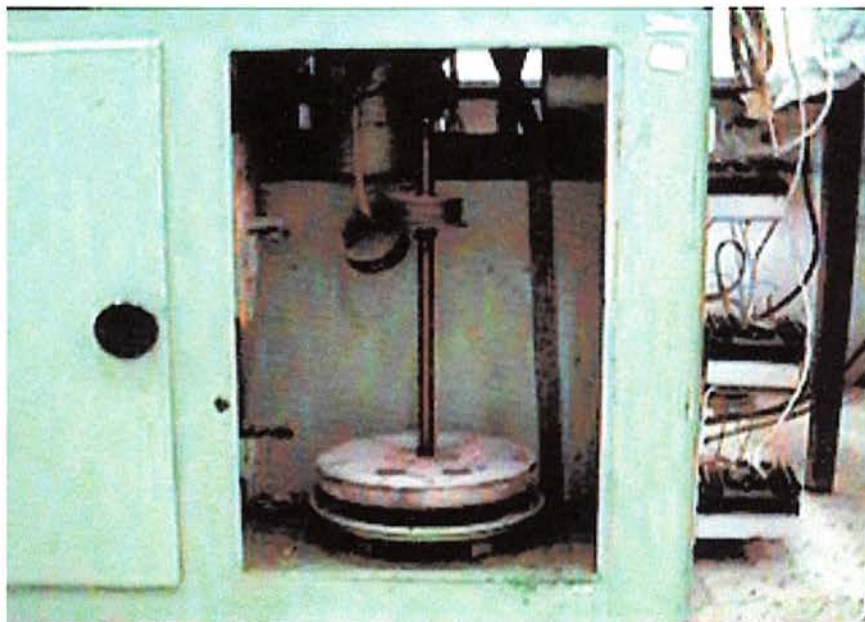


Figura 23- Sistema de aplicação de carga

No meio das garras da máquina foram adaptados cristais de quartzo, os quais possuem perfeita estabilidade estrutural a estes níveis de temperatura. Esses cristais ficam, em uma das extremidades, em contato com braços metálicos que estavam conectados à uma régua ótica, que permite a leitura do deslocamento da linha de carga. A régua ótica foi ligada a um registrador de dados e este a um computador, sendo possível a obtenção de curvas de deslocamento da linha de carga versus tempo de ensaio de cada posto.

3.3.4 Teste de Resistência em Alta Temperatura

Os corpos de prova foram ensaiados segundo a norma ASTM E1457 "Método de Teste para Medida de Taxa de Crescimento de Trinca em Fluência em Metais" sob aplicação de carga constante a uma temperatura de 538 °C.

Como parâmetro de comparação usou-se um fator de intensidade de tensões aplicado à ponta da trinca K ($\text{MPa}\cdot\text{m}^{0.5}$), visando avaliar o comportamento das regiões da junta soldada em diversos níveis de intensidade de tensões iniciais aplicados.

O valor aplicado de carga foi calculado com a fórmula:

$$P = \frac{K \cdot 10^5 \cdot B \cdot W^{0.5}}{f(a/w)} \quad [16]$$

Onde: $f(a/w)$ = fator de forma

B = espessura do corpo de prova, m

W = largura do corpo de prova, m

No procedimento de teste foram feitos acompanhamentos do deslocamento da linha de carga em função do tempo. Além de ensaios em atmosfera normal, foram realizados ensaios com atmosfera protetora de argônio. A figura 24 apresenta a adaptação realizada no equipamento para proporcionar a entrada do gás.



Figura 24- Ensaios com atmosfera controlada

3.3.5 Determinação Experimental de C^*

A partir do gráfico de deslocamento da linha de carga versus tempo, obteve-se a taxa de deslocamento da linha de carga através da inclinação da curva correspondente ao segundo estágio de fluência (taxa de deformação constante). Com base neste dado, juntamente com o valor da carga aplicada e as condições geométricas (fator de forma), obteve-se o valor de C^* para cada condição, segundo a fórmula 8.

3.3.6 Estimativa de da/dt

O valor de da/dt foi estimado a partir da razão entre a variação global da trinca (Δa) e o tempo de propagação estável da trinca (t_e). O comprimento da trinca foi calculado através do método da compliance, segundo a Norma ASTM E 399-90. Segundo a norma, a relação entre o deslocamento da linha de carga e a/w é dada por:

$$\frac{V}{P} = \frac{q(a/w)}{B \cdot (E/[1-\gamma^2])} \quad [17]$$

Para este ensaio foi levantada uma curva de calibração, a temperatura ambiente, para obter o valor de $q(a/w)$. A curva de calibração foi construída medindo-se o comprimento da trinca através de uma filmadora e, ao mesmo tempo, foi medido o deslocamento da linha de carga através de um transdutor de deslocamento linear em uma máquina de ensaios do tipo servo-hidráulica.

Foi obtido um fator $q'(a/w)$, que relaciona-se com $q(a/w)$ através de um fator ψ .

O valor de $\Delta a/\Delta t$ não é exatamente o valor de da/dt, mas apresenta uma razoável correspondência devido ao segundo estágio de fluência apresentar uma taxa de deformação constante.

Com o valor de C^* e da/dt conhecidos, foi plotado um gráfico de da/dt versus C^* . Este gráfico é de grande importância no que diz respeito a previsão de vida remanescente de materiais dúcteis sujeitos a fluência, pois correlaciona a quantidade de energia por unidade de tempo e unidade de área envolvida na propagação de trinca em relação a taxa de propagação da mesma.

3.4 Avaliação Metalográfica

Foi utilizada microscopia óptica e eletrônica de varredura para a análise metalográfica. A preparação dos corpos de prova envolveu técnicas usuais de metalografia visando caracterizar as diversas fases existentes na junta soldada.

A determinação das diferentes regiões da junta soldada foi realizada imergindo os corpos de prova polidos em uma solução de nital 2% em diversos tempos.

Após a identificação das diferentes zonas, as amostras foram levadas aos microscópios óptico e de varredura para a caracterização minuciosa de cada fase.

3.5 Fractografia

Todas as superfícies de fratura após os ensaios de resistência em alta temperatura foram analisadas em microscópio eletrônico de varredura. Foi executada uma limpeza através de exposição das superfícies de fratura, por alguns segundos, à uma solução denominada Solução de Clark⁽⁴¹⁾ com o objetivo de retirar resíduos e óxidos aderentes.

Procedeu-se, então, a metalização da superfície, ou seja, uma deposição de uma fina camada de ouro para conferir maior resolução das imagens ao microscópio.

Em todas as superfícies foram conservadas as pré-trincas de fadiga, permitindo definir a região de início de propagação de trinca, visto que a propagação estável de trinca é a que mais interessa em termos de definição de mecanismos de fratura.

O objetivo maior das análises fractográficas foi o de tentar, na medida do possível, correlacionar os tipos de fratura observados com o nível inicial de intensidade de tensões e com as diferentes zonas da junta soldada.

3.6 Dureza

Foram realizadas medições de dureza do tipo vickers no metal base, linha de fusão e metal de solda com o intuito de observar mudança da dureza ao longo da junta solada.

3.7 Ensaios de Oxidação a Alta Temperatura

Os ensaios de oxidação a alta temperatura foram realizados para obter informações sobre a cinética de formação dos óxidos e para qualificar o material para emprego a altas temperaturas.

O método mais comum de testar a oxidação à alta temperatura é o método termogravimétrico

3.7.1 Método Termogravimétrico

Este é o método mais simples e direto para determinar as velocidades de oxidação. Nele foi registrado o ganho de massa devido à oxidação.

Corpos de prova em forma de chapa foram retirados da ZAC, ZAC/metal de solda e metal de solda. A forma de chapa foi escolhida devido a grande relação área superficial/peso comparado a outras formas geométricas. O ensaio foi realizado em um equipamento termogravimétrico de marca TGA 2050 Thermogravimetric Analyser, com uma precisão de 1 µg.

3.7.1.1 Determinação da Lei Cinética de Formação de Óxidos

Os resultados obtidos da termobalança foram ganho de massa versus tempo. Com base nesses resultados dividiu-se o ganho de massa pela área de cada corpo de prova, obtendo-se, assim, um ganho de massa padronizado versus tempo.

Para a obtenção da lei de velocidade, analisou-se o perfil da curva ganho de massa padronizado por tempo. Para o caso linear, a taxa de variação de massa deve ser constante no tempo. Se a lei é parabólica, o quadrado do ganho de massa padronizado pelo tempo deve ser uma reta. No caso de lei cúbica, o cubo do ganho de massa padronizada pelo tempo deve ser uma reta e, para uma lei logarítmica, o ganho de massa deve seguir a expressão $W = \log(t+C)$.

A escolha da lei cinética foi obtida pelo melhor coeficiente de correlação linear (R^2) encontrado em cada aproximação.

4 RESULTADOS

4.1 Metalografia da ZAC; ZAC/MS; MS

As figuras 25 à 35 apresentam as micrografias da zona afetada pelo calor (ZAC), linha de fusão e metal de solda observadas em microscópio eletrônico de varredura à 800, 1000 e 2000 aumentos.

A zona afetada pelo calor (ZAC) apresentou elevado crescimento de grão devido ao gradiente térmico oriundo do processo de soldagem. Os carbonetos apresentaram-se concentrados nos contornos de grão e distribuição não uniforme na matriz ferrítica

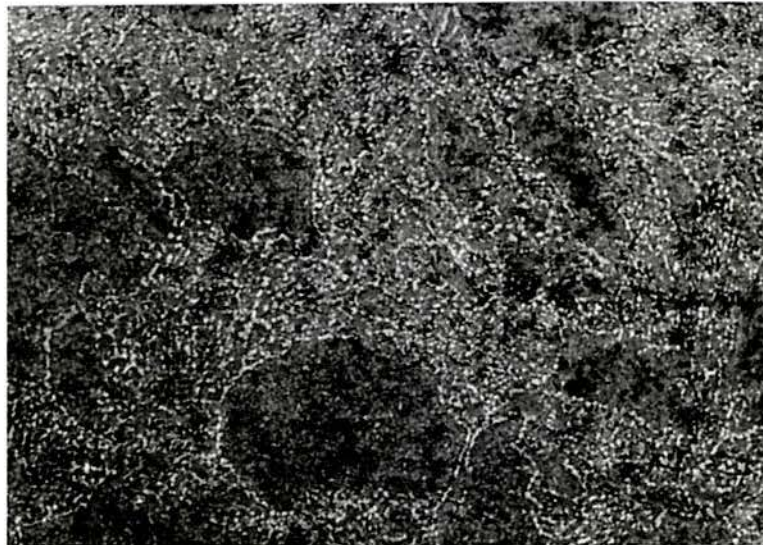


Figura 25- Microestrutura de elevado tamanho de grão encontrada na Zona Afetada pelo Calor da junta soldada do aço 2 ¼ Cr 1 Mo; Ataque: Nital 2 %; MEV 800x

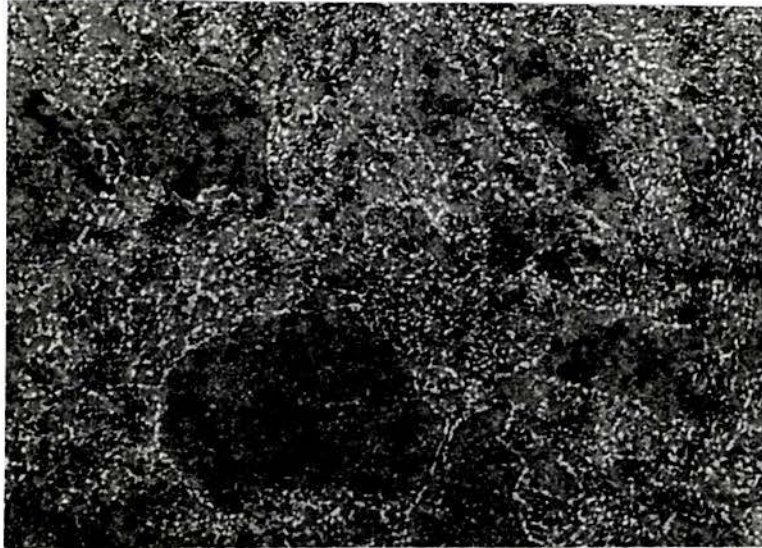


Figura 26- Aspectos dos precipitados finamente dispersos nos contornos de grão da Zona Afetada pelo Calor da junta soldada do aço 2 ¼ Cr 1 Mo; Ataque: Nital 2 % MEV 1000x

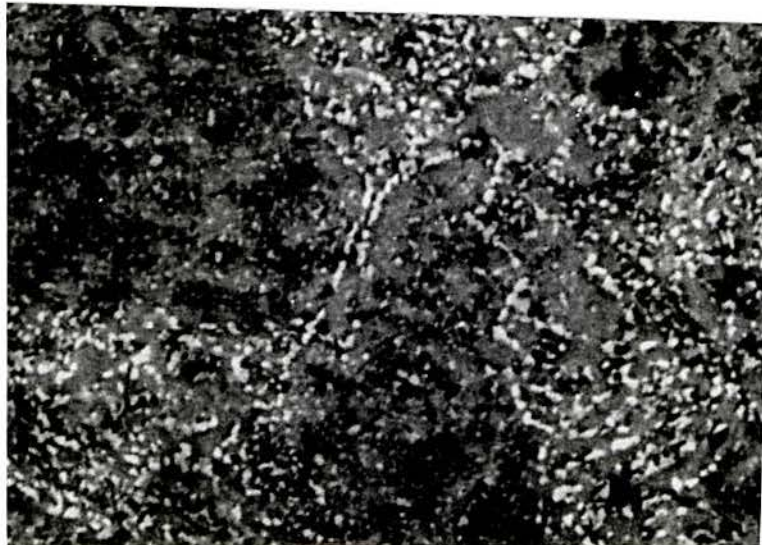


Figura 27- Aspecto da distribuição dos precipitados na matriz ferrítica da Zona Afetada pelo Calor da junta soldada do aço 2 ¼ Cr 1 Mo; Ataque: Nital 2 %; MEV 2000x

A figura abaixo apresenta a micrografia da zona afetada pelo calor digitalizada, com um aumento de 2000 vezes. A porcentagem de área referente a matriz ferrítica é de 87,96% e a porcentagem referente aos carbonetos 12,04%.

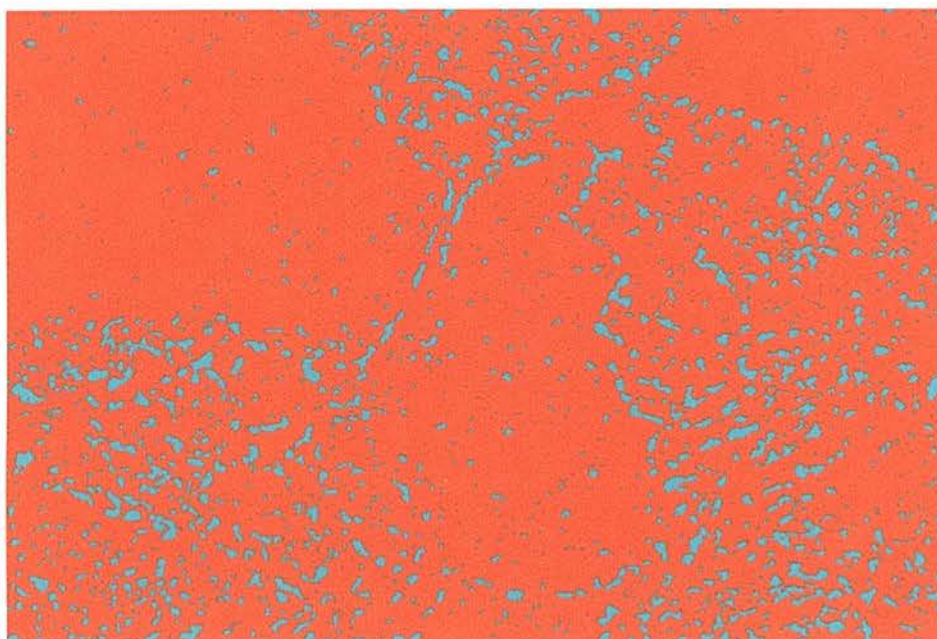


Figura 28- Imagem digitalizada da micrografia da zona afetada pelo calor, com um aumento de 2000x

A linha de fusão da junta soldada foi a região que apresentou maior desuniformidade microestrutural. Nesta região os carbonetos apresentaram forma e dimensão variáveis e uma distribuição pouco dispersa na matriz ferrítica.



Figura 29- Microestrutura da Zona de Ligação da junta soldada do aço 2 ¼ Cr 1 Mo; Ataque : Nital 2 %; MEV 800x

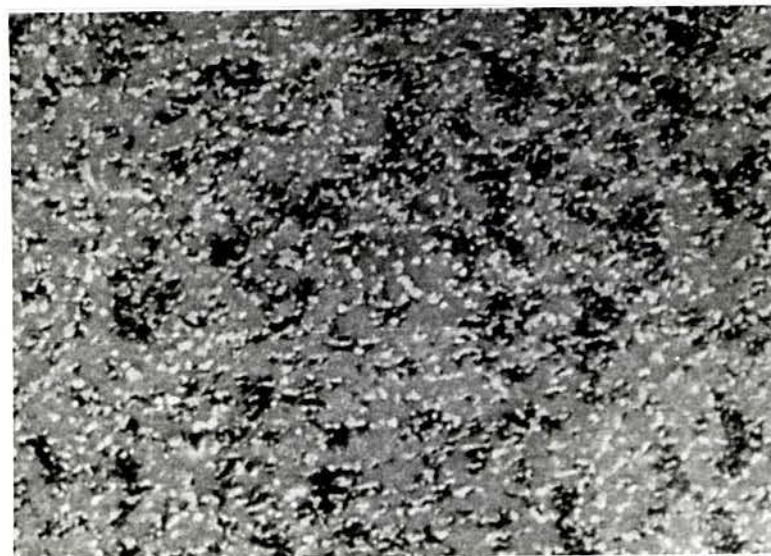


Figura 30- Aspecto da distribuição dos carbonetos na Zona de Ligação da junta soldada do aço 2 ¼ Cr 1 Mo; Ataque: Nital 2 %; MEV 1000x

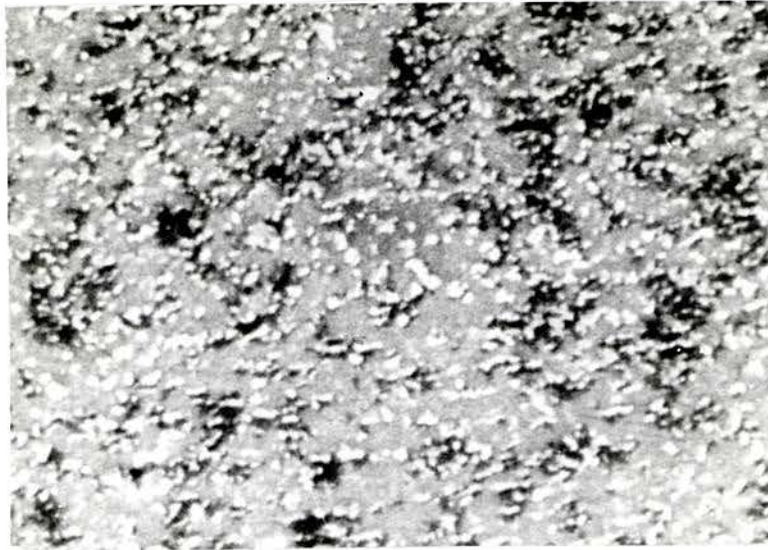


Figura 31- Aspecto da distribuição e forma dos precipitados na matriz ferrítica da Zona de Ligação da junta soldada do aço 2 ¼ Cr 1 Mo; Ataque: Nital 2 %; MEV 2000x

A figura abaixo apresenta a imagem digitalizada da micrografia da zona de ligação em 2000 aumentos, onde a porcentagem de ferrita corresponde a 84,56% e a porcentagem de carbonetos 15,44%.

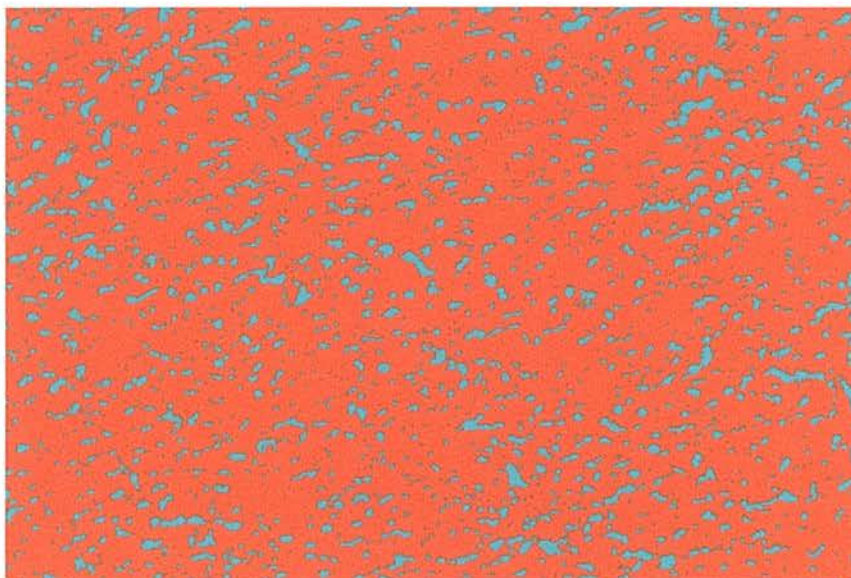


Figura 32- Imagem digitalizada da micrografia da zona de ligação, com um aumento de 2000x

As figuras 33 à 35 apresentam a micrografia do metal de solda. Nota-se a maior formação e melhor distribuição dos carbonetos na matriz ferrítica em comparação à zona afetada pelo calor e linha de fusão.

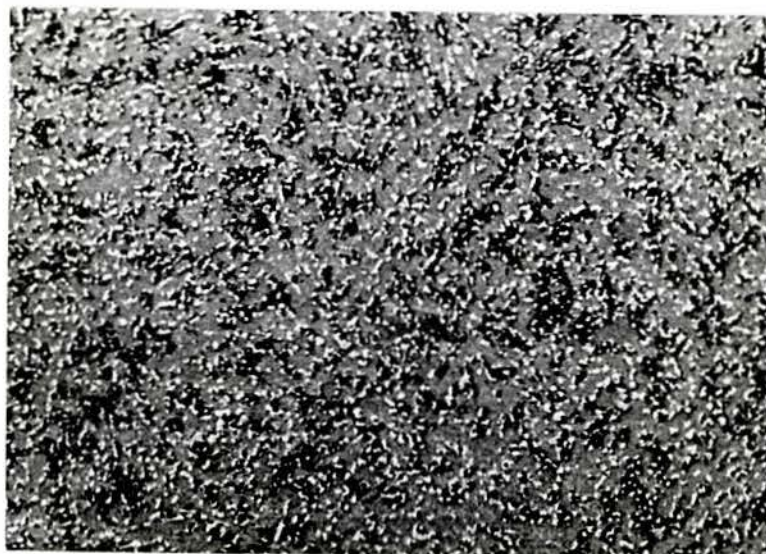


Figura 33- Microestrutura do Metal de Solda com precipitados finamente dispersos na matriz ferrítica da junta soldada do aço 2 ¼ Cr 1 Mo; Ataque Nital 2 %MEV 800x

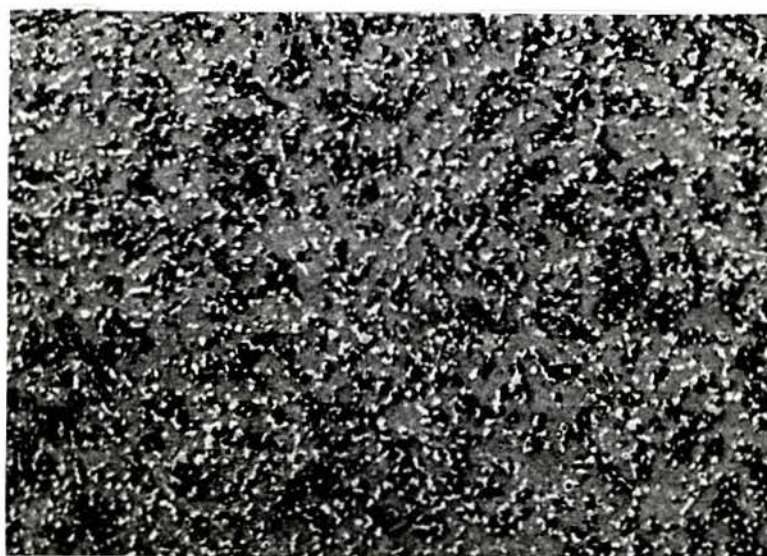


Figura 34- Aspecto da distribuição dos carbonetos na matriz ferrítica do Metal de Solda da junta soldada do aço 2 ¼ Cr 1 Mo; Ataque: Nital 2 %; MEV 1000x

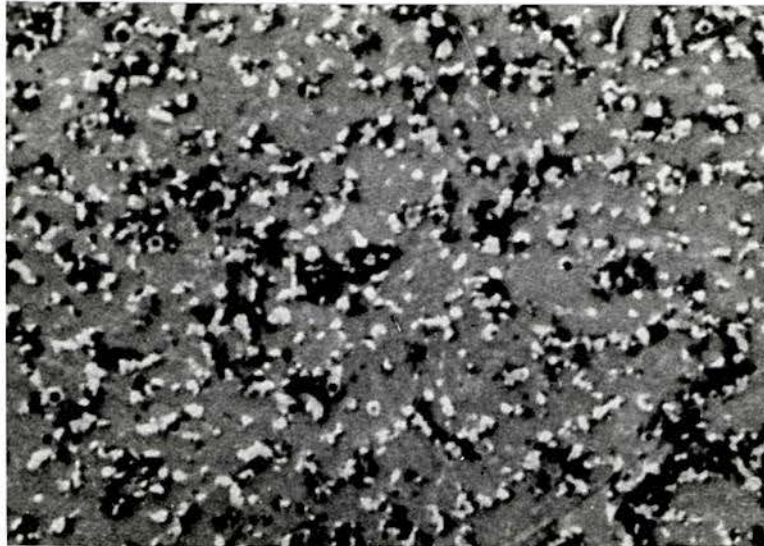


Figura 35- Aspecto da forma dos precipitados na matriz ferrítica do Metal de Solda da junta soldada do aço 2 ¼ Cr 1 Mo; Ataque: Nital 2 %; MEV 2000x

A figura abaixo corresponde a imagem digitalizada do metal de solda em 2000 aumentos, onde a cor vermelha corresponde a ferrita (87,06%) e a cor branca os carbonetos (12,94%).

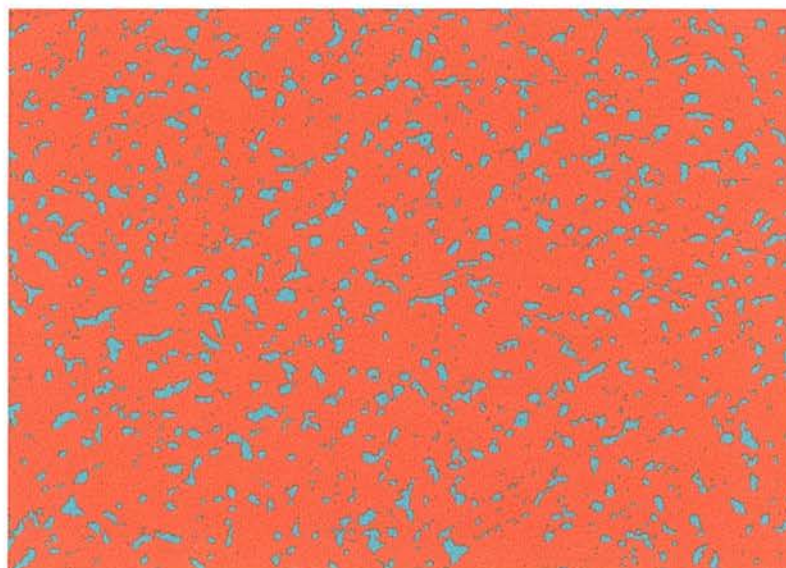


Figura 36- Imagem digitalizada da micrografia do metal de solda, com um aumento de 2000x

4.2 Curvas de Resistência em Alta temperatura

As figuras 37, 38 e 39 apresentam as curvas de deslocamento da linha de carga para o metal de solda, linha de fusão e zona afetada pelo calor respectivamente, com fatores de intensidade de tensões inicialmente aplicados variando de 20 à 30 MPa.m^{1/2}. Estes gráficos mostram o efeito da tensão sobre a propagação de trinca para cada região.

Os fatores de intensidade de tensões inferiores a 20 MPa.m^{1/2} não foram analisados devido a pequena variação da linha de carga com o tempo.

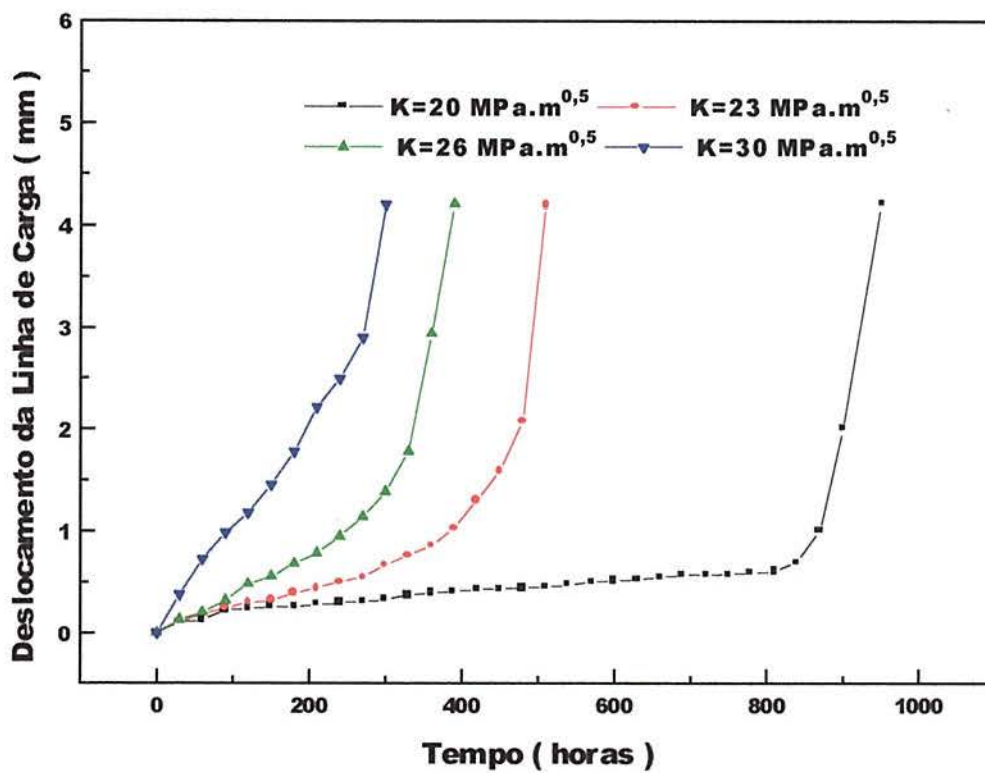


Figura 37- Curvas de deslocamento de linha de carga versus tempo para o Metal de Solda da junta soldada do aço 2 1/4 Cr 1 Mo em diversos fatores de intensidade de tensões iniciais a uma temperatura de 538 °C

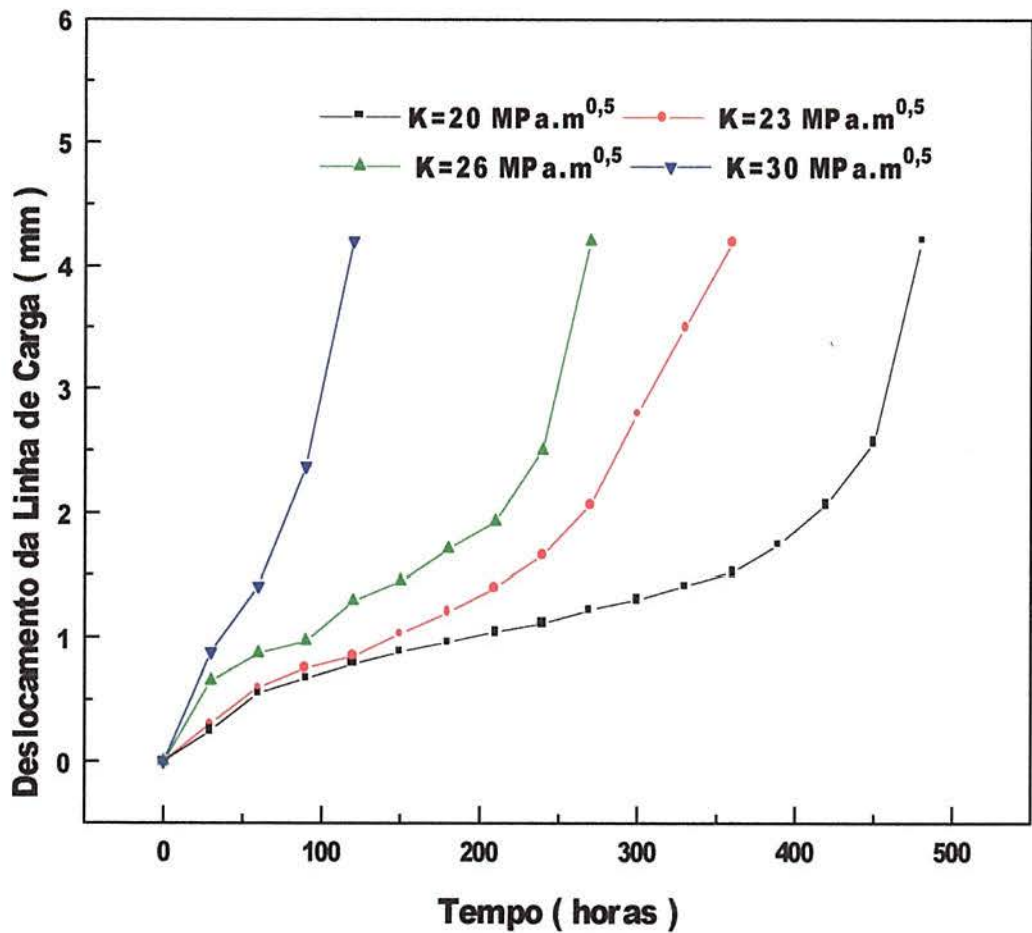


Figura 38- Curvas de deslocamento de linha de carga versus tempo para o Linha de Fusão da junta soldada do aço 2 ¼ Cr 1 Mo em diversos fatores de intensidade de tensões iniciais a uma temperatura de 538 °C

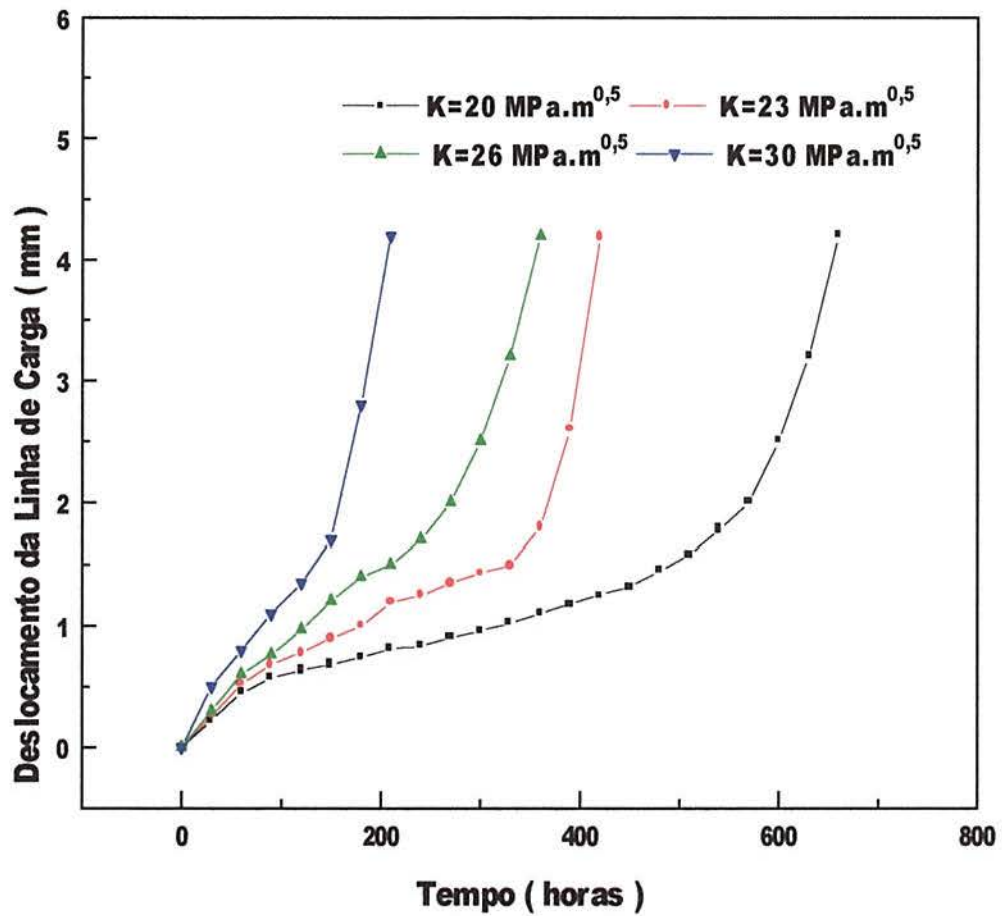


Figura 39- Curvas de deslocamento de linha de carga versus tempo para a ZAC da junta soldada do aço 2 1/4 Cr 1 Mo em diversos fatores de intensidade de tensões iniciais a uma temperatura de 538 °C

As figuras 40 à 43 mostram o efeito da localização dos corpos de prova na propagação da trinca para fatores de intensidade de tensões inicialmente aplicados de 20 à 30 MPa.m^{1/2} na linha de fusão, zona afetada pelo calor e metal de solda.

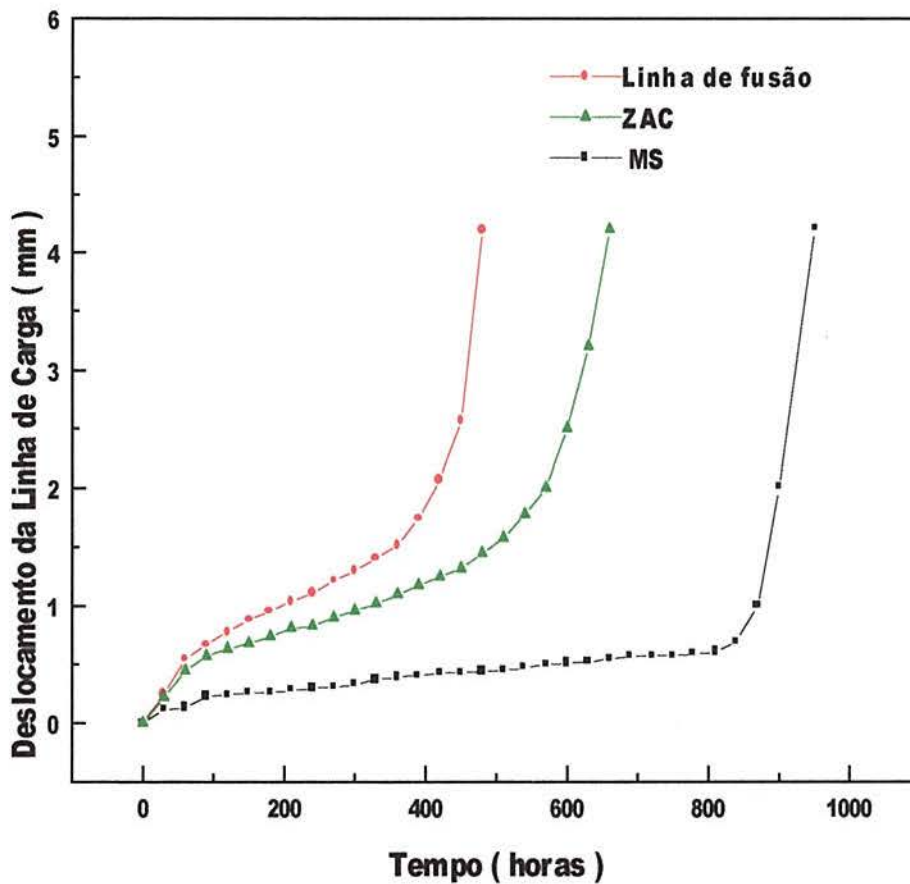


Figura 40- Curvas de deslocamento de linha de carga versus tempo para o MS, ZAC e linha de fusão da junta soldada do aço 2 ¼ Cr 1 Mo sob um fator de intensidade inicial de tensões igual a 20 MPa.m^{0,5} a uma temperatura de 538 °C

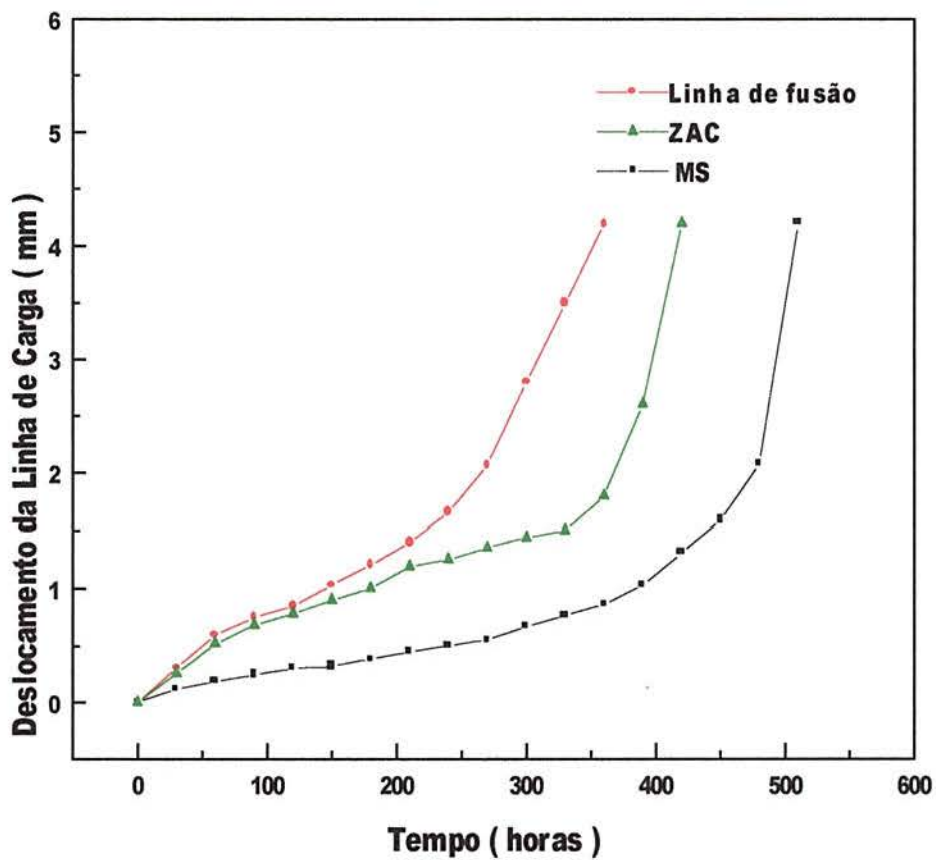


Figura 41- Curvas de deslocamento de linha de carga versus tempo para o MS, ZAC e linha de fusão da junta soldada do aço 2 ¼ Cr 1 Mo sob um fator de intensidade inicial de tensões igual a 23 MPa.m^{0,5} a uma temperatura de 538 °C

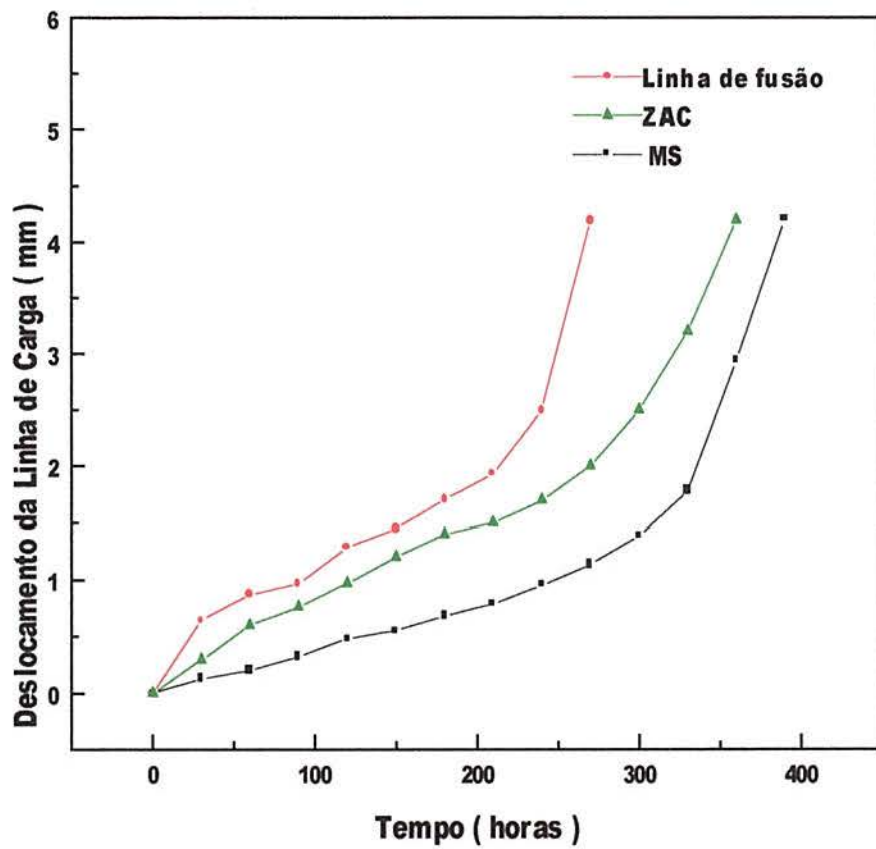


Figura 42-Curvas de deslocamento de linha de carga versus tempo para o MS, ZAC e linha de fusão da junta soldada do aço 2 ¼ Cr 1 Mo sob um fator de intensidade inicial de tensões igual a $26 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{0,5}$ a uma temperatura de $538 \text{ }^\circ\text{C}$

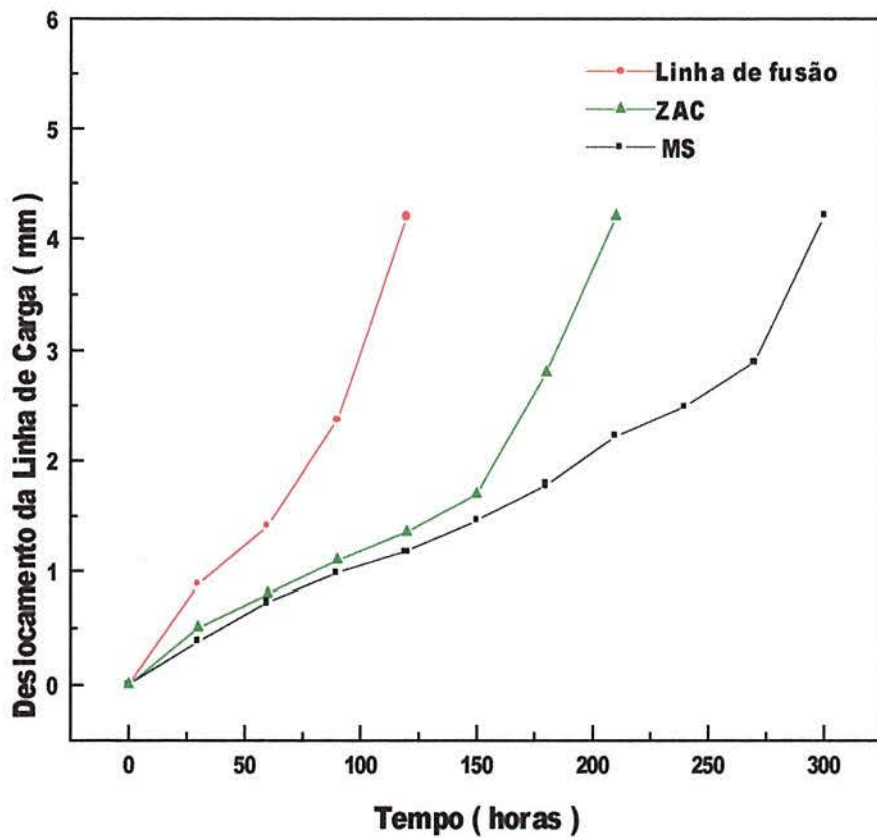


Figura 43- Curvas de deslocamento de linha de carga versus tempo para o MS, ZAC e linha de fusão da junta soldada do aço 2 ¼ Cr 1 Mo sob um fator de intensidade inicial de tensões igual a $30 \text{ MPa.m}^{0.5}$ a uma temperatura de $538 \text{ }^\circ\text{C}$

As figuras 44 e 45 apresentam testes de resistência em alta temperatura realizados com e sem atmosfera de argônio na zona afetada pelo calor, linha de fusão e metal de solda para um fator de intensidade de tensões inicialmente aplicados de 20 e 30 MPa.m^{1/2}.

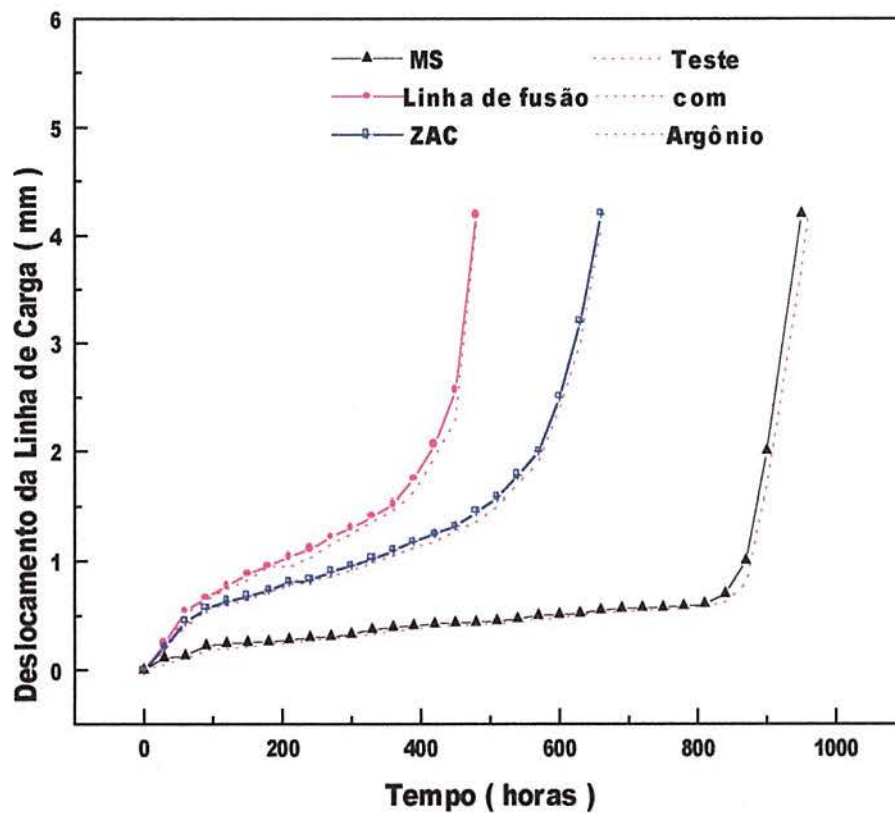


Figura 44- Curvas de deslocamento de linha de carga versus tempo com e sem atmosfera de argônio da junta soldada do aço 2 ¼ Cr 1 Mo sob um fator de intensidade de tensões (k) de 20 MPa.m^{0,5} inicialmente aplicado a uma temperatura de 538 °C

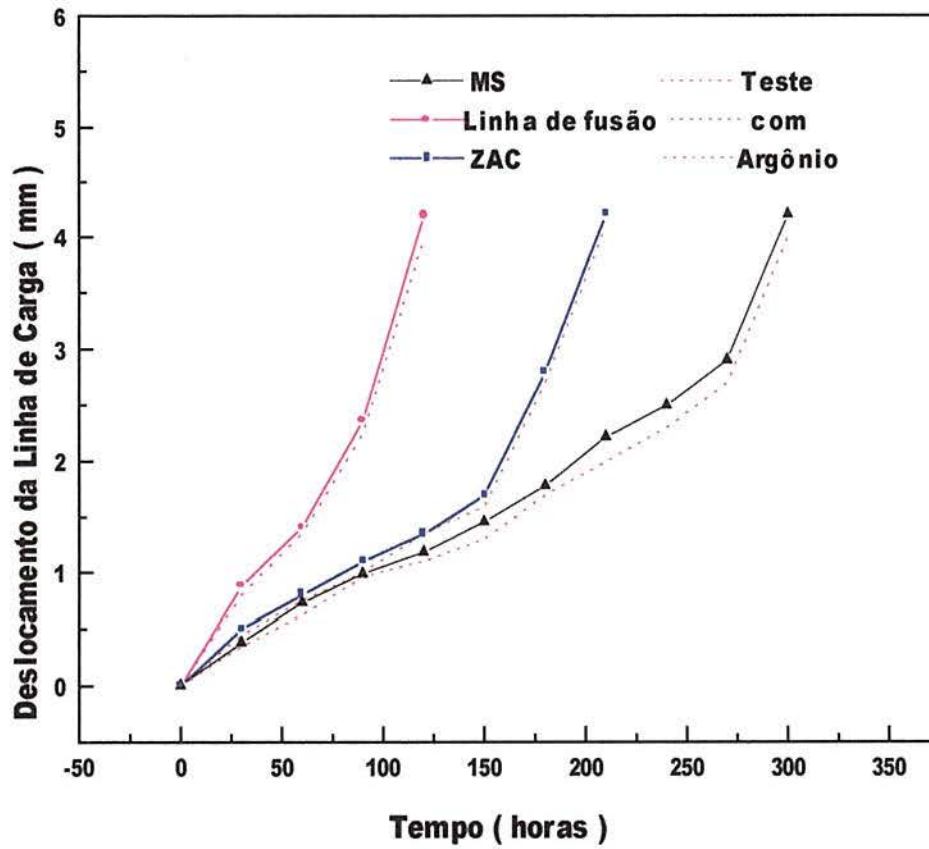


Figura 45-Curvas de deslocamento de linha de carga versus tempo com e sem atmosfera de argônio da junta soldada do aço 2 ¼ Cr 1 Mo sob um fator de intensidade de tensões (k) de 30 MPa.m^{0,5} inicialmente aplicado a uma temperatura de 538 °C

4.3 Fractografia

A figura abaixo apresenta o aspecto da fratura do corpo de prova após realizado o ensaio à temperatura de 538 °C. Notou-se em todos os ensaios uma pequena redução da espessura dos corpos de prova. Esta estrição indica que o regime de tensões atuante foi o estado plano de tensões.

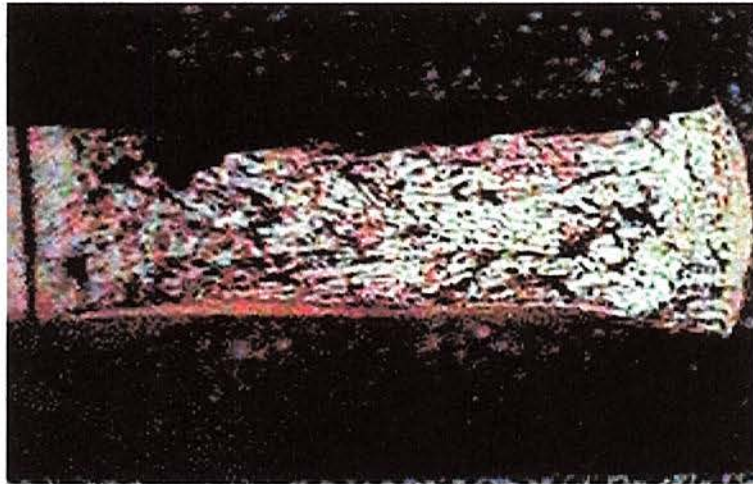


Figura 46- Aspecto geral do corpo de prova fraturado evidenciando estrição após a realização do ensaio.

Ao analisar-se as fraturas em MEV, notou-se a ocorrência de coalescimento de microcavidades “dimples”, o que evidencia característica de fratura dúctil.

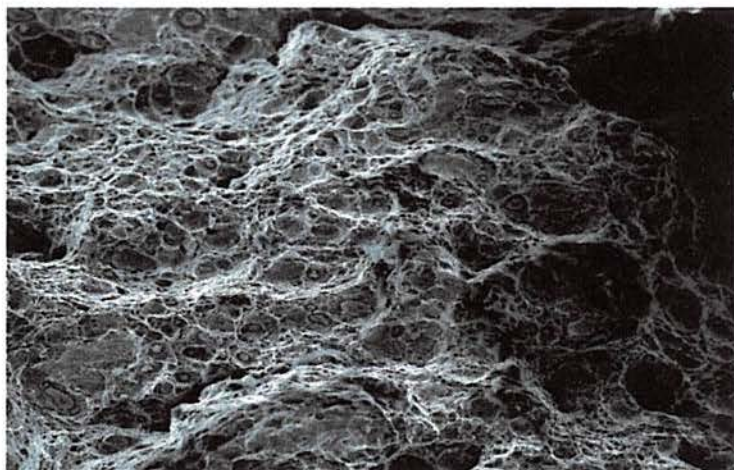


Figura 47-Aspecto da fratura dos corpos de prova situados na Zona de Ligação da junta soldada do aço 2 ¼ Cr 1 Mo; ensaiados a temperatura de 538 °C; MEV 200x

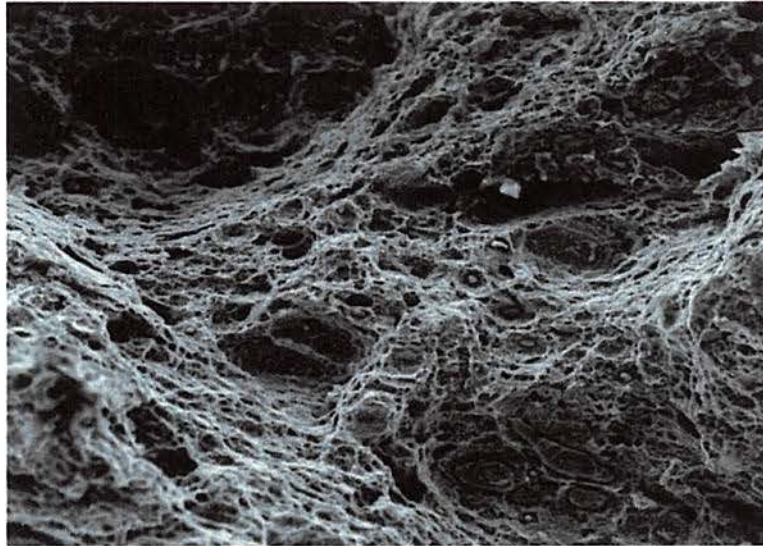


Figura 48- Aspecto da fratura dos corpos de prova situados no Metal de Solda da junta soldada do aço 2 ¼ Cr 1 Mo ensaiados a temperatura de 538 °C; MEV 200x

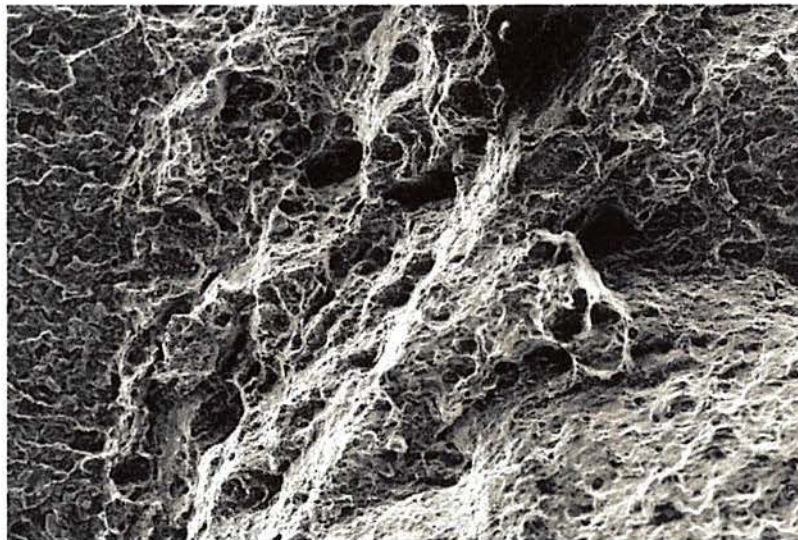


Figura 49 - Aspecto da fratura dos corpos de prova situados na Zona Afetada pelo Calor da da junta soldada do aço 2 ¼ Cr 1 Mo ensaiados a temperatura de 538 °C; MEV 200x

4.4 Estimativa de da/dt

A curva de calibração $q'(a/w)$ obtida foi:

$$q'(a/w) = 997052 - 14411133.(a/w) + 86641829.(a/w)^2 - 282047670.(a/w)^3 \\ + 538115580.(a/w)^4 - 60210804.(a/w)^5 + 365549590.(a/w)^6 - 92653674.(a/w)^7 \quad [18]$$

A equação 17 relaciona o deslocamento da linha de carga, a carga, o módulo de elasticidade, o coeficiente de Poisson e a espessura com o valor de a/w .

O valor de E vale $140\text{GPa}^{(1)}$ e o valor do coeficiente de Poisson de 0,3.

Aplicando esses valores na equação 16, obtemos os valores de a/w .

$$\frac{V}{P} = \frac{q'(a/w)}{B.(E/[1-\gamma^2])} \quad [19]$$

Multiplicando o valor de a/w a cada instante obteve-se o valor instantâneo de a .

O valor de da/dt foi estimado a partir do quociente da variação Δa pelo valor de tempo em que durou o segundo estágio de fluência (t_e).

4.5 Estimativa do Parâmetro C*

Após obtido o valor do tamanho de trinca (a) limite para o segundo estágio de fluência, aplica-se este valor na equação 8. A tabela 2 mostra os valores de C* obtidos através do cálculo da equação 8. O expoente n⁽¹⁰⁾ de fluência para este material vale 2,5.

Tabela 2- Parâmetros de ensaio para a determinação das curvas de resistência em alta temperatura e de C*

	K _i (MPa m ^{0.5})	a _i (mm)	W (mm)	B (mm)	a _i /w	f _{aiw}	P (N)	ΔV (mm)	t _e (hr)	t _r (hr)	K _r (MPa m ^{0.5})	a _r (mm)	a _r /w	ΔV/t _e (mm/hr)·10 ⁻³	Δa (m m)	Δa/t _e (mm/hr)·10 ⁻²	C* (J/m ² . hr)
MS1	20	14.80	30.10	7.58	0.49	9.85	2670	0.76	850	955	28.4	17.79	0.591	0.89	2.99	0.35	36
MS2	23	14.80	29.93	7.61	0.49	9.85	3070	1.35	446	521	37.3	18.67	0.624	3.02	3.87	0.87	155
MS3	26	14.70	29.85	7.55	0.49	9.85	3450	1.60	325	400	42.8	18.71	0.627	4.90	4.01	1.23	287
MS4	30	14.85	29.91	7.54	0.50	10.17	3850	1.92	190	280	48.4	18.94	0.630	10.00	4.09	2.15	665
INT1	20	14.75	29.82	7.60	0.49	9.85	2660	1.85	406	477	35.7	19.29	0.647	4.55	4.54	1.12	216
INT2	23	14.81	29.94	7.54	0.49	9.85	3040	2.22	280	350	41.7	19.46	0.650	7.92	4.65	1.66	435
INT3	26	14.84	29.88	7.53	0.50	10.17	3330	2.31	234	274	46.4	19.51	0.653	9.87	4.67	1.99	598
INT4	30	14.92	30.05	7.50	0.50	10.17	3830	2.64	100	125	54.4	19.74	0.657	26.4	4.82	4.82	1868
ZC1	20	14.78	30.08	7.48	0.49	9.85	2630	1.64	565	656	34.8	19.18	0.641	2.90	4.40	0.78	134
ZC2	23	14.85	29.95	7.49	0.49	9.85	3020	1.76	365	417	40.4	19.30	0.643	4.82	4.45	1.21	261
ZC3	26	14.74	30.12	7.53	0.49	9.85	3450	1.87	259	361	46.6	19.48	0.647	7.22	4.74	1.83	444
ZC4	30	14.83	29.84	7.48	0.50	10.17	3810	2.00	168	214	52.5	19.60	0.649	11.9	4.77	2.84	846
AM1	20	14.73	29.86	7.51	0.49	9.85	2630	0.72	870	980	27.9	17.52	0.587	0.83	2.79	0.32	33
AM2	30	14.83	29.88	7.53	0.50	10.17	3840	1.88	200	290	47.2	18.64	0.624	9.40	3.81	1.90	609
AII	20	14.95	29.97	7.55	0.50	10.17	2570	1.80	415	490	33.9	19.24	0.642	4.33	4.29	1.03	196
AI2	30	14.74	29.84	7.61	0.49	9.85	4000	2.60	120	140	55.4	19.41	0.654	21.6	4.60	3.83	1535
AZ1	20	14.81	30.03	7.58	0.49	9.85	2660	1.59	570	680	34.4	19.15	0.638	2.79	4.34	0.76	128
AZ2	30	14.84	30.02	7.54	0.49	9.85	3980	1.94	178	225	53.31	19.36	0.645	10.90	4.52	2.50	771

4.6 Curva de da/dt versus C*

A curva da/dt versus C* foi obtida utilizando todos os ensaios de resistência em alta temperatura. Cada ensaio correspondeu a um ponto da curva, sendo o eixo y o valor de da/dt estimado e o eixo x o valor de C* calculado.

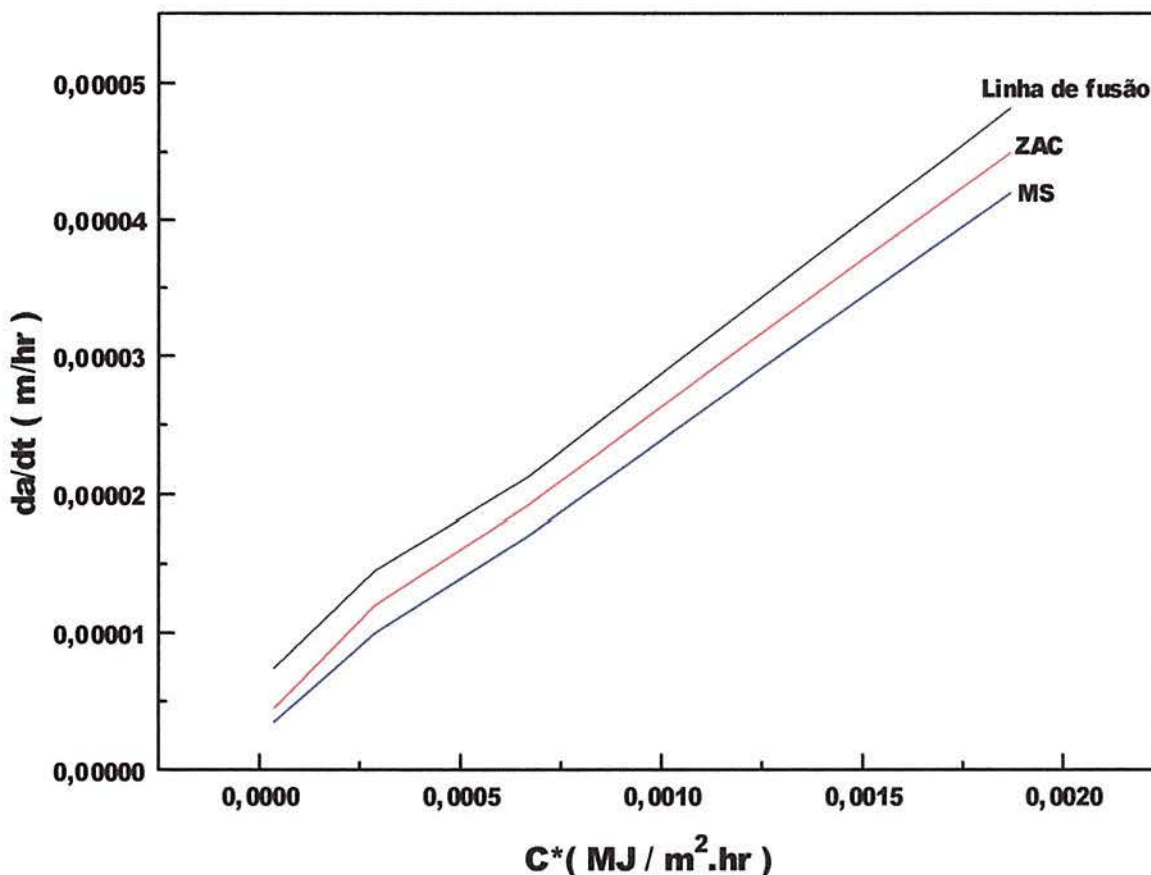


Figura 50- Curvas de da/dt versus C* para o metal de solda, zona afetada pelo calor e linha de fusão da junta soldada do aço 2 ¼ Cr 1 Mo a uma temperatura de 538 °C

O metal de solda apresentou a seguinte aproximação linear: $da/dt = 2,17 \cdot 10^{-2} \cdot C^*$; a zona afetada pelo calor: $da/dt = 2,34 \cdot 10^{-2} \cdot C^*$ e a zona de ligação: $da/dt = 2,51 \cdot 10^{-2} \cdot C^*$, sendo que a unidade de da/dt é mm/h e C* MJ/m.h.

4.7 Dureza

A figura 51 apresenta o perfil de dureza da junta soldada do aço 2 ¼ Cr 1 Mo.

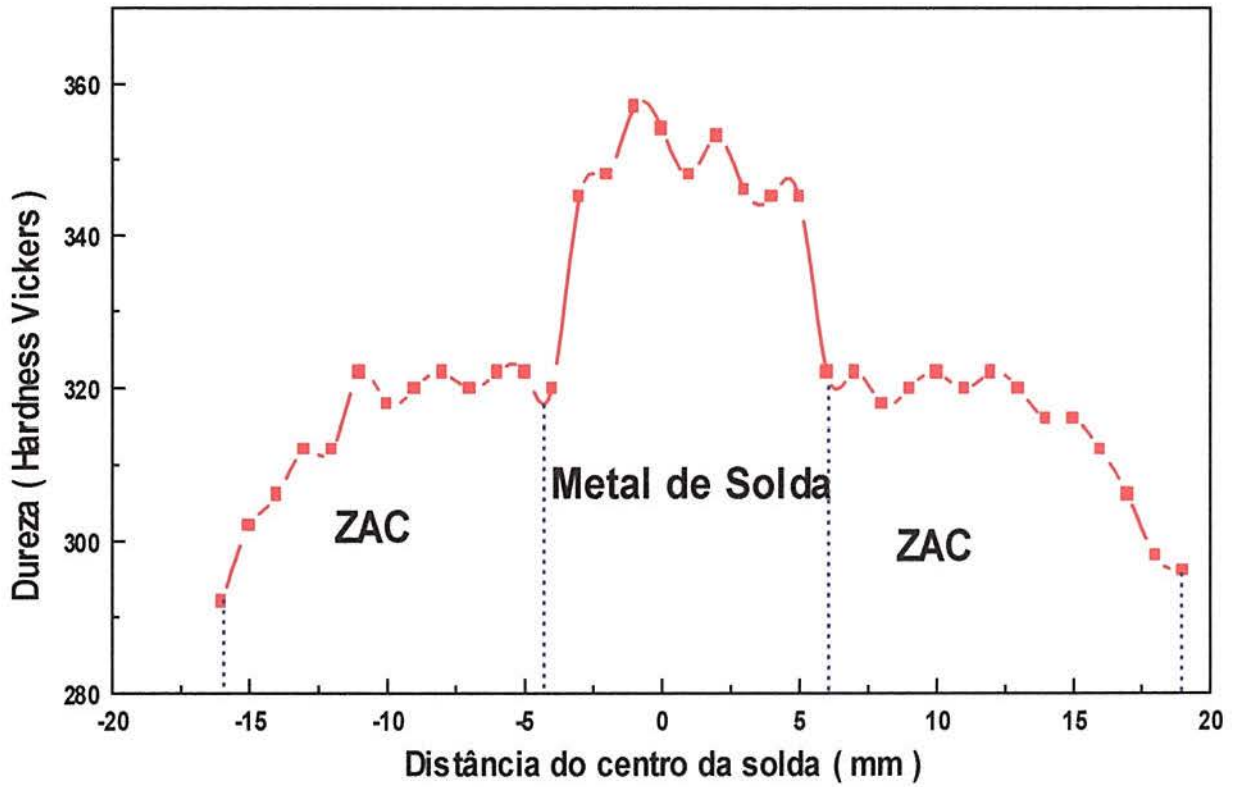


Figura 51- Perfil de dureza da junta soldada do aço 2 ¼ Cr 1 Mo

4.8 Curvas Termogravimétricas

O gráfico termogravimétrico indicou que a maior parte da oxidação ocorreu nos primeiros 50 minutos de exposição e que após formada a camada, o ganho de massa devido a formação do óxido foi pequeno, na ordem de $1\mu\text{g}/\text{mm}^2$ para o metal de solda, zona afetada pelo calor e linha de fusão.

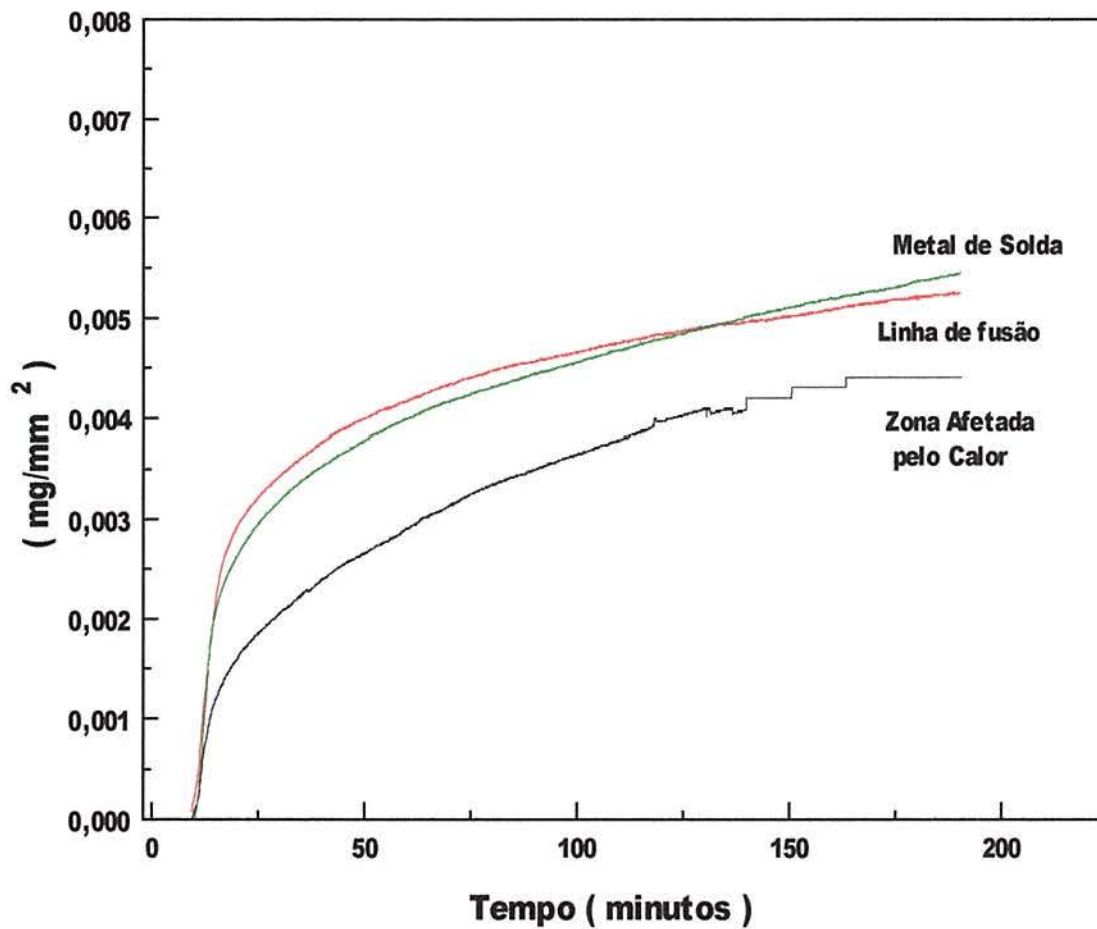


Figura 52- Ganho de massa por tempo das três diferentes regiões de uma junta soldada do aço 2 ¼ Cr 1 Mo à temperatura de 538°C

A tabela abaixo apresenta o ganho de massa no tempo da zona afetada pelo calor, metal de solda e linha de fusão e os valores da aproximação da lei cinética parabólica para as três regiões.

Tabela 3- Ganho de massa no tempo para as três regiões da junta soldada e lei cinética de formação de óxidos

Tempo (minutos)	Ganho de massa			Lei cinética de formação de óxidos		
	MS(mg/mm ²)	LF(mg/mm ²)	ZAC(mg/mm ²)	MS(mg/mm ²) ³	LF(mg/mm ²) ³	ZAC(mg/mm ²) ³
0	0	0	0	0	0	0
10	0	0	0	0	0	0
20	0,0025	0,0025	0,0015	1,56 x 10 ⁻⁸	1,53 x 10 ⁻⁸	0,34 x 10 ⁻⁸
30	0,0030	0,0032	0,0025	2,70 x 10 ⁻⁸	3,28 x 10 ⁻⁸	0,80 x 10 ⁻⁸
40	0,0033	0,0037	0,0028	4,28 x 10 ⁻⁸	5,06 x 10 ⁻⁸	1,56 x 10 ⁻⁸
50	0,0037	0,0039	0,0030	5,06 x 10 ⁻⁸	5,90 x 10 ⁻⁸	2,19 x 10 ⁻⁸
60	0,0040	0,0042	0,0032	6,40 x 10 ⁻⁸	7,40 x 10 ⁻⁸	2,70 x 10 ⁻⁸
70	0,0043	0,0045	0,0034	7,90 x 10 ⁻⁸	9,11 x 10 ⁻⁸	3,28 x 10 ⁻⁸
80	0,0045	0,0047	0,0036	9,11 x 10 ⁻⁸	10,03 x 10 ⁻⁸	3,90 x 10 ⁻⁸
90	0,0047	0,0048	0,0038	10,30 x 10 ⁻⁸	11,01 x 10 ⁻⁸	4,66 x 10 ⁻⁸
100	0,0048	0,0049	0,0040	11,01 x 10 ⁻⁸	11,76 x 10 ⁻⁸	5,48 x 10 ⁻⁸
110	0,0049	0,0050	0,0041	11,76 x 10 ⁻⁸	12,50 x 10 ⁻⁸	6,40 x 10 ⁻⁸
120	0,0050	0,0051	0,0042	12,50 x 10 ⁻⁸	13,26 x 10 ⁻⁸	6,89 x 10 ⁻⁸
130	0,0051	0,0052	0,0043	13,26 x 10 ⁻⁸	14,06 x 10 ⁻⁸	7,40 x 10 ⁻⁸
140	0,0052	0,0053	0,0044	14,06 x 10 ⁻⁸	14,88 x 10 ⁻⁸	7,90 x 10 ⁻⁸
150	0,0053	0,0053	0,0044	14,88 x 10 ⁻⁸	14,88 x 10 ⁻⁸	7,90 x 10 ⁻⁸
160	0,0054	0,0053	0,0044	15,74 x 10 ⁻⁸	14,88 x 10 ⁻⁸	7,90 x 10 ⁻⁸
170	0,0055	0,0053	0,0044	16,60 x 10 ⁻⁸	14,88 x 10 ⁻⁸	7,90 x 10 ⁻⁸
180	0,0055	0,0053	0,0044	16,60 x 10 ⁻⁸	14,88 x 10 ⁻⁸	7,90 x 10 ⁻⁸
190	0,0055	0,0053	0,0044	16,60 x 10 ⁻⁸	14,88 x 10 ⁻⁸	7,90 x 10 ⁻⁸
200	0,0055	0,0053	0,0044	16,60 x 10 ⁻⁸	14,88 x 10 ⁻⁸	7,90 x 10 ⁻⁸

As figuras 53, 54 e 55 apontam a aproximação da lei cinética de formação dos óxidos no metal de solda, linha de fusão e zona afetada pelo calor, respectivamente. Para as três regiões, a aproximação cúbica apresentou melhor resultado, com um grau de correlação linear superior a 94 %, em comparação as aproximações lineares, logarítmicas e parabólicas.

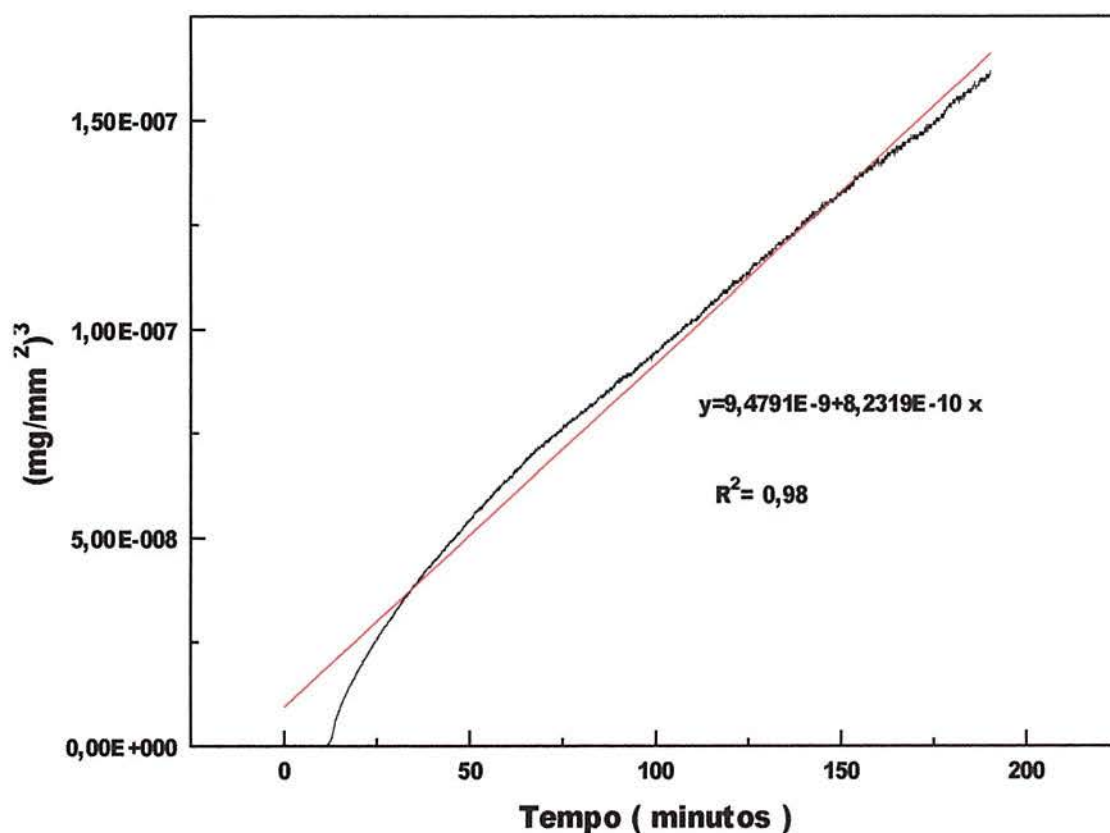


Figura 53- Aproximação cúbica para a lei cinética de oxidação do metal de solda da junta soldada do aço 2 ¼ Cr 1 Mo à temperatura de 538 °C

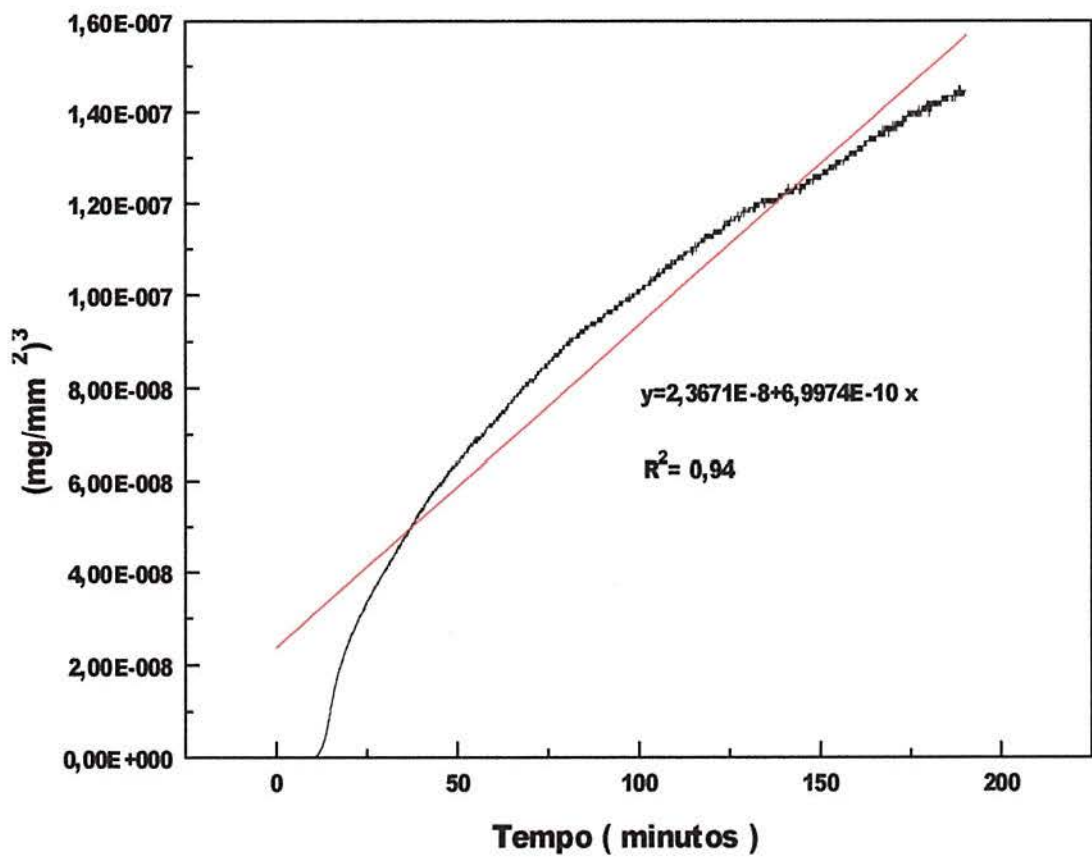


Figura 54- Aproximação cúbica para a lei cinética de oxidação da Linha de Fusão da junta soldada do aço 2 ¼ Cr 1 Mo à temperatura de 538 °C

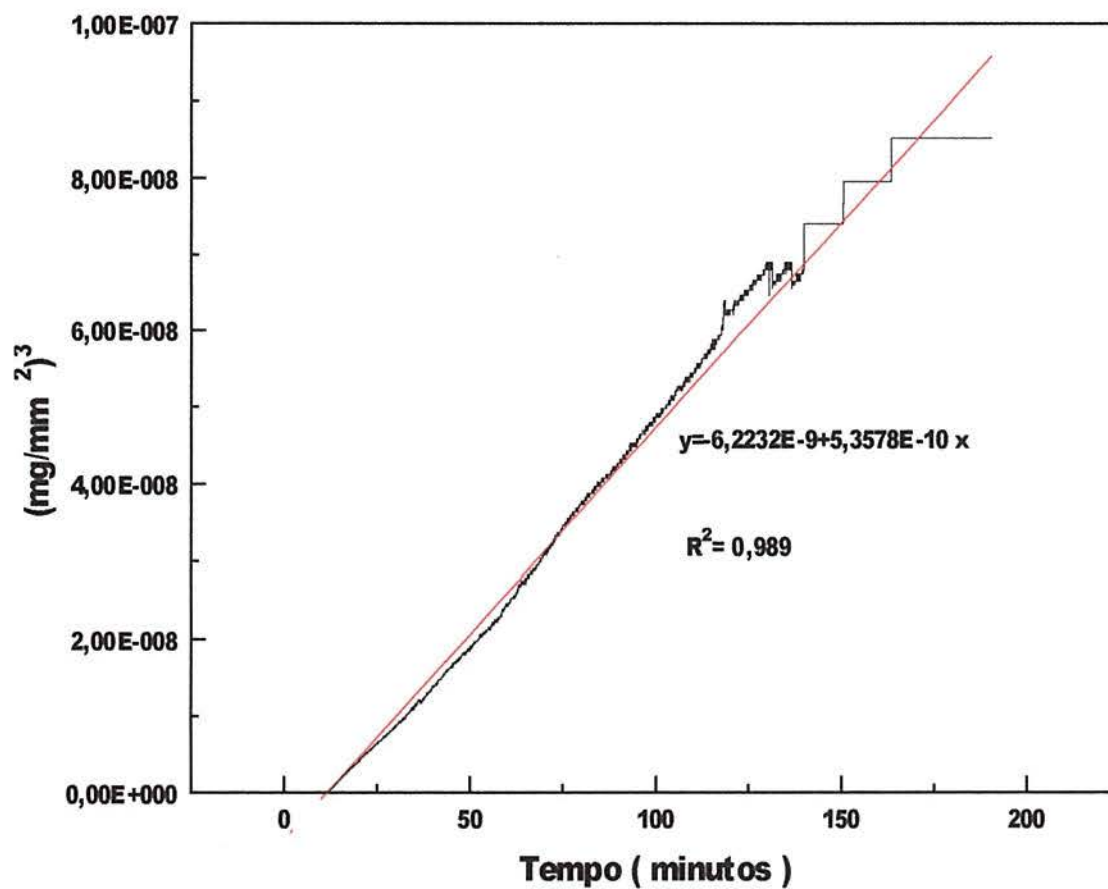


Figura 55- Aproximação cúbica para a lei cinética de oxidação da Zona Afetada pelo Calor da junta soldada do aço 2 1/4 Cr 1 Mo à temperatura de 538 °C

4.9 Interface Óxidos/Metal

As micrografias abaixo apresentam a interface dos óxidos com o substrato metálico. Nota-se que não foi encontrado em nenhuma das regiões (ZAC, linha de fusão e metal de solda) a oxidação intergranular. Os óxidos formaram uma fina camada na superfície, não se propagando para o metal.

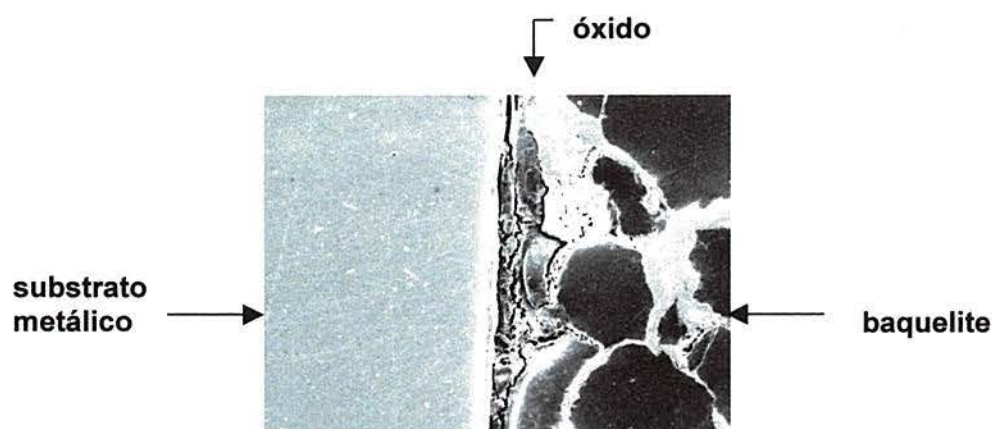


Figura 56- Interface óxidos / Zona Afetada pelo Calor; Superfície sem ataque; MEV 500x

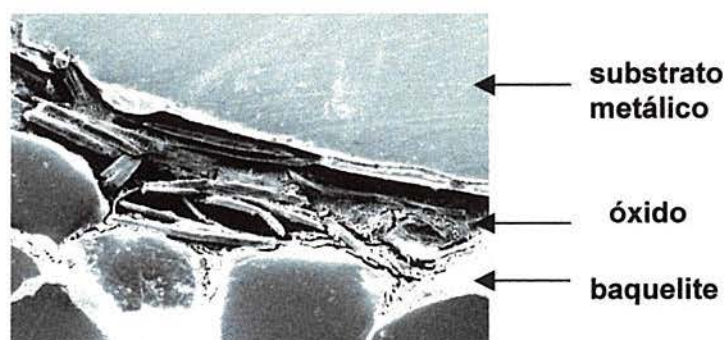


Figura 57- Interface óxidos / Linha de Fusão; Superfície sem ataque; MEV 500x

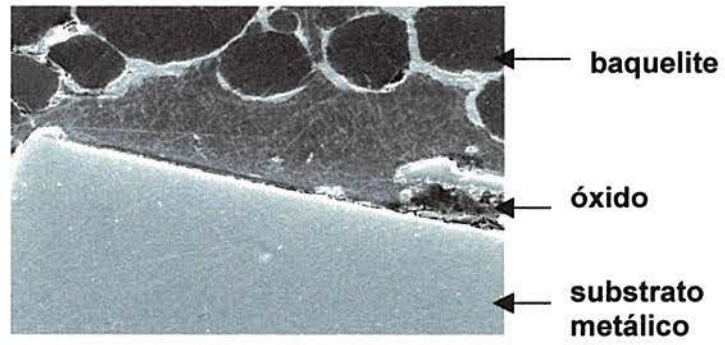


Figura 58- Interface óxidos / Metal de Solda; Superfície sem ataque; MEV 500x

5 DISCUSSÃO

5.1 Metalografia da Junta Soldada

A junta soldada apresentou uma microestrutura bem heterogênea, enquanto que na zona afetada pelo calor, região que sofreu um gradiente térmico devido a soldagem, observou-se um elevado crescimento no tamanho do grão, como podemos notar nas figuras 25 à 27. Os carbonetos encontraram-se esferoidizados e dispersos na matriz ferrítica. Na linha de fusão, a microestrutura muda drasticamente. Os grãos não apresentaram uma forma definida. A linha de fusão, devido à soldagem, não é uma região homogênea, ficando sujeita assim a imperfeições tais como vazios e impurezas. O metal de solda apresentou uma microestrutura muito favorável à resistência a propagação de trinca. Segundo Schultz et al^(12), quanto maior a quantidade de carbonetos e mais dispersos os mesmos estiverem na matriz, maior será a resistência ao movimento de discordâncias e, como conseqüência, maior será a resistência à fluência. A alta temperatura da soldagem aliada aos elementos de liga, proporcionaram a formação de carbonetos esferoidizados, finamente dispersos em matriz ferrítica.

A porcentagem de carbonetos dispersos em matriz ferrítica na zona afetada pelo calor foi de 12,04%. O metal de solda apresentou 12,96% e a zona de ligação 15,44%. Analisando-se apenas a distribuição percentual dos carbonetos dispersos, a zona de ligação deveria resistir mais à propagação de trinca. Outro variável que deve ser considerada é a quantidade de molibdênio, principal elemento substitucional que aumenta a resistência à fluência. Como pode ser visto na composição química do metal de solda e metal de base, o metal de solda apresenta maior quantidade de molibdênio, portanto, do ponto de vista da composição química, o metal de solda resiste mais a propagação da trinca. O efeito destas duas variáveis dão a resistência à propagação da trinca, que foi maior no metal de solda.

5.2 Curvas de Resistência em Alta Temperatura

As figuras 37 à 39 apresentam os gráficos de deslocamento de linha de carga versus tempo para cada região da junta soldada. Neste caso, foi analisado o efeito do aumento do fator de intensidade de tensões na velocidade de propagação da trinca.

Os materiais submetidos a temperaturas superiores à temperatura mínima de fluência estarão sofrendo deformação plástica, quaisquer que seja o valor da carga aplicada. No caso de existir um defeito prévio do tipo trinca, esta propagar-se-á com uma taxa proporcional a carga aplicada, não existindo um valor limite de propagação estável de trinca. No metal de solda, o valor de da/dt variou desde $0,35 \cdot 10^{-2}$ mm/hr ($K_I = 20 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$) até um valor de $2,15 \cdot 10^{-2}$ mm/hr ($K_I = 30 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$). A região afetada pelo calor apresentou uma variação de $0,78 \cdot 10^{-2}$ mm/hr ($K_I = 20 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$) à $2,84 \cdot 10^{-2}$ mm/hr ($K_I = 30 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$), e a zona de ligação variou de $1,12 \cdot 10^{-2}$ mm/hr ($K_I = 20 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$) à $4,82 \cdot 10^{-2}$ mm/hr ($K_I = 30 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$).

As figuras 40 a 43 apresentam o efeito da localização na propagação de trinca. A interface apresentou uma taxa de propagação de trinca mais elevada em todos os níveis de intensidade de tensões seguida da ZAC e do metal de solda.

A diferença de taxa de propagação pode ser devida a grande variação microestrutural existente na zona de ligação. A ZAC apresentou uma microestrutura com elevado tamanho de grão devido ao gradiente térmico da soldagem. O elevado tamanho de grão pode ser prejudicial ou não na propagação de trinca, dependendo da tensão aplicada. Para elevados níveis de tensões, um tamanho de grão fino apresenta melhor resistência a propagação da trinca. A determinação do nível de tensões foi obtido através da observação do modo de fratura e utilizando o diagrama de Ashby. O modo de fratura apresentou-se dúctil nas três regiões da solda em todos os níveis de intensidade de tensões inicialmente aplicados.

Ao analisar o gráfico de Ashby, o valor da tensão ficou entre $5 \cdot 10^2$ à 10^3 MN/m². Portanto um grão fino apresenta uma melhor resistência a propagação da trinca, o que pode ser notado no metal de solda em relação a zona afetada pelo calor. Outro fator

importante para a resistência a propagação da trinca por fluência são os precipitados dispersos na matriz. Como podemos observar nas metalografias, tanto o metal de solda, a zona afetada pelo calor e a zona de ligação apresentaram muitos precipitados dispersos (na ordem de 13%). Esses precipitados funcionam como barreiras para o movimento de discordâncias, aumentando a resistência a fluência, em consequência a resistência a propagação da trinca

5.3 Fractografia

A análise fractográfica dos corpos de prova rompidos apresentou modo de fratura dúctil para todos os níveis de intensidade de tensões analisados na junta soldada. As figuras 46 à 49 apresentam esta evidência

O modo de fratura está diretamente relacionado com a tensão aplicada, o tempo e a temperatura. A análise dos mapas de mecanismos de fratura propostos por Ashby mostrou que a faixa de tensão correspondente a fratura dúctil, na temperatura de 538° C (0,45 Tf), está em torno de $5 \cdot 10^2$ à 10^3 MN/m².

A utilização dos mapas de mecanismos de fratura são de suma importância para o projeto de equipamentos, pois podem prever o modo de fratura através da tensão nominal e da temperatura de trabalho. Esses mapas poderão ser aplicados em corpos de prova pré-trincados calculando-se a tensão atuante na ponta da trinca.

5.4 Estimativa de da/dt

A obtenção do valor da taxa de propagação da trinca em relação ao tempo é um dos pontos vitais na previsão de vida remanescente de equipamentos que operam em alta temperatura. Existem vários métodos indiretos de determinar o valor de da/dt . Um desses métodos utiliza a compliance, que relaciona o avanço da trinca com a abertura do corpo de prova. Foi realizado uma curva de calibração da abertura do corpo de prova com o avanço da trinca a temperatura ambiente. Então utilizou-se esta calibração para o cálculo de da/dt a 538°C , utilizando-se o modo de elasticidade desta temperatura. Existe um erro no valor de da/dt , pois a curva de calibração deveria ser realizada a 538°C , mas não foi possível a medição do avanço da trinca com uma câmara de vídeo. Como uma primeira estimativa, os valores calculados da trinca apresentaram-se compatíveis com o observado nos corpos de prova após ensaiados.

5.5 Estimativa do Parâmetro C^*

O parâmetro C^* foi estimado a partir da taxa de deslocamento da linha de carga, da carga aplicada, do comprimento da trinca no final de segundo estágio de fluência e da geometria do corpo de prova. O valor da trinca correspondente ao final do segundo estágio de fluência foi determinado observando a curva de deslocamento da linha de carga. Quando a curva passou do segundo para o terceiro estágio, observou-se o valor do deslocamento da linha de carga correspondente e aplicou-se na fórmula da compliance, obtendo-se um valor de trinca. Os resultados de C^* mostraram-se compatíveis com os encontrados em literatura⁽³²⁾.

5.6 Curva de da/dt versus C*

À curva da/dt versus C* tem um papel importante na previsão de vida de equipamentos que operam em alta temperatura. O C* indica qual deve ser a potência por unidade de área que necessita uma trinca para propagar-se. Portanto, conhecer o valor de da/dt versus C* torna-se vital. O metal de solda apresentou a seguinte aproximação linear: $da/dt = 2,17 \cdot 10^{-2} \cdot C^*$; a zona afetada pelo calor: $da/dt = 2,34 \cdot 10^{-2} \cdot C^*$ e a zona de ligação: $da/dt = 2,51 \cdot 10^{-2} \cdot C^*$, sendo que a unidade de da/dt é mm/h e C* MJ/m.h. Na prática, através de programas computacionais, consegue-se determinar C* para diversas geometrias. De posse desse valor e utilizando a curva da/dt versus C* obtida experimentalmente, determina-se o valor da taxa de propagação da trinca no componente e, em consequência, sua vida remanescente.

5.7 Dureza

O perfil de dureza obtido desde a zona afetada pelo calor, passando pela linha de fusão, metal de base e chegando à outra extremidade da junta soldada apresentou maior valor no metal de solda, sendo que na zona afetada pelo calor e linha de fusão as durezas apresentaram o mesmo valor. A maior resistência do metal de solda a temperatura ambiente, em comparação a zona de ligação e zona afetada pelo calor, confirma a maior resistência à temperatura elevada.

5.8 Curvas Termogravimétricas

Através das curvas termogravimétricas, pode-se notar que o ganho de massa por unidade de área, na temperatura de 538° C, é muito pequeno, na ordem de 5µg/mm², tanto para a ZAC, como para o metal de solda e linha de fusão. Podemos notar, também, que as três regiões apresentam uma cinética de oxidação que pode ser descrita por uma lei cúbica.

A pequena quantidade de óxidos formados não influenciou na propagação de trinca, conforme as figuras 44 e 45.

5.9 Interface Óxidos/Metal

A influência dos óxidos na propagação de trinca está diretamente relacionada com a oxidação que ocorre na superfície do metal. Caso a oxidação seja pequena e não chegue aos contornos de grão, a camada de óxido poderá até ser protetora. As figuras 56 à 58 mostram um corte transversal do corpo de prova. Podemos notar que em nenhum dos casos (ZAC, metal de solda e zona de ligação) os corpos de prova apresentaram oxidação intergranular. Portanto, podemos concluir que a oxidação nesta temperatura não causa nenhum efeito na propagação de trinca.

6 CONCLUSÕES

1. O metal de solda apresentou maior resistência à propagação de trinca, seguido da zona afetada pelo calor e zona de ligação.
2. O modo de fratura apresentou-se de forma dúctil para todos os níveis de intensidade de tensões analisados da junta soldada.
3. A tenacidade à fratura, medida pelo parâmetro C^* mostrou-se maior para o metal de solda, seguido da zona afetada pelo calor e zona de ligação.
4. A estimativa do valor da taxa de propagação de trinca (da/dt) via compliance apresentou resultados satisfatórios, juntamente com a estimativa do parâmetro C^* .
5. O meio oxidante (ar atmosférico), a temperatura de 538° C, não afeta a resistência da propagação em nenhuma das zonas, possivelmente porque a oxidação não é do tipo intergranular.

Sugestões para Futuros Trabalhos

Como sugestão para futuros trabalhos a serem realizados são apresentados os seguintes pontos:

- Desenvolver metodologia capaz de medir diretamente o valor da propagação da trinca.
- Testar o efeito de outras atmosferas com o objetivo de avaliar o efeito na resistência a propagação da trinca.
- Analisar o efeito do primeiro e terceiro estágios de fluência, determinando o parâmetro C_t .
- Avaliar o efeito da espessura na taxa de propagação da trinca.

7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. MIRANDA, P.E.V.; PASCUAL, R. ; SILVEIRA T. L.; Propriedades Mecânicas em Altas Temperaturas; Encontro Sobre Análise de Componentes Estruturais em Temperaturas Elevadas; Anais ACETE; Volume 1; Rio de Janeiro, 1983, pp.1-17.
2. CURSO DE SOLDAGEM; Anais do Congresso; Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais- ABM; São Paulo; 1972, pp.12-16.
3. JEFFUS,L. e JOHNSON, H. V. ; Welding- Principles and Applications, Second Edition, Delmar Publishers INC, New York, 1988, pp.447-449.
4. BRANCO, C. M.; FERNANDES, A. A.; CASTRO, P. M. S.; Fadiga de Estruturas Soldadas, Fundação Calouste Gulbenkian, Lisboa, 1990, pp.11-27.
5. DIETER, G. E.; Metalurgia Mecânica, Segunda Edição, Editora Guanabara Koogan S.A., Rio de Janeiro, 1981, 653p.
6. ASHBY, M.F. e RAJ, R.; On Grain Sliding and Diffusional Creep; Metallurgical Transaction; Volume 2; April; 1971, pp. 1113-1127.
7. CARDOSO, P. H. S.; Qualificação de um Aço AISI 304 em Diferentes Condições Microestruturais por Teste de Resistência em Temperaturas Elevadas. Dissertação de Mestrado, Porto Alegre PPGEMM/UFRGS, julho de 1996; pp.5-8.

8. KÉ, T. -S.; Experimental Evidence of the Viscous Behavior of Grain Boundaries in Metals, *Physical Review*, Volume 71, nº8, 1947, pp.533-546.
9. TOURRUCÔO, M.; Qualificação de um Aço com Médio Cromo em Alta Temperatura Através de Ensaios de Mecânica da Fratura. Trabalho de Conclusão de Curso. Porto Alegre, Engenharia Metalúrgica, EE/UFRGS, agosto de 1996, p.10.
10. VISWANATHAN, R., "Damage Mechanisms and Life Assessment of High Temperature Components", ASM international, Ohio, 1993. p.84.
11. ASHBY, M. F.; A First Report on Deformation Maps, *Acta Metallurgy*, Volume 20; 1972; pp. 887-895.
12. SCHULTZ, L.; *New Materials by Mechanical Alloying Techniques*, First Edition, Delmar Publishers INC 1988, pp.232-238.
13. SHERBY, O. D.; The Effects of Grain Size on Creep Resistance; *Acta Metallurgy* Volume 10; 1962 pp.775-783.
14. PARKER, E. R.; *The Mechanics of Fracture and Fatigue*; E. & F. N. Spon Ltd, London, 1981; 1167p.
15. BROWN, W. F. e .SRAWLEY, J. E.; *Plane Strain Crack Toughness Testing*; ASTM STP 401; American Society for Testing and Materials,; 1966; 16p.

16. HERTZBERG, W. R.; Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials, Third Edition; John Wiley & Sons, 1989, pp271-312.
17. LIMA, T. E.; Avaliação de Vida Remanescente de Tubos de Vapor. 9º Simpósio Brasileiro Sobre Tubulações e Vasos de Pressão (SIBRAT) e Congresso Sobre Projeto, Fabricação e Manutenção de Equipamentos (PFM), Rio de Janeiro, novembro de 1996, pp.24-32.
18. SMALLMAAN, R. E.; Modern Physical Metallurgy, Third Edition, Butterworth & Co Ltda- London, 1980, pp.482-496.
19. ANDREWS, R. M.; The Effect of Corrosion on the Fracture and Fatigue Resistance of Welds in Pipelines, OMAE, Volume V-A, Pipeline Technology, 1992, pp.195-202.
20. LANDES, J.D. e BEGLEY, J.A., "A Fracture Mechanics Approach to Creep Crack Growth," Mechanics of Crack Growth, ASTM STP 590, 1976, pp. 128 - 148.
21. TOMKINS, B. e SHI, C.; The development Engineering Applications at Elevated Temperatures, Journal of Engineering Materials and Technology, october, 1975, pp.289-297.
22. SAXENA, A., "Creep crack growth under non-steady-state conditions," Fracture Mechanics, Seventeenth Volume, ASTM STP 905, Philadelphia, 1986. pp. 185 – 201.

23. TAYLOR, N.; BONTEMPI, P.; MACIGA, P.; LIVRAGHI, M.; Characterization of Advanced 9 Cr Steel – Base and Welds, Materials for Advanced Power Engineering, Part I, 1994, pp.341-350.
24. H.; HUTCHINSON, J. W.; Fully Plastic Solutions and Large Scale Yielding Estimates for Plane Stress Crack Problems, Journal of Engineering Materials and Technology, 1976, pp.289-295.
25. HARPER, M. P.; ELLISON, E. G.; The Use of the C* Parameter in Predicting Creep Crack Propagation Rates, Journal of Strain analysis, Volume 112, n° 13, 1977, pp.167-179.
26. LIAW, P. K.; SAXENA, A.; SCHAEFER, J., "Estimating Remaining Life of Elevated Temperature Steam Pipes - Parte II Fracture mechanics analysis", Engineering Fracture Mechanics, Vol. 32 n.5, 1989, pp. 709 – 722.
27. SAXENA, A.; Mechanics and Mechanism of Creep Crack-Growth, Fracture Mechanics: Microstructure and Micromechanisms, ASM International, 1989, pp.127-131.
28. RAJ, R.; ASHBY, M. F.; Grain Boundary Sliding and the Effects of Particles on Its Rate, Metallurgical Transactions, Volume 3, 1972, pp.1937-1942.
29. SAXENA, A.; Evaluation of C* for the Characterization of Creep-Growth Behavior in 304 Stainless Steel, Fracture Mechanics, Twelfth Conference, ASTM STP 700, 1980, pp.1131-51.

30. BANERJI, K.; HAN, J.; SAXENA, A.; Creep Crack Growth Behavior in Power Plant Boiler and Steam Pipe Steels, Journal of Pressure Vessel Technology- Volume 110, 1988, pp.137-146.
31. LIAW, P. K.; SAXENA, A.; SCHAEFER, J., Estimating Remaining Life of Elevated Temperature Steam Pipes - Parte I Materials properties," Engineering Fracture Mechanics, Vol. 32, n.5, 1989, pp. 675–708.
32. LIAW, P.K.; SAXENA, A.; Estimating Remaining Life of Elevate-Temperature Steam Pipe-Part 1. Materials Properties; Engineering Fracture Mechanics, Volume 12, n° 2, 1989, pp.675-708.
33. LEUNG, C.-P, MCDOWELL, D. L.; SAXENA, A.; Estimation of Ct Parameter: Experimental Implications, Journal of Testing and Evaluation, Volume 18, n° 1, 1990, pp.25-37.
34. McMEEKING, R.M.; PARKS, D.M.; On Criteria for J-Dominance of Crack-Tip Fields in Large-Scales Yieldig, Elastic-Plastic Fracture, ASTM STP 668, . J. D. LANDES, J.A. BEGLEY, and G. A. CLARK, American Society for Testing and Materials, 1976, pp.175-194.
35. MILNE, I.; CHELL, G. G.; Effect of Size on the J Fracture Criterion, Elastic-Plastic Fracture, ASTM STP 668, American Society for Testing and Materials, 1979, pp.358-377.
36. RAMANATHAN, L. V.; Corrosão e seu Controle; Intituto de Pesquisas Tecnológicas- IPT, São Paulo, 1990, pp. 285-290.

37. PICKUS, M.R; PARKER, E. R.; The relationship between Creep and Copper Electrodeposition in a Monocrystal Zinc, Transaction AIME, Volume 11911, 1951, pp.792-796.
38. SHAHINIEN, M. R; ACHTER, M. R.; The Effect of the Atmosphere on Creep Crack Growth, Transaction American Society Metallurgy, Volume 51, 1959, pp.244-255.
39. RAMN, R. K. S.; GNANAMOORTHY, J. B.; The Oxidation Behaviour of the Weld Metal, Heat Affected Zone and Base Metal in the Weldments of 2 ¼ Cr 1 Mo Steel, Corrosion Science, Volume 34, n° 8, 1993, pp.1275-1288.
40. Methods for the Assessment of The Influence of Crack Growth on the Significance of Effects In Components Operating at High Temperatures, Published Document, PD 6539: 1994, pp8-21.
41. METALS TEST, Methods and Analytical procedures, Volume 03.02, Wear and Erosion; Designation ASTM G1, 1991, p.38.