

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS  
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM TECNOLOGIA DA SOLDAGEM**

Regiane Marques de Souza Ferreira

**AÇO CROMO- MOLIBIDÊNIO ASTM A387 GRAU 22 CLASSE 2 E SUA  
SOLDABILIDADE APLICADO EM FABRICAÇÃO DE CONVERSORES-LD**

BELO HORIZONTE

2023

Regiane Marques de Souza Ferreira

**AÇO CROMO- MOLIBIDÊNIO ASTM A387 GRAU 22 CLASSE 2 E SUA  
SOLDABILIDADE APLICADO EM FABRICAÇÃO DE CONVERSORES-LD**

Monografia apresentada ao Curso de Especialização em Soldagem da Universidade Federal de Minas Gerais como requisito parcial para obtenção do título de Especialista em Soldagem.

Orientador (a): Prof. Dr. Ivanilza Felizardo

BELO HORIZONTE

2023

F383a

Ferreira, Regiane Marques de Souza.

Aço cromo- molibdênio ASTM A387 grau 22 classe 2 e sua soldabilidade aplicado em fabricação de conversores-LD [recurso eletrônico] / Regiane Marques de Souza Ferreira. - 2023.

1 recurso online (69 f. : il., color.) : pdf.

Orientadora: Ivanilza Felizardo.

Monografia apresentada ao Curso de Especialização em Soldagem da Universidade Federal de Minas Gerais, como requisito para obtenção de título de Especialista em Engenharia da Soldagem.

Bibliografia: f.67-69.

Exigências do sistema: Adobe Acrobat Reader.

1. Soldagem. 2. Aço cromo. 3. Matérias - Deformações. 4. Conversores. 5. Soldabilidade. I. Felizardo, Ivanilza. II. Universidade Federal de Minas Gerais. Escola de Engenharia. III. Título.

CDU: 621.791



Universidade Federal de Minas Gerais  
Escola de Engenharia  
Departamento de Engenharia Mecânica  
Programa de Pós-Graduação  
Curso de Especialização em Soldagem



## ATA 13ª/2023 DA DEFESA DE MONOGRAFIA DE ESPECIALIZAÇÃO

No dia 13 de dezembro de 2023, às 14:00 h, a Comissão Examinadora se reuniu remotamente para avaliar o trabalho:

**Título:** AÇO CROMO- MOLIBIDÊNIO ASTM A387 GRAU 22 CLASSE 2 E SUA SOLDABILIDADE APLICADO EM FABRICAÇÃO DE CONVERSORES-LD

**Aluna:** REGIANE MARQUES DE SOUZA FERREIRA – Matrícula: 2021663030

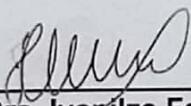
**Local:** Remotamente via plataforma "TEAMS".

### Parecer:

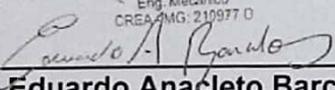
A Comissão Examinadora, após a apresentação pelo (a) candidato (a) durante 30 minutos e após ter argüido o(a) candidato(a) por 30 minutos, é de parecer favorável à aprovação do trabalho de monografia com a nota final de 85 e com sugestões de modificação.

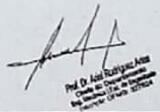
Sugere-se o prazo de 30 dias para efetuar-se as modificações sugeridas com revisão final acompanhada e homologada pelo orientador Profa. Dra. Ivanilza Felizardo.

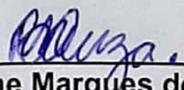
### Assinaturas:

  
\_\_\_\_\_  
**Profa. Dra. Ivanilza Felizardo**  
DEM/CEFET-MG – Orientador

Eduardo A. Barcelos  
Eng. Mecânico  
CREA/MG: 210977 0

  
\_\_\_\_\_  
**Esp. Eduardo Anacleto Barcelos**  
DEMEC/UFMG – Avaliador

  
\_\_\_\_\_  
**Prof. Dr. Ariel Rodriguez Arias**  
DEMEC/UFMG – Avaliador

  
\_\_\_\_\_  
**Aluna: Regiane Marques de Souza Ferreira**

## **DEDICATÓRIA**

"Dedico este trabalho aos meus pais Antônio Marques e Rita Auxiliadora, pelo amor e dedicação incansáveis que sempre depositaram em mim, e pelo constante incentivo e apoio em todas as minhas conquistas, sem Eles meus sonhos não seriam realizados. Aos meus Professores e Orientadores, por terem compartilhado seus conhecimentos e por terem acreditado em mim. Aos meus amigos e colegas de curso, pelo apoio e companheirismo durante toda a jornada. Agradeço a todos os que de alguma forma contribuíram para a realização desta conquista."

## **AGRADECIMENTOS**

Agradeço a Deus, por eu chegar até aqui e por iluminar meu caminho durante todo o processo.

Gostaria de expressar minha sincera gratidão a todas as pessoas que contribuíram para realização deste trabalho, aos meus pais, por terem sido minha fonte constante de amor, apoio e incentivo, sem os quais eu não teria chegado até aqui.

Aos meus professores e orientadores, agradeço pela dedicação, disponibilidade e valiosas orientações durante todo o processo de elaboração deste trabalho.

Agradeço também aos meus colegas de curso, por terem sido companheiros de jornada e por terem compartilhado seus conhecimentos e experiências.

Agradeço a todos pelo apoio, paciência e confiança depositada em mim. Esta conquista é fruto de muito esforço e dedicação, e não teria sido possível sem a ajuda de todos vocês."

## RESUMO

O aço ASTM A387 Grau 22 Classe 2 normalizado e revenido tem sido amplamente empregado na fabricação de Convertedores, devido ao seu teor de cromo e molibdênio. Essa combinação proporciona uma maior resistência à alta temperatura, bem como à ação corrosiva do hidrogênio e à fluência, que são os principais fatores que limitam a vida útil desses equipamentos. Embora o aço DIN 16MO3 e ASTM A516 tenham sido previamente utilizados, as empresas tem demonstrado uma preferência crescente pelo aço ASTM A387 Grau 22 Classe 2, devido ao seu desempenho superior em relação aos aços mencionados acima, além de ser economicamente viável devido à sua longa vida útil. As indústrias metalúrgicas estão exigindo um aço que funcione bem em temperaturas elevadas, e o aço ASTM A 387 Grau 22 Classe 2, atende bem a esse requisito. E com boa resistência à corrosão e à oxidação, o mesmo é uma boa opção. O limitante da vida desses Convertedores está associado ao fenômeno de deterioração conhecido como fluência, caracterizado como uma deformação a temperaturas elevadas através da aplicação de tensões abaixo do limite de escoamento do material. Transformações metalúrgicas associadas a essas temperaturas elevadas aceleram o processo de fluência reduzindo a vida útil dos equipamentos. Fatores, principalmente econômicos, motivam o estudo do prolongamento da vida desses equipamentos, visto que além dos custos de material e mão-de-obra referentes aos reparos ou substituições, estão presentes os custos relativos ao lucro cessante durante a parada de manutenção associada. Esses Convertedores-LD são utilizados na produção de aço líquido e estão submetidos às tensões e aos ciclos térmicos e mecânicos inerentes ao processo de fabricação do aço. É importante realizar ensaios de fluência e previsão de vida útil dos aços, considerando as condições reais de operação. As previsões das vidas foram feitas em função das curvas de deformação de cada material no estágio secundário da fluência, considerando faixas de deformações entre 1,0 e 1,5%, conforme aplicado em projetos de conversores-LD, e o aço ASTM A387 GR.22 CL.2 teve a menor taxa de fluência. Uma das falhas nos Convertedores durante sua operação é a deformação por fluência que leva à supressão da folga existente entre o vaso e o anel de munhão do conversor-LD, por isso a escolha de um aço que funcione bem a altas temperaturas. Na soldabilidade deve ter um acompanhamento rigoroso, devido ao aporte de calor depositado no metal, seguindo com precisosimo o procedimento de soldagem principalmente nas temperaturas de pré-aquecimento, interpasse, pós- aquecimento, tratamento térmico e inspeção final.

Palavras-chave: aços Cr-Mo; fluência; conversores-LD; soldabilidade.

## ABSTRACT

ASTM A387 Grade 22 Class 2 normalized and tempered steel has been widely used in the manufacture of Converters, due to its chromium and molybdenum content. This combination provides greater resistance to high temperatures, as well as to the corrosive action of hydrogen and creep, which are the main factors limiting the useful life of this equipment. Although DIN 16MO3 and ASTM A516 steel have previously been used, companies have shown a growing preference for ASTM A387 Grade 22 Class 2 steel, due to its superior performance compared to the aforementioned steels, as well as being economically viable due to its long service life. Metallurgical industries are demanding a steel that performs well at high temperatures, and ASTM A 387 Grade 22 Class 2 steel meets this requirement well. And with good resistance to corrosion and oxidation, it is a good choice. The limiting factor in the life of these converters is associated with the deterioration phenomenon known as creep, characterized as deformation at high temperatures through the application of stresses below the yield strength of the material. Metallurgical transformations associated with these high temperatures accelerate the creep process, reducing the useful life of the equipment. Factors, mainly economic, motivate the study of extending the life of this equipment, since in addition to the material and labor costs related to repairs or replacements, there are also costs related to loss of profit during the associated maintenance stoppage. These LD-converters are used in the production of liquid steel and are subjected to the stresses and thermal and mechanical cycles inherent in the steelmaking process. It is important to carry out creep tests and predict the useful life of the steels, taking into account real operating conditions. Life predictions were made based on the deformation curves of each material in the secondary stage of creep, considering deformation ranges between 1.0 and 1.5%, as applied in LD-converter projects, and ASTM A387 GR.22 CL.2 steel had the lowest creep rate. One of the flaws in converters during operation is creep deformation, which leads to the suppression of the gap between the vessel and the trunnion ring of the LD-converter, which is why it is important to choose a steel that works well at high temperatures.

Weldability must be closely monitored, due to the amount of heat deposited in the metal, and the welding procedure must be carefully followed, especially in terms of pre-heating, interpass, post-heating, heat treatment and final inspection temperatures.

Keywords: Cr-Mo steels; creep; LD-converters; weldability.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1: Fabricação do aço por processo LD .....	12
Figura 2: Vaso e anel de munhão de um conversor-LD .....	13
Figura 3: Vista em corte do Conversor – LD. Vaso sem deformação.....	14
Figura 4: Vista em corte do Conversor – LD. Vaso deformado.....	14
Figura 5: Efeito do teor de carbono na resistência a ruptura e a fluência do aço 2,25%Cr-1,0%Mo .....	18
Figura 6: Efeito do cromo na tensão de fluência (tensão para produzir uma taxa mínima de fluência de 0,0001% por hora) de diferentes aços contendo baixos teores de molibdênio, silício e alumínio a 540°C .....	19
Figura 7: Efeito do teor de cromo na resistência mecânica. Temperatura de teste requerida para reduzir o limite de escoamento e de resistência a 60% de seus valores na temperatura ambiente para aços Cr-Mo contendo entre 0,5 e 1,0%Mo e o teor de Cr indicado.....	20
Figura 8: Retardo da perda de resistência e do endurecimento secundário durante revenimento de aços com vários teores de molibdênio .....	21
Figura 9: Tensão de ruptura em ensaio de fluência a 450°C por 100.000h de aço carbono em função do teor de molibdênio .....	22
Figura 10: Diagrama de Transformação em Resfriamento Contínuo para o aço 2,25%Cr-1,0%Mo austenitizado a 955°C .....	23
Figura 11: Microestrutura de bainita grosseira, típica de uma chapa de aço 2,25%Cr-1,0%Mo .....	24
Figura 12: Efeitos da exposição à temperatura elevada na resistência do aço 2,25%Cr-1,0%Mo. Variação nos limites de escoamento e de resistência de dois diferentes lotes de aço 2,25%Cr-1,0%Mo após exposição (sem aplicação de tensão) na temperatura de teste de 455° .....	24
Figura 13: Diagrama de estabilidade de carbonetos do aço 2,25%Cr-1,0%Mo para o estado inicial temperado .....	25
Figura 14: Diagrama de estabilidade de carbonetos do aço 2,25%Cr-1,0%Mo para o estado inicial normalizado .....	26
Figura 15: sequências de transformações .....	27
Figura 16: Diagrama de estabilidade de carbonetos para aços 2,25Cr-1,0Mo com elevada pureza: (a) P; (b) Mn P; (c) Si P; (d) Mn Si P .....	28
Figura 17: Curvas de tensão-deformação para o aço 2,25%Cr-1,0%Mo na condição	

normalizado e revenido para várias temperaturas .....	29
Figura 18: Os três estágios da curva de fluência .....	30
Figura 19: Configuração esquemática da nucleação de cavidades em diferentes condições de tensão e temperatura .....	32
Figura 20: Curva Típica de Fluência .....	35
Figura 21: Previsão do tempo para as deformações de 1,0 e 1,5% do aço ASTM A516 GR.70 .....	35
Figura 22: Previsão do tempo para as deformações de 1,0 e 1,5% do aço DIN 16Mo3. ....	36
<i>Figura 23: Previsão do tempo para as deformações de 1,0 e 1,5% do aço ASTM A387 GR.22 CL.2. ....</i>	36
Figura 24: Modelo de elementos finitos do vaso.....	39
Figura 25: Tratamento de Step Cooling .....	41
Figura 26: Desenvolvimento de aços Cr-Mo de baixo carbono com excepcional resistência à corrosão .....	42
Figura 27: Controle de temperatura da juntas soldadas.....	48
Figura 28: Divisão das regiões da ZAC dos aços Cr-Mo .....	49
Figura 29: Representação esquemática da localização das trincas de reaquecimento. ....	54
Figura 30: Trinca de reaquecimento associada à região de GG da ZAC. ....	55
Figura 31: Morfologia da trinca de reaquecimento. ....	55
Figura 32: Trinca tipo IV .....	56
Figura 33: Influência do tratamento térmico na temperatura de transição dúctil-frágil no aço 2,25 Cr-1Mo. ....	60
Figura 34: Influência do TTAT para diferentes eletrodos de 2,25Cr-1Mo. ....	60

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1: Propriedades mecânicas dos os aços ASTM A387 GR.22 CL.2, ASTM A516 GR.70 e DIN 16Mo3.....	17
Tabela 2: Faixa de composição química dos aços (% em peso).....	17
Tabela 3: Composição de aços 2,25%Cr-1,0%Mo de elevada pureza (porcentagem em peso) .....	27
Tabela 4: Processos e Consumíveis de Soldagem.....	43
Tabela 5: Tabela 5: Parâmetros de Soldagem .....	44
Tabela 6: Características principais dos aços cromo-molibdênio .....	45
Tabela 7: Designação de P-numbers, graus e UNS Conforme ASME BPVC Section IX .....	46
Tabela 8: Temperaturas de pré-aquecimento e interpasse recomendadas para aços Cr-Mo ....	47
Tabela 9: Influência da taxa de resfriamento na microestrutura e dureza. ....	61

## SUMÁRIO

<b>1 INTRODUÇÃO .....</b>	<b>11</b>
<b>1.1 Conversor-LD .....</b>	<b>12</b>
<b>1.2 Materiais para fabricação de Conversores-LD .....</b>	<b>13</b>
<b>1.3 Ocorrência de falha em Conversores – LD .....</b>	<b>14</b>
<b>1.4 Objetivos.....</b>	<b>16</b>
1.4.1 Objetivo Geral .....	16
1.4.2 Objetivos Específicos .....	16
<b>2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....</b>	<b>16</b>
<b>2.1 Aços Cromo-Molibidênio para temperaturas elevadas .....</b>	<b>16</b>
<b>2.2 Transformações microestruturais .....</b>	<b>22</b>
<b>2.3 Fluência .....</b>	<b>28</b>
2.3.1 O fenômeno da fluência .....	28
2.3.2 Estágios da fluência.....	32
2.3.3 Modelos de previsão de vida à fluência .....	37
<b>3 VASOS DE PRESSÃO: PROJETO POR NORMA E PROJETO POR ANÁLISE</b> <b>.....</b>	<b>38</b>
<b>3.1 Modos de falha .....</b>	<b>39</b>
<b>3.2 Fatores Críticos dos Aços Cr-Mo .....</b>	<b>40</b>
3.2.1 Tratamento Térmico (metal de base e metal de solda) .....	40
3.2.2 Fragilização ao Revenido (metal de base e metal de solda) .....	40
3.2.3 Step Cooling.....	40
3.2.4 Resistência a Corrosão (metal de base e metal de solda).....	42
<b>4 SOLDABILIDADE DO AÇO CR-MO ASTM A387 GRAU 22 CLASSE 2 NA</b> <b>FABRICAÇÃO DE CONVERTEDORES.....</b>	<b>43</b>

<b>4.1 Defeitos críticos na soldagem Aços Cr-Mo.....</b>	<b>50</b>
4.1.1 Trinca a frio.....	50
4.1.2 Trinca ao reaquecimento .....	52
4.1.3 Trinca tipo IV .....	56
<b>4.2 Tratamento térmico Alívio de Tensão no aço Cr - Mo ASTM A387 Grau 22</b>	
<b>Classe 2.....</b>	<b>58</b>
<b>4.3 Recomendações e documentação para a soldagem.....</b>	<b>61</b>
<b>5 CONCLUSÃO.....</b>	<b>63</b>
<b>6 REFERENCIAL TEÓRICO .....</b>	<b>65</b>

## 1 INTRODUÇÃO

O aço ASTM A387 Grau 22 Classe 2 normalizado e revenido é um aço resistente a altas temperaturas e pressão, com excelentes propriedades mecânicas. Ele é composto de 2.25% cromo e 1.0% molibdênio, o que lhe confere uma boa resistência à corrosão e ao desgaste e também possui uma boa soldabilidade. A normalização e o revenimento são processos térmicos que visam melhorar as propriedades mecânicas do aço.

A normalização é um processo térmico que consiste em aquecer o aço a uma temperatura acima de sua curva até o recozimento e, em seguida, resfriá-lo rapidamente. Isso ajuda a homogeneizar a estrutura do aço e a eliminar as tensões internas. Já o Revenimento é o processo de aquecer o aço a uma temperatura específica abaixo da curva de recozimento e, em seguida, resfriá-lo lentamente. Isso ajuda a aliviar a tensão interna e melhorar a resistência mecânica do aço. Esses processos de tratamento térmico iniciaram para aumentar a resistência mecânica do aço, especialmente a sua resistência e dureza. Além disso, a adição de cromo e molibdênio contribui para sua boa resistência à aderência, especialmente em condições de alta temperatura.

É importante notar que o aço ASTM A387 Grau 22 Classe 2 Normalizado e Revenido deve ser selecionado e utilizado de acordo com as especificações do projeto e com as normas de segurança e qualidade perfeita. A escolha incorreta do tipo de aço pode levar a falhas e problemas de segurança no equipamento.

O principal mecanismo de falha em vasos de conversores-LD é a deformação por fluência, uma característica que define o fim de vida desses componentes. Salvo alguma falha de projeto ou de construção, o vaso de um conversor-LD não falhará por ruptura e deverá ser substituído quando acumular uma determinada deformação, geralmente entre 1,0 e 1,5%, dependendo do projeto. A análise da deformação por fluência e a metodologia para previsão de vida útil nas condições reais de trabalho do equipamento constituem ferramentas importantes na determinação de qual material deve ser aplicado na fabricação dos vasos dos Conversores-LD. Os fenômenos ligados à deterioração mecânica e metalúrgica destes componentes têm sido amplamente estudado.

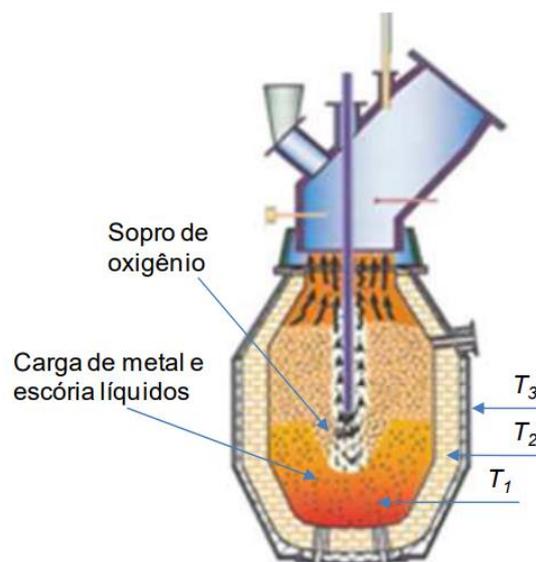
Os aços recomendados para fabricação de Conversores-LD são: ASTM A387 GR.22 CL.2, ASTM A516 GR.70 e DIN 16Mo3. Eles são pertencentes às categorias de aços não ligados ou de baixa liga recomendados para fabricação de vasos de pressão, e vasos transportadores como carros torpedo e painéis de manuseio de aço líquido. Em função da menor taxa de fluência e maior vida útil, as empresas tem demonstrado uma preferência

crecente pelo aço ASTM A387 GR.22 CL.2.

### 1.1 Conversor-LD

Predominantemente o refino do aço é feito em conversores-LD ou em fornos elétricos. Os conversores-LD são responsáveis por quase 70% da produção mundial de aço o que significa mais de 1 bilhão de toneladas das 1,5 bilhões de toneladas produzidas por ano. Os fornos elétricos produzem cerca de 29% (YEARBOOK, 2014). Essa tecnologia continua a ser a mais importante rota para a produção de aço, particularmente, chapas de aço de alta qualidade. Esse processo industrial teve início em 1952, quando o oxigênio tornou-se industrialmente barato, nas cidades austríacas de Linz e Donawitz. É por isso que o processo é chamado de LD. A partir daí seu crescimento foi intenso, uma vez que permite elaborar uma enorme gama de tipos de aços, desde os de baixo carbono até os de média liga. No processo LD, o jato de oxigênio é dirigido para a superfície do gusa líquido e essa região de contato é chamada de zona de impacto. Na zona de impacto, a reação de oxidação é muito intensa e a temperatura chega a atingir entre 2.500 e 3.000°C. Isso provoca uma grande agitação do banho, o que acelera as reações de oxidação no gusa líquido. A Figura 1 demonstra o processo de fabricação do aço em um conversor-LD. A temperatura  $T_1$  no metal líquido e na escória chega a 1.700°C. O revestimento refratário retém parte do calor e a temperatura  $T_3$ , na carcaça, fica entre 400 e 500°C. No conversor-LD, a contaminação do aço por nitrogênio é muito pequena porque é injetado oxigênio puro. Esta é uma vantagem sobre processos que injetam ar.

**Figura 1: Fabricação do aço por processo LD**

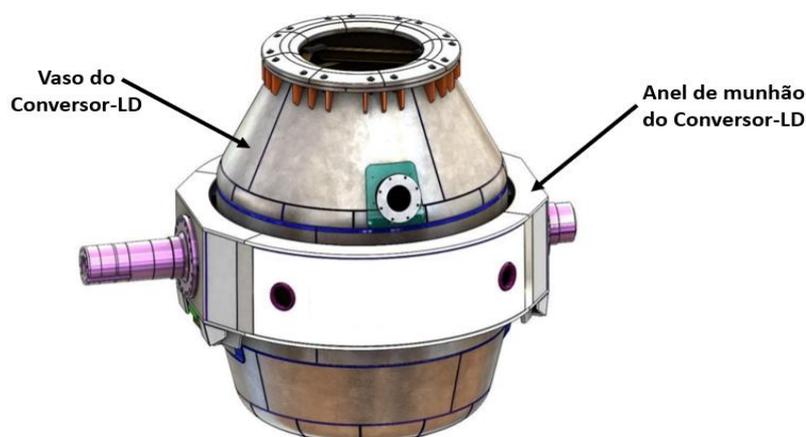


Fonte: SILVA (2013)

## 1.2 Materiais para fabricação de Conversores-LD

Os conversores-LD são equipamentos que possuem uma carcaça metálica, também chamada de vaso ou casco, com revestimento refratário interno na região Sopro de oxigênio T1 Carga de metal e escória líquidos T2 T3 que tem contato com o gusa e o aço. Com a transferência de calor do metal e escória líquidos, além do calor dos gases gerados no interior do conversor durante a reação química, a temperatura na carcaça metálica é da ordem de 500°C. Conforme Dieter (1981), a resistência dos metais diminui com o aumento da temperatura. A mobilidade dos átomos cresce e os processos controlados por difusão exercem efeitos muito significativos sobre as propriedades mecânicas. Ocorre também uma maior mobilidade das discordâncias devido ao mecanismo de escalagem, que se torna importante devido à maior facilidade de difusão e pelo aumento da concentração de lacunas em equilíbrio. A deformação nos contornos de grãos torna-se uma alternativa adicional na deformação dos metais a altas temperaturas. A exposição dos metais a temperaturas elevadas tem efeito também sobre suas propriedades metalúrgicas. Os metais trabalhados a frio irão se recristalizar e sofrer crescimento de grão enquanto as ligas endurecidas por envelhecimento irão sofrer superenvelhecimento e perderão resistência à medida que as partículas de segunda fase crescerem. A interação do metal com o meio ambiente a temperaturas elevadas também é importante, pois pode haver oxidação catastrófica e penetração intergranular de óxido. Os materiais de construção e consumíveis de soldagem para os conversores LD devem ser selecionados levando-se em consideração as tensões, as temperaturas de serviço, a interação com os materiais de revestimento refratário e os ciclos térmicos e mecânicos do processo. A construção típica de um Conversor-LD é apresentada na Figura 2.

**Figura 2: Vaso e anel de munhão de um conversor-LD**

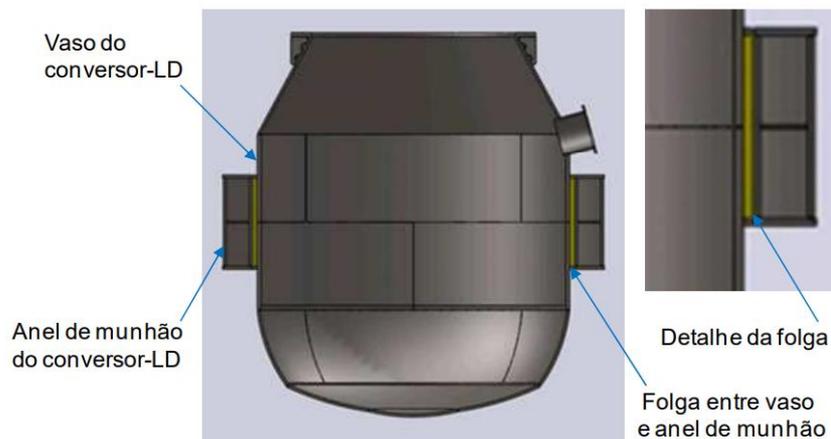


Fonte: Autoria própria (2023)

### 1.3 Ocorrência de falha em Conversores – LD

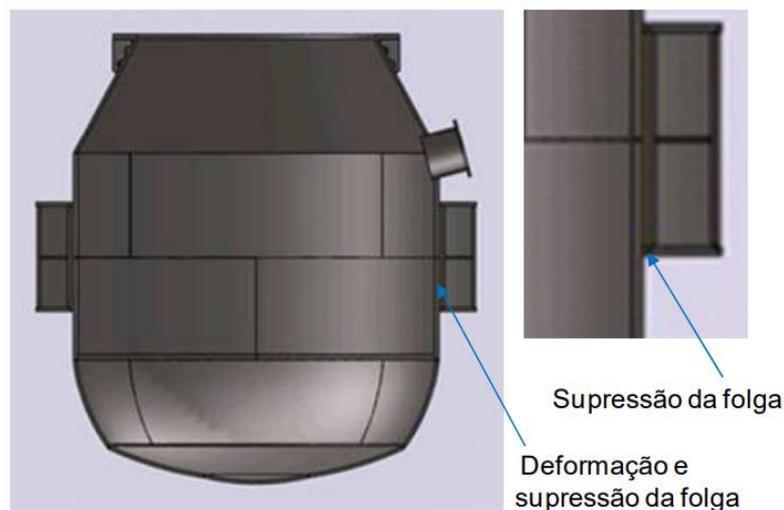
A deformação por fluência leva à supressão da folga existente entre o vaso e o anel de munhão do conversor-LD. O contato direto do vaso do conversor com o anel de munhão causaria um aumento de tensão no anel de munhão. Tensão esta que cresceria até o colapso do anel de munhão - que tem a função de suportar o conversor - uma vez que a deformação por fluência também continua a crescer. A Figura 3 é uma vista em corte do conversor-LD onde se observa a folga existente entre o vaso e o anel de munhão do conversor-LD. A Figura 4 mostra a folga suprimida pela deformação do vaso.

**Figura 3: Vista em corte do Conversor – LD. Vaso sem deformação.**



Fonte: CASTRO (2013)

**Figura 4: Vista em corte do Conversor – LD. Vaso deformado.**



Fonte: CASTRO (2013)

A Association of Iron and Steel Engineers (AISE) estabeleceu, em 1991, o subcomitê nº 32 em conversores a oxigênio, também chamados de Basic Oxygen Furnaces (BOFs). O subcomitê é formado por representantes de empresas produtoras de aço, projetistas de fornos a oxigênio, fabricantes e fornecedores de refratários da América do Norte e da Europa. Esse material foi revisado em 1996.

O relatório técnico nº 32 representa a primeira tentativa de reunir uma grande quantidade de conhecimento técnico sobre conversores a oxigênio e formulá-lo em um formato de orientação de projeto para fornecer uniformidade no próprio projeto, na fabricação, na montagem e na manutenção de conversores a oxigênio. Siderúrgicas e refrataristas estão inclusas no âmbito das orientações. A orientação é organizada em nove seções, cobrindo requisitos gerais, projeto de forno, materiais, tensões admissíveis e critérios, fabricação, construções de campo, soldagem, inspeção, teste, alteração e manutenção. A AISE, no relatório técnico nº 32 elaborado em fevereiro de 1996, recomenda como materiais para fabricação de conversores, os aços DIN 16Mo3, ASTM A387 e ASTM A516. Eles são aços carbono e aços ligados que possuem composições químicas e propriedades mecânicas diferenciadas. É uma tendência que o cliente venha a optar por um material ofertado por um preço menor. Entretanto, a utilização de um material inadequado para determinada aplicação pode levar a uma redução significativa no tempo de vida do equipamento, ou mesmo ao risco de colapso do componente, a ponto de inviabilizar sua aplicação, uma vez que é preciso levar em consideração também os custos com a substituição do equipamento com maior frequência e os custos da perda de produção com o equipamento parado durante a troca do componente. Não é possível predeterminar a vida útil desses componentes apenas analisando os dados e informações disponíveis nas tabelas das normas desses aços ou nas normas de projeto utilizadas na fabricação de conversores-LD. A AISE, no relatório técnico nº 32, orienta que o acompanhamento da deformação pode ser feito medindo periodicamente a folga entre o vaso e o anel de munhão para, dessa forma, traçar um gráfico de tendência para a vida remanescente do equipamento. Esse método proporciona uma boa previsibilidade sobre a vida remanescente do componente, porém, é aplicável na fase de operação do equipamento e não na fase de projeto, ou seja, não é útil na fase de escolha do material.

## 1.4 Objetivos

### 1.4.1 Objetivo Geral

Analisar as características do aço Cr-Mo ASTM A387 GRAU 22 CLASSE 2 aplicado na fabricação de Conversores-LD, levando em consideração as tensões, temperaturas de serviço e sua soldabilidade, garantindo a qualidade e a segurança da junta soldada.

### 1.4.2 Objetivos Específicos

- Apresentar o aço que tem demonstrado preferência crescente nas empresas, devido sua resistência à alta temperatura, bem como à ação corrosiva do hidrogênio e à fluência.
- Apresentar modos de falhas nos Conversores-LD.
- Analisar a deformação por fluência e a metodologia para previsão de vida útil nas condições reais de trabalho.
- Apresentar alguns defeitos críticos no aço e nas juntas soldadas.

## 2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1 Aços Cromo-Molibidênio para temperaturas elevadas

A severidade dos processos siderúrgicos requer materiais com resistência à oxidação a temperaturas elevadas, resistência à fluência, além de resistência a outros processos degenerativos próprios de altas temperaturas, como a grafitização (TELLES, 2003).

Os aços Cr-Mo, apesar de apresentarem propriedades inferiores quando comparados aos autênticos, são bastante atrativos para aplicações em temperaturas elevadas visto possuírem baixo coeficiente de expansão térmica, alta condutividade térmica e uma boa relação entre a tensão admissível e o seu custo. O baixo coeficiente de expansão térmica é essencial para plantas que tem ciclos térmicos, enquanto a alta condutividade térmica é indispensável para equipamentos que operam trocando calor (ASM, 1990).

Carbono, cromo e molibidênio são os principais elementos de liga presentes nesses aços, podendo ser adicionados também outros elementos em menores quantidades como vanádio, tungstênio, nióbio e titânio.

A Tabelas 1 mostra as principais propriedades mecânicas relacionadas para os aços ASTM A387 GR.22 CL.2, ASTM A516 GR.70 e DIN 16Mo3, consideradas em temperatura

ambiente, e a tabela 2 a faixa de composição química dos aços (% em peso).

**Tabela 1: Propriedades mecânicas dos os aços ASTM A387 GR.22 CL.2, ASTM A516 GR.70 e DIN 16Mo3.**

Materiais	Limite de escoamento mín. (MPa)	Limite de resistência (MPa)	Deformação mín. (%)
ASTM A516 GR.70	260	485 a 620	21
DIN 16Mo3	270	440 a 590	24
ASTM A387 GR.22 CL.2	310	515 a 690	18

Fonte: Fonte: CASTRO (2013)

Na análise de fluência, a composição química correta é fundamental para a caracterização do material. A Tabela 2 mostra os limites de variação dos componentes. Para conferir a composição dos materiais foi feita análise química pela técnica de Espectrometria por Emissão Ótica.

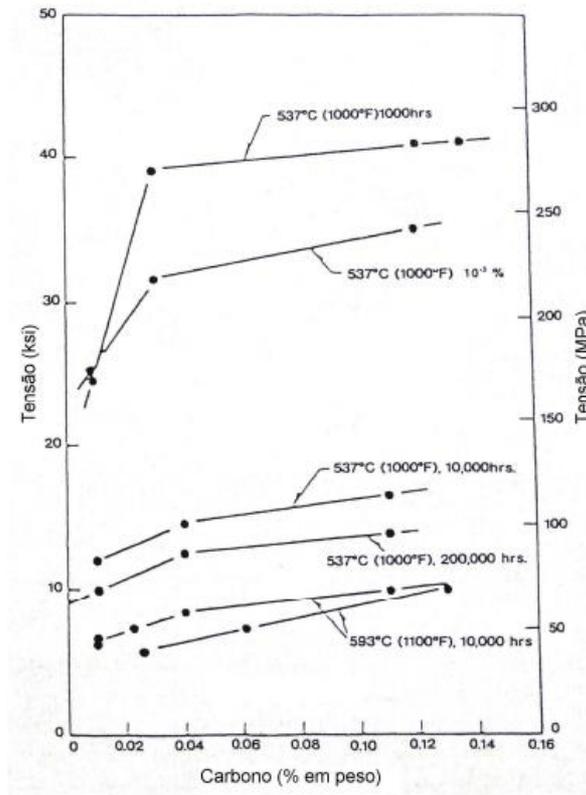
**Tabela 2: Faixa de composição química dos aços (% em peso).**

Materiais	C	Si	Mn	Cr	Mo
ASTM A516 GR.70	≤ 0,27	0,15 a 0,40	0,85 a 1,20	-	-
DIN 16Mo3	0,12 a 0,20	≤ 0,35	0,40 a 0,90	≤ 0,30	0,25 a 0,35
ASTM A387 GR.22 CL.2	≤ 0,15	≤ 0,50	0,30 a 0,60	2,00 a 2,50	0,90 a 1,10
Materiais	Ni	P (Max.)	S (máx.)	N	Cu
ASTM A516 GR.70	-	0,035	0,035	-	-
DIN 16Mo3	< 0,30	0,025	0,010	≤ 0,012	≤ 0,30
ASTM A387 GR.22 CL.2	-	0,035	0,035	-	-

Fonte: CASTRO (2013)

Carbono: este elemento tem efeito importante na resistência à fluência decorrente do endurecimento por solução sólida e por precipitação, contudo reduz a tenacidade e a soldabilidade. Mesmo causando aumento da resistência mecânica, não contribui significativamente na resistência a fluência acima dos 540°C, devido à esferoidização dos carbonetos ocorrida nessa faixa de temperaturas (ASM, 1990). Como apresentado na Figura 5, o efeito endurecedor do carbono diminui com o aumento da temperatura, estando relacionado à aceleração do crescimento de carbonetos, à sua evolução decorrente do próprio aumento da temperatura e ao empobrecimento da matriz, que perde elementos de liga que alimentam esse crescimento.

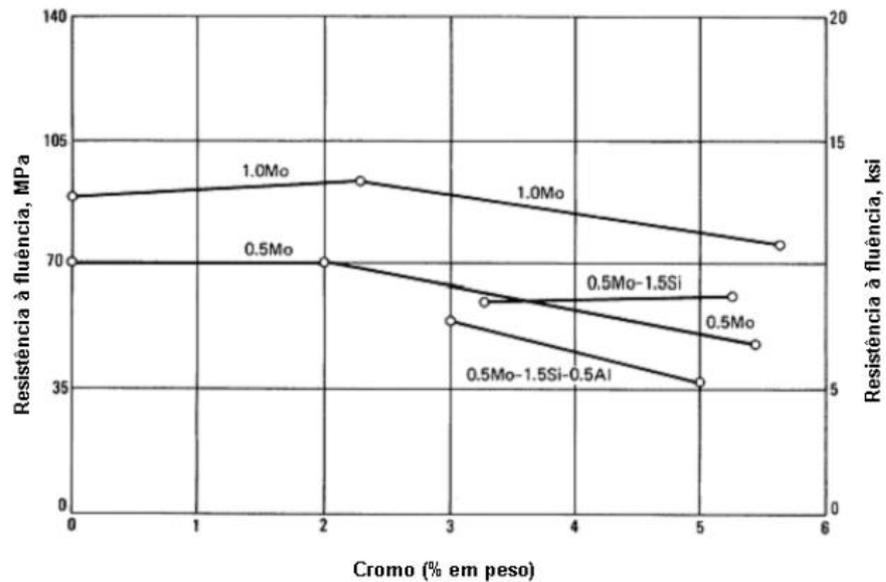
**Figura 5: Efeito do teor de carbono na resistência a ruptura e a fluência do aço 2,25%Cr-1,0%Mo**



Fonte: adaptado de LUNDIN; LIU; CUI. (2000)

Cromo: em baixos teores (~0,5%) tem efeito formador de carbonetos e estabilizante, já em valores mais elevados (até 9% ou mais) aumenta a resistência à corrosão. Para a resistência à fluência, o cromo não associado a outros elementos, melhora a resistência a esse fenômeno. No entanto quando associado ao molibdênio, a resistência ao fenômeno da fluência pode diminuir como mostrado na Figura 6 (ASM, 1990).

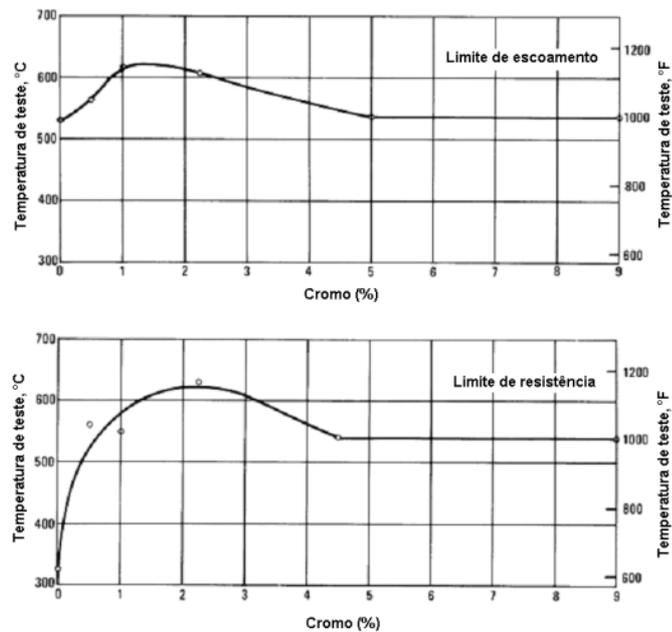
**Figura 6: Efeito do cromo na tensão de fluência (tensão para produzir uma taxa mínima de fluência de 0,0001% por hora) de diferentes aços contendo baixos teores de molibdênio, silício e alumínio a 540°C**



Fonte: adaptado de ASM (1990)

De forma similar, como observado na Figura 7, o limite de escoamento e o limite de resistência apresentam melhores resultados com o elemento cromo variando entre 1,0 a 2,5% (ASM, 1990).

**Figura 7: Efeito do teor de cromo na resistência mecânica. Temperatura de teste requerida para reduzir o limite de escoamento e de resistência a 60% de seus valores na temperatura ambiente para aços Cr-Mo contendo entre 0,5 e 1,0%Mo e o teor de Cr indicado.**

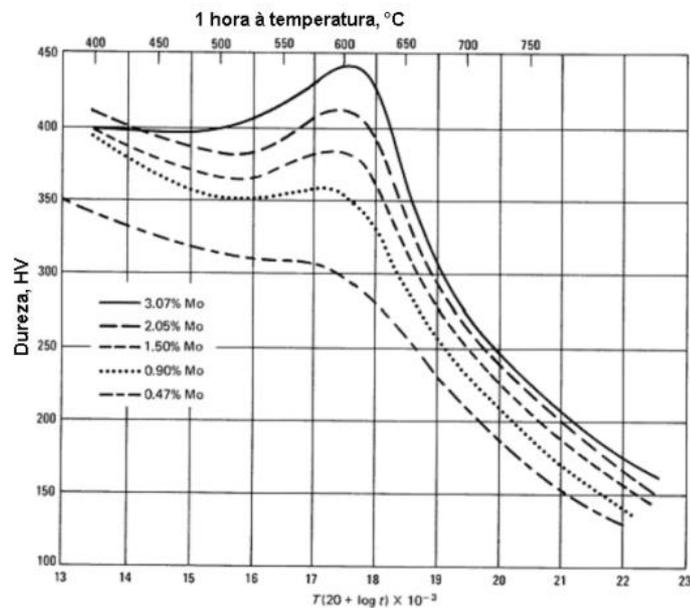


Fonte: adaptado de ASM (1990)

Os aços Cr-Mo contendo até 2,5% Cr foram desenvolvidos, especificamente, para trabalhos em altas temperaturas, e em ambientes com baixa corrosividade, onde se necessita de elevada resistência mecânica. Por outro lado, para serviços em ambientes com corrosividade alta e que requeiram menor resistência mecânica, devem ser utilizados aços com teores de cromo acima dos 2,5%. O elemento molibdênio é um grande estabilizador de carbonetos e, portanto previne a grafitização nos aços. Como formador e estabilizador de carbonetos é responsável por um fenômeno conhecido como endurecimento secundário, o qual corresponde a formação de carbonetos estáveis num faixa de 600°C. Esse fenômeno proporciona o uso dos aços Cr-Mo numa temperatura mais alta que aços C simplesmente pelo fato de levar mais tempo para o crescimento dos carbonetos. (TELLES, 2003).

A Figura 8 mostra o efeito do Mo no endurecimento secundário e na perda de resistência mecânica, ambos medidos pela dureza à temperatura ambiente.

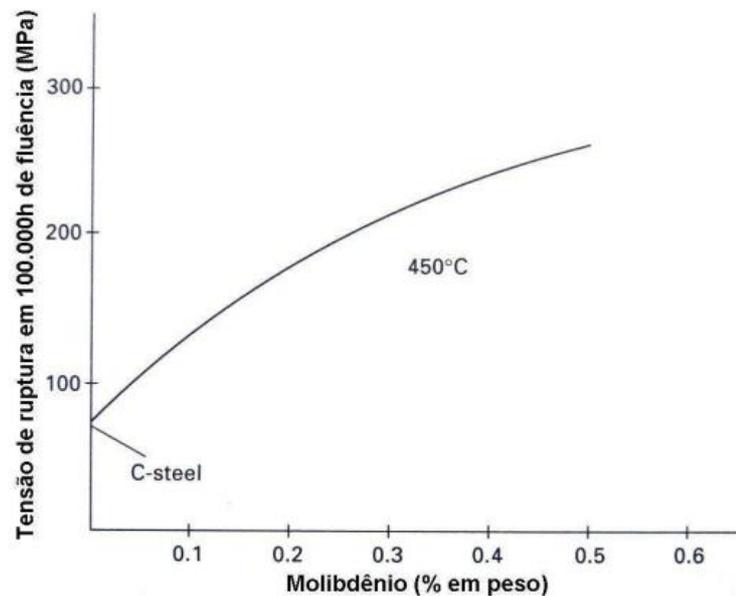
**Figura 8: Retardo da perda de resistência e do endurecimento secundário durante revenimento de aços com vários teores de molibdênio**



Fonte: adaptado de ASM ... (1990)

O molibdênio tem grande afinidade por elementos como fósforo, o que evita a precipitação desse elemento nos contornos de grão, evitando assim o fenômeno da fragilização pelo revenido (YU, 1989). É o principal elemento responsável pelo aumento da resistência à fluência nos aços Cr-Mo. Apesar da afirmativa, a Figura 9 apresenta a influência do teor de molibdênio na tensão de ruptura em ensaio de fluência a 450°C por 100.000h (ABE; KERN; VISWANATHAN, 2008). O efeito do molibdênio na melhoria da resistência à fluência ocorre devido ao endurecimento por solução sólida e por precipitação de carbonetos, principalmente do tipo Mo<sub>2</sub>C. Para teores de Mo acima de 0,35%, ocorre uma redução na ductilidade, nas condições de regime de fluência, no entanto, a combinação com Cr evita tal efeito, possibilitando seu uso tal como no aço 2,25%Cr-1,0%Mo.

**Figura 9: Tensão de ruptura em ensaio de fluência a 450°C por 100.000h de aço carbono em função do teor de molibdênio**



Fonte: adaptado de ABE; KERN; VISWANATHAN. (2008)

O efeito de outros elementos de liga: o nióbio (Nb), vanádio (V), titânio (Ti) e tungstênio (W) são fortes formadores de carbonetos, que adicionados ao aço, associam-se ao C a fim de permitir que o cromo e molibdênio permaneçam em solução sólida. O Molibdênio nessa condição, além da resistência à fluência, dificulta a formação dos compostos causadores de fragilização ao revenido (LUNDIN; LIU; CUI, 2000). Também tem sido proposta a substituição do Molibdênio por tungstênio (W) em aços para aplicação na indústria nuclear (ASM, 1990).

O silício (Si) aumenta a resistência mecânica em temperaturas elevadas, da mesma forma que previne a formação de carepas em aços com baixo teor de cromo quando exposto ao ar nessas temperaturas. Por outro lado é um elemento que contribui na fragilização ao revenido (ASM, 1990). O efeito das impurezas é conhecido que diversos elementos se precipitam no contorno de grão da austenita e reduzem a tenacidade em baixas temperaturas. No caso da fragilização ao revenido, que causa a elevação da temperatura de transição, diversas correlações têm sido realizadas com a composição química.

## 2.2 Transformações microestruturais

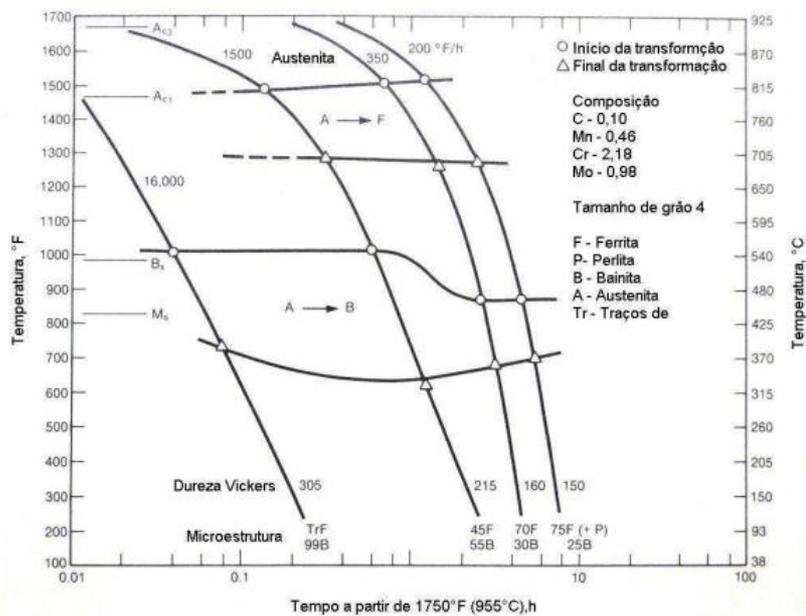
As transformações microestruturais são mudanças na forma, tamanho, orientação e distribuição das fases ou microconstituintes de um material metálico, causadas por alterações na

temperatura e no tempo. Essas transformações podem afetar as propriedades mecânicas, físicas e químicas do material.

Existem diferentes tipos de transformações microestruturais, dependendo da composição química do material, da taxa de resfriamento, da temperatura de transformação e do mecanismo de difusão. O aço 2,25%Cr-1%Mo pode ser encontrado em diversas microestruturas, como: ferrita + carbeto, bainita, martensita revenida ou misturas destes constituintes, como apresentado na Figura 10, no Diagrama de Transformação em Resfriamento Contínuo para o aço austenitizado a 955°C.

O aço 2,25%Cr-1%Mo pode ser encontrado em diversas microestruturas, como: ferrita + carbeto, bainita, martensita revenida ou misturas destes constituintes, como apresentado na Figura 3.6, no Diagrama de Transformação em Resfriamento Contínuo para o aço austenitizado a 955°C.

**Figura 10: Diagrama de Transformação em Resfriamento Contínuo para o aço 2.25%Cr-1,0%Mo austenitizado a 955°C**



Fonte: adaptado de VISWANATHAN.(1989)

Desse modo, as microestruturas presentes no 2,25%Cr-1,0%Mo consistem essencialmente de uma mistura de bainita e ferrita, com teor de bainita menor que 15% na condição recozida, e maiores níveis de bainita para a condição normalizada e revenida. Microestruturas típicas desse aço mostrada na Figura 11.

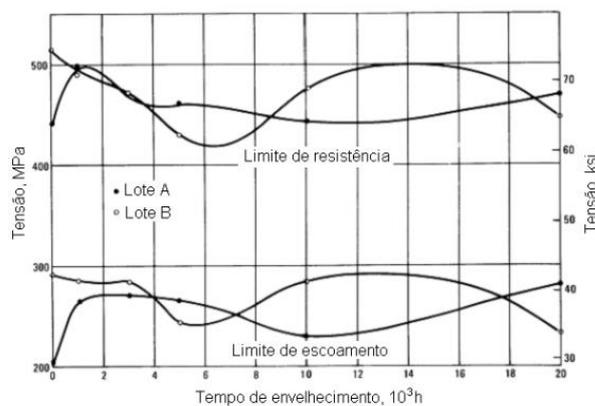
**Figura 11: Microestrutura de bainita grosseira, típica de uma chapa de aço 2,25%Cr-1,0%Mo**



Fonte: VISWANATHAN (1989)

A Microestrutura afeta diretamente as propriedades mecânicas à temperatura ambiente e também seu comportamento a quente. A exposição dos aços a temperaturas elevadas por longos períodos leva a perda de propriedades mecânicas devido a mudanças microestruturais, sempre tendendo a microestruturas mais estáveis. Tamanhos de grãos menores tendem a crescer e carbonetos na forma lamelar tendem a se esferoidizar ou até mesmo formar nódulos de grafite. A Figura 3.8 apresenta os efeitos da exposição do aço 2,25%Cr-1,0%Mo a 455°C (sem aplicação de tensão) nas propriedades mecânicas a temperatura ambiente.

**Figura 12: Efeitos da exposição à temperatura elevada na resistência do aço 2,25%Cr-1,0%Mo. Variação nos limites de escoamento e de resistência de dois diferentes lotes de aço 2,25%Cr-1,0%Mo após exposição (sem aplicação de tensão) na temperatura de teste de 455°**



Fonte: adaptado de ASM (1990)

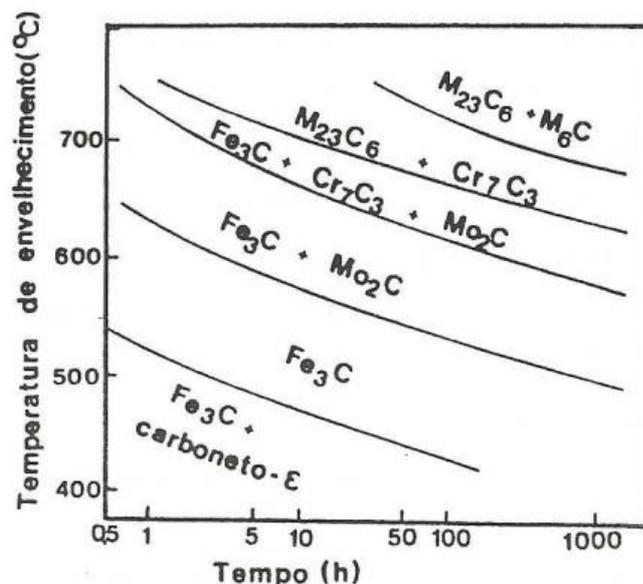
A Figura 12 apresenta o efeito do tempo de envelhecimento (sem aplicação de

tensão) a 455°C nos limites de escoamento e resistência de dois diferentes lotes do aço 2,25%Cr-1,0%Mo testados a mesma temperatura. A diferença nas tensões desses lotes era observada mesmo antes dos testes, o que provavelmente foi causada por variações na composição química e microestrutura. Os mesmos fatores explicam as mudanças nas tensões de escoamento e resistência durante o envelhecimento, devido sua influência no tamanho e distribuição dos carbonetos (ASM, 1990). De maneira geral as mudanças das propriedades que controlam a vida útil dos componentes industriais fabricados com aços Cr-Mo são originados pelos seguintes processos microestruturais:

- Precipitação e mudanças quanto ao tipo, morfologia e tamanho de carbonetos;
- Segregação de impurezas nos contornos de grãos;
- Esferoidização e decomposição das regiões perlíticas;
- Mudança na composição química da matriz.

Baker e Nutting (1959) realizaram um estudo detalhado do comportamento da formação dos carbonetos no aço 2,25%Cr-1,0%Mo na faixa de 400 a 700°C em tempos de exposição até 1000 horas, nos estados iniciais temperado e normalizado. A partir do estado inicial temperado, com uma microestrutura basicamente martensítica, estes pesquisadores mostraram que as transformações poderiam ser representadas pelo diagrama Figura 13.

**Figura 13: Diagrama de estabilidade de carbonetos do aço 2,25%Cr-1,0%Mo para o estado inicial temperado**

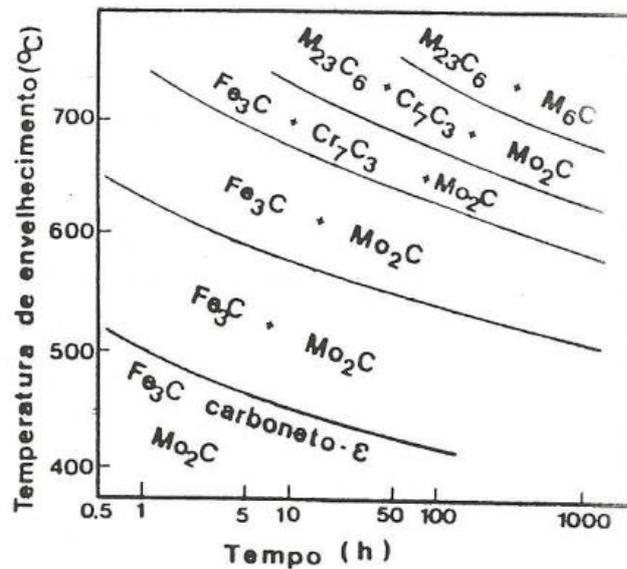


Fonte: adaptado de BAKER; NUTTING (1959)

Para o estado inicial normalizado o aço 2,25%Cr-1,0%Mo apresentava uma microestrutura composta basicamente por bainita e perlita sendo que os carbonetos presentes

na primeira consistiam em carbonetos e do tipo  $M_3C$ , enquanto que a ferrita se apresentava praticamente livre de precipitados com alguns traços de  $M_2C$ . Carbonetos do tipo  $M_2C$  foram encontrados entre os grãos ferríticos e bainíticos, e também no interior dos grãos bainíticos. Para este estado inicial, as transformações verificadas nos envelhecimentos foram representadas pelo diagrama apresentado na Figura 14.

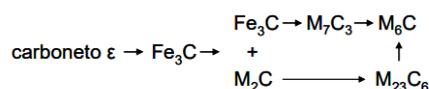
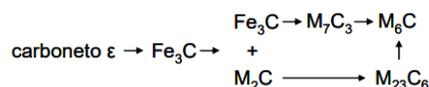
**Figura 14: Diagrama de estabilidade de carbonetos do aço 2,25%Cr-1,0%Mo para o estado inicial normalizado**



Fonte: adaptado de BAKER; NUTTING (1959)

Baker e Nutting (1959) obtiveram evidências de que carbonetos do tipo  $Cr_7C_3$  e  $M_{23}C_6$  são formados somente em grãos bainíticos nas proximidades de partículas de cementita, enquanto que carbonetos do tipo  $M_2C$  formados na bainita originam-se de nucleação independente. Partículas de  $M_6C$  por sua vez, se formam tanto em grãos ferríticos e bainíticos como nos contornos de grãos e têm sua nucleação em partículas existentes.

As seqüências de transformações que ocorrem nos dois estados iniciais podem ser resumidas como ilustra a Figura 15:

**Figura 15:seqüências de transformações****Estado inicial temperado (martensita):****Estado inicial normalizado:****Na bainita:****Na ferrita:**

Fonte: adaptado de BAKER e NUTTING (1959)

Yu (1989) estudou a influência de elementos presentes no aço 2,25%Cr-1,0%Mo na estabilidade dos carbonetos. Partindo de um aço com elevada pureza produzido em laboratório, temperado em água, o autor pôde comparar seus resultados com as seqüências de precipitação observadas por Baker e Nutting (1959), conforme Tabela 3. A análise química dos aços é apresentada na Tabela 4, enquanto seus resultados são apresentados na Figura 16. Na Figura, a fração da área em um quadrado inserido corresponde à fração em peso do tipo específico de carboneto em relação ao total de carbonetos presente naquela temperatura e tempo.

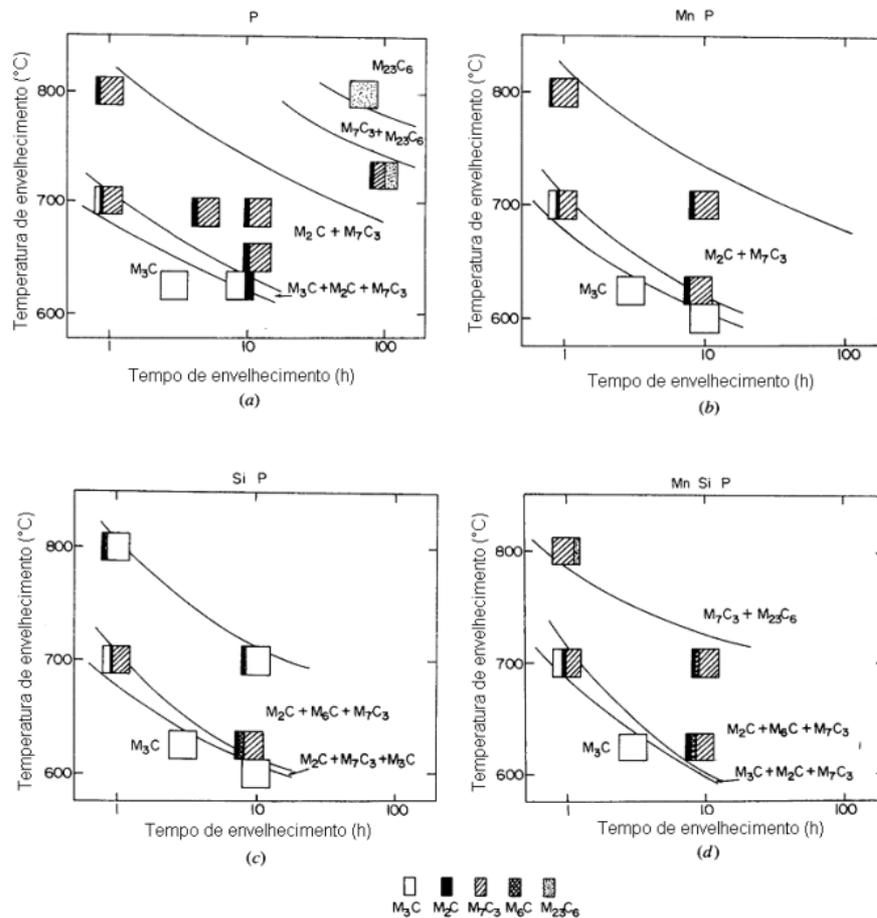
Yu (1989) verificou em seus experimentos que a seqüência de transformações dos carbonetos se aproximava das propostas por Baker e Nutting (1959). A presença de Mn ou Si podem mudar os diagramas de estabilidade de carbonetos sem, no entanto, mudar a quantidade de Molibdênio dissolvido na matriz. Silício tende a acelerar a precipitação de M<sub>2</sub>C ricos em Mo e estabilizar M<sub>6</sub>C, enquanto Mn tende a acelerar a precipitação de M<sub>7</sub>C<sub>3</sub>.

**Tabela 3: Composição de aços 2,25%Cr-1,0%Mo de elevada pureza (porcentagem em peso)**

Código	Cr	Mo	C	P	Mn	Si	S
P	2.23	1.0	0.2	0.036	-	-	-
MnP	2.29	0.98	0.18	0.052	0.76	0.02	0.0048
SiP	2.29	0.98	0.20	0.052	-	0.61	0.0039
MnSiP	2.25	0.98	0.21	0.045	0.72	0.57	0.0035

Fonte: YU (1989)

**Figura 16: Diagrama de estabilidade de carbonetos para aço 2,25Cr-1,0Mo com elevada pureza: (a) P; (b) Mn P; (c) Si P; (d) Mn Si P**



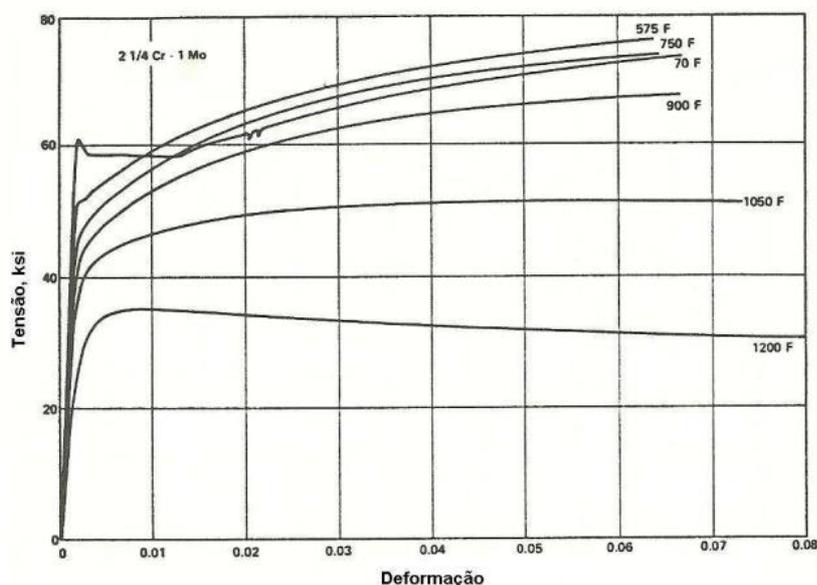
Fonte: adaptado de YU (1989)

## 2.3 Fluência

### 2.3.1 O fenômeno da fluência

Fluência pode ser definida como um processo de deformação plástica que tem dependência com o tempo (ABE; KERN; VISWANATHAN, 2008). O fenômeno da fluência pode ser entendido então como uma deformação plástica lenta e contínua em extensos períodos de tempo sobre a ação de uma tensão. Sendo mais significativa em temperaturas acima de 30% da temperatura absoluta de fusão do material (EVANS; WILSHIRE, 1985). Todos os metais perdem resistência mecânica com o aumento da temperatura, o que ocorre pela maior facilidade de movimentação das discordâncias. A Figura 17 mostram as curvas tensão-deformação para várias temperaturas para um aço 2,25%Cr 1,0%Mo, nas condições normalizado e revenido.

**Figura 17: Curvas de tensão-deformação para o aço 2,25%Cr-1,0%Mo na condição normalizado e revenido para várias temperaturas**



Fonte: adaptado de BOYER (1987)

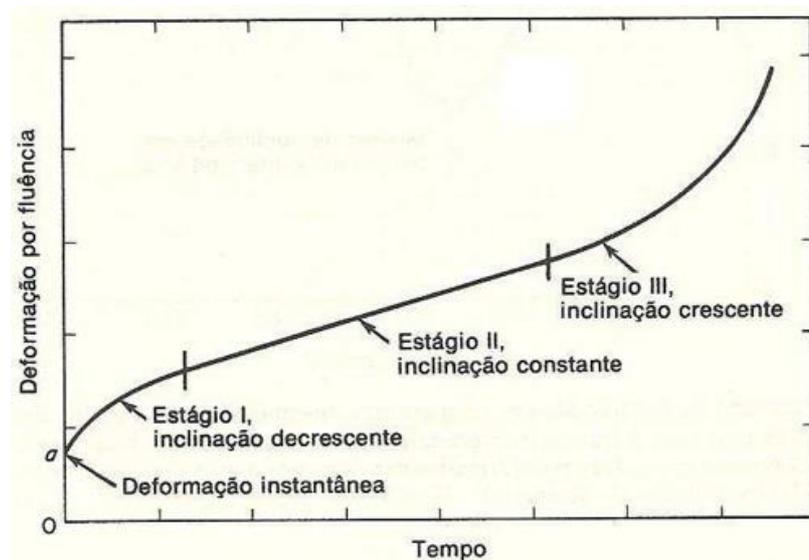
A difusão atômica também cresce rapidamente com o aumento da temperatura, favorecendo os mecanismos que dependem desse fenômeno. Em alguns metais, com o aumento da temperatura, o sistema de deslizamento muda, ou são introduzidos outros sistemas de deslizamento. A deformação nos contornos de grão torna-se uma possibilidade adicional na deformação plástica dos metais a altas temperaturas. Além do mais, quando os metais são expostos a temperaturas elevadas, mudanças microestruturais podem ocorrer, como já exposto, tendo efeito no comportamento mecânico. Fisicamente está estabelecido que a fluência em sólidos cristalinos ocorre como resultado, principalmente, do movimento termicamente ativado de discordâncias, escorregamento de contornos de grãos e transporte direto de átomos por difusão (MUKHERJEE, 1984).

Inicialmente no processo de fluência, a velocidade de deformação decresce rapidamente de um valor inicial muito grande, o que indica que as alterações estruturais que ocorrem no metal quando ele se deforma agem no sentido de retardar os processos normais de escoamento. Essas mudanças ocorrem principalmente no número, tipo e arranjo de discordâncias.

Em resumo, no início do processo de fluência, o encruamento diminui a velocidade de deformação. Imaginando um material metalurgicamente estável, após o primeiro estágio de fluência onde ocorre a redução da velocidade de deformação por encruamento, a tensão aplicada ao corpo começa a aumentar proporcionalmente à deformação, isso devido à redução

da seção transversal desse corpo. Como a velocidade de deformação, ou de fluência, é sensível à tensão, um acréscimo de tensão causará um aumento correspondente na velocidade de fluência. Logo o segundo estágio de fluência como mostrado na Figura 18, com inclinação constante, ou seja, velocidade de deformação constante, é o estágio do processo de fluência no qual a resistência à deformação devido ao encruamento se equipara à tendência de aumento na velocidade correspondente ao acréscimo de tensão. Esse equilíbrio, no entanto, não ocorre indefinidamente. Em algum momento, o efeito da tensão será predominante sobre o efeito do encruamento, sobretudo se houver deformação localizada. Esse é considerado o terceiro estágio de fluência. O aumento considerável da tensão nessa região causará uma aceleração no processo de fluência até que o mesmo se torne catastrófico.

**Figura 18: Os três estágios da curva de fluência**



Fonte: REED-HILL (1973)

Ao contrário do suposto anteriormente, os materiais não são metalurgicamente estáveis, e sofrem reações metalúrgicas durante o processo de fluência. Esses processos são do tipo recuperação, recristalização, superenvelhecimento e outras mudanças microestruturais, que aumentam a taxa de deformação em fluência. Então, no estágio secundário de fluência, a taxa constante de deformação é controlada de um lado pelo encruamento e de outro pelo aumento da tensão e pelas reações metalúrgicas.

Esse regime é muitas vezes chamado de fluência por recuperação, devido à importância do processo de recuperação nessa etapa, ou outras vezes, estado estacionário. O valor da taxa de deformação nesse estágio é denominado de taxa mínima de fluência ( $\epsilon_{min}$ ) e é um dos principais parâmetros utilizados na avaliação do comportamento em fluência. Do mesmo modo, no terceiro estágio de fluência, os mecanismos de fluência podem levar a

instabilidades internas no material, tais como cisalhamentos de contornos de grãos, fraturas intergranulares e geração de vazios, que reduzem a área efetiva de resistência do material. A fratura então pode ocorrer sem haver uma deformação localizada, mas sim, a propagação dos defeitos internamente levando ao colapso do componente. É conhecido que a taxa mínima de fluência é fortemente dependente da tensão e da temperatura.

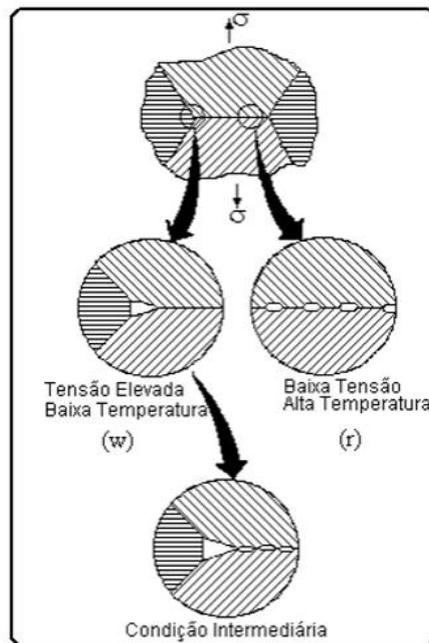
Da mesma forma que a taxa mínima é dependente da tensão e temperatura, ela também é função do mecanismo de fluência predominante, sendo este o determinante das constantes da Lei de Norton. Basicamente temos dois mecanismos de fluência, a difusional e a por movimentação de discordâncias. Outros mecanismos são relatados, como o escorregamento dos contornos de grãos, mas não tem significado prático de engenharia, devido sua ocorrência ser relatada a temperaturas próximas da fusão.

O processo de fluência por difusão ocorre pela difusão de átomos pelo interior do grão, conhecida como Nabarro-Herring, e pelos contornos, também conhecida como Coble. O fluxo atômico é previsto ocorrer de regiões com tensões compressivas para regiões com tensões trativas, balanceadas pelo fluxo contrário de lacunas. A taxa mínima de fluência nesse caso é linearmente proporcional à tensão, ou seja, o coeficiente de tensão  $n$  da Lei de Norton é igual à unidade.

O mecanismo de fluência por discordâncias é o único significativo para a maioria dos materiais de engenharia e suas aplicações (VISWANATHAN, 1989). Ele compreende o processo termicamente ativado no qual as discordâncias superam as barreiras, sejam elas outras discordâncias ou precipitados. O mecanismo ocorre de tensões medianas a elevadas e temperaturas acima de 40% da absoluta de fusão.

Alguns autores indicam o deslizamento de contorno de grão como um mecanismo de deformação em fluência, mas do ponto de vista prático, ele não é significativo para o processo de deformação, e sim um ponto importante relacionado com o início da fratura intergranular. O conjunto de análises elaboradas por White, Schneibel e Padgett (1983) esclarece que, sob condições de tensões localizadas, a resistência coesiva dos contornos quando superada, permite a formação de um conjunto misto de cavidades designadas por  $w$  e  $r$ , como mostra a Figura 19, e tem origem em diferentes mecanismos provenientes dos processos de difusão, fragilização e até mesmo deformação plástica intensamente localizada.

**Figura 19: Configuração esquemática da nucleação de cavidades em diferentes condições de tensão e temperatura**



Fonte: adaptado de WHITE; SCHNEIBEL; PADGETT (1983)

### 3.3.2 Estágios da fluência

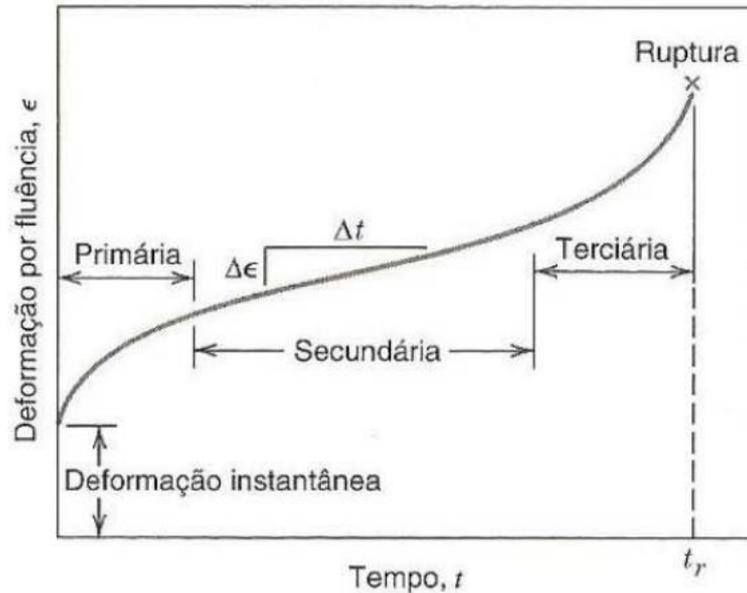
A seguir são descritos os três estágios da fluência que ocorrem após a deformação instantânea pela aplicação de carga:

- Estágio I: É um período de fluência transiente, onde a resistência do material aumenta devido à sua própria deformação. Representa uma região de taxa de fluência decrescente. Ocorre um encruamento que diminui a velocidade de fluência no material. A deformação plástica inicial é caracterizada pela movimentação das discordâncias de menor energia de ativação. A seguir, o deslizamento das discordâncias é impedido por barreiras como empilhamento de discordâncias e precipitados de segunda fase que surgem com o decorrer do tempo. Depois, por ativação térmica, as discordâncias conseguem vencer as barreiras, porém encontram novas barreiras maiores que só serão vencidas após tempos mais longos. Além disso, ainda ocorrem processos de recuperação devido à ascensão de discordâncias e alguns deslizamentos com desvio, principalmente quando a temperatura for suficientemente alta. A recuperação, neste estágio, é pequena, uma vez que o fator controlador deste estágio é o mecanismo de interseção das discordâncias com as barreiras. O trabalho para que uma deslocação atravesse outra pode variar de uma fração de elétron-volt até vários elétron-volts, dependendo do metal (DIETER, 1981)

- Estágio II: É um período onde a taxa de fluência é aproximadamente constante e resulta de um processo competitivo entre os mecanismos de encruamento e de recuperação onde o processo de recuperação é suficientemente rápido para contrabalançar o encruamento. Por esse motivo, a fluência secundária é comumente chamada de fluência em estado de equilíbrio, ou ainda, de fluência em estado estacionário. A recuperação significa a libertação de discordâncias dos obstáculos, como o empilhamento de discordâncias e precipitados, por meio de ascensão ou deslizamento com desvio. As bandas de deslizamento produzidas a altas temperaturas são mais grossas e mais espaçadas do que aquelas resultantes de deformação a temperatura ambiente. Sob condições de fluência à temperaturas elevadas ainda ocorrem deslizamentos de pequenas distâncias em vários planos. A escalada de discordâncias requer uma maior energia de ativação. Esse é um dos processos controladores da velocidade de fluência e depende da temperatura. Quanto maior for a temperatura, maior será a recuperação e, portanto, o estágio II será mais curto. Dessa forma, o estágio III é atingido mais rapidamente em temperaturas elevadas. A escalada de discordâncias é feita por absorção e emissão de lacunas. A energia de ativação para esse processo é a de difusão de lacunas. Então, quanto maior for a energia de ativação, mais resistente à fluência será o material, pois será necessário vencer uma barreira energética maior para haver a escalada de discordâncias. O outro processo controlador da velocidade de fluência é o deslizamento de contornos de grãos. O escorregamento dos contornos de grãos está relacionado com o início da ocorrência da fratura intergranular. Esse deslizamento também pode criar lacunas que facilitam a escalada de discordâncias. O deslizamento é um processo de cisalhamento que ocorre na direção dos contornos de grão e está relacionado com o aumento da temperatura e com tensões baixas. O processo de escorregamento acontece de forma descontínua e, com o tempo, faz com que a deformação não seja uniforme ao longo do contorno. A migração dos contornos de grãos, no qual o contorno movimentava-se em direção normal a si próprio sob a influência de uma tensão cisalhante, promove um alívio da concentração de deformação e também auxilia no processo de recuperação. A precipitação de partículas duras nos contornos de grão e a acomodação desses contornos em novas posições diminuem a velocidade de deslizamento. A área dos contornos de grãos serão maiores quanto menor for o tamanho do grão de um metal ou liga, favorecendo o deslizamento. Portanto, um refino dos grãos pode ser prejudicial à resistência à fluência, ou seja, o inverso observado na resistência à temperatura

ambiente. A deformação decorrente do escorregamento dos contornos de grãos pode representar uma pequena parcela da deformação ou até 50% da deformação total (DIETER, 1981)

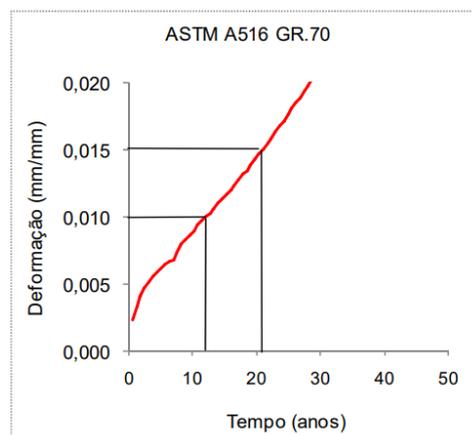
- Estágio III: Este estágio ocorre mais acentuadamente em ensaios com carga constante, à temperaturas elevadas e com tensões altas. É caracterizado por uma grande movimentação das discordâncias, ocorrendo uma grande redução da seção transversal, seja por formação de pescoço ou por formação de vazios internos. O terceiro estágio também está associado às modificações metalúrgicas, como crescimento de partículas de precipitado, recristalizações em carga, que promovem uma rápida deformação, ou variações difusionais nas fases presentes. Ocorre também a formação intensa de microtrincas no material. Essas microtrincas provêm de fenômenos de deformação localizados nos contornos de grão e ocasionam fratura intergranular. Em situações de tensões altas e temperaturas mais baixas, ocorrem pontos triplos formados onde três contornos de grão se encontram. Os deslizamentos dos contornos de grãos resultam em diversas tensões suficientemente altas para provocar o início de trincas. No caso de tensões baixas e temperaturas altas formam-se pequenas microcavidades nos contornos de grãos na direção normal à tensão externa aplicada. Essas microcavidades crescem e coalescem devido à concentração de lacunas. Podem ocorrer fraturas transgranulares em altas temperaturas ou se ocorrer migração de contornos de grãos para alívio de tensões. Em alguns casos, podem ocorrer fraturas intergranulares em temperaturas relativamente baixas e em velocidades altas de fluência, semelhante ao que acontece em fraturas dúcteis comuns (DIETER, 1981; METALS HANDBOOK, 2002;). Na Figura 20 é apresentada uma curva característica do Ensaio de Fluência:

**Figura 20: Curva Típica de Fluência**

Fonte: CALLISTER (2020).

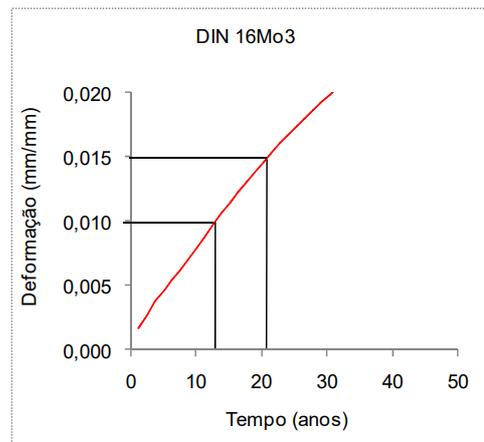
Nas Figuras 21 a 23 mostram as curvas de fluência e as deformações de 1,0 e 1,5% para cada um dos materiais analisados, considerando a temperatura de trabalho de 493°C. O tempo para ruptura do ASTM A516 GR.70 é de 100 anos e a deformação de 1,0% ocorre com cerca de 12,2 anos de trabalho. A deformação de 1,5% é atingida com 20,4 anos. Para o DIN 16Mo3, o tempo de ruptura é de 231 anos, enquanto o tempo para que ocorra a deformação de 1,0% é de 12,6 anos e a deformação de 1,5% ocorre com 20,6 anos. O ASTM A387 GR.22 CL.2 tem um desempenho muito superior aos outros dois aços analisados. O tempo para a ruptura é de 11.170 anos. A deformação de 1,0% ocorre com cerca de 397 anos de trabalho e a deformação de 1,5% é atingida com 1.465 anos.

**Figura 21: Previsão do tempo para as deformações de 1,0 e 1,5% do aço ASTM A516 GR.70**



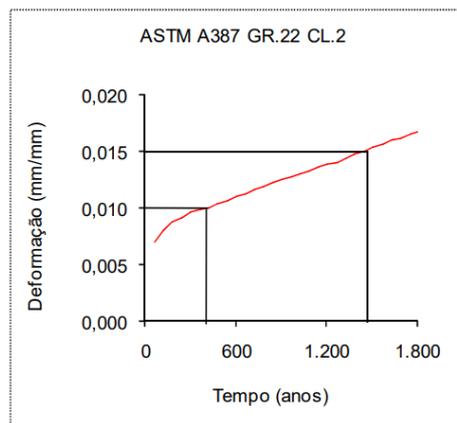
Fonte: CASTRO (2013)

**Figura 22: Previsão do tempo para as deformações de 1,0 e 1,5% do aço DIN 16Mo3.**



Fonte: CASTRO (2013)

**Figura 23: Previsão do tempo para as deformações de 1,0 e 1,5% do aço ASTM A387 GR.22 CL.2.**



Fonte: CASTRO (2013)

O manganês, presente nos três aços analisados, tem efeito pronunciado como endurecedor por solução sólida, aumenta a proporção de perlita e influencia no refino de grão. O potencial do carbono para o aumento da resistência à fluência está relacionado com a formação de carbonetos que está envolvida em todas as propriedades mecânicas em alta temperatura. O carbono tem efeito importante no endurecimento por solução sólida e por precipitação (LUNDIN, LIU, CUI, 2004). O aço DIN 16Mo3, nesse caso, mesmo contendo de 0,28% de Mo, não alcançou uma vida significativamente maior do que o ASTM A516 GR.70, que não tem Mo, para as deformações de 1,0 e 1,5%, apesar do tempo para ruptura ter sido consideravelmente maior. É reconhecido que o molibdênio, como formador de carbonetos no aço, contribui na redução do processo de fluência, pois, os carbonetos dificultam o movimento dos contornos de grão. Ele possui um efeito maior que os demais elementos (Ti, V, W, Nb), quando adicionado entre 0,5 e 1,0 % (SCHROEDER, 2008).

Mesmo em teores relativamente baixos (0,1 a 0,5%), ele aumenta a resistência dos aços em alta temperatura. Contudo, segundo Viswanathan e Bakker (2000), o endurecimento por solução sólida do Mo pode ser comprometido pela precipitação de carbonetos de Mo, uma vez que a precipitação é limitada apenas pela quantidade de carbono acima do equilíbrio no aço. Logo, a adição de elementos que tenham maior afinidade com o carbono ou a própria redução do carbono podem ser necessários para que o Mo permaneça em solução. A maior resistência do aço ASTM A387 GR.22 CL.2 é resultado do endurecimento por solução sólida, principalmente por carbono, molibdênio e cromo na matriz ferrítica. Outro mecanismo que contribui para o endurecimento é a precipitação de carbonetos, nitretos e carbonitretos. Os efeitos da solução sólida na matriz ferrítica são a maior contribuição para a resistência mecânica nos primeiros estágios da fluência e, com o passar do tempo, a precipitação de carbonetos contribui predominantemente para a resistência à fluência, (FURTADO, MAY, 2004).

### 2.3.3 Modelos de previsão de vida à fluência

Muitos componentes das instalações industriais são construídos para operar por tempos que ultrapassam 100.000 horas ou 11,4 anos. Nestes casos, torna-se necessário adotar métodos para extrapolar dados sobre fluência e fratura em laboratórios para simular as condições reais de serviço. A dificuldade quando se quer estimar a vida em fluência baseada em testes de laboratório está relacionada ao tempo muito pequeno normalmente utilizado. As técnicas de extrapolação devem ser cuidadosamente selecionadas para que, baseado em testes de curta duração, seja a mais precisa possível (PACHECO, 2001).

Os métodos relacionados por Pacheco (2001) para cálculo de vida residual para equipamentos que operam sob regime de fluência podem ser agrupados em:

- Ensaios acelerados;
- Métodos metalográficos;
- Métodos termométricos baseados na história termomecânica do equipamento;
- Métodos que se apoiam na evolução de alguma propriedade física do material indiretamente associada ao dano acumulado por fluência;
- Métodos baseados em variações dimensionais dos equipamentos.

Para Almeida (2007), na previsão de vida útil em serviço procura-se estudar a evolução da microestrutura de forma a prever em quanto tempo, mantidas as condições de operação, o

material terá a sua resistência degradada o suficiente a ponto de comprometer a estrutura como um todo.

### **3 VASOS DE PRESSÃO: PROJETO POR NORMA E PROJETO POR ANÁLISE**

Conhecer as tensões de trabalho do componente ou equipamento analisado é um fator importante para obtenção de precisão na previsão de vida útil do material. A American Society of Mechanical Engineers (ASME) foi fundada em 1880 e é a principal norma utilizada no mundo no projeto de vasos de pressão. A versão atual da ASME para vasos de pressão contempla dois tipos de procedimentos: projeto por norma e projeto por análise.

O projeto por norma é um procedimento utilizado desde as versões mais antigas da norma e baseia-se em equações de distribuição de tensões de cascas, aplicadas a um número limitado de seções localizadas em geometrias regulares. Nas edições mais antigas, os limites às tensões eram dados por coeficientes de segurança elevados. Os pontos não cobertos pelas aplicações de equações eram orientados por meio de regras de detalhamento de projeto.

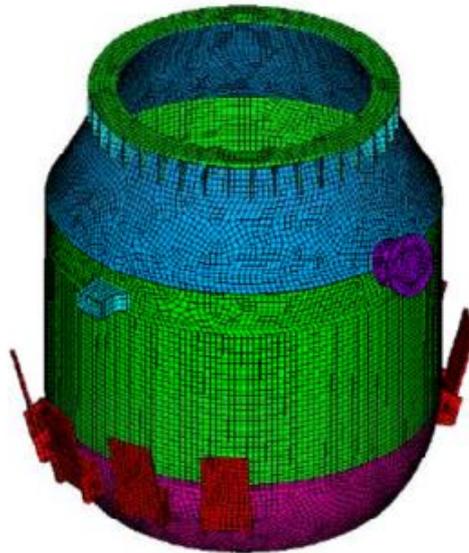
A abordagem de projeto por análise foi introduzida na versão publicada no início da década de 60. Segundo Albuquerque (1999), a principal característica do procedimento de projeto por análise é a avaliação das consequências dos possíveis modos de falha e a imposição de limites admissíveis para cada um deles. Essa abordagem usa uma análise de tensões mais detalhada e técnicas mais avançadas do que aquelas usadas anteriormente nas áreas de projeto e de materiais. Isso confere maior confiabilidade ao projeto e ainda possibilita uma significativa redução nos coeficientes de segurança utilizados anteriormente, ou seja, proporciona um melhor aproveitamento das características dos materiais. Na década de 60, a principal ferramenta de cálculo usada em projetos de vasos de pressão era a análise de descontinuidades baseada na teoria de cascas. Por isso, o projeto por análise baseia-se nas distribuições de tensões que aparecem em cascas que são as tensões de membrana e de flexão. São impostos limites admissíveis às diversas categorias de tensões com base em resultados de análises elásticas, mas a norma não exclui a possibilidade de utilização de análises inelásticas.

Com a invenção e a evolução dos computadores, a análise por Métodos de Elementos Finitos passou a ser utilizada, Figura 24. Muitos vasos de pressão podem ser modelados usando elementos de casca. Eles são relativamente fáceis de gerar e dão resultados na forma das tensões de membrana e flexão usadas na norma. Contudo, esses modelos não incorporam facilmente os detalhes construtivos e não consideram detalhadamente os efeitos ao longo da espessura da casca. Para tratar detalhadamente tais efeitos, devem ser usados elementos sólidos,

baseados na mecânica dos sólidos bidimensional ou tridimensional. Modelos de elementos finitos sólidos podem consumir mais tempo que os modelos de casca e existe ainda outro fator dificultador para a utilização de modelos sólidos, que é a etapa de categorização das tensões calculadas. Elas não se apresentam no formato de tensões de membrana e de flexão.

A análise de descontinuidades de cascas é usada, principalmente, para calcular as tensões de membrana e de flexão de cascas para vasos axissimétricos sujeitos a pressão interna. Os Conversores-LD têm essa configuração tipicamente composta de partes regulares, tais como esferas, cilindros, cones e tampos retos. As formas regulares simples apresentam, principalmente, tensões de membrana quando submetidas à pressão interna. Entretanto, nas junções entre as partes regulares são geradas tensões de flexão e de membrana localizada.

**Figura 24: Modelo de elementos finitos do vaso.**



Fonte: CASTRO (2013)

### 3.1 Modos de falha

O projeto por análise preconiza os modos de falha. Isso leva à necessidade de relacionar as tensões que aparecem em uma determinada localização do vaso de pressão para conhecimento do modo de falha que elas podem causar. Seguem alguns modos de falha que podem acontecer nos vasos de pressão e que são abordados na Seção III e na Divisão 2 da Seção VIII da ASME:

- Deformação elástica excessiva, incluindo a instabilidade elástica;
- Deformação plástica excessiva e colapso plástico;
- Fratura frágil;

- Deformação por fluência (inelástica);
- Acúmulo de deformações plásticas em ciclos de carregamentos, instabilidade plástica;
- Fadiga de baixo ciclo, grandes deformações;
- Corrosão sob tensão;
- Fadiga sob corrosão.

O colapso plástico, a deformação plástica excessiva, o acúmulo de deformações plásticas em ciclos de carregamentos e a deformação por fluência não podem ser cobertos pela análise elástica simples porque se tratam de mecanismos de falha inelásticos. Além disso, o tipo de carregamento que provoca a tensão pode afetar significativamente o seu nível permitido. A melhor forma de avaliar estes modos de falha inelásticos seria por meio de uma análise que modelasse adequadamente o mecanismo de falha, ou seja, que considerasse o comportamento inelástico do material.

### **3.2 Fatores Críticos dos Aços Cr-Mo**

#### 3.2.1 Tratamento Térmico (metal de base e metal de solda)

- Tratamentos térmicos complexos são realizados para se obter as propriedades mecânicas requeridas.
- Dependendo da liga, tratamentos de normalização, revenimento e recozimento a várias temperaturas e durações são requeridos. A taxa de resfriamento também deve ser controlada.
- Para a junta soldada a mesma lógica deve ser seguida e tratamento térmico pós-soldagem é requerido.
- A temperatura máxima de TTPS não deve ser excedida.

#### 3.2.2 Fragilização ao Revenido (metal de base e metal de solda)

- Exposição a temperaturas entre 375 – 575°C por longos períodos de tempo.
- Grande perda de ductilidade.
- Causado pelos elementos P, Sb, Sn, As, que migram para os contornos de grão e podem reduzir a ductilidade do material. O teor de Mn e Si também possui forte influência.
- A sensibilidade a fragilização ao revenimento pode ser mensurada através de tratamentos térmicos e medida de tenacidade.

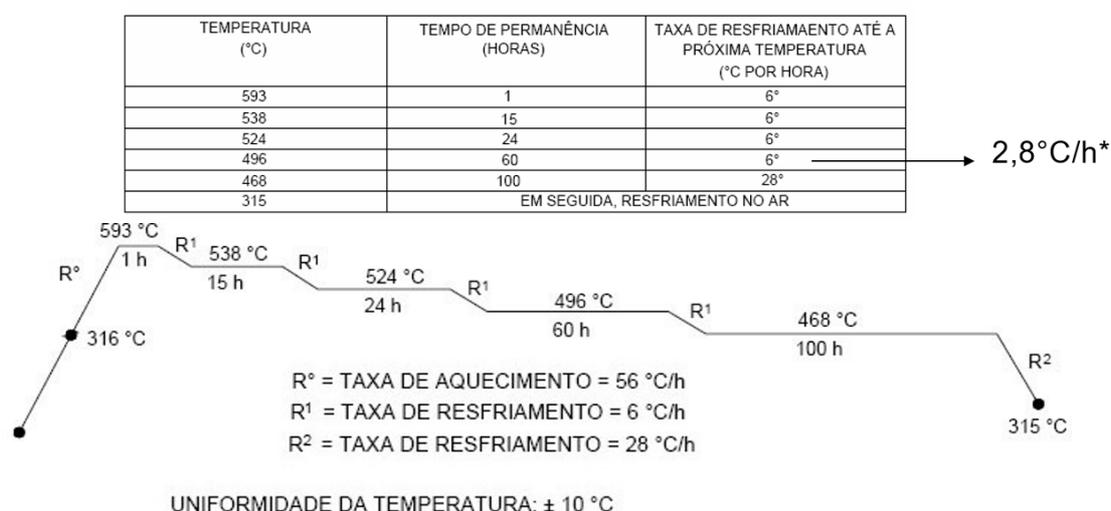
#### 3.2.3 Step Cooling

- Parâmetros foram desenvolvidos para estimar a tendência a fragilização ao revenido,

como o Step Cooling.

- No tratamento de Step Cooling o material é aquecido à 593°C e mantido por 1 hora para posterior resfriamento que ocorre em patamares conforme mostrado na figura 25.

**Figura 25:** Tratamento de Step Cooling



Fonte: API RP 934A.

O procedimento de “step-cooling” é um método de tratamento térmico que consiste em resfriar o material em etapas, com diferentes taxas de resfriamento e temperaturas intermediárias. Esse método é usado para avaliar ou evitar a fragilização por revenimento, que é uma diminuição da tenacidade à fratura de aços-liga quando aquecidos ou resfriados lentamente em uma faixa de temperatura de 400°C a 600°C.

A fragilização por revenimento é causada pela presença de impurezas no aço, como antimônio, fósforo, estanho e arsênio, que se segregam nas bordas dos grãos da austenita durante o tratamento térmico. Essas impurezas reduzem a resistência à propagação de trincas intergranulares no material. A fragilização por revenimento pode ser determinada pela medição da mudança na temperatura de transição dúctil-frágil com um ensaio de impacto Charpy, antes e depois do tratamento térmico.

O procedimento de “step-cooling” pode revelar a suscetibilidade de um aço à fragilização por revenimento. O procedimento consiste em aquecer o material a uma temperatura acima de 600°C, mantê-lo nessa temperatura por um tempo suficiente para homogeneizar a microestrutura e eliminar as impurezas das bordas dos grãos, e então resfriá-lo em etapas até a temperatura ambiente.

As etapas de resfriamento são as seguintes:

- Resfriar rapidamente o material até 595°C e mantê-lo nessa temperatura por 1 hora.
- Resfriar lentamente o material até 480°C e mantê-lo nessa temperatura por 200 horas.
- Resfriar rapidamente o material até 375°C e mantê-lo nessa temperatura por 1 hora.
- Resfriar lentamente o material até a temperatura ambiente.

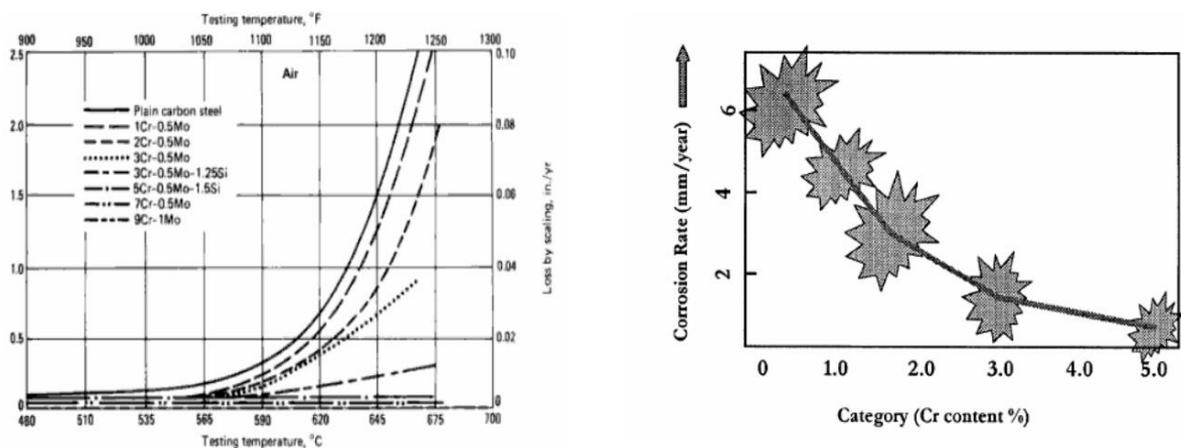
Após o procedimento de “step-cooling”, o material é submetido ao ensaio de impacto Charpy para medir a energia de impacto e a temperatura de transição dúctil-frágil. Se houver uma diferença significativa entre os valores obtidos antes e depois do tratamento térmico, isso indica que o material é suscetível à fragilização por revenimento. Se não houver diferença significativa, isso indica que o material é resistente à fragilização por revenimento.

Normalmente, para a fabricação de equipamentos em aços Cr-Mo, que operam com hidrogênio, é estabelecido pelo API RP 934A que sejam efetuados diversos ensaios de impacto em oito temperaturas diferentes, sendo que uma delas deve ser à -29°C, para levantamento das curvas de transição dúctil-frágil antes e após o Step Cooling com o objetivo de prever a perda de tenacidade após serviço. Para cada temperatura deverão ser efetuados três ensaios de impacto Charpy.

### 3.2.4 Resistência a Corrosão (metal de base e metal de solda)

- Em elevadas temperaturas a tendência a corrosão aumenta.
- Os aços Cr-Mo devem possuir excelente resistência a corrosão a elevadas temperaturas.
- Aumenta com o aumento do teor de Cr.

**Figura 26:** Desenvolvimento de aços Cr-Mo de baixo carbono com excepcional resistência à corrosão



Fonte: KERMANI (2001)

#### 4 SOLDABILIDADE DO AÇO CR-MO ASTM A387 GRAU 22 CLASSE 2 NA FABRICAÇÃO DE CONVERTEDORES

A American Welding Society (AWS) define soldabilidade como “a capacidade de um material ser soldado nas condições de fabricação impostas por uma estrutura específica projetada de forma adequada e de se comportar adequadamente em serviço”. Esta definição coloca pontos importantes como: “o projeto é adequado?”, “e as condições e o procedimento de soldagem?” Uma definição alternativa, mais prática, seria: “a facilidade relativa com que uma solda satisfatória, que resulte em uma junta similar ao metal sendo soldado, pode ser produzida”. A maioria das ligas metálicas são soldáveis, mas, certamente, algumas são muito mais difíceis de serem soldadas por um dado processo que outras. Por outro lado, o desempenho esperado para uma junta soldada depende fundamentalmente da aplicação a que esta se destina. Assim, para determinar a soldabilidade de um material, é fundamental considerar o processo e procedimento de soldagem e a sua aplicação. Assim, é importante conhecer bem o material sendo soldado, o projeto da solda e da estrutura e os requerimentos de serviço (cargas, ambiente, etc). As tabelas 4 e 5 apresentam alguns exemplos de processos de soldagem, consumíveis e seus parâmetros utilizados em diferentes aplicações. O Aço Cr-Mo ASTM A387 Grau 22 Classe 2 tem uma boa soldabilidade, desde que tenha um acompanhamento rigoroso, devido ao aporte de calor depositado no metal, seguindo com preciosismo o procedimento de soldagem principalmente nas temperaturas de pré- aquecimento, interpasse, pós- aquecimento, tratamento térmico e inspeção final.

**Tabela 4: Processos e Consumíveis de Soldagem**

Tipo	AWS	SMAW	TIG	GMAW	FCAW	SAW
<b>Cr-Mo</b>	EXXXX-A1	OK 74.55	OK Tigrod 13.09*	OK AristoRod 13.09	OK Tubrod 81A1	OK Flux 10.62 + OK Autrod 12.24
<b>1,25Cr-0,5Mo</b>	EXXXX-B2	OK 76.18 OK 76.16	OK Tigrod 13.16	OK Autrod 13.16	OK Tubrod 81B2	OK Flux 10.62/10.63 + OK Autrod 13.10SC
<b>2,25Cr-1Mo</b>	EXXXX-B3	OK 76.28 OK 76.26	OK Tigrod 13.17	OK Autrod 13.17	OK Tubrod 91B3	OK Flux 10.62/10.63 + OK Autrod 13.20SC
<b>5Cr-0,5Mo</b>	EXXXX-B6	OK 76.35	OK Tigrod 13.32	OK AristoRod 13.22	-	OK Flux 10.62 + OK Autrod 13.33
<b>9Cr-1Mo</b>	EXXXX-B8	OK 76.96	OK Tigrod 13.37	OK Autrod 13.37	-	-
<b>9Cr-1MoVNb</b>	EXXXX-B9	OK 76.98	OK Tigrod 13.38	-	Dual Shield B9	OK Flux 10.93 + OK Autrod 13.35

Fonte: CARDOSO (2009)

**Tabela 5: Tabela 5: Parâmetros de Soldagem**

Tipo			Pós-aquecimento	TTPS (°C)
	Pré-aquecimento(°C)	Interpasse(°C)	Temperatura (°C)	Temperatura(°C)
<b>Cr-Mo</b>	100 - 150	100 - 250	200 (t>25mm)	580 - 630 (t>13mm)
<b>1,25Cr-0,5Mo</b>	200 - 250	200 - 300	300 (t>20mm)	640 - 700
<b>2,25Cr-1Mo</b>	250	250 - 300	300 (t>12mm)	670 - 720
<b>5Cr-0,5Mo</b>	250	250 - 300	300 (t>12mm)	730 - 760
<b>9Cr-1Mo</b>	250	250 - 300	300 (t>6mm)	750
<b>9Cr-1MoVNb</b>	250	250 - 300	300 (t>6mm)	750

Fonte: CARDOSO (2009)

O cromo-molibdênio é resistente à fluência, e suscetíveis a trincas por hidrogênio, mas com pré-aquecimento apropriado e consumíveis com baixo teor de hidrogênio, com técnicas de cordão de temper bead para minimizar trincas, os aços são soldáveis. Na maioria dos casos é necessário o pós-aquecimento ou desidrogenação, para retirar o hidrogênio, e o TTAT final e, em alguns casos, o intermediário para melhorar a tenacidade da ZAC nesses aços. Esses aços são, ainda, sujeitos à fragilidade ao revenido e trinca de reauecimento.

Os aços ferríticos cromo-molibdênio costumam ser empregados em temperaturas superiores a 400 °C pela boa resistência a quente. Estas ligas apresentam baixa taxa de deformação a quente e boa resistência ao hidrogênio, fazendo com que algumas especificações sejam empregadas em temperaturas de até 650 °C. A resistência mecânica a quente é o principal critério para seleção de materiais para vasos, fornos e caldeiras operando acima de 350°C. Obviamente, apenas a resistência a quente, não é suficiente para capacitar um determinado material a trabalhar em elevadas temperaturas, estes materiais obviamente devem conciliar também boa resistência a corrosão em relação ao meio em que será exposto. Nos serviços a quente, da mesma forma, quanto maior o teor de cromo maior a resistência a oxidação. Para compensar a redução da resistência mecânica e a corrosão conforme a temperatura de trabalho é aumentada, há necessidade da adição de mais cromo à liga, além da adição de outros elementos.

Os aços ferríticos Cr-Mo, com as suas principais características mostradas na Tabela 6, apresentam melhor resistência à fluência, ao ataque pelo hidrogênio em alta temperatura e à oxidação, conforme é aumentado o teor de Cr e Mo na liga. No caso do ASME BPVC *Section IX*, estes aços são designados pelos seguintes "P-number" conforme a Tabela 7. Além do cromo e molibdênio, algumas ligas podem sofrer adição de outros formadores de carbeto ou carbonitreto, como V, Nb, W, Ti e N.

**Tabela 6: Características principais dos aços cromo-molibdênio**

Grau	Composição nominal %					Propriedades mecânicas típicas			
	C máx.	Cr	Mo	V	Nb	UTS N/mm <sup>2</sup>	0.2% Proof N/mm <sup>2</sup>	Along.n %	Charpy-V J/°C min
C½Mo	0.3		0.5			520	320	35	27@20
½Cr-½Mo-½V	0.14	0.5	0.6	0.25		585	330	25	
1¼Cr½Mo	0.13	1.2	0.5			530	350	35	27@20
2¼Cr1Mo	0.13	2.25	1.0			555	350	35	27@20
5Cr½Mo	0.13	5.0	0.5			690	475	28	27@23
9Cr1Mo	0.13	9.0	1.0			675	475	30	
9Cr-Mo-V Nb (9Crmod ou P91)	0.13	8.75	1.0	0.23	0.08	650	480	30	40@20

Fonte: CASTRO (2013)

Estes aços são sensíveis à trinca induzida pelo hidrogênio (trinca a frio) e trinca de reaquecimento, especialmente quando a composição química é enriquecida em elementos de liga e/ou na soldagem de chapas grossas, por isso, sempre que possível a Soldagem deve ser multipasses e deve ser realizada com passes retilíneos de baixa espessura. Para os aços Cr-Mo, na soldagem multipasse, o número de passes utilizados para a espessura qualificada do metal de base no procedimento de soldagem, deve ser sempre mantido proporcional à espessura a ser soldada.

**Tabela 7: Designação de P-numbers, graus e UNS Conforme ASME BPVC Section IX**

Designação básica	Composição básica	Grau	UNS	"P number"	
C-Mo	C-0,5Mo	1	K12320	3	
	0,5Cr-0,5Mo	2	K11547	3	
Cr-Mo	1,0Cr-0,5Mo	12	K11562	4	
	1,25Cr-0,5Mo	11	K11572 K11597 K11789	4	
	2Cr-0,5Mo			4	
	2,25Cr-1,0Mo	22	K21590	5A	
	3Cr-1Mo	21	K31545	5A	
	5,0Cr-0,5Mo	5	K41545	5B	
	7,0Cr-1,0Mo	7	-	5B	
	9,0Cr-1,0Mo	9	K90941	5B	
	Cr-Mo-V	2,25Cr-1,0Mo-V	22V	K31835	5C
		3Cr-1Mo-V	3V ou 21V	K31830	5C
9,0Cr-1,0Mo-V		91	K90901	15E	

Fonte: N-133 (202)

Em alguns códigos de projeto e recomendações práticas, as temperaturas de pré-aquecimento (mínima) e interpasse (máxima) podem ser obtidas, conforme Tabela 8, entretanto cabe ao especialista selecionar o procedimento ou os parâmetros para qualificação do procedimento (temperatura, aporte (*heat input*)), técnica de soldagem e demais parâmetros em função da espessura, grau de restrição, curva de resfriamento contínuo e experiência).

**Tabela 8: Temperaturas de pré-aquecimento e interpasse recomendadas para aços Cr-Mo**

Material - "P Number" (PN)	Temperatura Mínima de Preaquecimento	Temperatura Máxima de Interpasse
C-0,5Mo - (PN 3)	80 °C	300 °C
0,5Cr-0,5Mo - (PN 3)		
1Cr-0,5Mo - (PN 4)	150 °C	
1,25Cr-0,5Mo - (PN 4)		
2Cr-0,5Mo - (PN 4)		
2,25Cr-1Mo - (PN 5A)		
3Cr-1Mo - (PN 5A)	205 °C	
5Cr-0,5Mo - (PN 5B)		
7,0Cr-1,0Mo		
9Cr-1Mo - (PN 5B)		
2,25Cr-Mo-V - (PN 5C)		
3Cr-Mo-V - (PN 5C)		
9Cr-1Mo-V-Nb - (PN 15E)		

Fonte: N-133 P (2021)

Com base nessas definições, para melhor determinar a soldabilidade, é interessante fazer algumas suposições:

- O metal base é adequado para a aplicação desejada, isto é, ele possui as propriedades adequadas e necessárias para resistir aos requerimentos da aplicação.
- O projeto da estrutura soldada e de suas soldas é adequado para o uso pretendido.

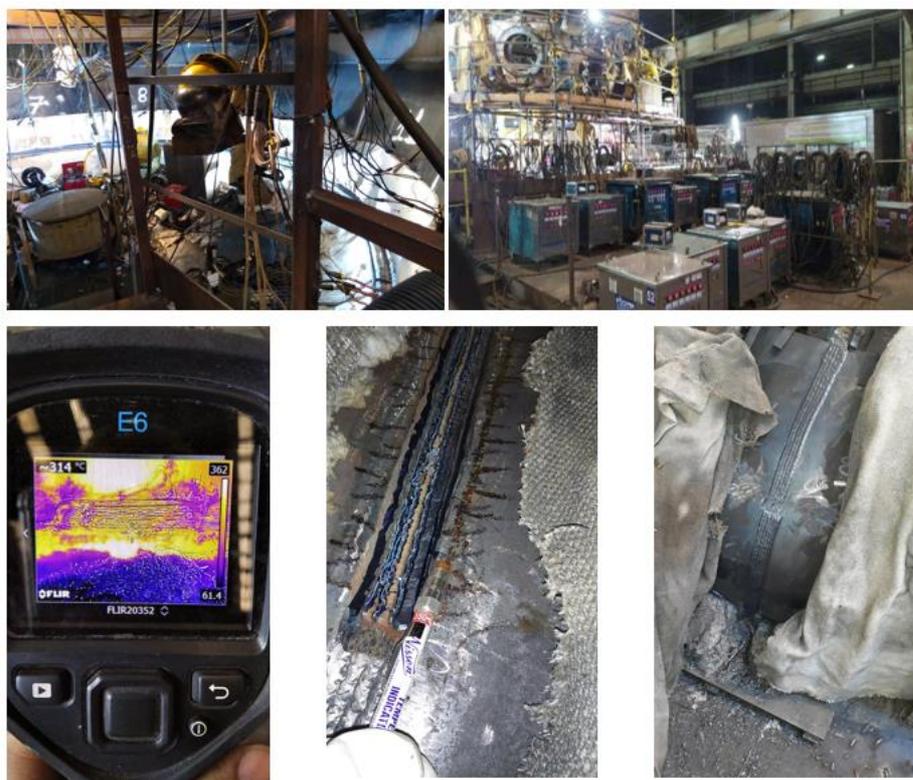
Baseado nestas suposições, é necessário, então, avaliar a própria junta soldada. Idealmente, uma junta deveria apresentar resistência mecânica, ductilidade, tenacidade, resistências à fadiga e à corrosão uniformes ao longo da solda e similares às propriedades do material adjacente. Na maioria dos casos, a produção de uma solda envolve o uso de calor e/ou deformação plástica, resultando em uma estrutura metalúrgica diferente do metal base. Soldas podem, também, apresentar descontinuidades como vazios, trincas, material incluso, etc.

O conceito de soldabilidade não é um parâmetro fixo para um material. Ele está relacionado mais com a facilidade de se unir os aços e de a junta apresentar as propriedades mecânicas esperadas para um determinado trabalho, sem a presença de trincas. Em termos práticos, um material é considerado soldável se a junta mantiver a tenacidade da ZTA e do metal de solda compatíveis com o metal base.

O principal transtorno para soldagem destes aços é a trinca a frio (trinca induzida por hidrogênio), a qual normalmente aparece algum tempo após a realização da soldagem na solidificação da mesma. Por isto se recomenda a execução de END no mínimo 48h após a

realização da soda nestes aços. Na figura: 27 o Conversor -LD está em processo de fabricação, e a soldagem das juntas, com monitoramento da temperatura de pré-aquecimento, temperatura de interpasse, e pós-aquecimento.

**Figura 27: Controle de temperatura da juntas soldadas.**



Fonte: Autoria própria (2023)

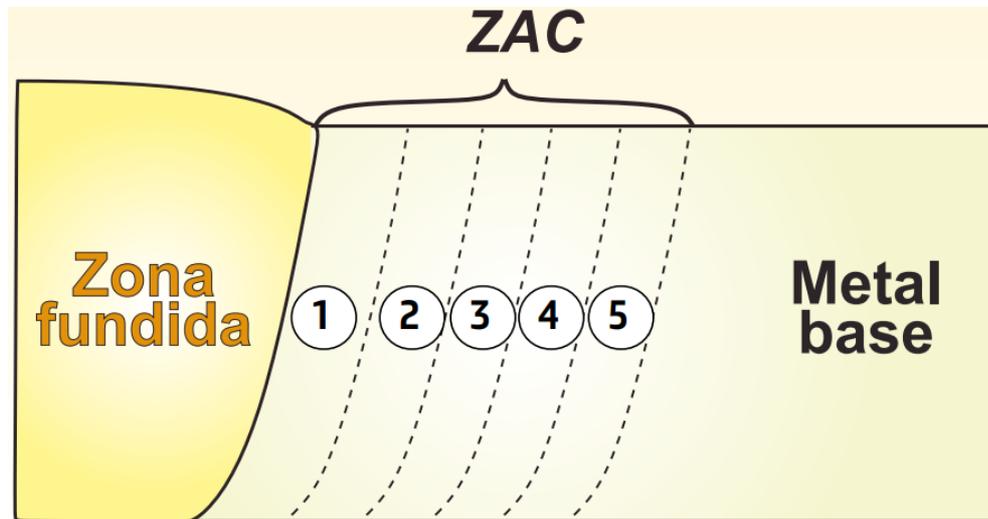
Três tipos de problemas inter-relacionados devem ser considerados:

- Problemas na zona fundida ou na zona termicamente afetada que ocorrem durante ou imediatamente após a operação de soldagem, como poros, trincas de solidificação, trincas induzidas pelo hidrogênio, perda de resistência mecânica, etc.
- Problemas na solda ou no material adjacente que ocorrem nas etapas de um processo de fabricação posteriores à soldagem. Incluem, por exemplo, a quebra de componentes na região da solda durante processos de conformação mecânica.
- Problemas na solda ou no material adjacente que ocorrem em um certo momento durante o serviço da estrutura soldada.

Estes podem reduzir a eficiência da junta nas condições de serviço e incluem, por exemplo, o aparecimento e a propagação de trincas por diversos fatores, problemas de corrosão, fluência, etc. Os aços Cr-Mo, quando soldados, são extremamente susceptíveis à formação de martensita na ZTA, independente do pré-aquecimento normalmente utilizado, que é entre 200-250°C.

A Zona termicamente afetada nos aços de alto cromo pode ser teoricamente subdividida em cinco regiões bem distintas, conforme figura 5.2.

**Figura 28: Divisão das regiões da ZAC dos aços Cr-Mo**



Fonte: adaptado de CERSOSIMO (2012)

**Região 1:** Esta região é adjacente à zona fundida e atinge altíssimas temperaturas. Nessa região, a temperatura é superior a temperatura no qual a austenita é estável, ou seja, atingir no mínimo o campo  $\gamma + \delta$  (campo 1 do diagrama). A ferrita se forma ao longo dos grãos austeníticos e no resfriamento alguma ferrita delta é retida a temperatura ambiente (martensita + ferrita). Processos de alta eficiência térmica (laser, *electron beam*) estreitam a região da microestrutura duplex, constituída de martensita e ferrita.

**Região 2:** Esta região é aquecida na parte superior do campo austenítico e a grande maioria dos precipitados não se mantêm estáveis e são dissolvidos, havendo grande crescimento de grão. No resfriamento a microestrutura é constituída apenas de martensita (austenita prévia grosseira).

**Região 3:** Esta região é exposta a temperatura logo acima de AC3 e a maior parte dos precipitados permanecem estáveis, restringindo o crescimento da austenita. No resfriamento a microestrutura é novamente constituída apenas de martensita, entretanto de grãos muito pequenos.

**Região 4:** O material é aquecido na região intercrítica (AC1 e AC3) e após o resfriamento a micro-estrutura é constituída de martensita (tendo como origem a austenita) e martensita superrevenida acima de AC1 (tendo como origem a martensita).

**Região 5:** Região onde a martensita revenida é aquecida abaixo de AC1. Sofre grande revenimento (martensita superrevenida a baixa temperatura). Entretanto, esta região não

diferencia (significativamente) da microestrutura não afetada pelo calor do material de base.

#### **4.1 Defeitos críticos na soldagem Aços Cr-Mo**

Por se tratar de aços ligados, utilizados em estruturas de alta responsabilidade que operam em condições severas, a integridade da solda é de fundamental importância, sendo que pequenas discontinuidades resultantes da operação inadequada de soldagem, como falta de fusão, falta de penetração, mordeduras, inclusão de escória, porosidade, trincas e sobreposição podem levar a falhas estruturais. Desta maneira, a seleção do processo de soldagem deve levar em consideração a habilidade e qualificação do soldador. Ensaio não destrutivo da junta soldada também são requeridos.

Existem alguns defeitos críticos que podem ocorrer durante o processo de soldagem desses materiais. Alguns dos principais defeitos críticos na tolerância de aços Cr-Mo incluem os pontos a seguir.

##### **4.1.1 Trinca a frio**

Trinca a frio é um tipo de trinca que ocorre algum tempo após a soldagem, geralmente em temperaturas próximas do ambiente, devido à presença de hidrogênio dissolvido no metal fundido. Esse tipo de trinca é intergranular e pode aparecer na superfície, no metal de solda ou na zona termicamente afetada (ZTA) da junta soldada.

A trinca a frio é causada pela combinação de quatro fatores: presença de hidrogênio, tensões residuais ou externas, microestrutura frágil e baixa temperatura (<150°C). O hidrogênio pode ser introduzido na poça de fusão pela umidade da atmosfera, pelos compostos dos fluxos ou pelas superfícies dos arames ou do metal de base. A solubilidade do hidrogênio no material diminui com a temperatura, fazendo com que o material fique super saturado de hidrogênio no final do resfriamento. O hidrogênio migra para as regiões de maior tensão e menor temperabilidade, onde pode formar bolhas que geram trincas na microestrutura frágil.

É uma discontinuidade complexa e perigosa para as juntas soldadas, uma vez que pode surgir em até dezenas de horas após a soldagem, mesmo com o END já realizado e aprovado, e podem apresentar tamanho às vezes abaixo do limite de detecção dos ensaios.

Para evitar a trinca a frio, algumas medidas preventivas podem ser adotadas, como: pós-aquecimento para promover a difusão do hidrogênio, pré-aquecimento da peça, soldagem com menor grau de restrição possível, material de adição com menor resistência mecânica possível, aumento da energia de soldagem, eletrodos guardados em lugares adequados e secos, atmosfera com menor teor de hidrogênio possível. Além disso, é importante realizar a inspeção da peça

soldada após 48 horas com ensaios não destrutivos.

Fatores que contribuem para sua ocorrência:

- Microestrutura suscetível a trincas, geralmente duras, característica destes materiais. Esta formação final da junta depende da temperabilidade e da taxa de resfriamento da solda. A temperabilidade e também a dureza, são governadas pela composição química. Já a taxa de resfriamento é função do aporte de calor, do preaquecimento, espessura e geometria da junta. Nestes casos, há a formação de martensita, que possui baixa tenacidade e é considerada frágil na presença de hidrogênio, fazendo com que durante o resfriamento ocorra trincas na ZF e ZTA;
- Altos valores de tensão na junta, que podem ser causados por travamentos, carga externa ou tensão residual, os chamados concentradores de tensão. Esta última é causada por contrações ocorridas no aquecimento/resfriamento da junta soldada;
- Temperatura. O maior risco de ocorrência de trincas é quando a junta estiver próxima da temperatura ambiente. Por isto é importante tomar medidas que reduzam a taxa de resfriamento e aumentem a difusão do H, como o preaquecimento e mantendo temperatura suficientemente elevada após a soldagem, os quais favorecem o escoamento do H. Em tempo frio, maior deve ser o preaquecimento para evitar a ocorrência das trincas a frio;
- Presença de fonte de hidrogênio, a qual pode vir da umidade do fluxo ou do ar, do revestimento orgânico dos eletrodos, gorduras, graxa, óleo, tintas e contaminações da superfície. Nestes casos o H pode ser absorvido pela poça de fusão e transferido por difusão para a ZTA. Daí a necessidade de manter os consumíveis armazenados em local adequado e seco e promovendo a secagem em estufa antes do seu uso. Adotar consumíveis básicos, mesmo a despeito de que os mesmos são ávidos por água/umidade.

Todas as condições acima possuem a mesma importância, mas, dependendo da situação, uma delas pode predominar.

Por fim, importante observar, que as trincas a frio na junta soldada, também pode ser trinca por solidificação, trincas lamelares, trincas por reaquecimento, falta de fusão e inclusões no pé da solda.

Como evitar:

- Reduzir o teor de hidrogênio na solda
- Seleção do processo de soldagem

- Limpeza da região a ser soldada
- Remoção de umidade superficial – Pré-aquecimento
- Minimizar o nível de tensões
- Projeto das juntas
- Eliminar concentradores de tensão/defeitos de soldagem
- Minimizar a formação de microestrutura frágil
- Diminuir a velocidade de resfriamento – Pré-aquecimento
- Pós-aquecimento
- Aumentar o tempo para evolução do hidrogênio.

#### 4.1.2 Trinca ao reaquecimento

Trinca de reaquecimento é definida como uma trinca intergranular que ocorre na ZTA - Zona Termicamente Afetada pela soldagem ou no metal de solda de juntas metálicas de grande espessura, principalmente em regiões de restrição, quando submetidas à temperatura elevada ( $T > 400^{\circ}\text{C}$ ) durante o tratamento térmico pós-soldagem ou durante a operação. As trincas no metal de solda podem ser longitudinais ou transversais em relação ao cordão de solda, enquanto que na ZTA costumam ser paralelas à direção da solda. Este mecanismo está associado à perda de ductilidade, na região de contorno de grão, devido à segregação de traços de impurezas ou à precipitação de carbeto, de tal forma que o material não seja capaz de absorver as deformações plásticas geradas na relaxação de tensão. Para evitar a ocorrência deste mecanismo de dano se deve utilizar material com elevado grau de pureza, bem como procedimento de soldagem e tratamento térmico adequados, com controle da tenacidade em altas temperaturas.

A formação da trinca ocorre durante o tratamento térmico, possivelmente durante o aquecimento da peça, a temperaturas entre  $450$  e  $700^{\circ}\text{C}$ . O problema ocorre também em componentes que não foram submetidos a tratamentos térmicos após soldagem, mas que trabalham a temperaturas elevadas (por exemplo, entre  $300$  e  $500^{\circ}\text{C}$ ). Neste caso, a fissuração pode ocorrer também após vários anos em serviço.

De fato, materiais como cromo (Cr), molibdênio (Mo) são altamente suscetíveis a desenvolver trincas.

A principal causa desse fenômeno está ligada ao tratamento térmico dos aços. Durante esse processo, ocorre a precipitação de carbonetos no interior dos grãos, o que aumenta a resistência interna do material. Esse aumento da resistência leva à necessidade de aliviar as

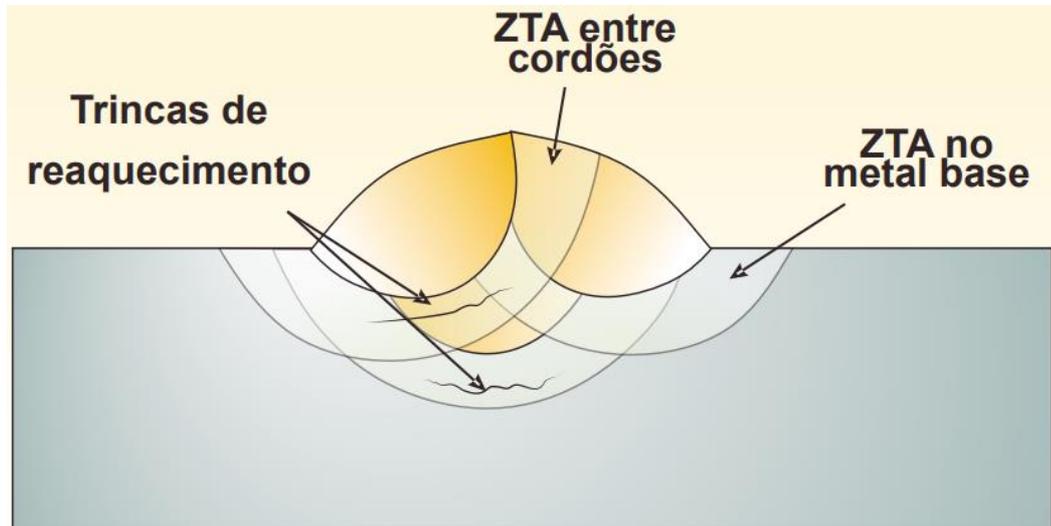
tensões residuais por meio da deformação nas bordas dos grãos. A presença de impurezas que se acumulam nos contornos dos grãos, como antimônio, arsênico, estanho, enxofre e fósforo, promovem a fragilização por têmpera, o que, por sua vez, aumenta a suscetibilidade ao trincamento durante o reaquecimento.

Em temperaturas mais baixas, durante o tratamento térmico de alívio de tensão, elementos intersticiais como carbono podem causar fragilização por envelhecimento. Em temperaturas mais elevadas, podem ocorrer processos de fragilização induzida termicamente, como endurecimento secundário e fragilização por revenimento, além da fragilização causada pela deformação ou fluência. Esses processos são agravados pela segregação de elementos de impurezas intersticiais e substitucionais, bem como pela transformação do carboneto do elemento de liga ferro.

A recristalização de carbonetos intragranulares durante o alívio de tensão fortalece a matriz de grãos. Isso resulta em uma discrepância de resistência entre os contornos dos grãos e o interior dos grãos, levando a trincas intergranulares. Como as ligas de aço com Cr-Mo, contêm uma quantidade considerável de elementos formadores de carboneto, como Cr-Mo e V, é razoável considerar que todos os três materiais podem ser tolerantes ao trincamento por reaquecimento. Um dos maiores problemas associados a este tipo de trinca é que as técnicas de ensaios não destrutivos (END) por ultrassom (US) e radiografia (RX), usualmente prevista pelo código ASME Sec.VIII Div. 2 e Code Case 2235-9, não são capazes de detectá-las. Somente técnicas de ultrassom de alta sensibilidade podem detectar este tipo de trinca. Com este objetivo, o API RP 934A lançou um apêndice, com procedimentos de inspeção capazes de garantir a detecção. Resumidamente, o procedimento consiste em utilizar TOFD (Time of Flight Diffraction) para a detecção inicial de possíveis clusters (grupos de trincas). Em caso de detecção de clusters, deve ser utilizado ultrassom pulso-eco manual de ondas transversais para caracterizar as trincas e suas orientações primárias. Trincas planares e transversais às suas orientações primárias devem ser consideradas trincas de reaquecimento. Essas trincas ocorrem no metal de solda, transversais ao cordão, muito pequenas e com altura e comprimento de 2 a 10mm. Elas aparecem em alturas diversas ao longo da espessura das soldas, frequentemente, agrupadas com uma linha de trincas paralelas na mesma profundidade (API RP 934). Como visto, a trinca de reaquecimento é do tipo intergranular e ocorre na região de grãos grosseiros Zac ou na ZAC entre cordões no metal de solda, durante o tratamento térmico do alívio de tensão ou durante serviço em alta temperatura. Uma explicação amplamente aceita é a redução significativa da ductilidade dos contornos de grão devido a segregação de impurezas e ou precipitação de carbeto.

A Figura 29 mostra a representação esquemática da localização das trincas de reaquecimento.

**Figura 29: Representação esquemática da localização das trincas de reaquecimento.**



Fonte: adaptado HAMMERLE (2012)

A ocorrência de trincas de reaquecimento está relacionada a susceptibilidade dos consumíveis de soldagem a este tipo de trinca e está fortemente ligada à sua composição química.

Alguns outros fatores também podem contribuir para o surgimento das trincas de reaquecimento:

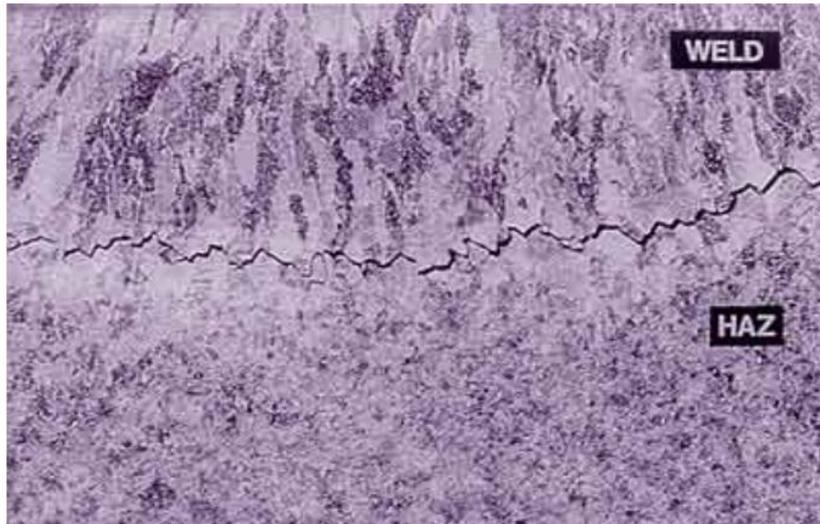
- Descuido com os parâmetros de soldagem;
- A geometria do chanfro;
- As temperaturas inadequadas de pré-aquecimento e interpasse;
- A aplicação inadequada dos tratamentos térmicos de ISR e TTPS;
- Falta de treinamento do pessoal envolvido na soldagem desse tipo de material.

Todos estes fatores contribuem de alguma forma para produzir tensões residuais de soldagem e para produzir uma microestrutura inadequada, que são fatores chave para o aparecimento de trincas. O máximo de refinamento da RGG da ZAC pode minimizar o risco de trinca de reaquecimento. Neste caso, o chanfro do tipo narrow gap mais uma vez se mostra o mais adequado, pois tende a fornecer cordões de solda com altura e formatos uniformes, permitindo maior controle do grau de refinamento e de revenimento dos passes posteriores. Já

para as juntas com chanfro em ângulo, o número e a disposições dos cordões por camadas podem ser problemáticos por não permitir o mesmo resultado do chanfro narrow gap (API RP 934).

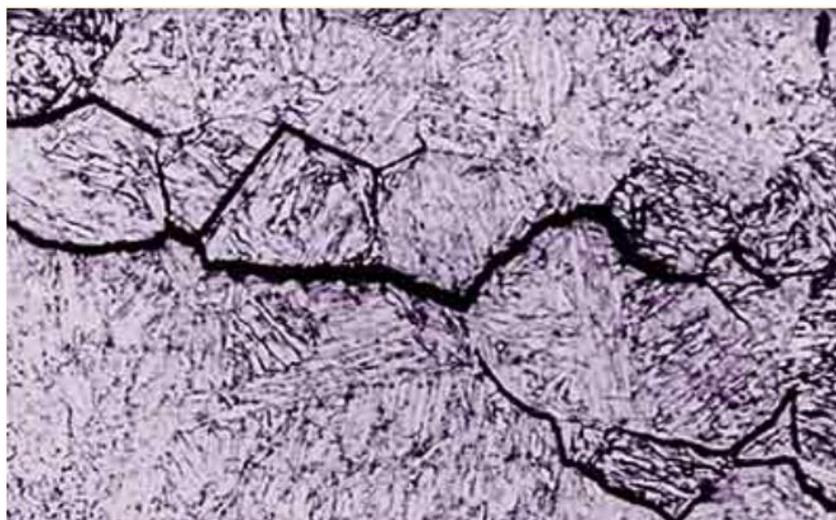
As Figuras 30 e 31 apresentam a localização e morfologia, respectivamente, trinca de reaquecimento na região de GG da ZAC do metal de solda.

**Figura 30: Trinca de reaquecimento associada à região de GG da ZAC.**



Fonte: TWI (2000)

**Figura 31: Morfologia da trinca de reaquecimento.**



Fonte: TWI (2000)

Com relação ao controle de qualidade dos consumíveis de soldagem, o API vem tentando desenvolver, em conjunto com os fabricantes de equipamentos e matéria prima (metal base e consumíveis), testes que possam prever a susceptibilidade a trinca de reaquecimento.

#### 4.1.3 Trinca tipo IV

As trincas em junta soldada podem ser classificadas de acordo com a região onde ocorrem: Uma trinca tipo I inicia-se e termina no metal de solda; já a trinca tipo II inicia-se no metal de solda e propaga-se para ZTA. A trinca tipo III é localizada na região de granulação grosseira da ZTA, enquanto a trinca tipo IV está disposta na ZTA próxima ao metal base.

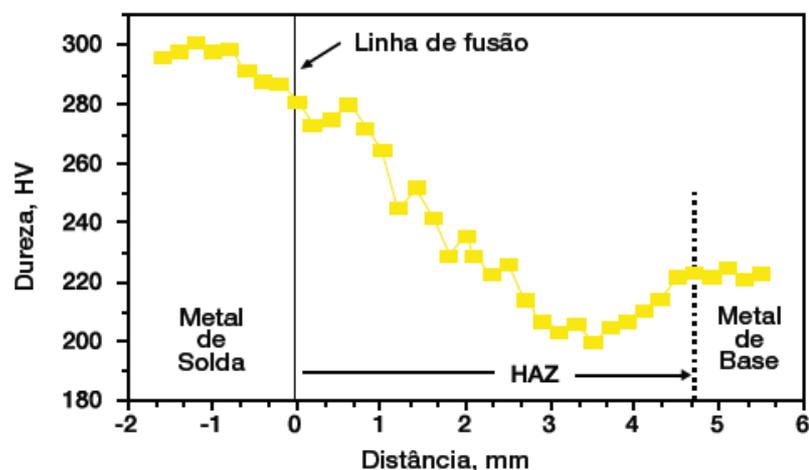
A região intercrítica – região que está entre  $Ac_3$  e  $Ac_1$  – e a região de granulação fina da ZTA região logo acima de  $Ac_3$ , são conhecidas como os locais onde ocorrem as trincas tipo IV.

A trinca tipo IV é um tipo de trinca que ocorre na zona termicamente afetada (ZTA) dos aços Cr-Mo submetidos à alta temperatura e pressão. Essa trinca se forma na região intergranular da ZTA, onde ocorre uma precipitação de carbonetos que reduz a ductilidade e a resistência à fratura do material.

A trinca tipo IV vem sendo reportada nos aços Cr-Mo expostos a temperaturas superiores a  $565^\circ\text{C}$  e vem limitando a temperatura de emprego desses materiais, já que a junta soldada apresenta resistência inferior à do metal de base e metal de solda quando analisados separadamente [ver S.K. Albert, M. Matsui, T. Watanabe, H. Hongo, K. Kubo, M. Tabuchi. *Variation in the Type IV cracking behaviour of a high Cr steel weld with post weld heat treatment. International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 80 (2003) 405–413].

Esse tipo de fratura vem sendo associado à formação de uma região de baixa dureza ZTA em conjunto com a precipitação de compostos nessa região, conforme Figura 32.

**Figura 32: Trinca tipo IV**



Fonte: SHARIATI (2023)

A trinca tipo IV pode ser evitada por meio de um controle rigoroso da composição química do metal de base e do metal de solda, da seleção adequada do processo e dos parâmetros de soldagem, da aplicação de tratamentos térmicos e da realização de ensaios não destrutivos.

Fatores críticos

- Queda de resistência a fluência;
- Região de baixa dureza é formada na ZTA;
- Durante serviço há uma deformação progressiva dessa região;
- Evidenciado a temperaturas de operação superiores a 565°C (838K).

Para se evitar estes problemas, é importante conhecer as possíveis complicações que os materiais podem apresentar ao serem soldados, os fatores do material, do projeto e do procedimento de soldagem que as afetam e a sua influência no comportamento em serviço da estrutura soldada.

A soldabilidade dos aços cromo molibdênio pode variar dependendo da composição química do aço e das condições de aperfeiçoamento. Em geral, esses aços apresentam boa soldabilidade quando soldados por processos adequados.

No entanto, a presença de cromo e molibdênio pode aumentar a tendência do aço para trincas de solidificação, o que pode comprometer a qualidade da solda. Portanto, é importante escolher o processo de controle correspondente e seguir as condições adequadas de pré-aquecimento, interpasse e pós-aquecimento para minimizar esse problema.

Além disso, a escolha adequada do processo de soldagem, do consumível e obediência ao procedimento de soldagem recomendado é essencial para garantir uma boa qualidade da solda e evitar trincas e falhas. O procedimento de soldagem deve incluir todos os parâmetros de soldagem inclusive pré-aquecimento, temperatura de interpasse, pós-aquecimento em função da temperabilidade destes aços, em seguida feito o Tratamento Térmico de Alívio de tensão a ( 680°C ).

Alguns parâmetros que devem ser rigorosamente seguidos:

- Pré-aquecimento: Em função do tipo do aço (composição química) e espessura;
- Técnica de soldagem: Evitar cordões largos, evitar cordões muito espessos;
- Temperatura de interpasse: Em função do tipo do aço (composição química);
- Pós-aquecimento: Evita trincas por hidrogênio;

- Resfriamento: Manta térmica / Ao ar;
- TTPS: Em função do tipo do aço (composição química) e espessura;
- Taxa de aquecimento;
- Temperatura/Tempo de patamar;
- Taxa de resfriamento.

No caso de interrupção da soldagem antes de seu término, a junta deve ter a temperatura de interpasse mantida até do reinício da soldagem. Devido ao teor de carbono e elemento de liga adicionais, a este grau de aço quando soldado pode ser susceptível de endurecimento, resultando em áreas de soldagem frágeis. Quando as propriedades mecânicas forem obtidas por tratamentos térmicos a solda pode resultar numa redução dessas propriedades e pode ser necessário um tratamento térmico pós soldagem para as restaurar. Para a integridade do Convertedor foi feito um rigoroso acompanhamento da temperatura e ensaios de Dimensional das juntas a serem soldadas, Visual de Solda, Partícula Magnética e Ultrassom. Em resumo, a soldabilidade dos aços cromo molibdênio pode ser boa quando as condições de controle são adotadas e as precauções são tomadas.

#### **4.2 Tratamento térmico Alívio de Tensão no aço Cr - Mo ASTM A387 Grau 22 Classe 2**

Quando soldados os aços, em geral, são submetidos a um ciclo térmico caracterizado por um intenso, e relativamente rápido, aquecimento, seguido por um resfriamento muito rápido. Dependendo de outros fatores, como, por exemplo, sua composição química, esses aços, durante este ciclo térmico, podem sofrer transformação martensítica.

A transformação martensítica é adifusional, envolve um rearranjo controlado e limitado de átomos no espaço, e implica numa variação de volume, associada à mudança da estrutura CFC da austenita para a estrutura TCC (tetragonal de corpo centrado) da martensita. Essa mudança volumétrica brusca pode acarretar a ocorrência de tensões residuais e de distorções, que em casos extremos podem causar o surgimento de trincas, as chamadas trincas de têmpera.

O tratamento térmico de alívio de tensões consiste no aquecimento uniforme e controlado de um aço, soldado ou submetido a qualquer processo que gere tensões residuais, a uma temperatura adequada (inferior à temperatura crítica) por um tempo suficiente, seguido por resfriamento, também uniforme e controlado, de modo a relaxar essas tensões sem introduzir alterações microestruturais.

O tratamento térmico de alívio da tensão é uma técnica comumente utilizada para reduzir a tensão residual no aço cromo molibdênio ASTM A387 grau 22 classe 2, normalizado e revenido. Essas tensões residuais podem ser causadas por operações de estresse, usinagem ou processamento mecânico. Se essas tensões não forem removidas, elas podem levar a uma falha prematura do componente.

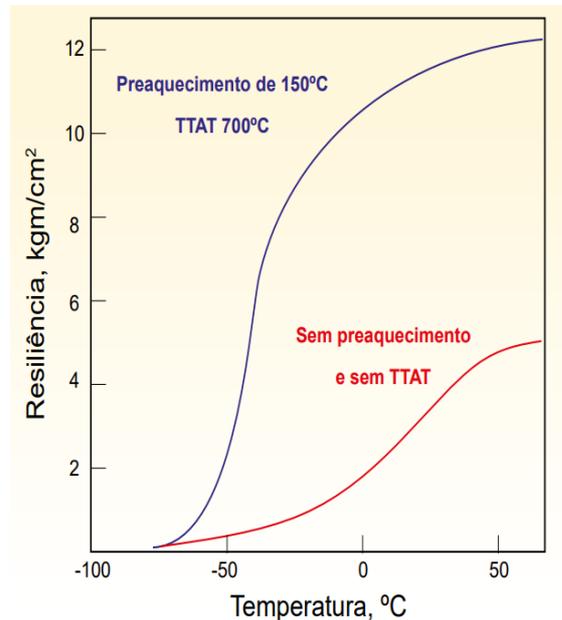
O tratamento térmico de alívio de tensão é realizado aquecendo o aço uma temperatura específica abaixo da sua faixa crítica, geralmente entre 550-680 °C, seguido de resfriamento lento. O resfriamento lento é importante para permitir que as tensões residuais sejam reduzidas de forma gradual e mantida. Esse tratamento térmico é realizado por meio de um forno de atmosfera controlada, seguindo os parâmetros do projeto e normas. É importante notar que o tratamento térmico de alívio de tensão pode afetar as propriedades mecânicas do aço, como a dureza e a resistência à tração. Portanto, é necessário realizar ensaios mecânicos antes e depois do tratamento térmico para garantir que as propriedades do aço estejam dentro dos limites especificados. Ele é mantido nessa temperatura por um período de tempo específico, geralmente entre 1 e 4 horas. Em seguida, o aço é resfriado lentamente à temperatura ambiente, geralmente através de ar. Ele também pode melhorar as propriedades mecânicas do aço, como a resistência à tração e a ductilidade.

É importante notar que o processo de alívio de tensão deve ser realizado com precisão, pois a temperatura e o tempo de aquecimento são críticos para garantir que a tensão residual seja reduzida sem causar danos materiais. Além disso, deve-se fazer uma boa análise das tensões residuais presentes no material para saber se realmente é necessário esse tratamento térmico.

Em resumo, o tratamento térmico de alívio de tensão é um processo importante para reduzir as tensões residuais no aço cromo molibdênio ASTM A387 grau 22 classe 2, normalizado e revenido, e assim prevenir interrupção ou falha mecânica. Ele deve ser realizado com precisão e com base em uma boa análise das tensões residuais presentes no material. Os tratamentos isotérmicos geralmente realizados nas aciarias são: recozimento, normalização e revenido, têmpera e revenido.

A Figura 33, por D. Seferian (publicada em 1962), mostra a diferença no comportamento entre a tenacidade da zona fundida (sem e com preaquecimento + TTAT). Descontado o fato que os aços/consumíveis apresentaram significativo e progressivo avanço tecnológico a partir da década de 1970 (técnicas de fabricação e controle), a figura mostra o aumento da tenacidade após o TTAT. Na época, estudos como este serviram de base para os códigos de projeto.

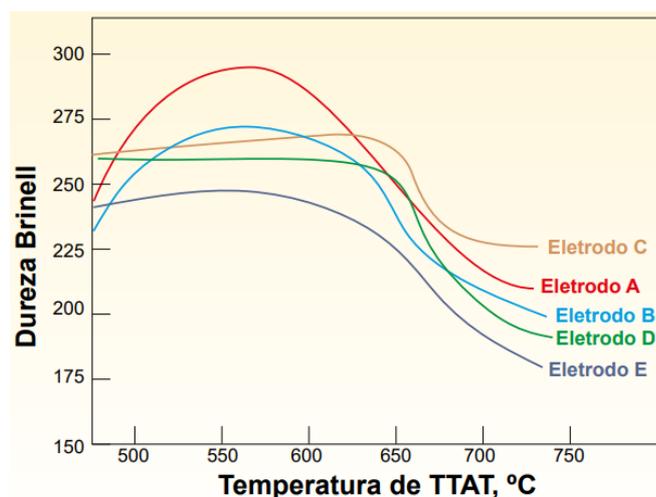
**Figura 33: Influência do tratamento térmico na temperatura de transição dúctil-frágil no aço 2,25 Cr-1Mo.**



Fonte: CASTRO (2013)

No gráfico abaixo mostra o efeito da temperatura de TTAT sobre o revenido. No caso, o revenido só é eficaz a partir de 650°C em função do efeito de endurecimento secundário, conforme Figura 43, apresentando a influência do TTAT para diferentes eletrodos de 2,25Cr-1Mo.

**Figura 34: Influência do TTAT para diferentes eletrodos de 2,25Cr-1Mo.**



Fonte: adaptado de CERSOSIMO (2012)

Foi verificado que para a transformação da austenita em martensita (integralmente) são necessárias taxas de resfriamento extremamente críticas, em outras palavras, a taxa deve ser semelhante à utilizada na têmpera deste material (resfriamento em óleo). Na soldagem, a ZAC

é constituída predominantemente de bainita quando o aço é devidamente pré-aquecido. Em contrapartida, o predomínio de ferrita só é possível quando o resfriamento é realizado com taxas extremamente lentas.

A Tabela 9, fornece o percentual dos constituintes em relação a algumas taxas de resfriamento a partir de 900 °C. A taxa de resfriamento de 887°C/h ou 2,5°C/s resulta em uma microestrutura constituída praticamente apenas de bainita, 99% bainita.

**Tabela 9: Influência da taxa de resfriamento na microestrutura e dureza.**

Taxa de resfriamento (°C/hora)	Microestrutura (%)		Dureza Vickers
	Bainita	Ferrita	
8871	99	1	305
816	55	45	215
71	30	70	160
66	20	80	150

Fonte: adaptado de CERSOSIMO (2012)

### 4.3 Recomendações e documentação para a soldagem

As preocupações técnicas, com um planejamento adequado que evite retrabalhos e garanta plena obtenção de sucesso, devem estar acima da simples elaboração e qualificação do procedimento e dos soldadores. Assim, a correta determinação do pré-aquecimento mínimo (ver AWS D1.1 e DIN EN 1011-2), RQPS, RQS, IT e demais instruções que visem aumentar o controle e domínio da operação devem ser elaboradas. Dar ciência deste planejamento e treinar todos os envolvidos na operação (soldadores, montadores, caldeireiros, encarregados, supervisores, inspetores etc).

Pré-aquecimento, manutenção da peça aquecida e protegida durante a soldagem, pós-aquecimento (para alívio de H) e TTPS (tratamento térmico de alívio de tensões pós-soldagem) são requeridos para garantia de um bom trabalho. O estabelecimento simples da determinação da temperatura de pré-aquecimento pode não ser determinante para evitar trincas, pois não leva em consideração a restrição da junta e as condições de transferência de calor.

Também os testes de soldabilidade realizados apenas para qualificação do procedimento, em geral, não determinam condições seguras para evitar trincas a frio induzidas pelo H.

Em alguns casos, testes especiais (ver norma ISO 17642-2) devem ser desenvolvidos para avaliação da sensibilidade ao trincamento a frio, os quais podem ser diretos ou indiretos.

Neles podem ser representados, com maiores detalhes, as condições de execução da junta. Dentre os chamados diretos, o CTS – Controlled Thermal Severity, Tekken (Y-groove restraint test), restrição LEHIGH e G-BOP, podem oferecer uma rápida avaliação da junta total (ZF E ZTA).

Lembrar que o tratamento térmico é um conjunto de operações que envolvem aquecimento, tempo de permanência na temperatura e resfriamento controlado, visando conferir características distintas aos materiais ou à junta soldada e melhorar suas propriedades mecânicas. Neste contexto, o tratamento de pós-aquecimento da junta soldada dos aços de ARBL é considerado apenas para eliminação do H absorvido pela solda. Ele consiste em continuar a aquecer a junta imediatamente após a soldagem a uma temperatura de 250 a 680°C, mantendo nesta faixa por um período de 1 a 4 horas (a temperatura e o tempo são proporcionais à espessura e ao tipo de liga do material). Na prática, este tratamento é realizado a uma temperatura da ordem de 50°C acima da temperatura de preaquecimento e por um tempo de 1 hora/polegada de espessura, sendo que ele não tem o objetivo de substituir o tratamento de alívio de tensões, uma vez que a realização do TTPS pode levar horas e até dias após a conclusão da soldagem, o que poderá fazer com que a trinca a frio já tenha ocorrido.

De uma maneira geral, pode-se entender que, com o calor da soldagem, o hidrogênio presente se decompõe, transformando-se em H atômico ( $H_2 \leftrightarrow 2H^+$ ), cuja molécula é bastante pequena, solúvel no aço líquido (a solubilidade diminui à medida que a temperatura decresce e não somente na passagem líquido x sólido, mas também durante o resfriamento da fase sólida decresce e aprisiona o H que se posiciona entre os grãos da estrutura. Ao resfriar a solda, com a força da contração e descontinuidades ocorridas neste momento, a solubilidade diminui e o  $H^+$  se move na estrutura do aço e, ao encontrar outra molécula de H, se recombina formando novamente  $H_2$ , o qual ocupa um espaço maior, causando o trincamento.

O pós-aquecimento visa facilitar a saída do H para o ambiente antes que ele recombine.

Sendo assim, é necessário produzir instruções para realização destas juntas soldadas:

- 1- Estabelecimento da geometria da junta e dos chanfros;
- 2 - Seleção de processo de soldagem e de consumíveis;
- 3 - Recomendações de estocagem, ressecamento e uso dos consumíveis;
- 4 -Treinamento para soldadores. Insistir neste tema porque a maioria dos bons soldadores qualificados fica, às vezes, muito tempo sem soldar aços ARBL, ou até de trabalhar com peça aquecida e até mesmo de entender o motivo e importância do aquecimento e das tarefas acessórias para sucesso da soldagem. Há casos específicos em que é necessário fazer corpos de prova específicos para aferir a habilidade do

soldador;

5 - Qualificação do soldador e do procedimento;

6 - Treinamento e conscientização de toda a equipe, incluindo encarregados, supervisão e inspetores.

## 5 CONCLUSÃO

Conversores-LD são da classe de equipamentos projetados para operar por 100.000 horas ou mais. Os aços ASTM A516 GR.70, ASTM A387 GR.22 CL.2 e o DIN 16Mo3 se mostraram adequados para a aplicação, sendo que o ASTM A387 GR.22 CL.2 apresenta desempenho muito superior aos outros dois aços analisados. As previsões das vidas foram feitas em função das curvas de deformação de cada material no estágio secundário da fluência, considerando faixas de deformações entre 1,0 e 1,5%, conforme aplicado em projetos de conversores-LD. O aço ASTM A387 GR.22 CL.2 tem a menor taxa de fluência, seguido pelo DIN 16Mo3 e o ASTM A 516 GR. 70, sendo que não houve diferença significativa entre os dois últimos para a faixa de deformação entre 1,0 e 1,5%.

Dessa forma, o aço cromo-molibdênio ASTM A387 GRAU 22 CLASSE 2 é um material versátil e eficiente para a aplicação em Convertedores, desde que sejam seguidas as normas técnicas e as boas práticas de engenharia, são equipamentos projetados para operar por 100.000 horas ou mais, e o mesmo é adequado para essa aplicação, pois apresenta um ótimo desempenho. A previsão de sua vida útil foi feita em função das curvas de deformação do material no estágio secundário da fluência, considerando faixas de deformações entre 1,0 e 1,5%, conforme aplicado em projetos de conversores-LD, e obteve uma boa taxa de fluência. O tempo para ruptura do ASTM A516 GR.70 é de 100 anos e a deformação de 1,0% ocorre com cerca de 12,2 anos de trabalho. A deformação de 1,5% é atingida com 20,4 anos. Para o DIN 16Mo3, o tempo de ruptura é de 231 anos, enquanto o tempo para que ocorra a deformação de 1,0% é de 12,6 anos e a deformação de 1,5% ocorre com 20,6 anos. O ASTM A387 GR.22 CL.2 tem um desempenho muito superior aos outros dois aços analisados. O tempo para a ruptura é de 11.170 anos. A deformação de 1,0% ocorre com cerca de 397 anos de trabalho e a deformação de 1,5% é atingida com 1.465 anos.

Os materiais de construção e consumíveis de soldagem para os Conversores-LD devem ser selecionados levando-se em consideração as tensões, as temperaturas de serviço, a interação com os materiais de revestimento refratários e os ciclos térmicos e mecânicos do processo.

Algumas recomendações para aumentar a vida útil do aço A387 GRAU 22 CLASSE 2 são: evitar a exposição prolongada em temperaturas acima de 426 °C, pois pode ocorrer a conversão de carbonetos em grafite, reduzindo a resistência do aço, evitar a oxidação excessiva (escamação) em temperaturas acima de 593 °C, pois pode comprometer a integridade da superfície do aço, realizar um tratamento térmico adequado para aliviar as tensões residuais e melhorar as propriedades mecânicas do aço, e realizar uma inspeção periódica para detectar e corrigir possíveis defeitos ou danos no aço.

Os custos das trocas de conversores são da ordem de dezenas de milhões de dólares. O prolongamento da vida útil de componentes críticos pode representar benefício financeiro se confrontado com os gastos para troca de componentes, fabricação de nova planta, ou ainda, com os lucros cessantes mediante a produção parada. Plantas siderúrgicas são construídas para operar por dezenas de anos. Uma análise deve ser feita considerando o tempo esperado de operação da planta e os custos de fabricação dos conversores com aços carbono, aços Cr-Mo e aços 2,5Cr- 1,0Mo. Sua utilização pode ser viável economicamente. É uma tendência que o cliente venha a optar por um material ofertado por um preço menor. Entretanto, a utilização de um material inadequado para determinada aplicação pode levar a uma redução significativa no tempo de vida do equipamento, ou mesmo ao risco de colapso do componente, a ponto de inviabilizar sua aplicação, uma vez que é preciso levar em consideração também os custos com a substituição do equipamento com maior frequência e os custos da perda de produção com o equipamento parado durante a troca do componente.

## 6 REFERENCIAL TEÓRICO

ABE, Fujio; KERN, Torsten-Ulf; VISWANATHAN, Ramaswamy (Ed.). **Creep-resistant steels**. Elsevier, 2008.

ALMEIDA, L. H. **Aços sob Condições Extremas” ou “Desenvolvimento de Aços para Operação em Temperaturas Elevadas e Previsão de Vida Útil em Serviço”**. Aula slide, 2007.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E139: Standard Test Methods for Conducting Creep, Creep-Rupture, and Stress-Rupture Tests of Metallic Materials**. United States, 2006.

AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS. **Boiler & Pressure Vessel Code**. Code VIII. Division 2. New York, 2004.

ASM INTERNATIONAL. HANDBOOK COMMITTEE. **ASM handbook**. ASM international, 1990.

AWS, Welding Handbook, **Materials and Applications** – Part 1, American Welding Society, 8a Edição, Vol. 3, 1996.

AWS, Welding Handbook, **Materials and Applications** – Part 2, American Welding Society, 8a Edição, Vol. 4, 1998.

BAKER, R. G.; BRANDON, D. G.; NUTTING, J. The growth of precipitates. **Philosophical Magazine**, v. 4, n. 48, p. 1339-1345, 1959.

BOYER, Kim L.; KAK, Avinash C. Color-encoded structured light for rapid active ranging. **IEEE Transactions on Pattern Analysis and Machine Intelligence**, n. 1, p. 14-28, 1987.

CALLISTER, William D. **Introducción a la ciencia e ingeniería de los materiales. Volumen I**. Reverté, 2020.

CARDOSO, Ronaldo **XXXV Congresso Nacional de Soldagem**. Out. 2019 Pág. 33

CASTRO, R. G. M. **Análise da Fluência e Previsão de Vida útil dos Aços ASTM. A387, ASTMA516 e DIN16MO3 Aplicados na Fabricação de Conversores-LD**. Rogério Geraldo Monteiro de Castro. – 2013.

CERSOSIMO, arno. **Soldagem de Manutenção**. 2023. Disponível em:

<<https://www.apscursos.com.br/soldagem-de-manuten%C3%A7%C3%A3o>> Acesso em: 20 nov. 2023.

DIETER, G. E. **Metalurgia Mecânica**. 2. ed. Rio de Janeiro: Guanabara Koogan, 1981.

ESAB. **Tubrod 91**. 1981. Disponível em: <[https://esab.com/br/sam\\_pt/products-solutions/product/filler-metals/gas-shielded-flux-cored-wires-fcaw/low-alloy-wires/ok-](https://esab.com/br/sam_pt/products-solutions/product/filler-metals/gas-shielded-flux-cored-wires-fcaw/low-alloy-wires/ok-)

tubrod-91-b3/>. Acesso em: 20 nov. 2023.

EULOTÉRIO, O. M. **Avaliação Comportamental em Fluência de Vasos de Aço 16MO3 Usado para Transporte de Material Siderúrgico: caso de carros torpedo**. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) – Universidade Federal de Ouro Preto, Ouro Preto, 2009.

EVANS, Russell W.; WILSHIRE, Brian. Creep of metals and alloys. 1985.

FURTADO, Heloisa Cunha; MAY, Iain Le. High temperature degradation in power plants and refineries. **Materials Research**, v. 7, p. 103-110, 2004.

INFOSOLDA. **Causas e métodos de prevenção em aços estruturais soldados**. 2023.

Disponível em: < [infosolda.com.br/wp-content/uploads/Downloads/Artigos/metal/trincas-causas-e-mtodos-de-preveno-em-aos-estruturais-soldados.pdf](http://infosolda.com.br/wp-content/uploads/Downloads/Artigos/metal/trincas-causas-e-mtodos-de-preveno-em-aos-estruturais-soldados.pdf) />. Acesso em: 20 nov. 2023.

KERMANI, M. B. et al. presented at NACE Corrosion Conference. 2001.

KERN, D. Q. **Processos de Transmissão de Calor**. Rio de Janeiro: Ed. Guanabara Dois, 1987.

KREITH, F. **Princípios da Transmissão de Calor**. São Paulo: Ed. Edgard Blücher, 1977.

LUNDIN, C. D., LIU, P., CUI, Y. **A Literature Review on Characteristics of High Temperature Ferritic Cr-Mo Steels and Weldments**. Welding Research Council Bulletin, USA, 2004.

METALS HANDBOOK VOL. 11. **Failure Analysis and Prevention**. ASM International, 2002.

MODENESI, P.J. Apostila: **Soldabilidade dos Aços Transformáveis**. 2004.

MUKHERJEE, P. S.; SATYANARAYANA, K. G. Structure and properties of some vegetable fibres: Part 1 Sisal fibre. **Journal of materials science**, v. 19, p. 3925-3934, 1984.

PACHECO, J. L. **Desenvolvimento de Metodologia para Avaliação da Interação Fadiga e Fluência em Aço API P22**. Tese (Doutorado em Engenharia) - Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2001.

REED-HILL, Robert E.; ABBASCHIAN, Reza; ABBASCHIAN, Reza. **Physical metallurgy principles**. New York: Van Nostrand, 1973.

SHARIATI, Mahmoud. *International Journal of Pressure Vessels and Piping* 205 (2023)

104996 Available online 24 June 2023 0308-0161/© 2023 Elsevier Ltd. All rights reserved.

Experimental and numerical investigation of ratcheting behavior of SS316L seamless straight pipe under cyclic internal pressure and in-plane cyclic bending. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, v. 5, 2023.

SILVA (2013), Steel Statistical. World steel association. **Worldsteel Committee on Economic Studies—Brussels. Belgium**, 2014.

TELLES, Pedro C. Silva. *Materiais para Equipamentos de Processos*. 2 edição. **Editora Interciência**, 2003.

VISWANATHAN, R., BAKKER, W. T. **Materials for Boilers in Ultra Supercritical Power Plants**. In: *Proceedings of 2000 International Joint Power Generation Conference*, Miami Beach, Florida, 2000.

WHITE, C. L.; SCHNEIBEL, J. H.; PADGETT, R. A. High temperature embrittlement of Ni and Ni-Cr alloys by trace elements. **Metallurgical Transactions A**, v. 14, p. 595-610, 1983.

YU, LIZHONG; OLDFIELD, Frank. A multivariate mixing model for identifying sediment source from magnetic measurements. **Quaternary Research**, v. 32, n. 2, p. 168-181, 1989.