

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
Escola de Engenharia
Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e
de Materiais – PPGE3M

FRANCO WRONSKI COMELI

Engenheiro Mecânico, Mestre em Ciências e Engenharia dos Materiais

EFEITO DA TEMPERATURA DE REVENIDO NA RESISTÊNCIA A
FLUÊNCIA DO AÇO DIN X22CrMoV12-1 UTILIZADO EM
PALHETAS DE TURBINA A VAPOR

Porto Alegre

2019

Franco Wronski Comeli
Engenheiro Mecânico, Mestre em Ciências e Engenharia dos Materiais

**EFEITO DA TEMPERATURA DE REVENIDO NA RESISTÊNCIA A
FLUÊNCIA DO AÇO DIN X22CrMoV12-1 UTILIZADO EM
PALHETAS DE TURBINA A VAPOR**

Tese submetida à banca examinadora do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e Materiais, PPGE3M, da Escola de Engenharia da Universidade Federal do Rio Grande Do Sul, para posterior obtenção do Título de Doutor em Engenharia

Área de Concentração: Processos de Fabricação

Orientador: Prof. Dr. Alexandre da Silva Rocha, PPGE3M-UFRGS
Coorientador: Prof. Dr. Carlos Augusto Silva de Oliveira, PGMAT-UFSC

Banca Examinadora:

Prof. Dr. Sérgio Souto Maior Tavares – UFF – RJ
Prof. Dr. Luciano Dagostin Bilessimo – SATC – SC
Prof. Dr. Mário Wolfart Junior – IFC – SC

Prof. Dr. Carlos Pérez Bergmann
Coordenador do PPGE3M

Porto Alegre

2019

“A verdadeira medida de um homem não é como ele se comporta em momentos de conforto e conveniência, mas como ele se mantém em tempos de controvérsia e desafio”

Martin Luther King Jr.

Agradecimentos

Ao meu orientador, Prof. Dr. Alexandre da Silva Rocha, pelo estímulo, atenção e colaboração na evolução deste trabalho.

Ao meu Coorientador, Prof. Dr. Carlos Augusto Silva de Oliveira, que além de colaborar no desenvolvimento desta pesquisa, foi um grande incentivador, sobretudo para sua aplicação prática.

Ao Prof. Dr. Carlos Henrique Nino Bohrquez e Prof. Dr. Levi de Oliveira Bueno pelo suporte técnico na execução dos ensaios de fluência, além dos esclarecimentos e discussões nos resultados deste trabalho. Ao Dr. Pedro Henrique Lamarão Souza pela contribuição na análise resultados das imagens via microscopia eletrônica de transmissão.

A todos colaboradores e professores do PPGE3M – UFRGS, em especial ao Prof. Dr. Carlos Perez Bergmann, Prof^ª. Dra. Rejane Maria Candiota Tubino, Prof^ª. Dra. Célia de Fraga Malafatti, Prof. Dr. Lírio Schaeffer pelos conhecimentos transmitidos.

Ao Diretor da Faculdade SATC Carlos Antônio Ferreira, pelo incentivo demonstrado ao longo deste trabalho e ter me dado a oportunidade de realizar este estudo.

Aos meus amigos e companheiros da Faculdade SATC Professores Richard de Medeiros Castro, João Motta, Pascoal Meller Neto, Luciano Dagostin Bilessimo e Luiz Carlos de Cesaro Cavalier.

Aos Amigos que contribuíram para a minha formação profissional Max Fabiano Joaquin, Lucas Claudino, Emillie Michels, Carlos Alberto Minetto, Cândido Volnei Pagnussatt, Maércio Petry Gorges, Sérgio Placidino Eleutério, Alvaci Menegalli, Saimon do Canto Pereira, Augusto José de Almeida Buschinelli, Marcio Medeiros Zamparetti, Amilton Luz, Nelson Hartmann, Anderson Y. Beltrame, Luciano Mendes de Freitas.

A minha esposa Simone Uliano Comeli e aos meus filhos Henrique Uliano Comeli e Nívea Uliano Comeli que foram pacientes e compreensivos comigo durante a elaboração deste trabalho, sobretudo no período que estive mais distante.

Ao meu avô José Henrique Wronski e a minha nona Anilda Grasso Comelli, exemplos de simplicidade e bondade.

As instituições de ensino que frequentei ao longo da minha existência: Escola Básica Geraldina Maria Tavares – Gravatal SC, Colégio Dehon – Tubarão SC, Instituto São José, Orleans SC, Colégio Nossa Senhora Mãe dos Homens – Araranguá SC, Escola Técnica Tupy – Joinville SC, Universidade do Sul de Santa Catarina – Tubarão SC, Universidade Federal de Santa Catarina – Florianópolis SC, Faculdade SATC – Criciúma SC, Universidade Federal do Rio Grande do Sul – Porto Alegre RS.

RESUMO

O aumento do consumo de energia elétrica nas últimas décadas motivou os setores de engenharia, operação e manutenção em aumentar a eficiência e a confiabilidade das suas plantas de geração elétrica. Fatores relacionados a operação e manutenção podem causar indisponibilidade de geração em usinas termoelétricas, as palhetas dos rotores de turbinas podem romper como consequência da degradação da sua microestrutura, a principal causa é a fluência, fenômeno dependente do tempo e da temperatura de operação. Monitorar a degradação em serviço dos componentes em usinas termoelétricas é importante, tanto para preservar a integridade dos ativos e dos colaboradores como para aumentar a confiabilidade operacional. Este trabalho tem por objetivo avaliar a influência da temperatura de revenido sobre a resistência a fluência do aço X22CrMoV12-1 utilizado na fabricação de palhetas de turbina a vapor, e desenvolver uma metodologia de estimativa da vida residual das palhetas. Foram efetuados ensaios de tração a quente e fluência, para se avaliar a influência da temperatura de revenido sobre a resistência a fluência das temperaturas de revenido testadas (660, 690 e 740 °C). Para avaliar as transformações microestruturais ocorridas durante os estágios de fluência, foram realizadas análises por microscopia óptica, eletrônica de varredura e eletrônica de transmissão, adicionalmente ensaios eletroquímicos foram efetuados para se determinar o grau de sensitização das amostras submetidas a fluência. A temperatura do revenido influencia sobre a dureza e a resistência mecânica do aço X22CrMoV12-1. Nos resultados dos ensaios de tração a quente comprovou-se que: maiores temperaturas de teste e menores velocidades de deformação reduzem o limite de escoamento além de aumentar o alongamento. A condição temperada e revenida a 690 °C foi a que apresentou a maior resistência a fluência entre as condições testadas. Conforme resultados encontrados nesta pesquisa é possível estimar a vida residual das palhetas pela determinação do tamanho dos seus precipitados do tipo $M_{23}C_6$ e pela determinação do seu grau de sensitização. Para se manter a confiabilidade operacional dos rotores de turbina a vapor além do conhecimento e histórico das condições operacionais o tamanho do precipitado $M_{23}C_6$ não deve exceder em 30 nm de seu diâmetro e o grau de sensitização não ultrapassar a faixa de 0,45.

Palavras chave: Energia Elétrica, Fluência, Aço X22CrMoV12-1, Ensaio de Tração a Quente, Vida Residual.

ABSTRACT

The increase in electricity consumption in recent decades has motivated the engineering, operation and maintenance sectors to raise the efficiency and reliability of their power plants. Factors related to operation and maintenance can cause unavailability of power generation in thermoelectric power plants, turbine rotor blades can fail as a consequence of the degradation of their microstructure, the main cause is creep, a phenomenon dependent on time and temperature of operation. Monitoring the degradation of components in operation in power plants is important, both to preserve the integrity of assets and employees and to increase operational reliability. This research aims to evaluate the influence of tempering temperature on the creep resistance of the X22CrMoV12-1 steel used in steam turbines and to develop a methodology for estimating the remaining life of the blades. Hot tensile and creep tests were performed to evaluate the influence of the tempering temperature on the creep resistance of the tested tempering temperatures (660, 690 and 740 °C). In order to evaluate the microstructural transformations that occurred during the creep stages, analyses were performed by optical, scanning electron and transmission electronics microscopy. In addition, electrochemical tests were carried out to determine the degree of sensitization of samples submitted to creep. The tempering temperature influences the hardness and mechanical strength of the X22CrMoV12-1 steel. In the results of the tensile testing hot tests it was found that: higher test temperatures and lower strain rates reduce the yield point in addition to increasing the elongation. The sample quenched and tempered at 690 °C was the one that presented the highest resistance to creep between the conditions tested. According to the results found in this research it is possible to estimate the residual life of the blade by determining the size of its $M_{23}C_6$ type precipitates and determining its degree of sensitization. In order to maintain the operational reliability of the steam turbine rotors beyond the knowledge and history of the operating conditions, the size of the $M_{23}C_6$ precipitate should not exceed 30 nm in diameter and the degree of sensitization should not exceed the 0.45 range.

Keywords: Electrical Power, Creep, Steel X22CrMoV12-1, Tensile Test Hot, Remaining Life.

SUMÁRIO

RESUMO	V
ABSTRACT	VI
1 INTRODUÇÃO.....	17
1.1 OBJETIVOS GERAL E ESPECÍFICOS.....	19
1.2 MOTIVAÇÃO.....	19
1.3 ORGANIZAÇÃO DA TESE	21
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	23
2.1 ESTADO DA ARTE.....	23
2.2 GERAÇÃO TERMOELÉTRICA.....	25
2.2.1 <i>TURBINAS A VAPOR.....</i>	<i>30</i>
2.2.2 <i>CONDIÇÕES OPERACIONAIS DE TURBINAS A VAPOR – PALHETAS</i>	<i>33</i>
2.2.3 <i>MANUTENÇÃO E AVALIAÇÃO DE VIDA RESIDUAL EM TURBINAS A VAPOR.....</i>	<i>36</i>
2.3 MATERIAIS PARA APLICAÇÃO EM ALTAS TEMPERATURAS.....	40
2.3.1 <i>PROPRIEDADES DOS MATERIAIS EM ALTA TEMPERATURA</i>	<i>42</i>
2.4 AÇOS INOXIDÁVEIS	44
2.5 AÇO INOXIDÁVEL X22CRMOV12-1.....	51
2.5.1 <i>ELEMENTOS DE LIGA.....</i>	<i>52</i>
2.5.2 <i>MICROESTRUTURA.....</i>	<i>54</i>
2.6 FLUÊNCIA	56
2.6.1 <i>CURVA E ENSAIO DE FLUÊNCIA.....</i>	<i>57</i>
2.6.2 <i>MECANISMOS DE DEFORMAÇÃO SOB FLUÊNCIA</i>	<i>61</i>
2.6.3 <i>PREVISÃO DA VIDA RESIDUAL SOB FLUÊNCIA.....</i>	<i>65</i>
2.6.4 <i>AVALIAÇÃO DO ESTÁGIO DE FLUÊNCIA ATRAVÉS DE MÉTODOS METALOGRAFICOS.....</i>	<i>68</i>
2.6.5 <i>EVOLUÇÃO MICROESTRUTURAL DO AÇO X22CrMoV12-1 SOB FLUÊNCIA</i>	<i>71</i>
2.7 CORRELAÇÃO ENTRE TRAÇÃO A QUENTE E FLUÊNCIA	74
3 METODOLOGIA.....	77
3.1 CARACTERIZAÇÕES DO MATERIAL NO ESTADO DE FORNECIMENTO.....	77
3.2 TRATAMENTO TÉRMICO DAS AMOSTRAS	78
3.3 ENSAIOS DE DUREZA E TRAÇÃO	78
3.4 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL.....	81
3.5 ENSAIOS DE FLUÊNCIA.....	83
3.6 ENSAIOS ELETROQUÍMICOS.....	86
3.7 ANÁLISES ESTATÍSTICAS	86
4 RESULTADOS E DISCUSSÃO	87

4.1	ANÁLISE DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA E ENSAIO DE DILATOMETRIA	87
4.2	DUREZA E ENSAIO DE TRAÇÃO A FRIO APÓS TRATAMENTO TÉRMICO	88
4.3	CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL APÓS TRATAMENTO TÉRMICO DE REVENIDO.....	91
4.4	ENSAIO DE TRAÇÃO A QUENTE	97
4.4.1	<i>CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAS APÓS TRAÇÃO A QUENTE.....</i>	<i>105</i>
4.4.2	<i>DUREZA APÓS TRAÇÃO A QUENTE.....</i>	<i>110</i>
4.5	PARÂMETRO DE LARSON-MILLER DO AÇO X22CRMV12-1.....	113
4.6	ANÁLISE DE FLUÊNCIA.....	117
4.6.1	<i>DUREZA APÓS ENSAIO DE FLUÊNCIA</i>	<i>123</i>
4.6.2	<i>MICROESTRUTURAS APÓS ENSAIO DE FLUÊNCIA.....</i>	<i>125</i>
4.7	ANÁLISE DO AÇO X22CRMV12-1 REVENIDO A 690 °C	131
4.7.1	<i>ENSAIO DE FLUÊNCIA.....</i>	<i>131</i>
4.7.2	<i>CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL</i>	<i>132</i>
4.7.3	<i>MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE TRANSMISSÃO</i>	<i>135</i>
4.7.4	<i>ENSAIOS ELETROQUÍMICOS.....</i>	<i>141</i>
4.8	CORRELAÇÃO ENTRE TRAÇÃO A QUENTE E FLUÊNCIA.....	146
5	CONCLUSÕES	148
6	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	151
7	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	152

LISTA DE FIGURAS

FIGURA 1 – FLUXOGRAMA DAS ATIVIDADES DESTA TESE.	22
FIGURA 2 – EVOLUÇÃO DA CAPACIDADE INSTALADA (MW) NO BRASIL.	26
FIGURA 3 – DISTRIBUIÇÃO DOS TIPOS DE GERAÇÃO ELÉTRICA NO BRASIL.	26
FIGURA 4 – TIPOS DE GERAÇÃO TERMOELÉTRICA NO BRASIL.	27
FIGURA 5 – ESQUEMA SIMPLIFICADO DE UMA INSTALAÇÃO DE POTÊNCIA A VAPOR.	28
FIGURA 6 – (A) PRINCIPAIS TRANSFERÊNCIAS DE TRABALHO E CALOR NO CICLO RANKINE. (B) DIAGRAMA TEMPERATURA X ENTROPIA NO CICLO IDEAL DE RANKINE.	29
FIGURA 7 – CICLO DE VAPOR DA CALDEIRA ATÉ A TURBINA – UNIDADES 3 E 4 DO COMPLEXO TERMOELÉTRICO JORGE LACERDA, CAPIVARI DE BAIXO.	29
FIGURA 8 – UNIDADE DE COGERAÇÃO LAGES BIOENERGÉTICA – CAPACIDADE DE GERAÇÃO 28 MW.	30
FIGURA 9 – FLUXO DE VAPOR INTERIOR DA TURBINA – UNIDADE 3 E 4 DO COMPLEXO TERMOELÉTRICO JORGE LACERDA – UTLA, CAPIVARI DE BAIXO, SC.	32
FIGURA 10 – IMAGEM MOSTRANDO O EXPANSOR E A RODA CURTIS DE UM ROTOR DE ALTA PRESSÃO. (B) ROTOR DE BAIXA PRESSÃO.	32
FIGURA 11 – (A) DIAGRAMA ESQUEMÁTICO DO ESTÁGIO DE VELOCIDADE (ESTÁGIO CURTIS) DE UMA TURBINA A VAPOR. (B) DIAGRAMA ESQUEMÁTICO DO ESTÁGIO DE PRESSÃO (ESTÁGIO RATEAU) DE UMA TURBINA A VAPOR.	33
FIGURA 12 – DEFINIÇÕES GEOMÉTRICAS DE UMA PALHETA DE TURBINA A VAPOR.	34
FIGURA 13 – VISTA SUPERIOR E LATERAL DA PALHETA DO ESTÁGIO 1A – ROTOR DE ALTA PRESSÃO DA UNIDADE GERADORA 1 UTLA DO COMPLEXO TERMOELÉTRICO JORGE LACERDA.	35
FIGURA 14 – DESENHO DA PALHETA 1A – ROTOR DE ALTA PRESSÃO DA UNIDADE GERADORA 1 UTLA DO COMPLEXO TERMOELÉTRICO JORGE LACERDA UTLA.	36
FIGURA 15 – (A) INSPEÇÃO VISUAL. (B) INSPEÇÃO NÃO DESTRUTIVA POR LÍQUIDO PENETRANTE EM ROTORES DE TURBINA A VAPOR DURANTE REVISÃO/MANUTENÇÃO.	38
FIGURA 16 – DIAGRAMA ESQUEMÁTICO DE FREQUÊNCIA DE FALHAS EM COMPONENTES DE GERADORAS.	39
FIGURA 17 – CURVA DA BANHEIRA.	39
FIGURA 18 – RELAÇÃO DA TENSÃO PARA RUPTURA APÓS 100 HORAS COM A TEMPERATURA PARA VÁRIAS LIGAS. EM VERMELHO É MOSTRADO O AÇO ESTUDADO NESTE TRABALHO.	41
FIGURA 19 – PASSIVIDADE DOS AÇOS AO CROMO EXPOSTOS DURANTE 10 ANOS A UMA ATMOSFERA INDUSTRIAL.	45
FIGURA 20 – REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DE UM CONTORNO DE GRÃO SENSITIZADO DE UM AÇO.	50
FIGURA 21 – REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA EPR LAÇO DUPLO.	51
FIGURA 22 – (A) MICROSCOPIA ÓPTICA DA MARTENSITA DE RIPAS REVENIDAS NO AÇO X20CrMoV12-1, AMPLIAÇÃO: 500X. (B) ILUSTRAÇÃO ESQUEMÁTICA DA MARTENSITA EM RIPAS. FIGURA ADAPTADA DE MORITO <i>ET AL</i> (2009).	55
FIGURA 23 – REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DA DISPERSÃO DE PRECIPITADOS APÓS O REVENIDO, COM PARTÍCULAS $M_{23}C_6$ E MX NOS CONTORNOS DE RIPAS DE MARTENSITA, E FINAS PARTÍCULAS MX DISPERSAS EM SEU INTERIOR.	56
FIGURA 24 – CURVA TÍPICA DE DEFORMAÇÃO EM FUNÇÃO DO TEMPO.	59
FIGURA 25 – CURVA DE FLUÊNCIA.	60
FIGURA 26 – ALTERAÇÃO DAS CARACTERÍSTICAS DE FLUÊNCIA COM A VARIAÇÃO DE TENSÃO OU DA TEMPERATURA. $T_3 > T_2 > T_1 > T_0$ OU $\Sigma_3 > \Sigma_2 > \Sigma_1$	60
FIGURA 27 – MECANISMOS DE DEFORMAÇÃO SOB DIFERENTES TENSÕES E TEMPERATURAS.	61
FIGURA 28 – MECANISMOS DE FLUÊNCIA POR DIFUSÃO:	63
FIGURA 29 – FLUÊNCIA VISCOSA LINEAR.	64

FIGURA 30 – CRESCIMENTO DE VAZIOS EM CONTORNO DE GRÃO POR DIFUSÃO.	64
FIGURA 31 – (A) DESLIZAMENTO NO CONTORNO DE GRÃO SEM A FORMAÇÃO DE VAZIOS; (B) NUCLEAÇÃO DE CAVIDADES – INTERFACE ENTRE TRÊS GRÃOS; (C) SEQUÊNCIA DE FORMAÇÃO DE CAVIDADES AO LONGO DO TEMPO (NUCLEAÇÃO).	64
FIGURA 32 – MÉTODOS DE PARAMETRIZAÇÃO: A) LARSON-MILLER; B) ORR-SHERBY-DOM; C) MANSON-HAFERD; D) MANSON-SUCCOP.	67
FIGURA 33 – REPRESENTAÇÃO GRÁFICA DE PARÂMETROS DE EXTRAPOLAÇÃO.	68
FIGURA 34 – REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DOS ESTÁGIOS DE DANO COM A CURVA DE FLUÊNCIA.	70
FIGURA 35 – REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DA EVOLUÇÃO DA MARTENSITA EM SUBGRÃOS, ONDE CR INDICA O CONTORNO DA RIPA DE MARTENSITA, E CG O CONTORNO DE GRÃO DA AUSTENITA PRÉVIA.	73
FIGURA 36 – RELAÇÃO TRAÇÃO E ENSAIO DE FLUÊNCIA.	75
FIGURA 37 – VARIAÇÃO DA TENSÃO APLICADA COM O TEMPO DE RUPTURA NOS ENSAIOS DE FLUÊNCIA ANALISADA CONJUNTAMENTE COM O LIMITE DE RESISTÊNCIA E O TEMPO PARA SUA OCORRÊNCIA PARA SUA OCORRÊNCIA NO AÇO 2,25Cr-1Mo.	76
FIGURA 38 – VARIAÇÃO DA CARGA UTILIZADA COM O TEMPO DE RUPTURA NOS ENSAIO DE FLUÊNCIA ANALISADA CONJUNTAMENTE COM A TENSÃO VERDADEIRA DO LRT E O TEMPO DE OCORRÊNCIA DO LRT NO AÇO INOXIDÁVEL AISI 310.	76
FIGURA 39 – REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DOS PARÂMETROS DE TRATAMENTO TÉRMICO UTILIZADOS NESTE TRABALHO. CONDIÇÃO A REVENIDO A 660 °C – CONDIÇÃO B REVENIDO A 690 °C – CONDIÇÃO C REVENIDO A 740 °C.	78
FIGURA 40 – DESENHO DO CORPO DE PROVA PARA ENSAIO DE TRAÇÃO EM TEMPERATURA AMBIENTE.	79
FIGURA 41 – MÁQUINA DE ENSAIO A TRAÇÃO E MONTAGEM DO CORPO DE PROVA PARA TRAÇÃO A QUENTE.	80
FIGURA 42 – DIMENSÕES DOS CORPOS DE PROVA PARA ENSAIO A QUENTE (ASTM E8).	80
FIGURA 43 – REGIÕES DOS CORPOS DE PROVA ONDE FORAM RETIRADOS AS IMAGENS.	83
FIGURA 44 – CORPO DE PROVA PARA ENSAIO DE FLUÊNCIA APÓS USINAGEM. (B) CORPO DE PROVA ENSAIO DE FLUÊNCIA (ASTM E 139).	84
FIGURA 45 – (A) ENSAIOS DE FLUÊNCIAS ATÉ RUPTURA NAS CONDIÇÕES REVENIDAS EM: 690 °C CONDIÇÃO B – 660 °C CONDIÇÃO A – 740 °C CONDIÇÃO C. (B) REGIÕES DE ESCALONAMENTO DOS ESTÁGIOS DURANTE ENSAIO DE FLUÊNCIA.	85
FIGURA 46 – CURVA DE DILATOMETRIA DO AÇO X22CrMoV12-1, INDICANDO AS TEMPERATURAS DE INÍCIO E FIM DA PRECIPITAÇÃO (Pi e Pf), INÍCIO E FIM DE FORMAÇÃO DA AUSTENITA (Ac1 e Ac3) E DE INÍCIO E FIM DE FORMAÇÃO DA MARTENSITA (Mi e Mf). A LINHA CONTÍNUA INDICA A EXPANSÃO, E A LINHA TRACEJADA A TEMPERATURA CORRESPONDENTE.	88
FIGURA 47 – RESULTADOS DA DUREZA VICKERS (HV2) DAS AMOSTRAS REVENIDAS A 660, 690 E 740 °C.	90
FIGURA 48 – RESULTADO DOS LIMITES DE ESCOAMENTO E RESISTÊNCIA OBTIDOS EM ENSAIO DE TRAÇÃO A FRIO, PARA AMOSTRAS REVENIDAS EM DIFERENTES TEMPERATURAS.	90
FIGURA 49 – MICROESTRUTURAS DO AÇO X22CrMoV12-1 TEMPERADO OBTIDAS POR MICROSCOPIA ÓPTICA REVELANDO UMA MICROESTRUTURA MARTENSÍTICA. ATAQUE, BAIN-VILELLA. AMPLIAÇÕES 500 E 1000 X.	92
FIGURA 50 – (A) MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA E (B) CAMPO CLARO DA MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE TRANSMISSÃO DAS AMOSTRAS SOMENTE TEMPERADAS.	92
FIGURA 51 – MICROESTRUTURAS DO AÇO X22CrMoV12-1 TEMPERADO E REVENIDO A 660, 690 E 740 °C OBTIDAS POR MICROSCOPIA ÓPTICA REVELANDO UMA MICROESTRUTURA MARTENSÍTICA REVENIDA. ATAQUE, BAIN-VILELLA. AMPLIAÇÕES 500 E 1000 X.	93
FIGURA 52 – MICROESTRUTURAS DO AÇO X22CrMoV12-1 TEMPERADO E REVENIDO A 660 °C OBTIDAS POR MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA.	94
FIGURA 53 – MICROESTRUTURAS DO AÇO X22CrMoV12-1 TEMPERADO E REVENIDO A 690 °C OBTIDAS POR MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA.	94
FIGURA 54 – MICROESTRUTURAS DO AÇO X22CrMoV12-1 TEMPERADO E REVENIDO A 740 °C OBTIDAS POR MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA.	95
FIGURA 55 – MICROESTRUTURAS (MET) DO AÇO REVENIDO A 690 °C, (A) CAMPO CLARO INDICANDO CARBONETOS EM CONTORNOS DE RIPAS DE MARTENSITA; (B) CAMPO ESCURO EVIDENCIANDO A PRESENÇA DE CARBONETOS M ₂₃ C ₆ ; (C) DIFRAÇÃO DE ELÉTRONS DA MARTENSITA (A ⁺) E INDICANDO AS REFLEXÕES (400) DE PRECIPITADOS M ₂₃ C ₆	96

FIGURA 56 – CAMPOS CLAROS DE MET DE AMOSTRAS REVENIDAS A 690 °C: (A) CARBONETOS $M_{23}C_6$ AO LONGO DE CONTORNOS DE RIPAS DE MARTENSITA; (B) POSSÍVEIS CARBONETOS MX EM DISCORDÂNCIAS NO INTERIOR DE RIPAS, INDICADOS PELAS SETAS 96

FIGURA 57 – GRÁFICO TENSÃO X DEFORMAÇÃO DO AÇO X22CrMoV12-1 REVENIDO A 690 °C ENSAIADO COM VELOCIDADE DE TRAÇÃO IGUAL A 5 MM/MIN. 99

FIGURA 58 – GRÁFICO TENSÃO X DEFORMAÇÃO DO AÇO X22CrMoV12-1 REVENIDO A 690 °C ENSAIADO COM VELOCIDADE DE TRAÇÃO IGUAL A 0,5 MM/MIN. 99

FIGURA 59 – GRÁFICO TENSÃO X DEFORMAÇÃO DO AÇO X22CrMoV12-1 REVENIDO A 690 °C ENSAIADO COM VELOCIDADE DE TRAÇÃO IGUAL A 0,05 MM/MIN..... 100

FIGURA 60 – GRÁFICO TENSÃO X DEFORMAÇÃO DO AÇO X22CrMoV12-1 REVENIDO A 690 °C ENSAIADO COM VELOCIDADE DE TRAÇÃO IGUAL A 0,005 MM/MIN..... 100

FIGURA 61 – VARIAÇÃO DO LIMITE DE ESCOAMENTO (MPa) EM FUNÇÃO DA VELOCIDADE E TEMPERATURA DO ENSAIO DE TRAÇÃO A QUENTE DO AÇO X22CrMoV12-1 REVENIDO A 690 °C..... 101

FIGURA 62 – VARIAÇÃO DO LIMITE DE RESISTÊNCIA (MPa) EM FUNÇÃO DA VELOCIDADE E TEMPERATURA DO ENSAIO DE TRAÇÃO A QUENTE DO AÇO X22CrMoV12-1 REVENIDO A 690 °C..... 101

FIGURA 63 – VARIAÇÃO DO ALONGAMENTO (%) EM FUNÇÃO DA VELOCIDADE E TEMPERATURA DO ENSAIO DE TRAÇÃO A QUENTE DO AÇO X22CrMoV12-1 REVENIDO A 690 °C. 102

FIGURA 64 – VARIAÇÃO DA REDUÇÃO DE ÁREA (%) EM FUNÇÃO VELOCIDADE E TEMPERATURA DO ENSAIO DE TRAÇÃO A QUENTE DO AÇO X22CrMoV12-1 REVENIDO A 690 °C. 102

FIGURA 65 – VARIAÇÃO DOS LIMITES DE ESCOAMENTO (MPa) NO ENSAIO DE TRAÇÃO A QUENTE (550 E 600 °C) COM AS VELOCIDADES DE DEFORMAÇÃO DE 0,005 E 0,5 MM/MIN. 103

FIGURA 66 – VARIAÇÃO DOS LIMITES DE RESISTÊNCIA (MPa) NO ENSAIO DE TRAÇÃO A QUENTE (550 E 600 °C) COM VELOCIDADES DE DEFORMAÇÃO DE 0,5 E 0,005 MM/MIN. 104

FIGURA 67 – SUPERFÍCIE DE FRATURA DA AMOSTRA REVENIDA A 690 °C E TRACIONADA A 550 °C, 0,005 MM/MIN EM MEV, EXIBINDO *DIMPLES*. 105

FIGURA 68 – MICROSCOPIA ÓPTICA DE AMOSTRAS REVENIDAS ÀS TEMPERATURAS DE 660, 690 E 740 °C, APÓS ENSAIO DE TRAÇÃO A 550 °C, UTILIZANDO VELOCIDADES DE DEFORMAÇÃO DE 0,5 E 0,005 MM/MIN. AS AMOSTRAS FORAM OBTIDAS A 10MM DA SEÇÃO FRATURADA. ATAQUE DE BAIN-VILLELA. AMPLIAÇÕES 1000X. 106

FIGURA 69 – MICROSCOPIA ÓPTICA DE AMOSTRAS REVENIDAS ÀS TEMPERATURAS DE 660, 690 E 740 °C, APÓS ENSAIO DE TRAÇÃO A 600 °C, UTILIZANDO TAXAS DE DEFORMAÇÃO DE 0,5 E 0,005 MM/MIN. AS AMOSTRAS FORAM OBTIDAS A 10 MM DA SEÇÃO FRATURADA. ATAQUE DE BAIN-VILLELA. AMPLIAÇÕES 1000X. 107

FIGURA 70 – MICROESTRUTURA DAS AMOSTRAS REVENIDAS À 660, 690 E 740 °C, APÓS ENSAIO DE TRAÇÃO A 550 °C, UTILIZANDO VELOCIDADE DE DEFORMAÇÃO DE 0,005 MM/MIN. AS AMOSTRAS FORAM OBTIDAS A 10 MM DA SEÇÃO FRATURADA. 108

FIGURA 71 – CAMPO CLARO DA AMOSTRA REVENIDA A 660 °C, APÓS TRAÇÃO A 550 °C A 0,005 MM/MIN. INDICADAS PELA SETA EM (A) PARTÍCULAS $M_{23}C_6$ COM 134 ± 29 NM DE COMPRIMENTO E 67 ± 14 NM DE LARGURA EM CONTORNOS DE RIPAS DE MARTENSITA, E EM (B) PARTÍCULAS MX COM 14 ± 3 NM DE DIÂMETRO EM DISCORDÂNCIAS NO INTERIOR DE RIPAS. 109

FIGURA 72 – CAMPO CLARO DA AMOSTRA REVENIDA A 690 °C, APÓS TRAÇÃO A 550 °C A 0,005 MM/MIN. SETAS INDICAM EM (A) PARTÍCULAS $M_{23}C_6$ COM 156 ± 28 NM DE COMPRIMENTO E 67 ± 14 NM DE LARGURA EM CONTORNOS DAS RIPAS DE MARTENSITA, E EM (B) PARTÍCULAS MX COM 12 ± 3 NM DE DIÂMETRO, SITUADAS EM DISCORDÂNCIAS NO INTERIOR DAS RIPAS. 110

FIGURA 73 – CAMPO CLARO DAS AMOSTRAS REVENIDAS A 740 °C, APÓS TRAÇÃO A 550 °C A 0,005 MM/MIN. (A) PARTÍCULAS $M_{23}C_6$ COM 135 ± 27 NM DE COMPRIMENTO E 62 ± 9 NM DE LARGURA, SITUADAS EM CONTORNOS DE RIPAS DE MARTENSITA. SETAS INDICAM CARBONITRETOS MX COM 12 ± 3 NM DE DIÂMETRO. (B) PARTÍCULA ESFÉRICA MX COM 20 NM DE DIÂMETRO PRÓXIMO A PRECIPITADOS $M_{23}C_6$ 110

FIGURA 74 – RESULTADOS DE DUREZA VICKERS HV2 APÓS ENSAIO DE TRAÇÃO A 550 °C COM TAXAS DE DEFORMAÇÃO DE 0,5 E 0,005 MM/MIN, PARA AMOSTRAS REVENIDAS A DIFERENTES TEMPERATURAS. BARRAS INDICAM O DESVIO PADRÃO. 111

FIGURA 75 – RESULTADOS DE DUREZA VICKERS HV2 APÓS ENSAIO DE TRAÇÃO A 600 °C COM VELOCIDADES DE DEFORMAÇÃO DE 0,5 E 0,005 MM/MIN, PARA AMOSTRAS REVENIDAS A DIFERENTES TEMPERATURAS. BARRAS INDICAM O DESVIO PADRÃO.	112
FIGURA 76 – RESULTADOS DE DUREZA VICKERS HV2 APÓS ENSAIOS DE TRAÇÃO A 500, 550 E 600 °C COM VELOCIDADES DE DEFORMAÇÃO ENTRE 0,0005 E 5 MM/MIN PARA AMOSTRAS REVENIDAS A 690 °C. BARRAS INDICAM O DESVIO PADRÃO.	113
FIGURA 77 – RELAÇÃO ENTRE O LOGARITMO DE RESISTÊNCIA DAS TEMPERATURAS DE REVENIDO ESTUDADAS E OS SEUS PARÂMETROS DE LARSON-MILLER PARA AÇO X22CrMoV12-1 REVENIDO A 660 °C, 690 °C E 740 °C.	116
FIGURA 78 – RELAÇÃO ENTRE O LOGARITMO PARÂMETRO DO LIMITE DE RESISTÊNCIA E O PARÂMETRO DE LARSON-MILLER DO AÇO X22CrMoV12-1 REVENIDO A 690 °C.	116
FIGURA 79 – CURVAS DE FLUÊNCIA PARA OS AÇOS REVENIDOS A 660, 690 E 740 °C – TENSÃO 235 MPA E TEMPERATURA DE ENSAIO 550 °C – AMOSTRAS 1, 2 E 3.	118
FIGURA 80 – CURVAS DE FLUÊNCIA PARA OS AÇOS REVENIDOS A 660, 690 E 740 °C – TENSÃO 160 MPA E TEMPERATURA DE ENSAIO 600 °C.	119
FIGURA 81 – CURVAS DE FLUÊNCIA PARA OS AÇOS REVENIDOS A 660, 690 E 740 °C – TENSÃO 175 MPA E TEMPERATURA DE ENSAIO 600 °C.	120
FIGURA 82 – CURVAS DE FLUÊNCIA INTERROMPIDA PARA O AÇO REVENIDO A 660 °C – TENSÃO 160 MPA E TEMPERATURA DE ENSAIO 600 °C.	121
FIGURA 83 – CURVAS DE FLUÊNCIA INTERROMPIDA PARA O AÇO REVENIDO A 690 °C – TENSÃO 160 MPA E TEMPERATURA DE ENSAIO 600 °C.	122
FIGURA 84 – CURVAS DE FLUÊNCIA INTERROMPIDA PARA O AÇO REVENIDO A 740 °C – TENSÃO 160 MPA E TEMPERATURA DE ENSAIO 600 °C.	122
FIGURA 85 – DEFORMAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA APÓS ENSAIO DE FLUÊNCIA EVIDENCIANDO FRATURA DÚCTIL DO TIPO TAÇA CONE NA REGIÃO DE RUPTURA: (A) AMOSTRA REVENIDA A 690 °C (B) AMOSTRA REVENIDA A 740 °C.	123
FIGURA 86 – RESULTADOS DE DUREZA VICKERS HV2 NA REGIÕES LONGITUDINAL DOS CORPOS DE PROVA APÓS ENSAIOS DE FLUÊNCIA (160 MPA – 600 °C) REVENIDOS A 660, 690 E 740 °C. BARRAS INDICAM O DESVIO PADRÃO.	124
FIGURA 87 – RESULTADOS DE DUREZA VICKERS HV2 NAS REGIÕES LONGITUDINAL, CABEÇA E TRANSVERSAL DOS CORPOS DE PROVA APÓS ENSAIOS DE FLUÊNCIA (160 MPA – 600 °C) REVENIDOS A 660, 690 E 740 °C. BARRAS INDICAM O DESVIO PADRÃO.	124
FIGURA 88 – MICROESTRUTURA NA REGIÃO DA CABEÇA DOS CORPOS DE PROVA APÓS ENSAIOS DE FLUÊNCIA (160 MPA – 600 °C) REVENIDOS A 660, 690 E 740 °C OBTIDAS POR MICROSCOPIA ÓPTICA. AMPLIAÇÕES 500 X REVELANDO UMA MICROESTRUTURA MARTENSÍTICA REVENIDA MAIS REFINADA EM RELAÇÃO ÀS ENCONTRADAS NA SEÇÃO LONGITUDINAL. ATAQUE, BAIN-VILELLA.	126
FIGURA 89 – MICROESTRUTURA NA REGIÃO LONGITUDINAL DOS CORPOS DE PROVA APÓS ENSAIOS DE FLUÊNCIA (160 MPA – 600 °C) REVENIDOS A 660, 690 E 740 °C OBTIDAS POR MICROSCOPIA ÓPTICA. AMPLIAÇÕES 1000 X REVELANDO UMA MICROESTRUTURA MARTENSÍTICA REVENIDA. ATAQUE, BAIN-VILELLA.	127
FIGURA 90 – MICROESTRUTURA NA REGIÃO TRANSVERSAL PRÓXIMO À REGIÃO DE FRATURA DOS CORPOS DE PROVA APÓS ENSAIOS DE FLUÊNCIA (160 MPA – 600 °C) REVENIDOS A 660, 690 E 740 °C OBTIDAS POR MICROSCOPIA ÓPTICA. AMPLIAÇÕES DE 500 E 1000 X REVELANDO UMA MICROESTRUTURA MARTENSÍTICA REVENIDA. ATAQUE, BAIN-VILELLA.	128
FIGURA 91 – MICROESTRUTURA NA REGIÃO LONGITUDINAL DOS CORPOS DE PROVA APÓS ENSAIOS DE FLUÊNCIA (160 MPA – 600 °C) REVENIDOS A 660, 690 E 740 °C OBTIDAS POR MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA REVELANDO UMA MICROESTRUTURA MARTENSÍTICA REVENIDA.	129
FIGURA 92 – MICROESTRUTURA NA REGIÃO TRANSVERSAL PRÓXIMO À REGIÃO DE FRATURA DOS CORPOS DE PROVA APÓS ENSAIOS DE FLUÊNCIA (160 MPA – 600 °C) REVENIDOS A 660, 690 E 740 °C OBTIDAS POR MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA REVELANDO UMA MICROESTRUTURA MARTENSÍTICA REVENIDA. ATAQUE, BAIN-VILELLA.	130
FIGURA 93 – DEFORMAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA APÓS ENSAIO DE FLUÊNCIA EVIDENCIANDO FRATURA DÚCTIL DO TIPO TAÇA CONE NA REGIÃO DE RUPTURA DA AMOSTRA REVENIDA A 690 °C – TEMPO DE ENSAIO 2604 HORAS.	132

FIGURA 94 – CURVAS DE FLUÊNCIA PARA OS AÇOS REVENIDOS A 690 °C – TENSÃO 160 MPa E TEMPERATURA DE ENSAIO 600 °C.	132
FIGURA 95 – MICROESTRUTURA NAS REGIÕES LONGITUDINAL E TRANSVERSAL PRÓXIMO À REGIÃO DE FRATURA DOS CORPOS DE PROVA APÓS ENSAIOS DE FLUÊNCIA (160 MPa – 600 °C) REVENIDO 690 °C OBTIDAS POR MICROSCOPIA ÓPTICA. AMPLIAÇÕES DE 500 E 1000 X REVELANDO UMA MICROESTRUTURA MARTENSÍTICA REVENIDA. ATAQUE, BAIN-VILELLA.	133
FIGURA 96 – MICROESTRUTURA NAS REGIÕES LONGITUDINAL E TRANSVERSAL PRÓXIMO À REGIÃO DE FRATURA DO AÇO X22CrMoV12-1 REVENIDO A 690 °C APÓS ENSAIOS DE FLUÊNCIA (160 MPa – 600 °C) OBTIDAS POR MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA REVELANDO UMA MICROESTRUTURA MARTENSÍTICA REVENIDA. AMPLIAÇÕES DE 1500 E 5000 X ATAQUE, BAIN-VILELLA.	134
FIGURA 97 – VARIÇÃO DO RAIOS DAS PARTÍCULAS DE PRECIPITADOS $M_{23}C_6$ EM RELAÇÃO AO TEMPO DE ENSAIO DE FLUÊNCIA.	136
FIGURA 98 – MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE TRANSMISSÃO DO AÇO X22CrMoV12-1 REVENIDO A 690 °C APÓS 500 HORAS DO ENSAIO DE FLUÊNCIA. (A) – CAMPO CLARO, (B E C) – CAMPO ESCURO, (D) PRECIPITADOS DO TIPO $M_{23}C_6$ DOS CAMPOS ESCUROS INDICANDO AS REFLEXÕES DOS PLANOS CRISTALOGRAFICOS (111) E (220).	137
FIGURA 99 – CAMPO CLARO DA AMOSTRA REVENIDA A 690 °C, APÓS ENSAIO DE FLUÊNCIA EM UM TEMPO DE 2011 HORAS, SÃO INDICADOS COM SETAS VERMELHAS AS PARTÍCULAS DE $M_{23}C_6$ NOS CONTORNOS DAS RIPAS DE MARTENSITA OBTIDAS POR MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE TRANSMISSÃO.	138
FIGURA 100 – MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE TRANSMISSÃO DO AÇO X22CrMoV12-1 REVENIDO A 690 °C COM 2497 HORAS APÓS ENSAIO DE FLUÊNCIA. (A) CAMPO CLARO, (B) E (C) CAMPOS ESCUROS, (D) PRECIPITADOS DO TIPO $M_{23}C_6$ DOS CAMPOS ESCUROS INDICANDO AS REFLEXÕES DOS PLANOS CRISTALOGRAFICOS (115) E (420).	138
FIGURA 101 – MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE TRANSMISSÃO DO AÇO X22CrMoV12-1 REVENIDO A 690 °C COM 2604 HORAS APÓS ENSAIO DE FLUÊNCIA. (A) CAMPO CLARO, (B) E (C) CAMPOS ESCUROS, (D) PRECIPITADOS DO TIPO $M_{23}C_6$ DOS CAMPOS ESCUROS INDICANDO AS REFLEXÕES DOS PLANOS CRISTALOGRAFICOS (110) E (121).	139
FIGURA 102 – MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE TRANSMISSÃO DO AÇO X22CrMoV12-1 REVENIDO A 690 °C COM 2604 HORAS APÓS ENSAIO DE FLUÊNCIA. (A) CAMPO CLARO, (B) CAMPO ESCURO, (C) PRECIPITADOS DO TIPO M_3C DO CAMPO ESCURO INDICANDO A REFLEXÃO DO PLANO CRISTALOGRAFICO (202).	140
FIGURA 103 – MICROGRAFIA MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE TRANSMISSÃO DO AÇO X22CrMoV12-1 REVENIDO A 690 °C COM 2879 HORAS APÓS ENSAIO DE FLUÊNCIA. (A) CAMPO CLARO, (B) E (C) CAMPO ESCURO (D) PRECIPITADOS DO TIPO M_7C_3 DOS CAMPOS ESCUROS INDICANDO AS REFLEXÕES DOS PLANOS CRISTALOGRAFICOS (116) E (136).	141
FIGURA 104 – CURVA DE REATIVAÇÃO DL-EPR DO AÇO X22CrMoV12-1 REVENIDO A 690 °C SOMENTE NO ESTADO TEMPERADO.	142
FIGURA 105 – CURVA DE REATIVAÇÃO DL-EPR DO AÇO X22CrMoV12-1 REVENIDO A 690 °C APÓS 1508 HORAS ENSAIO DE FLUÊNCIA. ..	143
FIGURA 106 – CURVA DE REATIVAÇÃO DL-EPR DO AÇO X22CrMoV12-1 REVENIDO A 690 °C 2011 HORAS ENSAIO DE FLUÊNCIA.	143
FIGURA 107 – CURVA DE REATIVAÇÃO DL-EPR DO AÇO X22CrMoV12-1 REVENIDO A 690 °C 2879 HORAS ENSAIO DE FLUÊNCIA.	143
FIGURA 108 – GRAU DE SENSITIZAÇÃO DAS AMOSTRAS DO AÇO X22CrMoV12-1 REVENIDO A 690 °C SUBMETIDAS A DIVERSOS TEMPOS SOB FLUÊNCIA.	144
FIGURA 109 – MICROESTRUTURA DO AÇO X22CrMoV12-1 REVENIDO A 690 °C SUBMETIDO A FLUÊNCIA APÓS ENSAIO ELETROQUÍMICO. (A) CONDIÇÃO TEMPERADA (B) APÓS 2011 HORAS DE ENSAIO (C) APÓS 2879 HORAS DE ENSAIO. AMPLIAÇÕES 500 E 1000X.	145
FIGURA 110 – ENSAIO DE TRAÇÃO A QUENTE A 550 E 600 °C A UMA TAXA DE DEFORMAÇÃO DE 0,005 MM/MIN. DAS CONDIÇÕES DE REVENIDO TESTADAS.	146
FIGURA 111 – TEMPO DE RUPTURA DOS ENSAIOS DE TRAÇÃO A QUENTE A 550 E 600 °C A UMA TAXA DE DEFORMAÇÃO DE 0,005 MM/MIN. DAS CONDIÇÕES DE REVENIDO TESTADAS.	147
FIGURA 112 – TEMPO DE RUPTURA DOS ENSAIOS DE FLUÊNCIA A 600 °C COM TENSÕES DE 160 E 175 MPa DAS CONDIÇÕES DE REVENIDO TESTADAS.	147
FIGURA 113 – USINA FERRARI TRACTEBEL ENERGIA - PALHETA DO 6º ESTÁGIO DA TURBINA HB 750 FABRICANTE NG.	159
FIGURA 114 – DUREZA DAS AMOSTRAS APÓS TRATAMENTO TÉRMICO.	159

LISTA DE TABELAS

TABELA 1 – FAIXAS DE PRESSÃO E TEMPERATURA APROXIMADAS PARA USINAS TERMOELÉTRICAS.....	30
TABELA 2 – COMPOSIÇÃO QUÍMICA E RESISTÊNCIA À FLUÊNCIA DE AÇOS RESISTENTES AO CALOR.	44
TABELA 3 – COMPOSIÇÃO QUÍMICA DOS PRINCIPAIS AÇOS INOXIDÁVEIS.	49
TABELA 4 – MODELOS DE MICROESTRUTURA PARA A CLASSIFICAÇÃO DA SENSITIZAÇÃO.....	51
TABELA 5 – PROPRIEDADES MECÂNICAS DO AÇO X22CrMoV12-1.	52
TABELA 6 – COMPOSIÇÃO QUÍMICA (% MASSA) NORMALIZADA DO AÇO X22CrMoV12-1 (EN 10269, 2014).....	52
TABELA 7 – CLASSIFICAÇÃO DE DANOS DE FLUÊNCIA.	71
TABELA 8 – CONDIÇÕES DE REVENIDO (TEMPERATURA E TEMPO) E PARÂMETROS DO ENSAIO DE TRAÇÃO A QUENTE (TEMPERATURA E VELOCIDADE).....	81
TABELA 9 – PARÂMETROS DOS ENSAIO DE FLUÊNCIA ADOTADOS.	85
TABELA 10 – COMPOSIÇÃO QUÍMICA OBTIDA POR ESPECTROMETRIA DE EMISSÃO ÓPTICA DO AÇO X22CrMoV12-1. VALORES DE REFERÊNCIA SEGUNDO A NORMA EN10269.	87
TABELA 11 – RESULTADOS DA DUREZA VICKERS (HV2) DAS CONDIÇÕES TESTADAS APÓS VARIAÇÃO DOS PARÂMETROS DE TRATAMENTO TÉRMICO.	89
TABELA 12 – RESULTADOS DO ENSAIO DE TRAÇÃO DAS AMOSTRAS REVENIDAS.	91
TABELA 13 – RESULTADOS DOS ENSAIOS DE TRAÇÃO A QUENTE PARA AS AMOSTRAS REVENIDAS EM DIFERENTES TEMPERATURAS.	97
TABELA 14 – RESULTADOS DO ENSAIO DE TRAÇÃO A QUENTE UTILIZADOS PARA O CÁLCULO DO PARÂMETRO DE LARSON-MILLER (LMP) DOS AÇOS REVENIDOS A 660, 690 E 740 °C.....	115
TABELA 15 – RESULTADOS DOS ENSAIOS DE FLUÊNCIA PARA OS AÇOS REVENIDOS 660, 690 E 740 °C – TENSÃO 235 MPA E TEMPERATURA DE ENSAIO 550 °C.....	117
TABELA 16 – RESULTADOS DOS ENSAIO DE FLUÊNCIA PARA OS AÇOS REVENIDOS A 660, 690 E 740 °C – TENSÃO 160 MPA E TEMPERATURA DE ENSAIO 600 °C – AMOSTRAS 4, 6 E 8.....	119
TABELA 17 – RESULTADOS DOS ENSAIOS DE FLUÊNCIA PARA OS AÇOS REVENIDOS A 660, 690 E 740 °C – TENSÃO 175 MPA E TEMPERATURA DE ENSAIO 600 °C – AMOSTRAS 5, 7 E 9.....	119
TABELA 18 – RESULTADOS DOS ENSAIOS DE FLUÊNCIA INTERROMPIDA PARA OS AÇOS REVENIDOS 660, 690 E 740 °C – TENSÃO 160 MPA E TEMPERATURA DE ENSAIO 600 °C.	121
TABELA 19 – RESULTADOS DOS ENSAIOS DE FLUÊNCIA INTERROMPIDOS PARA O AÇO REVENIDO 690 °C – TENSÃO 160 MPA E TEMPERATURA DE ENSAIO 600 °C.	131
TABELA 20 – MEDIÇÕES DOS TAMANHOS DAS PARTÍCULAS DO AÇO X22CrMoV12-1 REVENIDO A 690 °C OBTIDOS VIA MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE TRANSMISSÃO.	136
TABELA 21 – GRAU DE SENSITIZAÇÃO DO AÇO X22CrMoV12-1 APÓS ENSAIO DE FLUÊNCIA.	144

LISTA DE SIGLAS E SÍMBOLOS

DIN EN 10269	<i>European Standard - Steels and Nickel Alloys For Fasteners With Specified</i>
ANEEL	Agência Nacional de Energia Elétrica
MO	Microscopia Óptica
MET	MICROSCOPIA Eletrônica de Transmissão
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
UTLA	Unidade Geradora A do Complexo Termoelétrico Jorge Lacerda
SH	Superaquecido
H ₂ S	Ácido Sulfídrico
EPR	Ensaio de Reativação Eletroquímica Potenciocinética
DL-EPR	Ensaio de Reativação Eletroquímica Potenciocinética por Duplo Loop
I _A	Corrente de Ativação
I _R	Corrente de Reativação
I _R /I _A	Razão que Quantifica o Grau de Sensitização
DOS	<i>Degree of Sensitization</i> – Grau de Sensitização
QT	<i>Quenching Tempering</i> – Temperado e Revenido
ASTM P22	<i>Seamless Ferritic Alloy-Steel Pipe for High Temperature Service</i>
X22CrMoV12-1	Aço Inoxidável Martensítico Endurecível Por Precipitação
X20CrMoV12-1	Aço Inoxidável Martensítico
9Cr-0,5Mo	Aço Cromo e Molibdênio Resistente ao Calor
BSI	<i>British Standards Institution</i> – Instituição de Padrões Britânicos
M ₂₃ C ₆	Tipo de Carboneto
M ₇ C ₃	Tipo de Carboneto
M ₂ X	Tipo de Carboneto
MX	Tipo de Carboneto
δ	Fase Delta
α	Ferrita ou Ferro Alfa
γ	Austenita ou Ferro Gama
ε̇	Taxa Mínima de Fluência
T _f	Temperatura de Fusão
T _h	Temperatura Homóloga
T	Temperatura Absoluta de Teste
T _m	Temperatura Absoluta de Fusão
σ	Tensão
LRT	Limite de Resistência a Tração
IRIS	<i>Internal Rotation Inspection System</i>
API	<i>American Petroleum Institute</i>
LE	Limite de Escoamento

LR	Limite de Resistência
PLM	Parâmetro de Larson-Miller
LVDT	<i>Linear Variable Differential Transformer</i>
LABCONF	Laboratório de Conformação Mecânica – UFSC
LCME	Laboratório Central de Microscopia Eletrônica – UFSC
LMP	Larson-Miller <i>Parameter</i>
R ²	Coefficiente de Determinação
C	Constante de Larson-Miller – Depende do Material
t _r	Tempo de Ruptura
t _R	Tempo até ocorrer tensão máxima
ANOVA	Análise de Variância

LISTA DE UNIDADES

°C	Unidade de Temperatura	Graus Célsius
K	Unidade de Temperatura	Kelvin
MPa	Unidade de Tensão Mecânica	Mega Pascal
N	Unidade de Tensão Mecânica	Newton
kN	Unidade de Tensão Mecânica	Kilonewton
HV2	Unidade de Dureza	Hardness Vickers Carga 2 kgf
HRC	Unidade de Dureza	Rockwell C
MW	Unidade de Potência	Megawatt
kg/cm ²	Unidade de Pressão	Quilograma Força Por Centímetro Quadrado
nm	Unidade de Comprimento	Nanômetro
h	Unidade de Tempo	Horas
s	Unidade de Tempo	Segundo
g	Unidade de Massa	Gramas
kV	Unidade de Tensão Elétrica	Quilovolt
mL	Unidade de Volume	Mililitro
A/cm ²	Unidade de Corrente Elétrica	Ampere Por Centímetro Quadrado

1 INTRODUÇÃO

Segundo o Plano Decenal de Expansão de Energia 2020, em 2009 as usinas termelétricas brasileiras possuíam participação de 12,8% na capacidade instalada total do país. Estima-se que até 2020 a demanda por energia elétrica cresça 5,3% ao ano, onde o fornecimento por usinas termoeletricas superará os 20% de participação ativa. Para isto, contudo, é preciso que estas se posicionem de forma competitiva no mercado, garantindo baixos custos de geração e manutenção (Brasil, Ministério de Minas e Energia, Empresa de Pesquisa Energética, 2011).

Para suprir a forte demanda de energia elétrica nos próximos anos, mesmo com os investimentos programados para a construção de novas usinas hidrelétricas, deve-se buscar outras fontes de energia, como o gás natural a geração eólica bem como usinas termoeletricas a carvão além da biomassa.

Nas usinas termoeletricas a carvão as turbinas a vapor são máquinas de combustão externa, onde os gases resultantes da queima do combustível não entram em contato com o fluido de trabalho que escoar no interior da máquina e realiza os processos de conversão da energia do combustível em potência de eixo. A função do vapor em usinas termelétricas (a carvão) é transportar a energia calorífica do combustível liberado na caldeira para a turbina, onde por meio do movimento de rotação (energia mecânica) da mesma, que é transmitida ao alternador se produza energia elétrica.

Entre os fatores operacionais que influenciam no tempo de vida dos componentes das turbinas a vapor em condições normais de funcionamento, estão: tempo, temperatura, pressão, carga e número de inícios e paradas do equipamento. Para atender a todas estas demandas, devem ser utilizados materiais resistentes ao calor e à corrosão, que mantenham suas propriedades mecânicas em condições de operação por longos períodos de trabalho, para as palhetas das turbinas é necessário ainda elevada resistência à fluência (Thomson e Bhadeshia, 1992). Estes componentes podem alcançar temperaturas de 600 °C, sob tensão constante.

As palhetas das turbinas a vapor são os elementos que transformam a energia cinética do vapor admitido no torque resultante no eixo da máquina. Portanto, o fluxo do fluido com alta energia que incide sobre a palheta associada à rotação da máquina impõe solicitações sobre estas. O aço inoxidável martensítico X22CrMoV12-1 (DIN EN 10269), endurecível por precipitação é um dos materiais mais empregados em palhetas de turbinas a vapor, este material possui uma ótima resistência à fluência, além de ser resistente à corrosão e possuir boa ductilidade.

Um dos maiores desafios de engenharia nas usinas termelétricas está na durabilidade de seus componentes – em especial das turbinas a vapor – havendo um desejo geral pela superação de seu tempo de operação originalmente previsto em projeto. Isto ocorre devido a fatores como o elevado investimento necessário para a construção de novas usinas, as incertezas quanto ao mercado de energia e as crescentes dificuldades na obtenção de licenças ambientais para a instalação de novas unidades geradoras, que também resultam em custos elevados (Mayer, 1989). Sendo assim, um dos objetivos deste trabalho é estudar o efeito de diferentes parâmetros de tratamentos térmicos na resistência a fluência, microestrutura e nas propriedades mecânicas em alta temperatura do aço X22CrMoV12-1. O aumento da vida destes aços aumenta a durabilidade das palhetas e reduz as paradas de manutenção que impactam negativamente nos custos de geração de energia termelétrica.

Novos Equipamentos são usualmente projetados para possuir uma vida superior a dez anos, no entanto, estes nem sempre são submetidos apenas às condições previstas no projeto, o que pode levar à redução da sua vida. Em outros casos, os equipamentos já ultrapassaram sua vida de projeto, o que remete à necessidade de avaliação da sobrevida dos mesmos, pois substituir equipamentos ainda em condições de uso implica em elevados custos de manutenção, além de aumentar o tempo de reparo, o que pode acarretar em perda de produção e lucro cessante (Oliveira, 2006).

Sendo assim, é de fundamental importância avaliar e determinar o fim da vida de equipamentos em serviço, desta forma será estudada uma metodologia de análise de vida residual que relacione microestrutura e propriedades mecânicas do aço X22CrMoV12-1 submetido a fluência artificialmente. Para esta etapa serão realizados ensaios de fluência em tempos pré-estabelecidos com objetivo de avaliar: a evolução microestrutural, a possível formação de vazios de fluência, além da evolução da dureza.

Desta forma, este trabalho tem o objetivo de contribuir para desenvolver uma metodologia a ser empregada na determinação da vida residual de equipamentos submetidos ao mecanismo de fluência, bem como o de criar referências que poderão ser de grande valor para estimar o percentual de vida consumida em palhetas de turbina nos rotores de alta pressão submetidos à fluência, de forma que se possa maximizar a vida desses componentes com segurança.

Finalmente será estudado a equivalência entre o ensaio de tração a quente e o de fluência em aços X22CrMoV12-1, esta parte se torna muito importante já que este aço tem uma extensa utilização na indústria de geração termoelétrica brasileira nacional, principalmente na faixa de 500° a 600° C.

Este trabalho será desenvolvido como parte do projeto “*Metodologia Para Avaliação de Danos e dos Tratamentos de Recuperação de Palhetas de Turbinas a Gás e a Vapor Utilizadas em Usinas Termoelétricas*” do Programa ANEEL registrado sob o número PD-0403-0031/2012.

1.1 Objetivos Geral e Específicos

Este trabalho tem como objetivo geral avaliar a influência do tratamento térmico de revenido sobre a resistência a fluência além de estudar uma metodologia que possa estimar a vida residual do aço X22CrMoV12-1 utilizado na fabricação de palhetas de turbina a vapor para geração termoelétrica.

A seguir são apresentados os objetivos específicos desta Tese de Doutorado:

- Analisar as faixas de temperatura de austenitização e precipitação do aço estudado;
- Analisar o comportamento do aço estudado sob regime de fluência e correlacionar sua microestrutura e dureza nos diversos estágios de fluência;
- Estudar o efeito dos estágios de fluência sobre o grau de sensitização do aço X22CrMoV12-1;
- Estudar a correlação entre os ensaios de tração a quente e fluência para o aço X22CrMoV12-1.

1.2 Motivação

A determinação e o acompanhamento dos mecanismos de dano em um determinado equipamento são de fundamental importância para a definição do plano de inspeção periódica do mesmo. No entanto, o avanço tecnológico, o desenvolvimento de novos materiais, o surgimento de novos produtos e processos além de exigência em relação a parâmetros operacionais podem gerar novos mecanismos de danos. Assim, é imprescindível para os profissionais de engenharia e manutenção de equipamentos estarem permanentemente atualizados com o surgimento de novas tecnologias de inspeção destrutiva ou não destrutiva e com os avanços nos estudos a respeito dos diversos mecanismos de dano, visando garantir a segurança de pessoas e equipamentos, bem como a continuidade operacional das instalações industriais e, conseqüentemente, evitando perdas financeiras.

O projeto e o desenvolvimento de novas centrais termoelétricas se beneficiaram com o surgimento de novos materiais (aços e superligas), que permitem o seu emprego em temperaturas de funcionamento mais elevadas. Este incremento de temperatura traduz-se num aumento da eficiência da turbina, permitindo a redução do consumo de combustível, o que torna esta fonte de energia mais atrativa. Atualmente as usinas geradoras, centros de pesquisa e entidades governamentais buscam a redução do consumo de combustíveis fósseis na geração de energia elétrica através do aumento da

eficiência de suas unidades geradoras. Esta redução de consumo além de trazer benefícios econômicos é também importante no impacto ambiental, já que as emissões de CO₂ também são reduzidas.

O desenvolvimento de materiais resistentes a ambientes mais agressivos bem como altas tensões e temperaturas tornou-se uma solução para atendimento as necessidades científicas, tecnológicas e econômicas, principalmente em relação ao aumento de vida, otimização de recursos e confiabilidade de equipamentos. Segundo Siegel (1996) *apud* Eulotério (2009), estas necessidades requerem materiais disponíveis para trabalhos em condições próximos dos limites de sua capacidade, de tal forma que conjuguem uma combinação de boas propriedades à altas temperaturas e resistência ao processo de degradação, condições evidentemente necessárias para resistir a ambientes de serviços severos por um longo período. Atualmente uma das ferramentas para fazer a previsão da vida remanescente em componentes de turbina a vapor é através do ensaio de fluência onde se busca simular as condições do material em serviço. Neste ensaio, um corpo de prova é submetido a uma tensão estática ao mesmo tempo em que é mantido em um forno a uma temperatura constante e geralmente elevada. Este é um ensaio de relativa dificuldade de realização por ser necessário considerável aparato experimental. Os testes de fluência são geralmente de longa duração, podendo se prolongar por meses e até anos.

O estudo e a comprovação de um critério de equivalência entre tração a quente e fluência são importantes na medida em que se permite um intercâmbio entre os resultados. Apesar de alguns estudos já existirem, tem-se a necessidade de novos estudos e experimentos sejam realizados. As poucas informações relatadas na literatura não chegam a um acordo sobre esta questão, ou seja, se os ensaios de tração a quente poderão substituir os ensaios de fluência ou vice-versa. Portanto a análise de resultados de tração e fluência segundo a metodologia do critério de equivalência fornece uma visão mais bem integrada sobre o comportamento da deformação dos metais que pode ter implicações importantes no futuro (Santos, 2007).

A deformação por fluência é uma das principais causas de deterioração de equipamentos e componentes da indústria de geração de energia e de processamento químico onde se operam em elevadas temperaturas e tensões por um determinado período. O crescente interesse por técnicas e metodologias que permitam avaliar de forma segura a vida remanescente de equipamentos industriais, principalmente daqueles que operam em altas temperaturas, garantindo a integridade estrutural entre os períodos de inspeções, é devido a necessidade de diminuir custos, maximizar a segurança e estender a vida destes, pois estes equipamentos se analisados com métodos confiáveis podem ter sua vida de projeto estendida (Júnior, 2009). No momento atual as manutenções realizadas em usinas termoelétricas nacionais desempenham papel importante na confiabilidade e disponibilidade do sistema elétrico onde

altos investimentos combinados com legislações ambientais restritivas, dificultam substancialmente a construção de novas instalações.

Grupos de engenharia, operação e análise de manutenção das usinas termoelétricas buscam aumentar a confiabilidade das usinas geradoras e o intervalo das manutenções e inspeção nos rotores das turbinas de alta pressão. Técnicas convencionais de ensaios não destrutivos aplicados em palhetas de turbina permitem somente a avaliação do estado superficial e a detecção de imperfeições superficiais ou sub superficiais. O conhecimento dos assuntos relacionados a fluência e seus mecanismos, ensaios e a extrapolação de resultados além do histórico de transformações microestruturais e variações de dureza, aliado a uma metodologia confiável para análise de vida residual permitirá que seja estimado com maior exatidão o tempo correto para a substituição das palhetas de turbinas utilizadas para geração termoelétrica.

1.3 Organização da Tese

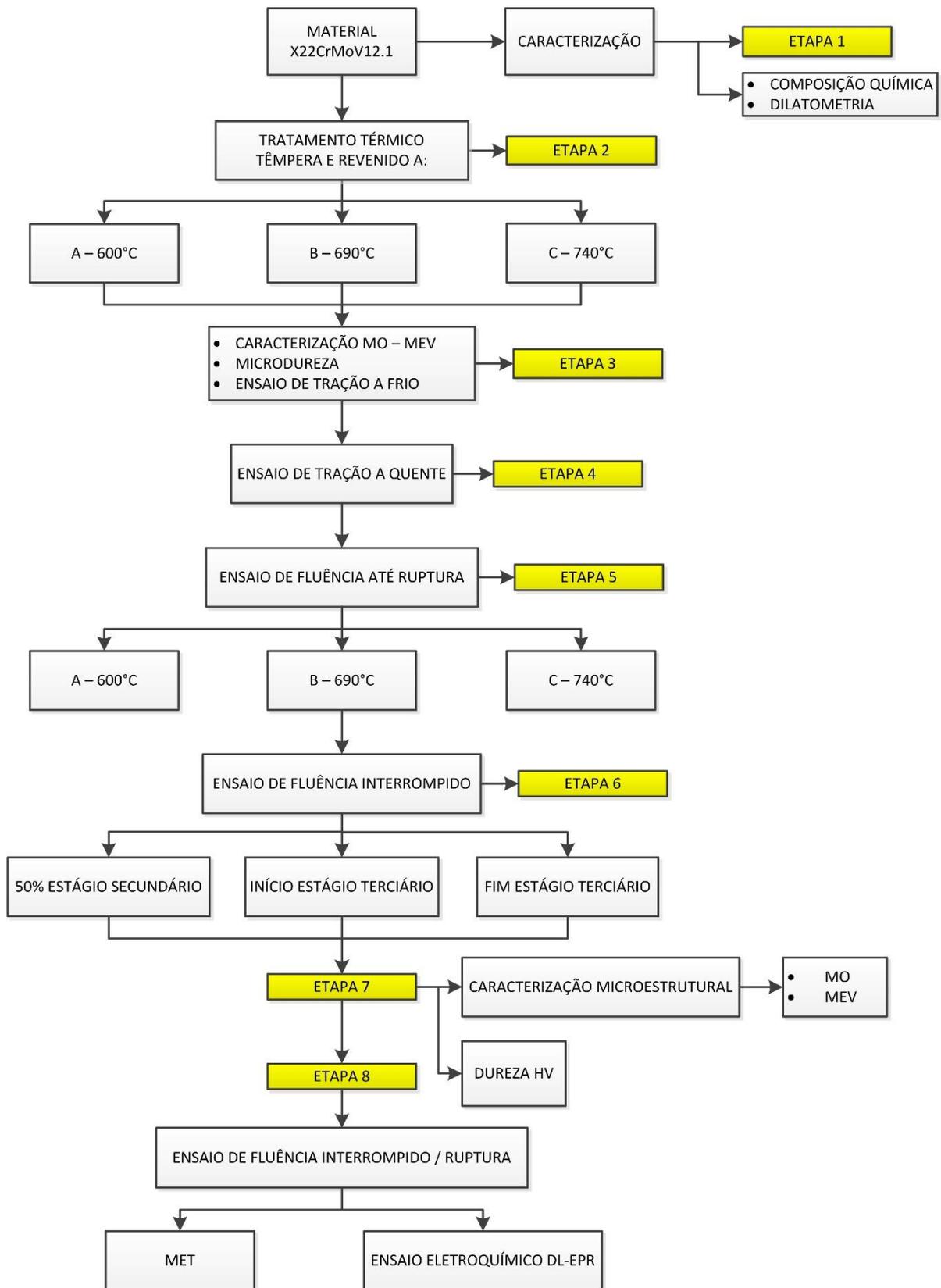
Esta tese está organizada de modo a descrever a influência da temperatura de revenido sobre a resistência a fluência do aço X22CrMoV12-1, inicia-se o primeiro capítulo apresentando uma visão geral do tema proposto, seus objetivos e as contribuições científicas esperadas assim como as motivações que levaram à sua realização. No capítulo 2 apresenta-se uma revisão bibliográfica sobre geração elétrica e a importância do aço estudado no processo de geração termoelétrica bem como as suas características mecânicas e metalúrgicas, finalmente são apresentados os principais conceitos sobre fluência e os seus mecanismos de deformação.

No capítulo 3 é descrito a metodologia de pesquisa, as formas de caracterização do aço estudado na sua condição de recebimento e os tratamentos térmicos realizados, são mencionados os equipamentos e os parâmetros para a realização dos ensaios de tração, fluência, ensaios eletroquímicos e as caracterizações microestruturais por microscopia óptica, varredura e eletrônica de transmissão.

No capítulo 4 são apresentados e discutidos os resultados dos ensaios de tração a quente e a frio, as caracterizações microestruturais (MO, MEV, MET) das amostras testadas com o objetivo de se compreender as transformações microestruturais do aço X22CrMoV12-1 em regime de fluência e correlacionar o estágio de fluência ao grau de sensitização.

Nos capítulos finais são apresentadas as conclusões desta pesquisa, sugestões para trabalhos futuros e as referências bibliográficas utilizadas. Um fluxograma geral do trabalho está mostrado na Figura 1 de forma a resumir os procedimentos de pesquisa utilizados nesta Tese de Doutorado.

Figura 1 – Fluxograma das atividades desta tese.



Fonte: AUTOR, 2018.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Estado da Arte

Devido ao crescimento dos problemas ambientais verificado nos últimos anos, têm-se efetuado esforços em reduzir a emissão de CO₂ para a atmosfera, que contribui grandemente para o aquecimento global, fazendo com que centrais termoelétricas busquem o aumento da eficiência energética. Assim, encontram-se atualmente em desenvolvimento unidades produtoras de energia através da queima de combustíveis fósseis, com elevada eficiência energética, com funcionamento a uma pressão do vapor de aproximadamente 35 MPa e uma temperatura do vapor de até 760 °C, com custos de produção de energia relativamente baixos e com menor poluição. Contudo, estas tecnologias avançadas aumentam a severidade das condições de funcionamento, requerendo melhoria das características mecânicas e metalúrgicas dos materiais em que são fabricados os equipamentos (Santos *et al.* 2011).

Nos últimos anos, tem havido um aumento na procura para melhorar a eficiência de centrais elétricas a vapor por razões econômicas e ambientais. Uma maneira de conseguir isto consiste em elevar a temperatura de entrada e a pressão do vapor que passa através das turbinas. Isso economiza o combustível e reduz emissões de CO₂, porém estes novos parâmetros operacionais causam mais degradação nos materiais metálicos. As microestruturas dos materiais que operam sob essas condições mudam com o tempo e, conseqüentemente, vários mecanismos de degradação, tais como: fluência, fadiga, fadiga térmica, fragilização progressiva, corrosão / oxidação, etc., são acelerados. Entre esses mecanismos de danos, os mais importantes são os causados por um aumento na deformação plástica devido principalmente a fluência (Kafexhiu *et al.* 2012).

A fluência é um fenômeno de deformação progressiva, lenta, sob ação de uma carga constante aplicada durante longo período (Dieter, 1988). Na maioria dos materiais metálicos a fluência só é considerada crítica para temperaturas elevadas, normalmente acima de $0,4 T_f$ (temperatura de fusão) em Kelvin (K). A fluência é classicamente associada à deformação plástica e progressiva (dependente do tempo) que ocorre em um metal submetido a esforços constantes (inclusive inferiores ao limite de escoamento a quente) sob temperaturas elevadas (Webster, 1994. Kassenera, 2003).

Palhetas de turbina a vapor são componentes críticos em centrais termoelétricas, elas convertem a energia cinética do vapor em alta temperatura e pressão para um movimento de rotação do eixo da turbina acoplado a um gerador. Se as palhetas por algum motivo não operarem corretamente as centrais

elétricas terão suspensas a geração de energia. Este fato pode causar longo tempo para manutenção acarretando em perdas econômicas. Desta forma torna-se necessário uma inspeção e determinação de vida residual das palhetas como forma de aumentar a confiabilidade das unidades de geração de energia (Kumar *et al.* 2012).

A analogia entre tração a quente e fluência foi estabelecida considerando que, em um ensaio de tração a temperatura e a taxa de deformação são arbitrariamente mantidas constantes para se verificar o comportamento da tensão, ou resistência do material, enquanto que em um ensaio de fluência a tensão e a temperatura são arbitrariamente mantidas constantes para se verificar como ocorre a deformação do material (Dias, 2010).

Na busca pela equivalência entre os dados de fluência e tração a quente, Bueno e Reis Sobrinho (2003), elaboraram um critério que considera basicamente que o pico de tensão, o tempo necessário para que ele ocorra e a taxa de deformação, gerados em testes de tração com taxa de deformação constante em altas temperaturas, é equivalente respectivamente à tensão aplicada, ao tempo de ruptura e a taxa mínima de fluência obtidos nos ensaio de fluência.

Para gerar informações mais confiáveis ainda com relação ao critério de equivalência proposto por Bueno e Reis Sobrinho, as mesmas análises poderiam ser realizadas em outros materiais (Santos, 2007).

Segundo Júnior (2009), o crescente interesse por técnicas e metodologias que permitam avaliar de forma segura a vida remanescente de equipamentos industriais, principalmente daqueles que operam em altas temperaturas, garantindo a integridade industrial entre as inspeções, é sustentado pela necessidade de diminuir custos, maximizar a segurança e estender a vida destes, pois estes equipamentos podem ter ultrapassado a sua vida de projeto.

Um dos grandes desafios da indústria é determinar o fim da vida remanescente de equipamentos em serviço. Equipamentos novos são usualmente projetados para possuir uma vida superior a dez anos, chegando a vinte ou até mesmo trinta anos, em alguns casos. No entanto, ao longo da sua vida, estes nem sempre são submetidos apenas às condições previstas no projeto. Tais situações podem ser identificadas durante a partida ou parada dos equipamentos, quando os mesmos passam por transientes que, não raro, introduzem defeitos em seus componentes. Outras vezes, durante descontroles ou manobras operacionais, ou ainda, após aumentos de capacidade de instalações industriais, alguns equipamentos passam a operar numa condição mais severa do que o inicialmente previsto. Tais fatores podem levar à redução da vida do equipamento (Oliveira, 2006).

Algumas razões econômicas e justificativas técnicas contribuem e são muito importantes na decisão de prolongar o tempo de serviço das unidades por períodos superiores ao tempo de vida previsto em projeto (Viswanathan, 1995; Sobrinho, 2004). Após vários anos de serviço, e como resultado de complexas condições de trabalho, esses materiais sofrem deterioração metalúrgica e/ou mecânica (Bagnoli *et al.* 1988 *apud* Moreto, 2008).

Desta forma este trabalho contribui de forma significativa para o setor elétrico, especificamente para as plantas termelétricas que atualmente estão gerando com carga máxima. Com a elaboração de um banco de dados e informações que subsidiem decisões para a substituição de palhetas de turbinas e/ou estimem a vida residual, se terá uma ferramenta muito valiosa nas decisões estratégicas relativas ao planejamento plurianual de paradas de unidades termelétricas.

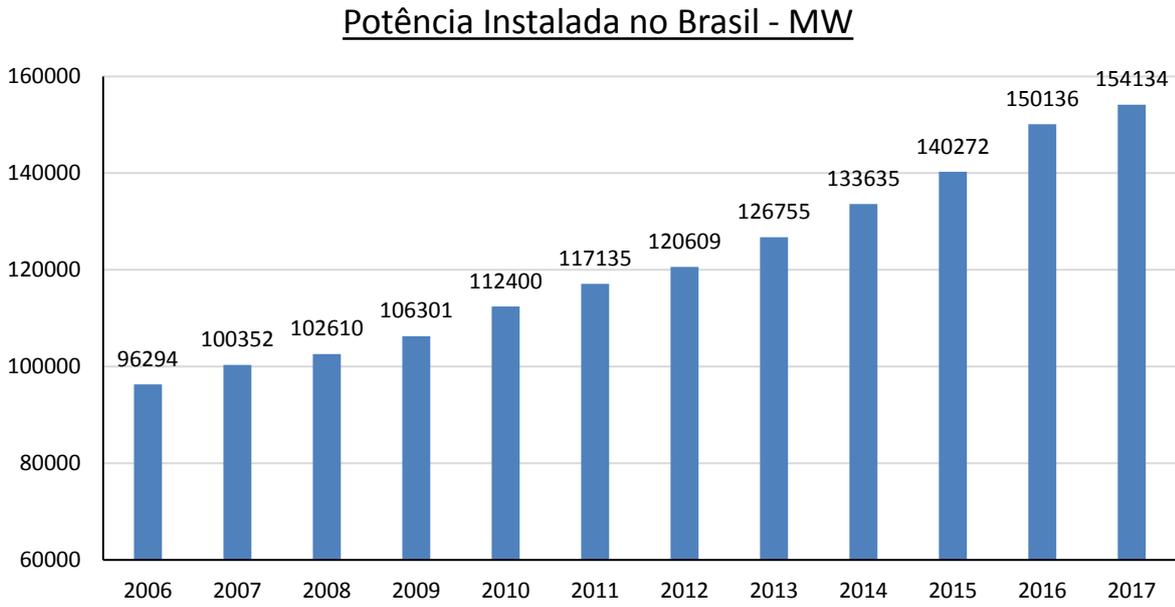
2.2 Geração Termoelétrica

A produção de energia elétrica, a nível mundial, com base em combustíveis fósseis é a principal fonte de produção de energia. As reservas de carvão são significativamente mais abundantes e em muito maior número do que as dos outros combustíveis fósseis. O carvão é uma fonte de energia que supre 25% das necessidades globais de energia (Santos *et al.* 2011).

A Figura 2 mostra a evolução da capacidade de geração elétrica (MW) do sistema elétrico brasileiro, nele observa-se o aumento da oferta de energia elétrica em torno de 50% na última década, geração elétrica que neste período possibilitou o crescimento econômico do Brasil. As Figura 3 e 4 mostram a diversidade na matriz energética brasileira sendo possível perceber a importância da geração termoelétrica.

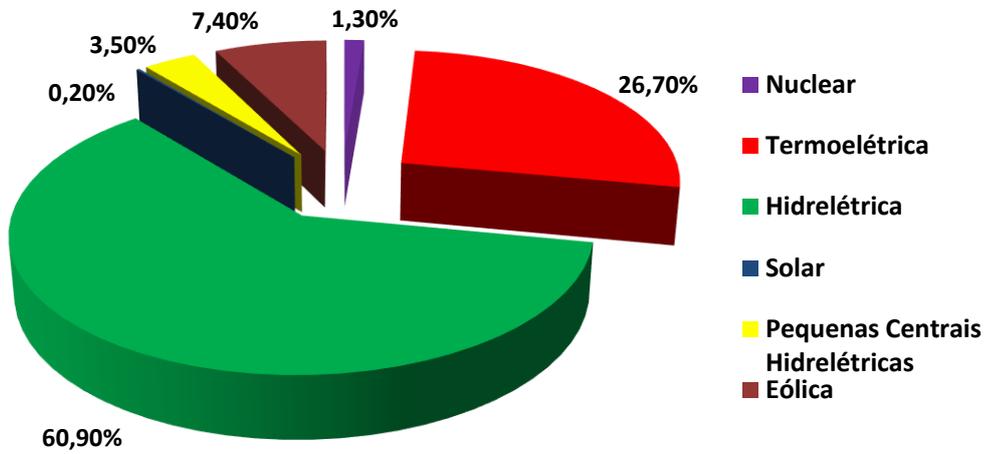
Em centrais termoelétricas utiliza-se o calor proveniente da combustão de combustíveis (biomassa, derivados do petróleo, carvão mineral) para geração de vapor num equipamento chamado caldeira ou gerador de vapor. Portanto, a energia térmica acumulada em forma de calor pode ser utilizada para a geração de energia elétrica, acionando uma turbina a vapor acoplada a um gerador elétrico, o rendimento térmico máximo que pode ser obtido na prática com este processo é de aproximadamente 30 a 35%, ou seja, 1/3 da energia do combustível pode ser convertido em energia térmica (CHIERICATO, 2010).

Figura 2 – Evolução da capacidade instalada (MW) no Brasil.



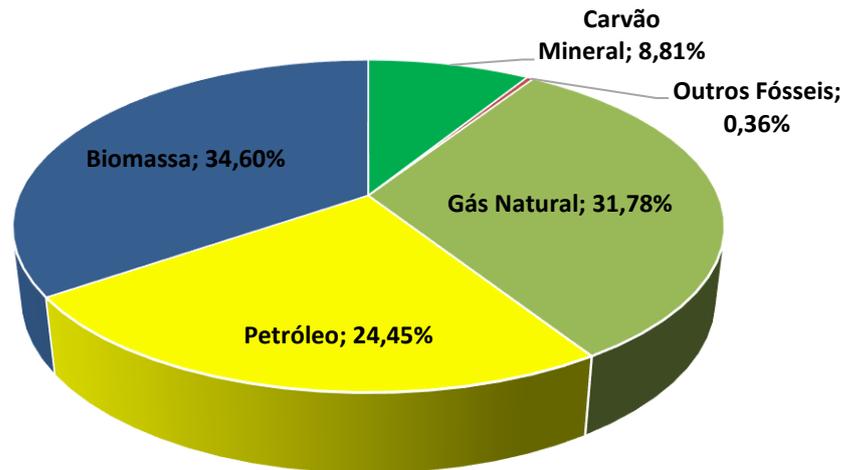
Fonte: ANEEL – Banco de Informações Gerenciais – setembro de 2017.

Figura 3 – Distribuição dos tipos de geração elétrica no Brasil.



Fonte: ANEEL – Banco de Informações Gerenciais – setembro de 2017.

Figura 4 – Tipos de geração termoelétrica no Brasil.



Fonte: ANEEL – Banco de Informações Gerenciais – setembro de 2017.

A Figura 5 mostra um esquema simplificado de uma planta de potência a vapor com seus componentes principais, dividida em quatro sistemas: caldeira, turbina, gerador, sistema de resfriamento. Do ponto de vista termodinâmico, o ciclo de geração de potência a vapor é conhecido como ciclo de “Rankine”. A modelagem termodinâmica do ciclo “Rankine” que se representa pela Figura 5 é apresentada a partir da consideração de que os processos que o compõe são reversíveis. As principais transferências de calor e trabalho estão ilustradas esquematicamente na Figura 6.

A função do vapor em usinas termelétricas (a carvão) é transportar a energia calorífica do combustível liberado na caldeira para a turbina, onde por meio do movimento de rotação (energia mecânica) transmitida ao alternador, se produz energia elétrica. Portanto, após passar pelo último superaquecedor o vapor dirige-se por meio de tubulações à turbina.

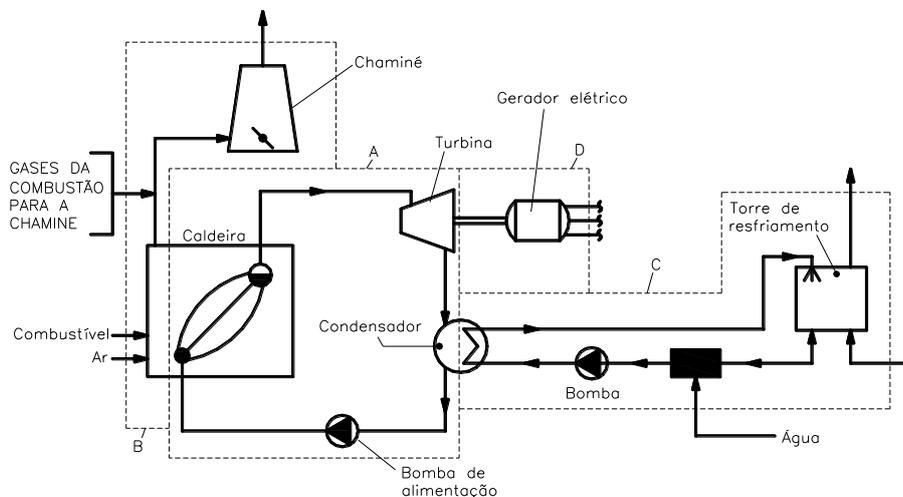
O fluxograma simplificado da Figura 7 mostra o trajeto do vapor da caldeira à turbina. Neste esquema é mostrado que o vapor superaquecido (540 °C a $140\text{ kg/cm}^2 - 13,73\text{ MPa}$) sai da caldeira pela tubulação B e passa por uma válvula de bloqueio e de segurança localizada na caldeira e dirige-se à turbina de alta pressão, onde é expandido realizando trabalho. Após a turbina de alta pressão, o vapor volta à caldeira pela tubulação C, para ser reaquecido e retorna à turbina de média pressão pela tubulação A. Na entrada da turbina de média pressão, o vapor reaquecido deve ter uma temperatura constante igual ao do vapor superaquecido, ou seja, 540 °C . No entanto a pressão para esse vapor varia conforme a carga, e está muito abaixo da pressão do SH (vapor superaquecido), ou seja, aproximadamente $38\text{ kg/cm}^2 - 3,72\text{ MPa}$, segundo condições operacionais das unidades 3 e 4 no Complexo Termoelétrico Jorge

Lacerda localizado em Capivari de Baixo sul de Santa Catarina (Comeli, 2006). A Figura 8 mostra uma central termoelétrica localizada em Lages, Santa Catarina com capacidade de geração de 28 MW.

Mundialmente, estão em curso numerosos projetos de investigação e desenvolvimento que estudam o futuro a curto, médio e longo prazos das centrais termoelétricas supercríticas e ultra supercríticas avançadas. Citam-se as três principais iniciativas na produção do Departamento de Energia dos EUA: “*Vision 21*”, “*Future-Green*” e “*Clean Coal Power*” (Susta e Seong, 2004). A iniciativa “*Vision 21*” tem como meta 50% de eficiência para as centrais a carvão, e a iniciativa “*Clean Coal Power*” tem como metas uma temperatura do vapor de 675 °C em 2010 (45-50% de eficiência) e 760 °C em 2020 (50-60 % de eficiência).

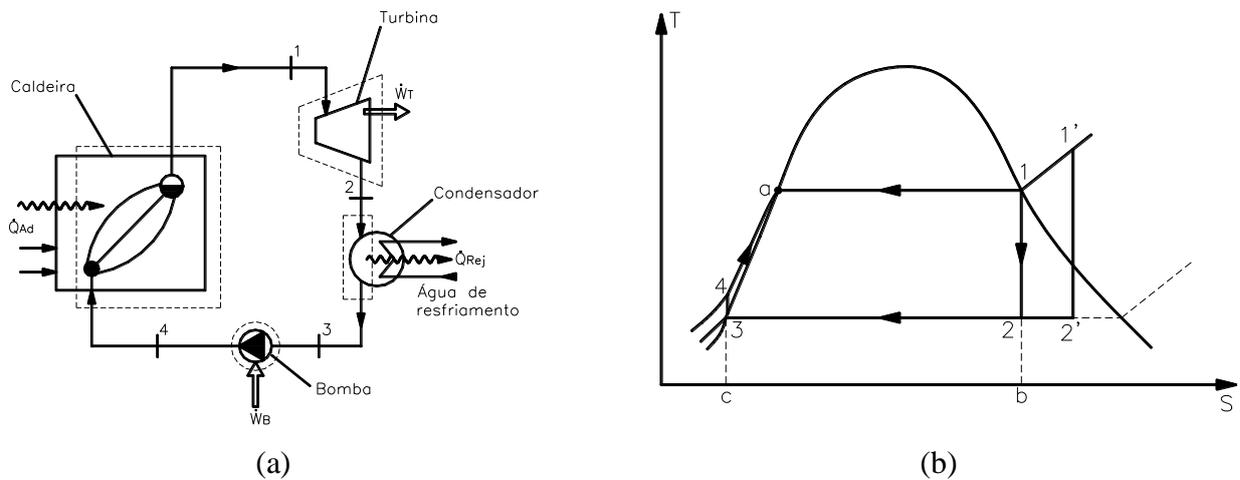
Os principais desenvolvimentos relacionados à combustão do carvão, têm envolvido aumento de eficiência térmica das centrais termoelétricas por aumento de pressão e temperatura do vapor a partir da saída da caldeira até a entrada da turbina. Estima-se que até 2030 seja construído no mundo cerca de 1400 GW de novas centrais em países em desenvolvimento, e que as centrais a carvão em 2030 forneçam 30% das necessidades globais de eletricidade (Santos *et al.* 2011).

Figura 5 – Esquema simplificado de uma instalação de potência a vapor.



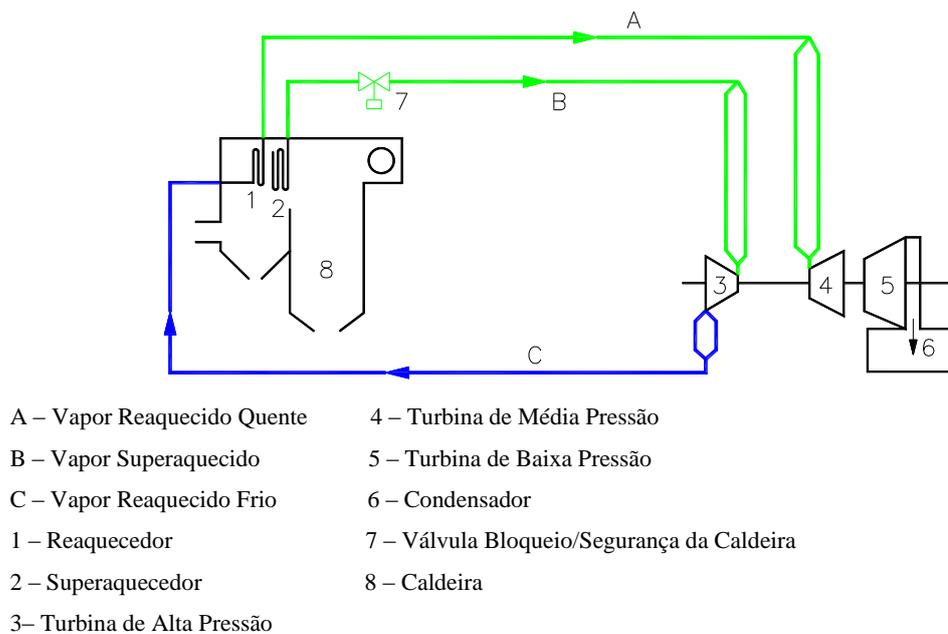
Fonte: LORA e NASCIMENTO, 2004.

Figura 6 – (a) Principais transferências de trabalho e calor no ciclo Rankine. (b) Diagrama temperatura X entropia no ciclo ideal de Rankine.



Fonte: LORA e NASCIMENTO, 2004.

Figura 7 – Ciclo de vapor da caldeira até a turbina – Unidades 3 e 4 do Complexo Termoelétrico Jorge Lacerda, Capivari de Baixo.



Fonte: COMELI, 2011.

As centrais termoelétricas existentes podem ser divididas em quatro grandes grupos: centrais de ciclo subcrítico, de ciclo supercrítico e de ciclo ultra supercrítico. As condições de operação de cada tipo de central são distintas, sendo essencialmente diferentes as pressões e temperaturas de operação de cada central, como ilustrado na Tabela 1. As centrais subcríticas são as mais comuns a nível mundial e as centrais ultra supercríticas encontram-se numa fase de desenvolvimento, existindo apenas algumas instaladas no Japão (Andrade *et al.* 2010).

Figura 8 – Unidade de cogeração Lages Bioenergética – capacidade de geração 28 MW.



Fonte: AUTOR, 2017.

Tabela 1 – Faixas de pressão e temperatura aproximadas para usinas termoeletricas.

Central elétrica	Pressão de Vapor Principal (MPa)	Temperatura do Vapor Principal (°C)	Temperatura do Vapor no Reaquecedor (°C)	Eficiência Líquida (%)
Crítica	22,0	Até 374	Até 374	< 35
Subcrítica	< 22,1	Até 565	Até 565	33-39
Supercrítica	22,1-25	540-580	540-580	38-42
Ultra Super Crítica	> 25	>580	>580	> 42

Fonte: NALBANDIAN, 2009 *apud* LORA e NASCIMENTO, 2004

2.2.1 Turbinas a Vapor

As turbinas a vapor são máquinas de combustão externa em que os gases resultantes da queima do combustível não entram em contato com o fluido de trabalho que escoar no interior da máquina e realiza os processos de conversão da energia do combustível em potência de eixo.

Devido a isto, apresentam uma flexibilidade em relação ao combustível a ser utilizado, podendo usar inclusive aqueles que deixam resíduos sólidos (cinzas) durante a queima. Como as turbinas a vapor são máquinas de combustão externa, então o calor necessário para a ebulição do condensado e para o superaquecimento posterior deve ser transferido dos produtos de combustão ao fluido de trabalho através de serpentinas no interior da caldeira (Chiericato, 2010).

Uma turbina é uma máquina acionadora que retira energia de um escoamento de fluido que se processa em seu interior e a disponibiliza através de um eixo de rotação. No caso das turbinas a vapor, esse fluido é o vapor d'água. O processo de transferência de energia para o eixo da turbina se processa em duas etapas. Primeiro, o vapor é expandido em bocais de modo a ter sua entalpia convertida em energia cinética e, posteriormente, o escoamento, em alta velocidade, é direcionado contra as pás

dispostas ao longo da periferia de uma roda móvel, transferindo para esta parte de sua energia. São pouco comuns turbinas industriais em que esse processo de transferência de energia seja feito em um único estágio, ou seja, utilizando uma única roda móvel, devido a restrições de projeto. As máquinas de múltiplos estágios são utilizadas na quase totalidade das aplicações, sendo que podem ter duas formas distintas de concepção: estágios de velocidade ou estágios de pressão (Flutt, 2008).

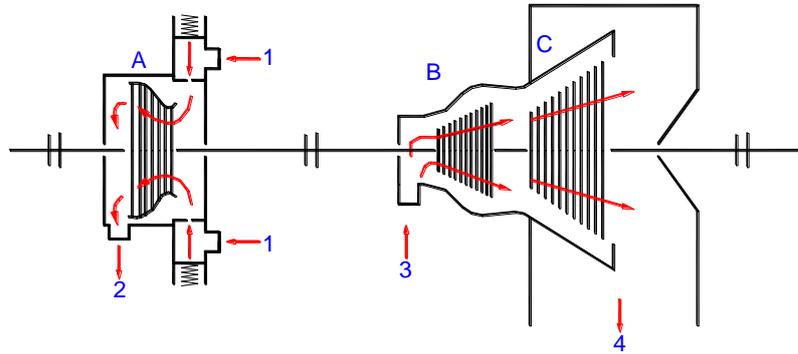
A Figura 9 mostra esquematicamente o trajeto do vapor no interior de uma turbina do Complexo Jorge Lacerda localizado em Capivari de Baixo, SC Unidades 3 e 4 – UTLA com capacidade de geração de 66 MW (Comeli, 2006).

Em turbinas a vapor de ação com um só estágio de pressão e vários estágios de velocidade, conhecida também como roda de Curtis o vapor se expande no bocal de entrada, transformando a entalpia em energia cinética. No primeiro rotor é convertida toda a diferença de pressão em velocidade – Figura 10a. A transformação da energia cinética em trabalho ocorre em vários estágios de velocidade, separados por palhetas fixas que apenas mudam a direção do escoamento mantendo a velocidade e pressão constantes. Como por todos os estágios deve passar a mesma quantidade de vapor e a velocidade vai diminuindo, é necessário que as seções por onde passa o vapor vá aumentando, o que implica numa variação do diâmetro dos rotores sucessivos – (Chiericato, 2010) – Figura 10b.

Em um conjunto de estágios de velocidade o vapor sofre uma única expansão inicial e o fluxo passa a seguir por mais de uma roda móvel. Ou uma única roda móvel com duas fileiras de pás circunferencialmente distribuídas e separadas por um diafragma de pás fixas defletoras.

Esse último arranjo, conhecido como estágio Curtis (Figura 11a), é frequentemente utilizado na construção de turbinas pequenas ou como primeiro estágio na maioria das turbinas de grande porte (Flutt, 2008). O projeto de estágios de pressão, também denominado de estágios Rateau, (Figura 11b) consiste na decomposição da diferença de pressão total, associando diversos pares constituídos por uma roda de pás fixas (expansores) e uma roda de pás móveis cada um. Neste caso, os bocais são utilizados como elementos expansores apenas na entrada de vapor da turbina, com o conjunto de pás dispostas ao longo de uma roda fixa cumprindo essa função a cada estágio.

Figura 9 – Fluxo de vapor interior da turbina – Unidade 3 e 4 do Complexo Termoelétrico Jorge Lacerda – UTLA, Capivari de Baixo, SC.



A – Turbina de Alta Pressão ($P = 140 \text{ Kg/cm}^2 - 13,73 \text{ MPa}$)

B – Turbina de Média Pressão ($P = 31 \text{ Kg/cm}^2 - 3,04 \text{ MPa}$)

C – Turbina de Baixa Pressão ($P = 15 \text{ Kg/cm}^2 - 1,47 \text{ MPa}$)

1 – Entrada de Vapor Superaquecido ($T = 540 \text{ }^\circ\text{C}$)

2 – Saída de Vapor – Reaquecido Frio ($T = 380 \text{ }^\circ\text{C}$)

3 – Entrada de Vapor – Reaquecido Quente ($T = 540 \text{ }^\circ\text{C}$)

4 – Condensador

Fonte: COMELI, 2006.

Figura 10 – Imagem mostrando o expansor e a roda Curtis de um rotor de alta pressão. (b) Rotor de baixa pressão.



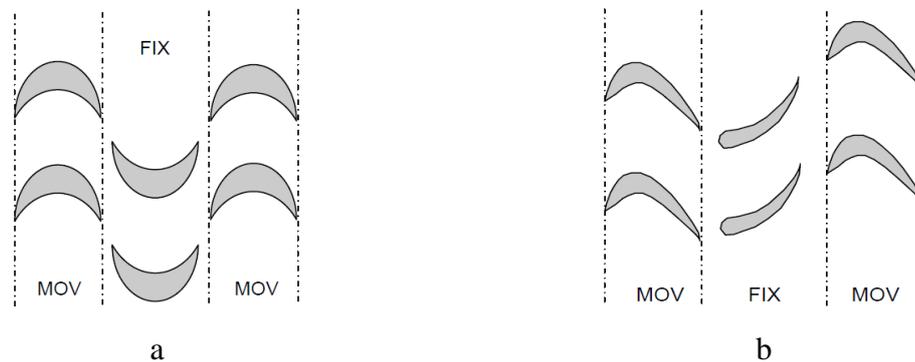
a



b

Fonte: AUTOR, 2014.

Figura 11 – (a) Diagrama Esquemático do estágio de velocidade (Estágio Curtis) de uma turbina a vapor. (b) Diagrama esquemático do estágio de pressão (Estágio Rateau) de uma turbina a vapor.



Fonte: FLUTT, 2008.

2.2.2 Condições Operacionais de Turbinas a Vapor – Palhetas

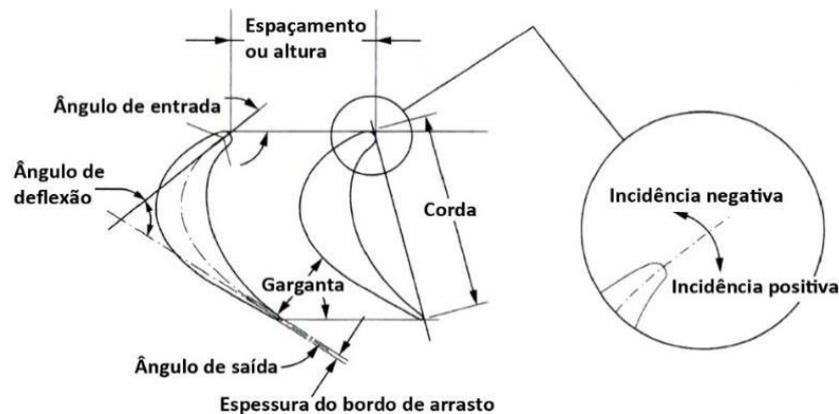
As palhetas das turbinas a vapor são os elementos que transformam a energia cinética do vapor admitido no torque resultante no eixo da máquina. Portanto, o fluxo do fluido com alta energia que incide sobre a palheta associado a rotação da máquina impõe solicitações especiais sobre estas. Palhetas, eixos e alguns outros componentes estruturais das turbinas são projetados para se aproveitar ao máximo sua capacidade de operação (Affonso *et al.* 2002).

As turbinas a vapor trabalham por meio do afinilamento e direcionamento do vapor em um fluxo circunferencial, criando um vórtice cuja velocidade pode superar 1500 km/h, sendo o vapor um fluido denso e de elevada temperatura, sua atuação mecânica sobre as palhetas da turbina demanda que as mesmas sejam fabricadas com materiais de alto desempenho. O projeto de tais palhetas deve considerar a atuação de forças do fluxo do vapor, força centrífuga, diferenciais de pressão e alta temperatura, além do potencial corrosivo do meio. A vibração das palhetas também deve ser considerada, uma vez que desestabiliza o sistema (Singh e Lucas, 2011).

Embora turbinas a vapor operem essencialmente por diferenciais de pressão, a propriedade termodinâmica que rege o sistema é a entalpia, controlada por mudanças na temperatura do vapor. Perdas mecânicas ocorrem em especial pelo atrito, de forma que o projeto da turbina deve considerar as complexidades do fluxo visando obter alta eficiência. Para tal, é avaliada a geometria das palhetas – Figura 12 – onde são considerados os ângulos de entrada e de saída do fluxo de vapor, cuja incidência determina a ocorrência de pressões positivas ou negativas sobre sua superfície, gerando tensões. É avaliada ainda a quantidade de palhetas, o número de estágios da turbina e a carga total a que esta será submetida (Singh e Lucas, 2011).

O material das palhetas de uma turbina deve possuir além de elevado limite de resistência à tração, alta resistência à fadiga, à corrosão e à erosão. Deve ainda possuir boa ductilidade, boa usinabilidade e razoável disponibilidade no mercado. A alta velocidade rotacional das turbinas impõe grande força centrífuga, enquanto o vapor gera forças fletoras sobre as palhetas. Embora apresentem baixas tolerâncias dimensionais, as superfícies de encaixe da raiz da palheta não se encontram inicialmente em perfeito contato com o disco de acoplamento.

Figura 12 – Definições geométricas de uma palheta de turbina a vapor.



Fonte: SINGH e LUCAS, 2011

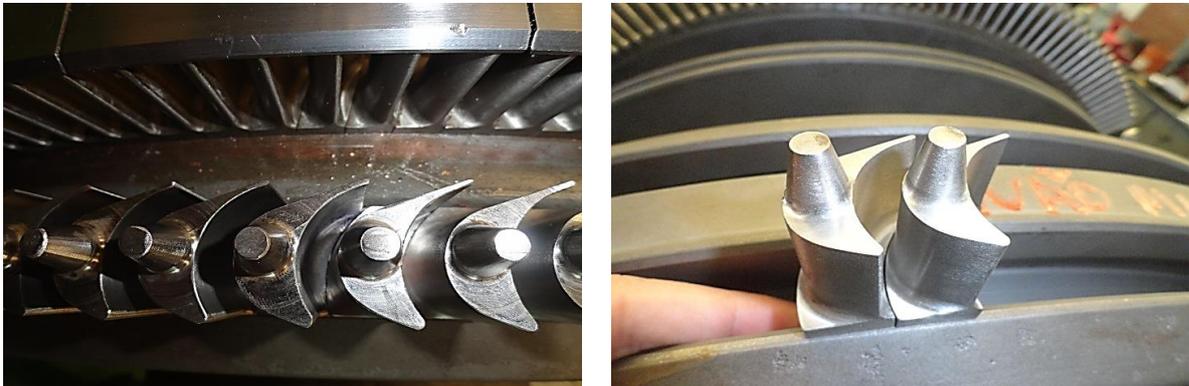
No início de operação da turbina, pequenas zonas de deformação plástica surgem na região entre as superfícies da palheta e do disco de encaixe, permitindo perfeito acoplamento. Este processo influencia na confiabilidade da turbina e na durabilidade do projeto. Em relação ao material das palhetas é aceitável que seu limite de resistência seja um pouco reduzido, para que ocorra aumento da ductilidade. Entre os materiais que atendem a todos estes requisitos, os mais amplamente empregados em turbinas a vapor são os aços inoxidáveis martensíticos (Singh e Lucas, 2011).

As Figuras 13 e 14 mostram detalhes de montagem das palhetas no rotor e suas dimensões, sendo que estas palhetas fazem parte da roda Curtis (conjunto 1A) do rotor de alta pressão da Unidade 1 UTLA do Complexo Termoelétrico Jorge Lacerda.

Diversas causas podem levar a falhas nas turbinas a vapor, muitas como resultado da degradação do material das palhetas. Danos por deformação ocorrem quando mudanças nas dimensões físicas ou na morfologia do componente são suficientes para que haja impacto em sua funcionalidade. A principal causa de deformação é a fluência, fenômeno dependente do tempo e da temperatura de trabalho do material, podem ainda ocorrer danos tais como: corrosão, erosão e atrito. Por fim, a falha catastrófica acontece com a propagação de uma trinca, que ocorre como resultado de carregamentos

cíclicos (fadiga por corrosão; fadiga de baixo e alto ciclo) ou de carregamentos estáticos (fratura frágil ou dúctil; ruptura por fluência) (Singh e Lucas, 2011).

Figura 13 – Vista superior e lateral da palheta do estágio 1A – rotor de alta pressão da Unidade Geradora 1 UTLA do Complexo Termoelétrico Jorge Lacerda.



Fonte: AUTOR, 2015.

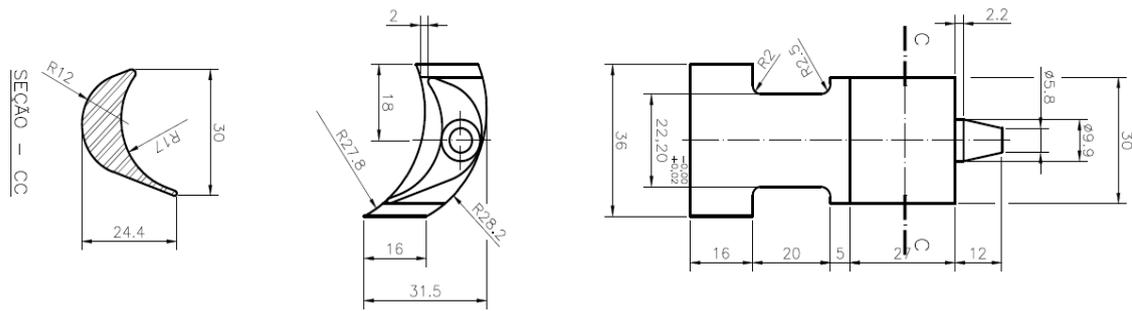
Abaixo é mostrado as principais cargas dinâmicas que agem sobre as palhetas de uma turbina a vapor em operação:

- Cargas devidas diretamente ao fluxo de vapor que incidem sobre as palhetas, resultado direto da transferência de energia;
- Cargas devidas indiretamente ao fluxo de vapor, como turbulência, ondas de pressão nas proximidades dos bocais e difusores, etc. Essas cargas são resultantes da ação do fluido que pode gerar vibração nas palhetas;
- Cargas cíclicas devidas à vibração da máquina, tais como as resultantes de desbalanceamentos dinâmicos naturais da máquina, frequências de engrenamento de redutores, etc.;
- Força centrífuga resultante da rotação do rotor.

Além das solicitações dinâmicas resultantes do princípio de funcionamento das máquinas rotativas, as palhetas ainda podem ser expostas a solicitações de naturezas químicas, físicas e mecânicas que muitas vezes são de difícil previsão em projeto, tais como:

- Erosão ou abrasão devido à existência de fluxo bifásico ou de partículas em suspensão no fluido;
- Corrosão, devido à ação direta do fluido, sua condensação ou de contaminantes nele contidos;
- Fluência, quando em operação em alta temperatura;

Figura 14 – Desenho da palheta 1A – rotor de alta pressão da Unidade Geradora 1 UTLA do Complexo Termoelétrico Jorge Lacerda UTLA.



Fonte: AUTOR, 2015.

2.2.3 Manutenção e Avaliação de Vida Residual em Turbinas a Vapor

O aumento da competição entre as empresas, a globalização dos negócios, o crescimento da mecanização e automação, além de constantes mudanças tecnológicas e as implicações destas para as indústrias sobre questões relacionadas ao meio ambiente foram os principais fatores que provocaram mudanças na estrutura das empresas. Neste cenário, as ações de manutenção, as quais são parte do processo de produção, podem influenciar a empresa com relação à concorrência, bem como sua estratégia de negócios. Qualquer estratégia deve incluir um plano de atividades de manutenção, já que as falhas geram ações não planejadas. Portanto, as implementações de abordagens relacionadas com a manutenção têm sido estudadas a fim de orientar as empresas sobre como gerenciar esse processo de forma mais eficiente (Lins, *et al.* 2011).

Neste contexto (Deshpande e Modak, 2002 *apud* Lins *et al.* 2011) classificam os problemas de manutenção em indústrias modernas, inclusive em usinas termoelétricas, como manutenções proativas insuficientes, repetições de problemas frequentes, trabalhos errôneos de manutenção, manutenções preventivas desnecessárias, ações de manutenções preventivas incompletas, além da escassez de aplicações de manutenções preditivas.

Atualmente o termo confiabilidade vem sendo amplamente empregado. A confiabilidade é a probabilidade de um item realizar sua função especificada, sem falhas sob condições de uso previamente determinadas, em um período estabelecido. Em outras palavras, confiabilidade é a característica de um item eventualmente expressa pela probabilidade de que ela preencherá uma dada função, sob condições e períodos definidos. Desta maneira, busca-se suprir a necessidade das indústrias em conhecer e controlar a vida de seus produtos, reduzindo custos sem o comprometimento da qualidade, da segurança ou da

disponibilidade destes. Procura-se obter a garantia de que o produto exercerá sua função no período com um mínimo de falhas (Matos e Zotti, 2010).

Previsão e avaliação da confiabilidade são os dois problemas principais que a manutenção deve analisar. A previsão consiste em modelos estatísticos que predizem a confiabilidade de um componente ou sistema, sugere métodos para melhorá-la, desenvolve princípios de projetos, novos materiais e tecnologias de processo. A avaliação se resume na utilização das técnicas que permitem medir os valores reais de confiabilidade, verificar as previsões efetuadas com base nos modelos e realizar as manutenções preventivas e preditivas necessárias (Matos e Zotti, 2010).

A manutenção preventiva realizada em componentes da turbina é o estágio inicial da manutenção, esta obedece a um padrão previamente planejado. Ela estabelece paradas periódicas com a finalidade de permitir as inspeções ou reparos programados, assegurando assim o perfeito funcionamento da máquina por um tempo predeterminado.

A vantagem da manutenção preditiva é que se aproveita ao máximo a vida dos elementos da máquina, podendo-se programar com maior assertividade o momento correto da intervenção além da exata substituição das peças comprometidas. A intervenção na planta deve ser a mínima possível. Por outro lado, as desvantagens deste tipo de manutenção são a necessidade de acompanhamentos e inspeções periódicos, por meio de instrumentos específicos de monitoramento, o que acarreta o aumento de custos e a necessidade de profissionais especializados para esse serviço (Raposo, 2004).

Para manter a estrutura de máquinas e equipamentos em funcionamento é necessário utilizar técnicas que permitem garantir o funcionamento das instalações com o menor número de paradas provocadas por quebras ou interrupções emergenciais. Para se atingir estes objetivos se utiliza técnicas como os ensaios não destrutivos, que são métodos utilizados na inspeção de materiais e equipamentos sem danificá-los. A Figura 15 mostra o exame visual e ensaio não destrutivo por líquido penetrante aplicado em palhetas de turbinas com o objetivo de avaliar imperfeições superficiais que possam comprometer a confiabilidade da turbina e por consequência indisponibilizar a unidade geradora.

Monitorar a degradação em serviço de componentes em usinas termoeletricas é importante para manter a integridade dos ativos e das pessoas, além de garantir confiabilidade de geração elétrica, assim a determinação exata do tempo de vida residual para componentes sujeitos a tensão e temperatura é fator decisivo nos custos operacionais e nos ativos. Os principais meios de avaliação da vida residual dos componentes são as informações e dados operacionais desde o início de operação bem como a avaliação da microestrutura e propriedades mecânicas ao longo do tempo, devido a essas incertezas, margens e fatores de segurança adequados devem ser avaliados e empregados na fase original do projeto.

Figura 15 – (a) Inspeção visual. (b) inspeção não destrutiva por líquido penetrante em rotores de turbina a vapor durante revisão/manutenção.



(a)



(b)

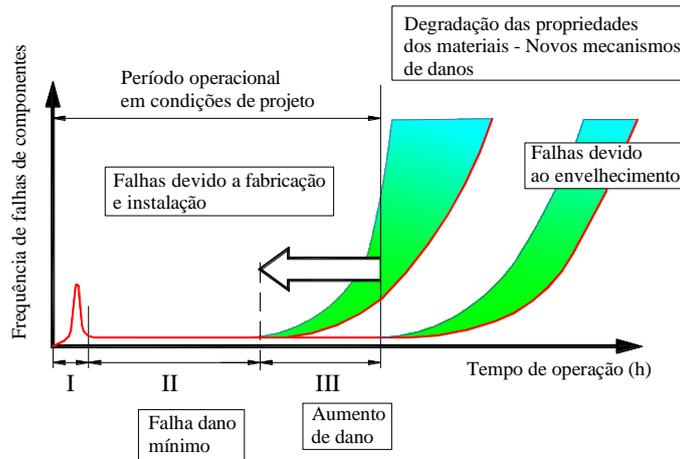
Fonte: AUTOR, 2014.

A fim de garantir um longo prazo e operação segura de unidades geradoras, quaisquer mudanças operacionais devem ser avaliadas já que tensões e ou temperaturas afetam a vida residual de componentes, sendo que a fluência e a fadiga são os mecanismos de falhas comuns para este caso. A Figura 17 conhecida como “curva da banheira” (*Bath Tube Curve*) mostra esquematicamente a frequência de falhas de componentes em função do tempo de operação. Nela é possível compreender que logo após o período inicial de operação (*start-up*) – I –, o aumento de defeitos deve ser esperado devido a dificuldades na qualidade de fabricação e montagem. Subsequentemente, há uma longa fase – II – de baixa frequência falha, seguido por uma fase – III – em que a frequência de falhas de componentes aumenta novamente (Wacknhut *et al*, 2012).

Existem considerações sobre as taxas de falha que ocorrem nos equipamentos em geral como em turbinas a vapor, assim existem três tipos básicos de falhas que ocorrem em geral:

- Falhas precoces – “Infância”: podem ser totalmente depuradas através de um rigoroso controle na fabricação e mediante testes antes do envio do produto ao consumidor. São elas: o uso demasiadamente intenso, as anormalidades de fabricação ou pode-se considerar também um projeto defeituoso, a sua classificação da taxa de falha é decrescente.
- Falhas casuais – “Vida útil”: não é fácil a eliminação deste tipo de falha, porém em alguns casos existem técnicas que permitem fazer um acompanhamento de componentes adequados, através de projetos. São falhas que ocorrem aleatoriamente, em intervalos de tempo inesperados. Pico de concentrações de tensões aleatórias que atuam sobre algum ponto fraco e produzem a quebra e conseqüente interrupção de funcionamento.

Figura 16 – Diagrama esquemático de frequência de falhas em componentes de geradoras.

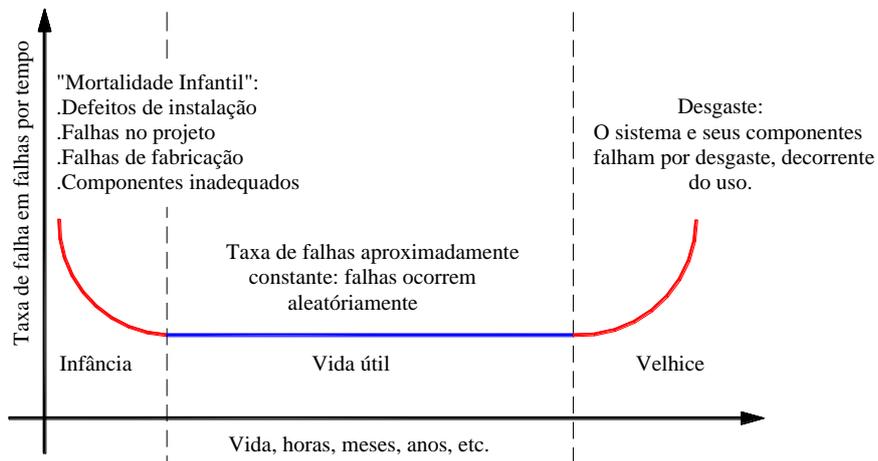


Fonte: WACKENHUT *et al.* 2012.

- Falhas por desgaste – “Velhice”: em alguns casos pode-se reduzir ou eliminar as falhas por desgaste mediante um sistema de manutenção preventiva eficiente. Acontecem devido ao envelhecimento do equipamento ou desgaste real (pela perda ou degeneração de características importantes).

A Figura 17 apresenta a “curva da banheira” que descreve a ocorrência de falhas que se iniciam com um alto índice, seguidas de desgaste por uso (falhas precoces seguidas de falhas por desgaste).

Figura 17 – Curva da banheira.



Fonte: MATOS E ZOTTI, 2010.

2.3 Materiais Para Aplicação em Altas Temperaturas

Certos materiais possuem uma grande capacidade de manter suas propriedades mecânicas em temperaturas elevadas, estes são os materiais para utilização em altas temperaturas. Seus usos são muitos e variados, bons exemplos incluem os componentes para turbinas, indústria espacial e os trocadores de calor. Para estas aplicações, as características de desempenho são limitadas pelas condições de operação que podem ser admitidas pelos materiais utilizados. Por exemplo, a economia de combustível e a pressão exigida por uma turbina de avião moderno é fortemente dependente e limitada pela resistência à alta temperatura dos materiais utilizados em suas seções mais quentes (REED, 2006).

Cada grupo de materiais possui a capacidade de operar em faixas de tensão e temperaturas diferentes, na Figura 18 são apresentados o desempenho de metais e ligas quando comparado a tensão de ruptura após 100 horas em temperaturas elevadas. O aço X22CrMoV12-1 estudado neste trabalho é realçado em vermelho.

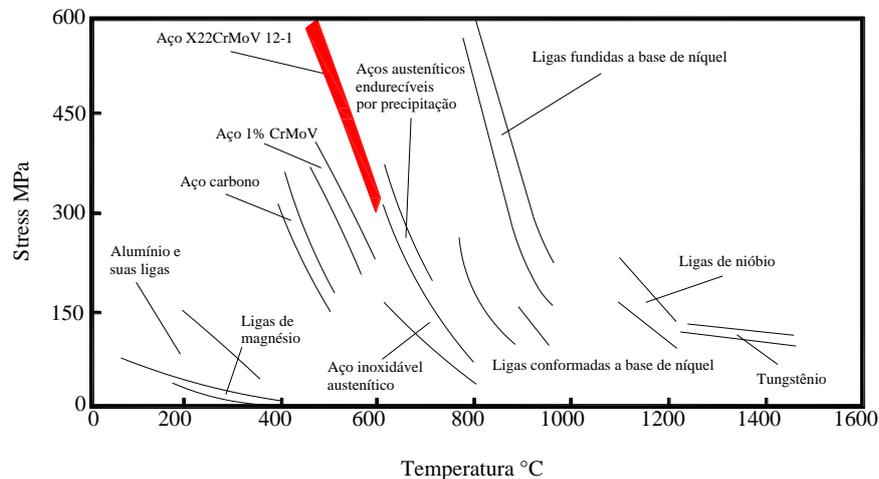
Segundo Reed (2006), a principal característica de materiais para emprego em altas temperaturas é a capacidade de suportar esforços em temperaturas de operação perto de seu ponto de fusão. A segunda principal característica é uma resistência significativa à degradação mecânica durante longos períodos. Para aplicações em altas temperaturas, uma deformação dependente do tempo (fluência) deve ser considerada. Em comum com outros materiais estruturais, as propriedades de resistência à tração e tenacidade à fratura também são importantes e devem ser mantidas ao longo do tempo.

Outra característica importante para tais materiais é a resistência à ambientes operacionais agressivos. Por exemplo, os gases quentes utilizados em turbinas a carvão geradoras de eletricidade são altamente corrosivos, devido ao alto teor de enxofre. Querosene usado como combustível para turbinas de avião tende a gerar gás mais limpo, mas a corrosão devido a impurezas tais como sais de potássio e água do mar pode ocorrer durante a operação. Nestes casos, as altas temperaturas de operação aumentam a possibilidade de oxidação. Sob tais condições, qualquer degradação da superfície reduz a vida do componente (Turazi, 2014).

O desenvolvimento de materiais de construção de caldeiras e turbinas para centrais termoelétricas ultra supercríticas (USC) e ultra supercríticas avançadas (AUSC) tem sido considerado da maior importância, de modo a estabelecer as condições adequadas ao funcionamento dessas centrais. Os fatores a considerar são as propriedades mecânicas, as propriedades físicas, a disponibilidade e o preço dos materiais. Os materiais devem possuir resistência à fluência e resistência à corrosão quando

sujeitos à ação dos gases de combustão e/ou às condições de oxidação do vapor, resistência aos ciclos termo mecânicos e serem adequados à fabricação e soldagem de secções espessas (Santos *et al.* 2011).

Figura 18 – Relação da tensão para ruptura após 100 horas com a temperatura para várias ligas. Em vermelho é mostrado o aço estudado neste trabalho.



Fonte: ASM SPECIALTY HANDBOOK, 2002 adaptada AUTOR, 2017.

A quantidade de ligas usada nas turbinas a vapor é relativamente pequena, em parte devido ao fato de se necessitar materiais com boas propriedades térmicas, tais como expansão e condutividade, e em parte devido à necessidade de boas propriedades mecânicas a alta temperatura, com custo aceitável. A seleção das ligas depende das temperaturas e pressões máximas a que cada componente específico vai estar exposto, as quais por sua vez dependem do projeto específico da turbina (Santos *et al.* 2011).

Segundo Thomson e Bhadeshia (1991) *apud* Oliveira (2010), os aços resistentes à fluência empregados em usinas de energia ou na indústria química e petroquímica são de baixo carbono, contendo elementos formadores de carbonetos, como Cr, Mo e V. As condições de uso estão em temperaturas entre 480 e 565 °C e tensões de 15 a 30 MPa em períodos de aproximadamente 30 anos. Além da resistência à fluência, o uso prolongado desses aços também exige boa resistência a oxidação e a corrosão em alta temperatura, principalmente em ambientes agressivos contendo hidrogênio e enxofre.

A evolução tecnológica no processo de fabricação dos materiais desde o início do século XX foi de grande importância para o desenvolvimento de materiais que resistam a maiores tensões e temperaturas. As aplicações destes desenvolvimentos residem principalmente nas seguintes áreas (Meyers e Chawla, 2009):

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

2.3.1 Propriedades dos Materiais em Alta Temperatura

De acordo com Turazi (2014), uma das principais propriedades em aplicações em elevadas temperaturas é a resistência à corrosão. Vários mecanismos de corrosão podem ocorrer dependendo da composição química da liga e dos meios onde são utilizadas, podendo ocorrer de forma uniforme ao longo da peça ou de forma localizada.

Comparando os mecanismos de corrosão, a corrosão localizada é a que causa mais falhas em processos químicos industriais. Nas ligas a base de níquel, o cromo, o molibdênio, o nitrogênio e, em menor quantidade, o tungstênio, aumentam a resistência à “corrosão por pites” (forma de corrosão que consiste na formação de pequenas cavidades que podem perfurar o material sem perda de espessura) e a “corrosão por contato” (quando há pequena retenção de líquido em cavidades ou espaços confinados na peça) (Agarwal, 2000).

A corrosão a quente é uma forma rápida de ataque das superfícies metálicas, geralmente associada a metais alcalinos como o sódio e o potássio, os quais reagem com o enxofre do combustível formando sulfatos fundidos. O sódio pode ser introduzido na reação de várias formas, por exemplo, pela admissão do ar (se esta for feita perto de zonas contaminadas), por injeções de jatos de água/vapor ou, ainda, pode já estar presente no combustível. Além do sódio e do potássio também outros elementos químicos podem ter influência sobre o processo de corrosão. O vanádio, encontrado em óleos residuais, é um deles (Turazi, 2014).

Em termos industriais é comum, ainda, distinguirem-se dois tipos de corrosão a quente: tipo 1 (alta temperatura) e tipo 2 (baixa temperatura). A corrosão do tipo 1, assim designada desde os anos 50, é uma oxidação extremamente rápida que ocorre entre 820 e 930 °C, aproximadamente, na presença de sulfato de sódio. Em 1970 identificou-se o mecanismo de corrosão a quente do tipo 2, a qual ocorre entre 600 e 760 °C e pode ser bastante agressiva se as condições forem adequadas. Ambos os tipos provocam ataques diferentes, o tipo 1 distingue-se por uma corrosão intergranular em que a oxidação do metal

ocorre pela combinação dos seus átomos com os de oxigênio, formando óxidos. O aumento da temperatura favorece este processo e, caso uma grande parte do substrato seja consumida na formação de óxidos, isso conduzirá à falha do componente. A corrosão a baixa temperatura não provoca ataque intergranular, produz uma extensa camada corroída (Carter, 2005).

Geralmente, a degradação do metal ocorre em temperaturas superiores a 540 °C, mas há alguns casos em que ela também pode ocorrer em menores temperaturas. Além da resistência a corrosão, os materiais utilizados para aplicações em altas temperaturas também devem apresentar boas propriedades mecânicas quando submetidos a estas condições (Agarwal, 2000).

De acordo com Turazi (2014), o efeito de uma exposição prolongada à alta temperatura tem forte influência sobre a estabilidade metalúrgica. Por exemplo, os metais encruados podem recristalizar e ter crescimento de grão, enquanto que as ligas endurecidas por precipitação podem sofrer um super envelhecimento e perder resistência mecânica devido ao crescimento das partículas de segunda fase. Esta variação microestrutural ocorrida em um material sob esforço constante em elevadas temperaturas leva a uma deformação que é função do tempo, definido como fluência, que em geral pode incluir deformação elástica e plástica (Meyers e Chawla, 2009).

As palhetas de turbinas a vapor estão sujeitas às tensões de tração e dinâmicas devido às forças centrífugas e às tensões produzidas pelas forças de flexão, que crescem a partir das quedas de pressão do vapor e das variações de carga. As propriedades mais importantes para as palhetas são a resistência mecânica adequada para restringir a deformação e manter a tolerância de funcionamento na temperatura de operação, boa resistência a fadiga, boa capacidade de amortecimento de vibrações internas (reduzir frequência ressonante e efeitos vibracionais), resistência a corrosão e finalmente resistência a fluência (Lora e Nascimento, 2004).

Os aços inoxidáveis com 12% Cr são os materiais mais utilizados para aplicações em palhetas com altas pressões e operando em temperaturas de até 480 °C estes aços têm apresentado resultados excelentes em serviço. Para temperaturas mais altas, aços com 12% de cromo necessitam de adições de Mo, V e Nb para melhorar as propriedades de fluência. Ainda segundo Lora e Nascimento (2004), o desenvolvimento de caldeiras e turbinas a vapor com uma eficiência cada vez mais alta e uma vida crescente, está sendo motivado pelo aumento do custo do combustível e a necessidade de se reduzir a poluição ambiental. Com o intuito de atender a estes requisitos, desenvolvimentos recentes mostraram que a eficiência pode ser melhorada pelo aumento dos parâmetros (pressão e temperatura) do vapor superaquecido e reaquecido, e pela utilização de geometrias de palhetas de turbina de baixa perda e alta

eficiência. A Tabela 2 mostra a composição química dos materiais resistentes à fluência mais utilizados atualmente.

Tabela 2 – Composição química e resistência à fluência de aços resistentes ao calor.

Aços	Composição Química									Resistência a Fluência, a 600°C (MPa)	
	C	Cr	Mo	Ni	W	V	Nb	N	B	10.000h	100.000h
Aços (temperatura de serviço até 565°C)											
X12CrMo91	0,12	9,00	1,00							59	34
X22CrMoV12-1	0,20	12,0	1,00	0,50	0,50	0,30				103	59
X16CrMoVNbN11-1	0,16	11,5	0,65	0,70		0,30	0,30	0,05		118	62
X10CrMoVNbN92	0,10	9,0	2,00			0,20	0,45			120	82
X22CrMoWV12-1	0,23	12,5	1,00	0,75	1,00	0,25				130	60
X13CrMoVNbN10-1	0,13	10,5	0,75	0,70		0,15	0,45	0,05		139	64
X19CrMoVNbN11-1	0,19	11,0	0,80	0,40		0,20	0,45	0,05		160	64
Aços (temperatura de serviço até 600°C)											
X10CrMoVNbN91	0,10	9,00	1,00	0,40 Máx.		0,22	0,080	0,050		124	94
X18CrMoVNbB9-1	0,18	9,50	1,50	0,05		0,25	0,050	0,010	0,010	170	122
X12CrMoWVNbN10-11	0,12	10,30	1,00	0,80	0,80 1,00	0,18	0,050	0,055		165	107

Fonte: LORA e NASCIMENTO, 2004 *apud* BERGER *et al.* 1993.

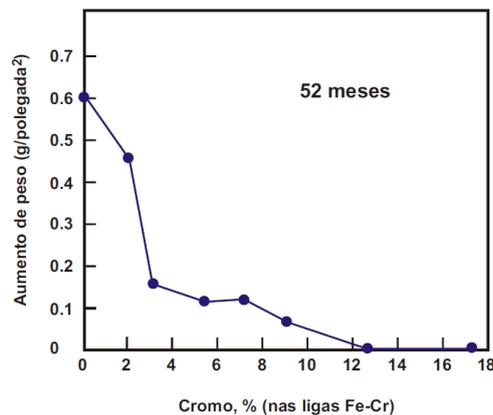
2.4 Aços Inoxidáveis

Os aços inoxidáveis (martensíticos, ferríticos e austeníticos) foram desenvolvidos aproximadamente em 1910, por vários países simultaneamente, entre estes a Inglaterra, os Estados Unidos e a Alemanha (Padilha e Guedes, 1994 *apud* Gracioso, 2003). Estes aços possuem excelente resistência à corrosão e à oxidação devido à presença de elementos de liga que formam uma película de óxido protetora que separa o metal-base do meio corrosivo. Os elementos importantes economicamente que formam esta camada de óxido são na realidade poucos e inclui o cromo, o níquel e, em menor grau, o cobre, o silício, o molibdênio e o alumínio (Chiaverini, 1987).

A corrosão é um fenômeno natural e geralmente é definida como a deterioração de um material ou de suas propriedades. A corrosão ocorre devido à ação química ou eletroquímica do meio ambiente, associada ou não, a esforços mecânicos. A corrosão pode trazer inúmeros prejuízos materiais e até mesmo humanos, pois alguns acidentes são originados na corrosão dos materiais que compõem os equipamentos falhados (ASM, Handbook, 2004).

Segundo Smith (1993), o cromo forma um filme de óxido contínuo, aderente e estável na superfície que o protege contra o ambiente corrosivo. Além disso, para o aço ser considerado inoxidável num sistema Fe-Cr e em meio a soluções aquosas com pH por volta de 7, uma quantidade mínima em torno de 10% de cromo deve estar dissolvida na matriz, sendo que em meios mais agressivos o teor de cromo deve ser aumentado. A Figura 19 ilustra o aumento da resistência à corrosão, numa atmosfera industrial dos aços inoxidáveis em função do aumento do teor de cromo.

Figura 19 – Passividade dos aços ao cromo expostos durante 10 anos a uma atmosfera industrial.



Fonte: CARBÓ, 2011.

Quando os aços inoxidáveis são comparados com alguns metais ou ligas, observam-se diferenças importantes: os elementos que constituem os aços inoxidáveis reagem com bastante facilidade. Em particular o cromo, que possibilita a formação de filmes que protegem os aços de ataques corrosivos. Este fenômeno, no qual a liga ou o metal deixa de ser corroída, chama - se de passivação (Gonçalves, 2001 *apud* Moreto, 2008).

A adição de outros elementos permite formar um extenso conjunto de materiais. Nos aços inoxidáveis, os dois elementos que mais se destacam são o cromo e o níquel com um importante papel na resistência a corrosão e na melhoria das propriedades mecânicas. A adição desses e outros elementos como: molibdênio (Mo), silício (Si), titânio (Ti), manganês (Mn) também contribuem em outras propriedades (Moreto, 2008).

Podem-se destacar, em relação ao cromo, tanto as características do ambiente que envolve o material, ou seja, suas composições e concentrações químicas, seu estado físico (líquido, sólido ou gasoso), tipo de radiação, temperatura, velocidade e pressão do ambiente, como as de natureza mecânica (externas e internas). As solicitações mecânicas externas e internas ou residuais podem estar presentes, por exemplo, na forma de cargas trativas ou de compressão que, de maneira geral, influenciam

significativamente no desempenho à corrosão dos aços inoxidáveis. Determinadas composições químicas do meio podem acelerar o processo corrosivo no aço inoxidável, como é o caso, por exemplo, das soluções contendo cloro, nas quais, ligas apresentando como agente passivante apenas o cromo é pouco resistente. Normalmente, o aumento da concentração química do meio e da temperatura, assim como a presença de tensão trativa, diminui a sua resistência à corrosão (Gracioso, 2003).

Em relação ao níquel, para uma mesma condição de sollicitação externa, pode-se dizer, de uma maneira geral, que quanto maior a quantidade de elementos passivantes na liga, maior será a sua resistência à corrosão desde que estes se encontrem dissolvidos na matriz. Caso estes elementos se combinem formando precipitados, como carbonetos, nitretos, sulfetos, boretos e/ou fases intermetálicas, o seu efeito passivante diminuirá proporcionalmente à formação dessas fases. Os aços inoxidáveis austeníticos durante seu aquecimento num intervalo de 400 a 850°C, por exemplo, são suscetíveis à corrosão intergranular, devido à precipitação de carbonetos ricos em cromo do tipo $M_{23}C_6$ nos contornos de grãos. Desta maneira, as regiões adjacentes aos contornos de grãos tornam-se empobrecidas em cromo, e conseqüentemente, menos resistentes à corrosão. Este fenômeno é também conhecido como sensitização (Smith, 1993).

De acordo com Padilha e Guedes (1994) *apud* Alcântara (2008), os aços inoxidáveis têm propriedades físico-químicas superiores aos aços comuns, sendo destacada a alta resistência à oxidação atmosférica como sua principal característica. Os elementos de liga, em particular o cromo, são os responsáveis em promover essa elevada proteção contra a corrosão. O cromo presente na liga oxida-se em contato com o oxigênio do ar, formando uma película, muito fina e estável, de óxido de cromo – Cr_2O_3 – que se forma na superfície exposta ao meio. Ela é denominada de camada passiva e tem a função de proteger a superfície do aço contra processos corrosivos. Esta película é aderente e impermeável, isolando o metal abaixo dela do meio agressivo.

Os filmes passivos são extremamente finos, na ordem de 0,3 a 0,5 *nm* de espessura. A primeira experiência de passivação, realizada aproximadamente há 160 anos, foi feita com aço carbono em meios nítricos. Nessa época não se conhecia o aço inoxidável, até poucos anos atrás, predominou a ideia de que os filmes nos aços inoxidáveis eram formados por óxidos dos metais ou óxidos hidratados. Esse filme era constituído principalmente de óxido ou óxido hidratado de cromo (Daniel, 1999 e Sedriks, 1979 *apud* Moreto, 2008).

Em função da adição diferenciada de elementos de liga, há uma grande variedade de aços inoxidáveis, com níveis progressivamente maiores de resistência à corrosão e resistência mecânica. A

classificação é baseada na composição química e na microestrutura final do material, sendo que as principais classes dos aços inoxidáveis são:

- Aço Inoxidável Austenítico;
- Aço Inoxidável Ferrítico;
- Aço Inoxidável Duplex;
- Aço Inoxidável Martensítico;
- Aço Inoxidável Endurecível por Precipitação.

Os aços inoxidáveis austeníticos são essencialmente ligas Fe-Cr-Ni, com teores de cromo da ordem de 16 a 25% e níquel de 7 a 20%, e se caracterizam por apresentarem estrutura cúbica de face centrada à temperatura ambiente (Smith, 1993). Esse material apesar de seu alto custo, devido à presença de níquel, é o mais produzido atualmente ocupando um amplo mercado, principalmente pela sua alta resistência à corrosão e oxidação, resistência mecânica à quente, trabalhabilidade e soldabilidade. Além do níquel, o manganês e o nitrogênio estabilizam a austenita, podendo então, serem usadas pequenas quantidades para reduzir a quantidade de níquel. Não somente a fase austenítica, mas também a presença de martensita induzida por deformação, fases intermetálicas (σ), carbonetos, nitretos, sulfetos, boretos e ferrita (δ), determinam as propriedades destes aços (Padilha e Guedes, 1994). A quantidade, o tamanho, a distribuição e a forma destas fases têm influência significativa nas propriedades finais do material. As ligas mais comuns são AISI 302, 304 e 316.

Os aços inoxidáveis ferríticos contêm normalmente 11 a 30% de cromo, baixos teores de carbono e nitrogênio e pequenas quantidades de Mn, Si, Al, Ni, Mo ou Ti, diferenciando-se dos demais grupos de inoxidáveis por apresentarem a mesma estrutura cristalina do ferro à temperatura ambiente, isto é, cúbica de corpo centrado. Devido à pequena solubilidade do carbono e do nitrogênio e as suas altas velocidades de difusão atômica na matriz ferrítica, a suscetibilidade deste material à sensitização é crítica. Para contornar esta problemática, os teores de carbono e nitrogênio são mantidos tão baixos quanto economicamente possível e, comumente, são adicionados elementos estabilizadores como o Ti e o Nb que se ligam preferencialmente ao carbono e nitrogênio, deixando o cromo dissolvido na matriz. A precipitação controlada destes carbonetos e nitretos pode promover um acréscimo do limite de escoamento e de resistência, sem a redução da ductilidade, tenacidade e resistência à corrosão. As ligas mais comuns são AISI 430 e 446, com 17%Cr e 25%Cr, respectivamente (Smith, 1993).

Os aços inoxidáveis duplex apresentam uma microestrutura composta por duas fases: ferrita e austenita. São ligas pertencentes ao sistema Fe-Cr-Ni que consiste de uma mistura de aproximadamente

50% em volume de “ilhas” de austenita em uma matriz ferrítica. O balanço entre estas duas fases depende do fabricante, porém, o teor de austenita varia numa faixa de 45 a 60%. Essa estrutura é alcançada através de um controle simultâneo da composição química e da temperatura de solubilização (Suutala *et al.* 1980 *apud* Gracioso, 2003). Estes materiais são caracterizados pelo baixo teor de carbono (<0,03%), além da presença de Mo, N, W e Cu, que alteram sua microestrutura e conseqüentemente suas propriedades. Teores típicos de cromo e níquel estão em torno de 20 a 30% e 5 a 10%, respectivamente. Caracterizam-se por apresentar uma boa combinação de resistência mecânica, tenacidade, resistência à corrosão e ao desgaste (Reick *et al.*, 1992).

Os aços inoxidáveis martensíticos, assim como os ferríticos, são essencialmente ligas Fe-Cr-C, com pequenas adições de outros elementos de liga, tais como: Mo, Ti, N, Ni, Cu, Si, Mn, Al, Nb, W e outros. A sua microestrutura é determinada principalmente pelo percentual de cromo que pode variar de 12 a 17%, de carbono que pode atingir até 1,2%, e pelo tratamento térmico (Welding Handbook, 1998 *apud* Gracioso, 2003).

Os tratamentos térmicos desses aços inoxidáveis martensíticos são basicamente os mesmos dos aços ao carbono e de baixa liga, primeiramente o aço é austenitizado, depois é resfriado numa taxa suficiente para produzir martensita. Depois de obtida a martensita, faz-se o tratamento de revenido para aumentar a ductilidade e aliviar tensões. No entanto, uma diferença significativa entre os aços baixa liga e os aços inoxidáveis martensíticos é que o último possui um teor de cromo suficiente para garantir a formação de martensita, mesmo em peças de grandes espessuras (Smith, 1993).

Os aços endurecíveis por precipitação são tratados termicamente para melhorar sua resistência mecânica através da formação de precipitados. Os aços inoxidáveis desta classe podem operar em maiores temperaturas. Existem três classes de aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação: austeníticos, semi-austeníticos e martensíticos. Todas estas classes são endurecíveis por envelhecimento no qual precipita-se partículas muito finas de segunda fase a partir de uma solução sólida supersaturada. Esta precipitação introduz deformação no reticulado cristalino e funciona como barreiras para movimentação de discordância, produzindo o endurecimento (Smith, 1993).

A Tabela 3 apresenta algumas composições químicas de aços inoxidáveis: austeníticos, duplex, ferríticos, martensíticos e endurecíveis por precipitação mais comumente utilizados.

Tabela 3 – Composição química dos principais aços inoxidáveis.

AISI/UNS	% C máx.	% Si	% Mn	% Cr	% Ni	% Mo	% N	Outros	Microestrutura
304L / S30400	0,03	0,5	1,3	18,0-20,0	8,0-12,0	-	-	-	Austenítica
310S / S31000	0,08	1,5	2,0	24,0-26,0	19,0-22,0	-	-	-	Austenítica
316L / S31600	0,03	0,40	1,70	17,50	13,0	2,60	-	-	Austenítica
/ S32304	0,03	0,50	1,00	23,00	4,50	-	0,10	-	Ferrita e Austenita
/ S31803	0,03	1,00	2,00	22,00	5,50	3,20	0,18	-	Ferrita e Austenita
/ S32750	0,03	0,80	1,20	25,00	7,00	4,00	0,30	-	Ferrita e Austenita
430/S43000	0,12 máx.	-	1,00 máx.	17,00				.	Ferrítico
430F / S43020	0,12 máx.		1,25 máx.	17,00		0,60			Ferrítico
446 / S44600	0,20 máx.		1,50 máx.	29,00				.	Ferrítico
410 / S41000	0,15 máx.	1,0 máx.	1,0 máx.	11,5-13,5	-	-	-	-	Martensítica
420 / S42000	0,15 mín.	1,0 máx.	1,0 máx.	12,0-14,0	-	-	-	-	Martensítica
631 / 17700	0,09 máx.	1,0 máx.	1,0 máx.	16,0-18,0	6,75-7,75	-	-	Al=0,75-1,50	Martensítica
632 / 15700	0,09 máx.	1,0 máx.	1,0 máx.	14,0-16	6,5-7,75	2,0-3,0	-	Al=0,75-1,50	Austenítica

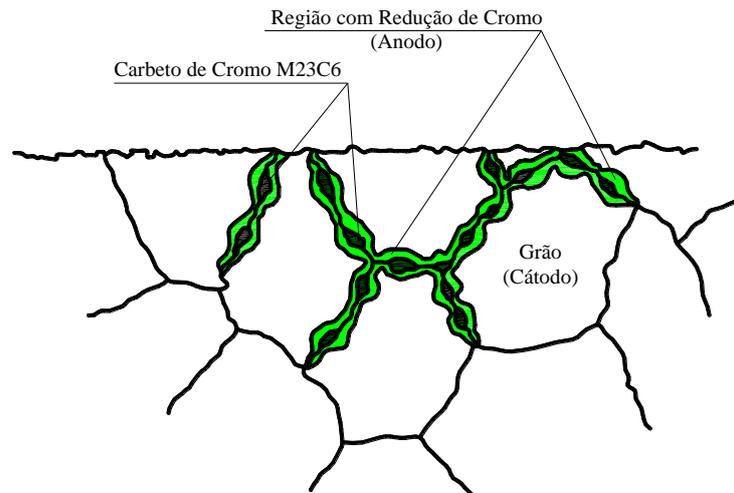
Fonte: SMITH 1993, CARBÓ 2001, AGARWAL 2000.

A corrosão intergranular nos aços inoxidáveis é consequência da sensitização, que se caracteriza pela precipitação de carbonetos de cromo nos contornos de grão. O crescimento destes carbonetos faz surgir nas suas adjacências uma zona empobrecida em cromo, que é o elemento que confere a resistência à corrosão nos aços inoxidáveis, tornando-o assim suscetível à corrosão intergranular. A exposição térmica necessária para sensibilizar um aço pode ser relativamente breve, como num processo de soldagem, ou muito longa, como em operações de equipamentos a temperaturas elevadas (Lima *et al*, 2002).

A corrosão intergranular pode ocorrer por diversos modos, gerando taxas de corrosão diferentes num mesmo material. Assim, num contorno de grão que seja mais reativo que a matriz, ou numa fase precipitada empobrecida em relação à matriz em elemento de liga, pode ocorrer a segregação de átomos e favorecer a corrosão. Sendo assim, existem diversos ensaios que avaliam a corrosão intergranular, estas técnicas podem ser ataques químicos ou eletroquímicos (Barbosa, 2015). A corrosão intergranular está associada à diferença de composição entre o interior e o contorno do grão, conforme ilustrado na Figura 20.

Alguns dos ensaios usados para avaliar a corrosão intergranular estão padronizados pela norma ASTM A262. Dentre as técnicas descritas nesta norma está o ataque eletrolítico em ácido oxálico e posterior análise microestrutural, que permite revelar a presença de carbonetos intergranulares. Nesta mesma norma há outros ataques químicos, como os que empregam solução de 65% (v/v) HNO₃ em ebulição, ou em uma solução de HF-HNO₃.

Figura 20 – Representação esquemática de um contorno de grão sensitizado de um aço.

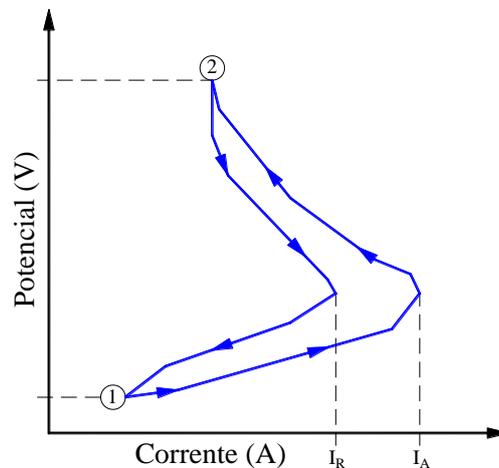


Fonte: AUTOR, 2017.

Existem técnicas eletroquímicas para avaliar a corrosão intergranular, dentre elas destaca-se o ensaio de reativação eletroquímica (EPR – *Electrochemical Potentiokinetic Reactivation*), que pode ser realizado num único sentido de varredura do potencial ou ser cíclico (DL-EPR – *Double Loop Electrochemical Potentiokinetic Reactivation*). Este ensaio consiste em polarizar o corpo de prova, geralmente imerso em solução de H_2SO_4 e $KSCN$, até o potencial de passivação e em seguida retornar até a região de reativação. Quando as duas curvas são obtidas num mesmo ensaio tem-se o processo cíclico. Neste método é possível medir o grau de sensitização do material (Barbosa, 2015).

Segundo Paranzini (2005) o método DL-EPR laço duplo foi proposto para tornar a técnica mais funcional, o teste inicia no potencial de corrosão E_{CORR} , a próxima etapa é passivar a amostra através de um aumento do potencial, tipicamente de $+300\text{ mV}_{CORR}$. Este aumento de potencial é feito de forma dinâmica em incrementos de $1,67\text{ mV/s}$. Isto é o contrário da técnica laço simples, onde a amostra era passivada em um potencial mantido constante. Ao chegar ao ponto 2, o potencial é dinamicamente revertido até o potencial de circuito aberto, volta-se para o ponto 1. Feito isso, o pico de corrente anódica na primeira polarização (corrente de ativação, I_A) é comparado com o pico de corrente anódica na polarização de retorno (corrente de reativação, I_R). A corrente na polarização de retorno é assumida ser devido a reativação do passivamento dos contornos de grão sem cromo – Figura 21.

Figura 21 – Representação esquemática EPR laço duplo.



Fonte: PARANZINI, 2005 adaptado AUTOR.

Como resultado, a razão I_R/I_A pode ser usado para quantificar o grau de sensitização. Streicher e Majidi *apud* Paranzini (2005) publicaram trabalhos sobre a técnica EPR laço duplo onde relacionaram valores da razão I_R/I_A para diferentes tipos de microestrutura, esta razão recebe na literatura a denominação DOS – *Degree of Sensitization* – quando expressa em porcentagem – Tabela 4.

Tabela 4 – Modelos de microestrutura para a classificação da sensitização.

Microestrutura	Descrição	I_R/I_A
Natural	Sem corrosão intergranular	0,000 a 0,001
Degrau	Corrosão envolvendo parcialmente os grãos	0,002 a 0,070
Vala	Grãos completamente envoltos por corrosão	$\geq 0,071$

Fonte: ASTEICHER *apud* PARANZINI.

2.5 Aço Inoxidável X22CrMoV12-1

Dentre os aços inoxidáveis martensíticos pode-se destacar as séries X20 e X22 com alta resistência à corrosão quando submetidos às altas temperaturas. Estes aços possuem, aproximadamente, teores (% em massa) de cromo e carbono igual a 12 e 0,20, respectivamente. São geralmente utilizados na fabricação de caldeiras, rotores de turbinas hidráulicas, tubulações de vapor na indústria química e de petróleo, e outras aplicações onde são exigidas resistência à fluência, corrosão e oxidação em altas temperaturas (Gandy, 2006).

Entre os desenvolvimentos mais recentes em aços inoxidáveis martensíticos endurecíveis por precipitação está o aço X22CrMoV12-1 (EN 10269, 2014), desenvolvido para aplicações de altas

temperatura, em especial em componentes de turbinas de geração de energia a vapor cujos picos de temperatura de trabalho podem alcançar 600 °C. O aço X22CrMoV12-1 é amplamente empregado em usinas termelétricas em todo o mundo, por possuir resistência à fluência superior às de aços ferríticos e martensíticos. Sua microestrutura o torna capaz de manter suas propriedades mecânicas (Tabela 5) em longos períodos de trabalho, enquanto a composição química (Tabela 6) o torna resistente à oxidação mesmo em contato constante com o vapor em elevadas temperaturas (ENNIS *et al.* 2003). Possui equivalência química com os aços X20CrMoV12-1, X21CrMoV12-1, BS 762, AFNOR Z21CDV12 e SIS 2317.

A microestrutura do aço X22CrMoV12-1 é resultante de tratamento térmico que se inicia pela solubilização de precipitados entre 1020 e 1070 °C, seguido de resfriamento ao ar, óleo ou água, e revenido entre 660 e 740 °C. A norma EN 10269, 2014 especifica duas variações de revenido para o aço X22CrMoV12-1, onde somente a temperatura é modificada. Na variante QT 1, o revenido é conduzido entre 680 e 740 °C. Para QT 2, o tratamento é realizado entre 660 e 720 °C (EUROPEAN STANDARDS, 2014). Após o tratamento completo sua microestrutura é constituída de martensita revenida, com a presença de carbonetos de cromo e vanádio.

Tabela 5 – Propriedades mecânicas do aço X22CrMoV12-1.

Tratamento Térmico	LE _{0,2} ¹ (MPa)	LR ² (MPa)		Alongamento Mínimo (%)	Dureza Vickers (HV)	
		Mín.	Máx.		Mín.	Máx.
Temperado e Revenido ³ QT1	>600	800	950	14	256	303
Temperado e Revenido ⁴ QT2	>700	900	1050	11	287	367

¹Limite de Escoamento; ²Limite de Resistência; ^{3,4}Temperaturas do Revenido.

Fonte: EN 10269, 2014.

Tabela 6 – Composição química (% massa) normalizada do aço X22CrMoV12-1 (EN 10269, 2014).

Teores (%)	C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo	V
Mínimo	0,18	0,40	-	-	-	0,30	11,00	0,80	0,25
Máximo	0,24	0,90	0,0250	0,0150	0,50	0,80	12,50	1,20	0,35

Fonte: EN 10269, 2014.

2.5.1 Elementos de Liga

O baixo teor de carbono do aço X22CrMoV12-1 é responsável por sua boa tenacidade, mas limita sua resistência ao desgaste por abrasão. O carbono também estabiliza a austenita, ampliando seu campo no diagrama de fases (ASM Specialty Handbook, 1995).

Para evitar a sensitização devido à precipitação intergranular de carbonetos de cromo, em especial durante a soldagem, diversas ligas utilizam baixos teores de carbono, como forma de limitar a quantidade de carbono livre que possa reagir com o cromo. São também adicionados elementos como nióbio, titânio e tântalo, que estabilizam os átomos de carbono livres por formar carbonetos (ASM Speciality Handbook, 1995 *apud* Lemos, 2015).

O cromo, além de conferir a resistência à corrosão e de estabilizar a fase α , também forma precipitados nos aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação. A adição de cromo aumenta a resistência mecânica em diversas ligas, mas seu teor deve ser limitado, para que seja suprimida a formação de ferrita δ . A presença desta fase provoca perda de resistência mecânica, embora aumente a ductilidade e a resistência ao impacto (Yan *et al.* 2013).

A adição de silício contribui para melhorar a resistência à oxidação por vapor a 700°C, através da formação de uma camada superficial de SiO₂ amorfo. Este efeito foi observado em um aço 9Cr-0,5Mo, sendo menos pronunciado para temperaturas entre 500 e 650°C. O silício também estabiliza a fase α (Yan *et al.* 2013).

O níquel estabiliza a austenita, ampliando o campo γ , e também amplia a resistência à corrosão, em especial nas ligas austeníticas. Embora o níquel não influencie diretamente na formação da camada de passivação, sua presença aumenta de forma significativa a resistência ao ataque ácido, particularmente em meios ricos em ácido sulfúrico.

O molibdênio, além de favorecer a precipitação de carbonetos, quando em solução sólida substitucional diminui a difusibilidade atômica do carbono no ferro. As distorções impostas na rede pelo molibdênio produzem também um efeito endurecedor nos aços Cr-Mo-V, ao dificultar a movimentação de discordâncias (Miyata e Sawaragi, 2001). O molibdênio confere ainda maior resistência à corrosão em meios ricos em cloretos, minimizando a corrosão por pites em aços inoxidáveis expostos à água salina. Este efeito é observado no estágio inicial da formação do pit, com a precipitação de uma espessa camada porosa de óxido de molibdênio, ocorrendo a diminuição da taxa de corrosão e favorecendo a recuperação da camada de passivação (Cobb, 2010).

Elementos como manganês, nitrogênio, silício e carbono devem ter seus teores limitados, pois diminuem a temperatura de início de formação da martensita (Mi), favorecendo a formação de austenita retida a temperatura ambiente (Mcguire, 2008).

Para obter o endurecimento por precipitação nos aços inoxidáveis pode-se utilizar a adição de: titânio, molibdênio, nióbio e vanádio, além do cromo, formando carbonetos. Nas ligas martensíticas a resistência à fluência é obtida principalmente pela formação de finos precipitados ricos em vanádio, e

auxiliada por precipitados ricos em cromo. Os elementos vanádio e cromo formam carbonetos que provocam o aumento da resistência pelo endurecimento secundário, estes carbonetos são formados durante o tratamento de revenido, ancorando os contornos de ripas da martensita, contornos da austenita prévia e discordâncias no interior das ripas (Chilukuru *et al.*, 2009).

2.5.2 Microestrutura

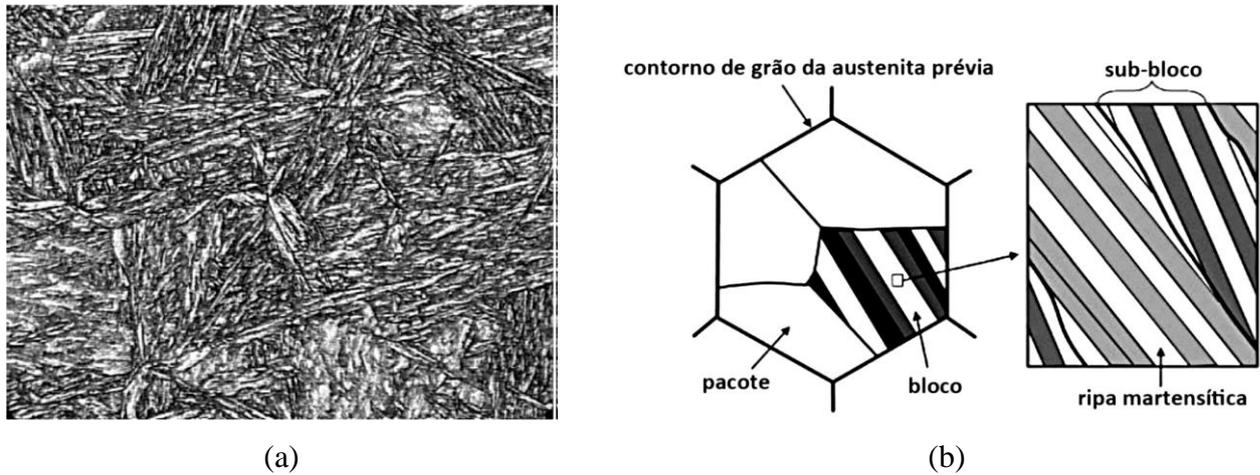
O aço X22CrMoV12-1 possui microestrutura formada por martensita em ripas revenida, contendo uma elevada densidade de discordâncias. Precipitados são encontrados ao longo de contornos de grão da austenita prévia, e nos contornos e interior das ripas de martensita. Os precipitados resultantes do tratamento térmico de revenido, sua quantidade e distribuição podem ser afetadas pelo tempo e temperatura de tratamento (Yan *et al.* 2013).

A martensita se apresenta mais comumente na forma de placas ou ripas. As placas são encontradas predominantemente em aços com teor de carbono superior a 1,0%, mas são também observadas em aços com percentuais de carbono entre 0,6 e 1,0%, formando uma microestrutura mista em conjunto com a martensita em ripas. Para aços com teores de carbono abaixo de 0,6%, e em aços ligados que possuam baixas quantidades de carbono, é observada a martensita em ripas (Gandy, 2006; Morito *et al.* 2009) – Figura 22a.

A morfologia da martensita em ripas pode ser observada na Figura 22b. Durante sua formação, os grãos da austenita prévia são divididos em pacotes. Estes são compostos por feixes paralelos, sendo subdivididos em blocos de ripas de martensita. Pacotes e blocos são delimitados por contornos de alto ângulo, enquanto que entre as ripas de martensita observam-se contornos de baixo ângulo. Quando se obtém martensita a partir de grãos austeníticos grosseiros, é comum observar ainda a divisão de blocos em sub-blocos, isto é, observa-se a presença de duas orientações cristalográficas intercaladas em feixes paralelos. Embora os sub-blocos sejam delimitados por contornos de baixo ângulo, seus contornos atuam como barreiras ao movimento de discordâncias, colaborando para um aumento da resistência (Morito *et al.* 2009 *apud* Lemos, 2015).

Entre os carbonetos precipitados no aço X22CrMoV12-1 revenido estão: M_7C_3 , $M_{23}C_6$, M_2X e MX , onde “M” indica um elemento metálico (Cr, Fe, Mo, W, V), e a letra “X” indica um não metálico (carbono e nitrogênio, usualmente). Os carbonetos M_7C_3 são formados à temperatura aproximada de 600 °C nucleando na interface ferrita- Fe_3C . Seu crescimento ocorre simultaneamente com a decomposição da cementita, através de uma reação *in-situ*, onde átomos de carbono se difundem para o carboneto M_7C_3 (Inque; Masumoto, 1980; Zheng-Fei; Zhen-Guo, 2003).

Figura 22 – (a) Microscopia óptica da martensita de ripas revenidas no aço X20CrMoV12-1, ampliação: 500X. (b) Ilustração esquemática da martensita em ripas. Figura adaptada de Morito *et al* (2009).



Fonte: (a) GANDY, 2006. (b) MORITO *et al.* 2009.

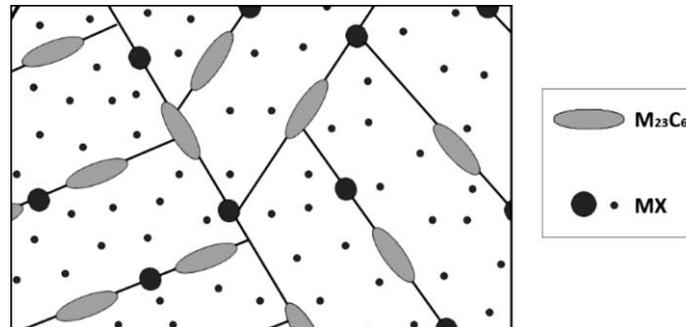
Resultante de decomposição do M_7C_3 , o carboneto estável $M_{23}C_6$ possui alta estabilidade, e sua concentração de carbono é reduzida em relação ao M_7C_3 . O carboneto $M_{23}C_6$ é rico em cromo, além de poder ter em solução molibdênio e vanádio. Nos aços X20CrMoV12-1 e P91, os carbonetos $M_{23}C_6$ apresentam morfologia de bastonetes ou blocos, com comprimento médio de $285 \pm 80 \text{ nm}$ e largura média de $121 \pm 39 \text{ nm}$ (Shrestha *et al.* 2013), localizados em contornos da austenita prévia, pacotes, blocos, ripas e subgrãos (Panait *et al.* 2010). No aço X20CrMoV12-1 revenido, Fournier *et al.* (2011), observaram um diâmetro médio de 100 nm para os precipitados $M_{23}C_6$, localizados em contornos de ripas de martensita e nos contornos da austenita prévia – Figura 23. As partículas $M_{23}C_6$ ancoram estes contornos, estabilizando a microestrutura e retardando sua evolução (Fournier *et al.* 2011).

Nos primeiros minutos de revenido a 600 °C formam-se precipitados M_2X , que rapidamente atingem sua concentração de equilíbrio e são substituídos por carbonitretos MX , ricos em vanádio (Thomson e Bhadeshia, 1992). Os precipitados MX possuem morfologia esferoidal, com um diâmetro médio de 10 nm a $37 \pm 15 \text{ nm}$. Precipitam nas discordâncias no interior de ripas da martensita, e nos contornos de subgrãos, sendo mais eficientes que os carbonetos $M_{23}C_6$ na estabilização da microestrutura de palhetas de turbinas em longos períodos de trabalho (Fournier *et al.* 2011; Panait *et al.* 2010).

Ao analisar um aço X20CrMoV12-1 após 23 anos em serviço em vasos de pressão, Zheng-Fei *et al.* (2003), observaram somente partículas de $M_{23}C_6$ e MX em sua microestrutura. Os precipitados $M_{23}C_6$ mostraram-se coalescidos, enquanto carbonetos MX mantiveram-se finamente dispersos. Neste aço foi verificado que a microestrutura da martensita revenida passou a exibir subgrãos, formados por

agrupamentos de discordâncias, reduzindo significativamente a densidade de discordâncias na matriz (ZHENG-FEI e ZHEN-GUO, 2003).

Figura 23 – Representação esquemática da dispersão de precipitados após o revenido, com partículas $M_{23}C_6$ e MX nos contornos de ripas de martensita, e finas partículas MX dispersas em seu interior.



Fonte: ABE *et al.* 2007.

A porcentagem de carbonetos presentes na microestrutura revenida influencia diretamente nas propriedades destes materiais. A alta resistência à fluência destas ligas é devida a uma fina distribuição de carbonetos de alta estabilidade térmica. Os tipos de precipitados formados ($M_{23}C_6$, M_7C_3 , M_2X ou MX) dependem da composição química, história térmica durante a fabricação, do tempo e da temperatura aos quais o material é exposto em serviço. O principal precipitado presente em aços com teor de cromo entre 9 e 12% é o $M_{23}C_6$, onde M pode ser cromo, ferro, molibdênio ou tungstênio. Este tipo de carboneto precipita preferencialmente em contornos de grão austenítico e retarda o crescimento de subgrão, aumentando a resistência à fluência em aços com 12% em peso de cromo. Sua estabilidade térmica é relativamente alta. Os precipitados do tipo MX e M_2X consistem principalmente dos metais vanádio e nióbio, precipitando no interior dos subgrãos. Eles também possuem alta estabilidade térmica, proporcionando ao aço uma alta resistência à fluência (Caballero *et al.* 2004 *apud* Alcântara, 2008).

O aço X22CrMoV12-1 não forma ferrita δ , o que aumenta a resistência à fluência, pois uma microestrutura heterogênea também leva à dispersão heterogênea de precipitados MX e $M_{23}C_6$, concentrando-os na ferrita δ e na interface δ/α' . Isto causa a perda prematura da resistência à fluência, em especial quando são utilizadas baixas tensões de carregamento (Yoshizawa e Igarashi, 2007).

2.6 Fluência

Um dos fatores mais críticos que determinam a integridade de componentes a temperaturas elevadas (maior que 30% da temperatura absoluta de fusão) é o seu comportamento em relação à

fluência, esta pode fazer com que os materiais, de forma lenta e contínua, deformem e eventualmente falhem sob carregamento constante ou intermitente (Viswanathan, 1995). O efeito de uma exposição prolongada à alta temperatura tem forte influência sobre a estabilidade metalúrgica, por exemplo: os metais encruados podem recristalizar e ter crescimento de grão, enquanto que as ligas endurecidas por precipitação podem sofrer um super envelhecimento e perder resistência mecânica devido ao crescimento das partículas de segunda fase.

O efeito da fluência se torna importante na medida em que a temperatura aumenta, pois, os átomos têm maior mobilidade e os processos controlados por difusão têm significativa influência nas propriedades mecânicas dos metais. Altas temperaturas também facilitam o movimento das discordâncias pelo mecanismo de escalagem, que acontece devido à difusão atômica e à maior presença de lacunas em equilíbrio a dada temperatura (Dieter *apud* Dias, 2010).

A fluência torna-se importante a temperaturas elevadas, maiores do que aproximadamente 0,5 vezes (variando de 0,4 a 0,65) a temperatura de fusão em escala absoluta (Kassner, 2003. Meyers e Chawla, 2009). Abaixo de 0,4 vezes a temperatura de fusão, o coeficiente de difusão é muito baixo de modo que qualquer mecanismo de deformação plástica por fluência é lento e pode ser desprezado (Meyers e Chawla, 2009).

A variação microestrutural ocorrida em um material sob esforço constante em elevadas temperaturas leva a uma deformação que é função do tempo, definido como fluência, em geral pode incluir deformação elástica e plástica (Meyers e Chawla, 2009). Palhetas de turbina em geração termoelétrica têm vida limitada pela deformação total, enquanto tubos de caldeira falham por ruptura (Silva, 1999 *apud* Oliveira, 2006).

2.6.1 Curva e Ensaio de Fluência

A fluência pode ser estudada por meio de um teste onde é mantida uma carga ou tensão constante, em temperatura também constante. Como resultado, obtém-se uma curva da deformação sob fluência (ϵ) em função do tempo (t), para uma determinada carga ou tensão aplicada (Gibeling, 2000).

De todos os parâmetros pertinentes às curvas de fluência, os mais importantes para aplicações de engenharia são: a taxa de deformação ($\dot{\epsilon}$) e o tempo para ruptura (t_r). Especificamente, a dependência da temperatura, da tensão aplicada e do tempo são do maior interesse para o projetista. Esta dependência varia com o mecanismo de fluência atuante. Uma variedade de mecanismos e equações tem

sido propostos na literatura (Viswanathan, 1995). Todos estes mecanismos podem ser colocados dentro de duas categorias básicas: fluência por difusão, e fluência por deslizamento (Pacheco, 2001).

Em geral as taxas de fluência $\dot{\epsilon}$ não variam linearmente com a tensão, mas sim como uma função potencial ou exponencial de tensão, em contraste com a dependência linear da tensão na fluência por difusão. Do ponto de vista de aplicação prática, a fluência em altas temperaturas é a mais comum e, por isso, a que tem sido mais estudada. Para tensões e temperaturas de interesse para engenharia, o seguinte comportamento proposto por Norton citado por Viswanathan (1995), conhecida como Lei de Norton, é geralmente aplicável na Equação 1 onde: A e n são constantes dos materiais

$$\dot{\epsilon} = A \times \sigma^n \quad \text{Equação 1}$$

Como a fluência é um processo termicamente ativado, a sensibilidade com a temperatura é definida por uma expressão do tipo Arrhenius, com uma energia de ativação característica Q_f , para o mecanismo de controle da taxa. A Equação 1 pode, portanto, ser reescrita como:

$$\dot{\epsilon} = A_0 \times \sigma^n \exp\left(\frac{-Q_f}{R \times T}\right) \quad \text{Equação 2}$$

onde A e n são constantes e R é a constante universal dos gases conforme Viswanathan (1995). Ainda que a Equação 2 apresente valores constantes para n e Q_f , resultados experimentais em aços mostram que ambos os valores são variáveis em função da temperatura e tensão (Pacheco, 2001).

A curva mostrada na Figura 24 representa esquematicamente o comportamento típico de metais em regime de fluência sob carga constante, a deformação ocorrida em função do tempo apresenta três estágios, os quais serão descritos a seguir (Meyers e Chawla, 2009):

1. Transiente ou primário que ocorre primeiro, caracterizado por uma redução progressiva da taxa de deformação, isto é, a inclinação da curva diminui com o tempo. Isto sugere que o material está aumentando a resistência à fluência ou sendo endurecido por deformação (a deformação se torna mais difícil à medida que o material é encruado);
2. Estacionário ou secundário em que a taxa de deformação é constante, deste modo a curva se torna linear conforme mostra a Equação 3. Este, às vezes, corresponde ao maior período de vida de um material em solicitações de fluência. A taxa de fluência constante é devido ao equilíbrio entre os

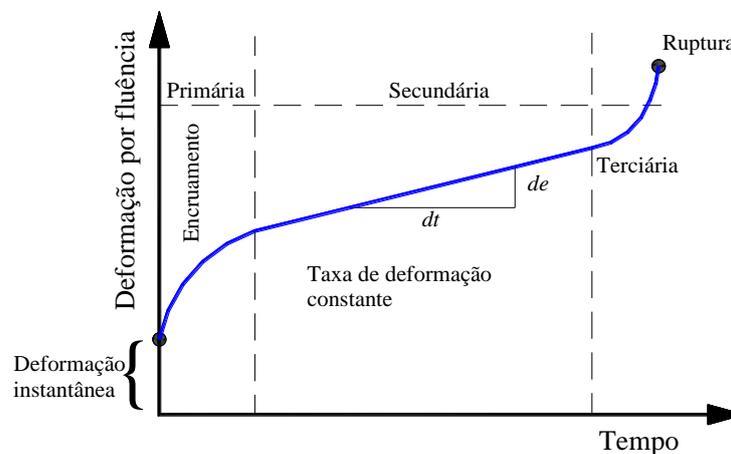
processos competitivos de encruamento e recuperação, sendo este último, o processo pelo qual um material se torna mais macio e retém sua capacidade para deformar;

$$\dot{\epsilon} = d\epsilon/dt$$

Equação 3

3. Estágio terciário onde ocorre uma aceleração da taxa de deformação que precede a falha. Esse aumento da taxa de deformação é causado pela decoesão dos contornos de grão e a formação de trincas internas, cavidades e vazios, que conduzem a uma redução localizada da área. Surge uma estricção, seguida de ruptura (Schon, 2007).

Figura 24 – Curva Típica de deformação em função do Tempo.

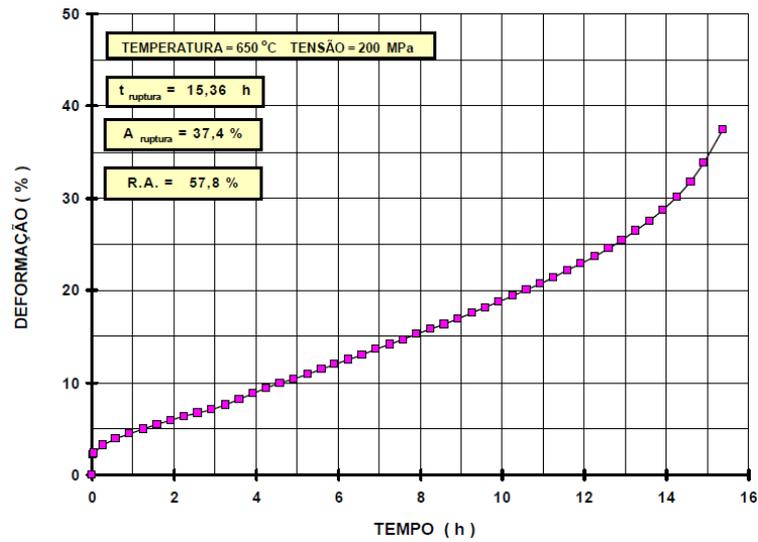


Fonte: YAO *et al.* 2007.

A forma da curva de fluência é determinada principalmente pela competição dos processos de encruamento, restauração e formação de danos. O encruamento desacelera a taxa de fluência ($\dot{\epsilon}$) enquanto os processos de restauração e crescimento de vazios além da estricção, são responsáveis pela aceleração da taxa (Meyers e Chawla, 2009).

O ensaio de fluência consiste em submeter uma amostra a uma carga (ou tensão) constante a uma temperatura elevada e fixa, enquanto se mede a deformação em função do tempo decorrido (Meyers e Chawla, 2009). Como a secção do corpo de prova diminui durante o ensaio, é difícil manter uma tensão constante. Por isso, é mais comum realizar-se o ensaio com carga constante, embora os testes de tensão constante possam fornecer um melhor entendimento dos mecanismos de fluência, a Figura 25 mostra uma curva de fluência para o aço inoxidável AISI 304H (Oliveira, 2006).

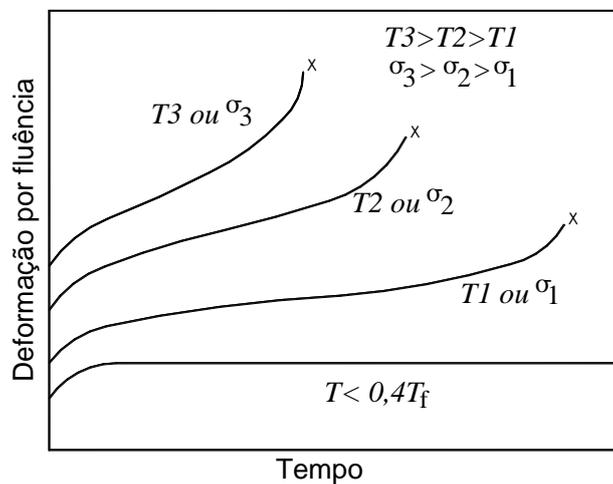
Figura 25 – Curva de fluência.



Fonte: OLIVEIRA, 2006.

Em ensaios de fluência a variação da carga ou da temperatura causa grandes mudanças nas características da curva como mostra a Figura 26. A deformação inicial e a taxa mínima de fluência aumentam e o tempo de ruptura diminui com o aumento da carga ou da temperatura. Essa dependência com a tensão e com a temperatura varia de acordo com o mecanismo de fluência (Viswanathan, 1995).

Figura 26 – Alteração das características de fluência com a variação de tensão ou da temperatura. $T_3 > T_2 > T_1 > T_0$ ou $\sigma_3 > \sigma_2 > \sigma_1$.



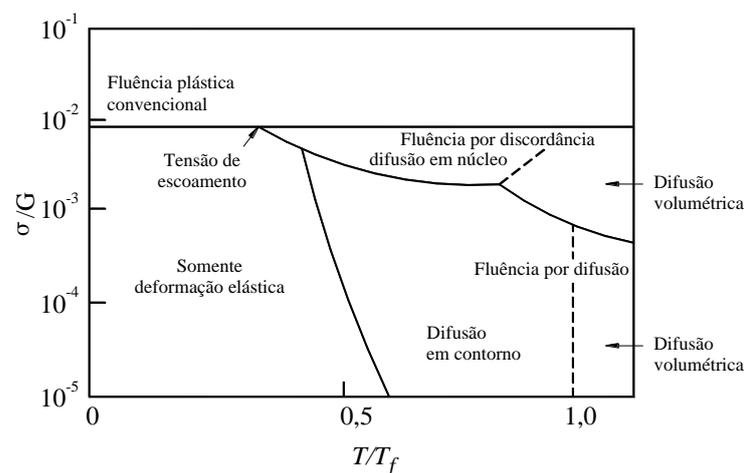
Fonte: VISWANATHAN, 1995.

2.6.2 Mecanismos de Deformação Sob Fluência

Com base no conceito de que os mecanismos de deformação envolvidos na fluência são mutuamente independentes e atuam paralelamente, Ashby e Jones (2007), resumem essa concorrência entre os principais mecanismos nos diagramas de mecanismos de deformação. Basicamente, o que vai determinar qual mecanismo de deformação por fluência prevalecerá é a combinação entre temperatura e tensão aos quais os metais estão submetidos.

A faixa de predominância de cada mecanismo de deformação é mostrada no mapa de deformação da Figura 27, nota-se que mecanismos de difusão estão presentes em baixas tensões, enquanto a movimentação de discordâncias em tensões e temperaturas mais elevadas. Os mecanismos de deformação em fluência podem ser mais bem compreendidos através dos diagramas tensão versus temperatura, obtidos através de um grande número de ensaios em laboratório. Tais diagramas são conhecidos como mapas de mecanismos de deformação, pois permitem observar o predomínio de cada mecanismo durante a fluência onde cada tipo de material tem seu mapa de fluência. Os mapas são construídos a partir da tensão normalizada σ/G (onde G é o módulo de cisalhamento), da temperatura normalizada em relação à temperatura de fusão (T/T_f) e da taxa de fluência, apresentando áreas dominadas pelos mecanismos de deslizamento de discordâncias, escalagem de discordâncias e fluência por difusão (de volume ou em contorno de grão) (Riedel, 1987 *apud* Lemos, 2015).

Figura 27 – Mecanismos de deformação sob diferentes tensões e temperaturas.



Fonte: ASHBY e JONES, 2007 *apud* CASTRO, 2013).

Em geral diferentes mecanismos de deformação ocorrem durante o processo de deformação por fluência sofrida pelos materiais metálicos. Os principais são: fluência por difusão, deslizamento de discordâncias, escalagem de discordâncias e deslizamento dos contornos de grão. A deformação por

fluência é influenciada em maior ou menor magnitude por esses mecanismos de deformação, sendo que a deformação resultante é determinada pela contribuição individual dos mecanismos que operam de maneira mais significativa. Os mecanismos de deformação por fluência dependem da estrutura do material e também das condições em que o ensaio é realizado, podendo o expoente da tensão n da Equação 2 assumir valores diferentes de acordo com as condições de ensaio (Dias, 2010):

Quando $n \sim 1$ o mecanismo de deformação dominante é o de difusão atômica, é um processo que ocorre em baixas tensões e altas temperaturas, tornando-se mais intenso à medida que decresce o tamanho de grão do material.

Quando $n \sim 3$ o mecanismo dominante é o de movimentação de discordâncias controlado por atrito viscoso na rede cristalina. É o processo principal de deformação em altas temperaturas que ocorre no caso de fluência de ligas com adição de elementos em solução sólida.

Quando $n \sim 5$ o mecanismo dominante é o de movimentação de discordâncias controlada por escalagem, este é o principal mecanismo de fluência que ocorrem em metais puros e de ligas em solução sólida.

Os mecanismos de deformação por fluência podem ser divididos em dois grandes grupos:

- Mecanismos de movimentação de discordâncias por escalagem, no qual o contorno de grão desempenha um papel importante.
- Difusão, que ocorre independentemente dos contornos dos grãos. (Meyers e Chawla, 2009).

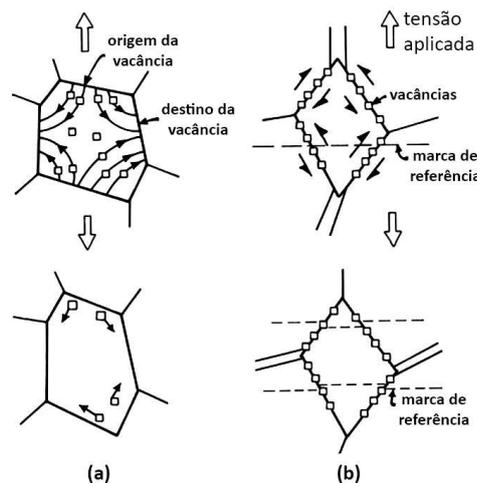
O mecanismo baseado na movimentação de discordâncias subdivide-se em três: i) escalagem de discordâncias (sob tensões intermediárias e temperaturas médias a elevadas); ii) escorregamento simples (*easy glide*) e com deslizamento cruzado (*cross-slip*), que ocorrem sob elevadas tensões em baixa ou alta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

Durante o ensaio, ao aplicar tensões moderadas ($\sigma/G < 10^{-4}$), ocorre fluência por difusão. Dois mecanismos são considerados neste caso, conforme mostra a Figura 28: difusão volumétrica (mecanismo de Nabarro–Herring), em que ocorre alongamento dos grãos no sentido da tração pelo movimento de lacunas; e difusão através de contornos de grão (mecanismo de Coble), em que átomos se movimentam ao longo dos contornos no sentido de tração.

Ainda de acordo com Meyers e Chawla (2009) a difusão volumétrica tem baixa dependência da tensão e predomina em altas temperaturas, apresentando redução na taxa de fluência com o aumento do tamanho de grão. Já a difusão através de contornos de grão predomina em temperaturas mais baixas, possuindo dependência elevada com o tamanho de grão.

A Figura 29 representa a fluência viscosa linear que é um mecanismo alternativo instalado quando a fluência de lei de potência cai rapidamente, pois, devido a tensão aplicada no material, ele pode se alongar por difusão induzida por tensão. A tensão age como força mecânica motriz fazendo com que os átomos se difundem de um conjunto de faces do grão para outro. Quando ocorre o escorregamento de contorno de grão associado a fluência viscosa, abrem-se vazios entre os grãos. Quando esses vazios surgem nos contornos de grãos que se encontram na direção normal à da tensão de tração, a fratura por fluência pode ocorrer por deformações ainda muito pequenas. O motivo é que os átomos dos contornos de grão paralelos ao sentido da tensão aplicada se difundem para os contornos normais à tensão de tração. Quando há vazios nesses contornos de grão, eles agem como fontes de átomos e crescem. Os poros, obviamente, não suportam carga e a tensão aumenta nos trechos preservados remanescentes. Os vazios crescem até se unirem causando a ruptura. Esse processo é representado esquematicamente na Figura 30 (Ashby e Jones, 2007 *apud* Castro, 2013).

Figura 28 – Mecanismos de fluência por difusão:



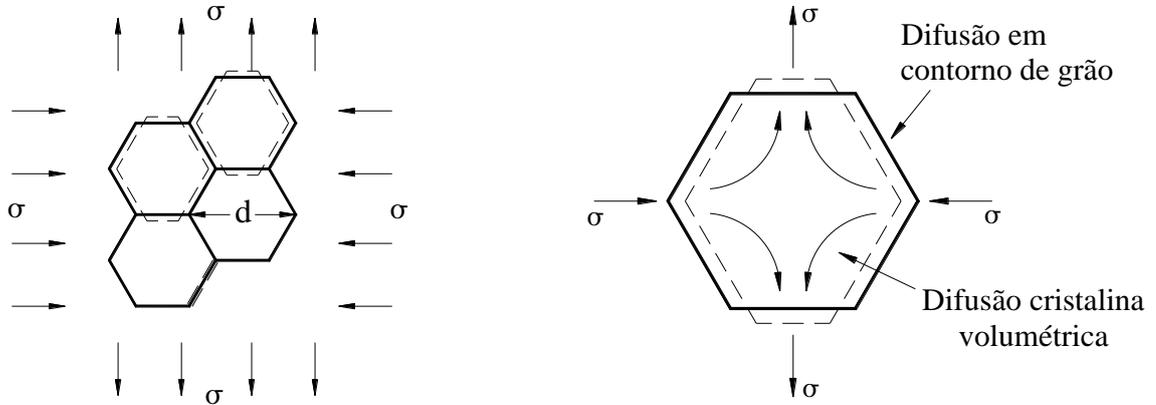
Fonte: (a) NABARRO-HERRING; (b) COBLE. Figura adaptada de MEYERS e CHAWLA, 2009.

Após a formação das trincas intergranulares ou transgranulares provenientes das cavidades, ocorre a sua propagação e, por último, a fratura por fluência. As fraturas por fluência são tipicamente caracterizadas por uma multiplicidade de vazios (cavidades) adjacentes às mesmas. Os vazios são geralmente fáceis de identificar através de microscopia óptica.

A deformação plástica ao longo do tempo de metais submetidos à fluência produz um aumento do tamanho do grão na direção da tensão (tração) e uma redução da largura na direção transversal. Para que os grãos se mantenham coesos é necessário que haja deslizamento entre os grãos adjacentes – Figura 31a. Entretanto, essa capacidade de deslizamento dos grãos diminui ao longo do tempo, de modo que

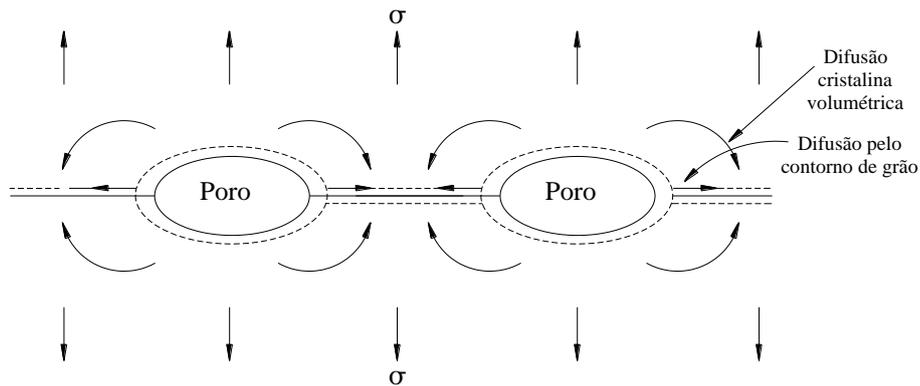
nucleiam cavidades com formato de cunha nas interfaces entre três grãos – Figura 31b – ou cavidades ovais nas interfaces entre dois grãos – Figura 31c – (Viswanathan, 1995).

Figura 29 – Fluência viscosa linear.



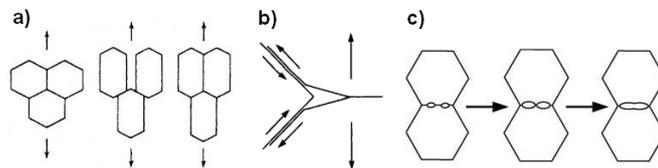
Fonte: ASHBY e JONES, 2007 *apud* CASTRO, 2013

Figura 30 – Crescimento de vazios em contorno de grão por difusão.



Fonte: ASHBY e JONES, 2007 *apud* CASTRO, 2013.

Figura 31 – (a) Deslizamento no contorno de grão sem a formação de vazios; (b) nucleação de cavidades – interface entre três grãos; (c) sequência de formação de cavidades ao longo do tempo (nucleação).



Fonte: VISWANATHAN, 1995.

Como mencionado por Oliveira (2010), de que os mecanismos de deformação por fluência envolvem difusão e movimentação de discordâncias, as estratégias de desenvolvimento de ligas resistentes à fluência se fundamentam em:

1. Reduzir a velocidade de autodifusão através do uso de elementos de liga, bem como o uso de materiais de alto ponto de fusão, devido ao coeficiente de difusão está relacionado com o ponto de fusão;
2. Aumentar o tamanho de grão para se obter maior resistência à fluência. Devido ao fato de que em elevadas temperaturas a deformação por escorregamento dos contornos de grão é mais significativa (maiores deformações) em materiais com maior área de contorno de grão (grãos mais finos). Consequentemente estes materiais apresentam menor resistência à fluência;
3. Promover o endurecimento por solução sólida substitucional ou intersticial, por meio da adição de elementos de liga. O endurecimento obtido promoverá um aumento de resistência à fluência, por restringir a deformação.
4. Promover o endurecimento por precipitação (na matriz e nos contornos de grão) por intermédio da adição de elementos formadores de carbonetos e de fases precipitadas, os quais ancoram o processo de fluência, pois dificultam o movimento dos contornos de grão e, por consequência, a deformação.

2.6.3 Previsão da Vida Residual Sob Fluência

Um dos grandes desafios das indústrias é determinar o fim da vida de equipamentos em serviço, os equipamentos novos são usualmente projetados para possuir uma vida superior a dez anos, chegando a vinte ou até mesmo trinta anos, em alguns casos. No entanto, ao longo da sua vida, estes nem sempre são submetidos apenas às condições previstas no projeto. Tais situações podem ser identificadas durante a partida ou parada de equipamentos, quando os mesmos passam por transientes que, não raro, introduzem defeitos em seus componentes.

Outras vezes, durante descontroles operacionais, ou ainda, após aumentos de capacidade de instalações industriais, alguns equipamentos passam a operar numa condição mais severa do que o inicialmente previsto. Tais fatores podem levar à redução da vida do equipamento. Ressalte-se ainda que em diversas instalações industriais existentes, vários equipamentos já ultrapassaram sua vida de projeto, sendo, portanto, necessário a avaliação da sobrevida dos mesmos. As avaliações supramencionadas se justificam, pois, substituir indiscriminadamente equipamentos, ou partes destes, ainda em condições de uso, implica em elevados custos de manutenção, além de aumentar o tempo de reparo, o que pode acarretar em perda de produção e lucro cessante (OLIVEIRA, 2006).

Após vários anos de serviço, e como resultado de complexas condições de trabalho, materiais sofrem degradação metalúrgica e/ou mecânica (Bagnoli *et al.* 1988 *apud* Moreto, 2008). Frequentemente

a deterioração pode implicar na substituição parcial ou total de um componente. Visto que a interrupção da operação de uma unidade sem que esta tenha realmente esgotada sua vida não é economicamente atrativa; e considerando as dificuldades em seguir as exigências dos órgãos governamentais quanto ao serviço após uma falha, parte-se para a realização da avaliação da vida residual (Kautz e Zurn, 1993 e Godfrey, 1993 *apud* Moreto, 2008).

Assim, visando determinar a vida remanescente dos equipamentos com a maior precisão possível, diversas técnicas e ensaios especiais vem sendo desenvolvidos e aprimorados a cada ano. Emissão acústica, IRIS (*Ultrasonic Internal Rotating Inspection System*), radiografia digital, analisador de liga, medição de espessura, metalografia, medição de dureza e microscopia eletrônica são alguns exemplos das ferramentas que auxiliam na identificação de danos em equipamentos, e a partir dos dados obtidos é calculada a vida residual dos mesmos. Complementarmente às inovações tecnológicas, algumas entidades com reconhecimento técnico internacional, como o *American Petroleum Institute* (API) e o *British Standards* (BSI), vêm desenvolvendo metodologias cada vez mais sofisticadas e precisas para a determinação da vida residual de equipamentos, inclusive com a emissão de diversos documentos e normas técnicas (OLIVEIRA, 2006).

Às vezes surge a necessidade de informações de engenharia sobre fluência cuja obtenção se torna impraticável a partir de testes normais de laboratório, especialmente para exposições prolongadas (da ordem de anos). Uma solução a este problema envolve a realização de ensaios de fluência ou de ruptura por fluência a um nível de tensão comparável, mas em temperaturas maiores do que aquelas requeridas (a fim de diminuir os tempos de ensaio) e a extrapolação para as condições de serviço (Oliveira, 2010).

A extrapolação de resultados de laboratório através de parâmetros é um método empírico que tenta resumir os diversos mecanismos que agem concomitantemente no material. Tendo em vista os vários mecanismos que interferem na deformação e fratura sob fluência, não é de se esperar que um parâmetro único seja capaz de descrever o comportamento de um material numa faixa extensa de tensão e temperatura. A extrapolação é feita numa base empírica e resultados aproximados são esperados (Oliveira, 2010. Pacheco, 2001).

Vários métodos de parametrização utilizando expressões que relacionam tensão, temperatura e tempo de ruptura são apresentados para interpolação e extrapolação dos resultados de fluência. Estes métodos têm como base a linearidade dos resultados de isotensão num plano determinado pelo tempo em escala logarítmica e pelo inverso da temperatura absoluta. A definição dos parâmetros (P) baseia-se na linearidade e padrão de disposição dos pontos de isotensão em gráficos de *LOG* (Tempo de Ruptura)

versus Temperatura ou LOG (Tempo de Ruptura) versus o Inverso da Temperatura. Os diferentes métodos surgem pelas hipóteses de paralelismo ou convergência dessas linhas de isotensão, nesses gráficos (Bueno, 2005).

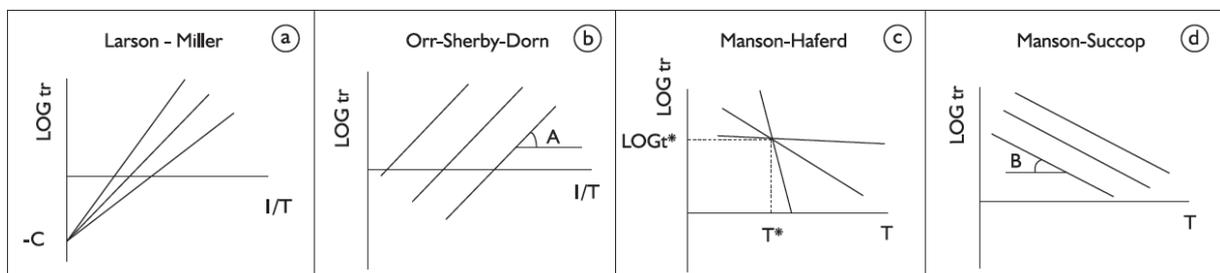
Cada método de parametrização possui uma expressão correspondente a seu parâmetro:

Método de Larson-Miller	$P = T(C + LOGt_r)$	Equação 4
Método de Orr-Sherby-Dorn	$P = LOGt_r - A/T$	Equação 5
Método de Manson-Haferd	$P = (LOGt_r - LOGt^*)/(T - T^*)$	Equação 6
Método de Manson-Succop	$P = LOG t_r - (B \times T)$	Equação 7

onde t_r = tempo ruptura (h), T = temperatura (K), $A, B, C, LOGt^*$ e t^* são as constantes de cada método.

Os métodos de Larson-Miller e Manson-Haferd consideram convergência, enquanto que os métodos de Orr-Sherby-Dorn e Manson-Succop consideram paralelismo das linhas de isotensão, respectivamente nos espaços $LOGt_r \times 1/T$ e $LOGt_r \times T$, como mostram os diagramas da Figura 32 (BUENO e DIAS, 2011). Nestas equações são representadas modelos de extrapolação, linhas de isotensões, utilizado por alguns parâmetros disponíveis na literatura.

Figura 32 – Métodos de parametrização: a) Larson-Miller; b) Orr-Sherby-Dorn; c) Manson-Haferd; d) Manson-Succop.

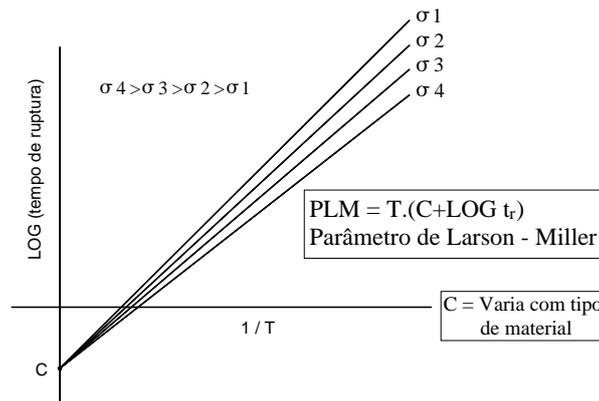


Fonte: BUENO e DIAS, 2011.

Dos vários parâmetros propostos, o Parâmetro de Larson-Miller é o mais usado na engenharia, tanto pela sua simplicidade quanto pela experiência adquirida durante o longo tempo em que vem sendo utilizado (Viswanathan, 1993). Este parâmetro como os demais, relaciona temperatura e tempo em uma única expressão e é válido para previsão de vida residual no segundo estágio da fluência. No entanto, é importante observar que a depender das diversas variáveis presentes no processo (material, faixa de temperatura, faixa de tensões, etc.) outro parâmetro pode melhor representar a situação estudada e assim ser mais preciso na extrapolação de dados.

Em 1953 Larson e Miller introduziram o conceito de parâmetro tempo-temperatura (t_r). O parâmetro desenvolvido por eles, *LPM* (*Larson-Miller Parameter*) é descrito em um gráfico de $\text{LOG } t$ ou $\text{LOG } t_r$ versus $1/T$ por retas de tensão que convergem para o ponto $1/T = 0$. Nesse ponto $\text{LOG } t = C$ define o valor ótimo de C para os dados envolvidos. A Figura 33 ilustra essas retas para os parâmetros de Larson-Miller.

Figura 33 – Representação gráfica de parâmetros de extrapolação.



Fonte: VISWANATHAN, 1993 *apud* KAMIMURA, 2009 e MORETO, 2008.

O parâmetro de Larson-Miller (LMP) é uma equação que relaciona tensão, temperatura T em Kelvin, tempo de ruptura t_r por fluência de um determinado material, permitindo calcular uma das três variáveis a partir da definição de duas delas – Equação 4. Assim, pode-se calcular o tempo esperado para a ruptura de um material submetido à fluência, caso se conheça a tensão a que o mesmo está submetido e a temperatura a que ele está exposto. Sendo assim o parâmetro de Larson-Miller é um método de extrapolação paramétrico que permite calcular o tempo de ruptura do material, caso se conheça a tensão e a temperatura a que ele está submetido. A sua simplicidade e a ampla quantidade de resultados na literatura técnica, fazem com que seja um dos parâmetros mais utilizados na engenharia (Viswanathan, 1995)

2.6.4 Avaliação do Estágio de Fluência Através de Métodos Metalográficos

Para Almeida (2007) *apud* Castro (2013), na previsão de vida 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 a ponto de comprometer a estrutura como um todo.

O método mais comum para calcular dano acumulado sob fluência é computar a quantidade de vida consumida usando fração de tempo (Equação 8) ou fração de deformação como medida de dano

(Equação 9). Quando os somatórios das frações de dano forem iguais a unidades então ocorre a falha por ruptura. Alguns autores propõem ainda algumas alternativas como combinar a fração de tempo com a fração de deformação para quantificar a vida consumida (Viswanathan, 1995).

$$\sum \frac{t_i}{t_{ri}} = 1 \quad \text{Equação 8}$$

$$\sum \frac{\varepsilon_i}{\varepsilon_{ri}} = 1 \quad \text{Equação 9}$$

Onde,

t_i e ε_i são, respectivamente o tempo e a deformação na condição i

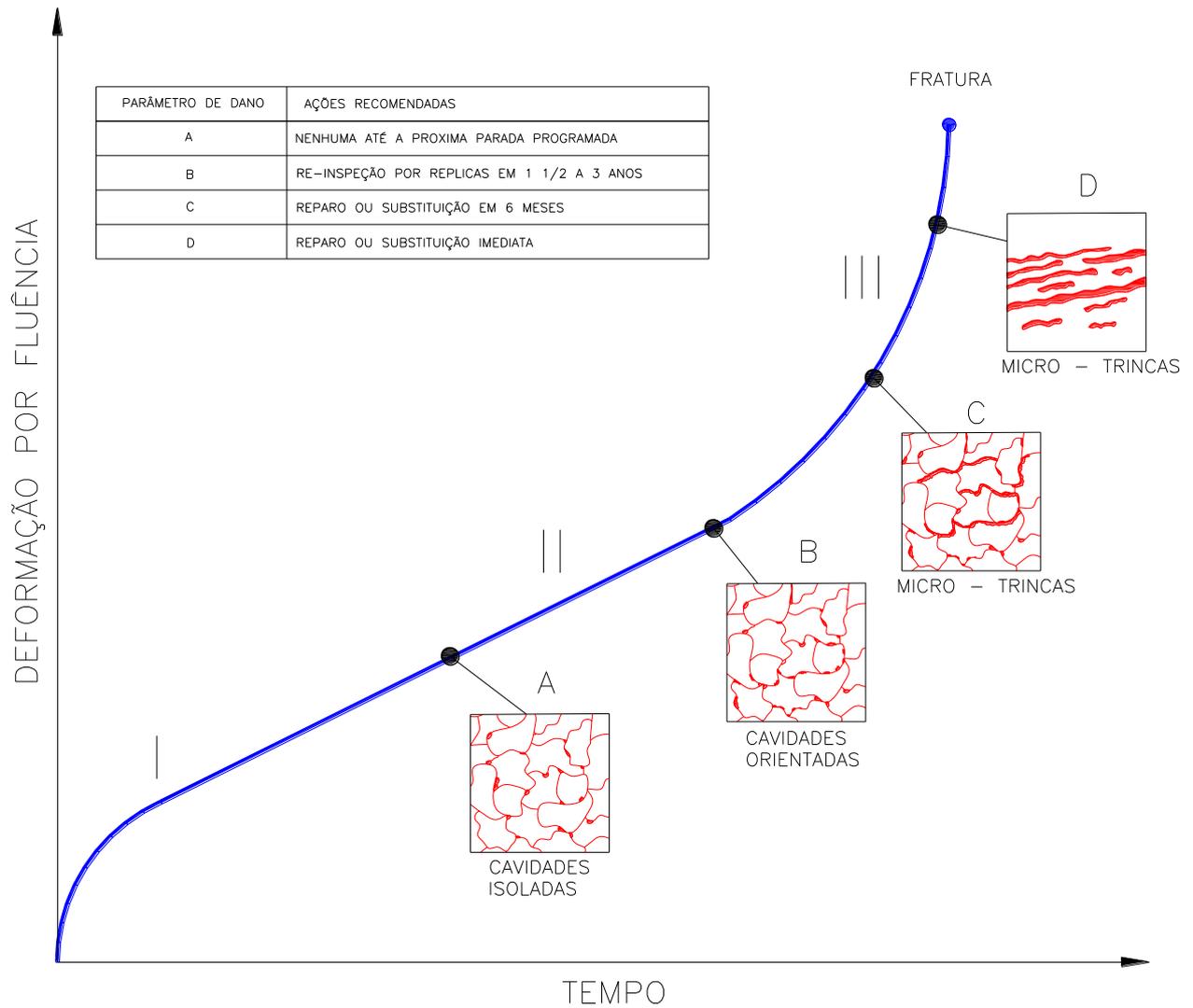
t_{ri} e ε_{ri} são, respectivamente, o tempo total e a deformação total até a ruptura na condição i

Observa-se que praticamente todos os defeitos e trincas provocados por fluência em serviço se iniciam na superfície externa dos componentes. Assim, métodos de ensaios não destrutivos, especialmente a réplica metalográfica, tornam-se efetivos. Existem basicamente dois métodos que se baseiam na observação de réplicas metalográficas para avaliação de dano quanto a fluência: método baseado na evolução das cavidades e método baseado na evolução da microestrutura, particularmente, o coalescimento dos carbonetos (Silva, 1999 *apud* Oliveira, 2006).

Em 1983, Neubauer e Wedel descreveram uma forma de classificar os estágios microestruturais da fluência baseados na evolução de cavidades (vazios de fluência) e correlacionar com a vida consumida. Eles observaram que um aço sujeito a fluência no início do estágio III ainda possuía de 20 a 50 % da sua vida total. A Figura 34 e a Tabela 7 resumem o trabalho de Neubauer e Wedel, que ainda hoje é muito utilizado principalmente para avaliações de zonas frágeis, como a zona termicamente afetada de soldas, e regiões solicitadas por altas tensões no metal base.

Em materiais dúcteis sob fluência, em que o início da fratura intergranular é deslocado para tempos bastante elevados, torna-se necessária a avaliação de fração de vida consumida através da evolução da microestrutura, particularmente do processo de esferoidização e coalescimento de carbonetos. Embora exista um esforço crescente para quantificar a relação entre o estágio de esferoidização dos carbonetos e a fração de vida consumida sob fluência, esses métodos ainda dependem, para serem confiáveis, de bancos de dados com os aspectos microestruturais dos vários aços utilizados nas diferentes condições. Esses bancos de dados constituem “*know-how*” de projetistas e institutos especializados, sendo extremamente valiosos e, naturalmente, não disponíveis na literatura técnica (Silva, 1999 *apud* Oliveira, 2006).

Figura 34 – Representação esquemática dos estágios de dano com a curva de fluência.



Fonte: SILVA, 1999 *apud* OLIVEIRA, 2006.

Tabela 7 – Classificação de danos de fluência.

Classe de Dano	Descrição	Comentários	Ação
0	Sem Dano	Nenhum dano por fluência detectado. Alguma evidência de degradação térmica pode ser observada.	Nenhuma ação imediata até a próxima parada programada.
A	Cavidades isoladas	Cavidades isoladas são observadas. Não é possível determinar a direção de tensão principal máxima pelas descontinuidades.	Manter intervalo de inspeção. Tempo mínimo de falha: 3 anos.
B	Cavidades orientadas	Cavidades são observadas, frequentemente com múltiplos vazios no mesmo contorno de grão. Um alinhamento claro dos contornos afetados pode ser visto, determinando a direção de tensão principal máxima (normal ao alinhamento das cavidades).	Reduzir intervalo de inspeção. Tempo mínimo até a falha: 1 a 1,5 anos.
C	Cavidades Coalescidas ou micro trincas	Alguns grãos se separam devido ao coalescimento de vazios e formam uma micro trinca. Normalmente menores que 2 mm. Podem ser detectadas por ensaio não destrutivo convencional.	Reparo ou substituição necessária dentro de seis meses.
D	Macro trincas	Além das cavidades e micro trincas, algumas micro trincas se juntaram e formaram macro trincas de comprimento de vários tamanhos de grão	Reparo imediato antes de voltar a operar.

Fonte: NEUBAUER e WEDEL, 1983.

2.6.5 Evolução Microestrutural do Aço X22CrMoV12-1 Sob Fluência

Para controlar a variação da microestrutura durante a fluência, com a consequente perda de resistência mecânica, é necessário compreender os mecanismos que regem sua evolução. A martensita revenida presente inicialmente sofre mudanças ao ser submetida a altas temperaturas e tensões em longos períodos de trabalho, causando a recuperação e coalescimento das ripas, o desaparecimento dos contornos de grão da austenita prévia, o surgimento de subgrãos, e o crescimento e dissolução de precipitados (Yan *et al.* 2013).

O coalescimento das ripas de martensita ocorre pela migração contínua dos contornos das ripas Sawada *et al.* (2003), notaram, através de MET (microscopia eletrônica de transmissão), que a migração de tais contornos é retardada pela presença de finos precipitados nos contornos das ripas de martensita. Também foi observado que as ripas menores diminuem de tamanho e desaparecem, levando a uma diminuição da energia total de contornos de ripas. A cinética de coalescimento é função do grau de

desorientação cristalográfica no contorno das ripas e do grau de encruamento (Sawada *et al.* 2003 *apud* Lemos, 2015).

A martensita exposta a longos períodos sob fluência, além do coalescimento das ripas, ocorre também uma diminuição da densidade de discordâncias em seu interior. As ripas dão origem a grãos ferríticos equiaxiais, ao mesmo tempo em que as discordâncias se agrupam em contornos de subgrãos. Ao manter um aço inoxidável martensítico PH por 72,5 h a 750 °C (logo abaixo de sua temperatura A_{c1}), Sawada *et al.* (2003), observaram por microscopia eletrônica de transmissão a evolução da microestrutura de ripas de martensita para grãos ferríticos equiaxiais, observando também precipitados ao longo dos pacotes, blocos e contornos de ripas (Sawada *et al.* 2003 *apud* Lemos, 2015).

Os contornos de grão da austenita prévia tornam-se menos visíveis após longo tempo em temperatura elevada, sendo distinguíveis somente pela presença de carbonetos $M_{23}C_6$, precipitados nesta região. Ao mesmo tempo, com a recuperação das ripas de martensita formam-se subgrãos de morfologia poligonal. Este efeito é acelerado sob fluência, pois cargas externas afetam a estabilidade da martensita revenida. Sob fluência, a utilização de temperaturas muito elevadas também contribui para acelerar a formação de subgrãos. Durante este processo, não somente a mobilidade das discordâncias aumenta, como a interação entre as mesmas também, acelerando a reação (Yan *et al.* 2013).

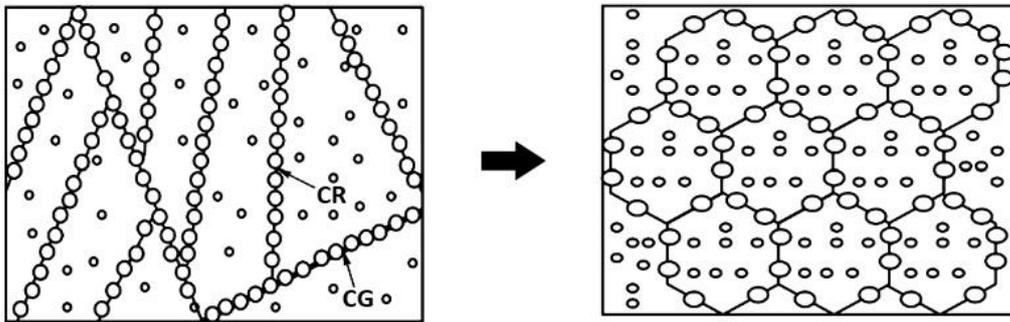
A microestrutura de subgrãos é susceptível à movimentação de discordâncias por deslizamento. Entretanto, este processo pode ser retardado com a ancoragem dos contornos de subgrão pela precipitação de MX e $M_{23}C_6$. A fluência, contudo, provoca o coalescimento destas partículas, levando à perda de seu efeito. Embora os precipitados MX sejam considerados termicamente estáveis, a deformação em fluência os afeta moderadamente. Para os precipitados $M_{23}C_6$ o coalescimento é mais acentuado, levando a um aumento do livre caminho médio entre estas partículas durante a fluência (Ghassemi Armaki *et al.* 2011 *apud* Lemos, 2015).

O diâmetro efetivo do carboneto $M_{23}C_6$ para a ancoragem de contornos de subgrão é da ordem de 100 a 200 nm, limite a partir do qual ocorre perda de correlação espacial entre as partículas e estes contornos. Além da deformação em fluência e do tempo, o coalescimento dos precipitados $M_{23}C_6$ é ainda influenciado pela temperatura. Em contraste, os carbonitretos MX apresentam maior coerência com contornos de subgrão e elevada estabilidade térmica, sofrendo somente pequenas mudanças em sua composição química durante a fluência (Aghajani *et al.* 2009 *apud* Lemos, 2015).

A microestrutura da martensita em ripas revenidas é a principal responsável pela dureza do aço X22CrMoV12-1, mas durante a fluência ocorrem evoluções microestruturais que alteram a dureza. O resultado de tais transformações é a formação de uma fina estrutura de subgrãos ferríticos (Figura 35).

Armaki *et al.* (2011), mostraram que nesta condição os contornos de subgrão é que passam a ser determinantes no mecanismo de endurecimento. Os contornos de subgrão representam obstáculos à movimentação de discordâncias durante a fluência, e pequenos precipitados podem colaborar para a estabilização de tais contornos. Desta forma, a combinação de uma fina microestrutura de subgrãos, tipicamente resultante da evolução da martensita revenida sob fluência, e a presença de finos precipitados, podem reduzir a taxa de fluência em diversas ordens de magnitude (Ghassemi Armaki *et al.* 2011 *apud* Lemos, 2015).

Figura 35 – Representação esquemática da evolução da martensita em subgrãos, onde CR indica o contorno da ripa de martensita, e CG o contorno de grão da austenita prévia.



Fonte: LEMOS *apud* WEI *et al.* 2013.

Ao realizar ensaio de fluência em um aço P91 a 600 °C por 113 h, Panait *et al.* (2010), não observaram diferenças significativas no tamanho de partículas MX em relação ao material revenido. A microscopia eletrônica de transmissão revelou precipitados MX ancorando discordâncias em amostra retirada da seção tracionada do corpo de prova, mas também em sua cabeça de fixação, onde o material sofreu somente exposição ao calor. Três distribuições de tamanho de partícula foram encontradas, antes e após ensaio de fluência. Uma pequena diferença de tamanho foi verificada, com a ausência de partículas extremamente finas (menores que 15 nm) após fluência ou exposição ao calor. Não foram observadas, no entanto, quaisquer modificações na morfologia das partículas MX após o ensaio de fluência (Panait *et al.* 2010).

Com o avanço da fluência é estabelecido um regime de média tensão, ocorrendo uma rápida deterioração da resistência à fluência. Nesta região o tempo de ruptura passa a ser altamente dependente da estabilidade da microestrutura, razão pela qual, elementos de liga como W e Mo desempenham importante papel na redução da evolução microestrutural. Por fim no regime de baixa tensão, a resistência da matriz controla a deformação. Neste regime foi verificado comportamento semelhante na resistência à fluência para diversos aços, independente da composição química ou da microestrutura inicial (Chilukuru *et al.* 2009).

2.7 Correlação Entre Tração a Quente e Fluência

Alguns estudos apontaram uma tendência de análise conjunta de dados buscando estabelecer uma relação entre tração a quente e fluência. Segundo Steen (2005) *apud* Dias (2010), em 1983 conseguiu-se relacionar ambos os tipos de testes ao prever uma taxa mínima de fluência através de ensaios de tração de curta duração. Este sugeriu que ensaios de tração podem ser bastante úteis para prever a taxa de deformação por fluência no estágio secundário por demandar menor tempo na realização do ensaio.

De acordo com Dias (2010), em sua dissertação de mestrado os estudos de Steen (1993) e Osgerby e Dyson (1993), denotaram algum êxito ao tentar relacionar ensaio de tração a quente e fluência em termos de variáveis de tensão e taxa de deformação, porém, nenhum desses trabalhos havia indicado um parâmetro equivalente ao tempo de ruptura em fluência para o caso de um ensaio de tração.

Segundo estudos de Reis Sobrinho e Bueno (2005), uma analogia entre um teste de tração a quente e fluência pode ser estabelecida considerando que, durante um ensaio de tração, a temperatura e a taxa de deformação são fixadas para obter a história da tensão do material, enquanto que, durante um teste de fluência, a temperatura e a tensão são fixadas para obter a história da taxa de deformação do material – Figura 36.

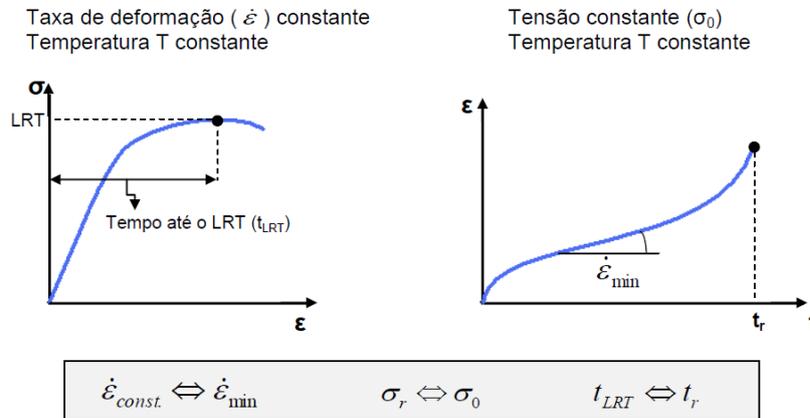
No ensaio de tração, a capacidade de resistência mecânica é reduzida no ponto de instabilidade de carga, com o começo do empescoçamento (*onset of necking*), e, da mesma maneira, durante um ensaio de fluência, a resistência mecânica do material é mantida até o início do empescoçamento, isto é, muito próximo do tempo de ruptura do corpo-de-prova (Reis Sobrinho e Bueno, 2005).

De acordo com Dias (2010), atualmente para fazer a previsão de vida de equipamentos é utilizado o ensaio convencional de fluência onde se busca simular as condições do material em serviço. Neste ensaio um corpo de prova é submetido a uma tensão estática ao mesmo tempo em que é mantido em um forno a uma temperatura constante e, geralmente elevada em relação à temperatura de fusão do material. Este é um ensaio de relativa dificuldade de realização por demandar um aparato laboratorial considerável.

Segundo Penny (1996) *apud* Dias (2010), a vida do material tanto no ensaio de tração como no ensaio de fluência pode ser considerada até o surgimento do pescoço, mesmo que este não frature imediatamente após seu surgimento. Em tração, a carga necessária para manter a velocidade de tração constante decresce a partir do momento em que a estricção aparece. Dessa forma, ainda restará um tempo considerável antes que aconteça a fratura. Já em fluência a carga constante não possibilita que o material

resista por muito tempo depois que a área é reduzida (seja por estrição ou por trinca). A propagação da trinca ou a estrição ocorrem em momentos antes da fratura, ou seja, bem no final do regime terciário (EVANS, R. W.; WILSHIRE, B. 1985 *apud* DIAS, 2010).

Figura 36 – Relação tração e ensaio de fluência.



Fonte: DIAS, 2010.

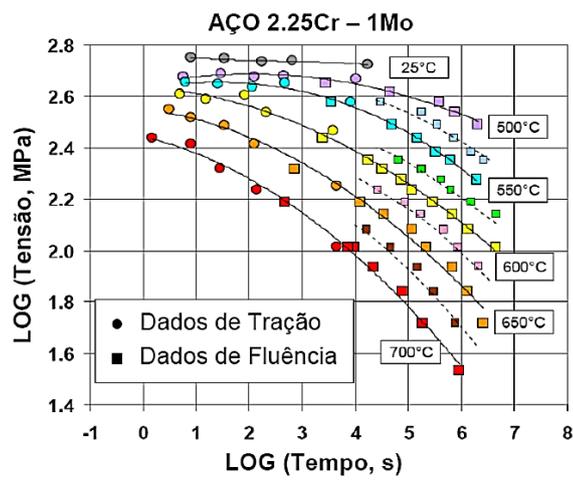
Com observações relacionando cada ensaio foi proposto o seguinte critério de equivalência (BUENO, 2005).

- A taxa de deformação no ensaio de tração é equivalente à taxa mínima de fluência;
- O limite de resistência a tração (LRT) é equivalente à tensão utilizadas no ensaio de fluência;
- O tempo necessário para atingir o limite de resistência a tração é equivalente ao tempo de ruptura do ensaio de fluência.
- Desta forma Bueno (2005), sugere que os resultados de tração a quente e fluência são manifestações diferentes da mesma realidade física traduzida pelo comportamento mecânico do material, e que uma equivalência poderia ser estabelecida fornecendo uma adequada correspondência entre estes dois tipos de ensaios. Originalmente este critério foi empregado para analisar conjuntamente os resultados de tração a quente e fluência na tese de doutorado de Reis Sobrinho (2004). Este trabalho foi pioneiro na correlação entre ensaio de tração a quente e fluência ao se aplicar o critério de equivalência em aço 2,25Cr-1Mo. Posteriormente Santos (2007), continuou o estudo no mesmo material realizando um maior número de ensaios de fluência e também testou o critério estudando o aço inoxidável AISI 310.

A Figura 37 é o resultado de uma continuação da pesquisa iniciada na tese de doutorado de Reis Sobrinho (2004), possuindo um maior número de dados de fluência que permitiu uma análise da

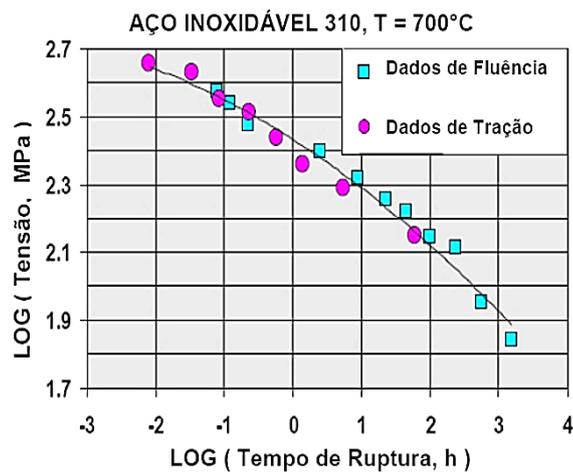
correlação tração a quente e fluência no aço 2,25Cr-1Mo. Estes novos ensaios de fluência foram realizados com tensões mais elevadas, resultando em menores tempos de ruptura. Com estes ensaios mais curtos, foi possível observar que resultados de fluência mantiveram correlação com os dados de tração a quente e vice-versa. A Figura 38 mostra a relação entre os resultados de tração a quente e fluência a 700°C no aço inoxidável AISI 310. Também foi observado neste material que os resultados dos dois ensaios se sobrepuseram em uma ampla faixa de tempo de ruptura.

Figura 37 – Variação da tensão aplicada com o tempo de ruptura nos ensaios de fluência analisada conjuntamente com o limite de resistência e o tempo para sua ocorrência no aço 2,25Cr-1Mo.



Fonte: BUENO e DIAS, 2010.

Figura 38 – Variação da carga utilizada com o tempo de ruptura nos ensaios de fluência analisada conjuntamente com a tensão verdadeira do LRT e o tempo de ocorrência do LRT no aço inoxidável AISI 310.



Fonte: BUENO, 2005.

3 METODOLOGIA

O material estudado é um aço inoxidável martensítico endurecido por precipitação ligado X22CrMoV12-1, especificado pela norma EN 10269, este material é obtido através de laminação a quente, seguida de têmpera e revenido antes de serem utilizados na indústria. Esses materiais normalmente são utilizados em aplicações onde é necessária resistência a corrosão e a fluência. A microestrutura dos aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação é influenciada não somente pela composição química, mas também pelas variáveis de tempo e temperatura nos tratamentos térmicos. Desta forma, este trabalho avaliou o efeito da temperatura de revenido na resistência a fluência do aço X22CrMoV12-1. As propriedades mecânicas foram avaliadas através de ensaios de tração a quente e a frio além de dureza. Ensaios de fluência com carga e temperatura constantes até ruptura foram utilizados para avaliação da resistência a fluência, análises por microscopia óptica, eletrônica de varredura e de transmissão foram utilizadas para caracterizar as mudanças microestruturais das amostras. Finalmente foram realizados ensaios eletroquímicos para avaliar a influência do estágio de fluência no grau de sensitização das amostras testadas.

3.1 Caracterizações do Material no Estado de Fornecimento

Nesta etapa foi realizada a análise química e ensaio de dilatométrica do aço X22CrMoV12-1 como recebido, os materiais utilizados nesta pesquisa foram adquiridos em barras com uma polegada de diâmetro e três metros de comprimento.

A análise química dos aços foi realizada por espectrometria de emissão óptica em um equipamento do fabricante SPECTRO CAST. O resultado final foi calculado a partir da média dos teores encontrados em três análises.

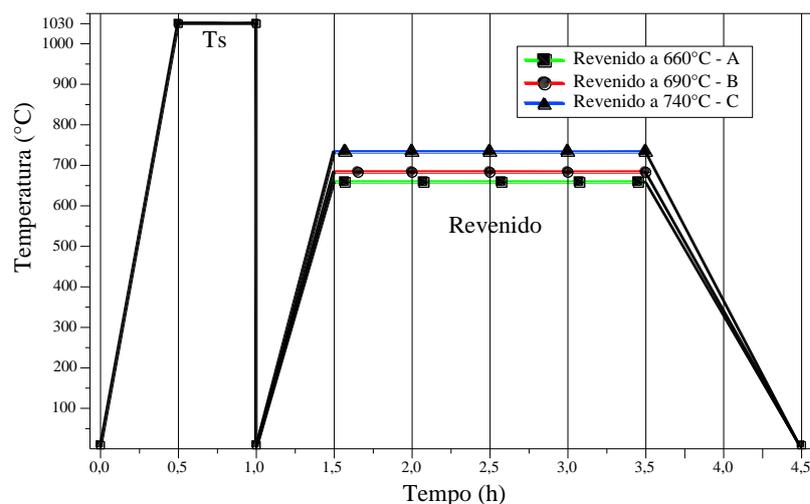
Para a obtenção das temperaturas de transição α'/γ , de formação de precipitados e de início e fim de formação da martensita, foi realizado ensaio de dilatométrica. Os ensaios foram realizados em um equipamento Netzsch DIL 402-C. Foi utilizado um sistema de fluxo de gás composto por 95% de argônio e 5% de hidrogênio. Além de evitar a oxidação da superfície do material, a atmosfera empregada possibilita rápida transferência de calor entre a amostra e o gás. A amostra utilizada no ensaio foi usinada em corpos de prova cilíndricos, com diâmetro de 6 mm e comprimento de 10 mm. O ciclo empregado

consistiu em aquecimento até 1030 °C a uma taxa de 10 °C/min, permanência nesta temperatura por 0,5 h, e resfriamento a 20 °C/min até a temperatura ambiente.

3.2 Tratamento Térmico das Amostras

As amostras foram austenitizadas a 1030 °C por 30 minutos e temperadas em óleo (ISO 46) seguido de revenido nas temperaturas de 660, 690 e 740 °C por 2,0 h e resfriamento ao ar estático. Figura 39 mostra os ciclos de tratamento térmicos utilizados nesta pesquisa. O primeiro ciclo térmico refere-se ao estado de fornecimento do material, com revenido realizado a 690 °C – condição B. O segundo e terceiro tratamentos tiveram temperaturas de revenido de 660 °C e 740 °C, respectivamente condições A e C. Todos os tratamentos foram realizados em um forno Jung 3012, com variação de temperatura de ± 1 °C.

Figura 39 – Representação esquemática dos parâmetros de tratamento térmico utilizados neste trabalho. Condição A revenido a 660 °C – Condição B revenido a 690 °C – Condição C revenido a 740 °C.



Fonte: AUTOR, 2016.

3.3 Ensaios de Dureza e Tração

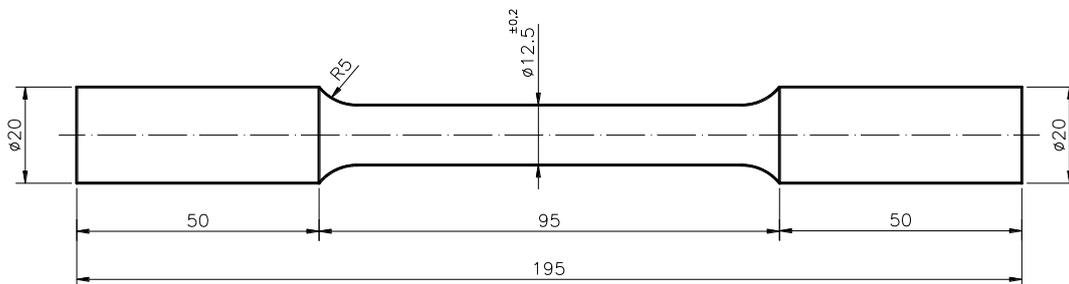
O ensaio de dureza Vickers (HV2) foi efetuado na Universidade Federal de Santa Catarina (UFSC, Florianópolis), sendo empregado um microdurômetro Shimadzu HMV-2, de acordo com a norma ISO 14577-1, aplicou-se uma carga de 20 N, por 10s, em todas as amostras testadas foram efetuadas 10 medidas em áreas aleatórias, sendo calculadas as médias e desvios-padrão. A dureza Rockwell C (HRC) das amostras testadas após tratamento térmico foram determinadas em um durômetro

de bancada Mitutoyo Modelo DUROTWIN – DT 20, C tendo como penetrador um cone de diamante, pré carga de 98,7 N e carga de 1471 N.

Os ensaios de tração com extensometria em temperatura ambiente foram executados em uma máquina universal de ensaios mecânicos Instron 300LX-J3, utilizando uma célula de carga de 300 kN. Foi adotada a norma ASTM E8/E8M-13 para a realização dos ensaios, foram determinadas as propriedades mecânicas do aço X22CrMoV12-1, como: limites de escoamento (LE), de resistência (LR) e alongamento total. Nestes testes a base de medidas para a determinação do alongamento total foi 70 mm. Após o rompimento dos corpos de prova, os mesmos foram resfriados ao ar até a temperatura ambiente.

Foram ensaiados três corpos de prova para cada condição de tratamento térmico testada, obtendo-se médias e desvios-padrão. Para os ensaios realizados em temperatura ambiente foram adotadas medidas proporcionais ao padrão de corpos de prova, com comprimento útil de 80 mm, diâmetro interno de 12,5 mm e 20 mm de diâmetro. Os corpos de prova para os ensaios de tração foram usinados no sentido longitudinal de laminação, com formato cilíndrico e roscas nas extremidades, a Figura 40 apresenta as dimensões dos corpos de prova utilizados no ensaio de tração. As amostras foram tracionadas à temperatura ambiente utilizando uma única taxa de deformação (0,5 mm/min).

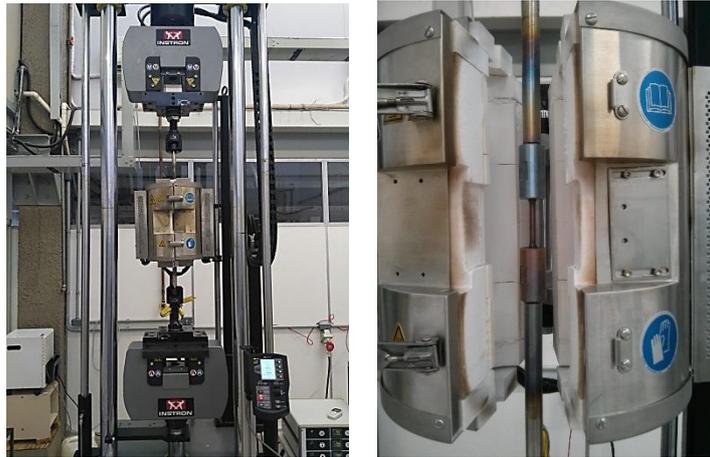
Figura 40 – Desenho do corpo de prova para ensaio de tração em temperatura ambiente.



Fonte: ASTM E8-13 adaptado AUTOR, 2016.

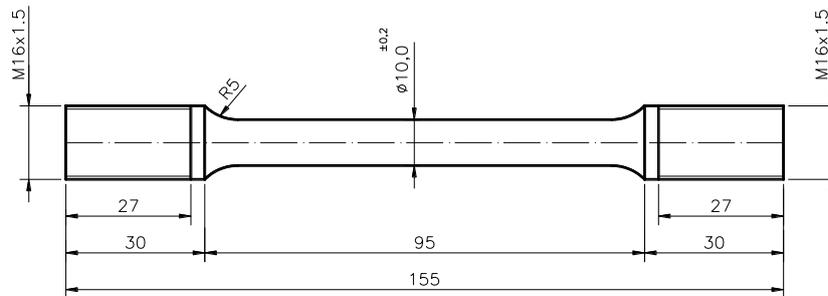
Os ensaios de tração a quente com extensometria foram realizados utilizando uma câmara de aquecimento por resistência elétrica acoplada ao equipamento conforme mostrado na Figura 41. Este teste segue os padrões básicos do ensaio executado à temperatura ambiente, sendo adotada a norma ASTM E21-09, específica para estes ensaios. Os ensaios de tração a quente realizados utilizaram o padrão com comprimento útil de 80 mm, diâmetro interno de 10,0 mm e cabeça com rosca M16. As dimensões dos corpos de prova estão mostradas na Figura 42.

Figura 41 – Máquina de ensaio a tração e montagem do corpo de prova para tração a quente.



Fonte: AUTOR, 2017.

Figura 42 – Dimensões dos corpos de prova para ensaio a quente (ASTM E8).



Fonte: ASTM E8/E8M, 2014.

Nos ensaios realizados a quente, a carga foi aplicada somente após a estabilização da temperatura do corpo de prova por 15 minutos para que o aquecimento fosse efetivo ao longo de todo o material. Os ensaios de tração a quente desta pesquisa foram realizados nas temperaturas de 500, 550 e 660 °C e nas taxas de deformação de: 5; 0,5; 0,05 e 0,005 mm/min. A Tabela 8 mostra as condições de ensaio utilizadas, os valores são resultados do Projeto ANEEL PD-0403-0031/2012 e da dissertação de mestrado de George Lemos (2015).

A partir dos resultados de tração a quente para o aço revenido a 690, 660 e 740 °C, foram determinados os valores do Parâmetro de Larson-Miller (Equação 10) utilizando-se a tensão máxima (LR) o tempo até que o rompimento foi atingido (t_r) e a temperatura de ensaio (T). A opção pelo parâmetro de Larson-Miller se deve ao fato deste ter grande aceitação e citações na literatura (Pacheco, 2001), ainda segundo Júnior (2009) o parâmetro de Larson-Miller (LMP) é uma equação que relaciona tensão, temperatura e tempo por ruptura por fluência de um determinado material, permitindo calcular uma das três variáveis a partir da definição de duas delas. Assim, pode-se calcular o tempo esperado

para a ruptura de um material submetido a fluência, caso se conheça a tensão a que o mesmo está submetido e a temperatura em que ele está submetido.

Tabela 8 – Condições de revenido (temperatura e tempo) e parâmetros do ensaio de tração a quente (temperatura e velocidade).

Condição do Tratamento Térmico do Revenido	Temperatura do Ensaio (°C)	Velocidade (mm/min.)
Austenitizado a 1030°C por 30 minutos, resfriado em óleo e revenido a 660°C por 120 minutos. CONDIÇÃO A.	550	0,5
		0,005
	600	0,5
		0,005
Austenitizado a 1030°C por 30 minutos, resfriado em óleo e revenido a 690°C por 120 minutos. CONDIÇÃO B.	500	5
		0,5
		0,05
		0,005
	550	5
		0,5
		0,05
		0,005
	600	5
		0,5
		0,05
		0,005
Austenitizado a 1030°C por 30 minutos, resfriado em óleo e revenido a 740°C por 120 minutos. CONDIÇÃO C.	550	0,5
		0,005
	600	0,5
		0,005

Fonte: AUTOR, 2016.

3.4 Caracterização Microestrutural

A microestrutura do aço X22CrMoV12-1 foi analisada utilizando-se microscopia óptica (MO), eletrônica de varredura (MEV) e eletrônica de transmissão (MET). Para revelar a microestrutura a ser observada em microscópio óptico, foi realizada preparação metalográfica convencional, por meio de lixamento até lixa de granulometria 1200, seguido de polimento com alumina de granulometria 0,3 μm . Utilizou-se ataque de Bain-Villela, com reagente composto por 5 ml de ácido clorídrico, 1 g de ácido

pírico e 100 ml de metanol, com imersão das amostras por 150 segundos. A observação das microestruturas foi realizada em um microscópio óptico Olympus BX60M no LABCONF/UFSC, com imagens obtidas através câmera Leica EC3 e processada pelo software LAZ EZ 2.0.

Em adição à caracterização realizada com a microscopia óptica e para melhor observação da morfologia da martensita e a identificação de outras possíveis fases, foi utilizada análise em microscópio eletrônico de varredura (MEV) JEOL JSM-6390LV, do laboratório LCME/UFSC. A mesma preparação metalográfica utilizada na microscopia óptica foi adotada para o MEV, sendo empregada a tensão de aceleração de 15 kV, e obtidas imagens por elétrons secundários. No preparo foi utilizado recobrimento metálico com ouro da superfície das amostras previamente utilizadas para microscopia óptica, sendo registradas imagens em áreas aleatórias das amostras.

As análises de microscopia eletrônica de transmissão foram realizadas na Universidade Federal de Santa Catarina – LCME. Para a caracterização de precipitados finos, discordâncias e outros microconstituintes, foi empregado um microscópio eletrônico de transmissão (MET) JEOL JEM-1011 do laboratório, com tensão de 100 kV. O preparo consistiu no corte de amostras com espessura aproximada de 1 mm, seguido de lixamento até a espessura de 200 μm .

Foi realizado novo corte em círculos de 3 mm de diâmetro utilizando um punção circular, com novo lixamento até a espessura de 70 a 80 μm . Em seguida foi realizado ataque eletrolítico, com uma solução de 950 ml de ácido acético e 50 ml de ácido perclórico, em um equipamento Struers TenuPol 5. Utilizou-se os parâmetros de tensão de 17 V, fluxo 13 e temperatura da solução de ataque de 10 °C. O tempo de ataque variou entre 60 e 90 segundos, até a obtenção de um furo na região central na amostra.

Após o preparo, as amostras foram analisadas no MET, sendo registradas imagens de campo claro das ripas de martensita, precipitados e discordâncias. Foi realizada também difração de elétrons, e obtidos campos escuros. O padrão de difração foi analisado, sendo medidas as distâncias interatômicas e identificadas as fases e seus 45 planos. Os precipitados, após identificados, foram medidos no diâmetro (para os carbonitreto esféricos MX) e no comprimento e largura (para os carbonetos elipsoidais M_{23}C_6), com o software ImageJ 1.48. Foram realizadas 10 observações aleatórias nas imagens de MET para a determinação de tamanho de precipitados, sendo realizadas médias e desvios-padrão.

A análise no MET foi empregada devido ao tamanho nanométrico dos precipitados, desta forma, através das imagens obtidas em campo claro e campo escuro, é possível fazer a medição do tamanho médio dos precipitados, bem como a distância média entre eles e a indexação dos padrões de difração de área selecionada, determinando fases.

Após os ensaios de tração a quente e fluência das condições estudadas foram realizadas análises microestruturais por microscopia óptica e eletrônica de varredura em três regiões distintas dos corpos de prova – Figura 43:

- a) próximo à região de ruptura;
- b) na região de deformação uniforme;
- c) na região de fixação do corpo de prova.

É importante salientar que na região próxima à ruptura e na região de deformação permanente terá influência da temperatura e tensão e na região de fixação apenas da temperatura. As análises microestruturais foram realizadas por meio de microscopia óptica e eletrônica de varredura, as amostras ensaiadas sob fluência serão analisadas e classificadas segundo a deterioração microestrutural baseada na presença dos vazios de fluência e na transformação em relação a sua quantidade, morfologia e localização dos precipitados. Finalmente todas as condições tiveram suas durezas determinadas utilizando a escala Vickers HV2.

Figura 43 – Regiões dos corpos de prova onde foram retirados as imagens.

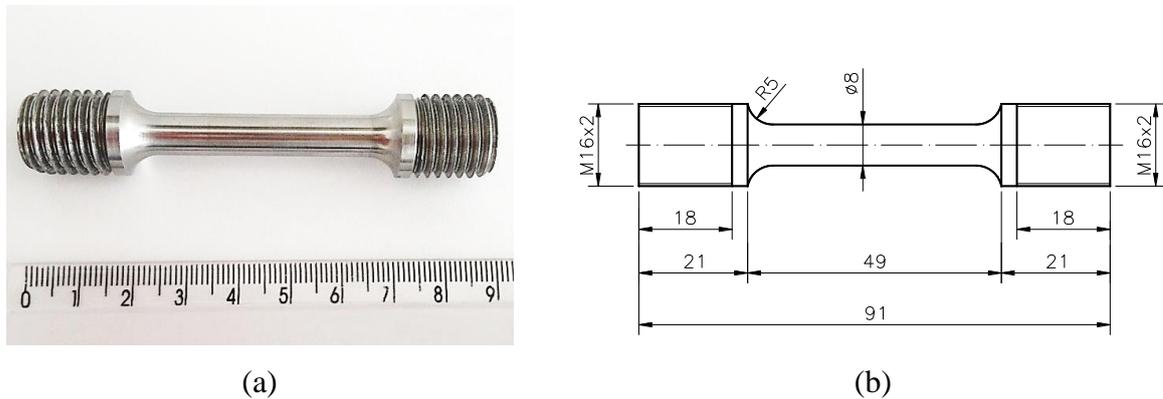


Fonte: AUTOR, 2017.

3.5 Ensaios de Fluência

Os ensaios de fluência foram realizados na Empresa Sistemas de Teste em Materiais localizada em São Carlos – SP, foi utilizado um conjunto de máquinas de ensaio marca STM, modelo MF-1000. O sistema de extensometria dos corpos de prova foi efetuado através de sensores LVDT associados a uma armazenadora automática de dados tipo “Data Logger”, marca Fluke. As medidas da variação do alongamento em função do tempo foram executadas em intervalos de tempo de 5 minutos. Estimou-se que o tempo para ruptura dos corpos de prova – Figura 44 – seria em torno de 2.000 horas, os ensaios de fluência das amostras foram realizados com carga constante e de acordo com a norma ASTM E-139. A Tabela 9 apresenta as condições adotadas para os ensaios de fluência utilizados neste estudo.

Figura 44 – Corpo de prova para ensaio de fluência após usinagem. (b) Corpo de prova ensaio de fluência (ASTM E 139).



Fonte: (a) AUTOR, 2017. (b) ASTM E 139.

Os ensaios de fluência realizados até ruptura final nas amostras dos grupos I e II tiveram como objetivo principal a avaliação da resistência a fluência das variações de revenidos estudadas e também para estimar do tempo de ruptura real das amostras, ainda foi avaliado no Grupo II a influência da tensão do ensaio sobre os resultados da resistência a fluência – Figura 45 (a).

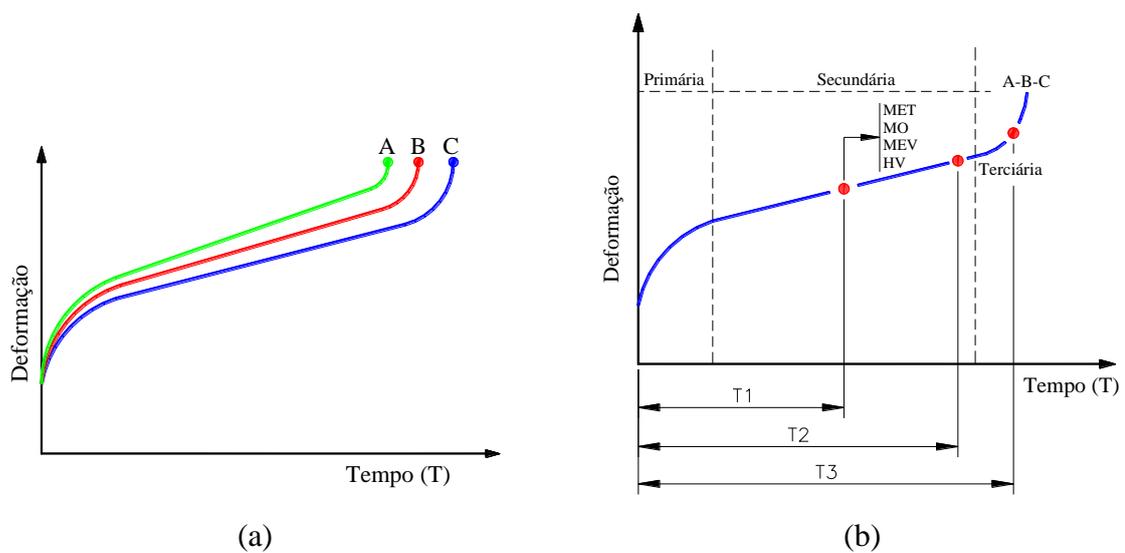
No Grupo III foram simuladas condições em regime de fluência interrompidos propositalmente para se estudar a variação da resistência mecânica (dureza) e a evolução das transformações microestruturais durante regime de fluência – Figura 45 (b). No Grupo IV foram realizados ensaios de fluência até metade do estágio secundário, início do terciário e próximo ao final do estágio terciário (ruptura) com o propósito de avaliar transformações microestruturais por microscopia eletrônica de transmissão e para a realização dos ensaios eletroquímicos.

Tabela 9 – Parâmetros dos ensaio de fluência adotados.

Grupo	Amostra	Temperatura de Revenido (°C)	Tensão (MPa)	Temperatura (°C)
I	1	660	235	550
	2	690		
	3	740		
II	4	660	160	600
	5		175	600
	6	690	160	600
	7		175	600
	8	740	160	600
	9		175	600
III	10	660	160	600
	11			
	12			
	13	690		
	14			
	15			
	16	740		
	17			
18				
IV	19	690	160	600
	20			
	21			

Fonte: AUTOR, 2016.

Figura 45 – (a) Ensaio de fluências até ruptura nas condições revenidas em: 690 °C condição B – 660 °C condição A – 740 °C condição C. (b) Regiões de escalonamento dos estágios durante ensaio de fluência.



Fonte: AUTOR, 2017.

3.6 Ensaios Eletroquímicos

Os ensaios eletroquímicos foram realizados na Universidade Federal Fluminense (UFF- Niterói), Departamento de Engenharia Mecânica em um potenciostato/galvanostato PAR, modelo 273A. O método DL-EPR foi realizado utilizando-se aproximadamente 300 ml de solução aquosa aerada, contendo $0,25 \text{ mol. l}^{-1} \text{ H}_2\text{SO}_4$ e $0,01 \text{ mol. l}^{-1} \text{ KSCN}$, preparada a partir de reagente padrão analítico e água destilada, à temperatura ambiente. Foi utilizada uma célula eletroquímica plana, um eletrodo de referência de calomelano saturado (ECS) e um contra-eletrodo de platina. As amostras foram lixadas e desengraxadas imediatamente antes de serem imersas no eletrólito, onde permaneceram por 5 minutos estabilizando o potencial de corrosão. O material foi polarizado anodicamente a partir do potencial de corrosão (E_{CORR}) até 300 mV (zona de passivação). Posteriormente, fez-se a reversão até o potencial de corrosão do sistema aço/meio. Tanto na ativação quanto na reversão a velocidade de varredura empregada foi de 1,67 mV/s. A área ensaiada das amostras foi de 1 cm^2 , ao término dos ensaios foram obtidos os valores de densidade de corrente máxima I_A (processo de ativação), e a densidade de corrente máxima I_R (processo de reversão). O grau de sensitização (GS) foi obtido através do quociente entre os dois máximos de densidade de corrente, I_R/I_A .

3.7 Análises Estatísticas

Nas análises estatísticas dos dados encontrados nesta Tese de Doutorado utilizou-se o modelo de Análise de Variância (ANOVA), esta metodologia é uma abordagem utilizada para testar a igualdade de duas ou mais médias populacionais baseando-se nas análises de variâncias amostrais quando se pretende comparar vários grupos de interesse. Após a coleta dos dados experimentais foi utilizado o software Microsoft Office 365 Pro Plus Excel para organizar e realizar as análises estatísticas do experimento. Utilizou-se um nível de confiança igual a 95%, ou $\alpha = 0,05$ a aplicação do teste de variância, procurou-se padronizar um nível de confiança igual a 95% em todas as análises buscando sempre um nível de confiança aceitável.

A rejeição ou não hipótese nula foi verificada através do cálculo de p , se este for menor ou igual a $\alpha = 0,05$ rejeita-se a hipótese nula de que não há influência na variação dos fatores, ou seja, existe diferença significativa entre as médias avaliadas, se o valor de p for maior que $\alpha = 0,05$ não rejeita-se a hipótese nula, não havendo assim evidências suficientes para afirmar que existe diferenças significativas entre as médias avaliadas.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Este capítulo apresenta as análises e discussões dos resultados desta pesquisa. Inicialmente serão apresentados os resultados da caracterização das propriedades mecânicas e microestrutural do aço no seu estado de fornecimento e nas condições tratadas termicamente por têmpera e revenido. Em seguida serão discutidos e apresentados os resultados dos ensaios de tração a quente e fluência além das suas análises microestruturais. Finalmente serão analisados e discutidos o grau de sensitização e as transformações microestruturais observadas por microscopia eletrônica de transmissão do aço X22CrMoV12-1 em função da evolução do segundo estágio de fluência.

4.1 Análise da Composição Química e Ensaio de Dilatometria

A Tabela 10 apresenta o resultado da composição química média do aço utilizado neste trabalho, se comparado com a faixa de composição da norma observou-se que o material em questão atendeu a especificação da norma EN10269 DIN X22CrMoV12-1.

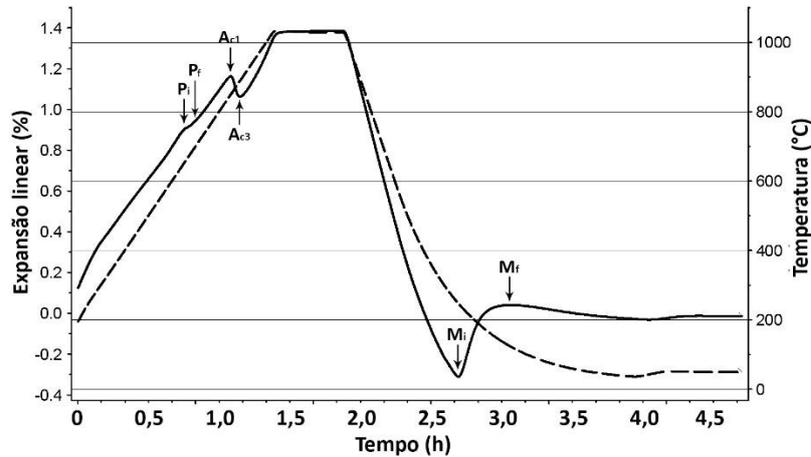
Tabela 10 – Composição química obtida por espectrometria de emissão óptica do aço X22CrMoV12-1. Valores de referência segundo a norma EN10269.

Teores	C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo	V
% Massa	0,22	0,53	0,006	0,002	0,29	0,69	11,06	0,91	0,26
Máx. Norma	0,24	0,90	0,025	0,015	0,50	0,80	12,50	1,20	0,35
Mín. Norma	0,18	0,40	-	-	-	0,30	11,00	0,80	0,25

Fonte: AUTOR, 2016.

Através da análise de dilatometria apresentada na Figura 46 foi identificada a inflexão da curva que caracteriza a precipitação no aço X22CrMoV12-1, entre temperaturas de 761 e 791 °C. O início (A_{C1}) da austenitização ocorreu a 846 °C e seu fim (A_{C3}) a 891 °C. No resfriamento, a inflexão na expansão indicou o início (M_i) da formação da martensita a 278 °C com seu fim (M_f) a 121 °C.

Figura 46 – Curva de dilatométrica do aço X22CrMoV12-1, indicando as temperaturas de início e fim da precipitação (P_i e P_f), início e fim de formação da austenita (A_{c1} e A_{c3}) e de início e fim de formação da martensita (M_i e M_f). A linha contínua indica a expansão, e a linha tracejada a temperatura correspondente.



Fonte: AUTOR, 2016.

4.2 Dureza e Ensaio de Tração a Frio Após Tratamento Térmico

A dureza Vickers (HV2) das condições de tratamento térmico estudadas estão mostradas na Tabela 11, a análise destes resultados revelou que a maior dureza foi obtida com a temperatura de revenido de 660 °C (320 HV – 32 HRC). A dureza decaiu de forma aproximadamente linear ao empregar-se as temperaturas de revenido de 690 °C (291 HV – 28 HRC) e 740 °C (270 HV – 26 HRC), esta redução pode ser explicada pela precipitação de carbonetos, recuperação e recristalização da estrutura martensítica – Figura 47. As reduções de dureza já eram esperadas em virtude das modificações microestruturais que são desenvolvidas no revenido.

Segundo Preti (2008) *apud* Novikov (1994) e Oliveira (1984) observa-se que o aumento da temperatura de revenido tende a uma queda progressiva na dureza, limite de resistência, limite de escoamento e aumento do alongamento. Este resultado está associado à recuperação da matriz martensítica e ao coalescimento das ripas de martensita. Este coalescimento reduz a quantidade de precipitados na matriz (tornando-os maiores) que aumenta a área sem barreira para o movimento das discordâncias.

As curvas de tensão X deformação dos ensaios de tração a frio são mostradas na Figura 48, nelas repetiram-se o mesmo comportamento da dureza, ou seja, queda da resistência mecânica com o aumento da temperatura de revenido. Os resultados dos ensaios de tração estão apresentados na Tabela 12, os limites de escoamento e resistência mostraram redução com a elevação da temperatura de

revenido, a condição revenida a 690 °C teve uma redução do seu limite de escoamento de 17% em relação ao revenido a 660 °C. As amostras revenidas a 740 °C apresentaram decréscimos aproximados de 14% e 19% nos valores de limite de escoamento e resistência, respectivamente, em relação ao material revenido à 660 °C.

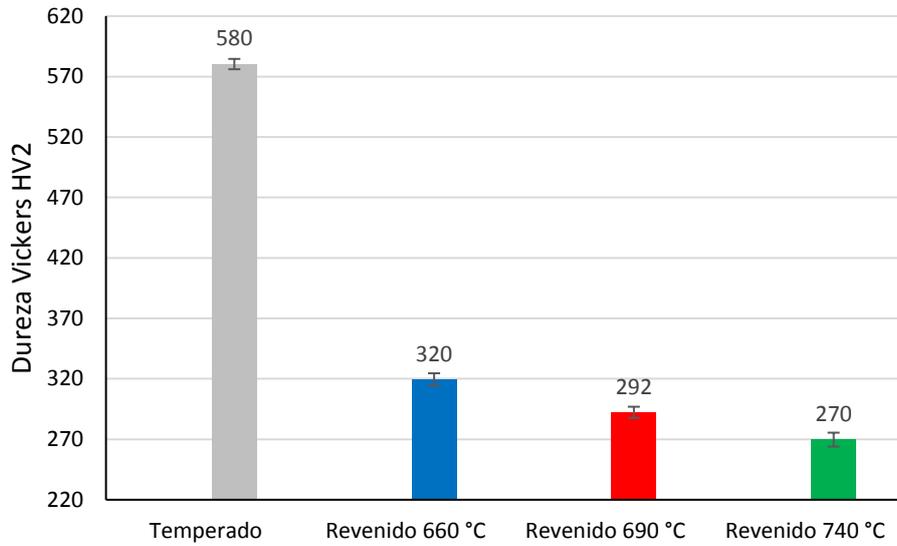
A queda da resistência pode ser atribuída à maior transformação microestrutural da martensita, maiores temperaturas de revenido têm como objetivo devolver ao material sua ductilidade após o tratamento de têmpera e, conseqüentemente redução na dureza do mesmo, que se reflete na redução de sua resistência. O alongamento total das amostras registrou aumentos com a elevação da temperatura de revenido, proporcionando maior ductilidade ao material.

Tabela 11 – Resultados da dureza Vickers (HV2) das condições testadas após variação dos parâmetros de tratamento térmico.

Endentação	Temperado		Revenido 660 °C		Revenido 690 °C		Revenido 740 °C	
	HV2	HRC	HV2	HRC	HV2	HRC	HV2	HRC
1	586	54,5	322	32,4	296	29,2	269	25,5
2	571	53,6	322	32,4	289	28,3	271	25,8
3	581	54,2	329	33,2	293	28,8	271	25,8
4	585	54,4	310	31,0	294	29,0	268	25,3
5	577	54,0	323	32,5	283	27,5	258	23,6
6	580	54,1	320	32,2	293	28,8	269	25,5
7	578	54,0	316	31,7	292	28,7	280	27,1
8	582	54,2	318	32,0	291	28,6	276	26,5
9	581	54,2	317	31,8	301	29,8	267	25,1
10	582	54,2	319	32,1	291	28,6	268	25,3
\bar{X}	580	54	320	32	292	29	270	25
S	4,0	0,2	5,0	0,5	4,0	0,6	5,0	0,9

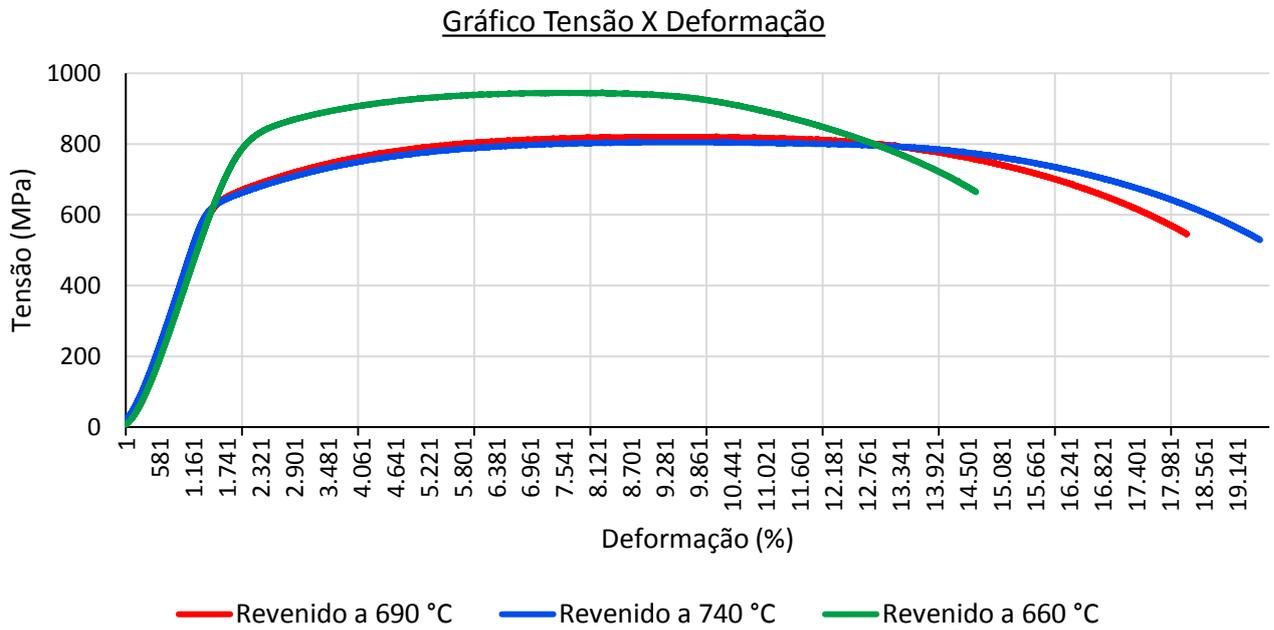
Fonte: AUTOR, 2016.

Figura 47 – Resultados da dureza Vickers (HV2) das amostras revenidas a 660, 690 e 740 °C.



Fonte: AUTOR, 2016.

Figura 48 – Resultado dos limites de escoamento e resistência obtidos em ensaio de tração a frio, para amostras revenidas em diferentes temperaturas.



Fonte: AUTOR, 2016

Tabela 12 – Resultados do ensaio de tração das amostras revenidas.

Condições de Revenido	Limite de Escoamento (MPa)		Limite de Resistência (MPa)		Alongamento (%)	
	660 °C	763	$\bar{X} = 780$	946	$\bar{X} = 946$	17
797		946		19		
690 °C	653	$\bar{X} = 649$	827	$\bar{X} = 824$	23	$\bar{X} = 24$
	645		822		24	
740 °C	632	$\bar{X} = 632$	815	$\bar{X} = 810$	26	$\bar{X} = 25$
	632		806		24	

Fonte: AUTOR, 2016.

4.3 Caracterização Microestrutural Após Tratamento Térmico de Revenido

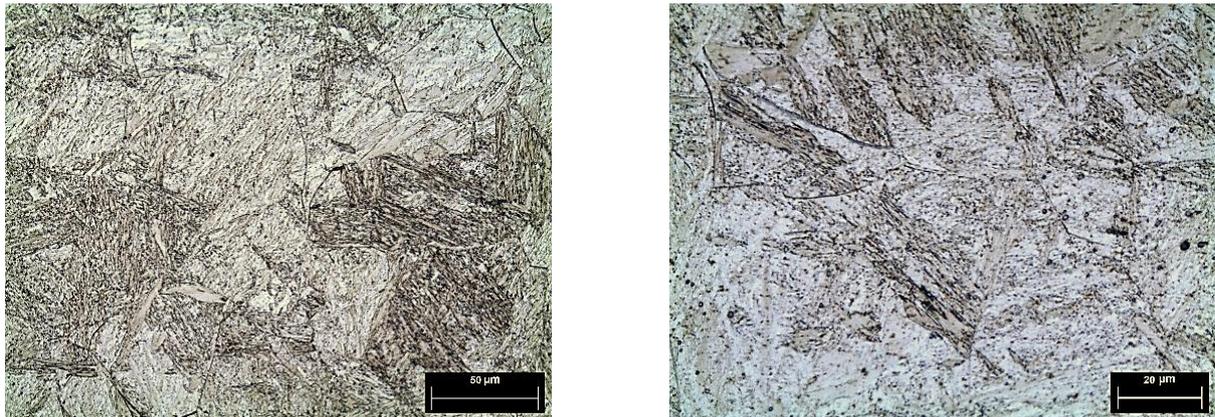
A análise da microestrutura por microscopia óptica e de varredura revelaram no aço apenas temperado uma microestrutura martensítica, nesta condição grande parte do carbono está em solução sólida supersaturada – Figuras 49 e 50 (a). Através de microscopia eletrônica de transmissão mostrada na Figura 50 (b) verificou-se que na amostra somente temperada há elevada densidade de discordâncias, em razão das distorções cisalhantes impostas à rede pela transformação martensítica. Não foram observados precipitados nestas amostras, embora sua presença tenha sido mencionada no aço 12Cr1MoV temperado por Thomson e Bhadeshia (1992), e atribuído ao auto revenido da martensita durante o resfriamento.

As análises por microscopia óptica e de varredura do aço X22CrMoV12-1 com variações de temperatura de revenido revelaram uma microestrutura constituída de martensita revenida, os aços revenidos a temperaturas de 660 e 690 °C apresentaram ripas de martensita com morfologia similar e blocos bem definidos. As amostras revenidas a 740 °C apresentaram carbonetos parcialmente esferoidizados e ripas coalescidas. Esta transformação descrita por Yan *et al.* (2013) é devido ao revenido realizado em maiores temperaturas, onde a difusão do carbono é acelerada, ativando processos que levam ao coalescimento de ripas e formação de precipitados – Figuras 51 a 54.

A temperatura de revenido que resultou no maior valor de dureza média (660 °C) corresponde à temperatura mais distante de início de precipitação observada no ensaio de dilatométrica (761 °C), a utilização de temperaturas mais elevadas não revelou mudanças na densidade ou tamanho dos precipitados encontrados concluindo-se que a sua variação não colaborou para o endurecimento por

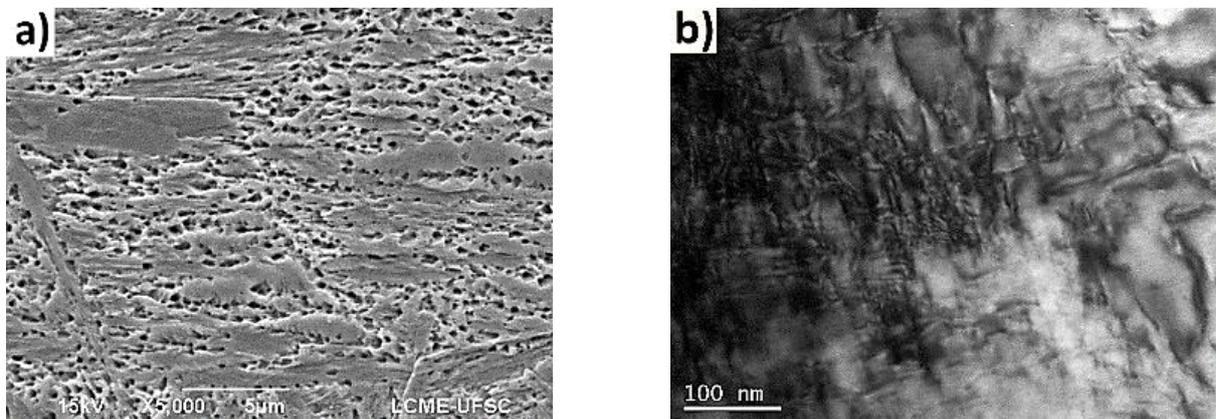
precipitação, segundo Gladmann (1999) *apud* Lemos (2015) isso ocorre porque a máxima eficiência do mecanismos é obtida com a precipitação de carbonetos finamente dispersos em contornos de ripas e em seu interior, condição resultante do revenido em temperaturas próximas ao início de precipitação. Revenidos realizados em temperaturas mais elevadas causam redução da densidade de discordâncias, reduzindo os sítios para a precipitação e o seu endurecimento.

Figura 49 – Microestruturas do aço X22CrMoV12-1 temperado obtidas por microscopia óptica revelando uma microestrutura martensítica. Ataque, Bain-Vilella. Ampliações 500 e 1000 X



Fonte: AUTOR, 2016.

Figura 50 – (a) Microscopia eletrônica de varredura e (b) campo claro da microscopia eletrônica de transmissão das amostras somente temperadas.

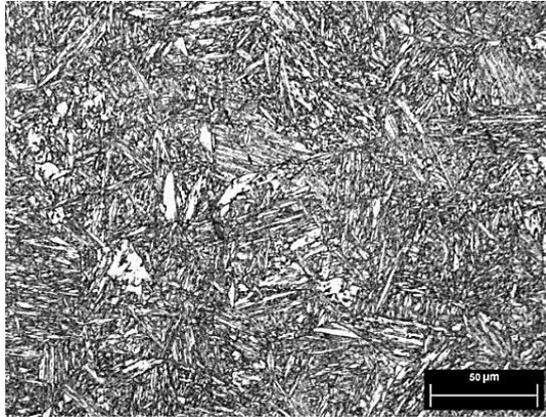


Fonte: AUTOR, 2017.

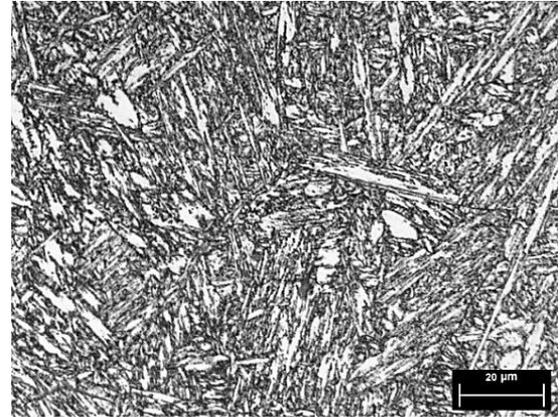
Segundo Morito *et al.* (2009) a morfologia complexa das ripas de martensita influem na tenacidade e resistência de um aço, foi relatado que os limites dos blocos funcionam como barreiras à movimentação das discordâncias e, eventualmente, aumentam a resistência da martensita presente no aço, embora os limites dos blocos sejam limites de baixo ângulo. No entanto, a morfologia do bloco não

foi totalmente caracterizada devido ao seu pequeno tamanho (cerca de 7 nm) nos interstícios livres dos aços.

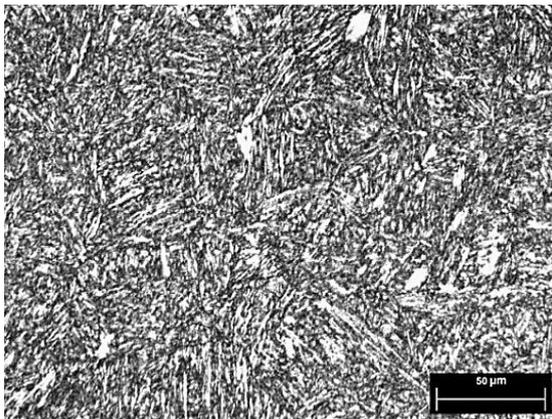
Figura 51 – Microestruturas do aço X22CrMoV12-1 temperado e revenido a 660, 690 e 740 °C obtidas por microscopia óptica revelando uma microestrutura martensítica revenida. Ataque, Bain-Vilella. Ampliações 500 e 1000 X.



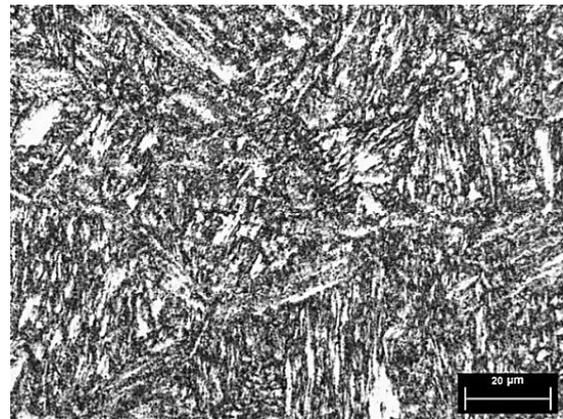
Revenido a 660 °C



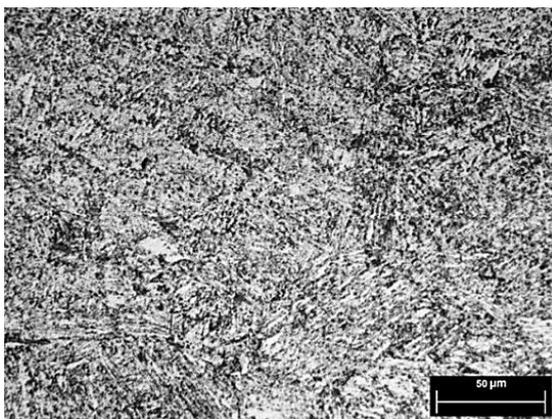
Revenido a 660 °C



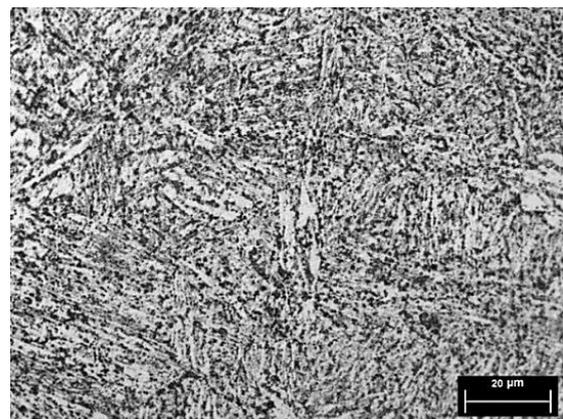
Revenido a 690 °C



Revenido a 690 °C



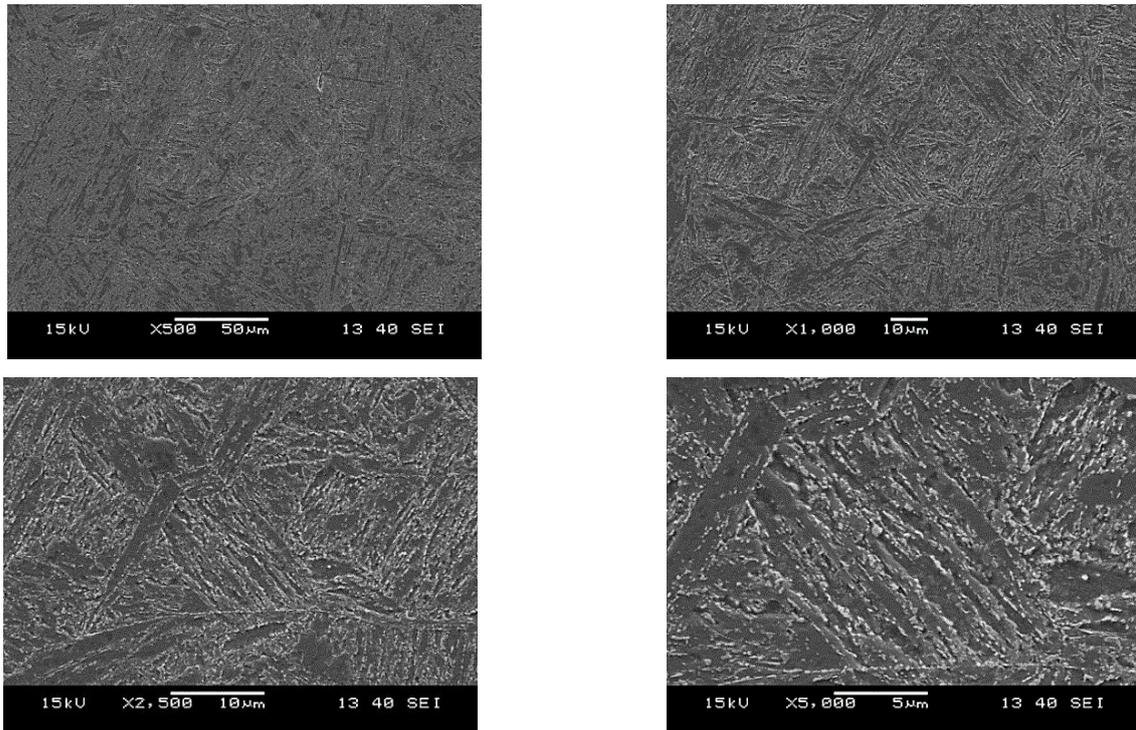
Revenido a 740 °C



Revenido a 740 °C

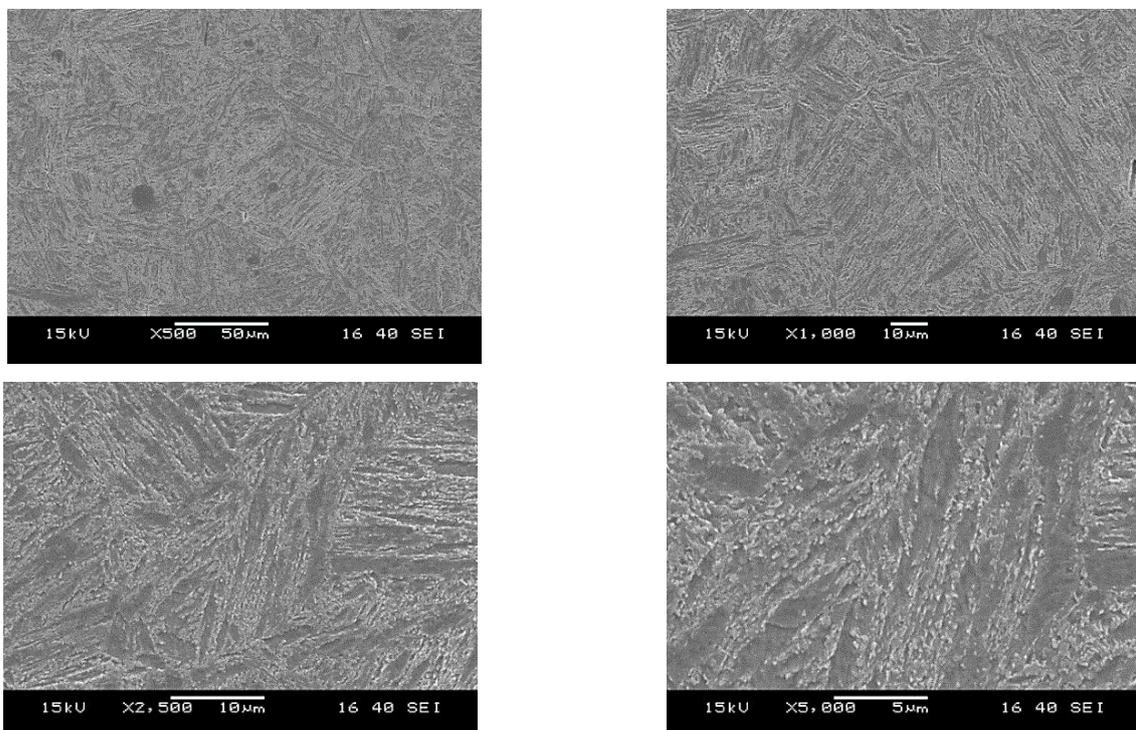
Fonte: AUTOR, 2016.

Figura 52 – Microestruturas do aço X22CrMoV12-1 temperado e revenido a 660 °C obtidas por microscopia eletrônica de varredura.



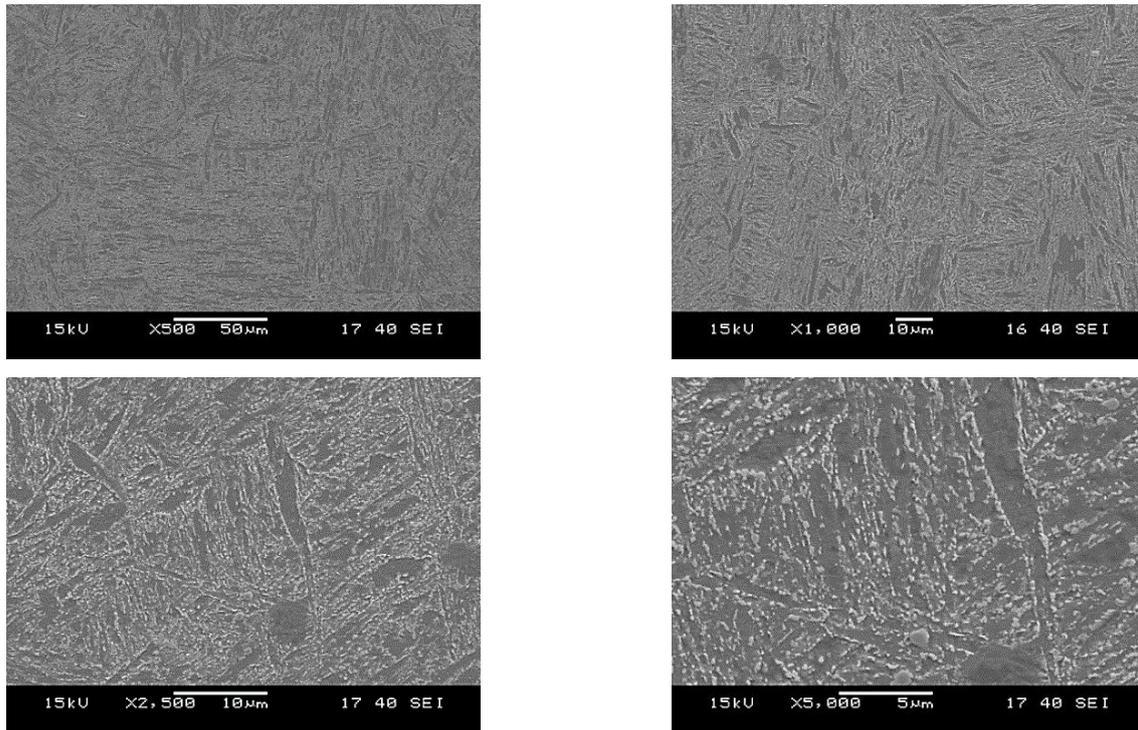
Fonte: AUTOR, 2016.

Figura 53 – Microestruturas do aço X22CrMoV12-1 temperado e revenido a 690 °C obtidas por microscopia eletrônica de varredura.



Fonte: AUTOR, 2016.

Figura 54 – Microestruturas do aço X22CrMoV12-1 temperado e revenido a 740 °C obtidas por microscopia eletrônica de varredura.



Fonte: AUTOR, 2016.

A análise por MET do aço revenido a 690 °C revelou a presença de precipitados com elevada concentração em contornos de ripas de martensita, e em menor quantidade no seu interior – Figura 55(a) e (b). Estes precipitados foram identificados através de difração de elétrons como $M_{23}C_6$ – Figura 55 (c), e são formados preferencialmente em contornos de ripas devido à menor barreira energética para sua nucleação nestes locais. Adicionalmente, o coeficiente de autodifusão em geral é mais elevado nos contornos de grão do que em seu interior, permitindo a rápida migração de soluto para os núcleos de novas fases nos contornos.

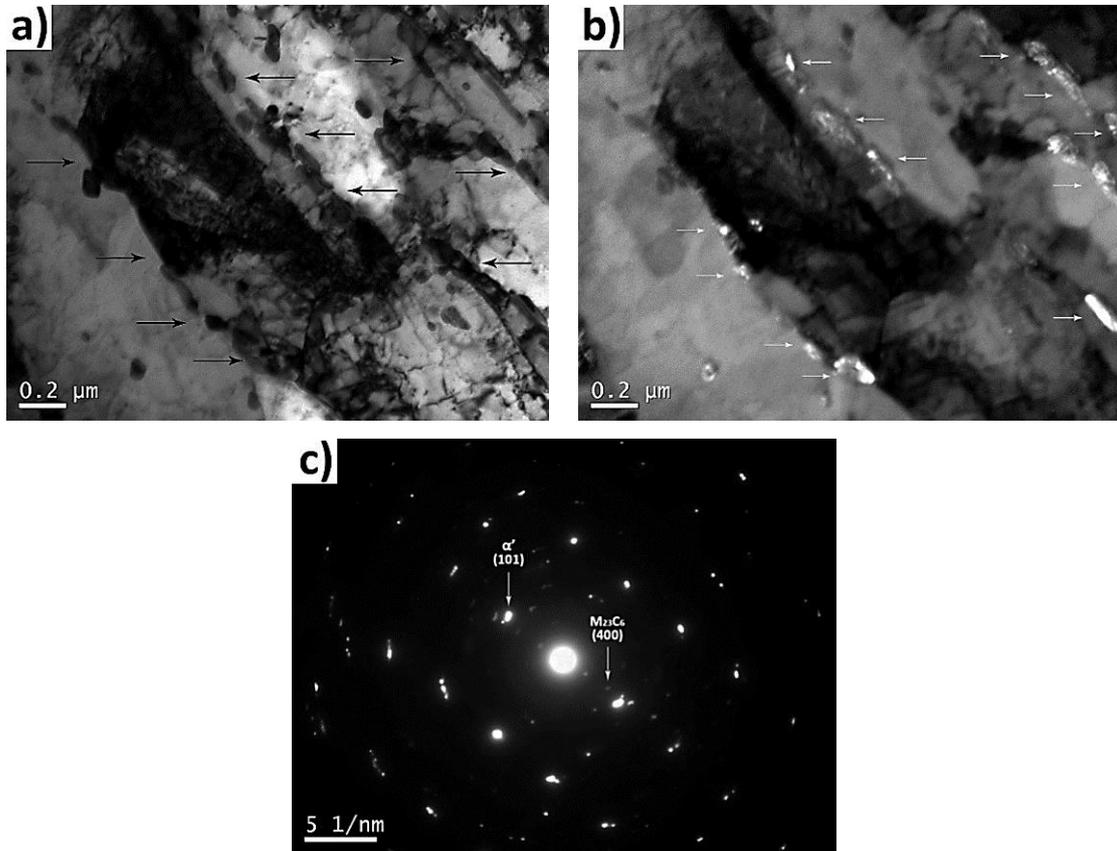
A precipitação do carboneto $M_{23}C_6$ no aço X22CrMoV12-1 revenido foi observada também por Panait *et al.* (2010) e Yan *et al.* (2013), dispersos em contornos de blocos, pacotes e ripas. A análise do padrão de difração permitiu ainda identificar a matriz martensítica – Figura 55 (c).

Nas amostras revenidas a 690 °C os precipitados $M_{23}C_6$ foram observados nos contornos das ripas de martensita – Figura 56 (a) – possuem comprimento médio de 172 ± 27 nm e largura de 66 ± 13 nm. Foram observados também precipitados com diâmetro médio de 5 ± 1 nm no interior das ripas – Figura 56 (b) – ao longo de discordâncias.

O padrão de difração para estes carbonetos não foi obtido, mas de acordo com o tamanho, morfologia e composição do aço, podem ser caracterizados como carbonitretos MX. Tais carbonitretos

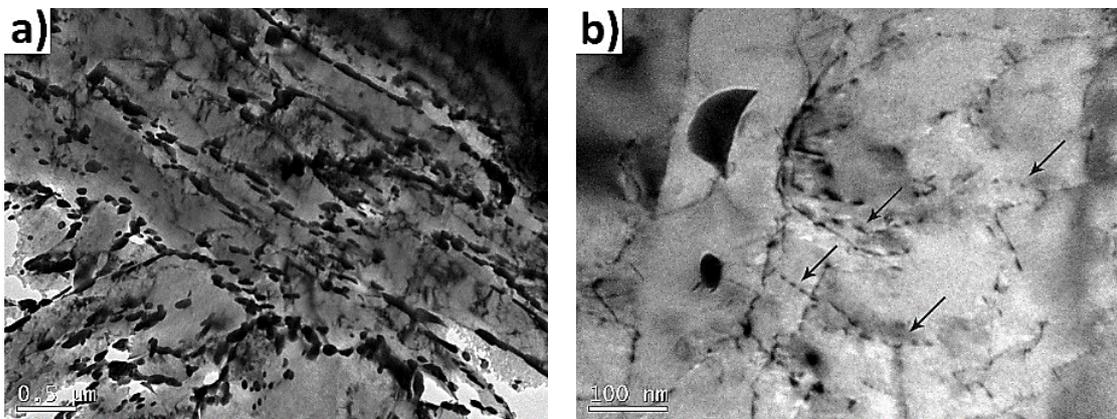
foram identificados também por Zheng-Fei (2003), Panait *et al.* (2010), Fourier *et al.* (2011) e Shrestha (2013), possuindo as mesmas características morfológicas observadas.

Figura 55 – Microestruturas (MET) do aço revenido a 690 °C, (a) campo claro indicando carbonetos em contornos de ripas de martensita; (b) campo escuro evidenciando a presença de carbonetos $M_{23}C_6$; (c) difração de elétrons da martensita (α') e indicando as reflexões (400) de precipitados $M_{23}C_6$.



Fonte: AUTOR, 2017.

Figura 56 – Campos claros de MET de amostras revenidas a 690 °C: (a) carbonetos $M_{23}C_6$ ao longo de contornos de ripas de martensita; (b) possíveis carbonetos MX em discordâncias no interior de ripas, indicados pelas setas



Fonte: AUTOR, 2017.

4.4 Ensaio de Tração a Quente

A Tabela 13 mostra os resultados dos ensaios de tração a quente para o aço X22CrMoV12-1 nas diferentes temperaturas de revenido testadas, são apresentados a tensão limite de escoamento (LE), o limite de resistência à tração (LR) e o alongamento (Along.).

De acordo com os resultados mostrados percebe-se que a temperatura de revenido influencia sobre os limites de escoamento e resistência. A temperatura de revenido a 660 °C apresentou limites de escoamento e resistência superiores àqueles revenidos a 690 °C e a 740 °C.

Tabela 13 – Resultados dos ensaios de tração a quente para as amostras revenidas em diferentes temperaturas.

Condição de Tratamento Térmico	Temperatura do Ensaio (°C)	Velocidade de Deformação (mm/min.)	LE (MPa)	LR (MPa)	Along. (%)
Austenitizado a 1030 °C por 30 minutos, resfriado em óleo e revenido a 660 °C por 120 minutos.	550	0,5	514,0	523,0	16,0
		0,005	370,0	383,0	16,0
	600	0,5	492,0	523,0	19,0
		0,005	242,0	252,0	14,0
Austenitizado a 1030°C por 30 minutos, resfriado em óleo e revenido a 690 °C por 120 minutos.	500	5	520,0	626,6	18,0
		0,5	512,0	574,0	23,0
		0,05	490,0	534,5	26,0
		0,005	456,0	470,0	25,0
	550	5	503,0	546,4	18,2
		0,5	458,0	477,3	25,7
		0,05	399,0	419,6	23,1
		0,005	347,0	365,2	37,4
	600	5	427,0	456,6	26,3
		0,5	343,0	356,5	34,9
		0,05	299,0	319,4	30,3
		0,005	245,0	266,2	35,8
Austenitizado a 1030°C por 30 minutos, resfriado em óleo e revenido a 740 °C por 120 minutos.	550	0,5	440,0	476,0	20,0
		0,005	318,0	348,0	18,0
	600	0,5	344,0	350,0	20,0
		0,005	167,0	189,0	17,0

Fonte: AUTOR, 2016.

Os resultados obtidos comprovam que as maiores temperaturas de revenido fazem com que ocorra uma redução da resistência mecânica (limites de escoamento e resistência) em função de acelerar

o processo de difusão reduzindo a tensão necessária para deformar o material. A redução acentuada no limite de resistência entre amostras revenidas a 690 e 740 °C confirma ainda que a microestrutura composta de martensita em ripas foi afetada também pela aceleração da evolução microestrutural decorrente do revenido a temperaturas mais elevadas.

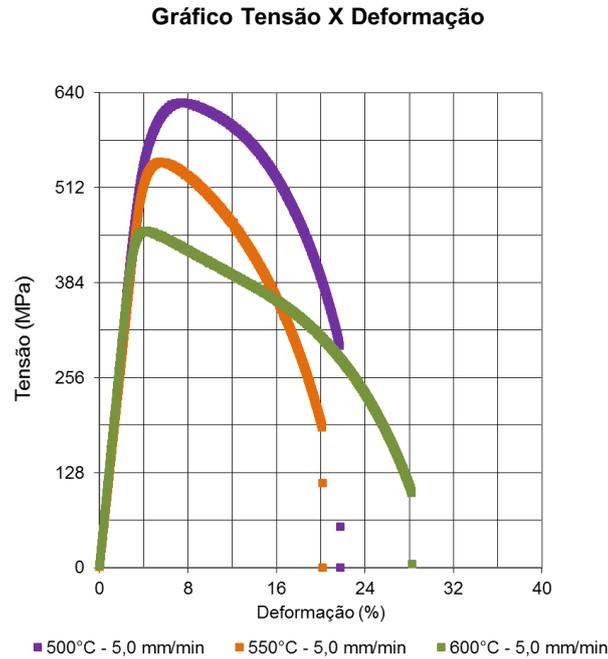
Maiores temperaturas de testes reduzem a taxa de encruamento e aumentam as taxas de difusão atômica, desta forma o aumento da temperatura faz com que os efeitos do encruamento sejam aliviados possibilitando a recuperação microestrutural, e acelera o processo de revenido.

As Figuras 57 a 60 apresentam o comportamento do aço X22CrMoV12-1 revenido a 690 °C submetido ao ensaio de tração a quente com extensometria variando-se temperaturas e velocidade de deformação.

As análises das Figuras 61 e 62 apresentam de forma comparativa os resultados referentes ao comportamento dos limites de escoamento e resistência em função da temperatura e velocidade de deformação dos ensaios de tração a quente, pode-se observar que o aumento da temperatura de ensaio juntamente com as menores velocidades de tração reduz o limite de escoamento e de resistência de forma linear como mostrado pelo coeficiente de determinação (R^2). Segundo Santos (2007) estas inversões ocorrem em maior ou menor intensidade, dependendo da temperatura. Outro ponto importante se baseia na influência das diferentes taxas de deformação, essas alterações são consequência do fenômeno de encruamento e da sensibilidade da taxa de deformação que são afetados pela temperatura e taxa de deformação.

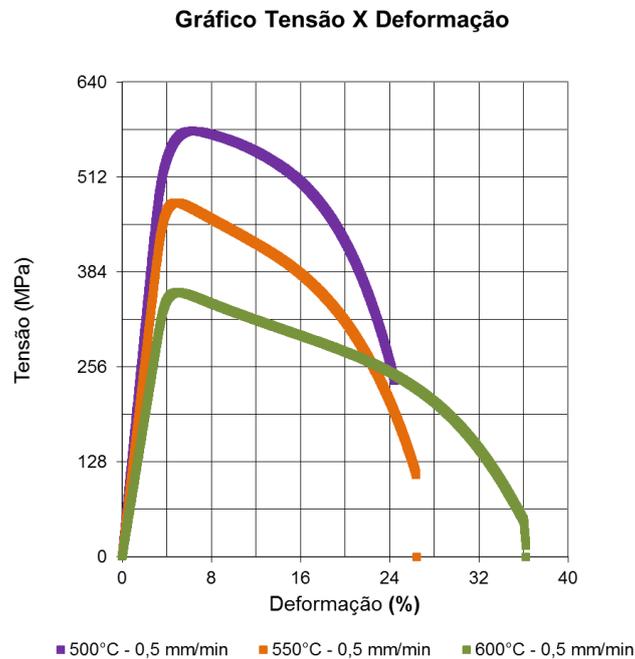
Nas Figuras 63 e 64 são mostrados valores de alongamento final (%) e redução de área (%) em função das temperaturas e velocidades de deformação dos ensaios de tração a quente, nota-se que nas menores temperaturas de teste tem-se uma redução do alongamento e da redução de área, esses fatos ocorrem em razão da maior dificuldade de movimento das discordâncias a baixas temperaturas, sendo necessárias maiores tensões ou temperatura para promover a deformação do material, o que se configura em uma redução da sua ductilidade. Conforme análises estatísticas de variância (ANOVA) os resultado de alongamento e a redução de área não foram influenciados pela taxa de deformação e temperatura de ensaio, respectivamente (p -valor = 0,1559) e (p -valor = 0,2759).

Figura 57 – Gráfico tensão X deformação do aço X22CrMoV12-1 revenido a 690 °C ensaiado com velocidade de tração igual a 5 mm/min.



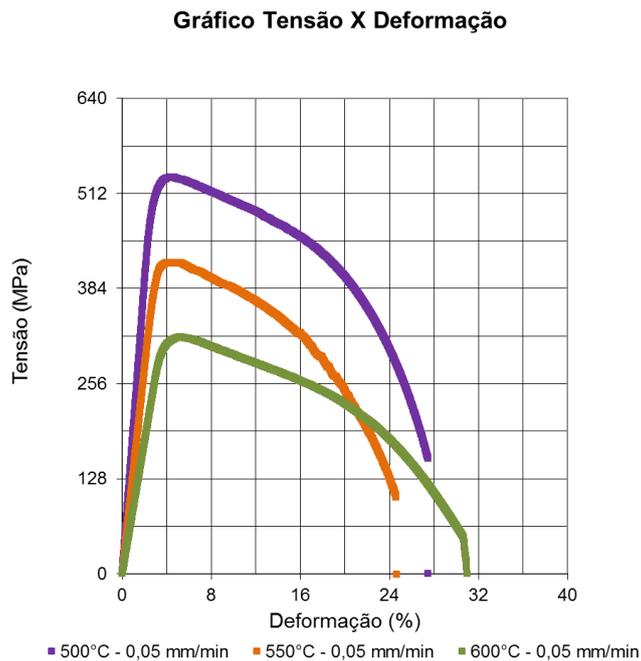
Fonte: AUTOR, 2016.

Figura 58 – Gráfico tensão X deformação do aço X22CrMoV12-1 revenido a 690 °C ensaiado com velocidade de tração igual a 0,5 mm/min.



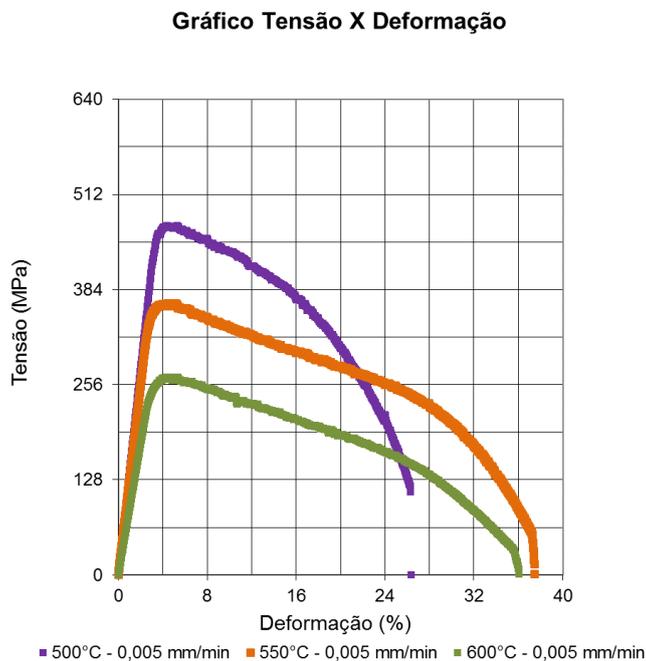
Fonte: AUTOR, 2016.

Figura 59 – Gráfico tensão X deformação do aço X22CrMoV12-1 revenido a 690 °C ensaiado com velocidade de tração igual a 0,05 mm/min.



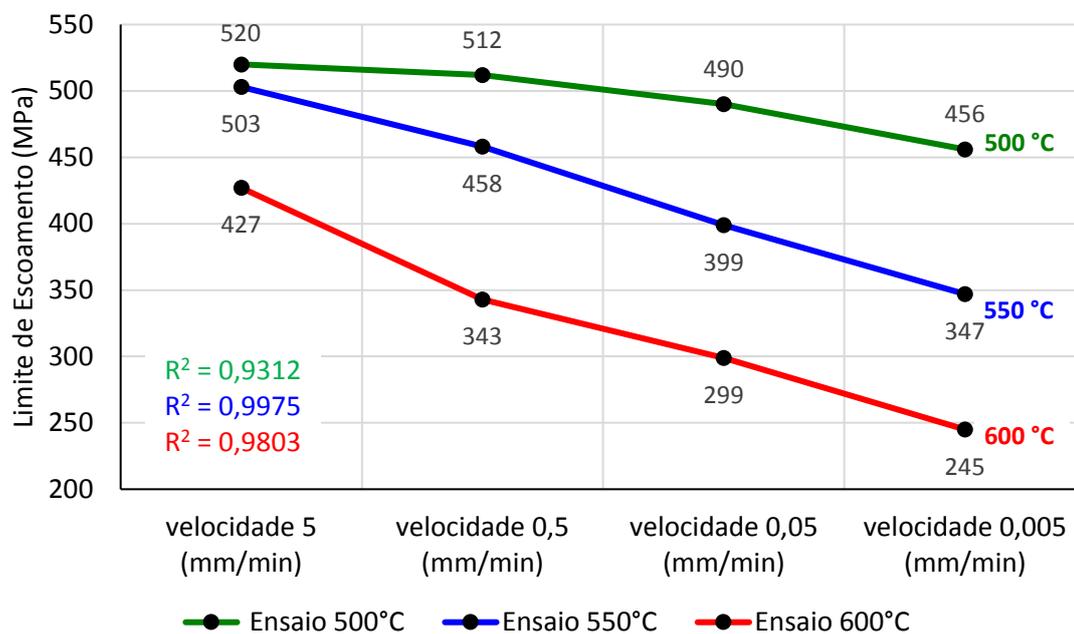
Fonte: AUTOR, 2016.

Figura 60 – Gráfico tensão X deformação do aço X22CrMoV12-1 revenido a 690 °C ensaiado com velocidade de tração igual a 0,005 mm/min.



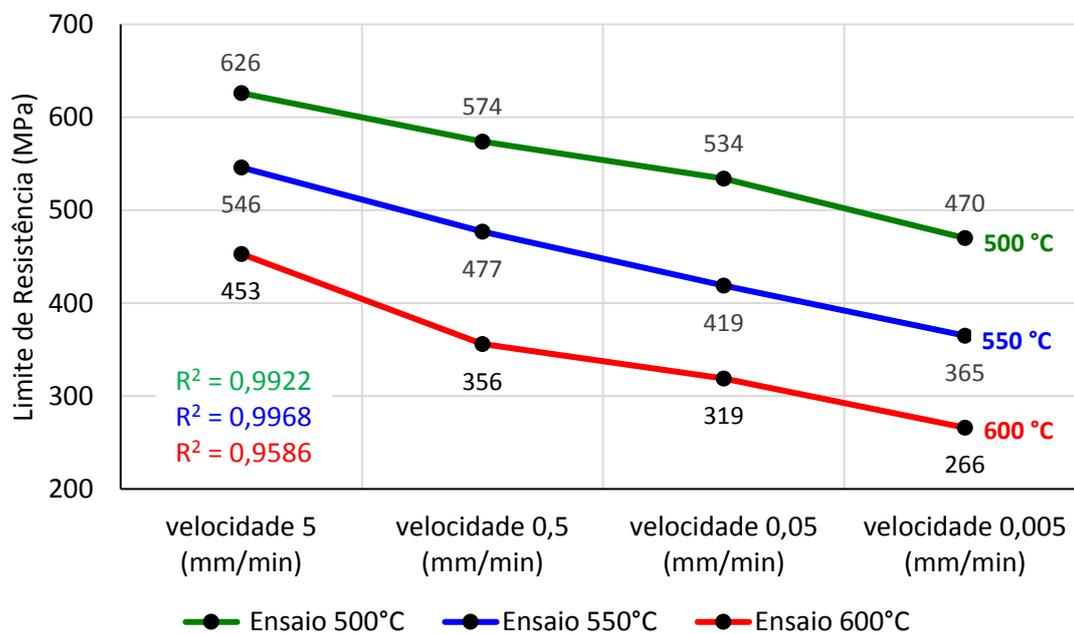
Fonte: AUTOR, 2016.

Figura 61 – Variação do limite de escoamento (MPa) em função da velocidade e temperatura do ensaio de tração a quente do aço X22CrMoV12-1 revenido a 690 °C.



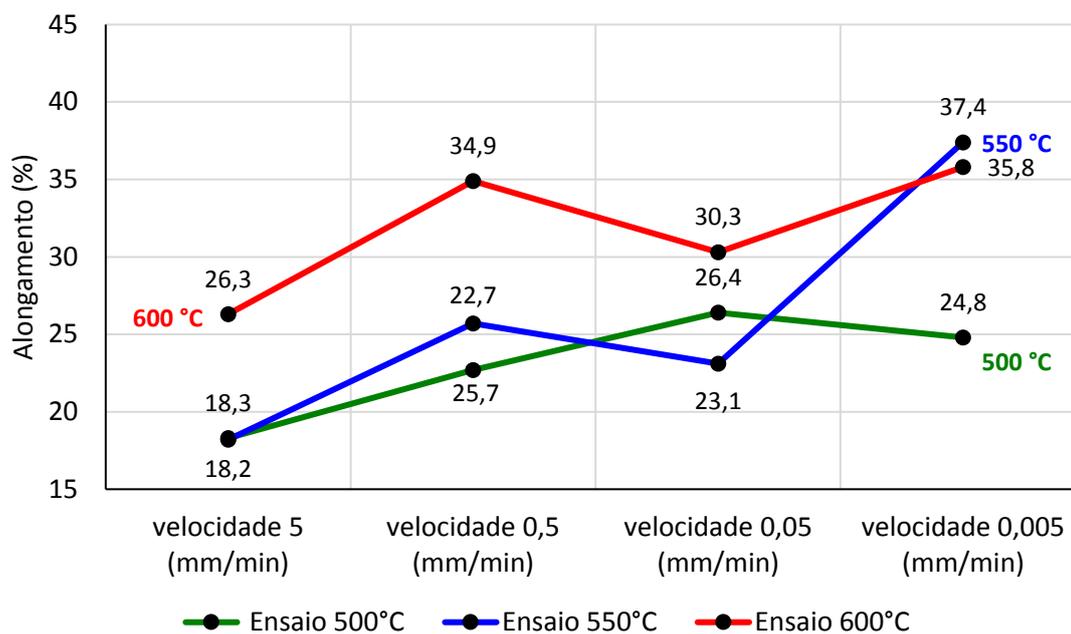
Fonte: AUTOR, 2016

Figura 62 – Variação do limite de resistência (MPa) em função da velocidade e temperatura do ensaio de tração a quente do aço X22CrMoV12-1 revenido a 690 °C.



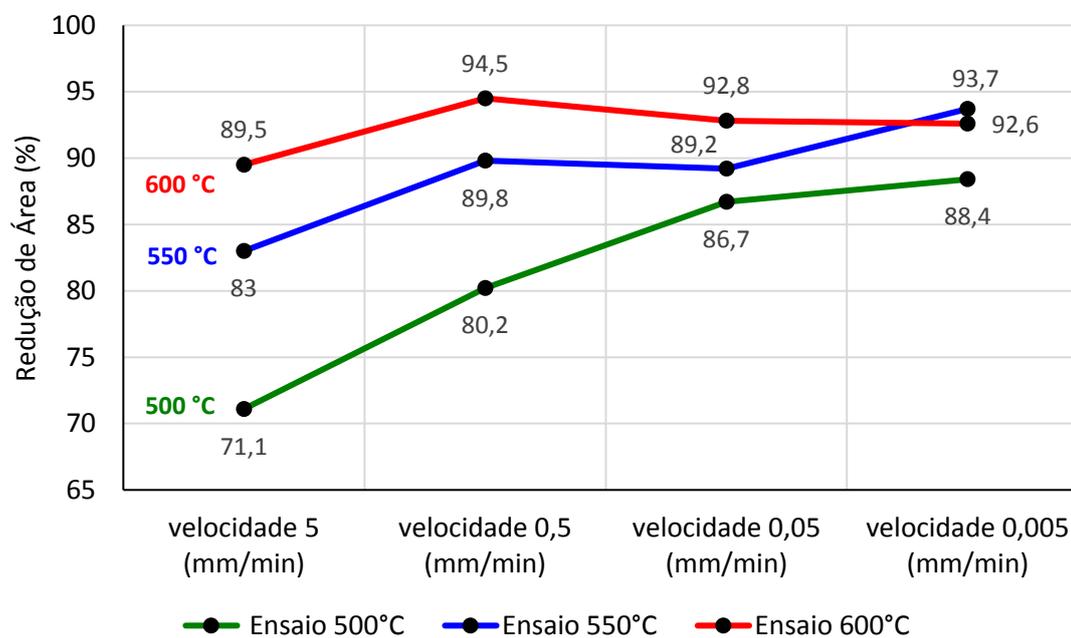
Fonte: AUTOR, 2016.

Figura 63 – Variação do alongamento (%) em função da velocidade e temperatura do ensaio de tração a quente do aço X22CrMoV12-1 revenido a 690 °C.



Fonte: AUTOR, 2016.

Figura 64 – Variação da redução de área (%) em função velocidade e temperatura do ensaio de tração a quente do aço X22CrMoV12-1 revenido a 690 °C.

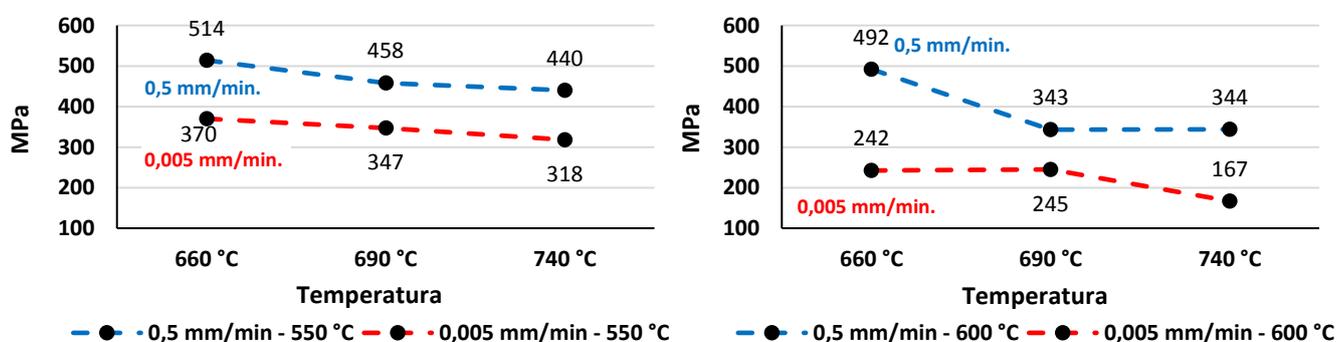


Fonte: AUTOR, 2016.

Os resultados de tração a quente mostraram diferenças entre as amostras revenidas a diferentes temperaturas. Houve a tendência de maior redução na resistência mecânica nos ensaios realizados a 0,5 mm/min, com os maiores decréscimos no limite de escoamento (LE) e limite de resistência (LR) – Figura 65 – observados entre os aços revenidos a 660 e 690 °C, com reduções de aproximadamente 11% no limite de escoamento e 30% no limite de resistência para ensaios conduzidos a 550 e 600 °C, respectivamente. De forma oposta, os testes de tração realizados a 0,005 mm/min revelaram maiores declínios no LE entre amostras revenidas a 690 e 740 °C, com diminuições de 8 e 32%, em ensaios às temperaturas de 550 e 600 °C, respectivamente. A variação no limite de escoamento em função da velocidade de tração foi observada na literatura também em aços inoxidáveis P91 (9% Cr) tracionados entre 550 e 600 °C, sendo associado ao predomínio do mecanismo de deformação por escalagem de discordâncias em velocidades de deformação mais elevadas e da prevalência da difusão volumétrica com a utilização de velocidades mais baixas (Shrestha, *et al.* 2013).

Os limites de escoamento e de resistência foram afetados também pela temperatura de ensaio, análises de variância (ANOVA) mostraram o efeito da temperatura de tração nos testes realizados com velocidade de deformação de 0,005 mm/min (p -valor = 0,0122) e (p -valor = 0,0073).

Figura 65 – Variação dos limites de escoamento (MPa) no ensaio de tração a quente (550 e 600 °C) com as velocidades de deformação de 0,005 e 0,5 mm/min.



Fonte: AUTOR, 2016.

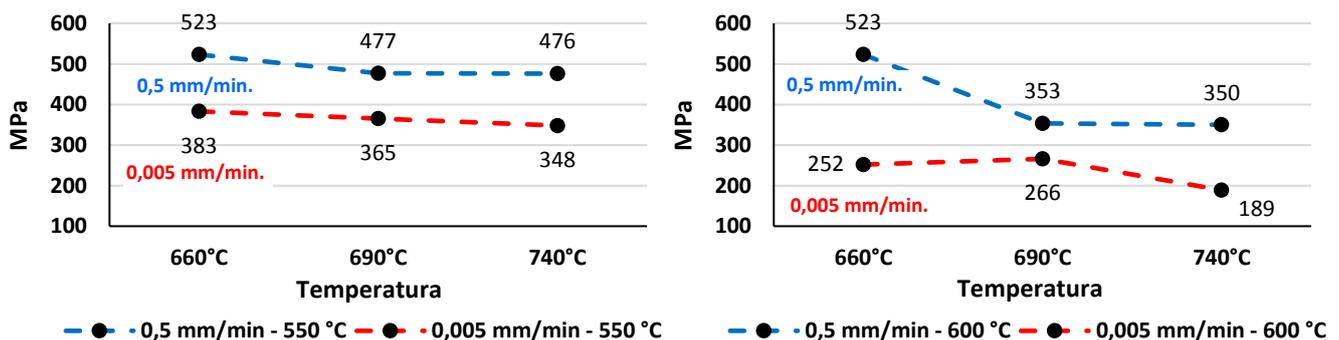
Na velocidade de deformação a 0,005 mm/min, foi constatada a influência da temperatura de tração (p -valor = 0,0073), além de queda acentuada no limite de resistência entre amostras revenidas a 690 e 740 °C (29 %), no ensaio realizado a 600 °C, este resultado mostra o efeito da temperatura de ensaio na resistência mecânica do aço ao acelerar o processo de difusão, indicando que a microestrutura

de martensita em ripas já parcialmente restaurada das amostras revenidas a 740 °C foi afetada também pelo tempo de exposição à temperatura mais elevada, em ensaio conduzido a 0,005 mm/min.

De outra forma não foi evidenciado estatisticamente a influência da temperatura de ensaios nos testes realizados com velocidade de 0,5 mm/min nos limites de resistência e escoamento respectivamente (p -valor = 0,2338) e (p -valor = 0,2257).

Os resultados das análises estatísticas de variância dos limites de resistência (LR) e escoamento (LE) encontrados mostraram não haver efeito estatístico das temperaturas de revenido estudadas sobre os testes realizados com velocidades de deformação de 0,5 mm/min (p -valor = 0,3470) e (p -valor = 0,2808), da mesma forma não houve comprovação da influência da temperatura de revenido nos ensaios realizados com velocidade de deformação de 0,005 mm/min sobre os limites de escoamento e resistência respectivamente (p -valor = 0,7722) e (p -valor = 0,8462).

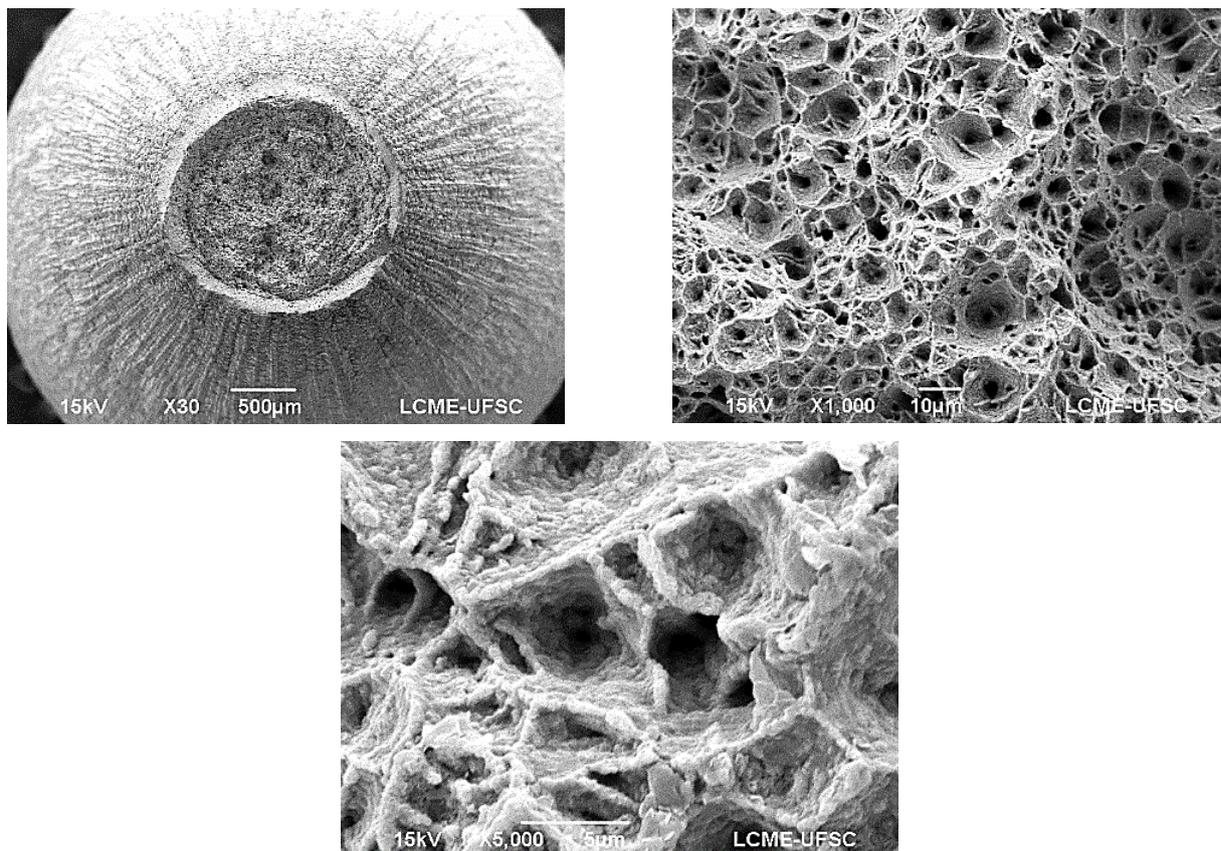
Figura 66 – Variação dos limites de resistência (MPa) no ensaio de tração a quente (550 e 600 °C) com velocidades de deformação de 0,5 e 0,005 mm/min.



Fonte: AUTOR, 2016.

Foi analisada em microscópio eletrônico de varredura (MEV) a superfície de fratura após ensaios de tração a quente, todas as amostras exibiram fratura dúctil, com grande redução de área de estrição – Figura 67 (a). Foi observada a presença de vazios (*dimples*) no centro da fratura – Figura 67 (b) – a presença de *dimples* esféricos – Figura 67 (c) – e alongados em toda a superfície analisada está associada a uma fratura do tipo dúctil e a esforços de tração, este tipo de fratura ocorre quando o material é submetido a uma tensão acima dos seus limites de resistência.

Figura 67 – Superfície de fratura da amostra revenida a 690 °C e tracionada a 550 °C, 0,005 mm/min em MEV, exibindo *dimples*.

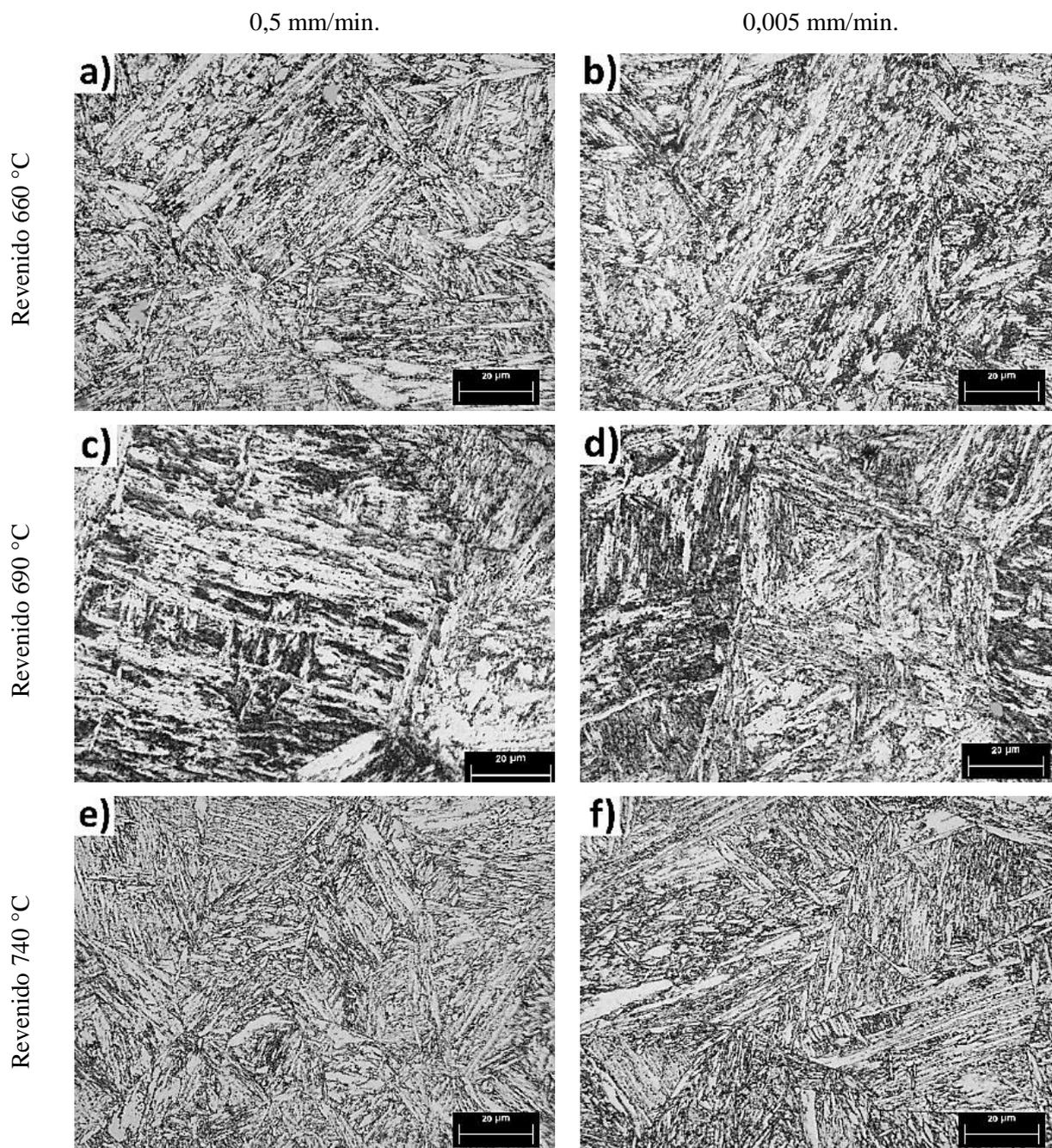


Fonte: AUTOR, 2017.

4.4.1 Caracterização Microestruturais Após Tração a Quente

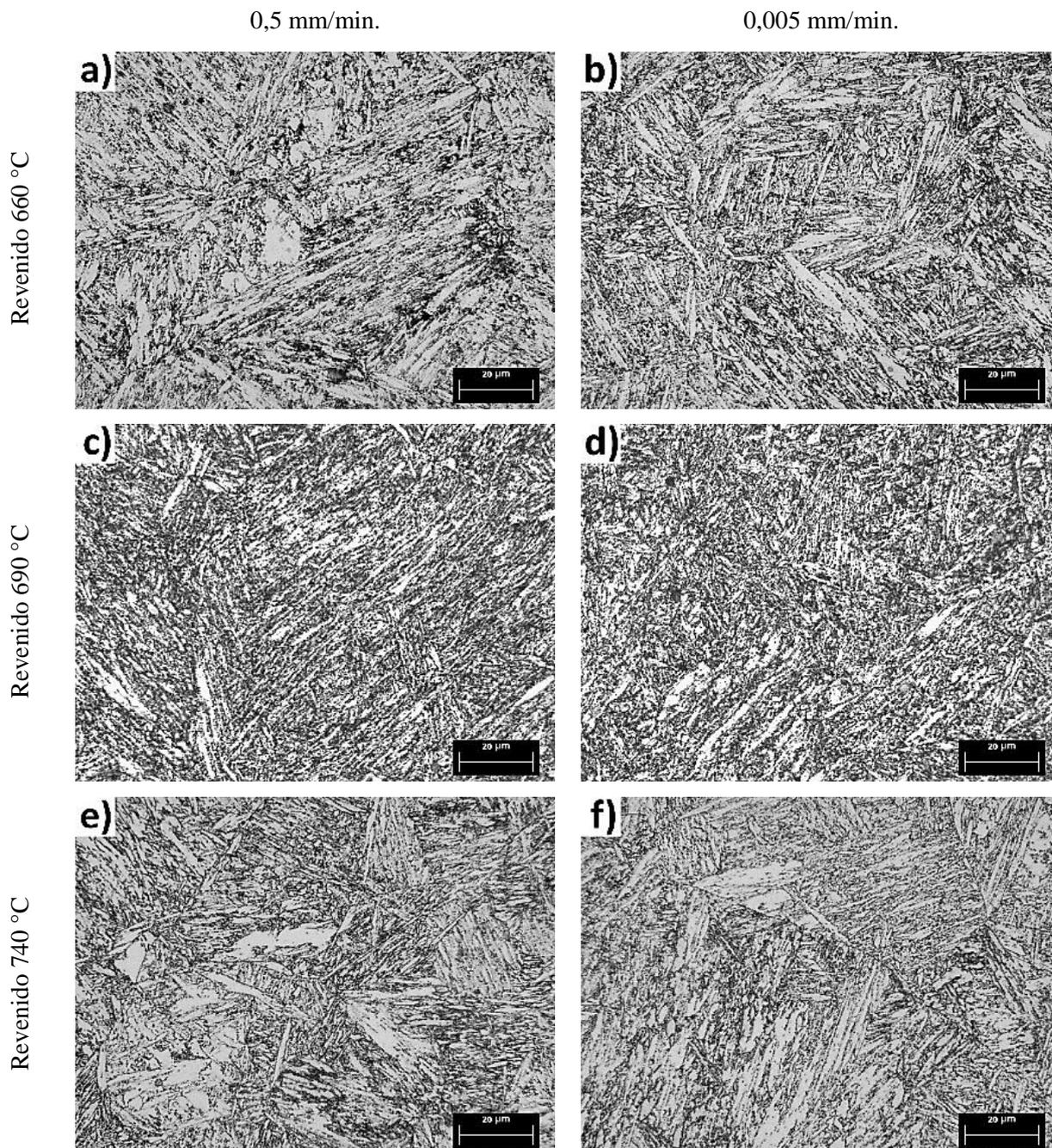
Análises de microscopia óptica próximas à região de fratura após tração a 550 °C (Figura 68) e 600 °C (Figura 69), não revelaram o efeito da temperatura de revenido sobre a microestrutura. A variação da velocidade de deformação também não produziu diferenças significativas na microestrutura, em relação ao material não-tracionado. O mesmo resultado foi obtido por Eggeler (1989) no aço X22CrMoV12-1, sendo atribuído à elevada estabilidade microestrutural e ao curto tempo de exposição à temperatura sob tensão (109 h a 600 °C). O aço estudado neste trabalho foi exposto às temperaturas de tração a quente por períodos entre 20 e 26 horas, insuficientes para que fossem observadas diferenças microestruturais significativas por microscopia óptica, em relação ao material não-tracionado.

Figura 68 – Microscopia óptica de amostras revenidas às temperaturas de 660, 690 e 740 °C, após ensaio de tração a 550 °C, utilizando velocidades de deformação de 0,5 e 0,005 mm/min. As amostras foram obtidas a 10mm da seção fraturada. Ataque de Bain-Villela. Ampliações 1000X.



Fonte: AUTOR, 2016.

Figura 69 – Microscopia óptica de amostras revenidas às temperaturas de 660, 690 e 740 °C, após ensaio de tração a 600 °C, utilizando taxas de deformação de 0,5 e 0,005 mm/min. As amostras foram obtidas a 10 mm da seção fraturada. Ataque de Bain-Villela. Ampliações 1000X.

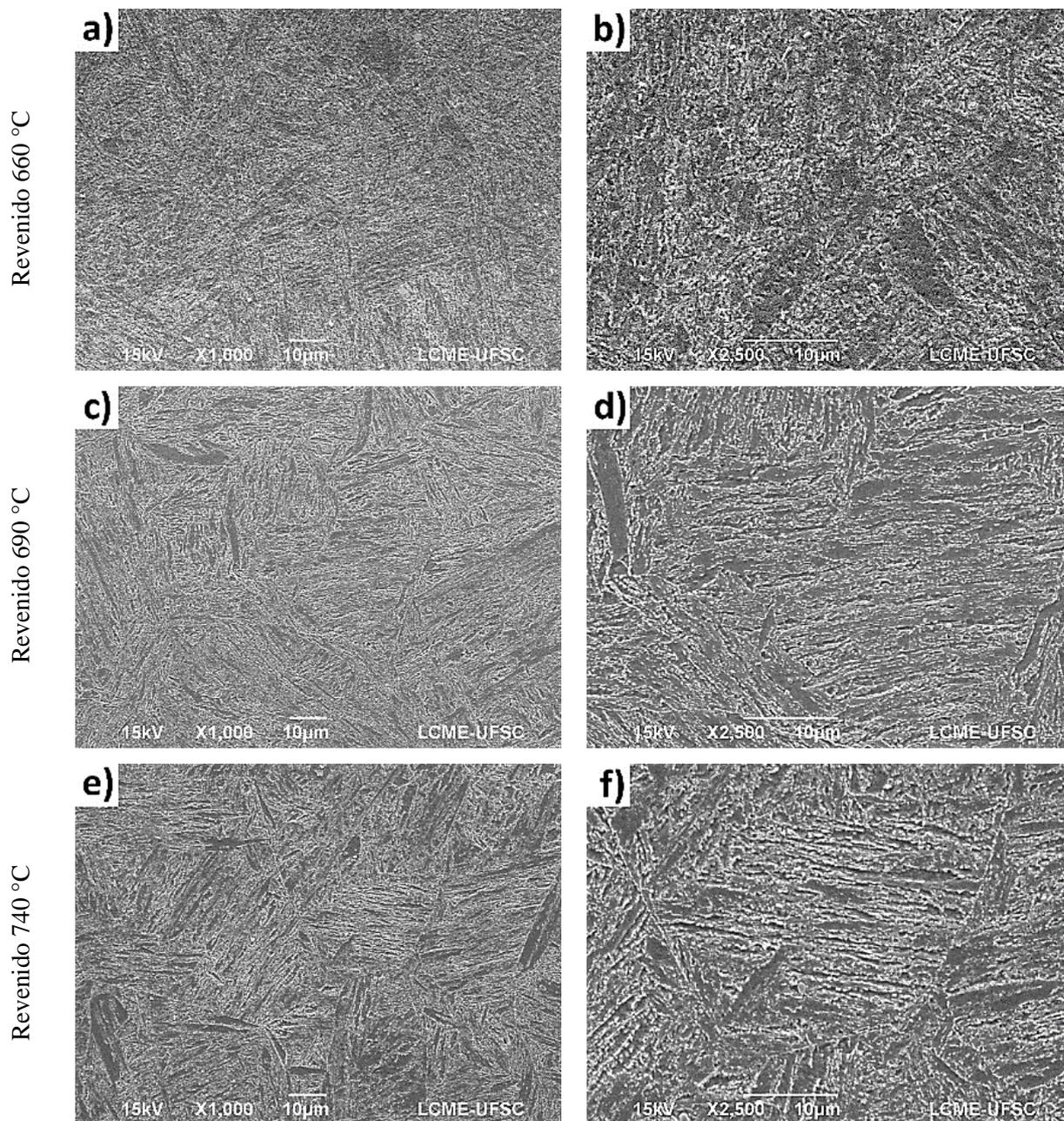


Fonte: AUTOR, 2016.

Ao serem observadas por MEV, as microestruturas dos aços revenidos a 660 e 690 °C tracionados a 0,005 mm/min a 500 °C (Figura 70) mostraram-se mais refinadas, apresentando ripas de menor largura, em relação às observadas no aço revenido a 740 °C e ensaiado nas mesmas condições, que também foram notadas no aço não-tracionado. Tal variação, portanto, não pode ser atribuída aos

ensaios de tração a quente com a velocidade de deformação empregada, e sim à temperatura de revenido em tratamento prévio, como observado também por Eggeler (1989).

Figura 70 – Microestrutura das amostras revenidas à 660, 690 e 740 °C, após ensaio de tração a 550 °C, utilizando velocidade de deformação de 0,005 mm/min. As amostras foram obtidas a 10 mm da seção fraturada.



Fonte: AUTOR, 2016.

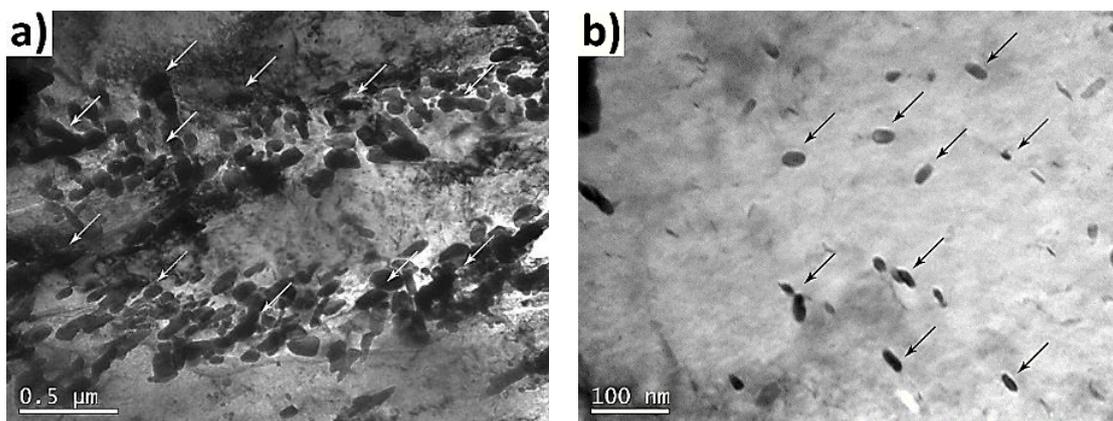
Nas análises por MET das amostras dos aços revenidos e tracionados a 0,005 mm/min a 550 °C, Figuras 71 a 73, foram identificados precipitados $M_{23}C_6$, principalmente nos contornos de ripas de martensita. Os carbonetos não mostraram variação significativa de tamanho entre as condições de revenidos testadas (134 nm de comprimento e 67 nm de largura – 660 °C) e (156 nm de comprimento e

67 nm de largura – 690 °C) (135 nm de comprimento e 62 nm de largura – 740 °C). Estudos de Aghajani *et al.* (2009) mostraram que o crescimento de carbonetos $M_{23}C_6$ ocorre de forma lenta e contínua, tendo sido observado um aumento de 48% em seu comprimento após 140.000 horas de exposição do aço a temperaturas entre 500 e 550 °C.

Foram observados também precipitados de menor tamanho (diâmetro médio de 13 nm) no interior de ripas após tração a quente, as quais foram identificadas como carbonitreto MX através de sua morfologia e tamanho, conforme trabalhos de Aghajani (2009), Panait *et al.* (2010) e Yan *et al.* (2013). Um pequeno coalescimento foi observado nestes carbonitreto MX em relação às amostras somente revenidas (690 °C), que apresentaram diâmetro médio de 5 nm.

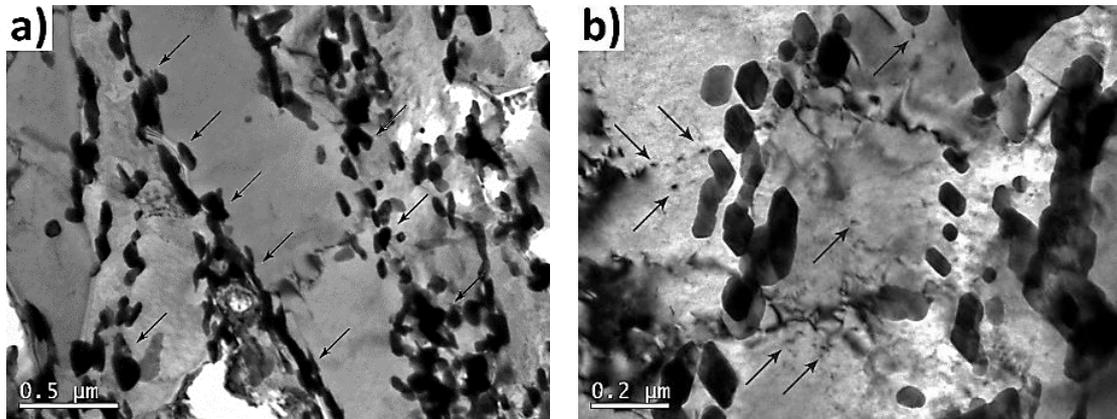
Embora os carbonitreto MX tenham apresentado um pequeno coalescimento após ensaio de tração, não foi observada variação significativa de tamanho de carbonitreto MX (diâmetro médio de 12 – 14 nm) entre amostras revenidas a diferentes temperaturas. Este resultado ocorre em razão da baixa variação na sua composição de equilíbrio na faixa de temperatura de revenido utilizada (660-740 °C). O carbonitreto MX, ao atingir o equilíbrio na faixa de temperatura de ensaio, mantém uma distribuição de tamanho praticamente inalterada durante longos períodos, como observado por Aghajani *et al.* (2009) ao analisar a microestrutura de um aço X20CrMoV12-1 após 140.000 horas em serviço entre 500 e 550 °C.

Figura 71 – Campo claro da amostra revenida a 660 °C, após tração a 550 °C a 0,005 mm/min. Indicadas pela seta em (a) partículas $M_{23}C_6$ com 134 ± 29 nm de comprimento e 67 ± 14 nm de largura em contornos de ripas de martensita, e em (b) partículas MX com 14 ± 3 nm de diâmetro em discordâncias no interior de ripas.



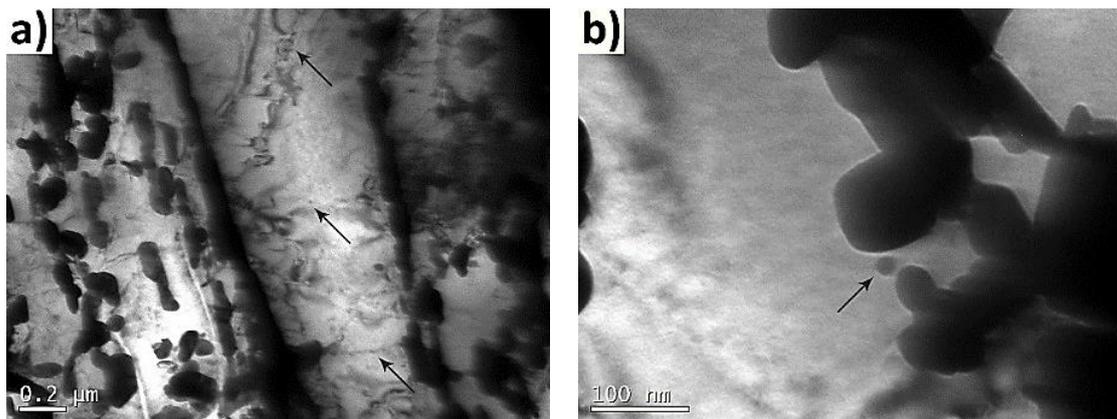
Fonte: AUTOR, 2017.

Figura 72 – Campo claro da amostra revenida a 690 °C, após tração a 550 °C a 0,005 mm/min. Setas indicam em (a) partículas $M_{23}C_6$ com 156 ± 28 nm de comprimento e 67 ± 14 nm de largura em contornos das ripas de martensita, e em (b) partículas MX com 12 ± 3 nm de diâmetro, situadas em discordâncias no interior das ripas.



Fonte: AUTOR, 2017.

Figura 73 – Campo claro das amostras revenidas a 740 °C, após tração a 550 °C a 0,005 mm/min. (a) partículas $M_{23}C_6$ com 135 ± 27 nm de comprimento e 62 ± 9 nm de largura, situadas em contornos de ripas de martensita. Setas indicam carbonitretos MX com 12 ± 3 nm de diâmetro. (b) partícula esférica MX com 20 nm de diâmetro próxima a precipitados $M_{23}C_6$.



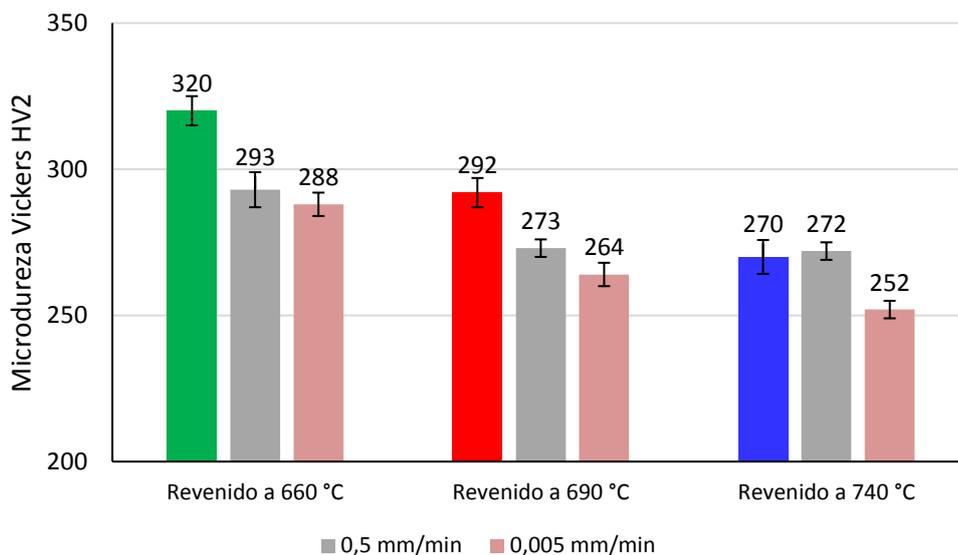
Fonte: AUTOR, 2017.

4.4.2 Dureza Após Tração a Quente

Após a realização dos ensaios de tração a quente, de forma geral houve redução das durezas das amostras quando comparados ao tratamento térmico original conforme mostrado nas Figuras 74 e 75. As maiores reduções foram observadas nas amostras revenidas a 660 °C (10%) e 690 °C (14%) tracionadas com velocidade de 0,005 mm/min e temperatura de teste de 600 °C, como explicado menores velocidades de tração aliadas a uma maior temperatura tendem a reduzir o encruamento e possibilitar uma maior difusão com respectiva redução da dureza.

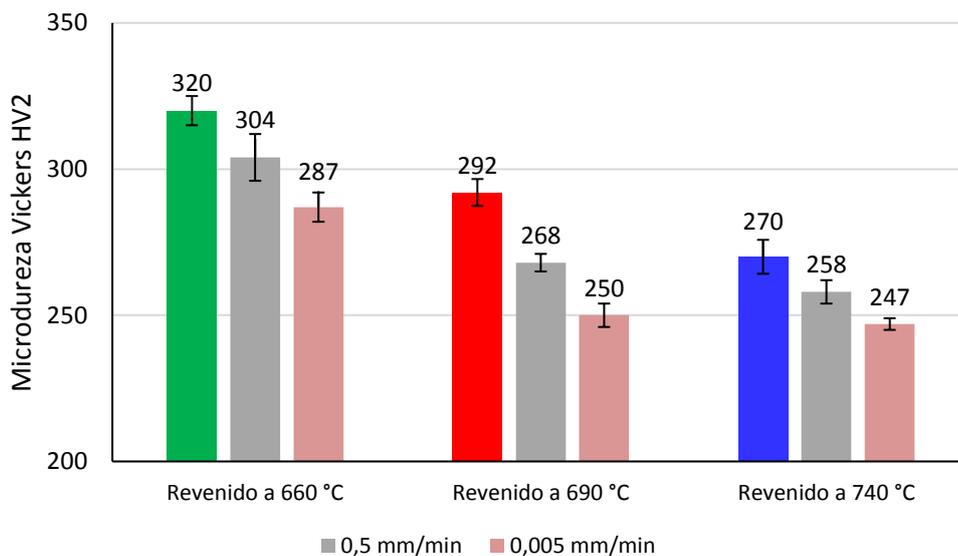
Com a utilização de análises de variância (ANOVA) foi possível avaliar individualmente o efeito da temperatura de revenido e da temperatura de tração na dureza para as duas velocidades de ensaio. Foi observado que para a taxa de 0,5 mm/min não houve efeito significativo da temperatura de revenido (p -valor = 0,1105) ou da temperatura de tração (p -valor = 0,7502) sobre os resultados de dureza. Com a velocidade de deformação de 0,005 mm/min, no entanto, a temperatura de revenido foi significativa (p -valor = 0,0233), observando-se redução expressiva de dureza (12,89%) entre amostras revenidas a 660 e 690 °C, para o ensaio realizado a 600 °C. Esta redução de dureza ao utilizar velocidades de deformação mais lentas é atribuída à evolução da microestrutura martensítica em alta temperatura, conforme observado também por Sawada *et al.* (2003) e Yan (2013), resultando na diminuição da densidade de discordâncias no interior das ripas de martensita.

Figura 74 – Resultados de dureza Vickers HV2 após ensaio de tração a 550 °C com taxas de deformação de 0,5 e 0,005 mm/min, para amostras revenidas a diferentes temperaturas. Barras indicam o desvio padrão.



Fonte: AUTOR, 2016.

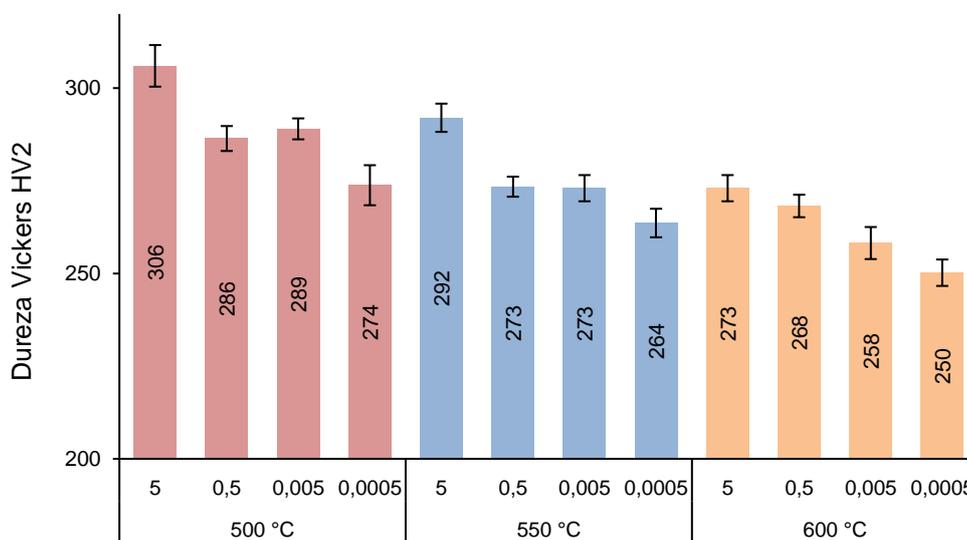
Figura 75 – Resultados de dureza Vickers HV2 após ensaio de tração a 600 °C com velocidades de deformação de 0,5 e 0,005 mm/min, para amostras revenidas a diferentes temperaturas. Barras indicam o desvio padrão.



Fonte: AUTOR, 2016.

Finalmente quando analisada a dureza do aço X22CrMoV12-1 temperado e revenido a 690 °C após ensaio de tração a quente pode-se observar que houve uma redução com o aumento da temperatura de ensaio de tração somado à redução da taxa de deformação. Ao comparar as durezas obtidas após tração, foi observada significância estatística da temperatura do ensaio de tração (p -valor = 0,0164), em relação à velocidade de deformação não se observou influência significativa sobre os resultados de dureza (p -valor = 0,1803) – Figura 76.

Figura 76 – Resultados de dureza Vickers HV2 após ensaios de tração a 500, 550 e 600 °C com velocidades de deformação entre 0,0005 e 5 mm/min para amostras revenidas a 690 °C. Barras indicam o desvio padrão.



Fonte: AUTOR, 2016.

4.5 Parâmetro de Larson-Miller do Aço X22CrMoV12-1

Com base nos resultados de tração a quente do aço X22CrMoV12-1 revenidos a 660, 690 e 740 °C mostrados na Tabela 13 foram determinados os valores do Parâmetro de Larson-Miller conforme a tensão máxima (LR), tempo até que o limite de resistência fosse atingido (t_R) e da temperatura do ensaio (T), os resultados estão apresentados na Tabela 14.

Para a determinação da constante C, foi utilizado o melhor coeficiente de determinação (R^2) para o modelo da curva polinomial de segunda ordem dos resultados obtidos. Desta forma foi determinado $C = 30$, obtendo-se um modelo com $R^2 = 0,9915$, revelando elevado grau de correlação entre os resultados obtidos – Figura 77.

Estes resultados mostram o efeito do tratamento térmico de revenido nos valores de PLM, e por consequência é um indicativo da resistência à fluência do aço X22CrMoV12-1. O aço revenido a 660 °C exibiu a maior resistência quando se considera condições de elevadas tensões e menor parâmetro de Larson-Miller entre os materiais revenidos nas diversas temperaturas testadas.

Entretanto, se forem consideradas tensões menores e parâmetro de Larson-Miller maiores, ou seja, as condições reais em que as palhetas de turbinas a vapor operam, o melhor desempenho é do aço X22CrMoV12-1 revenido a 690 °C.

A partir dos resultados mostrados na Tabela 14 foi elaborado um gráfico relacionando os limites de resistência do aço X22CrMoV12-1 e os parâmetros de Larson-Miller calculados através da equação (4), os quais variaram entre 21.687 e 26.932. Os valores calculados foram compatíveis com os apresentados pela literatura para aços semelhantes submetidos a ensaios de tração a 550 °C (Hu *et al.* 2008).

$$PLM = T \times (C + \text{Log}_{t_r}) \quad \text{Equação 4}$$

A relação entre PLM e o limite de resistência obtida para o aço revenido a 690 °C mostrada na Figura 78 permite estimar o tempo de vida do material sob uma determinada tensão, para uma temperatura constante, o modelo permite também a obtenção da tensão ou da temperatura de ruptura do aço, ao fixar valores para as demais variáveis. Desta forma, a extrapolação de resultados da curva de PLM pode ser aplicada para prever o comportamento do aço sob fluência, conforme observado por Bueno e Sobrinho (2012), ao empregar critérios de equivalência entre ensaios de tração e de fluência.

Sabe-se, no entanto, que a extrapolação de resultados obtidos em curtos experimentos em laboratório tende a superestimar a vida do material em fluência, uma vez que não consideram a evolução da microestrutura em longos períodos de trabalho. Segundo Abe *et al.* 2008, para que tais resultados sejam aprimorados, é necessário desenvolver novas técnicas analíticas que considerem a deformação e ruptura em fluência.

Pode-se demonstrar o uso da equação (10) através de um caso real onde x é o PLM a ser calculado. Supondo que a palheta de turbina trabalhe sob uma tensão trativa de 893 MPa como mostrada no ANEXO I pode-se estimar aproximadamente o seu parâmetro de Larson-Miller através da equação (11) obtendo-se um valor de 18.330. Se a turbina operar à temperatura de 485 °C (758 K), é possível utilizar parâmetro de Larson-Miller substituindo-se na equação (04) e obtendo a equação (12) onde t_r é o tempo aproximado de ruptura da palheta. Substituindo os valores e resolvendo-se a equação obtém-se o tempo para que ocorra a falha do material em aproximadamente 657.000 horas ou aproximadamente 75 anos.

$$\text{LOG } T = -4,82 \times 10^{-9} x^2 + 1,62 \times 10^{-2} + 1,55 \quad \text{Equação 10}$$

$$2,95 = -4,82 \times 10^{-9} x^2 + 1,62 \times 10^{-2} + 1,55 \quad \text{Equação 11}$$

$$18.330 = 758 \times (30 + \text{Log}_{t_r}) \quad \text{Equação 12}$$

Pode-se ainda considerar como outro exemplo a utilização do Parâmetro de Larson-Miller mostrado na Figura 78 para se estimar o tempo de operação de uma palheta de turbina de alta pressão

quando conhecida as condições operacionais de tensão e temperatura, neste exemplo: 250 MPa e 520 °C (793 K), substituindo-se estes valores a partir da equação (4) obtém-se a equação (13) a partir desta equação estimamos o tempo de operação t_r .

$$PLM = T \times (30 + \text{Log} t_r) \quad \text{Equação 4}$$

$$27200 = 23790 + 793 t_r \quad \text{Equação 13}$$

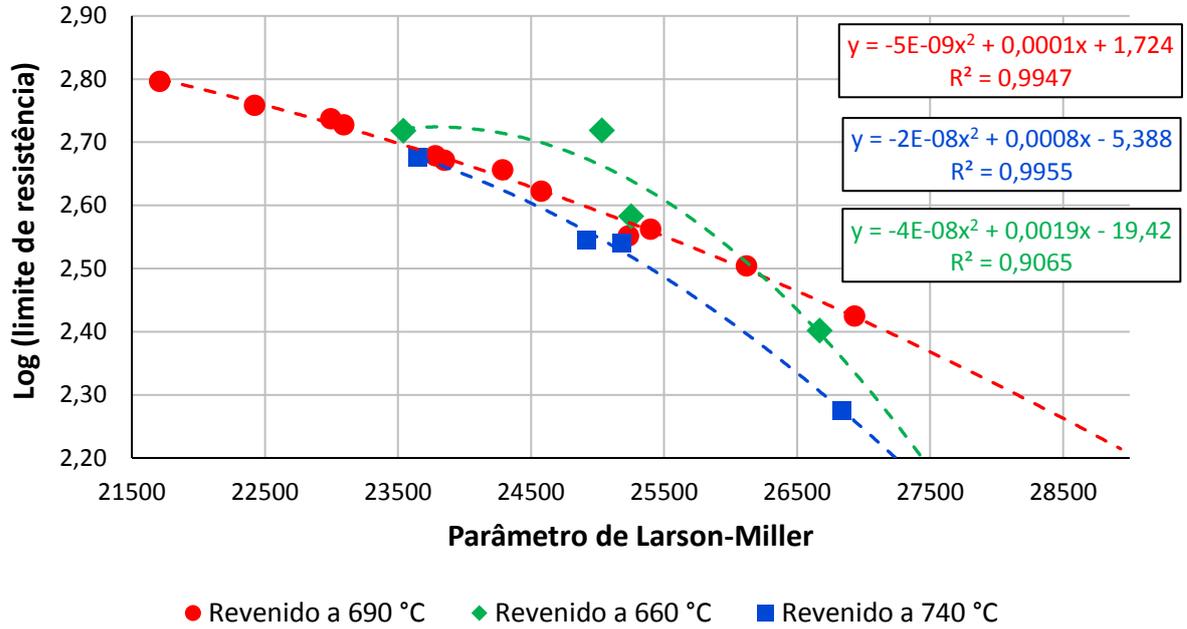
$$t_r \cong 20.000 \text{ horas ou } 830 \text{ dias}$$

Tabela 14 – Resultados do ensaio de tração a quente utilizados para o cálculo do Parâmetro de Larson-Miller (LMP) dos aços revenidos a 660, 690 e 740 °C.

Temperatura de Revenido (°C)	Temperatura (°C)	Velocidade (mm/min.)	Limite de Resistência LR – (MPa)	LOG LR	Tempo até ocorrer tensão máxima (horas) – t_R	LOG t_R	PLM
660 °C	550	0,50	527,7	2,72	0,0403	-1,3946	23542
	550	0,005	383,0	2,58	4,83	0,6839	25253
	600	0,50	523,2	2,72	0,0474	-1,3242	25034
	600	0,005	252,2	2,4	3,5417	0,5492	26669
690 °C	500	5	626,6	2,80	0,01	-2	21687
	500	0,5	574,0	2,76	0,1	-1	22344
	500	0,05	534,5	2,73	0,74	-0,1307	22861
	500	0,005	470,0	2,67	7,09	0,8506	23620
	550	5	546,4	2,74	0,01	-2	22966
	550	0,5	477,3	2,68	0,08	-1,0969	23709
	550	0,05	419,6	2,62	0,73	-0,1366	24500
	550	0,005	365,2	2,56	7,24	0,8597	25320
	600	5	453,6	2,66	0,01	-2	23662
	600	0,5	356,5	2,55	0,08	-1,0969	25324
	600	0,05	319,4	2,50	0,83	-0,0809	26037
	600	0,005	266,2	2,43	7,07	0,8494	27023
740 °C	550	0,5	475,5	2,68	0,0548	-1,2612	23652
	550	0,005	347,6	2,54	3,9611	0,5978	25182
	600	0,5	350,4	2,54	0,0352	-1,4534	24921
	600	0,005	188,6	2,28	5,4583	0,7370	26833

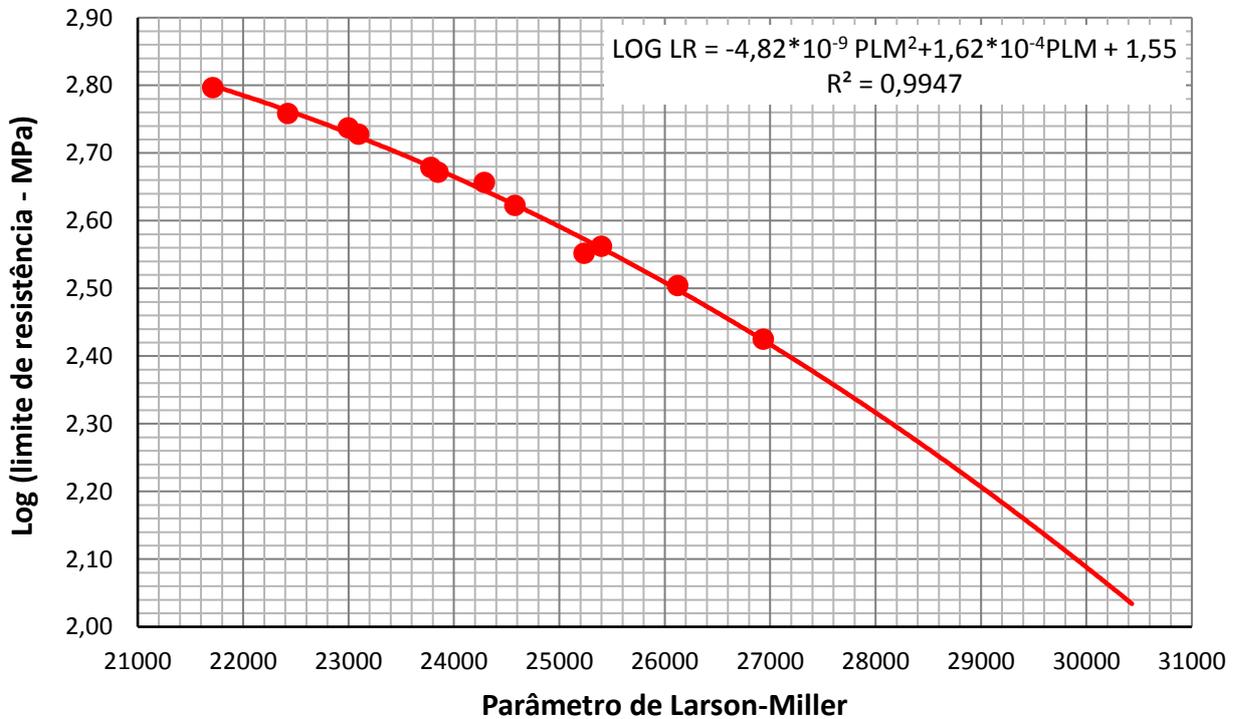
Fonte: AUTOR, 2016.

Figura 77 – Relação entre o logaritmo de resistência das temperaturas de revenido estudadas e os seus parâmetros de Larson-Miller para aço X22CrMoV12-1 revenido a 660 °C, 690 °C e 740 °C.



Fonte: AUTOR, 2016.

Figura 78 – Relação entre o logaritmo do limite de resistência e o parâmetro de Larson-Miller do aço X22CrMoV12-1 revenido a 690 °C.



Fonte: AUTOR, 2016.

4.6 Análise de Fluência

Os primeiros ensaios de fluência objetivaram a calibração dos seus parâmetros de tensão e temperatura, estes não poderiam ser muito curtos e não replicar as condições de fluência em que estão submetidos os materiais em operação, nem muito longos de modo que o tempo comprometessem a sua realização, na Tabela 15 são apresentados os resultados de fluência dos aços revenidos a 660, 690 e 740 °C mencionando valores referentes à taxa mínima de fluência, deformação final e tempo de ensaio.

Em todas as curvas de fluência são apresentadas as respectivas equações onde x é o tempo do ensaio e y é a deformação por fluência expressa em (%).

Após 2000 horas de teste verificou-se que a deformação permanecia no estágio secundário de fluência necessitando um tempo maior até que houvesse a fratura das amostras (estágio terciário), desta forma decidiu-se pela interrupção dos ensaios mesmo sem ruptura dos corpos de prova. Nestes ensaios a condição revenida a 660 °C apresentou a menor taxa de fluência entre as condições testadas, provavelmente em função da maior resistência mecânica e do tempo de ensaio insuficiente para possibilitar a degradação do material. A Figura 79 apresenta curvas de fluência obtidas durante ensaio de fluência das condições de revenido testadas.

Tabela 15 – Resultados dos ensaios de fluência para os aços revenidos 660, 690 e 740 °C – Tensão 235 MPa e Temperatura de Ensaio 550 °C.

Amostras Temp. Revenido	Along. %	Taxa Mínima de Fluência (%/h)	Tempo de Ensaio (horas)	Condição Final
1 – 660 °C	0,96	0,00007619	2004	Sem Ruptura
2 – 740 °C	1,04	0,0001838	2004	Sem Ruptura
3 – 690 °C	2,17	0,0005948	2004	Sem Ruptura

Fonte: AUTOR, 2017.

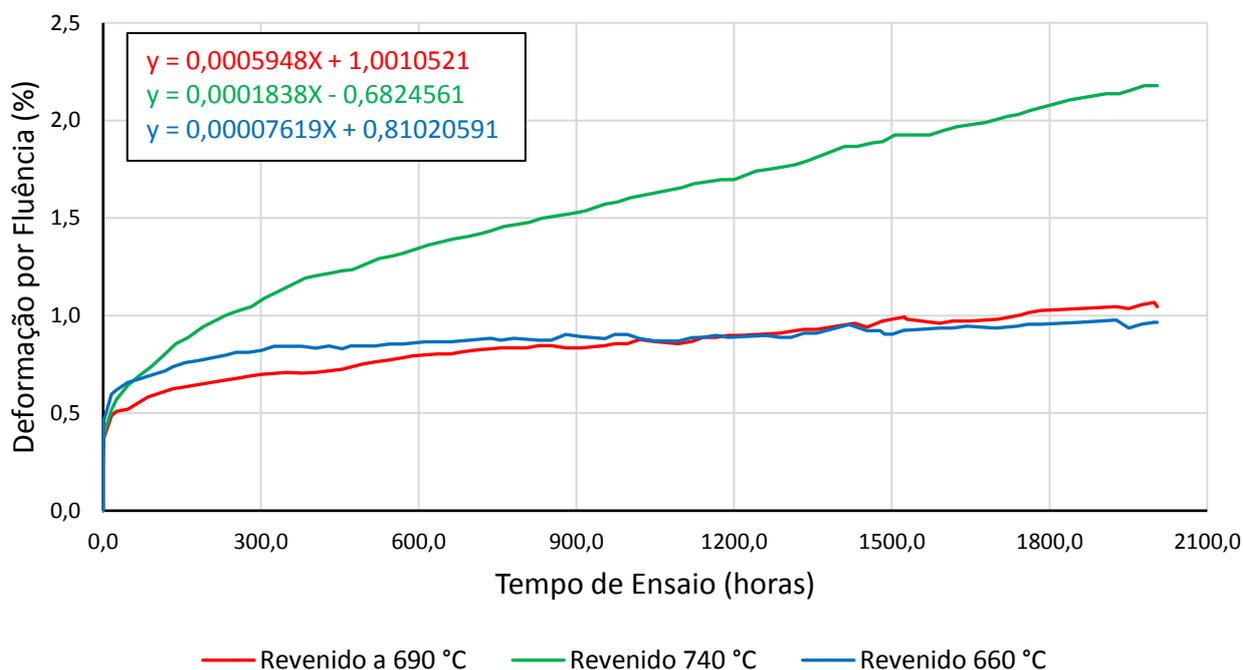
Nas Tabelas 16 e 17 são apresentados os resultados de fluência dos aços revenidos a 660, 690 e 740 °C mencionando os valores referentes à taxa mínima de fluência, deformação final e tempo de ensaio, neste grupo os testes foram realizados para se avaliar a influência da tensão sobre os resultados de resistência a fluência.

De acordo com os resultados encontrados percebe-se que a variação de tensão reduziu o tempo de ruptura em torno de 41% para a condição revenida a 690°C e uma redução significativa de 68% da amostra revenida a 740 °C, a variação de tensão não influenciou significativamente nos valores de alongamento e estrição. A menor taxa de fluência foi obtida nas amostras revenidas a 690 °C, desta

forma esta condição apresenta o melhor comportamento sob fluência. Através do declive das curvas durante o ensaio é possível constatar que o aço X22CrMoV12-1 revenido a 690 °C apresenta uma velocidade de deformação menor comparativamente às demais condições testadas, também se observou que esta condição foi a que apresentou maiores tempos até que ocorresse a fratura dos corpos de prova 2497 e 1468 horas, respectivamente, sendo esta uma boa indicação da sua resistência à fratura por fluência.

Nas Figuras 80 e 81 pode-se observar que a deformação instantânea e a fase de fluência transiente no primeiro estágio não são muito pronunciadas, com exceção da amostra revenida a 660 °C todas as outras condições apresentaram ruptura ao final do ensaio e exibiram os três estágios de fluência: primário, secundário e terciário fato comprovado pela análise das curvas, foi constatado que o tempo de ruptura e a taxa mínima de fluência são dependentes da tensão, o aumento de apenas 15 MPa foi suficiente para reduzir o tempo de ruptura e a taxa mínima de fluência modificando significativamente as curvas de fluência.

Figura 79 – Curvas de fluência para os aços revenidos a 660, 690 e 740 °C – Tensão 235 MPa e Temperatura de Ensaio 550 °C – Amostras 1, 2 e 3.



Fonte: AUTOR, 2017.

Tabela 16 – Resultados dos ensaios de fluência para os aços revenidos a 660, 690 e 740 °C – Tensão 160 MPa e Temperatura de Ensaio 600 °C – Amostras 4, 6 e 8.

Amostras Temp. Revenido	Along. %	Estricção %	Taxa Mínima de Fluência (%/h)	Tempo de Ensaio (horas)	Condição Final
4 – 660 °C	0,9	-	0,0004004	1531	Sem Ruptura
6 – 690 °C	7,4	51,0	0,0002056	2497	Com Ruptura
8 – 740 °C	15,9	76,3	0,0006358	1343	Com Ruptura

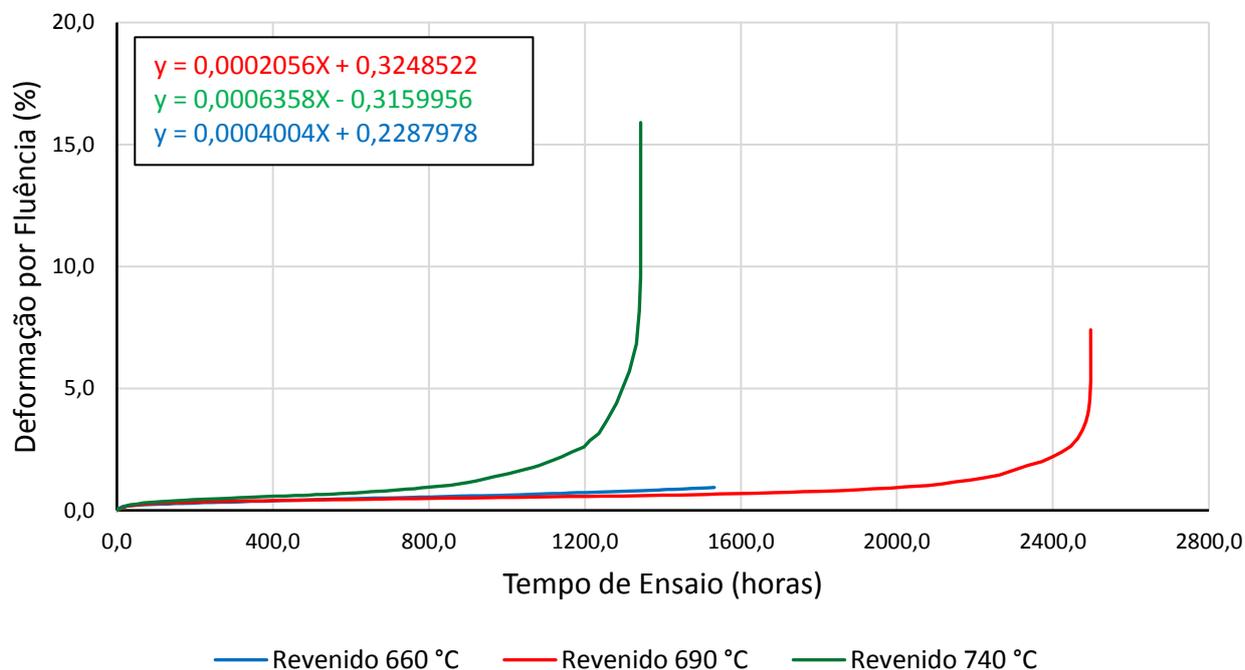
Fonte: AUTOR, 2017.

Tabela 17 – Resultados dos ensaios de fluência para os aços revenidos a 660, 690 e 740 °C – Tensão 175 MPa e Temperatura de Ensaio 600 °C – Amostras 5, 7 e 9.

Amostras Temp. Revenido	Along. %	Estricção %	Taxa Mínima de Fluência (%/h)	Tempo de Ensaio (horas)	Condição Final
5 – 660 °C	7,8	53,2	0,0006616	1262	Com Ruptura
7 – 690 °C	6,5	50,2	0,0004308	1468	Com Ruptura
9 – 740 °C	16,0	79,8	0,0066179	421	Com Ruptura

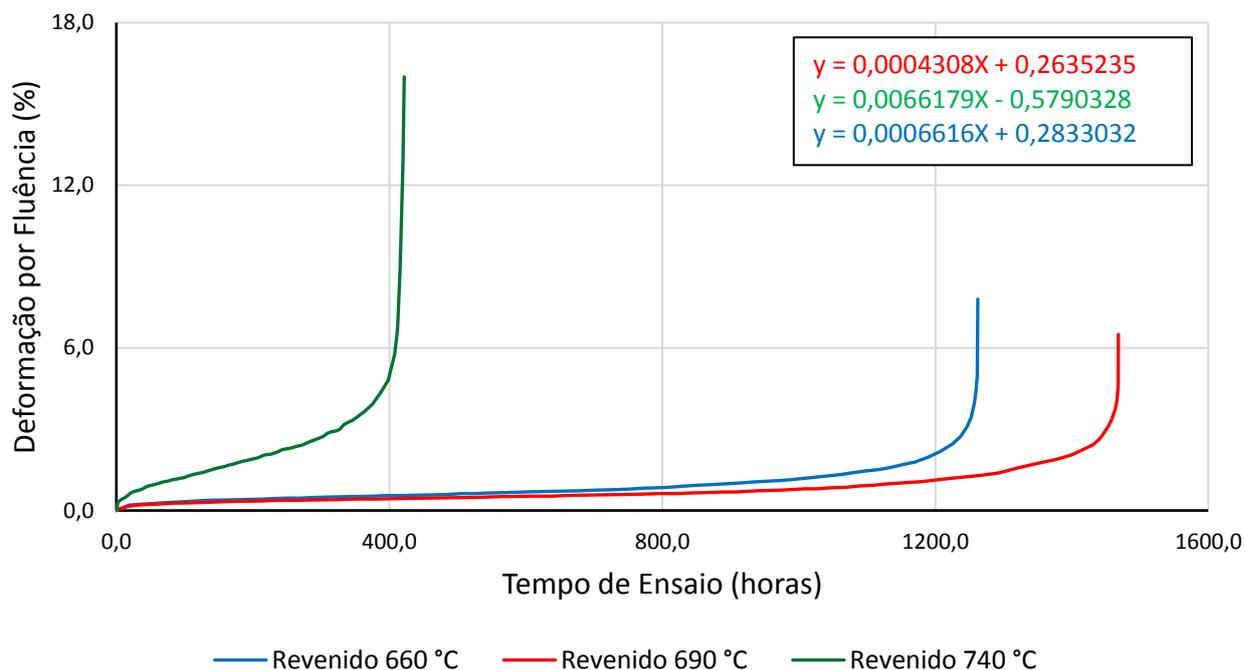
Fonte: AUTOR, 2017.

Figura 80 – Curvas de fluência para os aços revenidos a 660, 690 e 740 °C – Tensão 160 MPa e Temperatura de Ensaio 600 °C.



Fonte: AUTOR, 2017.

Figura 81 – Curvas de fluência para os aços revenidos a 660, 690 e 740 °C – Tensão 175 MPa e Temperatura de Ensaio 600 °C.



Fonte: AUTOR, 2017.

A Tabela 18 mostra as condições em que foram realizados ensaios de fluência interrompidas sendo mencionados o tempo de ensaio e a condição de fluência em que se encontravam as amostras em relação ao estágio de fluência quando foram suspensos os ensaios. Nesse grupo de ensaios o objetivo foi avaliar a evolução microestrutural e a variação da dureza de cada condição testada.

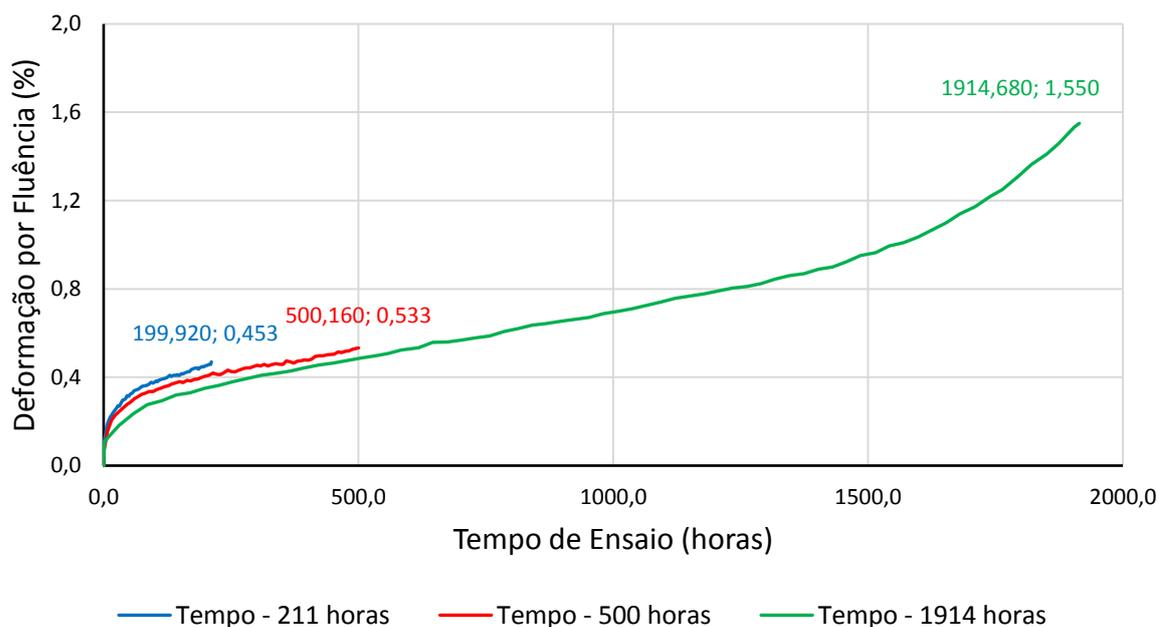
As Figuras 82 a 84 apresentam curvas de fluência, nenhuma das amostras foi testada até a sua ruptura, como observado nas curvas dos ensaios de fluência anteriores as amostras revenidas a 690 °C apresentaram a maior resistência a fluência em função da menor taxa de fluência e alongamento, respectivamente. A taxa mínima de fluência da condição revenida a 690 °C é 66% menor que a condição revenida a 660 °C e 69% menor que aquela revenida a 740 °C.

Tabela 18 – Resultados dos ensaios de fluência interrompida para os aços revenidos 660, 690 e 740 °C – Tensão 160 MPa e Temperatura de Ensaio 600 °C.

Amostras Temp. Revenido	Along. %	Estágio de Fluência	Taxa Mínima de Fluência (%/h)	Tempo de Ensaio (horas)
10 – 660 °C	0,47	Início Secundário	0,0007285	211
11 – 660 °C	0,53	Após Secundário	0,0003966	500
12 – 660 °C	1,55	Início Terciário	0,0004196	1914
13 – 690 °C	0,25	Início Secundário	0,0003308	211
14 – 690 °C	0,34	Após Secundário	0,0002975	500
15 – 690 °C	1,06	Início Terciário	0,0001437	2874
17 – 740 °C	0,48	Início Secundário	0,0013561	211
17 – 740 °C	0,78	Após Secundário	0,0007498	500
18 – 740 °C	1,91	Início Terciário	0,0004704	2394

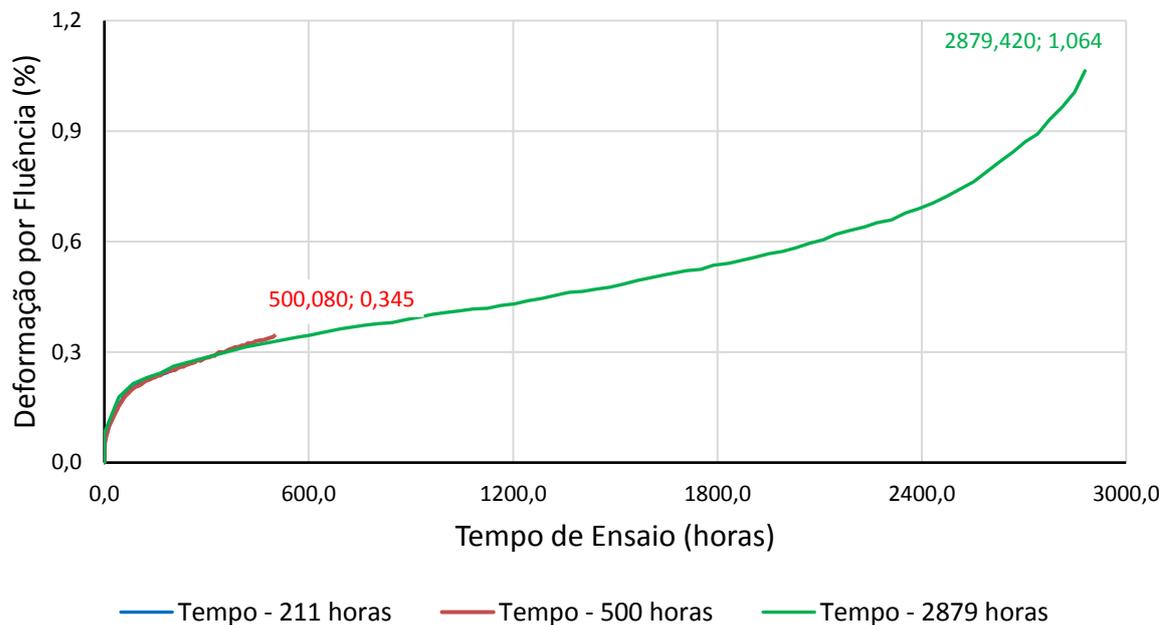
Fonte: AUTOR, 2017.

Figura 82 – Curvas de fluência interrompida para o aço revenido a 660 °C – Tensão 160 MPa e Temperatura de Ensaio 600 °C.



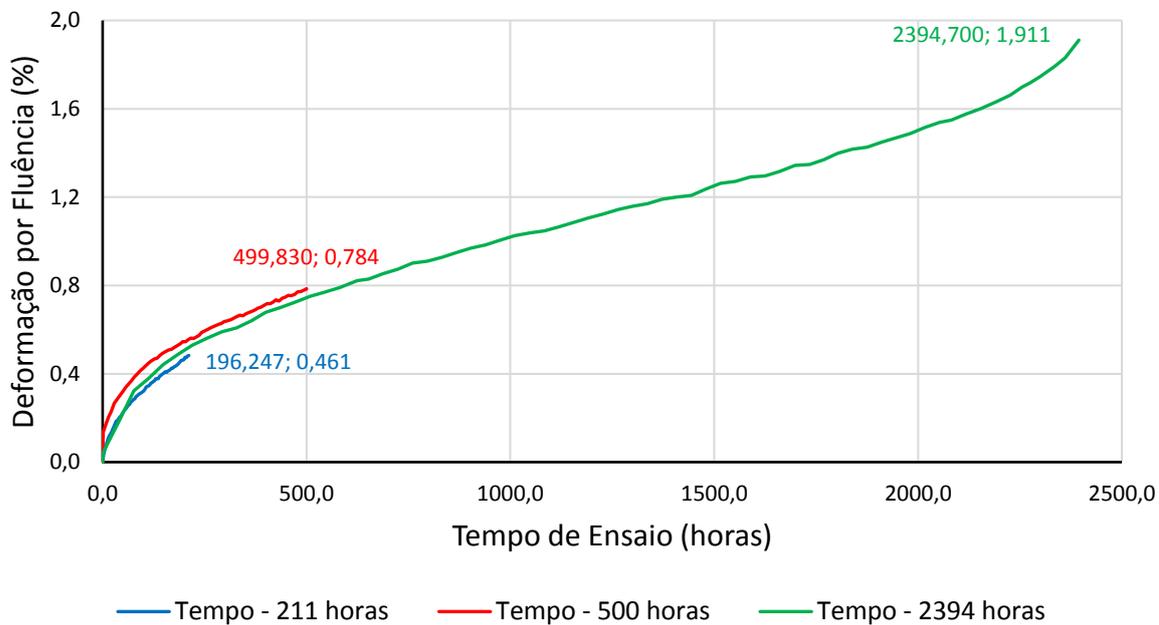
Fonte: AUTOR, 2017.

Figura 83 – Curvas de fluência interrompida para o aço revenido a 690 °C – Tensão 160 MPa e Temperatura de Ensaio 600 °C.



Fonte: AUTOR, 2017.

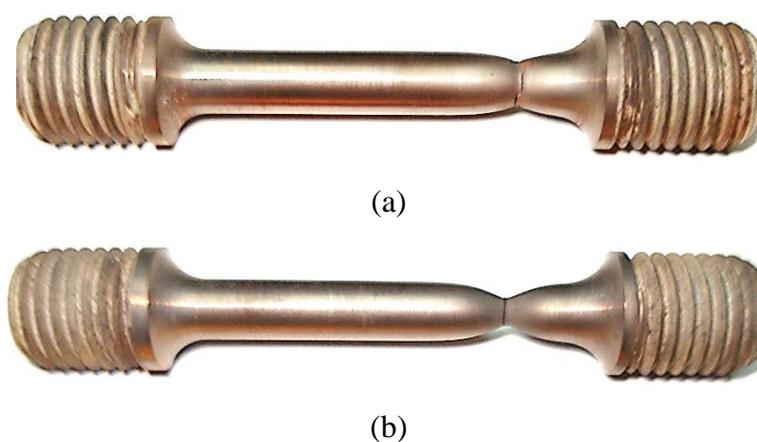
Figura 84 – Curvas de fluência interrompida para o aço revenido a 740 °C – Tensão 160 MPa e Temperatura de Ensaio 600 °C.



Fonte: AUTOR, 2017.

A Figura 85 apresenta alguns corpos de prova ensaiados sob fluência até ruptura, observando-se o aspecto da região próximo à fratura pode-se notar o efeito da temperatura e carregamento na deformação plástica do material, comprovando o fenômeno de fluência. O aspecto da região da fratura é similar aos encontrados em ensaios de tração à quente realizado nesta pesquisa com fratura do tipo “taça-cone”, característica de materiais com comportamento dúctil.

Figura 85 – Deformação dos corpos de prova após ensaio de fluência evidenciando fratura dúctil do tipo taça cone na região de ruptura: (a) amostra revenida a 690 °C (b) amostra revenida a 740 °C.



Fonte: AUTOR, 2017.

4.6.1 Dureza Após Ensaio de Fluência

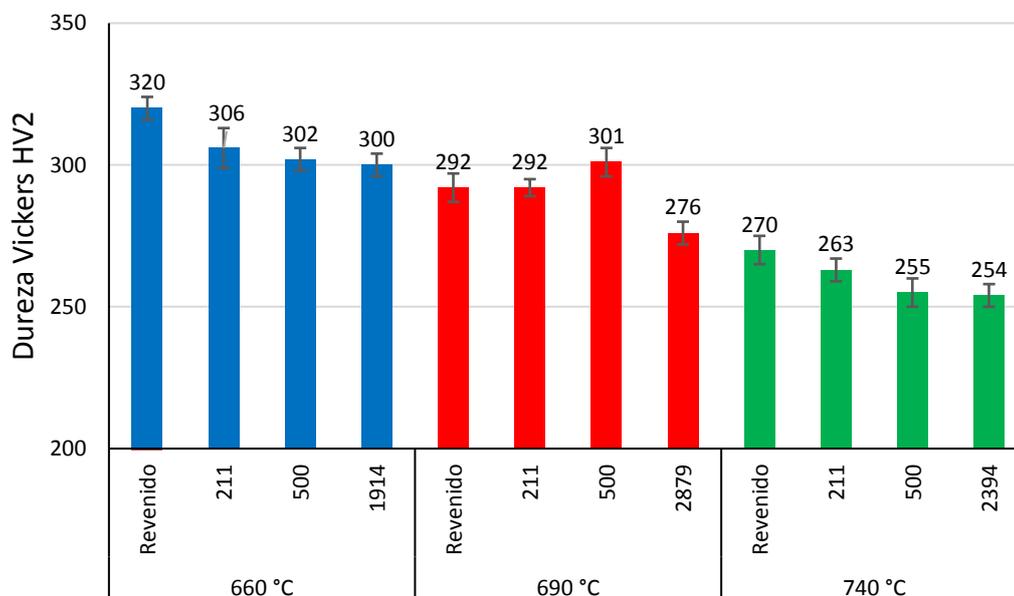
Nas medições de dureza realizadas após ensaio de fluência, todas as condições testadas apresentaram tendência de redução da dureza quando comparados ao tratamento térmico original, os valores estão mostrados nas Figuras 86 e 87. A menor redução de dureza após ensaio de fluência foi observada na condição revenida a 690 °C apesar do seu tempo de ruptura superior às demais condições.

Através das análises estatísticas de variância (ANOVA) dos valores mostrados na Figura 86 e 87 foi possível avaliar individualmente o efeito das temperaturas de revenido testadas, tempos do ensaio e os locais das medições de dureza nos corpos de prova (cabeça, seção longitudinal e seção transversal) sobre a dureza final. Foi observado que houve elevado efeito significativo das temperatura de revenidos sobre os resultados de dureza após ensaio de fluência (p -valor = 0,00018), no entanto o tempo do ensaio de fluência não influenciou significativamente sobre os resultados de dureza (p -valor = 0,9054).

Na Figura 87 observa-se também um efeito significativo das temperaturas de revenido testadas sobre a dureza final após ensaio fluência (p -valor = 0,0226), ainda nesta Figura percebe-se que a menor

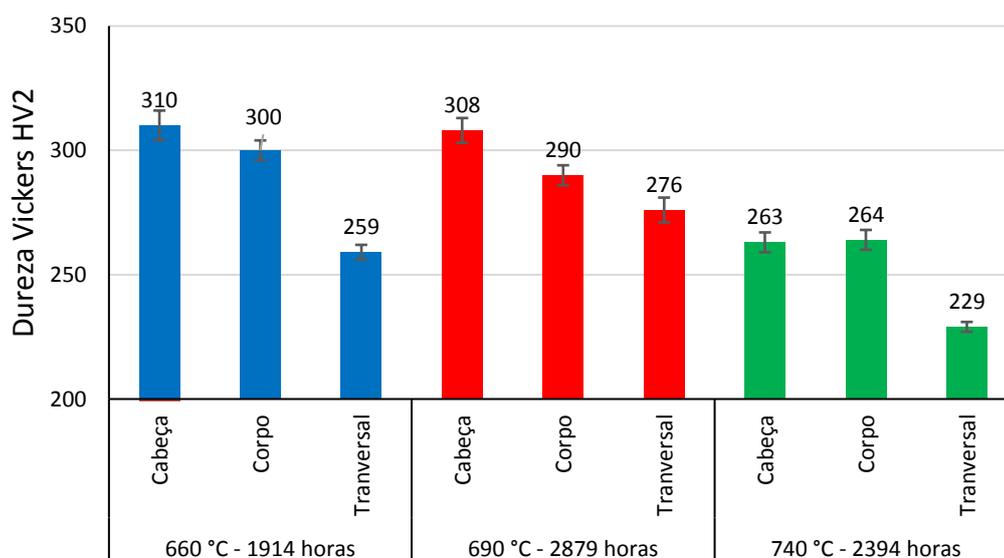
redução de dureza na região da fratura (transversal) após ensaio ocorreu no aço X22CrMoV12-1 revenido a 690 °C com um valor de 5% nas demais condições 660 e 740 °C os valores foram respectivamente 19% e 15%.

Figura 86 – Resultados de dureza Vickers HV2 na regiões longitudinal dos corpos de prova após ensaios de fluência (160 MPa – 600 °C) revenidos a 660, 690 e 740 °C. Barras indicam o desvio padrão.



Fonte: AUTOR, 2017.

Figura 87 – Resultados de dureza Vickers HV2 nas regiões longitudinal, cabeça e transversal dos corpos de prova após ensaios de fluência (160 MPa – 600 °C) revenidos a 660, 690 e 740 °C. Barras indicam o desvio padrão.



Fonte: AUTOR, 2017.

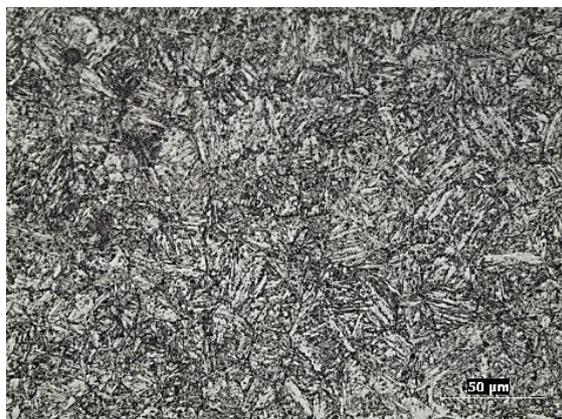
4.6.2 Microestruturas Após Ensaio de Fluência

As amostras para análises da microestrutura após ensaio de fluência via microscopia óptica e eletrônica de varredura foram retiradas nas direções longitudinal, ou seja, paralela ao eixo de aplicação da tensão trativa e perpendicular (transversal) ao ensaio. Foram analisadas três regiões distintas: na região da cabeça avaliou-se o efeito da temperatura, na região longitudinal o efeito combinado da temperatura e tensão e na região próximo a região de fratura o efeito do encruamento.

O resultado das análises microestruturais estão apresentados nas Figuras 88 a 92, nelas verifica-se que não houve modificações microestruturais relevantes entre as amostras, as microestruturas são constituídas de ripas de martensita com morfologia similar e blocos bem definidos. Nas regiões próximas ao local de fratura – Figura 92 – não se observou o surgimento dos vazios de fluência, estes conforme modelo proposto por Ashby e Jones (2007), apresentam características de fluência viscosa linear, ainda segundo o autor estão relacionados com a fratura intergranular, uma vez que eles crescem até se unirem e causar a ruptura.

Na análise por microscopia óptica da região da cabeça dos corpos percebe-se uma microestrutura mais refinada que as outras regiões das ripas de martensita, uma explicação para este comportamento seria a influência somente da temperatura, diferente das demais regiões analisadas onde houve uma combinação de temperatura e tensão.

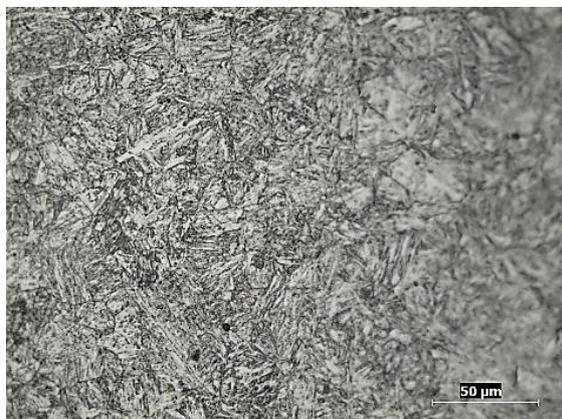
Figura 88 – Microestrutura na região da cabeça dos corpos de prova após ensaios de fluência (160 MPa – 600 °C) revenidos a 660, 690 e 740 °C obtidas por microscopia óptica. Ampliações 500 X revelando uma microestrutura martensítica revenida mais refinada em relação às encontradas na seção longitudinal. Ataque, Bain-Vilella.



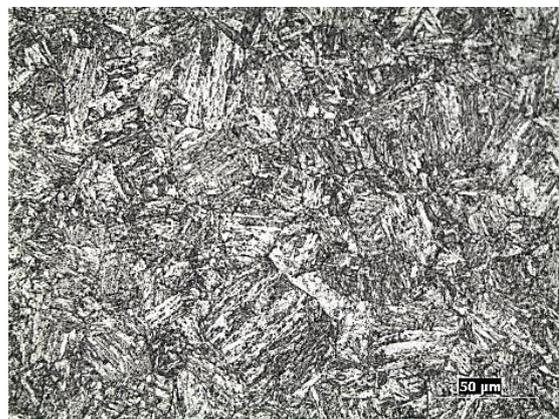
660 °C – 211 horas



660 °C – 1914 horas



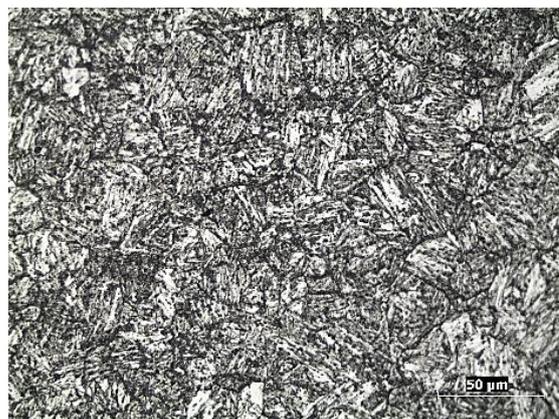
690 °C – 500 horas



690 °C – 2879 horas



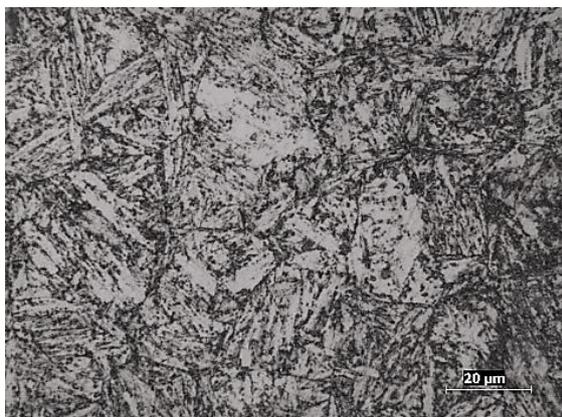
740 °C – 211 horas



740 °C – 2394 horas

Fonte: AUTOR, 2017.

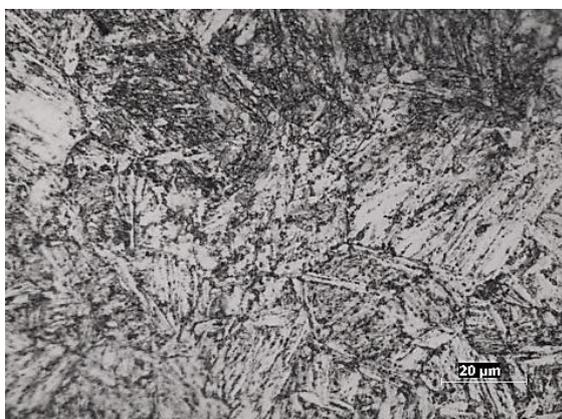
Figura 89 – Microestrutura na região longitudinal dos corpos de prova após ensaios de fluência (160 MPa – 600 °C) revenidos a 660, 690 e 740 °C obtidas por microscopia óptica. Ampliações 1000 X revelando uma microestrutura martensítica revenida. Ataque, Bain-Vilella.



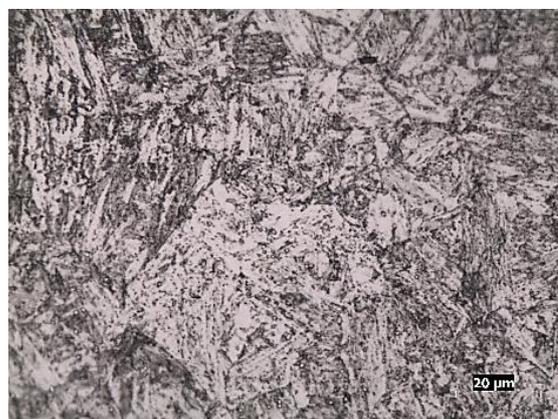
660 °C – 211 horas



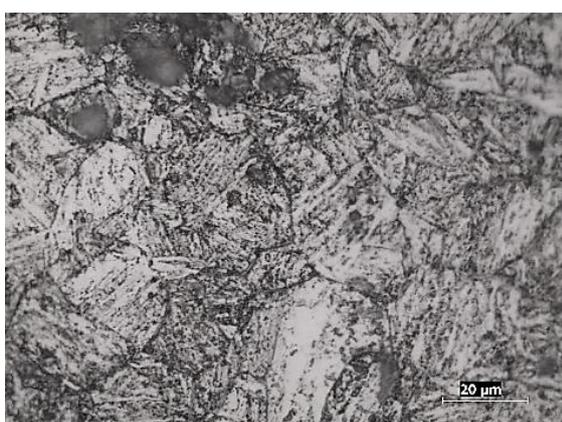
660 °C – 1914 horas



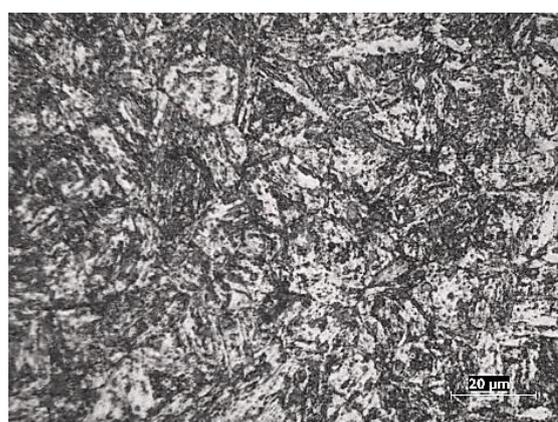
690 °C – 211 horas



690 °C – 2879 horas



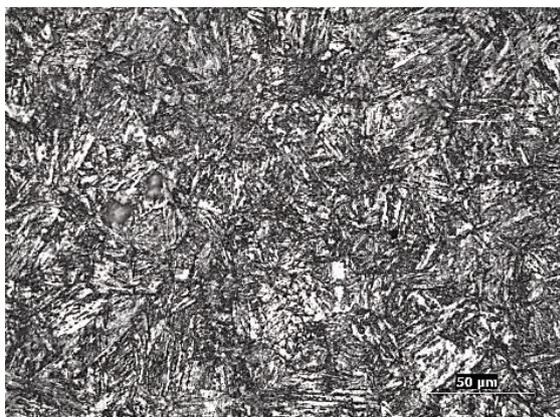
740 °C – 211 horas



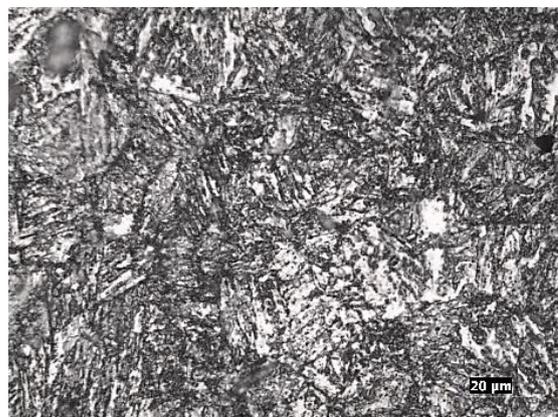
740 °C – 2394 horas

Fonte: AUTOR, 2017.

Figura 90 – Microestrutura na região transversal próximo à região de fratura dos corpos de prova após ensaios de fluência (160 MPa – 600 °C) revenidos a 660, 690 e 740 °C obtidas por microscopia óptica. Ampliações de 500 e 1000 X revelando uma microestrutura martensítica revenida. Ataque, Bain-Vilella.



660 °C – 1914 horas



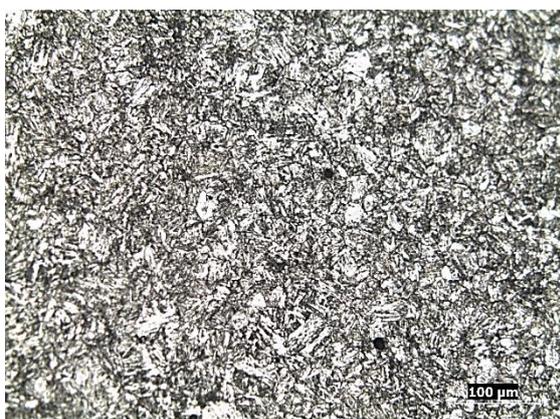
660 °C – 1914 horas



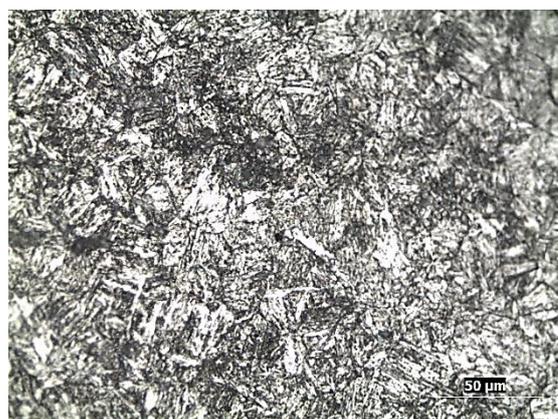
690 °C – 500 horas



690 °C – 500 horas



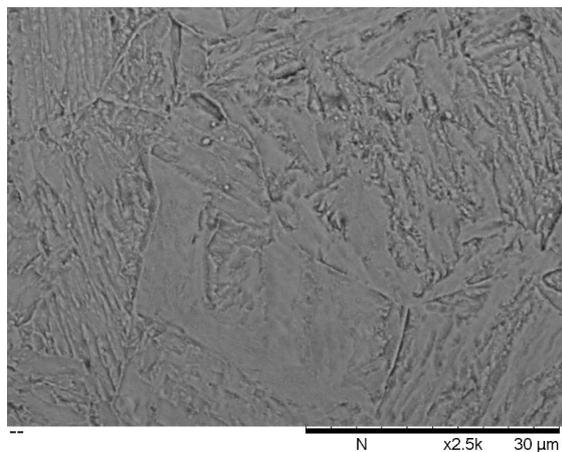
740 °C – 2394 horas



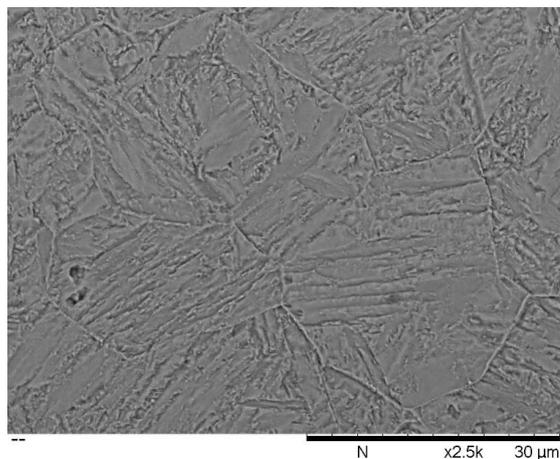
740 °C – 2394 horas

Fonte: AUTOR, 2017.

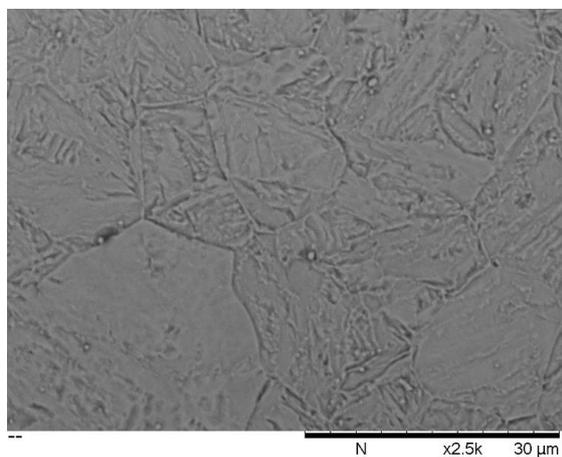
Figura 91 – Microestrutura na região longitudinal dos corpos de prova após ensaios de fluência (160 MPa – 600 °C) revenidos a 660, 690 e 740 °C obtidas por microscopia eletrônica de varredura revelando uma microestrutura martensítica revenida.



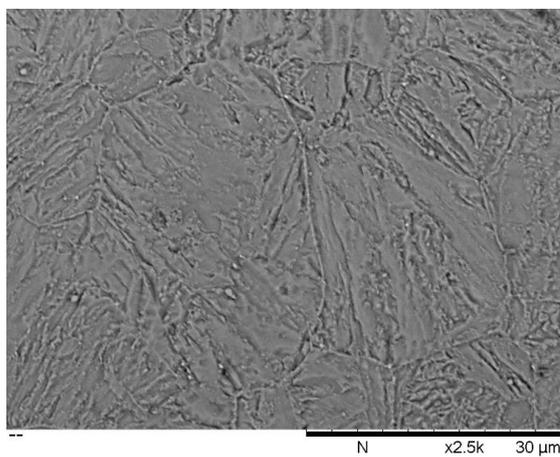
660 °C – 211 horas



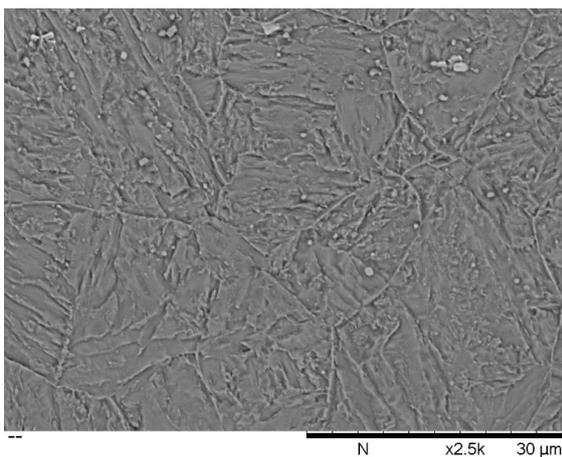
660 °C – 1914 horas



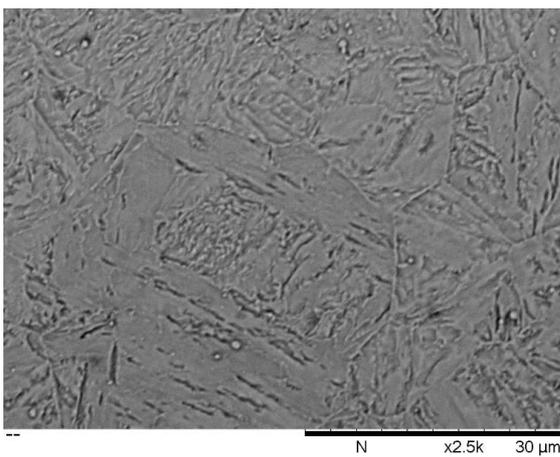
690 °C – 211 horas



690 °C – 2879 horas



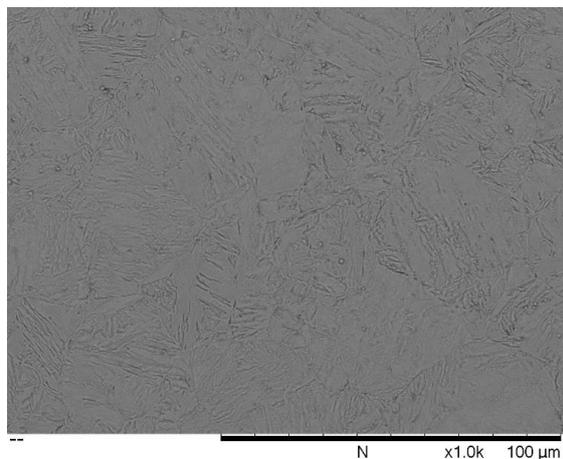
740 °C – 211 horas



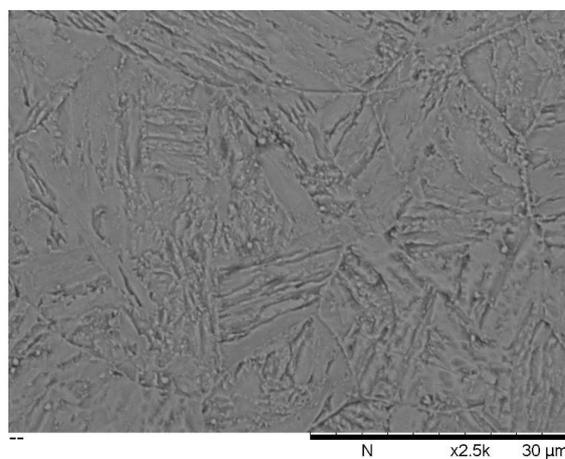
740 °C – 2394 horas

Fonte: AUTOR, 2017.

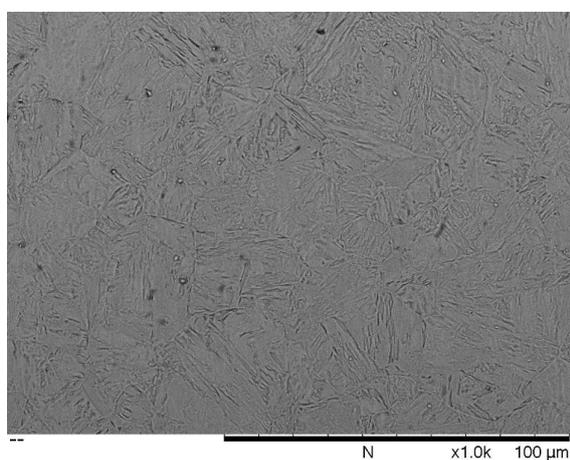
Figura 92 – Microestrutura na região transversal próximo à região de fratura dos corpos de prova após ensaios de fluência (160 MPa – 600 °C) revenidos a 660, 690 e 740 °C obtidas por microscopia eletrônica de varredura revelando uma microestrutura martensítica revenida. Ataque, Bain-Vilella.



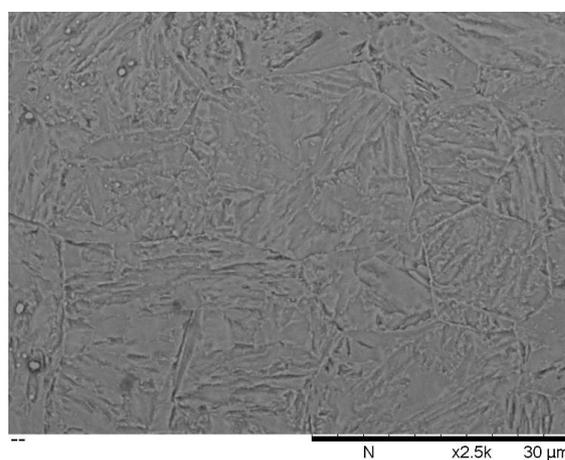
660 °C – 1914 horas



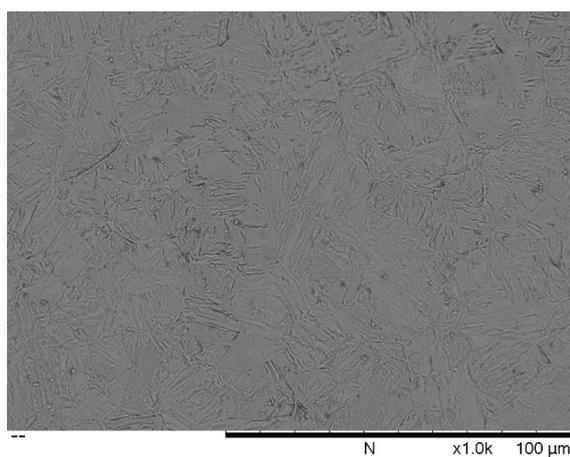
660 °C – 1914 horas



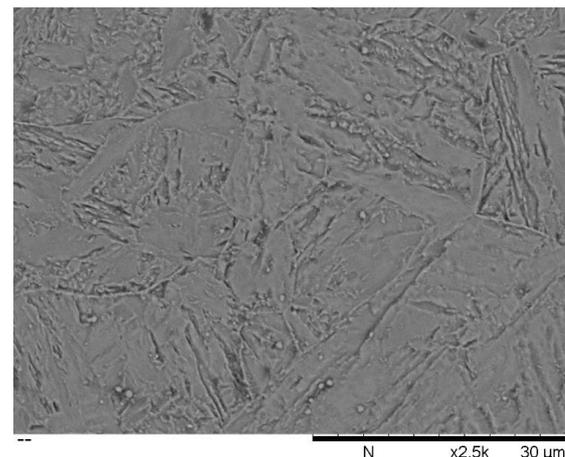
690 °C – 500 horas



690 °C – 500 horas



740 °C – 211 horas



740 °C – 2394 horas

Fonte: AUTOR, 2017.

4.7 Análise do Aço X22CrMoV12-1 Revenido a 690 °C

Em virtude do melhor desempenho nos resultados de tração a quente e fluência ter sido obtidos no aço X22CrMoV12-1 revenido a 690 °C foi realizado uma análise mais aprofundada nesta condição. Ensaio de fluência foram realizados para se avaliar a evolução microestrutural bem como a sua variação de dureza, amostras retiradas dos corpos de prova submetidos a fluência foram utilizadas nas análises eletroquímicas afim de se avaliar a sensitização e corrosão dos aços e relacioná-las com os estágios de fluência.

4.7.1 Ensaio de Fluência

Na Tabela 19 é apresentado os resultados do ensaio de fluência das amostras revenidas a 690 °C, nele são mencionados os valores referentes à taxa mínima de fluência, alongamento, tempos de ensaio interrompidos e finalmente a estricção do corpo de prova após ruptura. A Figura 93 mostra o aspecto da região próximo à fratura podendo-se notar o efeito combinado da temperatura e tensão na deformação plástica do material, o aspecto da região fraturada é do tipo “taça-cone”, característica de materiais com comportamento dúctil. A Figura 94 apresenta as curvas dos ensaios de fluência interrompidos a 1487 e 2011 horas, na curva verde o corpo de prova foi levado até ruptura após 2604 horas de ensaio, nela está bem definido os três estágios de fluência: primário, secundário e terciário.

Tabela 19 – Resultados dos ensaios de fluência interrompidos para o aço revenido 690 °C – Tensão 160 MPa e Temperatura de Ensaio 600 °C.

Amostras	Along. %	Estágio de Fluência	Redução de Área (%)	Taxa Mínima de Fluência (%/h)	Tempo de Ensaio (horas)
19	0,63	Fim Primário	-	0,0002431	1487
20	0,94	Fim Secundário	-	0,0002747	2011
21	9,10	Fim Terciário	70,8	0,0003663	2604

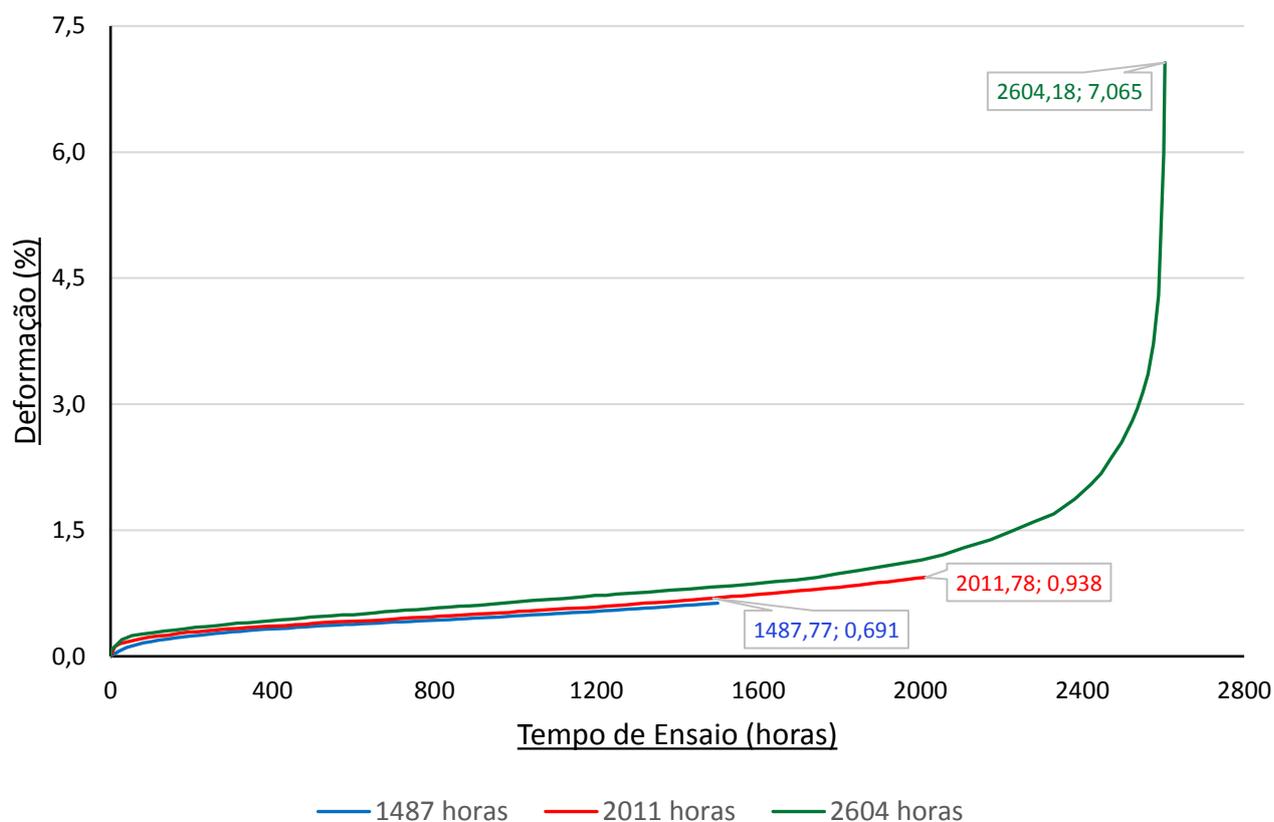
Fonte: AUTOR, 2017.

Figura 93 – Deformação dos corpos de prova após ensaio de fluência evidenciando fratura dúctil do tipo taça cone na região de ruptura da amostra revenida a 690 °C – tempo de ensaio 2604 horas.



Fonte: AUTOR, 2017.

Figura 94 – Curvas de fluência para os aços revenidos a 690 °C – Tensão 160 MPa e Temperatura de Ensaio 600 °C.



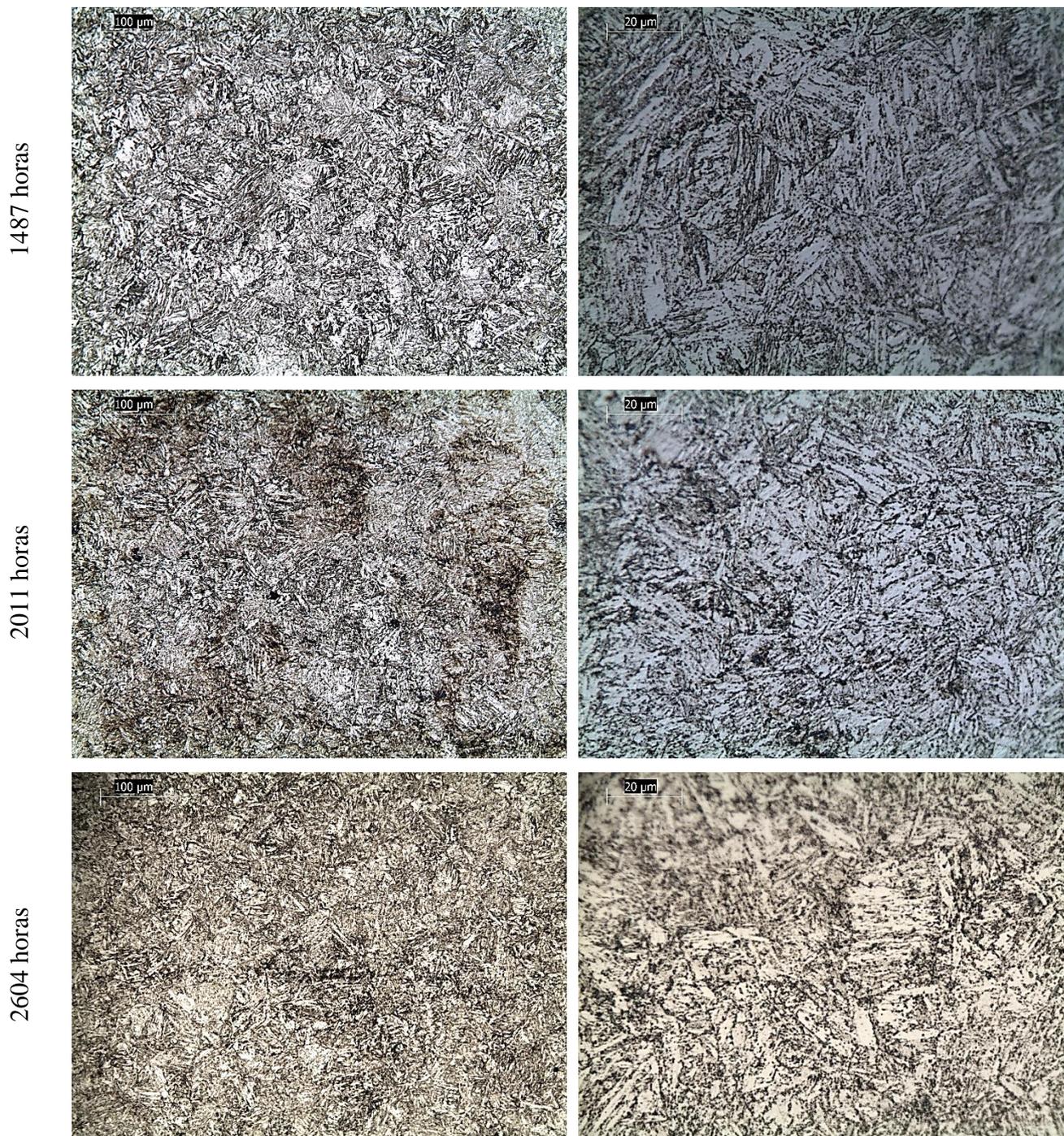
Fonte: AUTOR, 2017.

4.7.2 Caracterização Microestrutural

As análises microestruturais da condição testada estão mostradas nas Figuras 95 e 96 caracterizadas por microscopia óptica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV), estas não revelaram evoluções e ou transformações microestruturais que evidenciassem uma relação entre os

estágios de fluência secundário e terciário, ainda na amostra levada a ruptura não se observou a presença de vazios de fluência.

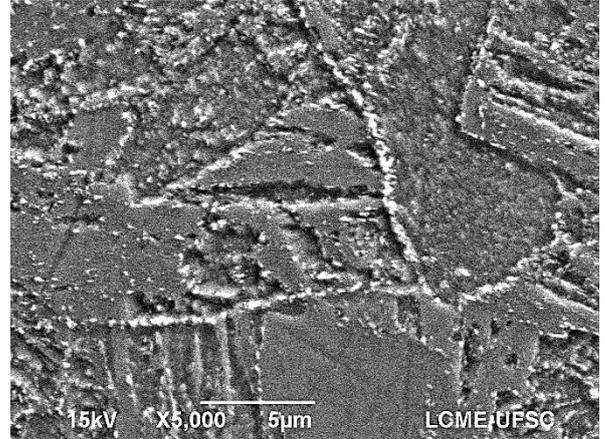
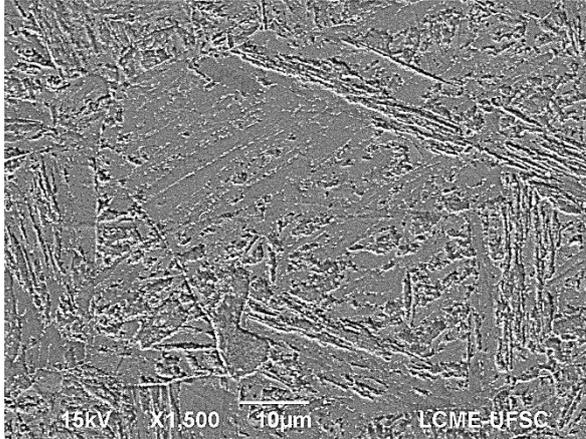
Figura 95 – Microestrutura nas regiões longitudinal e transversal próximo à região de fratura dos corpos de prova após ensaios de fluência (160 MPa – 600 °C) revenido 690 °C obtidas por microscopia óptica. Ampliações de 500 e 1000 X revelando uma microestrutura martensítica revenida. Ataque, Bain-Vilella.



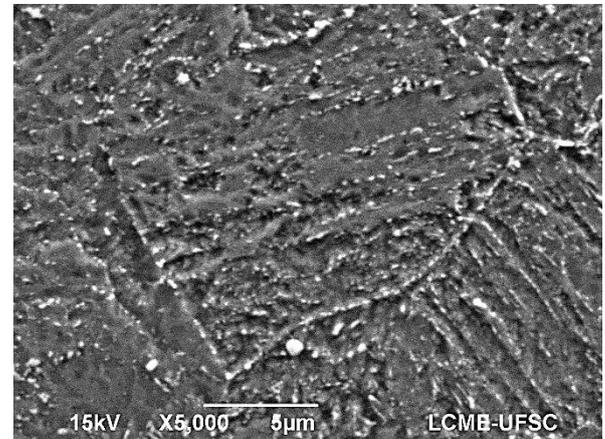
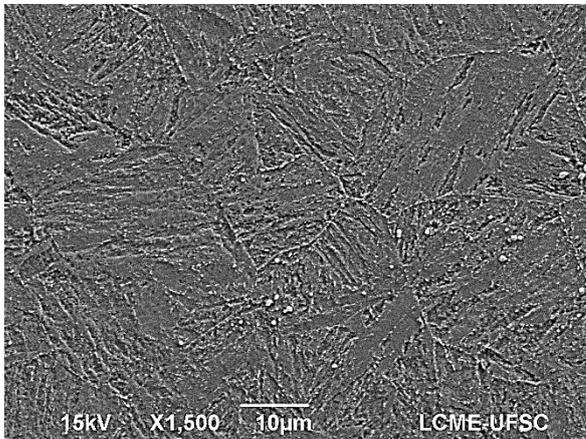
Fonte: AUTOR, 2017

Figura 96 – Microestrutura nas regiões longitudinal e transversal próximo à região de fratura do aço X22CrMoV12-1 revenido a 690 °C após ensaios de fluência (160 MPa – 600 °C) obtidas por microscopia eletrônica de varredura revelando uma microestrutura martensítica revenida. Ampliações de 1500 e 5000 X Ataque, Bain-Vilella.

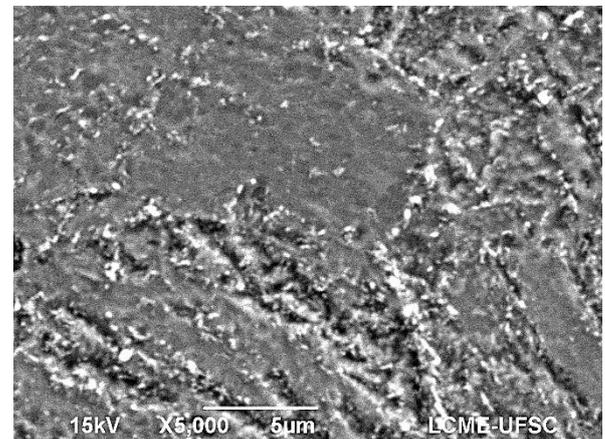
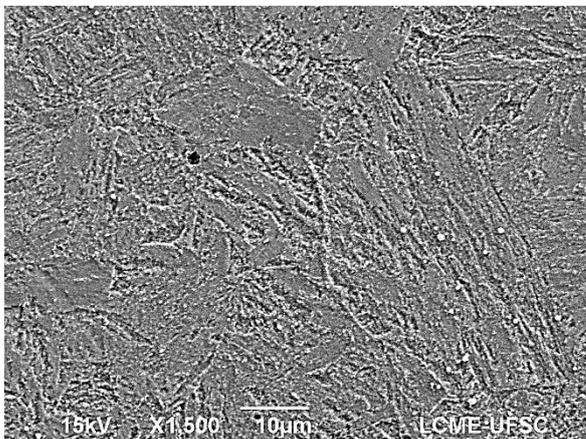
1487 horas



2011 horas



2604 horas



Fonte: AUTOR, 2017

4.7.3 Microscopia Eletrônica de Transmissão

A quantidade de carbonetos presentes na microestrutura de um aço martensítico da série X22 revenido influencia diretamente nas propriedades destes materiais. A alta resistência à fluência destas ligas é devida a uma distribuição fina de carbonetos de alta estabilidade térmica, os tipos de precipitados formados ($M_{23}C_6$, M_7C_3 , M_2X ou MX) dependem da composição química, história térmica durante a fabricação, do tempo e da temperatura aos quais o material é exposto em serviço. Gandy, D. (2006); Zheng-Fei, H e Zhen-Guo, Y (2003) *apud* Alcântara, A.P (2008).

Na Tabela 20 são apresentados os tipos e tamanhos dos precipitados encontrados por microscopia eletrônica de transmissão das amostras do aço X22CrMoV12-1 revenidas a 690 °C em diferentes tempos de ensaio de fluência. Os mesmos tipos de precipitados foram encontrados por outros autores, segundo Wang *et al.* (2013) *apud* Marx, G. (2016) a composição química do aço X20 com 12% de cromo determina quais partículas se formam durante o revenido, os precipitados encontrados nestes aços são os carbonetos do tipo $M_{23}C_6$ e MX .

Segundo Kral, L. *et al.* (2015) em seus estudos sobre a mudança da microestrutura do aço P91, constatou que após revenido a 673 °C ocorreu a formação principalmente carbonetos do tipo M_3C e após revenido a 873 °C a formação de M_7C_3 e $M_{23}C_6$.

O principal precipitado encontrado no aço X22CrMoV12-1 revenido a 690 °C após ensaio de fluência foi o $M_{23}C_6$, este tipo de carboneto precipita preferencialmente em contornos de grão retardando o crescimento de subgrãos, aumentando assim a resistência a fluência, na Figura 97 é mostrado o tamanho médio dos precipitados em função do tempo de ensaio de fluência, nela percebe-se que, as partículas de $M_{23}C_6$ apresentaram crescimento com o aumento do tempo de ensaio. O conhecimento do tamanho desses precipitados é um indicativo do estágio de fluência em que se encontra o material possibilitando estimar o nível de degradação da sua microestrutura.

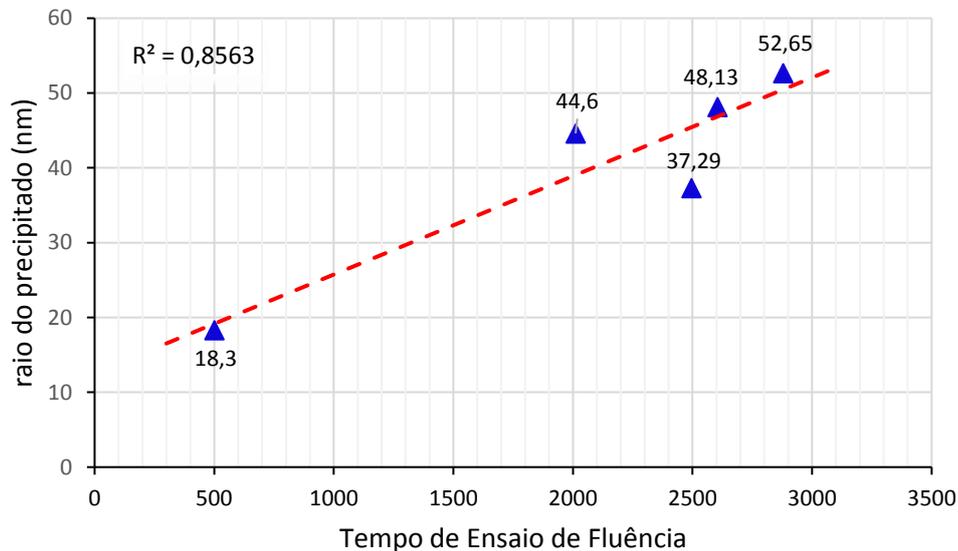
Apesar de numerosos em quantidade, a desvantagem dos precipitados $M_{23}C_6$ é que eles possibilitam maior coalescimento/esferoidização durante a exposição a fluência, foi observado por Panait *et al.* (2010) que o diâmetro médio do $M_{23}C_6$ precipitado em um aço P91 submetido a fluência após 100.000 horas é de aproximadamente 120 nm. Os precipitados $M_{23}C_6$ que têm um tamanho de 100 a 200 nm são eficazes na fixação de contornos de subgrãos (Marx, G. 2016).

Tabela 20 – Medições dos tamanhos das partículas do aço X22CrMoV12-1 revenido a 690 °C obtidos via microscopia eletrônica de transmissão.

Amostras	Tempo de Ensaio (Horas)	Fases Identificadas	Raio Partícula (nm)	Desvio
11	500	$M_{23}C_6$	18,3	5,3
20	2011	$M_{23}C_6$	44,6	5,13
6	2497	$M_{23}C_6$	37,29	8,61
21	2604	$M_{23}C_6$	48,13	13,87
		M_3C	32,52	6,98
15	2879	$M_{23}C_6$	52,65	8,68
		M_7C_3	5,2	1,86

Fonte: AUTOR, 2017.

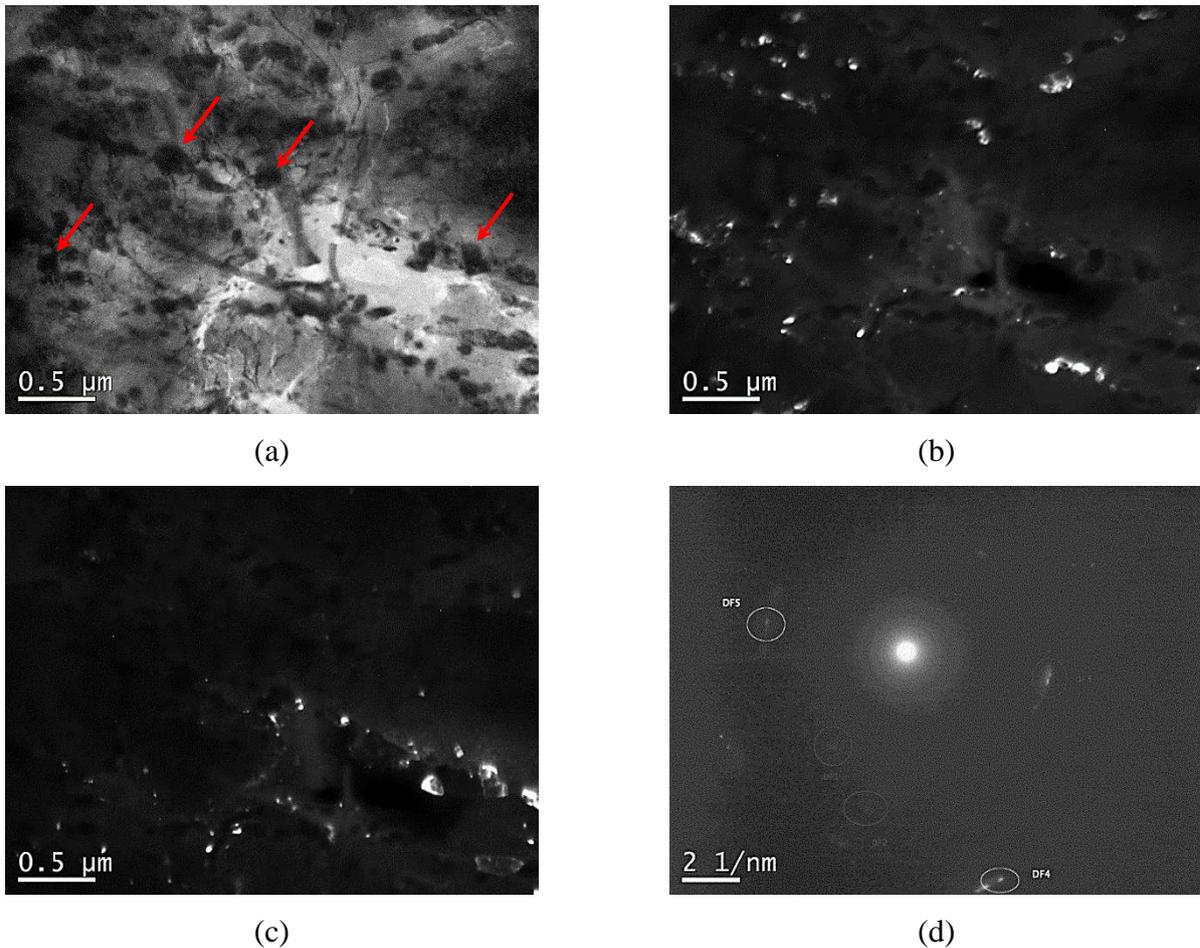
Figura 97 – Variação do raio das partículas de precipitados $M_{23}C_6$ em relação ao tempo de ensaio de fluência.



Fonte: AUTOR, 2017.

A Figura 98 apresenta imagens captadas por microscopia eletrônica de transmissão da amostra do aço X22CrMoV-12.1 revenido a 690 °C após ensaio de fluência por um tempo de 500 horas, nas imagens são mostrados com setas vermelhas em (a) os precipitados do tipo $M_{23}C_6$ com um raio da partícula em torno de 18,3 nm \pm 5,3 nm localizado nos contornos das ripas de martensita. Nas demais Figuras 101 (b) a (c) são mostrados os campos escuros indicando a presença do precipitado $M_{23}C_6$. Na Figura 101 (d) é apresentado o padrão de difrações da área selecionada da região nas imagens de campo escuro, as reflexões (111) e (220) são reflexões de precipitados $M_{23}C_6$.

Figura 98 – Microscopia eletrônica de transmissão do aço X22CrMoV12-1 revenido a 690 °C após 500 horas do ensaio de fluência. (a) – campo claro, (b e c) – campo escuro, (d) precipitados do tipo $M_{23}C_6$ dos campos escuros indicando as reflexões dos planos cristalográficos (111) e (220).

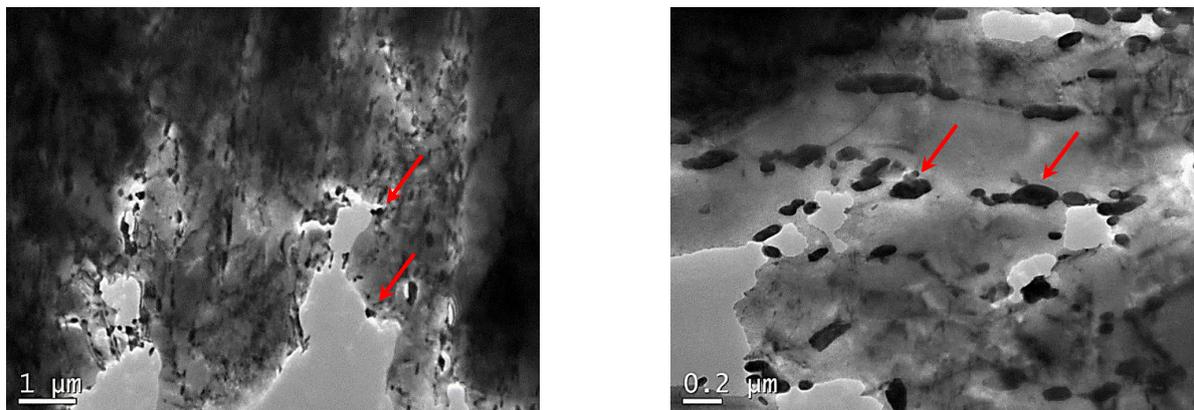


Fonte: AUTOR, 2017.

Na Figura 99 (a) é mostrado um campo claro da amostra revenida a 690 °C submetida ao ensaio de fluência durante 2011 horas, nesta condição foram identificados precipitados do tipo $M_{23}C_6$ indicado pelas setas vermelhas localizados nos contornos das ripas de martensita, na análise do tamanho dos carbonetos ($44,6 \text{ nm} \pm 5,13$) foi observado que esses tiveram um aumento dos seus raios em relação ao ensaio realizado a 500 horas. A Figura 99 (b) apresenta uma imagem desta amostra com um aumento maior, evidenciando a precipitação de carbonetos.

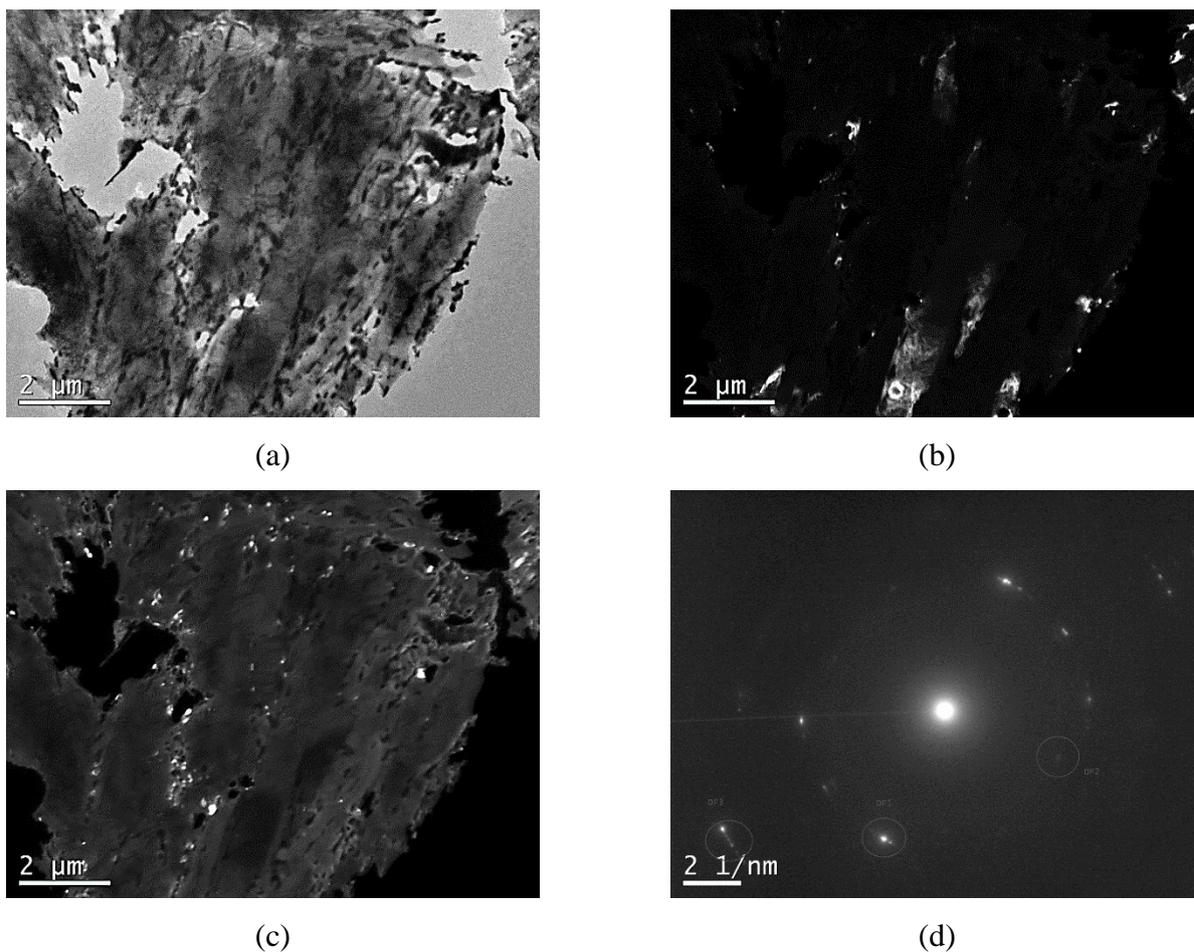
O campo claro da microestrutura do aço X22CrMoV12-1 revenido a 690 °C submetido ao após 2497 horas é mostrada na Figura 100 (a). Na Figura 103 (b) e (c) são mostrados os campos escuros evidenciando a presença de precipitados do tipo $M_{23}C_6$. A Figura 100 (d) apresenta o padrão de difração de área selecionada das imagens de campo escuro. Através da indexação é possível afirmar que as reflexões (115) e (420) são referentes aos precipitados $M_{23}C_6$.

Figura 99 – Campo claro da amostra revenida a 690 °C, após ensaio de fluência em um tempo de 2011 horas, são indicados com setas vermelhas as partículas de $M_{23}C_6$ nos contornos das ripas de martensita obtidas por microscopia eletrônica de transmissão.



Fonte: AUTOR, 2017.

Figura 100 – Microscopia eletrônica de transmissão do aço X22CrMoV12-1 revenido a 690 °C com 2497 horas após ensaio de fluência. (a) campo claro, (b) e (c) campos escuros, (d) precipitados do tipo $M_{23}C_6$ dos campos escuros indicando as reflexões dos planos cristalográficos (115) e (420).

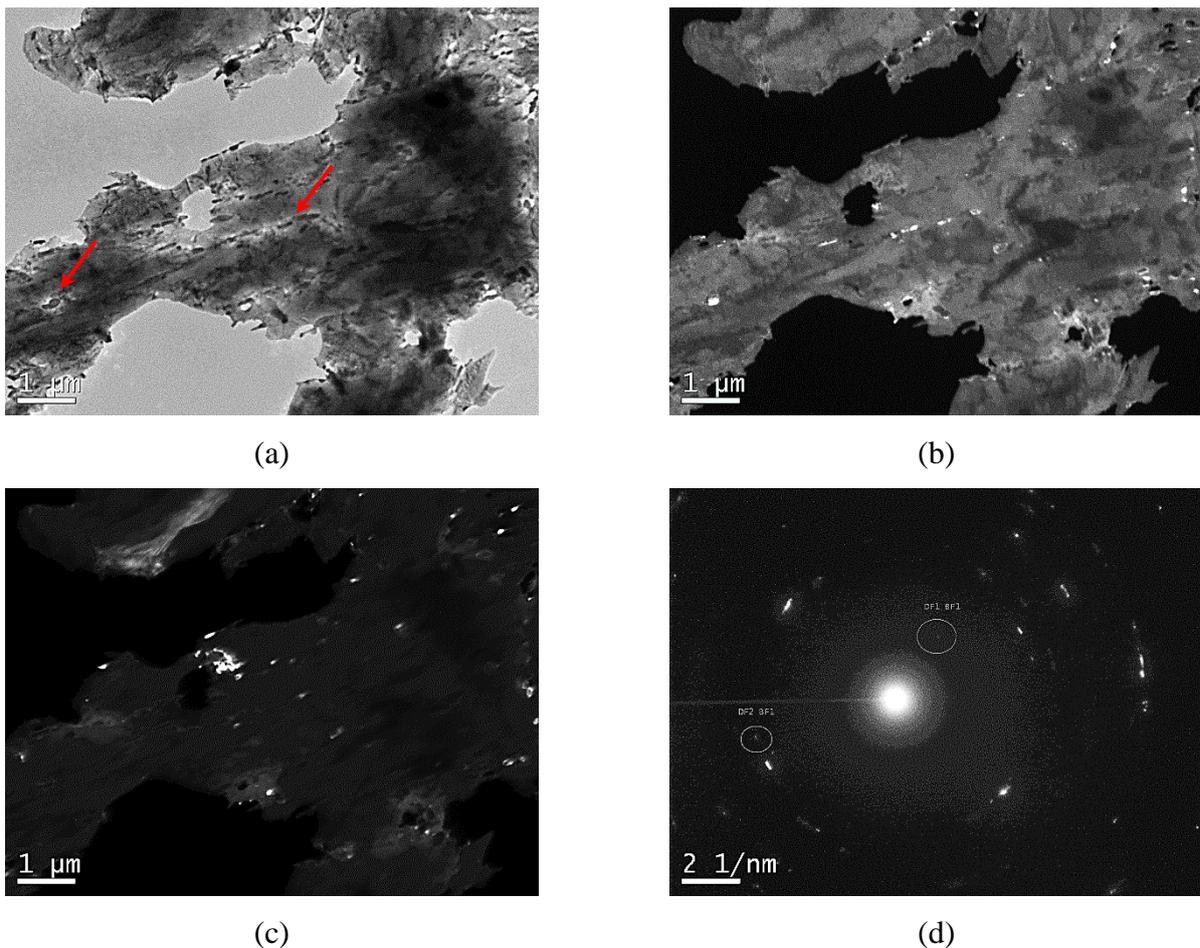


Fonte: AUTOR, 2017.

Na Figura 101 (a) é mostrado o campo claro da amostra revenida a 690 °C submetido ao ensaio de fluência após 2604 horas, nesta, pode-se observar os precipitados do tipo $M_{23}C_6$ indicados pelas setas vermelhas, nas Figuras 101 (b) e (c) os campos escuros evidenciam presença dos precipitados. Na Figura 104 (d) é apresentado um padrão de difração das áreas selecionadas nos campos escuros, através das indexações é possível indicar que as reflexões (110) e (121) são reflexões dos precipitados $M_{23}C_6$.

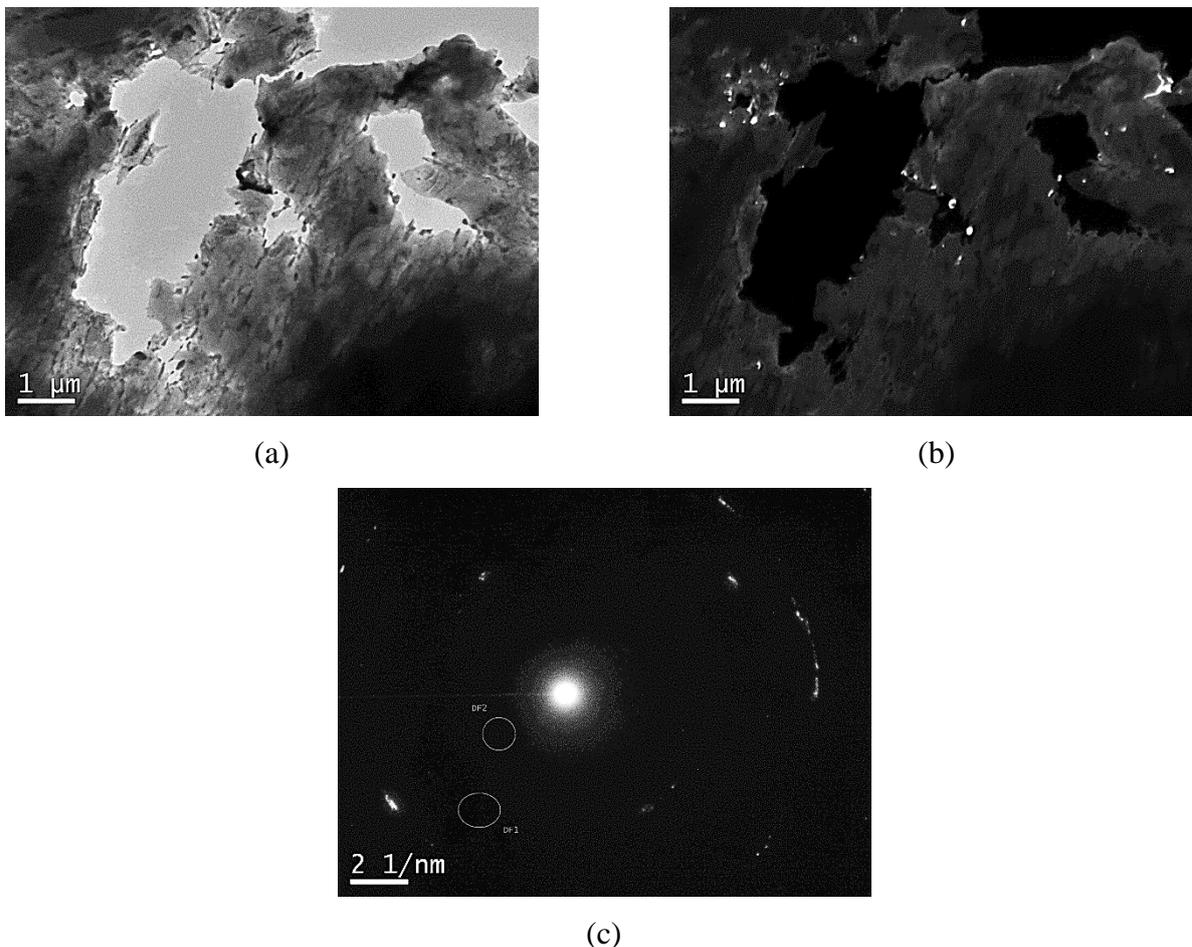
Ainda com 2604 horas foi encontrado precipitado do tipo M_3C , segundo as literaturas a presença do precipitado do tipo M_3C é resultado da decomposição do precipitado $M_{23}C_6$ causando a perda da resistência da fluência do aço X22CrMoV120-1. A Figura 105 (a) mostra o campo claro, (b) campos escuro evidenciando a presença de precipitados M_3C . A Figura 102 (c) apresenta o padrão de difração de área selecionada das imagens de campo escuro. Através da indexação é possível afirmar que as reflexões (202) reflexão dos precipitado M_3C .

Figura 101 – Microscopia eletrônica de transmissão do aço X22CrMoV12-1 revenido a 690 °C com 2604 horas após ensaio de fluência. (a) campo claro, (b) e (c) campos escuros, (d) precipitados do tipo $M_{23}C_6$ dos campos escuros indicando as reflexões dos planos cristalográficos (110) e (121).



Fonte: AUTOR, 2017.

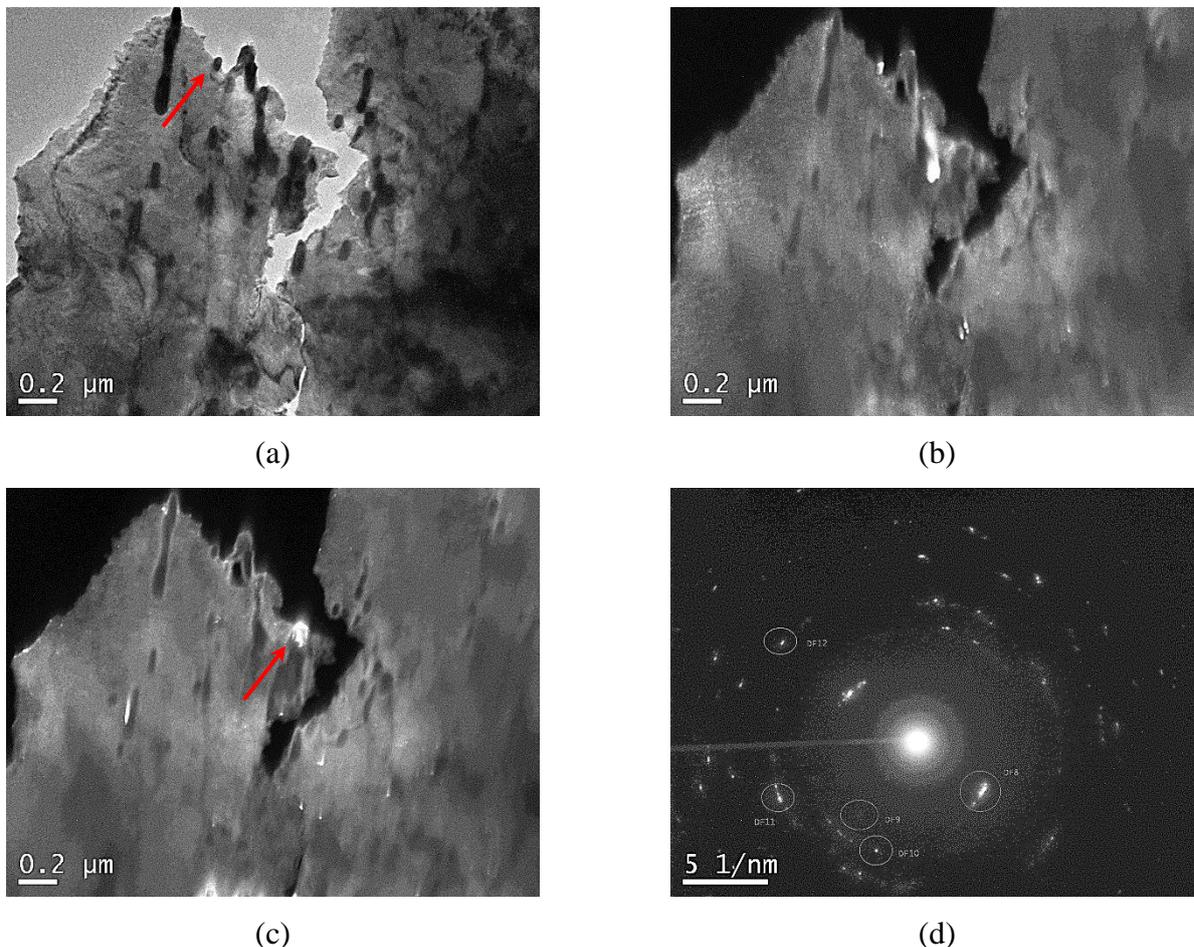
Figura 102 – Microscopia eletrônica de transmissão do aço X22CrMoV12-1 revenido a 690 °C com 2604 horas após ensaio de fluência. (a) campo claro, (b) campo escuro, (c) precipitados do tipo M_3C do campo escuro indicando a reflexão do plano cristalográfico (202).



Fonte: AUTOR, 2017.

A Figura 103 mostra a microestrutura do aço X22CrMoV-12.1 revenido a 690 °C após ensaio de fluência por um tempo de 2879 horas, na imagem são mostrados com setas vermelhas em (a) os precipitados do tipo M_7C_3 localizado nos contornos das ripas de martensita. Nas demais Figuras 103 (b) a (c) são mostrados os campos escuros indicando a presença do precipitado. Na Figura 103 (d) é apresentado o padrão de difrações da área selecionada da região nas imagens de campo escuro. Através da indexação, é possível indicar que as reflexões (116) e (136) são reflexões de precipitados M_7C_3 .

Figura 103 – Micrografia microscopia eletrônica de transmissão do aço X22CrMoV12-1 revenido a 690 °C com 2879 horas após ensaio de fluência. (a) campo claro, (b) e (c) campo escuro (d) precipitados do tipo M_7C_3 dos campos escuros indicando as reflexões dos planos cristalográficos (116) e (136).



Fonte: AUTOR, 2017.

4.7.4 Ensaios Eletroquímicos

As curvas do ensaio de reativação potenciométrica para as amostras somente temperadas e do aço X22CrMoV12-1 revenido a 690 °C após ensaios de fluência estão mostrados nas Figuras 104 a 107. Todas as condições submetidas aos ensaios de fluência apresentaram comportamento semelhante no sentido anódico da curva, obtendo-se valores bem aproximados para a densidade de máxima corrente (I_A) e o mesmo comportamento após inversão do sentido da curva na reativação os valores da máxima densidade corrente (I_R) muito próximos.

A partir dessas curvas, foram obtidos valores médios dos quocientes entre os dois máximos de densidade de corrente (I_R/I_A), os quais são apresentados na Tabela 21. Na condição somente temperada

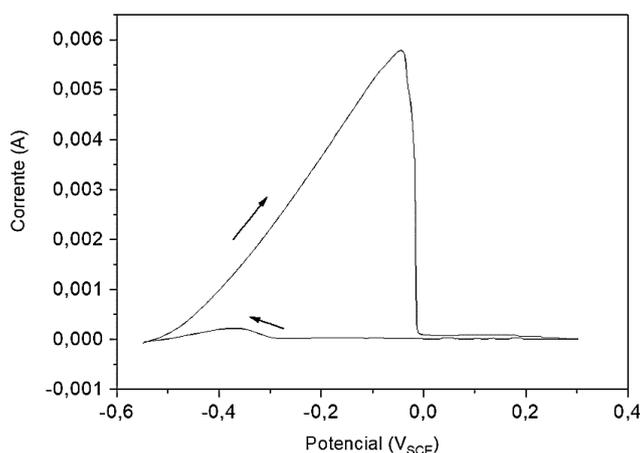
o valor do grau de sensitização foi inferior às demais condições testadas, o aumento do grau de sensitização e por consequência uma perda na resistência a corrosão após ensaio de fluência.

Segundo Barbosa (2015) o grau de sensitização de um aço pode ser obtido a partir dos ensaios de DL-EPR, dessa forma, o método utilizado nesta pesquisa avalia a suscetibilidade à corrosão localizada, geralmente devido ao empobrecimento de cromo em regiões vizinhas a precipitados ricos neste elemento após o ensaio de fluência. No gráfico da Figura 111 é evidenciado que as amostras submetidas ao ensaio de fluência apresentam maior grau de sensitização quando comparado à condição somente temperada, a amostra no estado temperado apresenta um grau de sensitização menor 10 vezes que aquela submetida ao ensaio de fluência a 2879 horas.

Em seus estudos sobre a sensitização em aços supermartensíticos temperados Tavares *et al.* (2015) encontrou valores do grau de sensitização muito próximos aos encontrados nos aços X22CrMoV12-1 submetidos ao ensaio de fluência estudados nesta pesquisa.

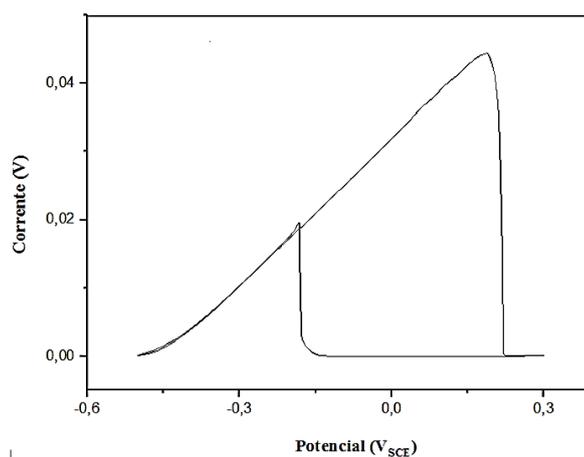
A determinação do grau de sensitização pode ser um bom parâmetro para se estimar a degradação das propriedades mecânicas do aço X22CrMoV12-1 submetido a fluência, sua execução é simples e o seu custo relativamente baixo quando comparados com as técnicas por microscopia eletrônica de transmissão além de ser mais eficiente que as análises microestruturais por microscopia óptica e de varredura.

Figura 104 – Curva de reativação DL-EPR do aço X22CrMoV12-1 revenido a 690 °C somente no estado temperado.



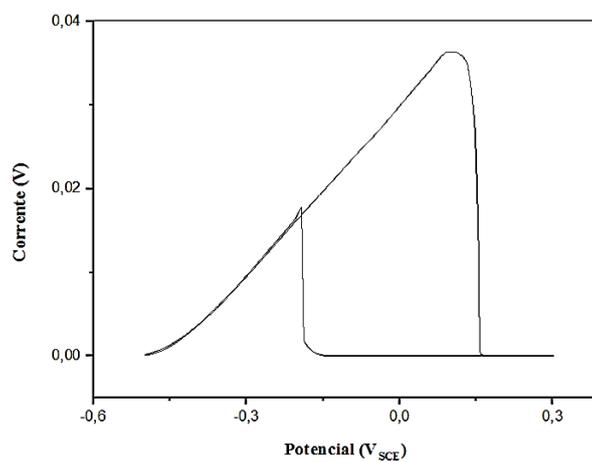
Fonte: AUTOR, 2017.

Figura 105 – Curva de reativação DL-EPR do aço X22CrMoV12-1 revenido a 690 °C após 1508 horas ensaio de fluência.



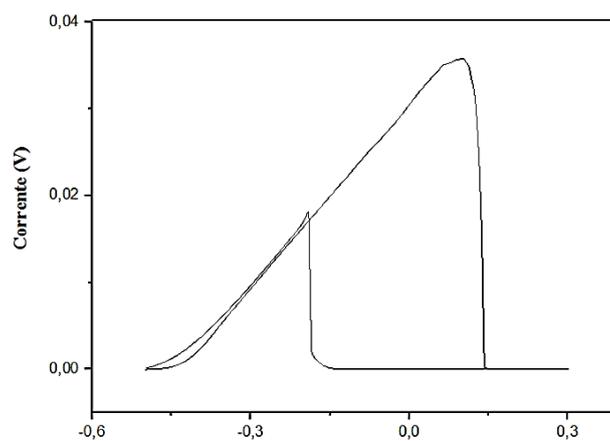
Fonte: AUTOR, 2017.

Figura 106 – Curva de reativação DL-EPR do aço X22CrMoV12-1 revenido a 690 °C 2011 horas ensaio de fluência.



Fonte: AUTOR, 2017.

Figura 107 – Curva de reativação DL-EPR do aço X22CrMoV12-1 revenido a 690 °C 2879 horas ensaio de fluência.



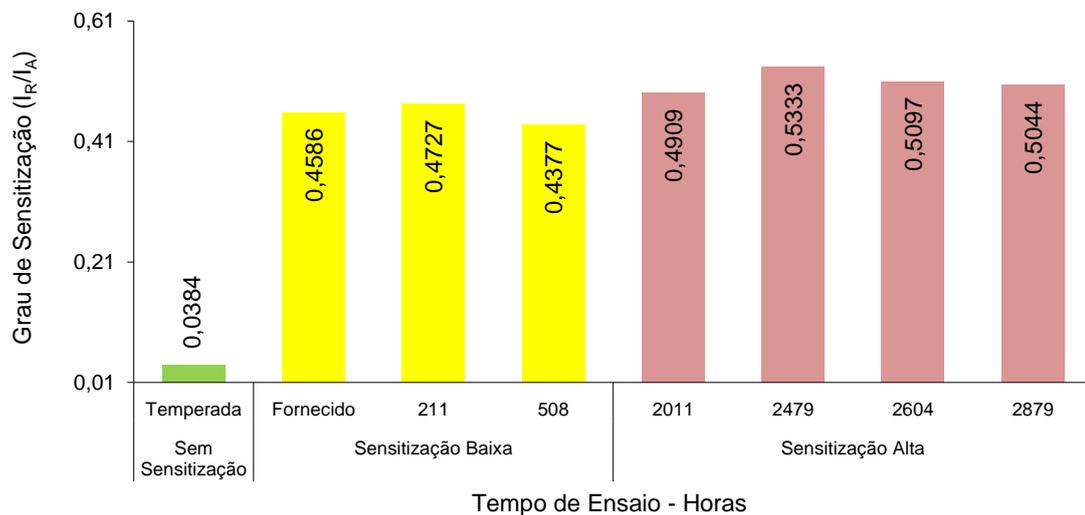
Fonte: AUTOR, 2017.

Tabela 21 – Grau de sensitização do aço X22CrMoV12-1 após ensaio de fluência.

Condição da Amostra	Ensaio de Fluência	Tempo de Ensaio	Grau de Sensitização (I_R/I_A)
Somente Temperada	-	-	0,0384
Como Fornecido	-	-	0,4586
Revenido a 690 °C	160 MPa – 600 °C	211	0,4727
		508	0,4377
		2011	0,4904
		2497	0,5333
		2604	0,5097
		2879	0,5044

FONTE: AUTOR, 2017.

Figura 108 – Grau de sensitização das amostras do aço X22CrMoV12-1 revenido a 690 °C submetidas a diversos tempos sob fluência.



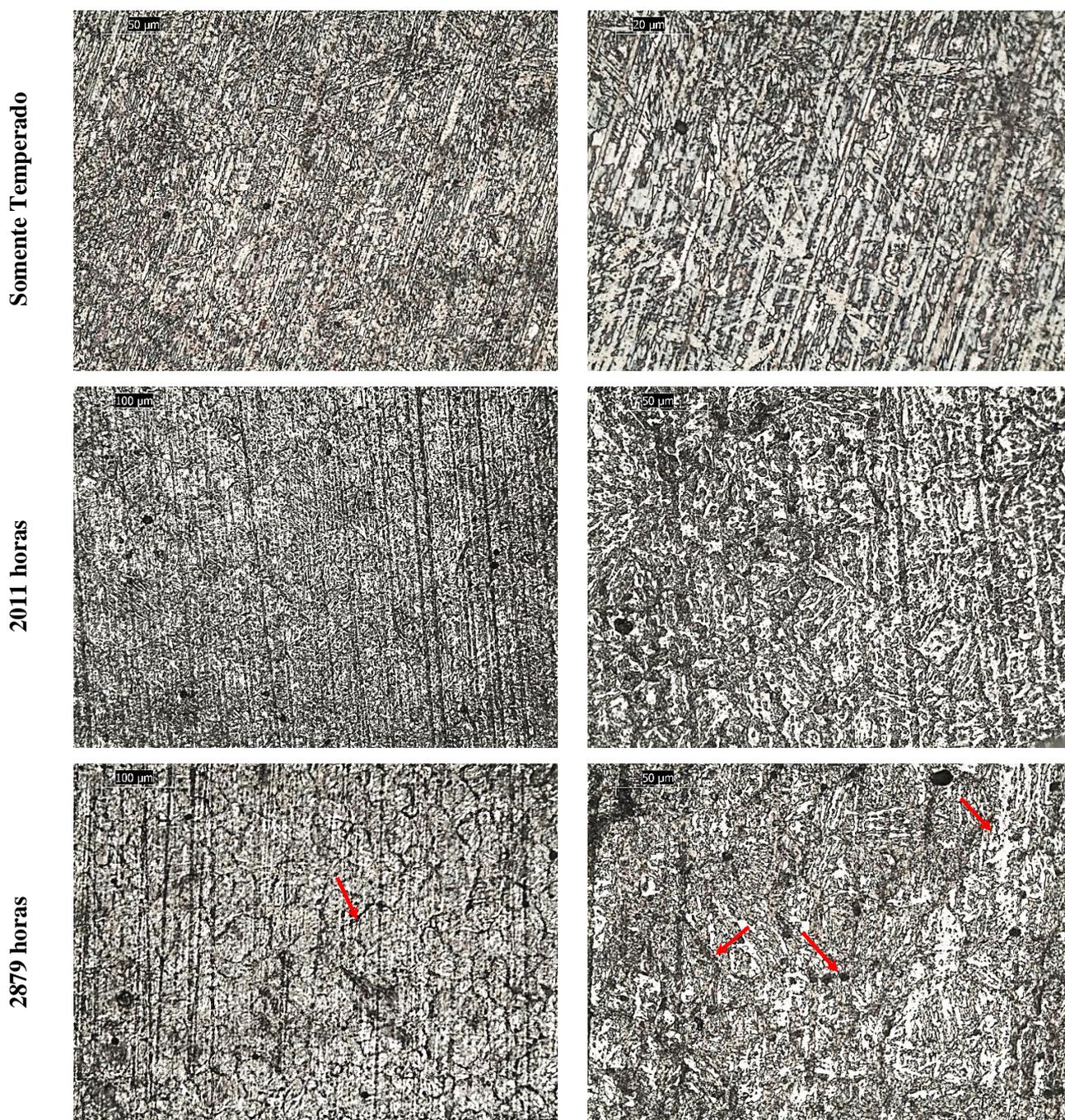
Fonte: AUTOR, 2017.

Após o ensaio de DL-EPR as amostras foram levemente polidas para se verificar se houve corrosão localizada das condições estudadas, as imagens mostradas na Figura 109 apresentam microestrutura típica de um aço inoxidável martensítico composta por martensita revenida, características desse tipo de aços nos estados temperado e revenido mostrando suas ripas. As microestruturas das condições: como temperada (a) e aquela submetida ao ensaio de fluência por 2011 horas (b) não apresentaram nenhuma evidência da precipitação de carbonetos.

A imagem da Figura 109 (c) após com 2879 horas de ensaio de fluência, entretanto apresenta uma microestrutura diferente das demais com uma indicação de corrosão intergranular promovida pelo ataque da microestrutura produzida pelo ensaio eletroquímico, não houve a ocorrência de grãos totalmente envolvidos por precipitados – seta vermelha.

Desta forma, o aço X22CrMoV12-1 revenido a 690 °C após ensaio de fluência a 2879 horas teve uma maior sensitização, podendo comprometer o seu desempenho pelo ponto de vista de resistência a corrosão. Apesar de ser evidente a sensitização do aço sob regime de fluência esta análise não foi balizada por norma científica.

Figura 109 – Microestrutura do aço X22CrMoV12-1 revenido a 690 °C submetido a fluência após ensaio eletroquímico. (a) condição temperada (b) após 2011 horas de ensaio (c) após 2879 horas de ensaio. Ampliações 500 e 1000X.



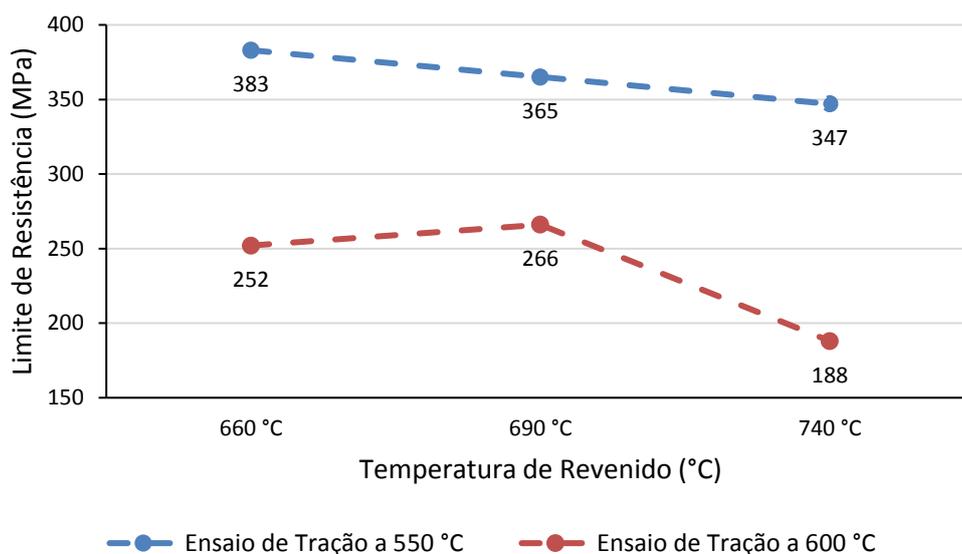
Fonte: AUTOR, 2017.

4.8 Correlação Entre Tração a Quente e Fluência.

Os valores das tensões máximas obtidas durante ensaios de tração a quente em 500 e 600 °C das condições estudadas são mostrados no gráfico da Figura 110, quando analisado a influência da temperatura de teste, nota-se que, na temperatura de 600 °C houve uma redução dos limites de resistência. A condição revenida a 690 °C apresentou a menor redução do seu limite de resistência quando comparado com as temperaturas de teste (27%), nas condições revenidas a 660 e 740 °C houve redução de 34 e 46% respectivamente. ANOVA.

No gráfico da Figura 111 é comparado o desempenho dos tempos de ruptura dos ensaios de tração a quente em função da temperatura, novamente a condição revenida a 690 °C apresentou desempenho superior em relação às outras condições testadas nas duas temperaturas de tração utilizadas.

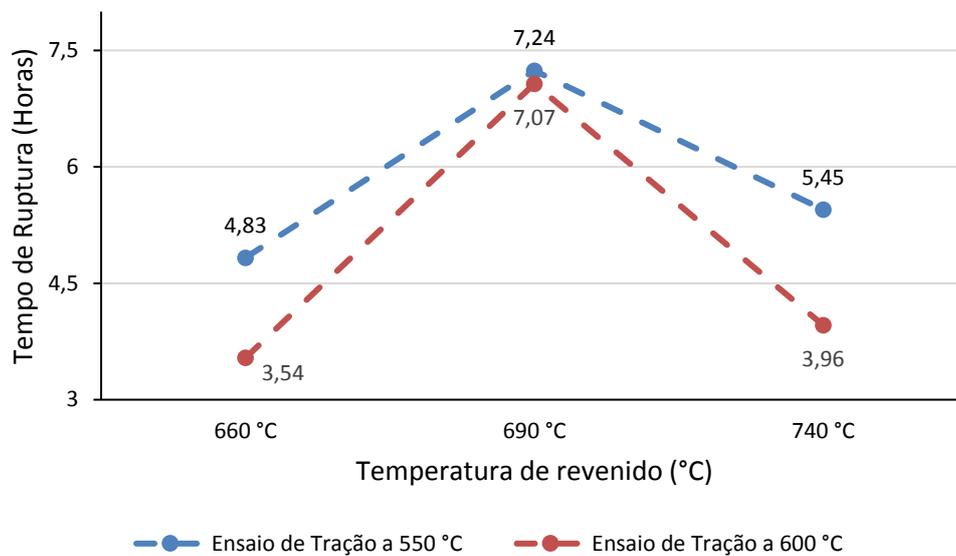
Figura 110 – Ensaio de tração a quente a 550 e 600 °C a uma taxa de deformação de 0,005 mm/min. das condições de revenido testadas.



Fonte: AUTOR, 2017.

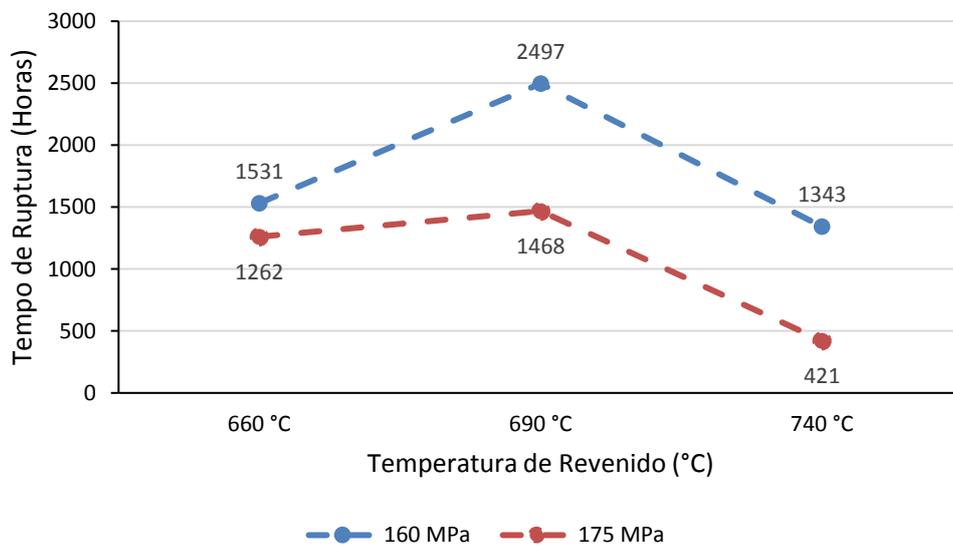
No gráfico da Figura 112 é mostrado o tempo de ruptura das condições testadas variando-se a tensão no ensaio de fluência, a amostra revenida a 690 °C testada a 160 MPa, teve um desempenho superior em torno de 63% e 86% em relação às amostras revenidas a 660 e 740 °C respectivamente. De acordo com os resultados dos ensaios de fluência e os resultados de tração podemos afirmar que existe uma correlação entre os seus resultados qualitativamente.

Figura 111 – Tempo de ruptura dos ensaios de tração a quente a 550 e 600 °C a uma taxa de deformação de 0,005 mm/min. das condições de revenido testadas.



Fonte: AUTOR, 2017.

Figura 112 – Tempo de ruptura dos ensaios de fluência a 600 °C com tensões de 160 e 175 MPa das condições de revenido testadas.



Fonte: AUTOR, 2017.

5 CONCLUSÕES

Os resultados das medições de dureza e das propriedades mecânicas determinadas nos ensaios de tração a frio, mostraram que o aumento da temperatura de revenido reduziu a dureza e os limites de escoamento e resistência com o aumento do alongamento. A redução da resistência mecânica pode ser atribuída à maior transformação microestrutural da martensita, maiores temperaturas de revenido têm como objetivo devolver ao material sua ductilidade após tratamento de têmpera.

A caracterização por microscopia óptica e eletrônica de varredura do aço X22CrMoV12-1 nas temperaturas de revenido estudadas, não evidenciou nítidas modificações microestruturais entre elas. Na condição revenida a 740 °C percebeu-se uma leve esferoidização das ripas de martensita em relação às outras temperaturas de revenido testadas.

Nos ensaios de tração a quente as maiores temperaturas de teste reduziram os limites de escoamento e resistência, resultado do aumento da taxa de difusão atômica. Em relação à velocidade de deformação durante os ensaios, observou-se que, maiores velocidades de tração aumentam os limites de escoamento e resistência causados pela deformação introduzida nos corpos de prova, desta forma, quando há um aumento da velocidade de deformação o metal encrua mais rapidamente e tende a aumentar sua capacidade de suportar maiores tensões.

Nas análises microestruturais das várias condições testadas após ensaio de tração a quente não se observaram diferenças microestruturais significativas, o tempo (horas de ensaio) em que foram realizados os testes não foi suficiente para promover visíveis transformações na microestrutura. Nas análises por microscopia eletrônica de transmissão foram identificados carbonetos $M_{23}C_6$ localizados ao longo das ripas de martensita.

Quando comparado com as demais temperaturas testadas, o aço X22CrMoV12-1 revenido a 660 °C apresentou superioridade dos seus limites de escoamento e resistência obtido nos ensaios de tração a quente. Há uma tendência de redução dos limites de escoamento e resistência com o aumento da temperatura de revenido. Porém, quando avaliado o tempo de ruptura dos ensaios de tração a quente, a condição revenida a 690 °C apresentou desempenho superior em relação às demais condições testadas.

A partir dos resultados de tração a quente foi elaborado um gráfico relacionando o limite de resistência do aço X22CrMoV12-1 e o seu parâmetro de Larson-Miller (PLM) segundo a equação: $LOG LR = -4,82 \times 10^{-9} PLM^2 + 10^{-4} PLM + 1,55$. Através da utilização conjunta do gráfico e da

equação do $PLM = T(C + LOG_{tR})$ pode-se estimar aproximadamente o tempo de ruptura deste aço sob regime de fluência.

O aço X22CrMoV12-1 revenido a 660 °C exibiu a maior resistência mecânica quando se considera condições de elevadas tensões e menores parâmetros de Larson-Miller entre as temperaturas testadas. Entretanto, se forem consideradas tensões menores e parâmetro de Larson-Miller maiores, ou seja, as condições reais de operação das palhetas de turbinas a vapor, o melhor desempenho é da condição revenida a 690 °C.

A condição revenida a 690 °C quando comparada com as outras temperaturas de revenido utilizadas, foi a que apresentou maior resistência fluência. Nesta condição foram obtidos respectivamente, menores taxas de fluência e maiores tempos até que houvessem ruptura. Nesta condição, ainda foi encontrado a menor redução de dureza próximo a região da fratura do corpo de prova após ensaio de fluência. Todas as amostras testadas e submetidas ao ensaio de fluência até a sua ruptura apresentaram os três estágios: primário, secundário e terciária, fato comprovado pelas suas curvas. Não foram detectados vazios de fluências entre as amostras testadas.

Análises por microscopia óptica e eletrônica de varredura das amostras revenidas a 690 °C submetidas a fluência não apresentaram claras diferenças microestruturais que evidenciassem transformação da microestrutura entre os estágios de fluência estudados. A microscopia eletrônica de transmissão detectou carbonetos: $M_{23}C_6$, M_3C e M_7C_3 . Os precipitados $M_{23}C_6$ coalesceram com o aumento do tempo de ensaio de fluência.

O resultado dos ensaios eletroquímicos DL-EPR evidenciou uma tendência de aumento do grau de sensitização nas amostras submetidas a maiores tempos sob fluência. Os resultados dos ensaios eletroquímicos das amostras temperadas e revenidas a 690 °C foram divididos em três categorias de acordo com o grau de sensitização: sem sensitização, baixa sensitização e alta sensitização. Após ensaios eletroquímicos, os corpos de prova analisados por microscopia óptica revelaram, mesmo que discretamente, uma maior sensitização das condições submetidas em maiores tempos sob fluência. Quando analisados em conjunto o ensaio eletroquímico DL-EPR e a análise por microscopia óptica confirma-se que, aços submetidos a maiores tempos sob fluência apresentam maior suscetibilidade a corrosão intergranular.

Comparando-se os resultados dos ensaios de fluência e tração a quente, observa-se uma correlação entre os valores obtidos. Nos ensaios de tração a quente, a condição revenida a 690 °C obteve o melhor desempenho quando avaliado o tempo de ruptura final e o maior valor do parâmetro de Larson-Miller encontrados. Nos ensaios de fluência, o melhor desempenho da condição revenida a 690 °C

justificou-se em função das: menores taxas de fluência e ao maior tempo de ruptura final dos corpos de prova.

Apesar de apresentar a maior dureza e os limites de escoamento e resistência no ensaio de tração a frio, o aço X22CrMoV12-1 revenido a 660 °C apresentou resistência a quente inferior quando comparado com a condição revenida a 690 °C.

Em função dos resultados encontrados nesta pesquisa, entende-se que seja possível a estimativa da vida residual das palhetas de turbinas a vapor desde que se conheça o histórico operacional da unidade geradora: horas de operação, número de partidas a frio e a quente, além das informações acerca dos seus valores históricos de temperatura e vibração. Em uma primeira etapa pode-se avaliar a vida residual consumida para o aço X22CrMoV12-1 através do seu parâmetro de Larson-Miller. Para uma estimativa mais precisa, é necessária a remoção de uma palheta da região mais quente do rotor e nela realizar análises da microestrutura por microscopia eletrônica de transmissão e ensaio eletroquímico de DL-EPR.

As medições de dureza e as análises da microestrutura utilizando-se microscopia óptica e eletrônica de varredura não são suficientes para se estimar a vida residual das palhetas de turbinas a vapor submetidas a fluência, nesta pesquisa não foram observadas sensíveis modificações da microestrutura e dos valores de dureza entre os estágios de fluência analisados que permitam uma estimativa segura da vida residual destes componentes através destas técnicas.

Finalmente, para atender o propósito desta Tese de Doutorado pode-se afirmar que a análise conjunta das condições operacionais da turbina associadas com a microscopia eletrônica de transmissão e o ensaio eletroquímico DL-EPR são apropriados para se estimar a vida residual das palhetas de turbina a vapor fabricadas em aço inoxidável X22CrMoV12-1 endurecível por precipitação. Para se manter confiabilidade operacional dos rotores de turbina a vapor o tamanho do precipitado $M_{23}C_6$ não deve exceder em 30 nm de seu diâmetro e o grau de sensitização não ultrapassar a faixa de 0,45.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Visando aumentar a confiabilidade na análise do nível de degradação do aço X22CrMoV12-1 e a quantidade de informações acerca da evolução microestrutural deste material submetido à fluência, recomenda-se que sejam realizados estudos e testes complementares com o objetivo de se criar um banco de dados, sugere-se a pesquisa dos seguintes assuntos:

- a. Aumentar o número de testes dos ensaios de tração a quente variando-se mais temperaturas e velocidades de tração com o objetivo de melhorar a precisão na determinação da curva que correlaciona limite de resistência com os valores do Parâmetro de Larson-Miller.
- b. Realizar ensaios de fluência em maiores tempos (10.000 horas) até sua ruptura para se avaliar a evolução microestrutural e a variação de dureza ao longo do tempo.
- c. Análises por microscopia eletrônica de transmissão de amostras submetidas a longos tempos de fluência devem ser realizadas para se evidenciar uma correlação da fluência e a variação da microestrutura avaliando o crescimento dos precipitados do tipo $M_{23}C_6$ e o aparecimento dos vazios de fluência.
- d. Aumentar o número de testes eletroquímicos (DLPR) de amostras submetidas a fluência para se avaliar com maior precisão o grau de sensitização.

7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. (Abe *et al.*, 2008) Abe, F.; Kern, T.; Viswanathan, R. “Creep-Resistance Steels. CRC, 2008.
2. (Andrade *et al.*, 2009) Andrade, A.; Bastos, A.; Chivarria, M. “Centrais Termoelétricas Supercríticas a Carvão Pulverizado”. Universidade Fernando Pessoa, Porto, Portugal.
3. (Affonso *et al.*, 2002) Affonso, L.O.A; Brambilla, P, A.; Rodrigues, M; Almeida, W.P. “Análise de Causa Básica de Falha em Palheta de Turbina a Vapor”. 6º COTEQ, Salvador, 2002.
4. (Agarwal, 2000) Agarwal, D.C. “Uhlig's Corrosion Handbook”. Second Edition, Edited by R. Winston Review, 2000, p. 831-851.
5. (Alcântara, 2008) Alcântara, A. P. “Estudo da Fadiga Térmica em um Aço Inoxidável Martensítico da Série X 22”. Dissertação de Mestrado: UFOP/CETEC/UEMG, Ouro Preto, 2008.
6. (ANEEL, 2017) Agência Nacional de Energia Elétrica “Banco de Informações Gerenciais da ANEEL, setembro de 2017”.
7. (Ashby e Jones, 2007) Ashby, M. F.; Jones, D. R. H. “Engenharia de Materiais: Uma Introdução a Propriedades, Aplicações e Projeto”. 3ª ed., Elsevier; Campus, v.1, Rio de Janeiro 2007.
8. (ASM, 2002) ASM – American Society For Metals. “Failure Analysis and Prevention”. Metals Handbook.Vol. 11. Ohio: Metals Park, 2002.
9. (ASM, 2004) ASM – American Society For Metals. “Corrosion”. Metals Handbook Vol. 13. Ohio: Metals Park, 2004.
10. (Barbosa, 2015) Barbosa, B. A. R. S. “Influência do Tratamento Térmico de Revenido na Microestrutura e Resistência à Corrosão do Aço Inoxidável Supermartensítico 15% Cr” Tese de Doutorado: PGMEC/UFF, Niterói, 2015.
11. (Bueno, 2005) Bueno, L. O. “Creep Behavior of 2,25Cr-1Mo Steel. An Equivalence Between Hot Tensile and Creep Testing Data”. Creep & Fracture in High Temperature Components – Design and Life Assessment Issues. London, 2005.
12. (Bueno, L.O.; Dias, C.R.F. 2011) Bueno, L. O.; Dias, C. R. F. “Equivalência Entre Dados de Tração a Quente e Fluência Para Cobre Comercial Puro. Análise por Diferentes Metodologias de Parametrização”. São Paulo, 2011.
13. (Carbó, 2011) Carbó, H. M. “Aços Inoxidáveis: Aplicações e Especificação” Núcleo Inox – ACESITA, 2011.

14. (Carter, 2005) Carter, T. J. “Common Failures in Gas Turbine Blades”. *Engineering Failure Analysis*. vol. 12, no. 2, pp. 237-247, 2005.
15. (Castro, 2013) Castro, R. G. M. “Análise da Fluência e Previsão de Vida Útil dos Aços ASTM A387, ASTM A516 e DIN 16Mo3 Aplicado na Fabricação de Conversores LD”. Dissertação de Mestrado: Universidade Federal de São João Del-Rei, 2013.
16. (Chiaverini, 1987) Chiaverini, V. “Aços e Ferros Fundidos”. ABM, 4ª Edição, São Paulo, 1987.
17. (Chilukuru *et al.*, 2009) Chilukuru, H.; Durst, K.; Wadekar, S.; Schwidenheer, M.; Scholz, A.; Berger, C.; Mayer, K.H; Blum, W. “Coarsening of Precipitates and Degradation of Creep Resistance in Tempered Martensite Steels”. *Materials Science and Engineering: A*, v. 510-511, p. 81–87, jun. 2009.
18. (Chiericato, 2010) Chiericato, T. “Sistemas de Cogeração”. Universidade Federal de São Carlos. Departamento de Tecnologia Agroindustrial, Ribeirão Preto, 2010.
19. (Comeli, 2006) Comeli, F. W. “Estudo do Revestimento Aspergido por HVOF Contra o Desgaste em Hastes de Válvulas de Turbinas Termelétricas”. Dissertação de Mestrado: PGMAT/UFSC, Florianópolis, 2006.
20. (Comeli, 2011) Comeli, F. W. “Influência da Espessura de Desgaste Sobre as Propriedades Mecânicas em Tubos de Troca Térmica Recuperados por Soldagem”. Trabalho de Conclusão de Curso: Faculdade SATC, Criciúma, 2011.
21. (Cobb, 2010) Cobb, H. “The History of Stainless Steel”. ASM International, 2010.
22. (Dias, 2010) Dias, C. R. F. “Correlação Entre os Resultados de Tração a Quente e Fluência Para o Cobre Comercialmente Puro”. Dissertação de Mestrado: Universidade Federal de São Carlos, 2010.
23. (Dieter, 1988) Dieter, G. E. “Mechanical Metallurgy”. McGraw-Hill Book Company. 1988.
24. (Ennis *et al.*, 2003) Ennis, P.; Czyrska-Filemonowicz, A. “Recent Advances in Creep-Resistant Steels for Power Plant Applications”, 2003.
25. (Eulotério, 2009) Eulotério, O. M. “Avaliação Comportamental em Fluência de Vasos de Aço 16Mo3 para Transporte de Material Siderúrgico: Caso de Carros Torpedo”. Dissertação de Mestrado: UFOP/REDEMAT, Ouro Preto, 2009.
26. (European, 2014) European Standards – EN 10269 (2014-2). “Steels and Nickel Alloys for Fasteners with Specified Elevated and/or Low Temperature Properties”. Germany, 2014.
27. (Flutt, 2008) Flutt, A. F. “Estudo Numérico do escoamento ao Redor de Um Aerofólio Montado em Uma Grade Linear de Turbomáquina”. Dissertação de Mestrado: COPPE/UFRJ, 2008.

28. (Fournier, 2011) Fournier, B.; Dalle, F.; Sauzay, M. “Comparison of Various 9–12% Cr Steels Under Fatigue and Creep-Fatigue Loadings at High Temperature”. *Materials Science*, 2011.
29. (Gandy, 2006) Gandy, D. “X20CrMoV12-1 Steel Handbook”. USA: Electric Power Research Institute, 2006.
30. (Gibeling, 2000) Gibeling, J. C. “Creep Deformation of Metals, Polymers, Ceramics, and Composites” *ASM Handbook - Mechanical Testing and Evaluation*. ASM International, 2000.
31. (Gracioso, 2003) Gracioso, J. F. F. “Efeito das Condições de Têmpera na Microestrutura e Propriedades Mecânicas de Um Aço Inoxidável Martensítico Fundido CA6NM”. *Dissertação de Mestrado: POSMEC/UFSC, Florianópolis*, 2003.
32. (Higa, 2011) Higa, S. M. “Avaliação da Corrosão Intergranular de Aços Inoxidáveis por Meio de Norma e de Ensaio Eletroquímico em Altos Potenciais”. *Dissertação de Mestrado: PPGCEM/UFSCar, São Carlos*, 2011.
33. (Hu, *et al.*, 2008) Hu, Z. F.; Yang, Z. G.; He, G. Q.; Chen, C. S. “Damage and Residual Life Assessment of Bends for X20CrMoV12.1 Main Steam Pipe After Long-Term Service”. *Journal of Failure Analysis and Prevention*, 2008.
34. (Ishitsuka *et al.*, 2004) Ishitsuka, T.; Inques, Y.; Ogawa, H. “Effect of Silicon on the Steam Oxidation Resistance of a 9% Cr Heat-Resistant Steel”. *Oxidation of Metals*, v. 61, n. February, p. 125–142, 2004.
35. (Júnior, 2009) Júnior, J. C. “Avaliação dos Danos Por Fluência no Superaquecedor da Caldeira de CO da REFAP SA Segundo API STD 530”. *Dissertação de Mestrado: PPGEM/UFRGS, Porto Alegre*, 2009.
36. (Kral, 2015) Kral, L.; Cermak, Jiri.; Kral, P. “The Changes in Structure of Steel P91 After Short Annealings”. Brno, Czech Republic, 2015.
37. (Kafexhiu *et al.*, 2012) Kafexhiu, F.; Vodopivec, F.; Jelena, T. “Effect of Tempering on the Room-Temperature Mechanical Properties of X20CrMoV12-1 and P91 Steel”. *Slovênia*, 2012.
38. (Kamimura, 2009) Kamimura, R. C. “Análise de Danos em Alta Temperatura e Avaliação do Parâmetro de Larson-Miller na Determinação de Tempo de Ruptura Por Fluência, em Ciclonas de Vasos Regeneradores Construídos em Aço Inoxidável Austenítico ASTM TP 304H”. *Dissertação de Mestrado: PPGEM/UFRGS, Porto Alegre*, 2009.
39. (Kassner e Hayesb, 2003) Kassner, M. E.; Hayesb, T. A. “Creep Cavitation in Metals”. *International Journal of Plasticity*, USA, v. 19, p. 1715-1748, 2003.

40. (Kumar *et al.* 2012) Kumar, S. M. S.; Manju, M.; Raghavendra, S. “Creep Life Prediction of Steam Turbine Blade Using Finite Element Method”. *International Journal of Advanced Engineering Research and Studies*, 2012.
41. (Lemos, 2015) Lemos, G. “Efeito da Temperatura de Revenido na Microestrutura e nas Propriedades Mecânicas em Alta Temperatura do Aço X22CrMoV12-1”. Dissertação de Mestrado: PGMAT/UFSC, Florianópolis, 2015.
42. (Lins *et al.* 2011) Lins, P. H. C.; Garcez, T. V.; Alencar, M. H.; Cavalcante, C. A. V.; Almeida, A. T. “Uma Análise da Aplicação da Metodologia MCC em Uma Usina Termelétrica do Nordeste do Brasil”. XXXI Encontro Nacional de Engenharia de Produção, Belo Horizonte, 2011.
43. Lima *et al.* 2002) Lima, A.S; Abreu, H. F. G.; Neto, P. L.; Sobral, A. V. C.; Silva, M. J. G.; Nascimento, A. M. “Aspectos da Corrosão Intergranular dos Aços Inoxidáveis Austeníticos AISI 304 L, AISI 316 L, AISI 321 L e AISI 347 Usados em Refinarias” 6° COTEQ, Salvador, 2002.
44. (Lora e Nascimento, 2004) Lora, E. E. S.; Nascimento, M. A. R. “Geração Termelétrica – Planejamento, Projeto e Operação”. Volume 1. Rio de Janeiro: Editora Interciência, 2004.
45. (Matos e Zotti, 2010) Matos, P. Z.; Zotti, D. M. “Análise de Confiabilidade Aplicada a Indústria Para Estimativas de Falhas e Provisionamento de Custos”. Monografia de Trabalho de Conclusão de Curso de Graduação: UFPR, Curitiba, 2010.
46. (Marx, 2016) Marx, G. “Quantitative Microstructural Evaluation of 12Cr Creep Aged Steels after Welding” Tese de Doutorado, Faculty of Science at the Nelson Mandela Metropolitan University, 2016. África do Sul.
47. (Mayer, 1989) Mayer, K. H. “The Expected and Actual Life of Steam Turbine Bolts and Castings”. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 1989.
48. (Mcguire, 2008) Mcguire, M. “Stainless Steels for Design Engineers”. ASM International, 2008. p. 301.
49. (Meyers e Chawla, 2009) Meyers, M; Chawla, K. “Mechanical Behavior of Materials”. Second Edition. Cambridge – University Press, 2009.
50. (Miyata e Sawaragi, 2001) Miyata, K.; Sawaragi, Y. “Effect of Mo and W on the Phase Stability of Precipitates in Low Cr Heat Resistant Steels”. *ISIJ International*, v. 41, n. 3, p. 281–289, 2001.
51. (Moreto, 2008) Moreto, J. A. “Avaliação do Desempenho de Aços Inoxidáveis Ferríticos com Relação a Propriedades Mecânicas e Oxidação em Altas Temperaturas”. Dissertação de Mestrado: UFPR, Curitiba, 2008.

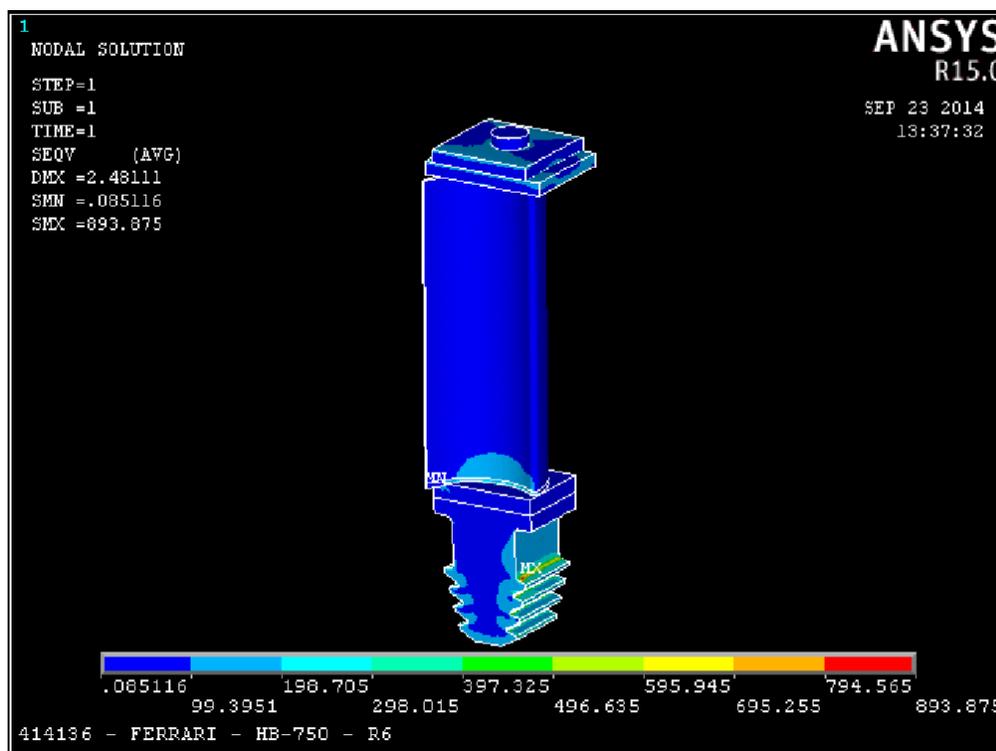
52. (Moreto *et al.* 2011) Moreto, J. A.; Castro, D. B. V.; Bueno, L. O.; Ponte, H. A. “Correlação de Dados de Tração a Quente e Fluência Para a Liga Kanthal A1”. Metalurgia e Materiais, Escola de Minas, Ouro Preto, 2011.
53. (Morito *et al.* 2009) Morito, S.; Adachi, Y.; Ohba, T. “Morphology and Crystallography of Sub-Blocks in Ultra-Low Carbon Lath Martensite Steel”. Materials Transactions, v. 50, n. 8, p. 1919–1923, 2009.
54. (Nalbandian, 2009) Nalbandian, H. “Performance and Risks of Advanced Pulverized Coal Plants”. United Kingdom, 2009.
55. (Neubauer e Wedel, 1983) Neubauer, B.; Wedel, U. “Rest Life Estimation of Creeping Components by Means of Replicas”. American Society of Mechanical Engineers, New York: p. 307-314, 1983.
56. (Nóbrega, 2014) Nóbrega, A. P. “Prognósticos Para o Setor Elétrico 2015-2018”, XVI Encontro Nacional dos Conselhos de Consumidores de Energia Elétrica, 2014.
57. (Oliveira, 2006) Oliveira, A. R. “Determinação de Vida Residual Através de Análise Metalográfica em Tubos de A-312 TP 304H Sujeitos ao Mecanismo de Fluência”. Dissertação de Mestrado: UFSC/POSMEC, Florianópolis, 2006.
58. (Oliveira, 2010) Oliveira, T. P. “Estudo da Soldagem Dissimilar Entre os Aços ASTM P91 e DIN 14MoV6.3 Para Componentes Sujeitos a Fluência”. Dissertação de Mestrado, PGMAT/UFSC, Florianópolis, 2010.
59. (Pacheco, 2001) Pacheco, J. L. “Desenvolvimento de Metodologia Para Avaliação de Interação Fadiga e Fluência em Aço API P22”. Tese de Doutorado: UFRGS/PPGEM, Porto Alegre, 2001.
60. (Padilha e Guedes, 1994) Padilha, A. F.; Guedes, L. C. “Aços Inoxidáveis Austeníticos: Microestrutura e Propriedades”. Hemus Editora Limitada, São Paulo, 1994.
61. (Panait *et al.* 2010) Panait, C.; Zielinska-Lipiec, A.; Koziel, T.; Czyska-Filemonowicz, A.; Gourgues-Lorenzon, A. F.; Bendick, W. “Evolution of Dislocation Density, Size of Sub Grains and MX-Type Precipitates in a P91 Steel During Creep and During Thermal Ageing at 600C for More Than 100,000h”. Materials Science and Engineering, 2010.
62. (Paranzini, 2005) Paranzini, A. S. “Caracterização Superficial do Aço Inoxidável 316L Eletropolido Via Técnica Eletroquímica de Reativação Potenciométrica”. Dissertação de Mestrado: PGMAT/UFSC, Florianópolis, 2005.
63. (Preti, 2008) Preti, I. “Estudo do Efeito das Temperaturas de Austenitização e de Revenido na Resistência e Tenacidade do Aço SAE 15B30” Dissertação de Mestrado: PGMAT/UFSC, Florianópolis, 2008.

64. (Raposo, 2004) Raposo, J. L. O. “Manutenção Centrada em Confiabilidade Aplicada a Sistemas Elétricos: Uma Proposta Para Análise de Risco no Diagrama de Decisão”. Dissertação de Mestrado: UFBA, 2004.
65. (Reed, 2006) Reed, R. C. “The Superalloys: Fundamentals and Applications”. Cambridge University Press, 2006.
66. (Reick *et al.* 1992) Reick, W.; Pohl, M.; Padilha, A. F. “Desenvolvimento dos Aços Inoxidáveis Ferríticos-Austeníticos com Microestrutura Duplex”. *Metalurgia e Materiais – ABM*. V.48, N.409, setembro, 1992.
67. (Reis Sobrinho, 2004) Reis Sobrinho, J. F. “Correlação Entre o Comportamento de Tração a Quente e Fluência do Aço 2,25Cr-1Mo na Faixa de Temperatura de 500°C a 700°C”. Tese de Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais. UFSCar, São Carlos, 2004.
68. (Rigueira *et al.* 2001) Rigueira, G.; Furtado, H. C.; Lisboa, M. B.; Almeida, L. H. “Evolução Microestrutural e Alteração de Dureza na Baianita e na Perlita em Aços 2,25Cr1Mo Após Tratamento de Envelhecimento”. *Revista Matéria*, 2001.
69. (Riedel, 1987) Riedel, H. “Fracture at High Temperatures – Materials Research and Engineering”. 1987.
70. (Roza, 2014) Roza, G. C. S. “Avaliação da Refusão de Aços 1Cr-Mo-V Forjados Para Rotores de Turbinas a Vapor”. Projeto de Conclusão de Curso: Universidade Federal do Rio de Janeiro, 2014.
71. (Santos *et al.* 2011) Santos, D.; Cabrita, I.; Gulyurtlu, I. “Materiais Para Caldeira e Turbinas de Centrais Termoelétricas Avançadas”. *Ciência & Tecnologia dos Materiais*, Vol. 23. Lisboa, 2011.
72. (Santos, 2007) Santos, N. B. “Avaliação de um Critério de Equivalência Entre Dados de Tração a Quente e Fluência em Aços”. Dissertação de Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais. UFSCar, São Carlos, 2007.
73. (Schon, 2007) Schon, C. G. “Mecânica dos Materiais”. São Paulo: USP, 2007.
74. (Smith, 1993) Smith, W. F. “Structure and Properties of Engineering Alloys”. 2nd ed. USA: McGraw-Hill, 1993.
75. (Singh e Lucas, 2011) Singh, M. P.; Lucas, G. M. “Blade Design and Analysis for Steam Turbines”. McGraw-Hill, p. 364, 2011.
76. (Shrestha *et al.* 2013) Shrestha, T.; Basirat, M.; Charit, I.; Potirniche. G. P. “Creep Rupture Behavior of Grade 91 Steel”. *Materials Science & Engineering*, 2013.
77. (Susta e Seong, 2004) Susta, M. R.; Seong, K. B. “Supercritical & Ultra-Supercritical Power Plants” 2004.

78. (Tavares *et al.* 2015) S.S.M. Tavares; M.R. Silva, J.M.; Pardal, M.B.; Silva, Macedo, M.C.S. “Influence of Heat Treatments on the Sensitization of a Supermartensitic Stainless Steel” *Ciência e Tecnologia dos Materiais*, 2015.
79. (Thomson e Bhadeshia, 1992) Thomson, R.; Bhadeshia, H. “Carbide Precipitation in 12Cr1MoV Power Plant Steel”. *Metallurgical Transactions*, 1992.
80. TRACTEBEL MANUTENÇÃO E SERVIÇOS TMS. “Manual de Operação das Usinas Termoeletricas do Complexo Jorge Lacerda”. 2002.
81. (Turazi, 2014) Turazi, A. “Estudo da Evolução Microestrutural de Superligas a Base de Níquel Durante Envelhecimento e Tratamentos de Rejuvenescimento de Pás de Turbina a Gás”. Tese de Doutorado: PGMAT/UFSC, Florianópolis, 2014.
82. VDM Report N° 25 “High Temperature Alloys from Krupp VDM for Industrial Engineering”. Germany, 2000.
83. (Viswanathan, 1995) Viswanathan, R. “Damage Mechanisms and Life Assessment of High-Temperature Components”. USA: ASM International, 1995.
84. (Wackenhut *et al.* 2012) Wackenhut, G.; Maile, K.; Lammert, R.; Zickel, S. “Lifetime Management – Assessment of Damage in Piping Systems Operated in the Creep Range”. 30° MPA Seminar, Stuttgart, 2012.
85. (Wang *et al.* 2007) Wang, W.Z.; Xuan, F.Z.; Zhu, K.L; Shan, T.T. “Failure Analysis of the Final Stage Blade in Steam Turbine”. *Engineering Failure Analysis*, 2007.
86. (Webster e Ainsworth, 1994) Webster, G.A.; Ainsworth, R.A. “High Temperature Component Life Assessment”. New York: Chapman & Hall, 1994. 10-14 p.
87. XVI Encontro Nacional dos Conselhos de Consumidores de Energia Elétrica. Brasília 21/11/14.
88. (Yamasaki, 2004) Yamasaki, S. “Modelling Precipitation of Carbides in Martensitic Steels” Tese de Doutorado, University of Cambridge, 2004.
89. (Yan *et al.* 2013) Yan, W.; Wang, W.; Sha, Y.Y.; YANG, K. “Microstructural Stability of 9–12%Cr Ferrite/Martensite Heat-Resistant Steels”. *Frontiers of Materials Science*, 2013.
90. (Yoshizawa e Igarashi, 2007) Yoshizawa, M.; Igarashi, M. “Long-Term Creep Deformation Characteristics of Advanced Ferritic Steels for USC Power Plants”. 2007.
91. (Zheng-Fei e Zhen-Guo, 2003) Zheng-Fei, H.; Zhen-Guo, Y. “Identification of the Precipitates by TEM and EDS in X20CrMoV12. 1 After Long-Term Service at Elevated Temperature”. 2003.

ANEXOS

Figura 113 – Usina Ferrari Tractebel Energia - palheta do 6º estágio da turbina HB 750 fabricante NG.



Fonte: AUTOR, 2018.

Figura 114 – Dureza das amostras após tratamento térmico.

Endentação	Temperado		Revenido 660 °C		Revenido 690 °C		Revenido 740 °C	
	HV2	HRC	HV2	HRC	HV2	HRC	HV2	HRC
1	586	54,5	322	32,4	296	29,2	269	25,5
2	571	53,6	322	32,4	289	28,3	271	25,8
3	581	54,2	329	33,2	293	28,8	271	25,8
4	585	54,4	310	31,0	294	29,0	268	25,3
5	577	54,0	323	32,5	283	27,5	258	23,6
6	580	54,1	320	32,2	293	28,8	269	25,5
7	578	54,0	316	31,7	292	28,7	280	27,1
8	582	54,2	318	32,0	291	28,6	276	26,5
9	581	54,2	317	31,8	301	29,8	267	25,1
10	582	54,2	319	32,1	291	28,6	268	25,3
\bar{X}	580,3	54,1	319,6	32,1	292,3	28,7	269,7	25,5
S	4,0	0,2	5,0	0,5	4,0	0,6	5,0	0,9

Fonte: AUTOR, 2016.

