

PONTIFÍCIA UNIVERSIDADE CATÓLICA
DO RIO DE JANEIRO



**Thaís Lopes Fernandes
de Souza**

**Análise comparativa da resistência
à fratura dos aços SAE 1020 e SAE 4140**

Projeto de Graduação

Projeto de Graduação apresentado ao Departamento de Engenharia
Mecânica da PUC-Rio

Orientador: Marcos Venícius Soares Pereira

Coorientador: André Luis Moreira de Carvalho

Rio de Janeiro

Julho de 2017

AGRADECIMENTOS

Terminar o curso de graduação não foi fácil e não seria possível sozinha. Algumas pessoas caminharam lado-a-lado comigo nesta batalha, me estimulando e me dando todo apoio necessário para que eu realizasse meu sonho.

Primeiro devo agradecer à Deus, que me sustentou, me reergueu, me deu forças para enfrentar todos os desafios desta caminhada e principalmente por ter me dado saúde para contemplar esta maravilhosa vitória.

Agradeço aos meus pais, Ediene Lopes e Cledvaldo Fernandes, por sempre acreditarem em mim e por todo esforço que fizeram para sustentar meus estudos. Em todos os momentos da minha vida sempre tive o amparo deles, o amor e a compreensão. Devo tudo que me tornei a eles, por me instruírem a ser uma pessoa íntegra, corajosa, esforçada e por todo incentivo que me foi dado ao longo desses anos.

Agradeço ao meu namorado, Felipe Moraes, que sempre me acalmou nos momentos de crise de nervosismo e ansiedade ao longo deste curso. Ele é um parceiro e tanto, que sempre me ensinou a olhar as situações difíceis com esperança e otimismo. Sem dúvidas ele faz parte desta vitória.

Meu último agradecimento, porém não menos importante, se direciona a todos os professores do departamento de Engenharia Mecânica, por toda

dedicação a nos apresentar conteúdos e valores que muito agregaram à minha formação. À PUC-Rio, pela organização exemplar e infraestrutura fornecida.

RESUMO

Análise comparativa da resistência à fratura dos aços SAE 4140 e SAE 1020

A análise da superfície da fratura, que figura uma sucessão de ocorrências devido a propagação da trinca, permitiu associar o relevo da fratura com as tensões aplicadas. Os eventos expressos pela superfície fraturada podem indicar as linhas de cargas atuantes, o modo de processo da fratura, entre outros. O trabalho tem por objetivo comparar, experimentalmente, a resistência à propagação de trincas dos aços SAE 1020 e SAE 4140, possibilitando assim, uma avaliação de seus desempenhos em componentes mecânicos e/ou estruturais quando na presença de defeitos.

As apurações foram realizadas através de imagens obtidas por um microscópio eletrônico de varredura e possui caráter qualitativo. As amostras foram submetidas ao ensaio de fratura com propostas geométricas distintas, com intuito de promover comparação para diferentes modos de propagação de trinca. Este trabalho estudou o comportamento na fratura dos aços SAE 1020 e 4140 na presença de pré-trincas ou de entalhes laterais. A primeira comparação ocorreu no aço SAE 4140 com corpos de prova com e sem entalhe lateral, em que o CP com pré-trinca apresentou deformação, enquanto o CP com side groove exibe uma frente trinca consideravelmente mais reta e isto é devido à restrição do estado de tensão plana provocado pelo entalhe lateral. A segunda comparação ocorreu entre corpos de prova pré-trincados dos aços SAE 1020 e 4140, onde o corpo de prova do aço 1020 se deformou consideravelmente, tornando o processo de fratura gradual devido as suas características dúctil, enquanto a fratura do CP 4140, se desenvolveu de maneira súbita e gerou pouca deformação. Por análise comparativa, o aço 1020 demonstrou maior tenacidade ao 4140.

Palavras chaves: Fractografia. Fratura. Trinca. Aço SAE 1020. Aço SAE 4140.

ABSTRACT

Comparative analysis of the fracture resistance of SAE 4140 and SAE 1020 steels

The analysis of fracture surface which shows a sequence of occurrences due to crack propagation allowed make associations between the fracture's relief and applied stress. The fractured surface may indicate things like active load lines and the way of fracture process. The objective of this work is to compare the resistance to crack propagation of SAE 1020 and SAE 4140 steels, thus enabling an evaluation of their performances in mechanical and / or structural components when defects are present. The canvases were taken with a scanning electron microscope and it possesses qualitative character. The samples were submitted to the fracture test with different geometric proposals in order to promote comparison for different modes of crack propagation. The analysis of the surface of the fracture, which shows a succession of occurrences due to the propagation of the crack, allowed to associate the relief of the fracture with the applied tensions. The events expressed by the fractured surface can indicate the lines of acting loads, the process of the fracture, Among others. The first comparison was made with the SAE 4140 steel with test pieces with and without lateral notch, where the CP with pre-crack presented deformation, whereas the CP with side groove showed a crack more straight and this is due to the state restriction of flat tension caused by the lateral notch. The second comparison occurred between pre-cracked specimens of the SAE 1020 and 4140 steel, where the specimen of the 1020 steel deformed considerably, making the fracture process gradual due to its ductile characteristics, while the fracture of the CP 4140, if developed suddenly and generated little deformation. By comparative analysis, the 1020 steel showed higher toughness at 4140.

Key-words: Fractografia. Fracture. Crack. SAE 1020 steel. SAE 4140 steel

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	11
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	13
2.1 Características e classificação dos aços	13
2.1.1 Aços	15
2.1.1.1 Aços SAE 1020 e SAE 4140	15
2.2 Propriedades mecânicas	17
2.3 Mecânica da fratura	18
2.3.1 Fratura por coalescência de microcavidades	22
2.3.2 Fratura por clivagem	26
2.3.3 Fratura intergranular	28
2.3.4 Fratura por fadiga	29
3 MATERIAIS E MÉTODOS	33
3.1 Materiais	33
3.2 Métodos	34
3.2.1 Metalografia	34
3.2.2 Ensaio de Tração	34
3.3 Seleção dos corpos de prova	36
3.3.1 Pré-trincamento	38
3.3.2 Entalhe lateral (side groove)	40
3.4 Ensaio de fratura	41
3.5 Fractografia	43

4 RESULTADOS E DICUSSÕES	45
4.1 Caracterização metalográfica	45
4.2 Ensaio de tração	48
4.3 Pré-trincamento	52
4.3.1 SAE 1020	52
4.3.2 SAE 4140	53
4.4 Ensaio à fratura	53
4.5 Análise Fractográfica	57
4.5.1 Caracterização fractográfica aço SAE 1020 (com pré-trinca).....	58
4.5.2 Caracterização fractográfica aço SAE 4140 (com pré-trinca).....	61
4.5.3 Caracterização fractográfica aço SAE 4140 (com side groove)	63
 5 CONCLUSÃO	 65
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	68

Lista de figuras

Figura 1 Triângulo da mecânica da fratura	19
Figura 2 Modos de ocorrência de fraturas	20
Figura 3 Fratura dúctil com aspecto fibroso e apresentando deformação plástica.....	21
Figura 4 Fratura frágil com aspecto plano.....	22
Figura 5 Formato dos dimples devido a cargas de tração uniaxial, cisalhamento e rasgamento trativo.	23
Figura 6 Representação esquemática do mecanismo de crescimento de trinca por coalescimento de microcavidades	24
Figura 7 Diferentes formas de dimples durante coalescência de microvazios. A esquerda imagem apresenta dimples profundos ou cônicos; Na direita estão presentes dimples rasos	25
Figura 8 Imagem obtida através do MEV, mostra uma inclusão de partícula	26
Figura 9 Fratura por clivagem	27
Figura 10 Modelo esquemático de uma fratura frágil destacando a origem do trincamento ..	28
Figura 11 Comparativo de fraturas: (1) Fratura por coalescimento de vazios; (2) Fratura por clivagem transgranular; (3) Fratura intergranular	28
Figura 12 Esquema de processos característicos de fratura por fadiga	30
Figura 13 Estágio de propagação de trinca	31
Figura 14 Representação da superfície característica de uma fratura por fadiga, com distinção dos três estágios pertinentes a fratura por fadiga	32
Figura 15 Geometria dos corpos de prova para ensaio de tração	35
Figura 16 Máquina INSTRON modelo 5500R utilizada nos ensaios de tração.....	35
Figura 17 Relações geométricas do corpo de prova e pré-trinca.....	36
Figura 18 Detalhe do entalhe mecânico	37
Figura 19 Corpo de prova tipo SE(T) com dimensões em mm.....	37
Figura 20 Representação esquemática de dimensões a e w	38
Figura 21 Máquina MTS Landmark utilizada para pré-trincamento e ensaio de fratura.	39
Figura 22 Representação esquemática do ciclo de carregamento de fadiga	40
Figura 23 Corpo de prova tipo SE(T) com side groove (entalhe lateral)	41
Figura 24 Ilustração do corpo de prova do SAE 1020 para ensaio à fratura.	42
Figura 25 Representação esquemática do posicionamento para ensaio à fratura	42

Figura 26	Representação esquemática da carga aplicada no ensaio de flexão.....	43
Figura 27	Microscópio eletrônico de varredura (MEV).....	44
Figura 28	Corpos de prova posicionados para inspeção no MEV.....	45
Figura 29	Metalografia SAE 1020. Microestrutura ferrítica-perlítica aumento de 100x	46
Figura 30	Metalografia SAE 1020. Microestrutura ferrítica-perlítica com aumento de 500x.....	46
Figura 31	Metalografia SAE 4140. Microestrutura martensítica com aumento de 200x.....	47
Figura 32	Metalografia SAE 4140. Microestrutura martensítica com aumento de 500x.....	48
Figura 33	Curvas tensão versus deformação referentes aos 3 CP's do SAE 1020 ensaiados à tração	49
Figura 34	Curvas tensão versus deformação referentes aos 3 CP's do SAE 4140 ensaiados à tração	50
Figura 35	Curvas tensão versus deformação referentes aos 3 CP's do SAE 4140 ensaiados à tração	51
Figura 36	Corpo de prova referente ao aço SAE 1020 posicionado para ensaio de fratura por tração	53
Figura 37	Fratura do corpo de prova referente ao aço SAE 1020 com pré-trinca.....	54
Figura 38	Copro de prova referente ao SAE 4140 com pré-trinca, posicionado para ensaio de fratura por flexão de três apoios	54
Figura 39	Copro de prova referente ao SAE 4140 com pré-trinca, posicionado para ensaio de fratura por flexão de três apoios	55
Figura 40	Corpo de prova referente ao SAE 4140 com side groove, posicionado para ensaio de fratura por flexão de três apoios	55
Figura 41	Fratura corpo de prova SAE 4140 com side groove	56
Figura 42	Representação esquemática das análises fractográficas. (1) CP aço SAE 4140 com pré-trinca; (2) CP aço SAE 1020 com pré-trinca;(3) CP aço SAE 4140 com entalhe lateral.....	57
Figura 43	Interface da superfície de fratura do CP aço SAE 1020. Imagem do MEV 40x	58
Figura 44	Região da trinca de fadiga do CP aço SAE 1020. Imagem do MEV 1000x.....	59
Figura 45	Região de propagação de trinca do CP aço SAE 1020. Imagem do MEV 1000x ..	59
Figura 46	Região inclinada da propagação de trinca do CP aço SAE 1020. Imagem do MEV 1000x	60
Figura 47	Interface da superfície de fratura do CP aço SAE 4140 com pré-trinca. Imagem do MEV 40x	61

Figura 48 Região da pré-trinca de fadiga do CP aço SAE 4140. Imagem MEV 1000x	62
Figura 49 Região de propagação de trinca do CP aço SAE 4140 com pré-trinca. Imagens do MEV 1000x	62
Figura 50 Região de propagação de trinca do CP aço SAE 4140 com pré-trinca.....	63
Figura 51 Interface da superfície de fratura CP do aço SAE 4140 com side groove	63
Figura 52 Região clara da propagação da trinca CP aço SAE 4140 com side groove. MEV 1000x	64
Figura 53 Região escura da propagação da trinca CP SAE 4140 com side groove. Imagens do MEV 1000x	65

Lista de tabelas

Tabela 1 Elementos de liga nos aços	13
Tabela 2 Designação básica de alguns aços	14
Tabela 3 Composição química de alguns aços carbono	16
Tabela 4 Composição química de alguns aços ligados.....	17
Tabela 5 Composição aço SAE 1020 conforme recebido	33
Tabela 6 Composição aço SAE 4140 conforme recebido	33
Tabela 7 Identificação dos CP's para ensaio de fratura	38
Tabela 8 Resultados do ensaio de tração aço SAE 1020	50
Tabela 9 Resultados do ensaio de tração aço SAE 4140	50
Tabela 10 Valores utilizados para cálculo da carga máxima de pré-trinca SAE 1020.....	52
Tabela 11 Valores utilizados para cálculo da carga máxima de pré-trinca SAE 4140.....	53
Tabela 12 Resultado ensaio de fratura.....	56

1 Introdução

Existe um extenso histórico de acidentes associados a falha estrutural de componentes mecânicos, o que promoveu uma gama de pesquisas em fratura dos materiais, com interesse de compreender as causas e assim atuar na prevenção, já que acidentes são indesejáveis pois podem provocar risco a vida humana, gerar gastos, causar impactos ao meio ambiente, entre outros fatores. Embora as causas de falha e o comportamento de materiais possam ser conhecidos, a prevenção de falhas é uma condição difícil de ser garantida. (Callister, 2008)

A morfologia e a topografia da superfície de fratura podem ser determinadas pela microestrutura do material e os mecanismos de fratura pertinentes.

Uma das linhas de estudo da fratura de materiais, em especial, o aço, envolve pesquisa das relações entre as propriedades mecânicas e microestrutura, cujo principal objetivo é desenvolver novas composições químicas a fim de atingir melhorias nas propriedades mecânica dos materiais.

O estudo dos produtos metalúrgicos, com auxílio de microscópio visa à determinação de seus constituintes, sua textura e fase. Análise realizada em superfícies polidas e, em geral, atacadas por um reativo adequado possibilita visualização da textura microscópica do material, e seus constituintes colocando em evidência os diversos grãos de que é formado, suas respectivas fases das estruturas resultantes. (Marmontel, 2011).

Já fractografia, com uso do microscópio eletrônico de varredura é possível avaliar a fratura do membro, quanto aos micromecanismos de fratura.

O presente trabalho foi realizado por análise comparativa e qualitativa do comportamento da fratura do aço SAE 1020 e 4140. O objetivo é comparar, experimentalmente, a resistência à propagação de trincas destes aços, possibilitando assim, uma avaliação de seus desempenhos em componentes mecânicos e/ou estruturais quando na presença de defeitos.

2 Revisão bibliográfica

2.1 Características e classificação dos aços

Via de regra, os aços são ligas compostas por ferro e quantidade diminuta de carbono que pode variar entre 0,008% a 2,11% (ELISEI, 2008). Aço-carbono são constituídos apenas de concentrações residuais de impurezas além do carbono e de um pouco de manganês (Callister, 2008). Já o aço-liga é um aço que contém em sua composição outros elementos de liga, além do ferro e carbono, estes elementos químicos são adicionados com um propósito específico e garantem uma grande variedade de aplicações práticas.

Tabela 1 - Elementos de liga nos aços (adaptada de Tupiassú; Meggiolaro, 2009)

Elementos de liga nos aços		
Símbolo	Nomeclatura	Características quanto aplicação aos aços
C	Carbono	Aumenta a temperabilidade, forma carbonetos duros e dificulta a soldagem;
Cr	Cromo	Aumenta a temperabilidade e as resistências à corrosão, à temperatura e ao desgaste.
Ni	Níquel	Aumenta a temperabilidade e a tenacidade; ocorre estabilização da austenita.
Mn	Manganês	Aumenta a temperabilidade e a tenacidade; ocorre estabilização da austenita.
Mo	Molibdênio	Aumenta a temperabilidade e a resistência à temperatura, refina o grão.
Si	Silício	Aumenta a temperabilidade, a tenacidade, a resistência à corrosão e a permeabilidade magnética, desoxidante.
Cu	Cobre	Aumenta a resistência à corrosão.
W	Tungstênio	Aumenta dureza a quente e as resistências à temperatura e ao desgaste.
Nb	Nióbio	Aumenta as resistências (usados em aços-microligados).
Pb	Chumbo	Aumenta a usinabilidade.
S	Enxofre	Aumenta a usinabilidade, reduz a soldabilidade, a tenacidade e a ductilidade. (em geral é impureza, com teor limitado a 0,05%)
P	Fósforo	Endurece a ferrita, mas em geral é impureza (com teor limitado a 0,04%)

Com a grande diversidade de tipos de aços, foi necessário a criação de um sistema de classificação, que está constantemente sujeito a revisões, devido ao frequente acréscimo de novos tipos de aços, como no caso dos aços-liga, que surgem com alteração dos teores de elemento de liga e até mesmo com elementos de liga novos.

No Brasil, a ABNT (Associação Brasileira de Normas Técnicas), através das normas NBR (Norma brasileira), classifica os aços-carbono segundo os critérios adotados pela AISI (American Iron and Steel Institute, Instituto Americano do Ferro e do Aço) e SAE (Society of Automotive Engineers, que significa Sociedade dos Engenheiros Automobilísticos). A tabela 2.2 foi desenvolvida com base nos dados retirados da norma ABNT NBR NM 87:2000 a fim de ilustrar e validar o conteúdo mencionado.

Tabela 2 - Designação básica de alguns aços (adaptada de NBR NM 87:2000)

Designação básica de alguns aços		
Classificação	Tipo	Designação
Aço ao Carbono	De baixo e médio Manganês (Mn)	10XX
	Com adição de Níobio (Nb)	14XX
	De alto Manganês (Mn)	15XX
Aços ligados ao	Níquel (Ni)	23XX
		25XX
	Níquel (Ni) – Cromo (Cr)	30XX
		33XX
		35XX
	Cromo (Cr) – Molibdênio (Mo)	41XX
		42XX
	Níquel (Ni) – Cromo (Cr) – Molibdênio (Mo)	43XX
		45XX
		81XX
		88XX
	Silício (Si) – Manganês (Mn)	92XX
Aços Carbono e ligados, com	Boro (B)	XXBXX
	Chumbo (Pb)	XXLXX
	Enxofre (S)	XXSXX

A estratégia de classificação utilizando números permite a identificação e caracterização da composição química de cada material, geralmente identificados por 4 números, os dois primeiros dígitos indicam a família e os dois últimos

determinam o teor de C em centésimos de porcentagem. (Silva e Mei, 2010)

O aço SAE 4140, por exemplo, que é objeto de estudo deste trabalho, é um aço-liga médio carbono com 0,4% C em sua composição. Possui como primeiro dígito o número 4, que indica que a composição possui porcentagem de molibdênio (Mo), podendo conter outro elemento, como cromo (Cr), que é adicionado com intuito de melhorar resistência à corrosão, à temperatura e ao desgaste. (Castro e Meggiolaro, 2009)

2.1.1 Aços

O aço evoluiu muito ao longo dos anos, onde inicialmente eram realizadas continuidade de combinações entre ferro e carbono, até alcançar as ligas atuais, onde o teor de carbono é baixo podendo ser ligados com elementos tais como níquel, cromo, molibdênio, cobre e outros mais. (Cardoso, 2011)

Dentre as ligas metálica existente, o aço é o material que apresenta maior versatilidade. É fabricado em diversas formas e tipos, com o propósito de atender com qualidade, a variedade de aplicações exigidas pelo mercado. Essas variações podem estar relacionadas com a composição química do material, com o processo de produção do aço, com as propriedades mecânicas do material, entre outros. (Centro Brasileiro de Construção em Aço, 2014)

2.1.1.1 Aços SAE 1020 e 4140

O aço SAE/AISI 1020, um dos objetos de estudo deste trabalho, é um aço carbono comum, integrado ao grupo 10XX, podendo conter quantidades limitadas de manganês e algumas impurezas. É classificado como baixo carbono, com 0,2% C em sua composição. (Dowling, 2013)

O SAE 1020 é um aço carbono que sempre contém elementos diferentes do ferro e carbono, eles são adicionados em sua composição, seja para favorecimento dos processos de fabricação ou para fornecer alguma característica específica ao material. O carbono, quando comparado ao ferro, é o elemento que condiciona maior dureza ao aço, mas outros elementos, como manganês, silício e fósforo também

contribuem para ajuste de nível de resistência do aço. (Branco, 2007)

Tabela 3 - Composição química de alguns aços carbono (Adaptada de NBR NM 87:2000)

Designação COPANT do aço	Composição química (%)			
	Carbono (C)	Manganês (Mn)	Fósforo (P)	Enxofre (S)
1005	0,06 máx.	0,35 máx	0,04	0,05
1006	0,08 máx	0,25-0,40	0,04	0,05
1008	0,1 máx.	0,30-0,50	0,04	0,05
1018	0,15-0,20	0,60-0,90	0,04	0,05
1019	0,15-0,20	0,70-1,00	0,04	0,05
1020	0,18-0,23	0,30-0,60	0,04	0,05
1040	0,37-0,44	0,60-0,90	0,04	0,05
1050	0,48-0,55	0,60-0,90	0,04	0,05
1075	0,70-0,80	0,40-0,70	0,04	0,05
1090	0,85-0,98	0,60-0,90	0,04	0,05

Como visto na tabela 3, o aço SAE/AISI 1020, possui além do carbono (C), o manganês (Mn), enxofre (S) e o fósforo (P) em sua composição, estes elementos são adicionados com intuito de obter alguma reação química para atingir propriedades desejáveis, tais como boa usinabilidade, alta tenacidade e baixa dureza.

O aço SAE 4140, conhecido como aço-cromo-molibdênio. Assume, em sua estrutura, teores de carbono que variam entre 0,3% e 0,5% e é classificado como aço médio carbono. (Rocha, 2004)

O SAE 4140, também será analisado ao longo deste trabalho e sua composição química está indicada na tabela 4.

Tabela 4 - Composição química de alguns aços ligados (Adaptada de NBR NM 87:2000)

Designação COPANT do aço	Composição química (%)				
	Carbono (C)	Manganês (Mn)	Silício (Si)	Cromo (Cr)	Molibdênio (Mo)
4120	0,17-0,22	0,60-0,90	0,15-0,40	0,30-0,50	0,40-0,50
4130	0,28-0,33	0,40-0,60	0,15-0,35	0,80-1,10	0,15-0,25
4140	0,38-0,43	0,75-1,00	0,15-0,35	0,80-1,10	0,15-0,25
4150	0,48-0,53	0,75-1,00	0,15-0,35	0,80-1,10	0,15-0,25

Segundo Dufour (2002), o aço SAE 4140, apresenta teor alto de carbono e manganês, aumentando significativamente a temperabilidade do material.

Os estudos para esta classe de aços são direcionados com intuito de aumentar a ductilidade e tenacidade do material, possibilitando maior confiabilidade em serviço. Para que isto aconteça, há um altíssimo controle e inspeção do processamento, avançadas técnicas de refino e processamento do material. (Philip, T.V.; Mccaffrey, T.J., 1990).

2.2 Propriedades Mecânicas

A maioria dos materiais, quando em serviço, estão suscetíveis a forças ou cargas. Nessas circunstâncias, é importante compreender as características do material e então criar um componente de modo que, as deformações resultantes não excedam o esperado e não ocorra fratura.

Uma das propriedades mecânicas importantes são a resistência, a dureza, a ductilidade e a rigidez. Estas propriedades são conhecidas a partir dos ensaios mecânicos. Elas são reveladas quando o material está submetido a esforços apresentado em função de tensões e deformações. O comportamento mecânico de qualquer material utilizado em engenharia é função de sua estrutura interna e de sua aplicação em projeto, por isso, na indústria mecânica, estas propriedades são muito importantes para a escolha correta do material. (Souza, 1982)

A propriedade mecânica de um aço pode ser afetada por diversos fatores, como composição química, microestrutura, geometria, temperatura, entre outros, onde destaca-se, por relevância, a composição química do material. O carbono (C) tem como característica melhorar propriedades relativas à resistência mecânica,

dureza, limite de escoamento e limite de resistência à tração, no entanto, acaba agravando propriedades referentes à ductilidade, tenacidade e soldabilidade. Os elementos de liga são adicionados às composições para balancear estas características e assim alcançar propriedades mecânicas desejadas. (Callister, 2008)

A determinação das propriedades mecânicas de um material metálico é realizada por meio de vários ensaios. Geralmente esses ensaios são destrutivos, pois promovem a ruptura ou a inutilização do material. Existem ainda os ensaios chamados não-destrutivos utilizados para determinação de algumas propriedades físicas do metal, bem como para detectar falhas internas do mesmo. Na categoria de ensaios destrutivos, estão classificados os ensaios de tração, dobramento, flexão torção, fadiga, impacto, compressão e outros. Os ensaios de dureza que, embora possam, em certos casos, não inutilizar a peça ensaiada, também estão incluídos nessa categoria. (Souza, 1982)

É preciso tomar conhecimento sobre quais esforços o material será submetido, finalidade do material e quais propriedades se deseja medir para a escolha correta do ensaio mecânico. Estas considerações são relevantes pois são especificações que irão revelar se o material suportará ou não os esforços em serviço.

2.3 Mecânica da fratura

Griffith, em 1920, propôs a teoria da mecânica da fratura. A teoria presume que os defeitos estão sempre presentes em um corpo sólido, e são consideravelmente grandes quando confrontados com dimensões características da microestrutura. Estes defeitos são similares às microtrincas, atuam como agentes concentradores e intensificadores de tensões. São inevitáveis em estruturas, mesmo com alto controle de fabricação.

Habitualmente as amostras dos aços passam por análise química e mesmo com aprovação do material, corre-se o risco de existir pontos fracos em consequência de concentrações acentuadas de impurezas em determinadas regiões. Isto se agrava se essa localidade for submetida a tensões elevadas, mesmo não ultrapassando os valores admissíveis do material. Deste modo, surge a possibilidade do aparecimento de fissuras, que com a repetição dos esforços, se

propagam através de toda seção, reduzindo-a continuamente até torná-la insuficiente. Ocorre então a ruptura brusca da peça. Geralmente é uma ruptura inesperada, com o desenvolvimento da fissura no interior do material. Fraturas por fadigas, costumam ter este comportamento. (Colpaert, 1974)

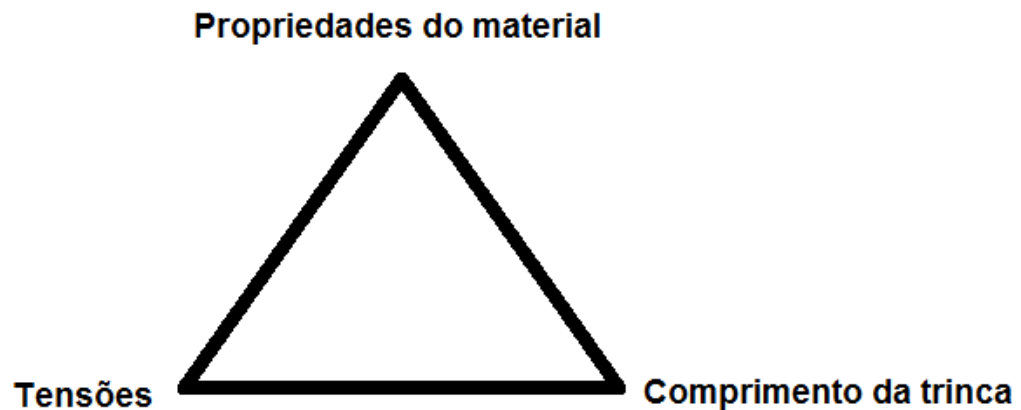


Figura 1 - *Triângulo da mecânica da fratura. (adaptada de Anderson, 2005)*

A figura 1 ilustra o triângulo da mecânica da fratura, que fundamenta os três pilares para avaliação da fratura. As propriedades do material são adquiridas experimentalmente, como visto no tópico 2.2. No segundo vértice, comprimento da trinca, são considerados os defeitos existentes na estrutura. No último vértice são relacionadas as tensões que atuam no membro, obtidas por análise estrutural a partir dos carregamentos aplicados na estrutura. Tido conhecimento destes três vértices, é possível avaliar a resistência do material à fratura e a força motriz de crescimento de trinca. (Medina, 2014)

Existem quatro modos principais de fratura, a que ocorre por coalescência de microcavidades, por clivagem, a intergranular e por fadiga, que serão brevemente apresentados neste capítulo. Elas podem ser do tipo transgranular (através dos grãos) ou intergranular (ao longo dos contornos dos grãos) (Kerlins e Phillips, 1992)

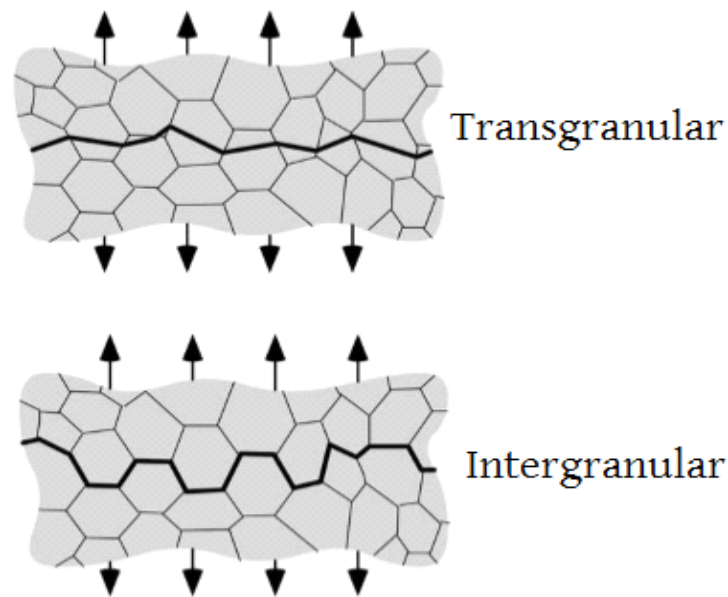


Figura 2 - *Modos de ocorrência de fraturas (Imagem adaptada de Anderson, 2005)*

Os adjetivos "frágil" e "dúctil" são usados para distinguir falhas de materiais caracterizados por baixa e alta tenacidade. (Broek, 1986)

Os materiais dúcteis exibem tipicamente uma deformação plástica substancial com uma grande absorção de energia antes da fratura. Por outro lado, normalmente existe pouca ou nenhuma deformação plástica, com baixa absorção de energia, acompanhando uma fratura frágil (Callister, 2008).

Pokluda e Sandera (2012) diferenciam a fratura dúctil da frágil, a partir de análise macroscópica, onde existe deformação plástica ou não, respectivamente.

Em aspectos microscópicos, através dos micromecanismos de fratura, é possível afirmar que a fratura dúctil ocorre por cisalhamento e a fratura frágil por clivagem.



Figura 3 - *Fratura dúctil com aspecto fibroso e apresentando deformação plástica.*
(adaptada de Voort; George, 1987)

Sob alguns aspectos de uma fratura dúctil, é possível observar uma fase estável, onde podem ser visto zona fibrosa, que é formada devido à atenuação de deformação plástica. A nível microscópico é observado a evolução de nucleação, crescimento e coalescimento de vazios e partículas de segunda fase. Na análise fractográfica são visualizados dimples, cavidades com forma globular.

Já no caso de uma fratura frágil, as trincas podem se espalhar de maneira extremamente rápida, com o acompanhamento de muito pouca deformação plástica. Tais trincas podem ser chamadas de instáveis, e a propagação da trinca, uma vez iniciada, irá continuar espontaneamente sem um aumento na magnitude da *tensão aplicada* (Callister, 2008). No que se refere aos aspectos macroscópicos é possível visualizar o início e a propagação instável da trinca. A nível microscópico, é observado a clivagem, que será explicada no tópico 2.4.2 e através de análise fractográfica é possível verificar a formação de facetas de clivagem, com geometria bem definida.

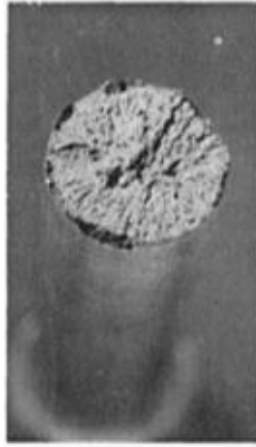


Figura 4 - *Fratura frágil com aspecto plano.* (Adaptada de Voort; George, 1987)

2.3.1 Fratura por coalescência de microcavidades

Sob aspectos macroscópicos, a deformação plástica dos metais é determinada principalmente pela mobilidade das discordâncias. Discordâncias são defeitos de linha microscópicos, responsáveis pela deformação dos metais e pelo deslizamento dos planos cristalinos (Silva e Mei, 2010).

O movimento de discordância pode ser afetado por obstáculos referentes as partículas de segunda fase, impurezas ou até mesmo pelo contorno de grão, por exemplo, que dificultam o movimento. As partículas de segunda fase estão presentes na maioria dos materiais de aplicação da engenharia, elas se desprendem da matriz, que a envolve, durante a deformação plástica. Este processo ocorre, geralmente, quando a matriz é deformada em escala muito grande. Além do deslocamento, as partículas de segunda fase também podem ser fraturadas e isto está relacionado à resistência da partícula. (Roesler, Harders e Baeker, 2007)

A fratura por coalescência de microcavidades é um tipo de fratura relacionado à existência de deformação plástica e com a presença de alvéolos, ou, como também chamado, *dimples*, na parte superficial da fratura, quando analisado por microscópio.

Segundo Hertzberg (1989), a nucleação de microcavidades depende de diversos fatores como, nível de deformação, tamanho das inclusões e/ou partículas de segunda fase, modo de deformação local e pureza do material.

Quando um componente é submetido a um esforço forma-se uma superfície livre em uma partícula de inclusão ou de segunda fase, quer pela coesão da

interface quanto pela fissuração das partículas, surge crescimento do vazio em torno da partícula, por meio de tensão plástica e estresse hidrostático. A coalescência do vazio cresce com vazios adjacentes. Nos materiais em que as partículas e as inclusões da segunda fase estão bem ligadas à matriz, a nucleação vazia é muitas vezes o passo crítico; A fratura ocorre logo após a formação dos vazios. Quando a nucleação vazia ocorre com pouca dificuldade, as propriedades de fratura são controladas pelo crescimento e coalescência de vazios; Os vazios crescentes atingem um tamanho crítico, em relação ao seu espaçamento, e ocorre uma instabilidade plástica local entre vazios, resultando em falha. (Anderson, 2005)

Quando a fratura ocorre por coalescimento de vazios, a superfície fraturada apresenta uma região preenchida por depressões, referente ao que chamamos de *dimples* ou alvéolos. O formato do *dimple* é influenciado pelo tipo de carregamento, como mostra a figura 5.

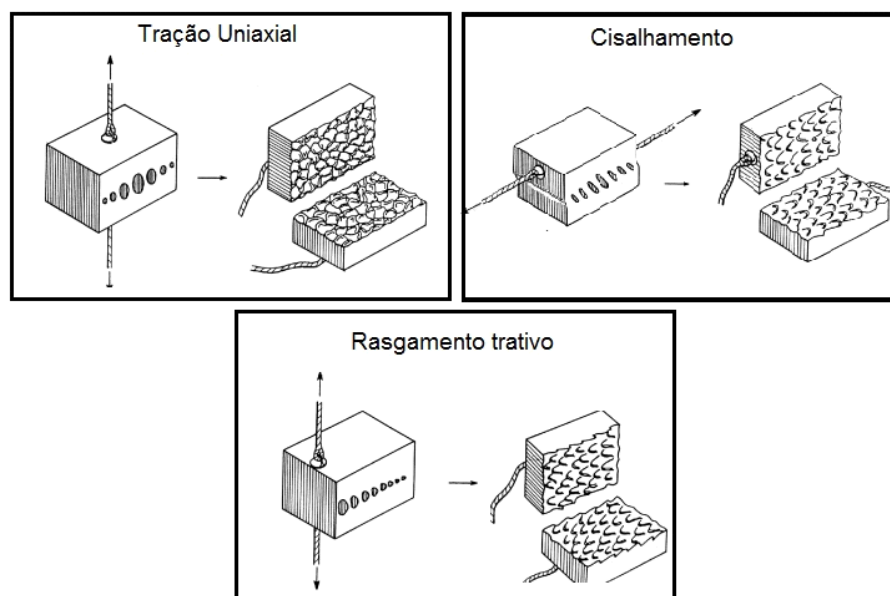


Figura 5 - Formato dos *dimples* devido a cargas de tração uniaxial, cisalhamento e rasgamento trativo. (Adaptada de Janssen, Zuidema e Wanhill, 2006)

A figura acima ilustra o comportamento, quanto à forma dos alvéolos, que para o modo de fratura por tração uniaxial, os *dimples* são equiaxiais. Fraturas por cisalhamento produzem *dimples* alongadas ou em formato de parábolas, onde as partes divididas pela fratura, possuem alvéolos que apontam em direções opostas.

Já a fratura por rasgamento trativo, produz dimples com mesmo formato da fratura por cisalhamento porém, neste caso os *dimples* apontam para a mesma direção.

A figura 6 apresenta uma estrutura sob carregamento e com inclusão de uma pré-trinca, onde inicia o processo de nucleação de vazios e conforme atenuação desta trinca os micro-vazios crescem e se unem a outros micro-vazios da trinca principal, com isso a trinca tende a crescer.

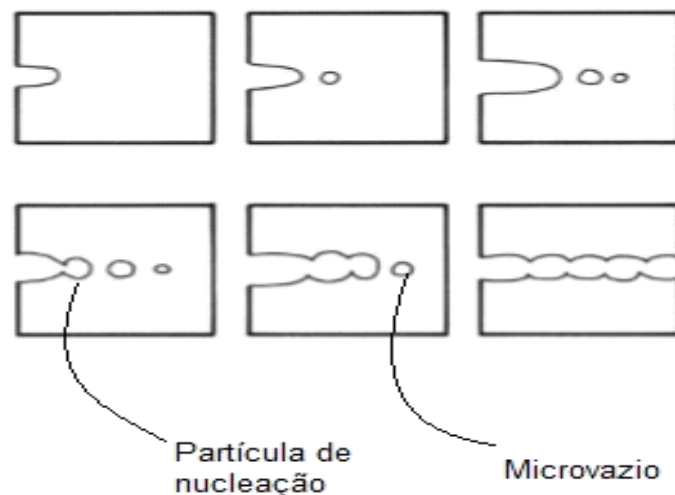


Figura 6 - Representação esquemática do mecanismo de crescimento de trinca por coalescimento de microcavidades. (Adaptada de Meyers e Chawla, 2009)

Dado o aumento de tensão local e deformação plástica, as partículas de nucleação crescem e se unem propagando a trinca até a fratura do material.

O formato dos dimples está relacionado com tipo de carregamento atuante, onde, por exemplo, as fraturas sob condições de tração uniaxial resultam na formação de *dimples* essencialmente equiaxial delimitada por um lábio. Dependendo da microestrutura e plasticidade do material, os *dimples* podem exibir uma profundidade, forma cônica ou pode ser bastante superficial. A formação de *dimples* rasos pode envolver a união de micro-vazios por cisalhamento ao longo de bandas deslizes. (Kerlins; Phillips, 1987)

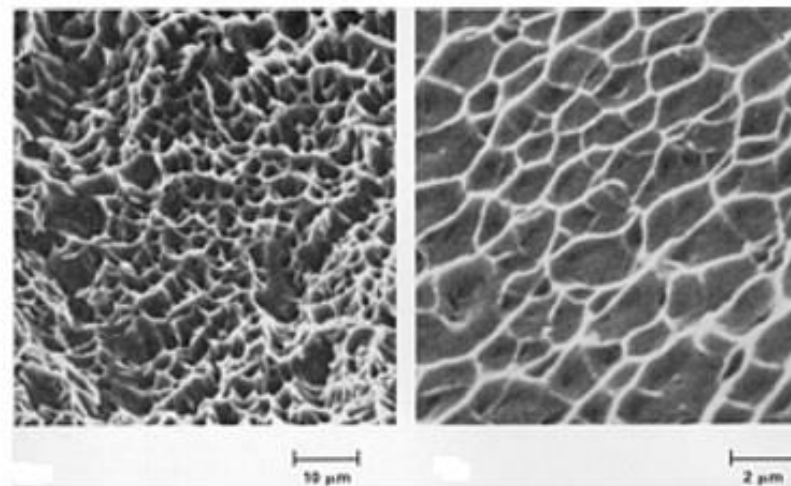


Figura 7 - *Diferentes formas de dimples durante coalescência de microvazios. A esquerda imagem apresenta dimples profundos ou cônicos; Na direita estão presentes dimples rasos. (Adaptada de Kerlins; Phillips, 1987)*

O desprendimento da partícula da matriz, como já comentado, ocorre principalmente quando a deformação na matriz é muito grande. Dentre esses dois componentes, a matriz é a que possui maior ductilidade, dada a sua estrutura de fase única e isto favorece o deslizamento das discordâncias da matriz em planos onde a tensão de cisalhamento é máxima. Um bom exemplo para complementar esses aspectos, acontece nos ensaios de tração, onde o estado de tensão é uniaxial e as deformações ocorrem a 45° graus do carregamento. (Rosler, Harders e Baker, 2007)

Nos casos de fratura dúctil, a partir de ensaios de tração com carregamento uniaxial, onde há uma significativa deformação plástica do material, geralmente são formados lábios de fratura. Grande parte da carga aplicada é suportada pelos ligamentos laterais do membro, que atuam para evitar instabilidade da fratura. Porém, conforme a carga é aumentada, a fratura central (plana), se afunila para extremidades do corpo. Os ligamentos laterais são cisalhados e os *dimples* deste local (região inclinada) possuem aparência alongada.

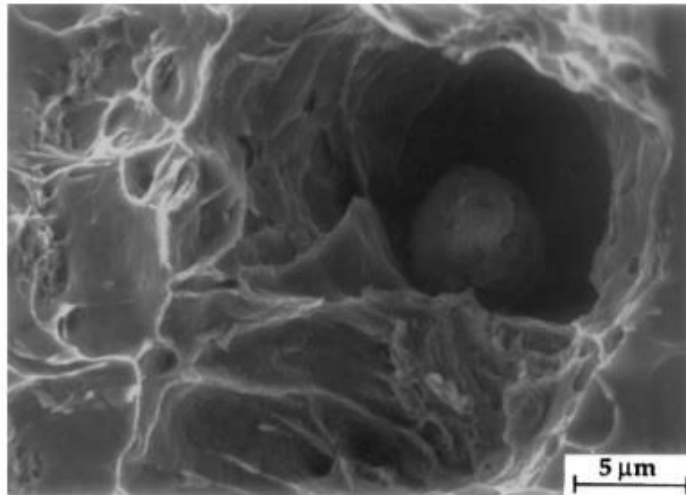


Figura 8 - *Imagem obtida através do MEV, mostra uma inclusão de partícula.*
(Anderson, 2005)

Como as fraturas reais raramente ocorrem por tensão pura ou cisalhamento, as várias combinações dos modos de carregamento, bem como a mudança constante de orientação do plano local de fratura à medida que a trinca se propaga, resulta em deformação assimétrica nas superfícies de fratura. Com isso, podemos encontrar em uma superfície fratura diversas formas e orientações dos *dimples*.

2.3.2 Fratura por clivagem

A clivagem é classificada como fratura frágil, onde sua propagação de trinca é rápida e mesmo sendo de caráter frágil, pode ser notado deformação plástica, ainda que pouco significativa. A fratura de clivagem em metais ocorre por separação direta ao longo de planos cristalográficos devido a uma simples quebra de ligações atômicas. Sua característica principal é que ele geralmente está associado a um plano cristalográfico preferencial, onde as ligações apresentam maior facilidade de serem quebradas. Uma vez que os grãos vizinhos possuem orientações ligeiramente diferentes, a fenda de clivagem muda de direção em um limite de grão para continuar a propagação no plano de clivagem preferido. (Broek, 1986)

Em materiais policristalinos a fratura intergranular ocorre de maneira onde a propagação da trinca muda de direção acompanhando o contorno de grão por onde a propagação seja mais favorável. (Janssen; Zuidema; Wanhill, 2006)

Os metais cúbicos de face centrada (CFC) geralmente não são suscetíveis a clivagem porque existem sistemas de deslizamento amplos para comportamento dúctil em todas as temperaturas. Em baixas temperaturas, os metais cúbicos de corpo centrado (CCC) falham por clivagem porque há um número limitado de sistemas de deslizamento ativo. Os metais com estrutura cristalina hexagonal compacta (HC), que possuem apenas três sistemas deslizantes por grão, também são suscetíveis à fratura por clivagem. (Anderson, 2005)

A fusão de etapas de clivagem resulta em “marcas de rio”, chamado assim devido à sua semelhança com um rio e seus afluentes. As “marcas de rio” geralmente se formam na passagem de um limite de grão. Na figura abaixo é possível verificar que a convergência das “marcas de rio” são sempre a jusante, isso permite determinar a direção da propagação local de fissuras em uma micrografia. (Broek, 1986)

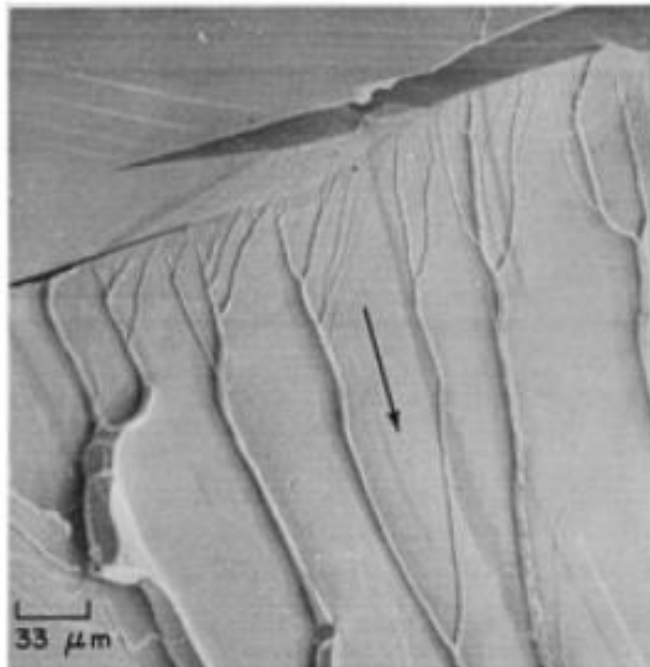


Figura 9 - Fratura por clivagem - “Marcas de rio” (Kerlin; Phillips, 1987)

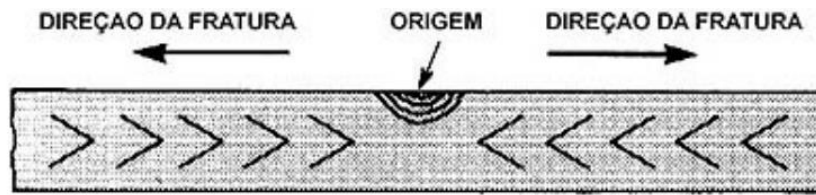


Figura 10 - Modelo esquemático de uma fratura frágil destacando a origem do trincamento.

2.3.3 Fratura Intergranular

Como visto anteriormente, materiais dúcteis tendem a falhar por coalescência de vazios e os materiais frágeis, na maioria dos casos fraturam por clivagem transgranular, no entanto, existem casos específicos, onde pode haver trincas que se prolongam através dos contornos de grãos, região onde há grande quantidade de defeitos, e levam ao rompimento dos limites dos grãos. Este rompimento pode ser relacionado à precipitação de fase, temperatura elevada, fragilização por hidrogênio e por metal líquido, corrosão intergranular e cavitação nos contornos dos grãos (Anderson, 2005). A figura 11 ilustra, lado a lado, imagens retiradas de uma análise através do microscópio eletrônico de varredura (MEV), afim comparar o aspecto da superfície fraturada para diferentes mecanismos de fratura.

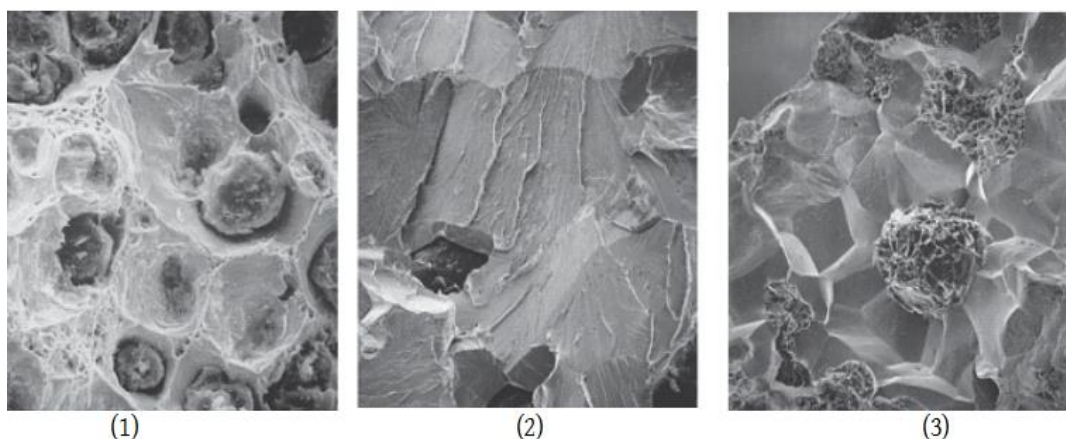


Figura 11 - Comparativo de fraturas: (1) Fratura por coalescimento de vazios; (2) Fratura por clivagem transgranular; (3) Fratura intergranular (Adaptada de Lampan, 2002)

A partir da figura 11 é fácil diferenciar os tipos de fratura, dada as características revisadas anteriormente para cada mecanismo. Sendo a fratura intergranular um caso especial de fratura, para compreender se a falha ocorre de maneira frágil ou dúctil é preciso aumento do zoom, entre 1000x a 5000x, durante análise microscópica, com o propósito de verificar a microestrutura na superfície da fratura.

2.3.4 Fratura por fadiga

Trata-se de um processo progressivo de alteração estrutural, permanente e localizado, que ocorre em um material sujeito a condições que produzem tensões e deformações cíclicas em um ponto ou em vários pontos, e que pode culminar em trincas ou fratura completa após um número suficiente de ciclos. (ASTM E1823, 2002)

Pode afetar qualquer componente que se move e/ou que esteja sob solicitação cíclica, tais como automóveis nas estradas, aviões (principalmente as asas e a junção dessas com a fuselagem) em pleno voo, pontes sob veículos, navios em alto mar, sob o impacto das ondas. (Sandor, 1972)

Os estudos mostram que 50 a 90% de todas as falhas mecânicas que ocorrem em componentes e/ou estruturas são causadas por fadiga. (Fuchs; Stephens, 1980)

A iniciação típica das trincas por fadiga envolve a movimentação cíclica de discordâncias, que tende a agrupá-las paulatinamente em células e a formar bandas de deslizamento persistente na superfície da peça as quais, à medida que vão crescendo, podem formar extrusões e intrusões superficiais e iniciar várias microtrincas no ponto crítico da estrutura. (Castro e Meggiolaro, 2009)

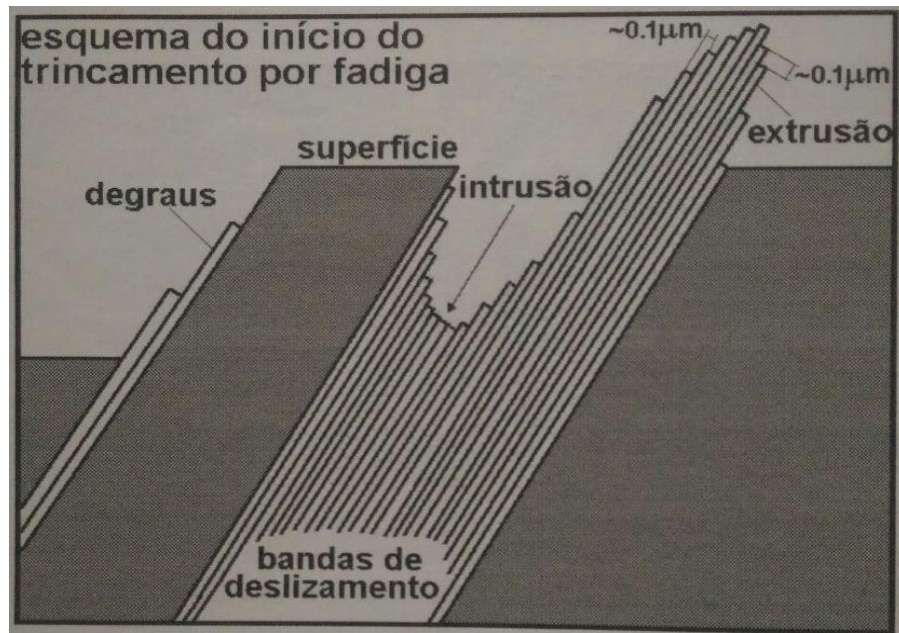


Figura 12 - Esquema de processos característicos de fratura por fadiga (Adaptada de Castro e Meggiolaro, 2009)

Dada a formação de microtrincas, elas coalescem e crescem, se propagando até que haja falha do material. Este tipo de ruptura está relacionado com características do material e do tipo de carregamento aplicado. A fratura por fadiga é considerada perigosa, pois geralmente ocorre sem apresentar indícios aparentes, como deformação plástica, por exemplo. (Suresh, 1998)

O processo de fadiga pode ser dividido em três estágios: (MEYERS; CHAWLA, 2009; Dieter, 1976, Norton, 2013)

- Estágio I início da trinca - corresponde à nucleação da trinca por deformação plástica localizada e a sua propagação inicial.
- Estágio II de crescimento de trinca - envolve o crescimento de uma trinca bem definida em direção normal à tensão de tração máxima.
- Estágio III fratura instável - corresponde à ruptura final do material, que ocorre quando a trinca atinge o tamanho crítico necessário para sua propagação instável, uma vez que a seção transversal resistente do componente não mais suporta a carga aplicada.

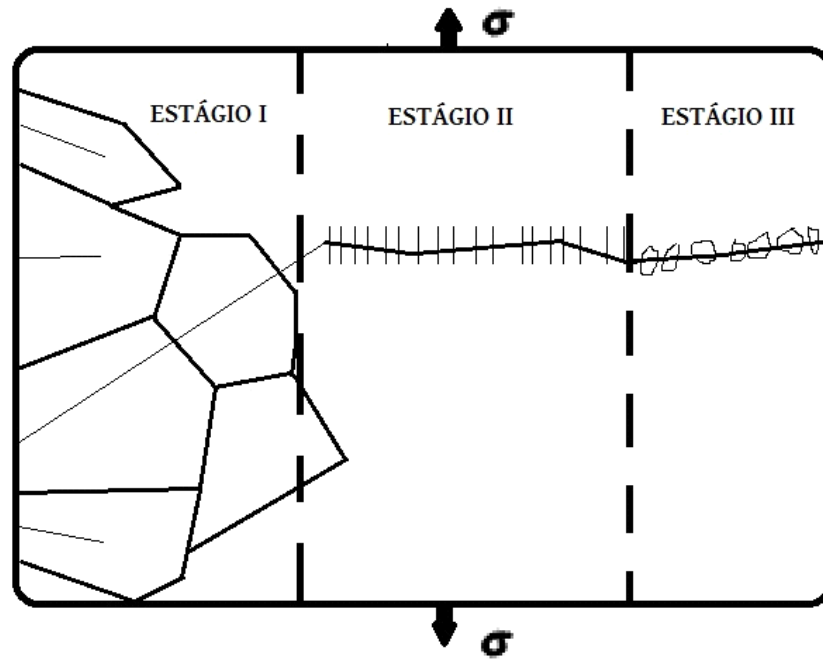


Figura 13 - *Estágio de propagação de trinca (Adaptada de Meyers e Chawla, 2009)*

Em escala microscópica, os metais não são homogêneos e isotrópicos, possuem regiões com concentração geométrica de tensão (entalhes). A medida que as tensões no entalhe oscilam, há possibilidades de escoamento local devido à concentração de tensão, ainda que a tensão nominal na seção esteja abaixo do valor de tensão de escoamento do material. Pela extensão dos contornos de grãos, tem deformação plástica presente, que causa distorções e cria bandas de deslizamentos, essa área concentra intensa deformação devido aos movimentos cisalhantes. Para materiais dúcteis, vazios ou inclusões preexistentes atuam como intensificadores de tensão para iniciar a trinca. Já os materiais menos dúcteis, não apresentam a mesma capacidade para escoar. Os materiais frágeis são mais sensíveis ao entalhe e geralmente “pulam” este estágio e procedem diretamente para propagação da trinca. (Norton, 2013)

Dada a microtrinca formada no estágio I (ou trinca pré existente), entram em ação os mecanismos de fratura. Predomina um aumento de deformação plástica na ponta da trinca mais pontiaguda (crítica) e a trinca cresce mais um pouco, devido às tensões de tração. A transição do estágio I para o II ocorre formando sequências de degraus, vistos através de microscópio. A trinca se desenvolve ao longo de planos ortogonais aos de tensão máxima de tração e geralmente apresentam estrias

singulares, visíveis no microscópio eletrônico, caracterizando o estágio II. (Suresh, 1998; Stephens, 2001)

A morfologia das estrias são muito afetadas pelo ambiente de serviço em que são geradas e por este motivo elas podem aparecer em formas diversificadas. Em ambientes inertes, tem aparência dúctil, já em ambientes agressivos, apresentam-se relativamente planas e com aparência de clivagem. (Hertzberg, 1989)

As estrias de fadiga se formam conforme a trinca cresce paulatinamente. Elas são muito características nas fraturas por fadiga e em análises de superfície de fratura, ao encontrar estas estrias, já é sabido que a fratura ocorreu por fadiga. Porém, o fato de não serem vistas, não descarta a possibilidade de ocorrência por fadiga. (Castro e Meggiolaro, 2009; Callister, 2008)

No estágio III ocorre a fratura brusca, quando trinca avançada alcança o tamanho crítico de propagação instável. É possível que haja deformação antes da ruptura do material, porém, sob aspectos macroscópios, fraturas por fadiga são frágeis, não são identificadas deformações.

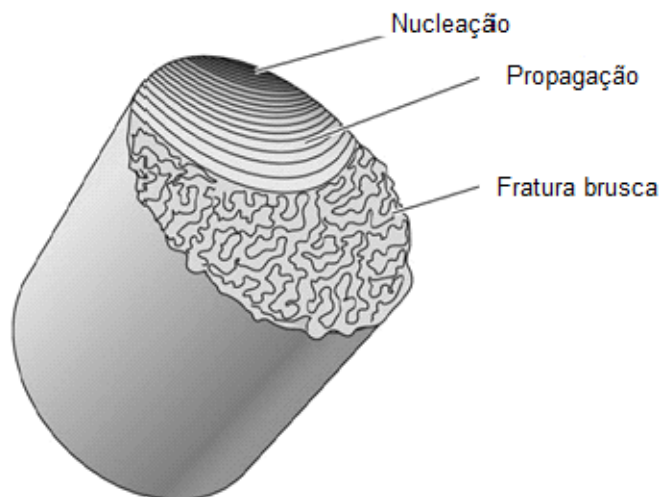


Figura 14 - Representação da superfície característica de uma fratura por fadiga, com distinção dos três estágios pertinentes a fratura por fadiga. (Adaptada de ASKELAND, 2010)

3 Materiais e Métodos

3.1 Materiais

No presente trabalho, foram utilizados dois aços, o SAE 1020 e 4140, ambos fornecidos na forma de barra chata, cuja composição química está indicada nas tabelas 3 e 4, respectivamente.

Tabela 5 - *Composição aço SAE 1020 conforme recebido.*

Composição química conforme recebido									
SAE 1020	C (%)	Mn (%)	Si (%)	P (%)	S (%)	Cu (%)	Cr (%)	Ni (%)	Mo (%)
	0,15	0,55	0,12	0,017	0,023	0,1	0,06	0,04	0,01

Tabela 6 - *Composição aço SAE 4140 conforme recebido.*

Composição química conforme recebido									
SAE 4140	C (%)	Mn (%)	Si (%)	P (%)	S (%)	Cu (%)	Cr (%)	Ni (%)	Mo (%)
	0,15	0,76	0,24	0,007	0,003	0,18	1,00	1,72	0,24

Comparando as tabelas 3 e 5 pode-se classificar quanto à composição, o material recebido como o aço SAE 1020 e fazendo o mesmo com as tabelas 4 e 6 se confirma a classificação do material em estudo como SAE 4140.

O aço SAE 1020 é aço estrutural, comumente aplicado em estruturas mecânicas, como chapas de automóveis, peças rosqueadas, eixos entre outros, onde sua aplicação seja favorável a propriedade dúctil e tenaz que o material possui.

Já o SAE 4140 são muito utilizados em aplicações que exigem alta resistência como engrenagens, rolamentos, eixos furados e em muitas aplicações que tiram vantagens da sua alta resistência e excelente temperabilidade. (Rocha, 2004)

3.2 Métodos

3.2.1 Metalografia

A caracterização metalográfica foi realizada com o propósito de conhecer a microestrutura dos aços e avaliar a partir das características encontradas, os possíveis tratamentos térmicos realizados nas amostras em estudo.

Para a preparação das amostras, foi utilizada no processo de lixamento, lixas com granulometria de 220, 320, 400 e 600, nesta ordem. Em seguida as amostras foram submetidas ao processo de polimento, utilizando panos com sequência de granulometria de 6 e 3 μm . O polimento fino foi realizado com pasta diamantada com granulometria de 1 μm .

Todo procedimento necessário para análise metalográfica foi realizado em laboratório, pertencente ao departamento de engenharia de materiais na Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro (PUC-Rio). A análise foi realizada no microscópio Zeiss Axio Lab A1.

As amostras foram atacadas quimicamente com Nital 2%, posteriormente lavadas e secas, para eliminar impurezas que pudessem dificultar a visualização da superfície a ser analisada.

3.2.2 Ensaio de Tração

O ensaio de tração foi realizado com o propósito de conhecer e avaliar algumas propriedades mecânicas dos aços sob estudo.

Os CP's utilizados para realização do ensaio de tração, foram usinados segundo a norma ASTM E 8M (ASTM, 2009). Foram preparados três CP's para cada material.

A figura 15 apresenta geometria utilizada para confecção dos CP's.

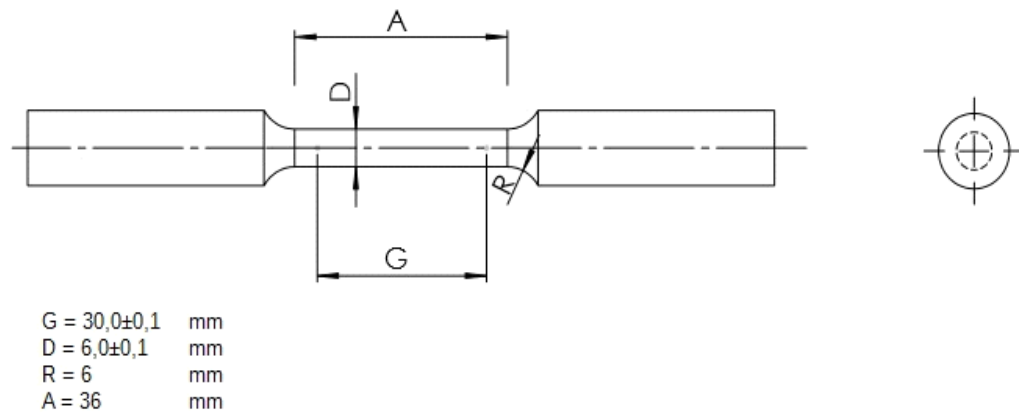


Figura 15 - Geometria dos corpos de prova para ensaio de tração. (Adaptada de ASTM E 8M)

Os ensaios foram realizados a temperatura ambiente (25°C), em uma máquina INSTRON 5500R, com capacidade de 10 kN, no laboratório de ensaios mecânicos da Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro (PUC-Rio).



Figura 16 - Máquina INSTRON modelo 5500R utilizada nos ensaios de tração.

Para acompanhamento da deformação, os corpos de prova foram instrumentados com extensômetros, que são medidores de deformação. Este medidor foi posicionado na superfície do comprimento útil do CP.

A partir da curva de tensão *versus* deformação foi possível obter valores para limite de escoamento e limite de resistência mecânica, sendo o primeiro adquirido

utilizando como referência deformação de 0,5%.

3.3 Seleção dos corpos de prova

A geometria do CP é do tipo SE(T), recentemente empregada na mecânica da fratura. A aplicação do corpo de prova SE(T) nos ensaios mecânicos estão sendo utilizados com maior frequência, principalmente para avaliar integridade estrutural. A DNV-RP-F108 (2006) é uma recomendação prática que incluiu o corpo de prova SE(T) nos cálculos de resistência à fratura em dutos rígidos quando sujeitos ao método de bobinamento (reeling method).

Para confecção dos corpos de prova para ensaio à fratura, foi utilizada seção retangular e conforme recomendação da DNV F 108 (2006), as dimensões dos CP's estabelecem a razão $B/W=2,5$. Sendo B a espessura e W a altura do corpo de prova.

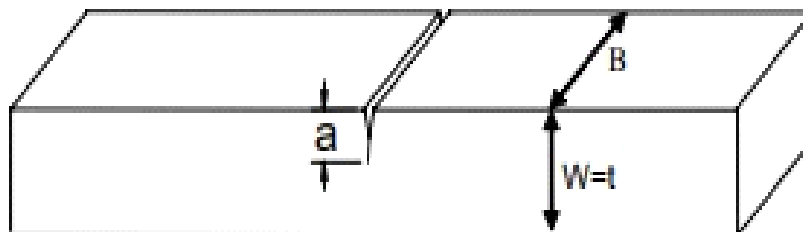


Figura 17 - *Relações geométricas do corpo de prova e pré-trinca. (DNV-RP-F108, 2006)*

Os corpos de prova foram confeccionados por processos de corte e fresa, sendo o último utilizado para abertura do entalhe mecânico (região central). A finalização do entalhe consiste na criação de uma região com raio menor da ponta do entalhe, também chamado de rabo de andorinha, que foi realizado na máquina de eletroerosão a fio (Wire EDM - wire electrical discharge machining).

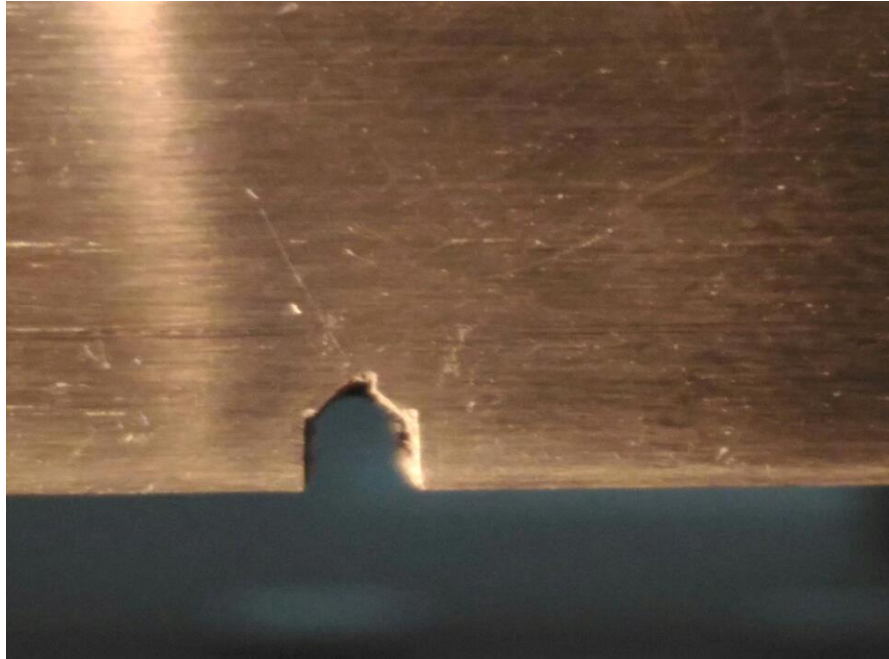


Figura 18 - Detalhe do entalhe mecânico.

Para facilitar o acompanhamento do crescimento da trinca, durante o pré-trincamento, a lateral dos corpos de prova foram lixadas.

A figura a seguir ilustra a geometria do corpo de prova SE(T) do tipo fixado por garras, utilizado nos experimento, com suas respectivas dimensões.

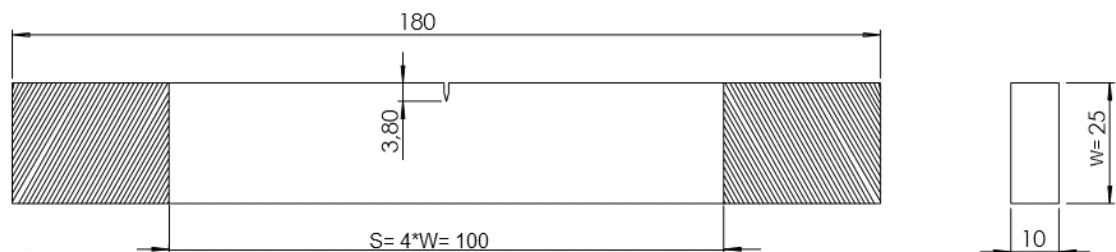


Figura 19 - Corpo de prova tipo SE(T) com dimensões em mm.

A fim de facilitar as referências aos CP's, eles foram nomeados conforme tabela 7.

Tabela 7 - Identificação dos CP's para ensaio de fratura.

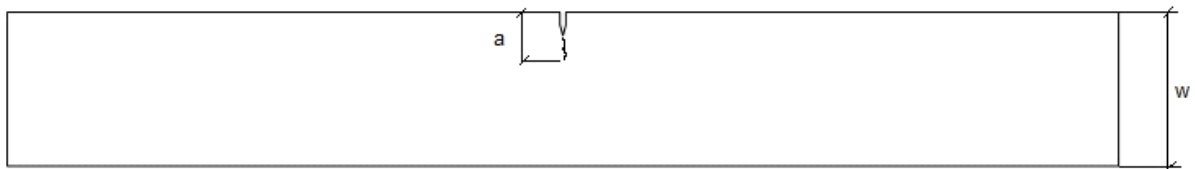
CP SE(T)	AÇO (SAE)
01	1020
02	4140
03	4140 com side groove

3.3.1 Pré- trincamento

Uma peça feita com metal dúctil, quando submetida a um carregamento estático, raramente se romperá por fratura como um corpo de prova, pois primeiramente falhará por deformação plástica excessiva. (Dieter, 1976)

Mesmo com a finalização do entalhe mecânico por eletroerosão, com intuito de reduzir o raio da ponta do entalhe, não é viável, por meio de processos de usinagens tradicionais, realizar uma região pontiaguda e devido a isto, foi preciso recorrer ao pré-trincamento do CP.

Inicialmente, foi pré-determinado um valor do comprimento da trinca de fadiga com razão a/w para os corpos de prova do tipo SE(T), onde a é o comprimento total do defeito e W é a altura total do corpo de prova.

**Figura 20** - Representação esquemática de dimensões a e w .

O pré-trincamento por fadiga foi realizado em flexão de três apoios. O ensaio foi realizado em uma máquina MTS Landmark com capacidade de 250 kN, na Universidade Estadual de Ponta Grossa (UEPG).



Figura 21 - *Máquina MTS Landmark utilizada para pré-trincamento e ensaio de fratura.*

O acompanhamento do crescimento da trinca de fadiga foi realizada com auxílio de lupa e luneta, por ambos os lados do corpo de prova, a fim de garantir o crescimento uniforme da trinca.

Para evitar embotamento na ponta da trinca de fadiga é importante controlar a carga necessária a fadiga, por isso é relevante conhecer a carga máxima de pré-trincamento. Seguindo a norma ASTM 1820 (2011), a carga máxima foi calculada conforme a equação abaixo:

$$P_{\max} = \frac{0.5Bb_o^2\sigma_Y}{S}$$

Eq. (1)

Onde,

B = espessura do corpo de prova [mm]

b_0 = comprimento referente a parte não trincada do CP (w-a) [mm]

σ_y = limite de escoamento [MPa]

S = distância entre apoios de fixação do CP [mm]

A razão de carga (R), utilizada nos ensaios foi de $R=0,1$, dado isto é possível calcular a carga mínima aplicada durante o ensaio, a partir da equação abaixo:

$$R = \frac{P_{\max}}{P_{\min}} = 0,1$$

Eq.(2)

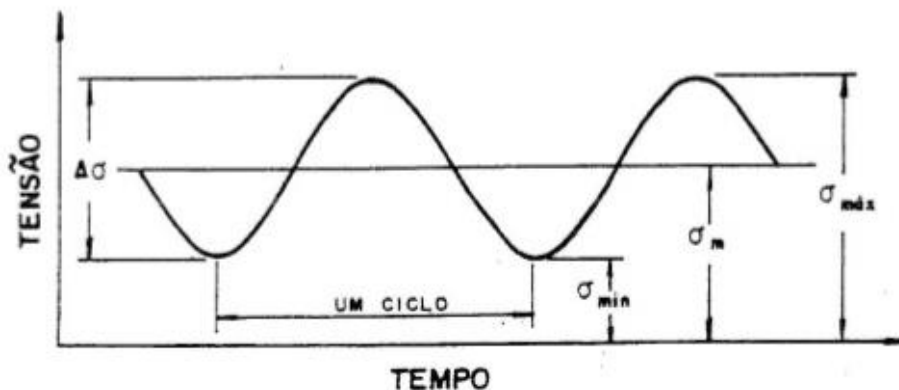


Figura 22 - Representação esquemática do ciclo de carregamento de fadiga.

Os ciclos correspondem a uma sucessão de valores de tensão, repetida na mesma sequência e no mesmo período de tempo.

3.3.2 Entalhe lateral (*side groove*)

O entalhe lateral, também chamado de *side groove*, trabalha como concentrador de tensões, que modifica o estado de tensão na região central da amostra, aumentando a triaxialidade de tensões nesta região e assim restringindo a deformação plástica na ponta da trinca.

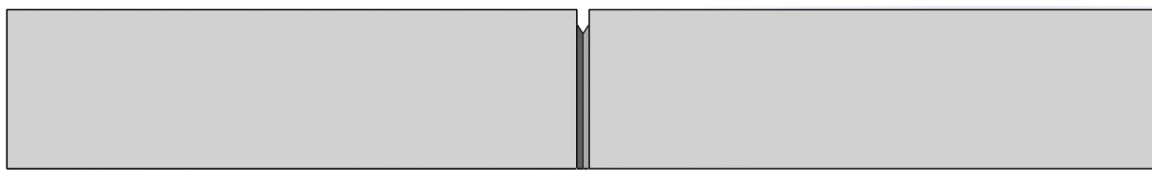


Figura 23 – Corpo de prova tipo SE(T) com side groove (entalhe lateral).

O *side groove* tem forte influência ao comportamento à fratura do material. Um corpo de prova sem *side groove* apresenta deformações nas superfícies laterais, enquanto um CP com entalhe lateral apresentam uma propagação de trinca mais uniforme, com pouca ou nenhuma deformação, sob aspectos macroscópicos. Esta diferença de comportamento, para um corpo de prova com e sem entalhe lateral está associado ao estado triaxial de tensão do local, onde CP's sem *side groove* apresentam estado de tensão triaxial baixo.

As dimensões do entalhe lateral seguem a norma ASTM 1820 (2011). A norma estabelece que o entalhe lateral pode reduzir até 25% da espessura do corpo de prova, que o ângulo formado entre as superfícies do entalhe deve ser menor que 90° e que o raio da ponta do entalhe pode variar entre 0,3 mm e 0,7 mm.

O entalhe lateral foi realizado em uma máquina de eletroerosão a fio (Wire EDM - wire electrical discharge machining).

3.4 Ensaio à fratura

Os ensaios foram feitos na mesma máquina onde foi realizado o pré-trincamento dos CP's 01 e 02, (MTS Landmark). Trata-se de um carregamento monotônico, onde o único objetivo é fraturar o material.

Os CP's do 4140 foram ensaiados em flexão de três apoios, por carregamento monotônico.

Já o CP do 1020, por ser muito dúctil, não responde adequadamente a este ensaio, pois o corpo de prova se deforma continuamente durante aplicação de carga, sem que haja ruptura do CP. (Souza, 1982)

O ensaio de fratura do corpo de prova referente ao aço 1020 foi realizado por

cargas trativas e foi necessário adaptação de garras para fixação do corpo de prova.

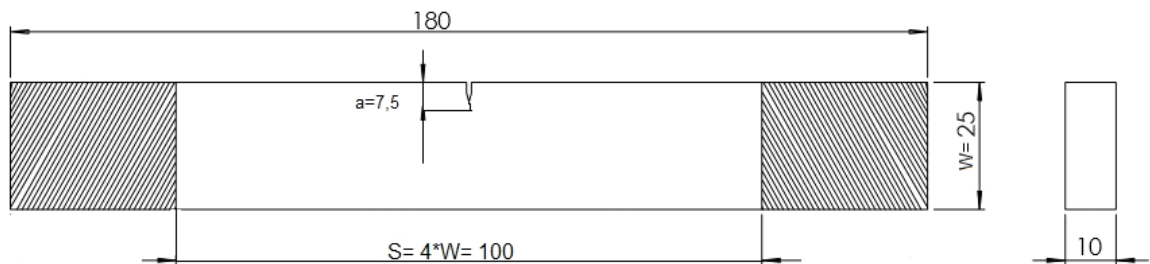


Figura 24 - Ilustração do corpo de prova do SAE 1020 para ensaio à fratura.

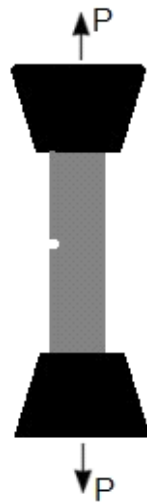


Figura 25 - Representação esquemática do posicionamento para ensaio à fratura.

A região hachurada da figura 24, indica o local para fixação do CP na máquina. O ensaio de fratura por flexão de três apoios com carregamento monotônico consiste em aplicação de carga crescente em determinados pontos do corpo de prova.

A carga é sempre aplicada na região média do corpo de prova e se distribui de modo uniforme ao longo do corpo.

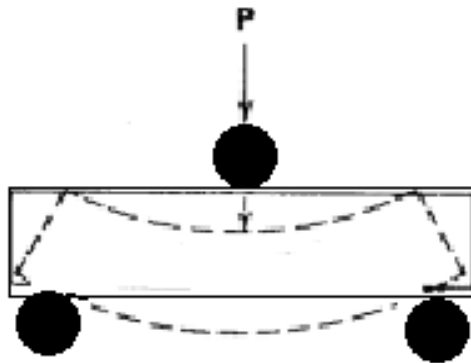


Figura 26 - *Representação esquemática da carga aplicada no ensaio de flexão.*
(Adaptada de Chiaverini, 1986)

Para o ensaio de flexão utiliza-se dois cilindros afastados entre si, que funcionam como apoio do corpo de prova. Na parte superior da máquina fica ajustado outro cilindro, onde a carga é aplicada, conforme esquema da figura 26.

3.5 Fractografia

O ensaio fractográfico é utilizado para análise em superfícies de fratura. Consiste em relacionar a presença ou ausência de aspectos fractográficos com sucessão de eventos associados à fratura, possibilitando determinação do carregamento e condições dos esforços no instante da fratura. (Purslow, 1986)

As análises fractográficas foram realizadas através de um microscópio eletrônico de varredura (MEV), modelo JSM-6510LV, na Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro, (PUC-Rio).



Figura 27 - *Microscópio eletrônico de varredura (MEV).*

O MEV produz imagens de alta ampliação e resolução. As imagens visualizadas no monitor, são transcodificações da energia emitida pelos elétrons, o que caracteriza uma imagem virtual.

O princípio de funcionamento do MEV consiste na emissão de feixes de elétrons que é realizada através de um filamento capilar de tungstênio, eletrodo negativo, quando é aplicado uma diferença de potencial, que pode variar de 1 a 30 kV. Esta variação de voltagem faz com que haja variação da aceleração de elétrons e promove aquecimento do filamento. O eletrodo positivo atrai, com forte intensidade, os elétrons emitidos pelo eletrodo negativo e isto gera aceleração dos elétrons negativos em direção ao eletrodo positivo. Existe uma lente objetiva que atua ajustando o foco dos feixes de elétrons antes que eles atinjam a amostra, mas para que isto aconteça, lentes condensadoras alinham o feixe direcionando-o à brecha da lente objetiva.

Os corpos de prova foram seccionados em dimensões ideais para realização da análise fractográfica. As três amostras foram posicionadas lado-a-lado em um recipiente apropriado e inseridas no equipamento para varredura de imagens.



Figura 28 – *Corpos de prova posicionados para inspeção no MEV.*

Com as amostras posicionadas, o recipiente é inserido no microscópio eletrônico e inicialmente é feita uma calibração para ajustar a distância da face fraturada e o canhão de elétrons.

Concluída a calibração, a câmara é devidamente fechada e as amostras são submetidas a vácuo, para otimizar a emissão do feixe de elétrons, permitindo que os elétrons cheguem à superfície sob análise sem colidir com moléculas presentes no ar.

Através das imagens do MEV, com aumento de imagem significativo, foi viável a análise da superfície de fratura, permitindo associar aspectos da fratura com os micromecanismos revisados no capítulo 2.

4 Resultados e discussões

4.1 Caracterização metalográfica

As figuras 24 e 25 apresentam micrografias do aço SAE 1020. As imagens foram obtidas após ataque de Nital 2% por 10 segundos.

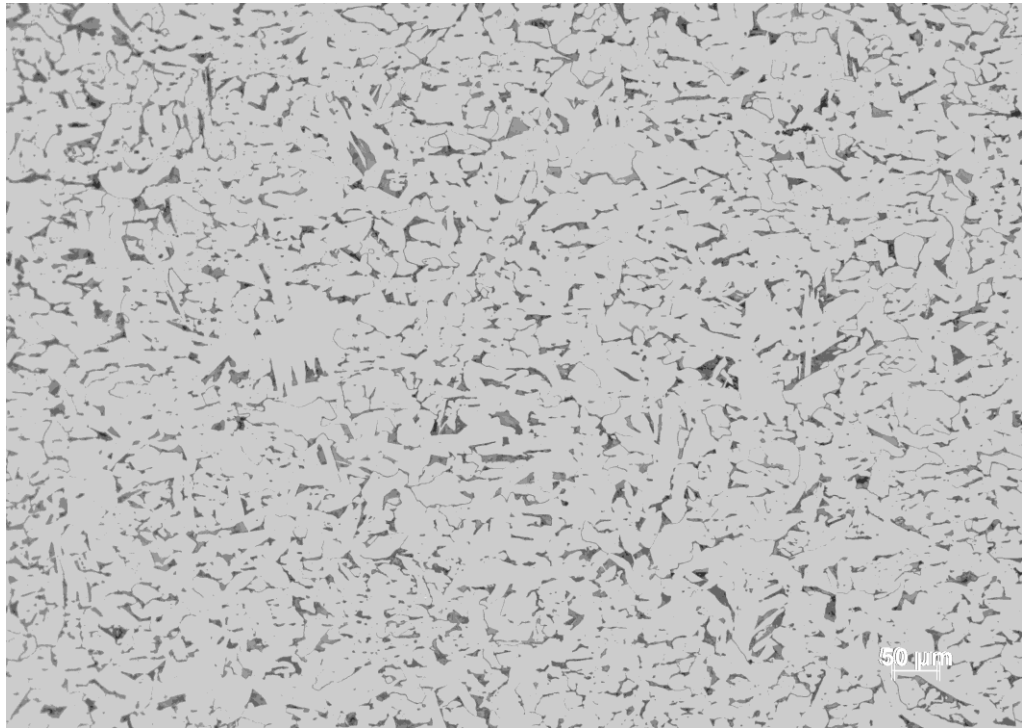


Figura 29 - Metalografia SAE 1020. Microestrutura ferrítica-perlítica com aumento de 100x .

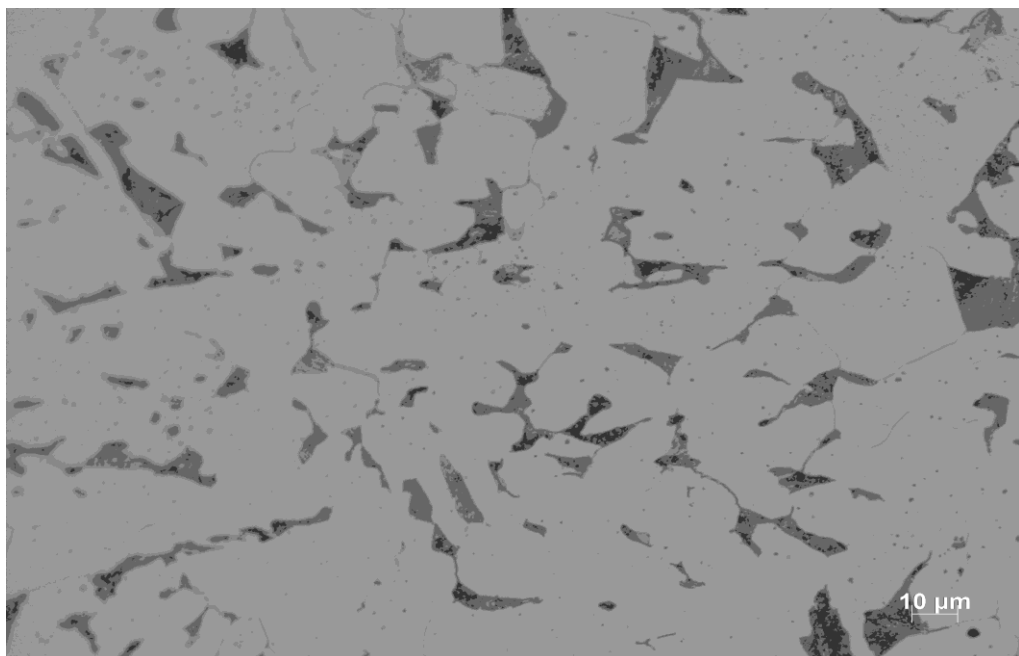


Figura 30 - Metalografia SAE 1020. Microestrutura ferrítica-perlítica com aumento de 500x

As imagens 29 e 30, obtidas através do microscópio óptico, ilustram as fases que compõem a microestrutura do aço SAE 1020. É possível observar ferrita, sendo a parte mais clara e a parte escura é identificada a perlita. A concentração de ferrita é muito maior quando comparado com a perlita e segundo Copaelrt (1974), a quantidade de perlita pode ser atribuída ao baixo teor de carbono que o aço possui, quanto menor for o teor de carbono no material, menor será a porcentagem de perlita na microestrutura.

A microestrutura exhibe características de normalização, onde a temperatura é elevada dentro do campo austenítico. O material permanece no forno até que toda sua microestrutura esteja homogênea. O resfriamento é realizado em temperatura ambiente, por convecção forçada.

O processo de separação da ferrita não ocorre por completo e com isto a austenita se transforma em perlita com formato lamelar muito fino, como é possível verificar nas figuras 29 e 30.

As imagens a seguir (Figura 31 e 32), são referente ao aço SAE 4140, também atacado quimicamente por Nital 2% durante 10 segundos.

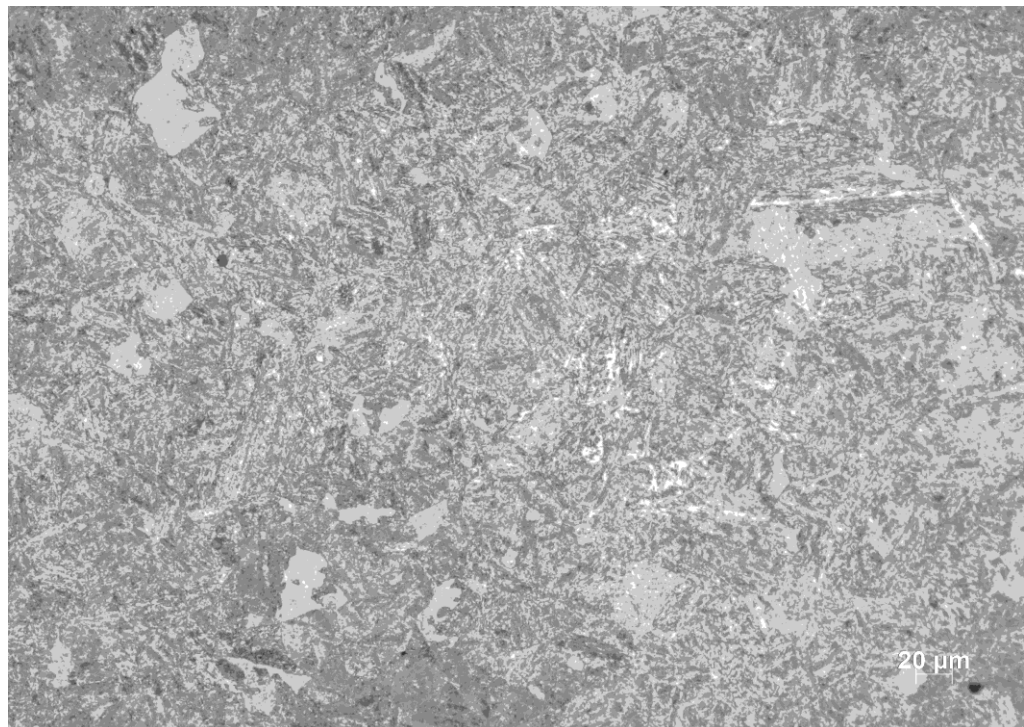


Figura 31 - Metalografia SAE 4140. Microestrutura martensítica com aumento de 200x.

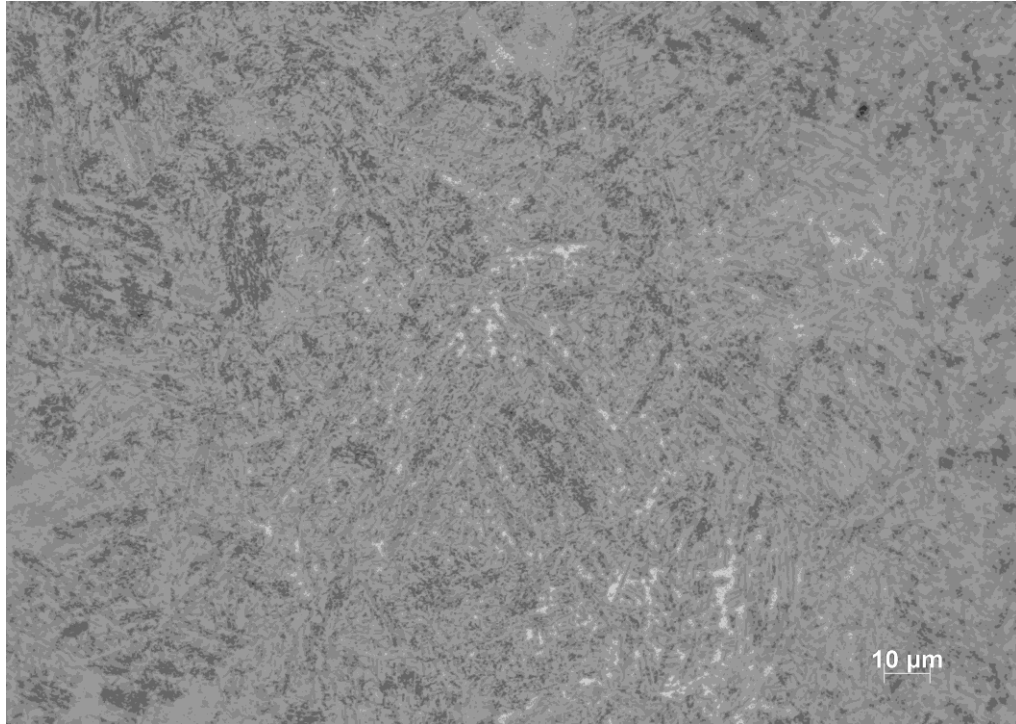


Figura 32 – Metalografia SAE 4140. Microestrutura martensítica com aumento de 500x.

As micrografias acima, referentes ao aço SAE 4140, apresentam uma estrutura homogênea de martensita revenida em forma de ripas. A presença de martensita revenida é característica de um aço que sofreu tratamento térmico de têmpera seguido de revenimento.

O tratamento térmico de têmpera consiste em um resfriamento bruto do material e gera tensões térmicas devido aos altos gradientes térmicos, também origina tensões de transformação, pelo processo de transformação da martensita, a partir da austenita. (Krauss, 1994)

Geralmente, após têmpera, os materiais são revenidos, cujo processo é definido pelo aquecimento de aços martensíticos a altas temperaturas, tornando o material mais dúctil e melhorando propriedades mecânicas do aço, como a tenacidade.

4.2 – Ensaio de tração

A partir dos ensaios de tração foi possível determinar o limite de escoamento, limite de resistência mecânica e alongamento de cada material.

As curvas de tensão versus deformação foram traçadas a partir dos dados obtidos no ensaio de tração e estão ilustradas nas figuras 33 e 34, do SAE1020 e SAE 4140, respectivamente.

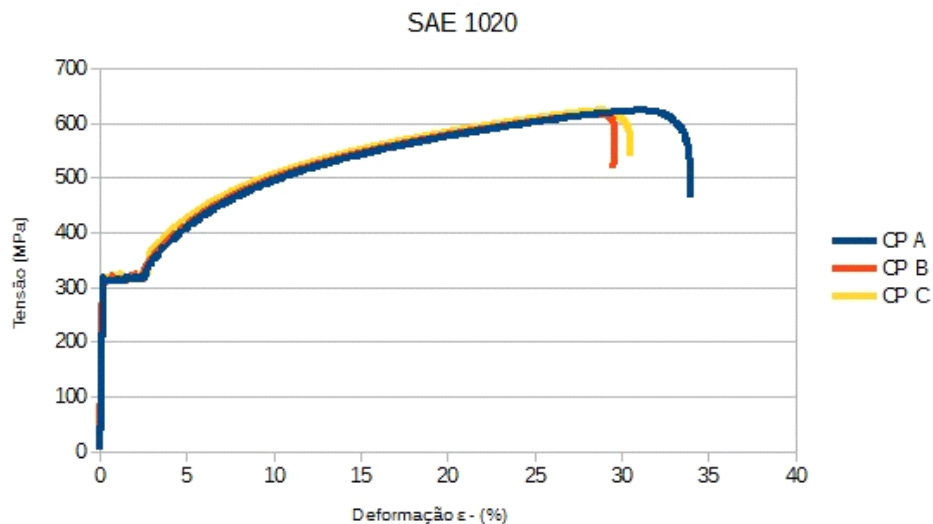


Figura 33 - Curvas tensão versus deformação referentes aos 3 CP's do SAE 1020 ensaiados à tração.

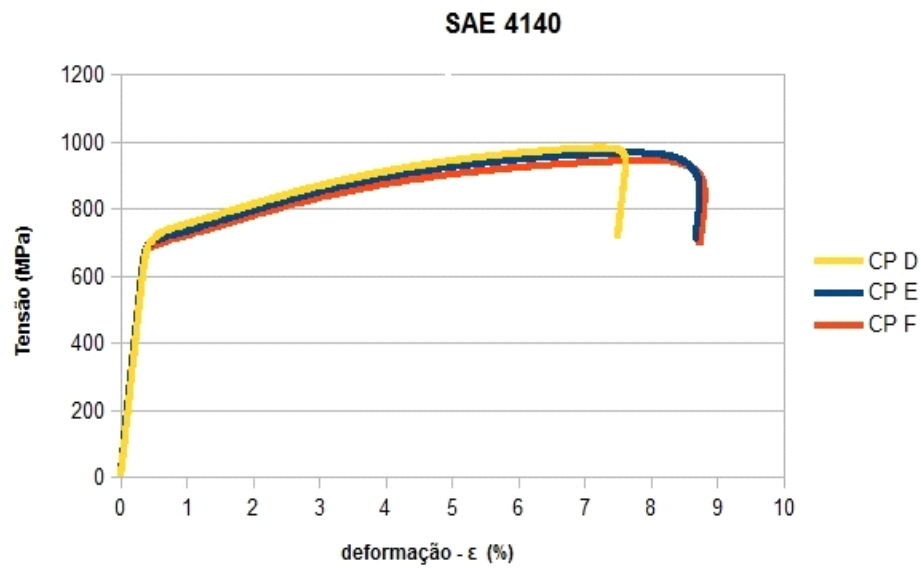


Figura 34 - *Curvas tensão versus deformação referentes aos 3 CP's do SAE 4140 ensaiados à tração.*

Tabela 8 - *Resultados do ensaio de tração aço SAE 1020.*

CP	Sy (MPa)	Su (MPa)	AL(%)
A	315	481,1	24,33702
B	316	481,5	23,60137
C	316	478,8	22,96388
Média	316	481,1	23,60137

Tabela 9 - *Resultados do ensaio de tração aço SAE 4140.*

CP	Sy (MPa)	Su (MPa)	AL(%)
D	740	915,15	6,92972
E	720	897,52	7,18204
F	724	875,37	7,4907
Média	724	897,52	7,18204

Sendo,

S_y = Limite de escoamento (Mpa).

S_u = Limite de resistência mecânica (Mpa).

AL = Alongamento percentual do corpo de prova (%).

A ductilidade é representada pelo grau de deformação plástica que o material suporta na fratura. Um material que experimenta pouca deformação plástica é classificado como frágil. (Callister, 2008).

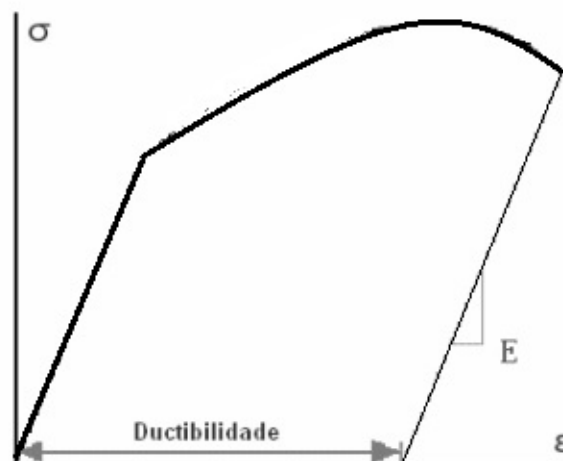


Figura 35 - Tensão versus deformação evidenciando a ductilidade.

Outra forma de expressar a ductilidade, de modo quantitativo, é pelo alongamento percentual ($AL\%$), que são apresentados nas tabelas 8 e 9. Trata-se da deformação plástica, com valor percentual, quando do momento da fratura, conforme equação abaixo:

$$AL\% = \frac{L_0 - L_f}{L_0} \times 100$$

Eq.(3)

Analizando os dados da tabela 8, podemos verificar que o aço SAE 1020 é um aço de média resistência e alta ductilidade. O aço SAE 4140, cujos os dados são fornecidos pela tabela 9, é um aço de alta resistência e baixa ductilidade.

Através desta análise, foi decidido que o pré-trincamento no CP do SAE 1020 seria necessário, considerando que apenas o entalhe superior não resultaria na fratura do material, que é o interesse do trabalho, para uma avaliação da superfície fraturada.

4.3 Pré-trincamento

4.3.1 SAE 1020

Através dos dados do ensaio de tração do material, o aço SAE 1020 foi avaliado como material dúctil e a partir disto foi considerado que sem uma pré-trinca de fadiga ao final do entalhe mecânico, não seria suficiente para fraturar o corpo de prova, por isto foi realizado um pré-trincamento, a fim de conduzir a fratura por controle de tensão e não de deformação.

Conforme mencionado anteriormente, antes do CP 01 ser submetido ao ensaio de fratura, foi realizado uma pré-trinca de fadiga, com razão $a/w=0,3$.

A carga máxima aplicada foi calculada segundo a equação (1), utilizando o valor médio da tensão de escoamento do material, obtidos no ensaio de tração (tabela 8).

Tabela 10 - Valores utilizados para cálculo da carga máxima de pré-trinca SAE 1020.

Parâmetros		Unidades
B =	10	[mm]
b0 =	21,2	[mm]
σ_y =	398,5	[MPa]
S =	100	[mm]
P _{máx} =	8955,092	[N]

4.3.2 SAE 4140

De modo semelhante ao CP 01, o CP 02 foi pré-trincado com razão $a/w = 0,2$. Vae ressalta que este corpo de provas não possui entalhe lateral, tendo apenas pré-trinca.

Tabela 11 - Valores utilizados para cálculo da carga máxima de pré-trinca SAE 4140.

Parâmetros	Unidades
B = 10	[mm]
b0 = 21,2	[mm]
$\sigma_y = 812,5$	[MPa]
S = 100	[mm]
P _{máx} = 18258,5	[N]

4.4 Ensaio à fratura



Figura 36 - Corpo de prova referente ao aço SAE 1020 posicionado para ensaio de fratura por tração.



Figura 37 - Fratura do corpo de prova referente ao aço SAE 1020 com pré-trinca.



Figura 38 - Copro de prova referente ao SAE 4140 com pré-trinca, posicionado para ensaio de fratura por flexão de três apoios.

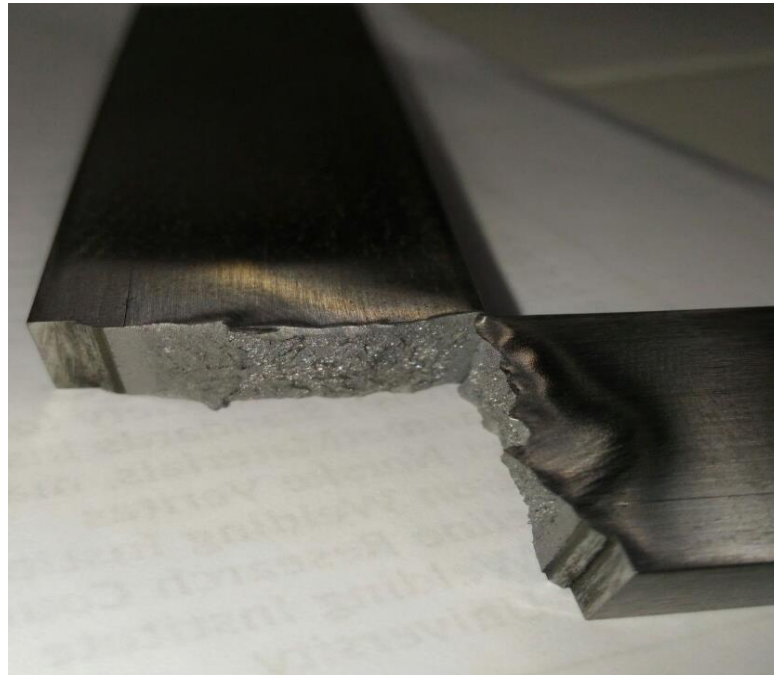


Figura 39 - *Fratura do corpo de prova SAE 4140 com pré-trinca*

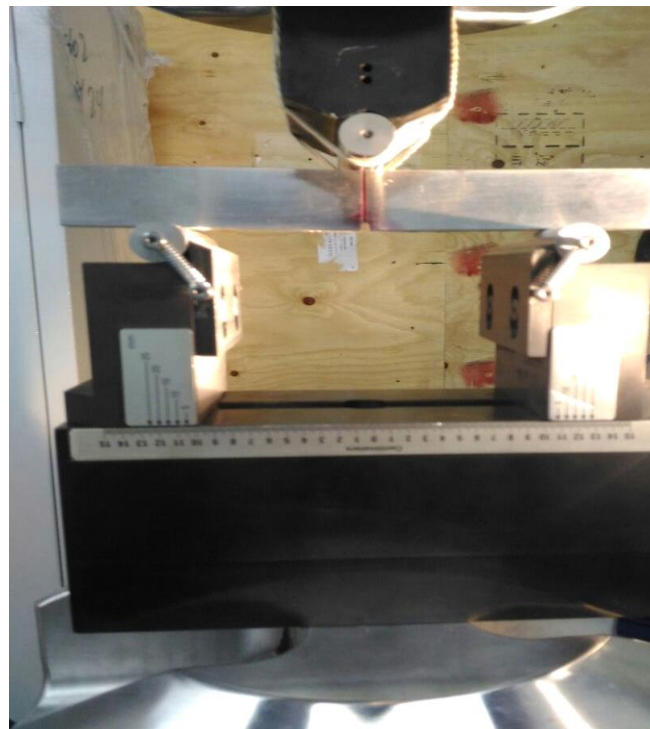


Figura 40 - *Corpo de prova referente ao SAE 4140 com side groove, posicionado para ensaio de fratura por flexão de três apoios.*



Figura 41 - *Fratura corpo de prova SAE 4140 com side groove.*

A tabela a seguir apresenta os dados dos ensaios de fratura.

Tabela 12 - *Resultado ensaio de fratura*

Ensaio de fratura		
CP	Carga Máxima [kN]	$\sigma_{\text{máx}}$ [MPa]
01	16,78	583,9
02	23,57	820,15
03	X	X

Onde a carga máxima é a carga registrada no momento da fratura do CP e $\sigma_{\text{máx}}$ é a tensão correspondente aplicada.

Durante o ensaio, os valores para o CP 03, (4140 com *side groove*), não foram registrados por problemas técnicos do computador integrado à máquina. Esta avaria não invalidou o trabalho, dado o objetivo de avaliar a superfície fraturada.

4.5 Análise fractográfica

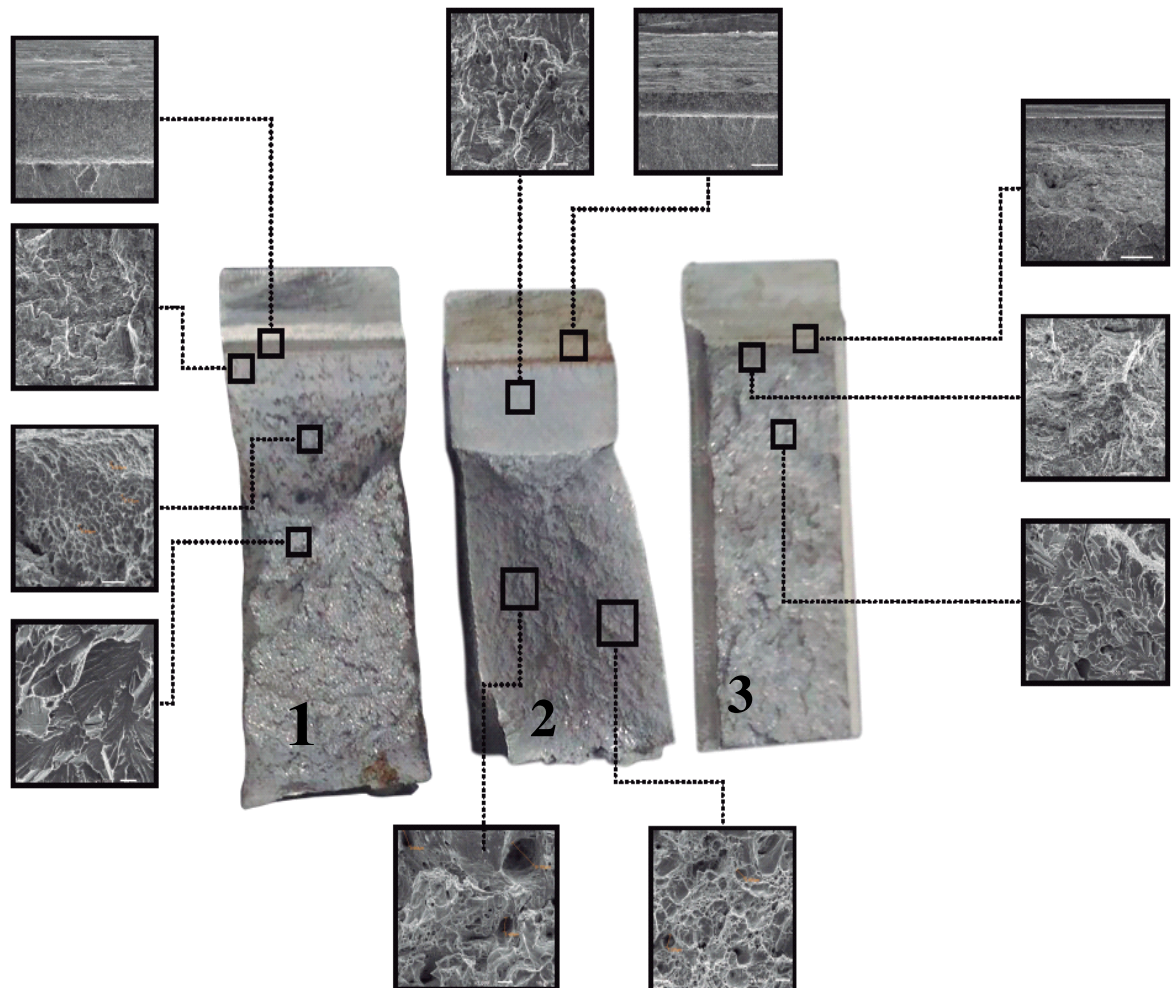


Figura 42 - Representação esquemática das análises fractográficas. (1) CP aço SAE 4140 com pré-trinca; (2) CP aço SAE 1020 com pré-trinca; (3) CP aço SAE 4140 com entalhe lateral

4.5.1 Caracterização fractográfica aço SAE 1020 (com pré-trinca)

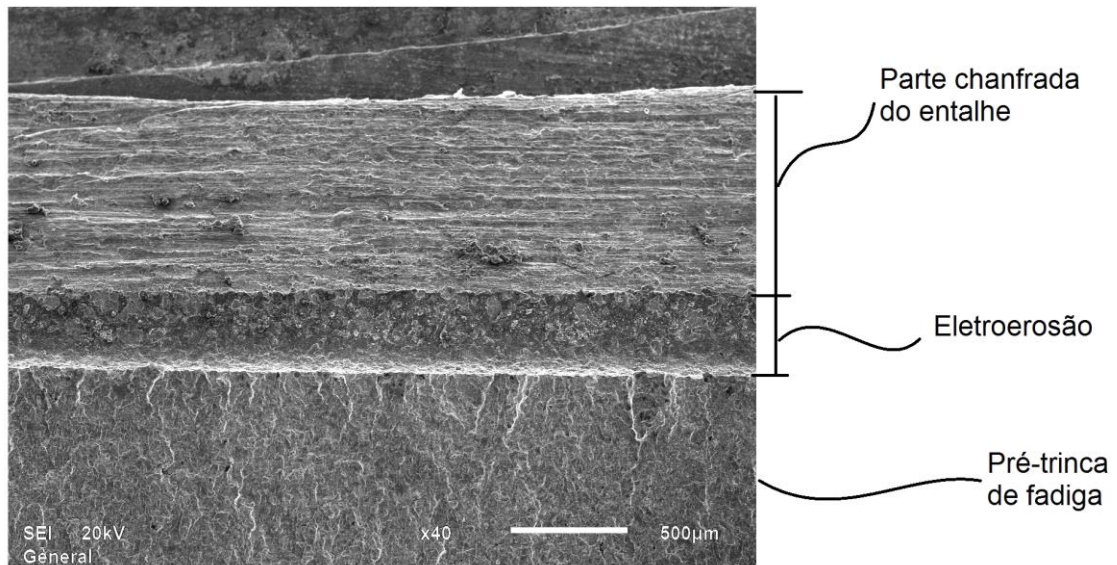


Figura 43 - Interface da superfície de fratura do CP aço SAE 1020. Imagem do MEV 40x.

A interface da superfície fraturada detalha o local do entalhe, que compreende a parte chanfrada, onde é possível observar os riscos da ferramenta de usinagem, seguido da eletroerosão. A pré-trinca vem logo abaixo e seu comprimento obedece a razão $a/w = 0,3$.

As imagens que serão exibidas na sequência percorrem a área da pré-trinca e da propagação da trinca, com maior aumento, a fim de observar peculiaridades da fratura nestas regiões.

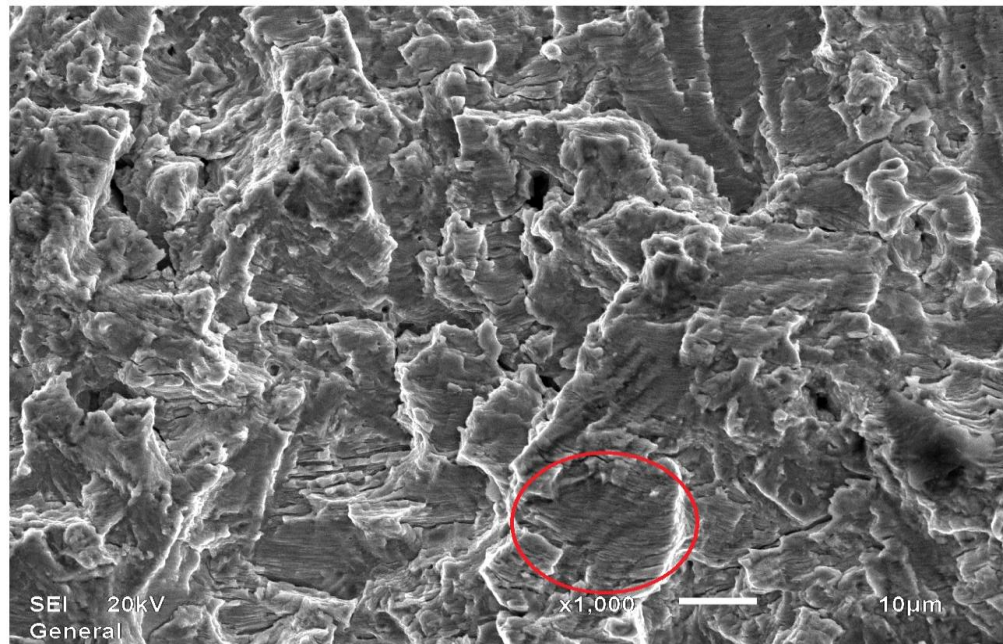


Figura 44 - Região da trinca de fadiga do CP aço SAE 1020. Imagem do MEV 1000x.

A região em detalhe da figura 44, corresponde à pré-trinca, que foi realizada por carregamento cíclico em flexão de três apoios, a imagem apresenta inúmeras estrias de fadiga (círculo vermelho sinaliza algumas), que caracterizam o segundo estágio de fratura por fadiga, onde cada estria representa a propagação gerada em um ciclo de tensão aplicada.

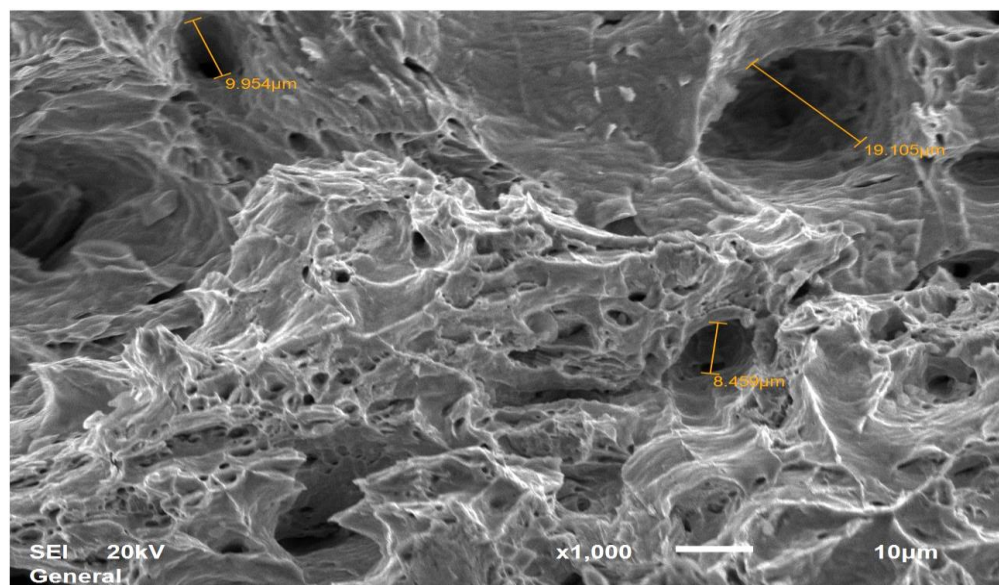


Figura 45 - Região de propagação de trinca do CP aço SAE 1020. Imagem do MEV

1000x.

A figura 45 indica que a pré-trinca de fadiga se propagou de maneira estável, dada a presença de dimples na região de propagação.

Durante o carregamento aplicado ao CP, partículas de segunda fase são deslocados da matriz, ficam soltas, e por isto não é possível transmitir tensão a elas, somente a matriz é tracionada, alongando as cavidades (microvazios), que tendem a crescer até encontrar outro alvéolo. A sequência destes eventos caracterizam propagação de trinca por coalescimento de vazios.

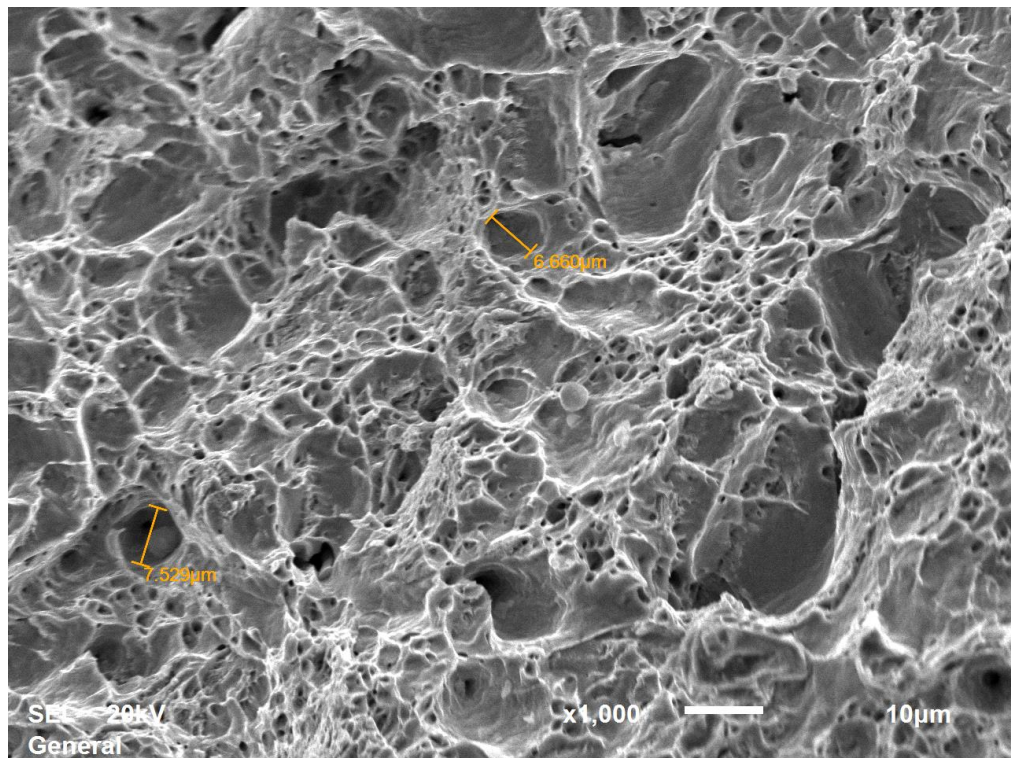


Figura 46 – Região inclinada da propagação de trinca do CP aço SAE 1020. Imagem do MEV 1000x.

Na figura 46, são visualizados dimples com características diferentes dos analisados na figura 45, eles são menores, chamados de dimples rasos, no entanto, possuem uma população consideravelmente maior. Esta diferença do tamanho dos alvéolos é explicada dado o plano de propagação da trinca. Na imagem 45, a região indicada é a parte reta da propagação da trinca, a matriz está sob tração. Já na

imagem 46, a propagação ocorre em um plano inclinado (aproximadamente 45°), onde os dimples são cisalhados, reduzindo assim o seu tamanho .

4.5.2 Caracterização fractográfica aço SAE 4140 (com pré-trinca)

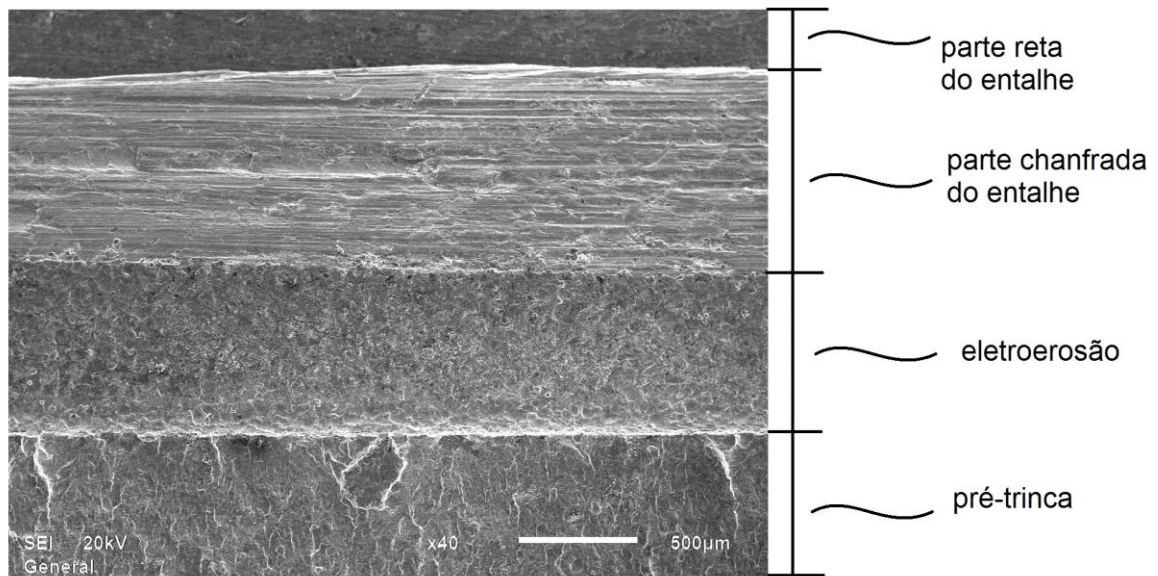


Figura 47 - Interface da superfície de fratura do CP aço SAE 4140 com pré-trinca. Imagem do MEV 40x.

A interface da superfície de fratura deste corpo de prova mostra que o entalhe é seguido da pré-trinca realizada, conforme comentado anteriormente. O comprimento de trinca obedece a razão $a/w = 0,2$, trinca rasa, e sua propagação será vista em detalhe na próxima figura.

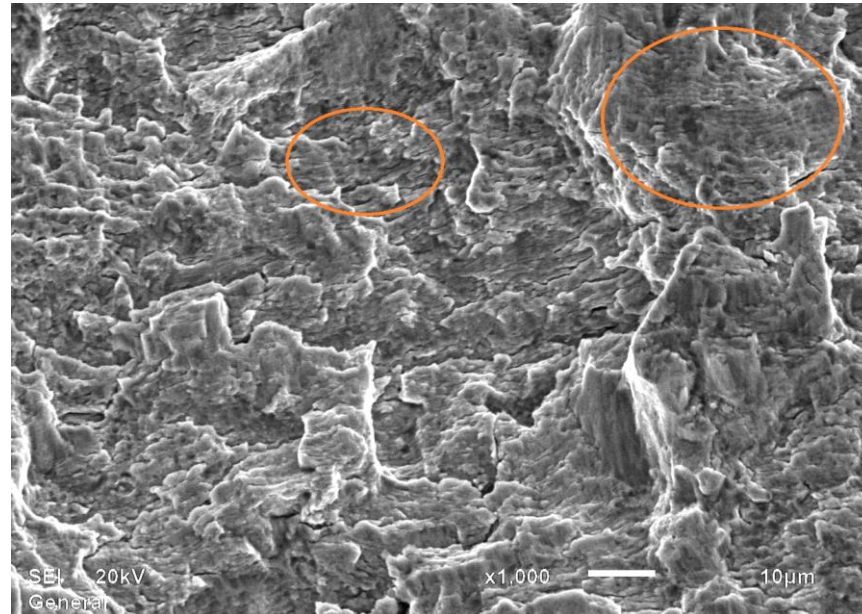


Figura 48 - Região da pré-trinca de fadiga do CP aço SAE 4140. Imagem MEV 1000x.

A imagem acima apresenta região com estrias de fadiga (algumas estão circuladas em vermelho), característicos de trinca fadiga. Isto se deve ao carregamento cíclico pelo qual o CP foi submetido.

A propagação da trinca ocorre a partir da pré-trinca, dado que as regiões de maior solicitação mecânica são os pontos favoráveis para nucleação de trincas por fadiga.

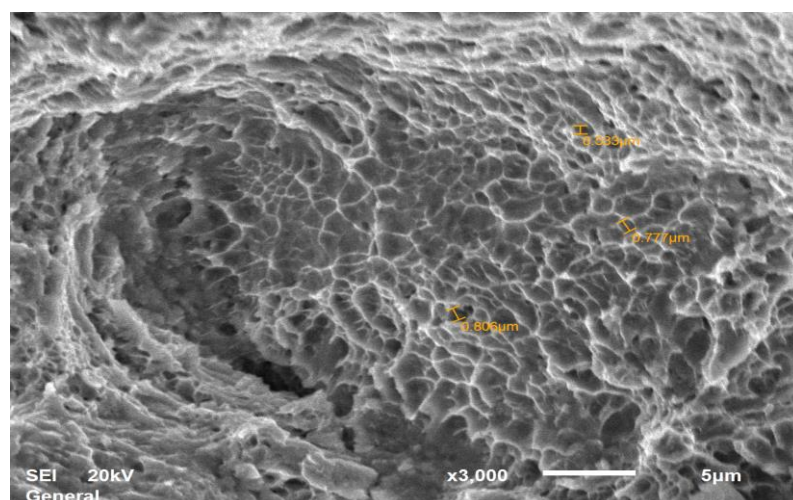


Figura 49 - Região de propagação de trinca do CP aço SAE 4140 com pré-trinca. Imagens do MEV 1000x.

A presença de alvéolos na região de propagação da trinca indica que ela ocorreu de modo estável, por coalescimento de vazios.

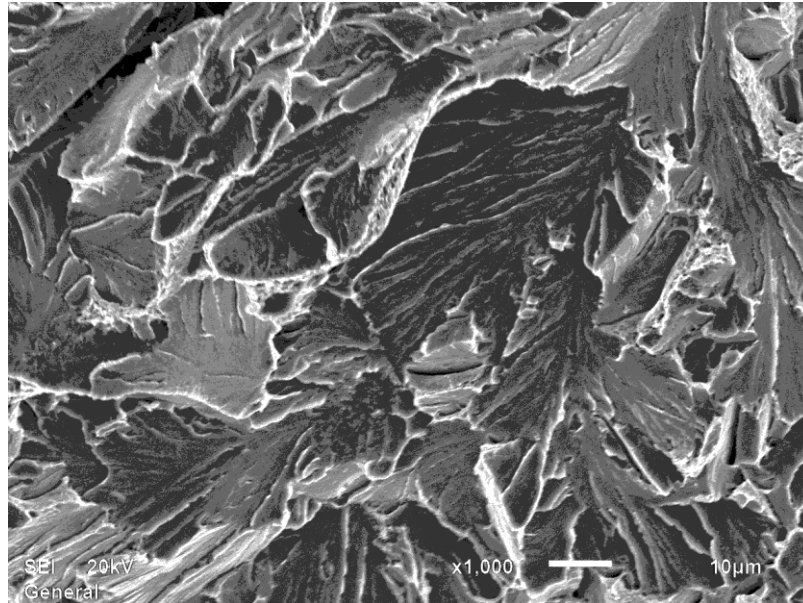


Figura 50 - Região de propagação de trinca do CP aço SAE 4140 com pré-trinca.

A propagação da trinca iniciou de maneira estável, conforme figura 49 e atingiu comprimento crítico, onde, através da imagem 50 são vistas facetas de clivagem, indicando a instabilidade da trinca.

4.5.3 Caracterização fractográfica SAE 4140 (com side groove)

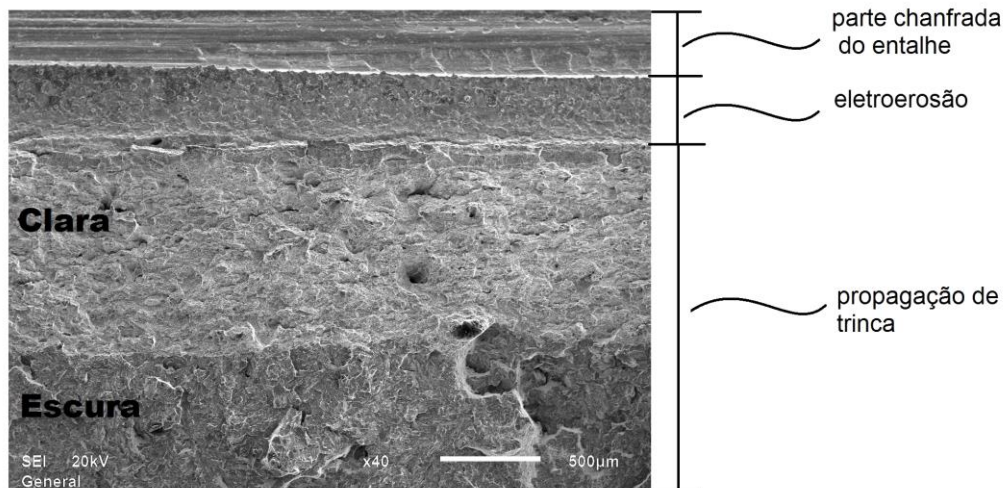


Figura 51 - Interface da superfície de fratura CP do aço SAE 4140 com side groove.

Imagem do MEV 40x.

Neste corpo de prova não houve pré-trincamento, a propagação da trinca partiu do próprio entalhe. O local da propagação está dividido por uma região clara seguida de uma região mais escura, que serão denotadas assim para facilitar a abordagem sobre detalhes deste local. O modo de propagação da trinca nestas regiões, será detalhado nas próximas imagens, com intuito de identificar propriedades específicas da fratura.

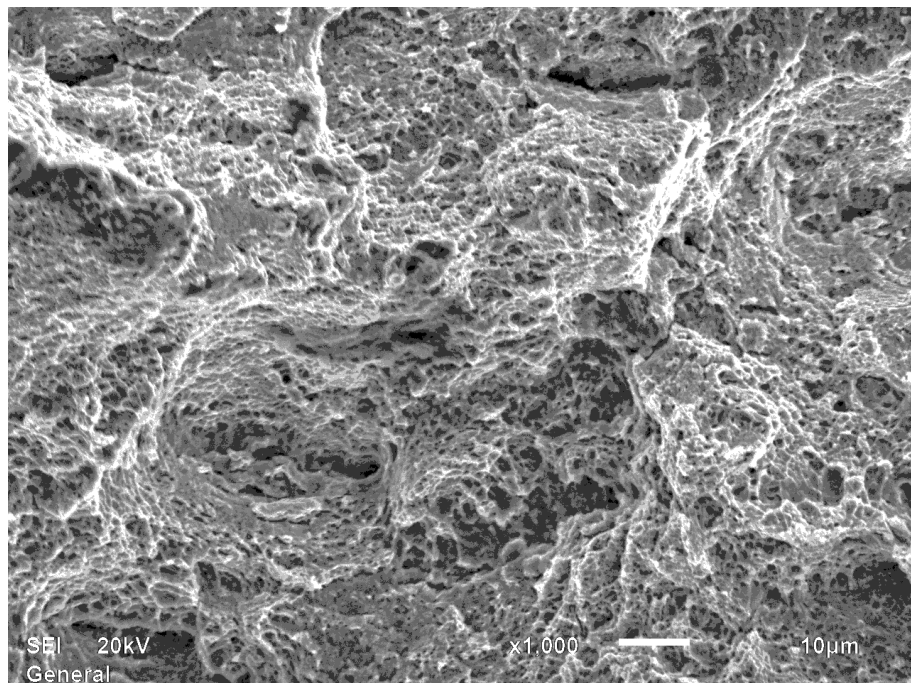


Figura 52 - *Região clara da propagação da trinca CP aço SAE 4140 com side groove. MEV 1000x.*

Este corpo de prova possui entalhe lateral (side groove), que atua como concentrador de tensão, provocando uma constricção de deformação plástica na ponta do entalhe mecânico e isto permite que a trinca se propague a partir do próprio entalhe. A presença de dimples no local em ampliação indica que a propagação foi estável.

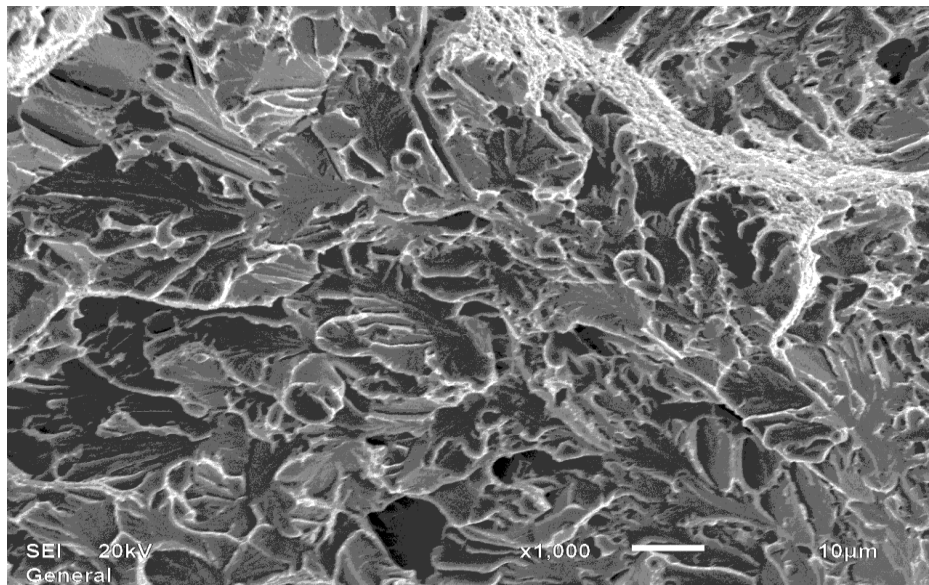


Figura 53 - Região escura da propagação da trinca CP SAE 4140 com side groove. Imagens do MEV 1000x.

A trinca possui um comprimento crítico ao atingir a região escura da propagação, que significa que a região clara (estável), se propagou de maneira instável na região escura, onde são encontradas as facetas típicas de clivagem.

5 Conclusão

Este trabalho estudou o comportamento na fratura do aços SAE 1020 e 4140 na presença de pré-trincas ou de entalhes laterais.

A primeira comparação ocorreu no aço SAE 4140 com corpos de prova com e em entalhe lateral:

1. Para o corpo de prova do aço SAE 4140 sem entalhe lateral foi realizado um pré-trincamento antes do ensaio à fratura. Esta trinca se propagou de modo estável até atingir um comprimento crítico modificando sua propagação de estável para instável. Na área de estabilidade da trinca, a olho nu, a fratura apresenta visual fibroso e

fosco, através do microscópio eletrônico de varredura são observados dimples rasos, que confirmam que esta propagação foi estável. Na região de instabilidade da trinca, sob análise macroscópica, a superfície possui aparência brilhante e com pouca deformação. Em aspectos microscópicos, são encontradas facetas de clivagem, que caracteriza propagação instável e permite entender o comportamento da fratura durante o ensaios, que ocorreu de maneira súbita.

No SAE 4140 com entalhe lateral (side groove), são encontradas as mesmas características. A trinca se desenvolveu a partir do entalhe central e se propagou estavelmente até atingir um comprimento crítico, que através do MEV são observadas facetas de clivagem, indicando a instabilidade da trinca.

Alguns detalhes diferenciam a fratura destes CP's, onde o 4140 sem entalhe lateral apresentou deformação, enquanto o CP com side groove exibe uma frente trinca consideravelmente mais reta. Isto se deve à restrição do estado de tensão plana provocado pelo entalhe lateral.

A segunda comparação ocorreu entre corpos de prova pré-trincados dos aços SAE 1020 e 4140:

2. No corpo de prova do SAE 1020 (CP 01), a trinca se desenvolveu de modo lento, com propagação completamente estável, que são aspectos muito característicos de fratura dúctil. A superfície da fratura possui, sob avaliação macroscópica, visual fosco e fibroso, deformação considerável, onde a parte plana da região de propagação avança e vai se afunilando, dando origem a uma área inclinada junto às bordas. Com imagens do MEV podemos visualizar dimples por toda extensão da superfície fraturada, o que confirma a completa estabilidade da trinca durante a propagação.

As avaliações do corpo de prova SAE 4140 (CP 02) sem entalhe lateral já foram mencionadas acima e comparando o comportamento de fratura em relação ao CP 01 e CP 02, podemos confirmar o que está descrito na literatura, onde o CP 01 se deformou muito mais, tornando o processo de fratura gradual devido as suas características dúctil,

enquanto a fratura do CP 02 se desenvolveu de maneira súbita, com pouca deformação, caracterizando uma fratura frágil, com isto podemos dizer que o material SAE 1020 possui maior tenacidade quando comparado ao SAE 4140, justificado pelo comportamento à fratura dos CP's sob análise.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRAFICAS

ASKELAND, D. The Science and Engineering of Materials. 6ed.Cengage Learning, 2010. 886p.

ABNT - Associação Brasileira de Normas Técnicas (2000) Aços carbono e ligados para a construção mecânica – Designação e composição química ABNT NBR NM87, Rio de Janeiro, Brasil

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS.ASTM E-1820: Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness. Philadelphia, 1999.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM E-1823: Standard Terminology Relating to Fatigue and Fracture Testing. Philadelphia, 1996 (Reapproved 2002).

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS.ASTM E 8M (2009): Tension Testing of Metallic Materials. West Conshohocken, PA, EUA, 2009.

ANDERSON,T.L. Fracture mechanics fundamentals and applications. 3.ed. Boca Raton: CRC Press Taylor & Francis , 2005. 621p

BRANCO, F. K. Influência da Microestrutura na Anisotropia de Chapas Metálicas de Diferentes Aços Estruturais. 2007. 72p. Projeto de iniciação científica; Centro Universitário da FEI.

BROEK, D. Elementary engineering fractures mechanics. 4.ed. Dordrecht: Kluwer Academic Publishers, 1986. 516p.

CALLISTER JR, W. D. Ciência e engenharia de materiais: uma introdução. 7.ed. Rio de Janeiro: LTC, 2008. 705p.

CARDOSO, A. S. M. Caracterização mecânica e microestrutural dos aços SAE 4340 e 300M após soldagem a laser e tratamento superficial de nitretação a plasma. 2001. Dissertação (Mestrado em Engenharia dos Materiais) - Universidade de São Paulo, Escola de Engenharia de Lorena, Lorena.

CASTRO JTP, MEGGIOLARO MA, Iniciação de trincas, vol 1. 2009, pg 11-130.

COLPAERT, H. Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns. 3° ed. São Paulo Edgard Blücher LTDA.1974.

COSTA, A. e MEI, P., Aços e ligas Especiais. 2ed. São Paulo: Blucher. 2006

DIETER, G.E. Metalurgia Mecânica. 2.ed. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 1976.

DOWLING, N. E. Mechanical Behavior of Materials: Engineering Methods for Deformation, Fracture, and Fatigue. 4.ed. EUA: Prentice-Hall International, 2013. 954p.

DUFOUR, J.D., An Introduction to Metallurgy. 4 ed. Houston-TX, Cooper Cameron Corporation, 2002.

ELISEI, C. C. A. Caracterização Mecânica e Microestrutural de um Aço de Baixo Carbono. 2008. Tese (Doutorado) - Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá. p. 25- 40

HERTZBERG, R. W. Deformation and Fracture mechanics of engineering materials. Microstructural aspects of fracture toughness. 3rd ed. New York: John Wiley & Sons, 1989.

JANSSEN M.; ZUIDEMA, J.; WANHILL, R. J. H. Fracture Mechanics. 2.ed. EUA: VSSD Press, 2006.

KERLINS, V.; PHILLIPS, A. Modes of Fracture. In: Fractography ASM Handbook. 2ed. EUA: ASM International, v.12, pg. 11-140, 1992.

KRAUSS, G. Steels: Heat Treatment and Processing Principles, ASM International, 1994.

LAMPMAN, S. Fracture Appearance and Mechanisms of Deformation and Fracture. In: Failure Analysis and Prevention ASM Handbook. 1.ed. EUA: ASM International, v.11, pg. 1349-1366, 2002

MARMONTEL, C. F. F; SILVA, J. M. G. G.; OLIVEIRA, L. L.; POLIONI, M. C. Análise Metalografia de Metais. Arte e Ciência; 2011

MEDINA, J. A., Avaliação de Previsões de Fratura Elastoplástica. 2014. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro.

NORTON, Robert L., Projeto de Máquinas – Uma abordagem integrada 4ed, Porto Alegre, Editora Bookman, 2004.

POKLUDA, J.; SANDERA, P. Micromechanism of Fracture and Fatigue: in a Multi-scale Context. 1.ed. Springer, 2012.

PURSLOW, D. Matrix fractography of fiber reinforced epox composites 17. pg. 289-300, 1986.

PHILIP T. V., MCCAFFREY, T. J. Ultrahigh-Strength Steels. In: Metals Handbook, v. 1, Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys, ASM International, 1990.

ROCHA, M. A. Análise das propriedades Mecânicas do aço SAE 4140 com estrutura Bifásica. (Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica) – UFF, Niterói – RJ.

SANDOR, I. B., Fundamentals of Cyclic Stress and Strain, University of Wisconsin Press, Madison, 1972

SILVA, A.L.V.C; MEI, P.R. Aços e ligas especiais. 3.ed. São Paulo. Edgar Blucher, 2010.

SOUZA, S.A. Ensaio mecânicos de materiais metálicos. Fundamentos teóricos e práticos, 5ed. São Paulo: Edgard Blusher, 1982. 286p.

STEPHENS, R.I.; FATEMI, A.; STEPHENS, R.R.; FUCHS, H.O. Metal Fatigue in Engineering, 2nd ed. New York: John Wiley, 2001.

SURESH, S. Fatigue of Materials. 2nd ed. Cambridge: Cambridge University Press, 1998

ROSLER J., HARDERS H., BAKER, M., Mechanical Behaviour of Engineering Materials Metals, Ceramics, Polymers, and Composites. New York: Springer, 2007.

VOORT V. e George.F., Embrittlement of Steels, in Properties and Selection: Irons, Steels, and HighPerformance Alloys, Vol 1, Metals Handbook, ASM International, 1990, pg 689 – 736.