

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
Escola de Engenharia

Departamento de Metalurgia

ANÁLISE DE FALHA EM MOLA PRATO

Thomas Costa Padilha

Trabalho de Diplomação

Orientador: Professor Dr. Afonso Reguly.

Porto Alegre
2013

Dedico este projeto de diplomação com carinho e amor a minha mãe Margarete, a minha avó Carmen e ao meu pai Gilnei (in memorian).

AGRADECIMENTOS

A Universidade Federal do Rio Grande do Sul por proporcionar ensino de excelência gratuitamente.

Ao professor Afonso Reguly pelo suporte e orientação.

Aos Professores do Curso de Engenharia Metalúrgica em especial aos professores Carlos Eduardo Fortis Kwietniewski, Wagner V. Bielefeldt e Ivan Guerra Machado pelos conhecimentos transmitidos.

Aos colegas de faculdade, em especial ao Douglas Martinazzi, Bruno Henrique Reis, Julia Beltrami, Bruna Brito Freitas, Mariana de Lorenzi e Renan Vieira de Souza pelo apoio e coleguismo.

A todos os meus amigos de Porto Alegre e Caxias do Sul, em especial a Assílio Araujo, Tobias Rosa, Igor Schmidt, Anderson da Silva e Stefano Costamilan pelos momentos de amizade e alegria.

A minha irmã Marina Costa Padilha pelo apoio e admiração.

A minha namorada Bárbara Sandi Pozzer pelo amor, companheirismo e por sempre acreditar na minha capacidade.

A minha mãe Margarete Sosa Costa e minha avó Carmen Paim Costa por estarem sempre ao meu lado durante todas as horas difíceis, por sempre apostarem em mim, pelo amor incondicional, pela vida, por tudo.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS	VI
LISTA DE TABELAS	IX
LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS	X
RESUMO	XI
ABSTRACT	XII
1.0 INTRODUÇÃO	1
2.0 REVISÃO DA LITERATURA	4
2.1 Características gerais dos aços mola	4
2.2 Características gerais da mola prato	5
2.2.1 Aplicações	5
2.2.2 Projeto da mola prato	6
2.2.3 Força aplicada a mola prato	7
2.2.4 Carga estática	8
2.2.5 Tensão e design para aplicação de cargas estáticas	8
2.2.6 Material	9
2.2.7 Corrosão	11
2.2.8 Fragilização induzida por hidrogênio	11
2.2.9 Classificação por grupo	12
2.2.10 Dimensionamento de molas prato	13
2.2.11 Tratamento térmico de austêmpera	13
2.2.12 Memória de deformação	15
2.2.13 Shot peening	15
2.3 Fratura Intergranular	15
2.3.1 Características da fratura intergranular	16
2.3.2 Fratura de deformação intergranular	18
2.3.3 Fatores metalúrgicos que causam FIG	20

2.3.4	Mecanismos de Fratura Intergranular	21
2.3.5	Causas de fratura intergranular	22
2.3.6	Ferrita pró-eutetóide e sua influência na FIG	24
3.0	PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	28
3.1	Material utilizado	28
3.2	Fluxo produtivo.....	29
3.2.1	Usina siderúrgica (matéria-prima)	29
3.2.2	Estampagem a frio.....	29
3.2.3	Tratamento térmico (austêmpera)	30
3.2.4	Tratamento superficial anti-corrosão Geomet®321.....	31
3.3	Teste de resistência ao torque	32
3.4	Caracterização morfológica da região fraturada da mola prato	33
3.5	Ensaio de microdureza	34
3.6	Ensaio de limpidez do aço	35
3.7	Ensaio de composição química.....	35
4.0	RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	36
4.1	Teste de resistência ao torque	36
4.2	Caracterização morfológica da região fraturada da mola prato	39
4.3	Composição química.....	45
4.4	Limpidez do aço.....	46
4.5	Ensaio de microdureza	47
4.6	Fluxo produtivo.....	49
4.6.1	Usina siderúrgica (matéria - prima)	49
4.6.2	Estampagem a frio.....	49
4.6.3	Tratamento térmico (austêmpera)	49
4.6.4	Tratamento superficial anti-corrosão Geomet®321.....	50
5.0	CONCLUSÕES	51
6.0	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	53

LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1:	Exemplo de arruela mola prato (MUEBA 2013)	1
Figura 2.1:	Gráfico indicando a força na mola versus deflexão da arruela mola prato (MUEBA 2013)	7
Figura 2.2:	Seção transversal da mola prato, pontos de referência, e seção de alavanca (SCHNORR 2003)	9
Figura 2.3:	Indica as perdas de força na mola (Resistência à tração, Limite de Escoamento Módulo de Young) em relação à temperatura (SCHNORR 2003)	10
Figura 2.4:	Diagrama esquemático do ciclo térmico do tratamento de austêmpera superposto no diagrama de transformação isotérmica hipoeutético de uma aço hipoeutetóide, esse equivalente ao aço SAE 1070 da mola fraturada (KWIETNIEWSKI 2011)	14
Figura 2.5:	Imagem feita em Microscópio Eletrônico de Varredura, evidenciando separação intergranular de grãos em aço na condição de como temperado e revenido, imagem com aumento de 2000X (DIAS 2009)	15
Figura 2.6:	Imagem feita em Microscópio Eletrônico de Varredura, evidenciando separação intergranular de grãos em aço na condição de como temperado e revenido para 53 HRc de dureza (ASM Handbooks Online 2013)	16
Figura 2.7:	Classificação de Dubé das morfologias da ferrita (KWIETNIEWSKI 2011)	25
Figura 2.8:	Ferrita alotriomorfa em um aço com 0,5% de carbono isotermicamente transformado a 550°C (KWIETNIEWSKI 2011)	25
Figura 3.1:	Amostras das arruelas fabricadas em aço SAE 1060 e SAE 1070 respectivamente (LAMEF-UFRGS)	28
Figura 3.2:	Ilustra tiras de aço que são fabricadas a partir de bobinas de aço (SCHNORR 2003)	29
Figura 3.3:	Ilustra o processo de estampagem à frio das tiras de aço (SCHNORR 2003)	30
Figura 3.4:	Ilustra o tratamento térmico de austêmpera (SCHONORR 2003)	30
Figura 3.5:	Mostra a aparência de peças que passaram pelo tratamento anti-corrosivo Geomet@321	31

Figura 3.6:	Teste de resistência ao torque.....	32
Figura 3.7:	Evidência a junta aparafusada que é composta por: parafuso, porca (não visível na figura), arruela mola prato, mesa e chapa.....	32
Figura 3.8:	Microscópio com computador para aquisição das imagens micrográficas das amostras.....	34
Figura 4.1:	Imagens de falhas identificadas após o teste de resistência ao torque nas molas SAE 1070.....	38
Figura 4.2:	Imagens que evidenciam que as molas prato SAE 1060 que não fraturaram após os ensaios.....	39
Figura 4.3:	Fratura com característica frágil com mecanismo intergranular tipo W (seta verde indicando ponto triplo). Pode-se verificar a presença de grãos não uniformes, foto em 500 aumentos.....	40
Figura 4.4:	Fratura com característica frágil com mecanismo intergranular. Pode-se verificar a presença de grãos não uniformes, foto em 180 aumentos.....	40
Figura 4.5:	Fratura intergranular existente na região próximo à superfície da peça, região com alumínio e zinco proveniente do tratamento superficial Geomet®321. Foto em aumento 1000x.....	41
Figura 4.6:	EDS feito na região da trinca (seta verde foto 4.6), indica a presença de alumínio (Al) e zinco (Zn) dentro da superfície de fratura.....	41
Figura 4.7:	Micrografia da amostra da mola de aço SAE 1070 com aumento de 200X na seção transversal, contornos de grão estão evidenciados pela presença de ferrita (fase clara).....	42
Figura 4.8:	Micrografia da amostra da mola de aço SAE 1070 com aumento de 500X na seção longitudinal, os contornos de grão estão evidenciados pela presença de ferrita (fase clara).....	43
Figura 4.9:	Micrografia da amostra da mola de aço SAE 1060 com aumento de 200X na seção transversal, essa imagem evidência uma microestrutura bainítica homogênea.....	43
Figura 4.10:	Micrografia da amostra da mola de aço SAE 1060 com aumento de 500X na seção longitudinal, essa imagem evidência as agulhas características da microestrutura bainítica.....	44
Figura 4.11:	Fratura intergranular em uma imagem da seção transversal da mola de aço SAE 1070 com aumento de 200X.....	44
Figura 4.12:	Inclusões de Óxidos tipo 2 fina (aumento 100x) no aço SAE 1070 ...	46
Figura 4.13:	Inclusões de Óxidos tipo 2 fina (aumento 100x) no aço SAE 1070 ...	46

Figura 4.14: Imagem micrográfica com aumento de 1000x evidenciando indentação na região de contorno de grão da arruela de aço SAE1070. A área da indentação e a dureza calculada são respectivamente, 0,00003344mm² e 299 HV0.01 (30HRc).....48

Figura 4.15: Imagem micrográfica com aumento de 1000x evidenciando uma segunda indentação na região de contorno de grão da arruela de aço SAE1070. A área da indentação e a dureza calculada são respectivamente, 0,00003338mm² e 299 HV0.01 (30HRc).....48

LISTA DE TABELAS

Tabela 4.1:	Valores obtidos no teste de resistência ao torque para amostras de aço SAE 1070.....	36
Tabela 4.2:	Valores obtidos no teste de resistência ao torque para amostras de aço SAE 1060.....	37
Tabela 4.3:	Composição química dos aços, ambos apresentam composição conforme o especificado no projeto das molas prato.....	45
Tabela 4.4:	Resultados do ensaio de dureza em 7 pontos, esses pontos foram feitos na seção longitudinal de duas arruelas com aços de diferente composição (aço SAE 1070 e aço SAE 1060), utilizando microdurômetro digital (SHIMADZU HMV-2T E).....	47

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

A_1	temperaturas correspondentes ao contorno entre o campo ferrita cementita e os campos que contêm austenita e ferrita ou austenita e cementita
A_3	temperaturas correspondentes ao contorno entre os campos ferrita-austenita e austenita
ABNT	associação brasileira de normas técnicas
A_{c1}	A_1 com interrupções no aquecimento
A_{c3}	A_3 com interrupções no aquecimento
A_{cm}	temperaturas correspondentes ao contorno entre os campos cementita-austenita e austenita
CG	contorno de grão
D_e	diâmetro externo
D_i	diâmetro interno
D_o	diâmetro do centro de rotação
E	módulo de Young
F	força na mola prato individual
f	planicidade (I_o-t)
FIG	fratura intergranular
I_o	altura da mola prato individual sem carga aplicada
M_F	temperatura final de transformação da martensita
M_S	temperatura inicial de transformação da martensita
S	deflexão na mola prato individual
t	espessura
ToTo	tratamento térmico
δ	razão de diâmetro

RESUMO

Na indústria automotiva fabricante de veículos usados para carregamentos de cargas pesadas, uma arruela mola prato é aplicada em juntas parafusadas de alto carregamento. Este é um item de segurança do veículo trator e, portanto um bom entendimento do comportamento dessas peças e um domínio completo do seu processo de fabricação são essenciais para assegurar a vida do componente em serviço. Este trabalho visa fazer uma análise detalhada de uma série de molas prato que falharam catastróficamente durante a montagem de veículos tratores. Testes mecânicos, caracterizadores de fratura, avaliadores das características químicas e de processamento do material, como: testes de resistência ao torque, microscopia eletrônica de varredura, microscopia óptica, microdureza e espectrometria de massa foram usados para o entendimento de quais variáveis de produção influenciaram para ocorrência da fratura da peça.

ABSTRACT

In the automotive industry which produces high load carry vehicles, a conical spring washer is applied in high tension bolted joints. This is a vehicle security item and therefore a good understanding about the behavior of this pieces and a complete knowledge of its fabrication process are essential to ensure that no failure is observed during the life of the vehicle. This work analyzes a series of conical spring washers which failed during the truck vehicle assembly. Mechanical tests, fracture characterizing, chemical and material processing evaluators, as resistance and torque tests, scanning electron microscopy, optical microscopy, micro hardness and mass spectrometry were used for the understanding of which production variables had influenced in the fracture.

1.0 INTRODUÇÃO

Aços mola se diferenciam pelo seu grande poder de absorver a energia nele aplicada sem sofrer deformação permanente, voltando a sua forma original uma vez que a carga aplicada seja aliviada.

Molas prato são anéis cônicos rasos que são submetidos a cargas axiais (Figura 1.1). Normalmente, a espessura do anel é constante e a carga aplicada é uniformemente distribuída ao longo do interior superior e das bordas exteriores mais baixas. As molas prato são geralmente fabricadas a partir de aços mola e podem ser sujeitas a cargas estáticas, raramente cargas alternadas, e a cargas dinâmicas. Essas molas podem atender a vida em fadiga mais rigorosas e definir requisitos de perda carga (MUBEA 2013).



Figura 1.1: Exemplo de arruela mola prato (MUEBA 2013)

Embora a mola prato tenha encontrado uma aplicação mais ampla durante as últimas décadas, ainda é um componente mecânico com certa idade já estabelecida.

O inventor original não é conhecido, mas 152 anos atrás (em 26/12/1861, para ser preciso) foi concedida a patente número 52.399 ao francês Julien François Belleville de Dunquerque para um projeto de mola que já continha o princípio da mola prato. A importância alcançada por esta invenção específica é desconhecida, mas o fato de que até hoje a França e os países anglo-saxões ainda usarem o termo "Belleville Springs" infere uma ampla divulgação desta ou de molas similares. Hoje, este termo tende a indicar uma mola de qualidade inferior, o que reflete um projeto nem sempre satisfatório, e a função

das molas naquela época. Não é nenhuma novidade, considerando que em séculos passado, nem as condições teóricas para os cálculos, nem os materiais necessários para a fabricação estavam disponíveis.

Não até 1917 quando Fr. Dubois desenvolveu uma teoria que se baseava no cálculo de forças da mola prato, em sua dissertação “The Strength of the Conical Shell” na ETH em Zurique. No entanto, ainda levou várias décadas até que a teoria fosse adotada na prática. Por um longo tempo molas prato foram calculadas de acordo com a teoria da placa perfurada plana. Então, em 1936, dois americanos, Almen e László, publicaram um método simplificado de cálculo que consistiu em um método rápido e correto para o cálculo das molas prato.

Nesse meio tempo, a mola prato tinha sido introduzida em numerosas áreas da engenharia. Começando com aplicações na construção de ferramentas de corte e estampagem, em que a mola prato é especialmente vantajosa pelo grande número de variações com a mesma dimensão de mola e, assim, foram encontradas rapidamente novas aplicações na indústria automobilística. O desenvolvimento tecnológico avançou rapidamente em tempos de guerra. A mola prato não foi exceção e sua propagação foi fortemente promovida pela Segunda Guerra Mundial. Por exemplo, foram utilizadas as suas excelentes características de amortecimento com múltiplas camadas paralelas para a suspensão das bases de máquinas de artilharia. Métodos de cálculo e materiais foram desenvolvidos. E depois da guerra, foram criadas as condições para a introdução da mola prato em todas as áreas da tecnologia (SCHNORR 2003).

Na indústria automotiva de cargas pesadas as molas prato são aplicadas em juntas parafusadas de alto carregamento (item de segurança de veículo trator). Um bom entendimento do comportamento dessas peças e um domínio completo do seu processo de fabricação são essenciais para assegurar sua vida infinita em serviço.

Sendo assim, a análise de eventuais falhas dessas peças é de extrema importância para caracterização dos tipos de fratura e ajustes de possíveis erros na rota de produção dessas peças.

Dessa forma, neste trabalho visou-se fazer uma análise esmiuçada da falha de uma série de molas prato que fraturaram durante a montagem de veículos tratores. A investigação foi feita por meio de testes mecânicos, caracterizadores de fratura e avaliadores das características químicas e do processamento do material, como: testes de

resistência ao torque, microscopia eletrônica de varredura, microscopia óptica, dureza e espectrometria de massa. Uma análise da rota de processamento da peça, desde a fabricação da matéria prima até a última etapa de tratamento anticorrosão, foi essencial para o entendimento de quais variáveis de produção influenciaram para fratura da peça e para que futuras falhas não aconteçam.

2.0 REVISÃO BIBLIGRÁFICA

2.1 Características Gerais dos Aços Molas

Um aço mola apresenta as seguintes características mecânicas (CHIAVERINI 2005):

- Alto limite de resistência, para suportar apreciáveis cargas sem apresentar deformação permanente;
- Baixo módulo de elasticidade, para propiciar deformações elásticas;
- Alto limite de fadiga, pois no caso da indústria automobilística, praticamente todas as molas falham por fadiga, originando-se ruptura em algum ponto de concentração de tensões, devido a imperfeições ou irregularidades;
- Elevada resistência ao choque, principalmente em molas para automóveis, aviões e aplicações similares.

2.1.1 Composição Química dos Aços Mola

As molas são produzidas a partir de aços que possuem diferentes quantidades de carbono, variando de 0,50% a 1,20% (CHIAVERINI 2006). Para algumas aplicações especiais, os aços mola devem apresentar resistência à fadiga e limite elástico maior do que os aços carbono quando são submetidos a altas temperaturas, portanto, existe a necessidade de se adicionar elementos de liga a sua composição. Com isso, a composição química do aço empregado na fabricação de uma mola será definida através das propriedades que se deseja atingir, suas aplicações, custo de processamento e técnicas de fabricação a serem utilizadas (Thyssen Krupp Bilstein Brasil 2013).

2.2 Características da mola prato

Em comparação com outros tipos de molas, a mola prato tem muitas propriedades vantajosas, abaixo algumas delas são citadas (MUBEA 2013):

- Grandes cargas podem ser suportadas com uma pequena instalação no espaço.
- Dependendo das relações dimensionais, sua característica de mola pode ser concebida para ser linear ou regressiva e progressiva com um arranjo adequado;
- Devido ao número quase ilimitado de combinações possíveis para molas prato individuais, a curva característica e o tamanho da coluna podem ser variados dentro de limites adicionais;
- A vida útil é alta em carga dinâmica, se a mola for corretamente dimensionada;
- Desde que a tensão admissível não seja ultrapassada, nenhum relaxamento inaceitável ocorre;
- Com arranjo adequado, um grande efeito de amortecimento pode ser alcançado;
- A perda carga é minimizada, pois os diversos tamanhos de molas individuais podem ser combinados universalmente;
- Uma vez que as molas são de forma anular, a transmissão da força é absolutamente concêntrica;
- Uma variedade de materiais especiais e revestimentos de superfície podem ser usados;

2.2.1 Aplicações

Com base nestas excelentes propriedades, a mola prato foi adotada em quase todas as áreas da tecnologia e ao longo dos últimos anos está sendo usada na área médica (SCHNORR 2003).

Tais características tornaram essas peças as mais utilizadas para manter uma tensão uniforme em um parafuso. Se elas não estão completamente achatadas, elas servem como uma mola na articulação do parafuso (BARRETT 1990). Isso a torna uma peça popularmente muito utilizada em juntas aparafusadas dos mais diversos componentes mecânicos, nos mais variados segmentos da indústria (automobilístico, ferroviário, naval, aeronáutico, energia, etc).

Algumas aplicações típicas são (MUBEIA 2013):

- Juntas parafusadas;
- Sistemas de suspensão de caldeiras em usinas;
- Válvulas de segurança;
- Proteções contra sobrecarga elétrica em transformadores;
- Acoplamentos;
- Bondinhos aéreos;
- Ferramentas de fixação componentes;
- Freios de segurança para elevadores;
- Freios para veículos de construção e ferroviários;
- Compensação de folga para rolamentos;
- Isolamento de vibrações em geral;
- Transmissões automáticas;
- Garras de sobrecarga;
- Embreagens.

2.2.2 Projeto da mola prato

Devido à forma geométrica relativamente simples das molas prato, a complexidade da produção e da aplicação dessas peças é frequentemente subestimada. Existem possibilidades de erros na definição de soluções para molas prato, que inevitavelmente podem causar defeitos de projeto ou mesmo falhas futuras. Outra dificuldade, é que é muito difícil de encontrar substitutos melhores para essa peça, porque a maioria das vezes, o espaço de instalação é fixo.

Com uma correção de projeto esses problemas são fáceis de evitar. A principal dificuldade é perceber a falha em fase de projeto para obter uma solução ótima para a mola prato. Uma vez que para a maioria dos engenheiros que projetam a mola prato, essa não é uma atividade única e muitas das regras para o projeto das molas prato são pouco conhecidas. Nessa revisão da literatura serão descritos os principais aspectos dessas molas (SCHNORR 2003).

2.2.3 Força aplicada a mola prato

O cálculo da força de uma mola prato baseia-se num modelo de Almen e Laszlo. Sua precisão na faixa útil da linha característica da mola é muito boa. No entanto, há um crescimento lento no início da curva de carga/deflexão medida, porque molas prato nunca são perfeitamente simétricas. Elas são feitas para trabalhar pressionadas. Além disso, a força da mola sobe na última parte da curva de carga/deflexão calculada, quando a mola é carregada entre dois planos paralelos, uma vez que é alterado o efeito de alavanca devido a não idealidade das superfícies planas (SCHONORR 2003).

A curva de carga característica é uma representação do comportamento de força-deflexão da mola. Dependendo das razões dimensionais, a curva carga característica de uma mola prato é mais ou menos degressiva para a posição plana (Figura 2.1) (MUBEA 2013).

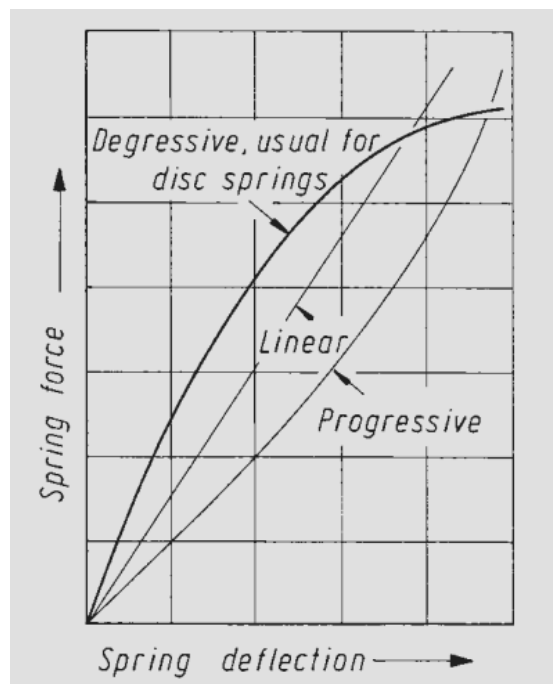


Figura 2.1: Gráfico indicando a força na mola versus deflexão da arruela mola prato (MUBEA 2013).

2.2.4 Carga estática

No projeto de uma mola prato certo nível de tensão não deve ser ultrapassado para um carregamento estático. O limite máximo permitido é determinado pela tensão de referência. O seu valor não pode exceder o valor da resistência à tração do material para evitar a deformação plástica da mola, isto é, perdas de ajuste (SCHNORR 2003).

2.2.5 Tensão e desing para aplicação de cargas estáticas

Para o caso de tensões estáticas ou quando raramente existir variações de carga:

- Em arruelas carregadas, cargas não variam;
- Molas prato estão sujeitas a alterações de carga ocasionais em intervalos de tempo de 10.000 ciclos de carga durante sua vida útil planejada.

Molas prato são normalmente produzidas com uma altura máxima, de modo que elas possam ser achatadas com cargas estáticas ou raramente mudar essa altura reduzindo-as além da tolerância permitida. A tensão de referência deve ser mantida.

Deformações plásticas ocorrem, quando as tensões em certas zonas excederem o limite de elasticidade. Tensão de referência é σ_{om} (Figura 2.2). Este valor não deve exceder a resistência à tração do material utilizado. Para a mola de aço de acordo com a norma DIN EN 10132-4 e DIN 17221(Deutsches Institut für Normung 1992) a resistência à tração é aproximadamente 1600 N/mm². Para outros materiais, devem ser utilizados os respectivos valores limite de elasticidade aplicáveis.

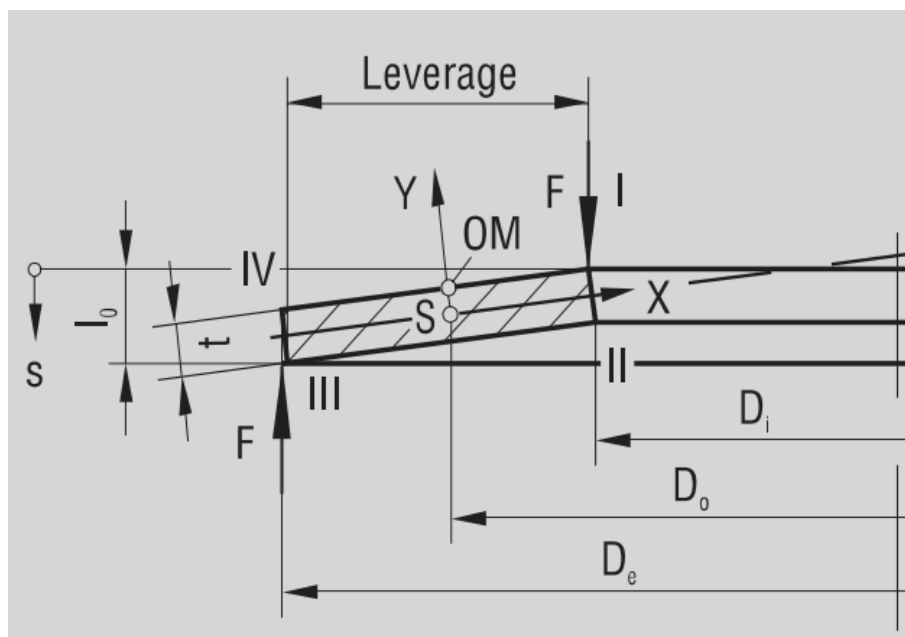


Figura 2.2: Mostra seção transversal da mola prato, pontos de referência, e seção de alavanca (SCHNORR 2003).

2.2.6 Material

O melhor material para molas prato é o aço mola padrão. É sempre usado quando não há circunstâncias particulares, que podem necessitar um material especial. Em geral, materiais especiais (materiais não metálicos) têm uma menor resistência à tração e na maioria das vezes um módulo de Young diferente em comparação com os aços mola padrão. Portanto molas feitas de outros materiais geralmente não podem ser projetadas com a mesma altura livre, o que significa que as forças aplicadas a mola são mais baixas.

O essencial de uma mola é que ela tenha a qualidade para reagir a uma carga por uma deformação elástica. Portanto, materiais com uma elevada elasticidade são necessários. Essas molas devem ter a maior resistência à tração e um limite de elasticidade elevado.

Além da alta tensão na região elástica, também deve haver uma plasticidade suficiente.

Essas propriedades irão permitir a fabricação de molas a frio, não provocando a fratura sobre a grande sobrecarga prevista para esse processo. Por outro lado, um limite de fadiga elevada é necessário que, contudo, não é um valor característico do material como,

por exemplo, a resistência à tração. Para obter uma elevada resistência à fadiga é necessário um elevado grau de pureza, estrutura homogênea e uma superfície lisa, isenta de carbono.

Esses requisitos são preenchidos muito bem pelo aço, por isso, geralmente molas prato são feitas de aço. Outros requisitos, em alguns casos, serão necessários como: resistência à corrosão, resistência ao calor ou propriedades antimagnéticas. Nesses casos materiais especiais e tratamentos especiais devem ser usados.

Uma propriedade importante do material de mola é o Módulo de Young (E). A partir desta constante de material é derivada uma relação linear entre a carga e deflexão. O E do aço não é afetado pelo tratamento térmico, mas é dependente da temperatura e isso deve ser levado em consideração, a temperaturas de trabalho mais elevadas (Figura 2.3).

Temperaturas elevadas podem levar o material a revenir, o que resulta em uma perda de força e, em casos extremos, uma deformação plástica (causando perdas de resistência).

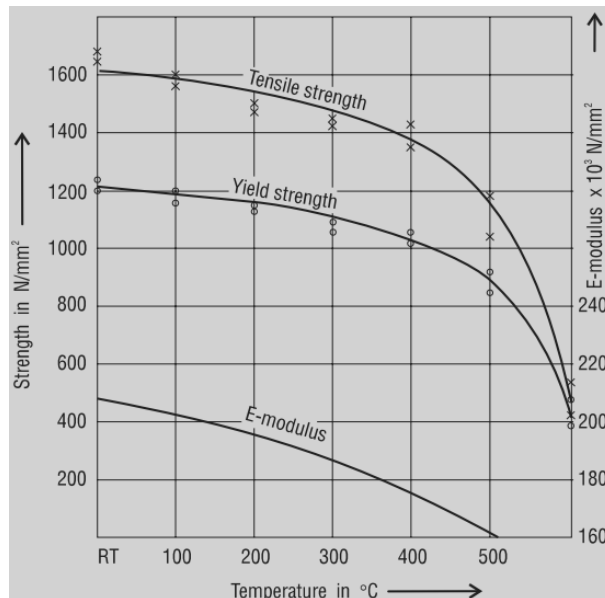


Figura 2.3: Indica as perdas de força na mola (Resistência à tração, Limite de Escoamento Módulo de Young) em relação à temperatura (SCHNORR 2003).

2.2.7 Corrosão

Molas prato podem ser protegidas contra a corrosão pela aplicação de revestimentos adequados ou pela utilização de materiais resistentes à corrosão. Tais materiais estão disponíveis apenas em uma variedade limitada de espessuras. Também, quase todos os aços de alta liga podem apresentar corrosão sob tensão em condições de trabalho extremas.

Na prática, a presença de meios corrosivos é comum e as formas de ataque são tão numerosas que não é possível lidar com o problema inteiro nesta revisão. Só pode ser estabelecido aqui que o aço mola comum não oferece proteção alguma em sua forma como fabricado. Assim, as molas prato desses tipos de aço devem ser protegidas contra a corrosão através de um tratamento de superficial adequado.

Existe uma grande variedade de materiais e métodos que protegem contra corrosão, a partir dos quais o mais adequado deve ser selecionado para cada caso individualmente, conforme aplicação da peça (SCHNORR 2003).

2.2.8 Fragilização induzida por hidrogênio

Existem muitos efeitos fragilizantes do hidrogênio nos aços: a resistência à tração (resistência máxima) de um aço pode ser reduzida; a ductilidade, avaliada pelo alongamento total até a fratura ou pela redução de área (estricção), pode diminuir; e o crescimento de trinca pode ser significativamente acelerado. O hidrogênio, responsável por estes efeitos, pode estar presente no ambiente externo ao aço ou pode estar presente internamente como resultado de operações de fabricação ou processamento do aço, tais como a decapagem ou a eletrodeposição. O hidrogênio também pode promover uma transição de um modo de fratura dúctil para frágil ou pode reduzir a ductilidade, sem uma mudança no modo de fratura. Um detalhe de grande interesse em aços temperados e revenidos de alta resistência é o desenvolvimento de fratura intergranular na presença de hidrogênio (KWIETNIEWSKI 2011).

Durante a aplicação de certos processos eletroquímicos (molas revestidas por processos de galvanização) hidrogênio pode entrar no material e pode causar fraturas frágeis. Isso não pode ser totalmente evitado por tratamento térmico. Assim, os processos,

os quais colocam o material em exposição ao hidrogênio devem ser evitados (SCHNORR 2003).

2.2.9 Classificação por grupo

Devido a grande variedade dimensional com que as molas prato são projetadas são requeridos diferentes métodos de produção. Os métodos utilizados variam desde a estampagem simples até a estampagem com usinagem posterior para anéis forjados e laminados a quente, que são transformados para obter a sua forma final.

Conforme a norma DIN 2093 (Deutsches Institut für Normung 1992), são especificados três tipos de molas a serem fabricadas:

- Grupo 1: espessura t menor de 1,25 milímetros;
- Grupo 2: espessura t de 1,25 mm até 6 mm;
- Grupo 3: espessuras t maiores de 6mm até 14mm.

Para estes grupos estão especificados os seguintes métodos de fabricação:

- Grupo 1: estampadas a frio, com bordas arredondadas;
- Grupo 2: estampadas a frio, com D_e e D_i torneados (Figura 2.2), com bordas arredondadas;
- Grupo 3: estampadas a frio ou a quente, totalmente usinadas, com cantos arredondadas, com planos de contato e espessura reduzida.

2.2.10 Dimensionamento de molas prato

Molas prato são determinadas essencialmente pelos seguintes três parâmetros:

- δ
- f / t
- D_e/t

Se possível, os parâmetros acima devem estar dentro dos seguintes valores:

$$\delta = 1.75 - 2.5;$$

$$f / t = 0,4 - 1,3;$$

$$D_e/t = 16 - 40.$$

Para valores menores δ , menores valores de f/t e D_e/t também se aplicam e vice-versa (SCHNORR 2003).

2.2.11 Tratamento térmico de Austêmpera

A austêmpera é um tratamento de endurecimento projetado para reduzir a distorção e a fissuração em aços de alto carbono. O objetivo da austêmpera, contudo, é formar bainita ao invés de martensita. A figura 2.4 mostra, esquematicamente, o ciclo de tratamento térmico para a austêmpera. O aço é austenitizado, temperado em um banho de sais fundidos a uma temperatura acima de M_s e mantido neste banho até que toda a austenita se transforme em bainita, sendo o revenido desnecessário. Como mostra a figura 2.4, a temperaturas do centro e da superfície de uma peça austemperada igualam-se na temperatura de permanência (banho de sais), e a ausência de gradientes térmicos na transformação subsequente para bainita minimiza as tensões geradas durante o tratamento.

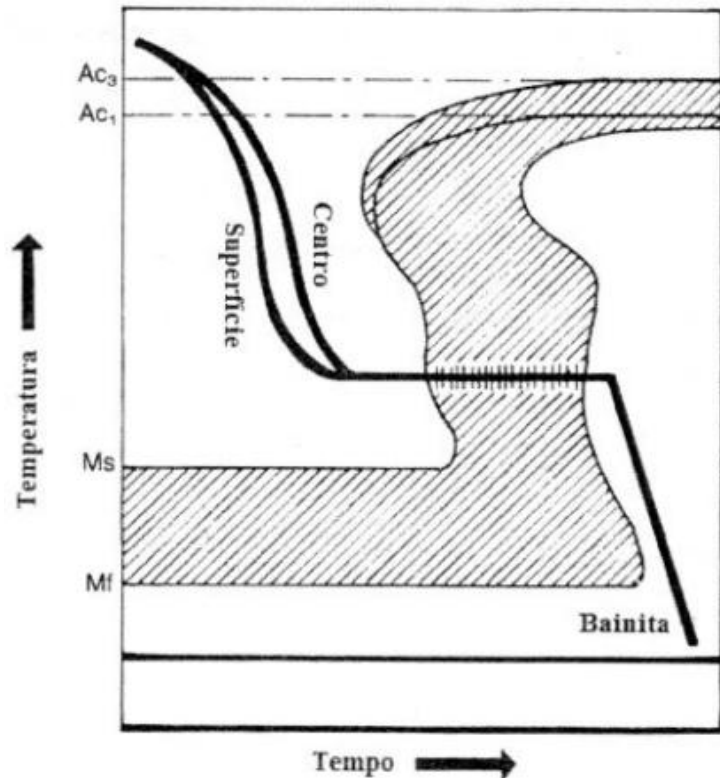


Figura 2.4: Diagrama esquemático do ciclo térmico do tratamento de austêmpera superposto no diagrama de transformação isotérmica hipoeutético de umaço hipoeutetóide, esse equivalente ao aço SAE 1070 da mola prato (KWIETNIEWSKI 2011).

Um aço adequado para a austêmpera precisa ter temperabilidade suficiente para evitar os produtos de transformação da austenita de alta temperatura, quando o aço for temperado em banhos de sais de severidade de têmpera relativamente baixa. Peças de aço ao carbono para austêmpera são, portanto, limitadas em tamanho, a fim que se alcance as taxas de resfriamento suficientemente altas para evitar a formação de perlita. Se um aço ligado é selecionado para compensar pela severidade de têmpera reduzida do banho de sais, o tempo para a completa transformação para bainita pode ser muito longo. Assim, a grande vantagem de processamento da austêmpera, o fato que o revenido não é necessário, pode ficar de certa forma comprometida, devido ao prolongado tempo de tratamento.

Uma grande vantagem de austêmpera, além da redução significativa da distorção ou fissuração de peças de aço de alto carbono, é que a tenacidade aumenta muito em comparação à martensita revenida, para aços de mesmo nível de dureza. Por exemplo para uma dureza de 50 HRC, um aço como SAE 1070 austemperado tem uma melhor ductibilidade e tenacidade ao impacto do que o mesmo aço na condição de temperado e revenido (KWIETNIEWSKI 2011).

2.2.12 Memória de deformação

Após o tratamento térmico cada mola é achatada pelo menos uma vez. Isto reduz a altura total, por meio de deformação plástica (processo análogo a autofretagem de tubos).

Os resultados de tensão de tração sobre o lado superior, o qual neutraliza a tensão de compressão causada por cargas subsequentes e assim reduz os picos de tensão. A deformação plástica é, assim, evitada durante o carregamento posterior da mola (SCHONORR 2003).

2.2.13 Shot peening

É provado que shot peening pode ser muito benéfico para molas sujeitas a cargas dinâmicas. Ele pode melhorar consideravelmente a vida útil da peça produzindo tensões de compressão na superfície (SCHNORR 2003).

2.3 A Fratura Intergranular

É a fratura pura e simples ao longo dos CG (contornos de grão) do material (figuras 2.5 e 2.6). Este mecanismo é totalmente frágil considerando uma abordagem em macroescala do mecanismo de fratura e é incentivada por diversos fatores que serão discutidos abaixo.

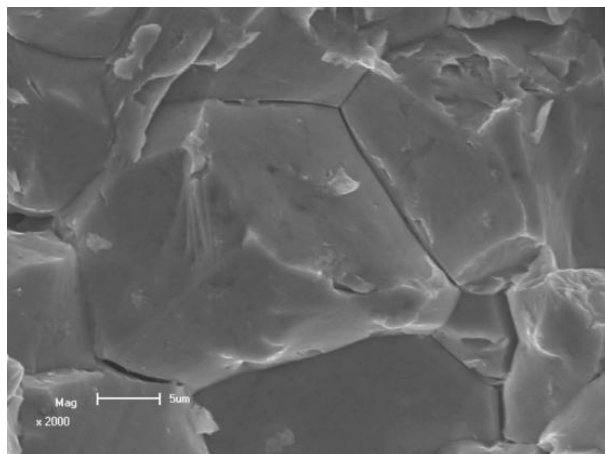


Figura 2.5: Imagem feita em Microscópio Eletrônico de Varredura, evidenciando separação intergranular de grãos em aço na condição de como temperado e revenido, imagem com aumento de 2000X (DIAS 2009).

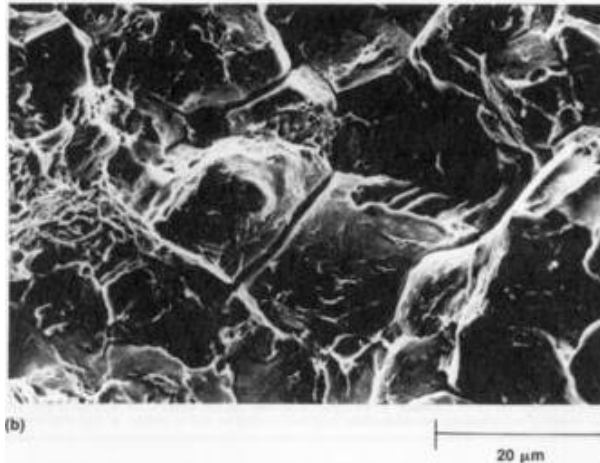


Figura 2.6: Imagem feita em Microscópio Eletrônico de Varredura, evidenciando separação intergranular de grãos em aço na condição de como temperado e revenido para 53 HRc de dureza (AMERICAN SOCIETY FOR METALS 1991).

2.3.1 Características da fratura intergranular

A FIG (fratura intergranular) é uma alternativa para fratura frágil macroscópica pelo processo clivagem transgranular. Como outras formas de fratura frágil em macroescala a FIG pode ocorrer por mecanismos de fragilidade em microescala ou por mecanismos de microescala dúctil (por exemplo por coalescência microalveolar) em regiões limitadas do material. Superfícies de fratura que são completamente intergranulares são frágeis numa escala macroscópica por causa da região limitada de separação (exemplo: fratura entre ou ao longo do contorno grão) resultando em um trabalho despendido não calculável durante o processo da fratura devido à deformação macroscópica.

Na fratura intergranular a maioria da energia despendida é associada com a criação de uma nova superfície ao invés da energia para deformação plástica macroscópica. A fratura intergranular ocorre em um número limitado de situações:

- Temperatura elevada em serviço;
- Resultado de tratamento térmico;
- Resultado de temperaturas elevadas em serviço;
- Resultado de condições ambientais agressivas.

A FIG é a fratura que pode ocorrer ao longo de um CG (contorno de grão) enfraquecido. Tipicamente o CG em materiais policristalinos são mais resistentes do que

grãos individuais em um material propriamente processado abaixo da sua temperatura de regime. Os CG's são descontinuações entre a rede cristalina e grãos individuais, e essa descontinuação promove uma fonte de força para fixar o movimento de deslocamento (contanto que a temperatura não seja elevada, onde a taxa de fratura atinja picos de deslocamento significativa). Assim, uma liga de grãos mais finos implica em mais regiões de CG resultando em um aumento da força de fixação. Além do mais, por causa de um maior número de grãos arbitrariamente alinhados são proporcionadas, quando o tamanho do grão é reduzido do material tensionado, maiores oportunidades de permitir escorregamento e então melhorar a ductilidade. Então o refino do tamanho do grão promove um meio, tanto para uma resistência quanto uma ductilidade melhorada.

Entretanto os contornos de grão são também uma região de muitas falhas, deslocamentos e vazios. Este desarranjo atômico relativo do CG quando comparado a arranjos atômicos regulares do interior do grão, mostra uma caminho fácil para alterações relacionadas à difusão. Contornos de grão são, portanto as regiões preferenciais para congregação e segregação de impurezas. Se tornar fraco ou frágil também pode ocorrer preferencialmente na precipitação de fases ou na absorção de espécies ambientais no CG. Em adição as regiões de CG são também enfraquecidas pela alta temperatura, onde a fratura predominantemente se transforma em intergranular.

A FIG é facilmente distinguível de clivagem ou da coalescência de microvazios. O caminho de fratura intergranular é ao longo do ângulo mais agudo de contorno de grão presente ou entre grãos ou contorno de partícula/matriz coincidente com o contorno de grão. Quando a estrutura do grão é equiaxial a superfície de fratura tipicamente revela uma superfície facetada do tipo “rock candy”, o qual pode ser visível a baixos aumentos (lupa) se o tamanho do grão é grosseiro. Em alguns casos, entretanto, as características intergranulares podem não ser óbvias. Por exemplo, FIG's podem ser suaves fraturas de superfície ou podem ser inexpressivas ao longo de grão alongados em materiais para trabalho pesado, como uma liga severamente extrudada, ou ainda ao longo das linhas de partição de alguns forjados.

Em geral as fraturas intergranulares são classificadas:

- FIG do com aspecto dúctil
- FIG frágil
- FIG de Fadiga

FIG tipo com aspecto dúctil se refere aos casos quando a coalescência de microvazios ocorre em (ou talvez a adjacente ao) contorno de grão a partir de condições como: deformação-cavitação ou nucleação de vazios em precipitados no contorno de grão. O termo FIG frágil é usado quando a superfície do grão não tem indicativos de dimples, de coalescência de microvazios.

Em alguns casos o termo ruptura não coesiva tem sido usado para FIG com dimples na superfície da fratura. Esse uso talvez seja histórico, baseado na perda da coesividade do contorno de grão em altas temperaturas. Entretanto, o termo FIG de dimple é preferido, porque ele claramente lembra a imagem da fratura de superfície (exemplo: o caminho de fratura e a topografia da superfície de fratura). Além do mais, não existe razão para limitar a aplicação do termo ruptura não coesiva somente à separação no contorno de grão, porque ela poderia ser usada também para o caso de separação não coesiva ao longo de um plano de deslize ativo (POWELL 2002). Quando o termo ruptura não coesiva é usado em relação à fratura intergranular isso aparenta ser um termo genérico se referindo a qualquer fratura frágil macroscópica que não ocorre por dimple, clivagem ou fadiga. Esse termo geral pode não mostrar distinções entre características ou mecanismos específicos, então usa-se o termo, separação não coesiva somente em referencia a mecanismos específicos. Os termos fratura intergranular tipo com aspecto dúctil e fratura intergranular frágil, como definidas previamente são usadas para distinguir entre mecanismos de fratura dúctil e frágil no contorno de grão. Essa distinção, em alguns casos pode ser útil para avaliação apropriada de causa e ação corretiva (AMERICAN SOCIETY FOR METALS 2002).

2.3.2 Fratura por deformação intergranular

É o modo de fratura esperado para altas temperaturas e para baixas taxas de deformação, a região de transição a qual depende da taxa de deformação, da T e do material, foi caracterizada como a região de temperatura equicoesiva, onde o contorno de grão se transforma mais fraco do grão. A formação de vazios é principalmente um processo de difusão controlado na região de contorno de grão, este é o típico regime que acontece para maioria dos componentes estruturais, os quais são mais prováveis de ter um design conservador. Em taxas de deformação altas o aumento da deformação plástica influencia o crescimento de vazios e da interligação entre vazios, assim os mecanismos de deformação transgranular ou ruptura de estresse podem ocorrer. Recristalização dinâmica

também pode ocorrer também durante deformação em altas temperaturas se a combinação de variáveis (taxa de deformação, tensão, temperatura, tamanho de grão predominante e distribuição de partículas de segunda fase) permitirem. A mudança de transgranular para intergranular é acompanhada por uma mudança abrupta na curva de estresse-ruptura.

A transição é também relacionada a mudanças na ductilidade durante testes de tensão em altas temperaturas. Conforme a temperatura aumenta acima da faixa de trabalho a frio (na faixa, acima ou abaixo da temperatura ambiente dependendo da temperatura de fusão), testes de tensão ou testes de ruptura por estresse mostram um aumento na ductilidade. Ainda em temperaturas mais altas a ductilidade diminui e vai a um mínimo. Esta é a proximidade da mudança de fratura transgranular para intergranular. Em temperaturas ainda mais altas, ocorre a recristalização dinâmica, resultando em um material com um tamanho de grão menor, um aumento da ductilidade e um retorno para fratura transgranular. Exames em microestruturas mostrarão evidências de transformação plástica abaixo do mínimo e a comparação entre tamanho de grão pode ser realizada para determinar se a temperatura foi acima do mínimo. Tipicamente existe algum crescimento de grão antes da recristalização, então a fratura intergranular é tipicamente em materiais que tem um tamanho de grão maior que o tamanho de grão inicial.

Dois tipos reconhecidos de fratura intergranular são reconhecidos:

- Fratura de contorno “tipo-W” (em cunha), que ocorre no ponto triplo de CG devido a deslizamento (cisalhamento) do CG;
- Fratura arredondada “tipo-R” (rock-candy), que ocorre por formação de vazios na difusão controlada (cavitação) ao longo do CG.

Fraturas tipo-W ocorrem para tensões maiores e temperaturas mais baixas que aquelas para as quais tipo-R ocorre.

As fraturas tipo-W são também conhecidas como fratura de cunha de grão ou de ponto triplo. Quando ocorre o escorregamento grão-borda as fraturas em forma de tipo-W se formam no ponto triplo do contorno de grão. A fratura W inicia por um escorregamento paralelo ao contorno, criando uma fratura num outro contorno. Fratura de W resulta em uma fratura de superfície intergranular relativamente leve. Dependendo da microestrutura a fratura pode ser iniciada por partículas de segunda fase no contorno. Clivagem de partículas de segunda fase em um contorno de grão pode iniciar uma fratura transgranular. Isso também pode ser possível para propagação de uma fratura W para causar uma fratura

de contorno de grão de segunda fase, o qual pode ou não ser visível subsequentemente da fratura de superfície.

Se a temperatura é alta o suficiente e a taxa de tensão devagar o suficiente a formação de vacâncias no contorno de grão causa a formação de vazios em microescala. Estes vazios não são resultado de deformação plástica e coalescência de microvazios. Uma vez que estes vazios são formados a área diminuída do contorno de grão causa um aumento de tensão no corpo permitindo deformação por cisalhamento que vai então criar uma fratura insipiente pela coalescência de vazios criados pela difusão. Se existe porosidade considerável num contorno sujeito a uma tensão normal, não está claro se aquele contorno pode subsequentemente falhar por coalescência de microvazios ou pela redução da carga que essa área suporta.

Sob condições de baixas tensões a fratura intergranular do tipo R ocorre por formação de vazios na região de contorno, especialmente aqueles com carga normal, além do mais pode existir significativa formação de poros no interior do grão. As cavidades são tipicamente redondas ou esféricas em seção metalográfica, mas algumas vezes formas complexas como poliedros podem se formar. Inclusões e precipitados no contorno de grão podem também agir como locais para nucleação de vazios. Nucleação de cavidades ocorre durante o estágio inicial da fratura e cresce durante o segundo estágio da fratura. O terceiro estágio da fratura começa quando essas cavidades crescem tanto que o seu tamanho e espaço são aproximadamente o mesmo tamanho do grão.

Fratura intergranular é um exemplo de um processo de fratura dúctil microscópica (formação de vazios e não homogeneização do CG) que normalmente ocorrem dentro de um volume muito pequeno para desenvolver deformação macroscópica (AMERICAN SOCIETY FOR METALS 2002).

2.3.3 Fatores metalúrgicos que causam FIG (fratura intergranular)

FIG em temperaturas abaixo do regime de fratura podem também ocorrer a partir de várias condições mecânicas, ambientais e/ou metalúrgicas que causam fraturas preferencialmente no ou adjacentes ao CG.

Em geral a FIG é facilitada por ou partículas e ou gradientes composicionais dentro ou perto do contorno de grão. Algumas vezes os precipitados do CG são acompanhados

por mudanças na composição próxima ao CG, na forma de zonas livres de precipitados, isso são zonas que são desnudas de soluto pela formação de precipitados no contorno de grão. Gradientes composicionais adjacentes ao CG não são estritamente no CG, mas ambos os tipos de fratura (dentro ou perto do CG) são consideradas como fraturas intergranulares. Gradientes composicionais próximos ao contorno também podem não ser visíveis como gradiente de microestrutura.

Vários tipos de mecanismos microscópicos podem ser associados com fratura intergranular. Por exemplo, o mecanismo de coalescência de microvazios pode ocorrer preferencialmente dentro ou adjacente ao CG. Isso pode resultar em uma FIG com aspecto dúctil, onde pequenos vazios aparecem nas facetas do grão ao longo da superfície de fratura. Fratura intergranular com aspecto dúctil pode ocorrer em variadas condições, como por cavitação de FIG, vazios de hidrogênio intergranulares, formação de vazios dentro de precipitados no contorno de grão.

Em adição algumas vezes existe ductilidade local suficiente para fratura ocorrer pela formação de microvazios na zona desnuda adjacente ao contorno. Pelo fato da FIG com aspecto dúctil poder ocorrer em uma variedade de formas, ela não é indicativo de um mecanismo específico de fratura sem se ter evidências microestruturais ou físicas adicionais.

Quando a fratura ocorre no contorno de grão isso pode ser facilitado por clivagem de segunda fase ou por nucleação de vazios na interface da partícula localizada no contorno. Essas partículas podem ou não ser visíveis numa fractografia (AMERICAN SOCIETY FOR METALS 2002).

2.3.4 Mecanismos de fratura intergranular

Em uma escala atômica, a propagação da trinca ocorre por qualquer um ou uma combinação dos seguintes (LYNCH 1989):

- Separação de átomos (não coesão);
- Movimento de cisalhamento de átomos;
- Remoção ou adição de átomos por dissolução ou difusão;

Todos esses processos podem ocorrer preferencialmente ao longo do contorno de grão por vários fenômenos como:

- Segregação ou elementos enfraquecimento de no CG;
- Difusão mais rápida de elementos ao longo do contorno de grão do que no Grão;
- Nucleação e crescimento de precipitados mais rápidos no CG do que no Grão;
- Absorção maior de espécies ambientais no contorno de grão.

Adicionalmente, outro mecanismo complexo é a fratura de têmpera, a qual quase sempre ocorre intergranularmente. A fratura de têmpera pode ser agravada por vários mecanismos de enfraquecimento do CG e de tamanho de grão, mas também é pesadamente influenciada pela expansão volumétrica durante a transformação de endurecimento e os extremos de temperatura do resfriamento.

Embora seja fácil reconhecer uma fratura intergranular a identificação da causa da fratura é muito mais complexa. Os mecanismos subjacentes da FIG são muito mais variados do que os da fratura transgranular. Os mecanismos da fratura transgranular são fadiga, fratura frágil por clivagem ou fratura dúctil por coalescência de microvazios. Em contraste, a FIG não é um processo único de fratura; é só um caminho de fratura preferencial onde a fratura frágil, dúctil ou por fadiga pode ocorrer devido ao enfraquecimento do contorno de grão por vários fatores tempo-temperatura, como as espécies de transporte, ativação térmica ou difusão.

Além do mais, efeitos sinérgicos de condições ambientais e estresse prolongado podem estar envolvidos na FIG. As condições sob as quais uma fratura de crescimento lento pode seguir um caminho intergranular antes da ruptura final pode ser influenciado por vários mecanismos tempo ou temperatura dependentes, como fadiga, fratura por corrosão tensão, enfraquecimento metal líquido, enfraquecimento metal sólido, enfraquecimento por hidrogênio e deformação. Em adição fraturas transgranulares também podem em algum ponto seguir um caminho de contorno de grão em pequenas distâncias em certas circunstâncias. Por exemplo, durante o processo de fratura de clivagem (fratura elástica), a fratura atravessa o grão em um plano cristalográfico em particular, mas ela também pode progredir mais longe, ao longo do CG que está enfraquecido por segregados (AMERICAN SOCIETY FOR METALS 2002).

2.3.5 Causas de fratura intergranular

As causas fundamentais para FIG são limitadas em número e a FIG é comumente associada com um processamento impróprio de material e/ou algum elemento ambiental agressivo, onde o CG é enfraquecido e/ou fragilizado. As circunstâncias gerais que são conhecidas como indutoras de FIG foram classificadas em 4 categorias gerais (BANERJI 1976):

- Presença de precipitados de contorno de grão;
- ToTo ou exposição que causa segregação de certas impurezas no CG sem uma segunda fase visível;
- Estresse aplicado a altas temperaturas (regime de deformação);
- Alterações provocadas ambientalmente ou enfraquecimento do CG;
- Em adição, um tamanho de grão grande também tem um papel causando a mudança de fratura transgranular para intergranular e pode aumentar qualquer um dos mecanismos acima.

Fraturas provocadas ambientalmente podem ser fraturas a altas temperaturas, mas também podem incluir alteração do material em contato com o ambiente. Isso incluiria enfraquecimento por hidrogênio, enfraquecimento líquido-metal, enfraquecimento sólido-metal, potencial oxidação ou redução no CG e enfraquecimento por radiação.

Pela aparência da FIG ser facilmente reconhecida, e por que suas causas são limitadas, a presença de FIG (especialmente na região de início da fratura) é frequentemente útil no estreitamento da causa potencial de falha. Exceto em condições de fratura por tensão em altas temperaturas, a FIG não é comum em materiais processados adequadamente em um ambiente benigno. Algumas situações específicas de FIG incluem:

- Aço de alto carbono com microestrutura perlítica;
- Fratura intergranular em martensita causada ao longo de uma película fina de ferrita nas fronteiras do grão segundo postulado de Grossman (BANERJI 1976);
- Fósforo e cementita segregados em um contorno de grão austenítico em microestruturas de alto carbono de aços cementados;
- Quebra de estresse-alívio;
- Filmes de carboneto no CG devido à separação eutetóide em aços de baixo carbono;

- Cementita hipereutetoide em CG em aços hipereutetoides ou cementados;
- Filmes de nitreto de ferro em CG em aços nitretados;
- Enfraquecimento do revenido em aços tratados termicamente devido à segregação de fosforo, antimônio, arsênio ou estanho;
- Enfraquecimento do cobre devido à precipitação de partículas de óxido de cobre de alta densidade no contorno de grão;
- Enfraquecimento do aço devido à precipitação de partículas de sulfeto de manganês no CG como resultado de superaquecimento;
- Precipitação de carboneto em contorno de grão em aço inox (sensitização);
- Ligas, imprópriamente, endurecidas por precipitação resultando em precipitados grosseiros no CG e uma região desnuda;
- Enfraquecimento do molibdênio pelo interstício (C, N, O);
- Enfraquecimento do cobre pelo antimônio;
- Redução do óxido de cobre por hidrogênio;
- Enfraquecimento por hidrogênio pela absorção de hidrogênio no contorno de grão;
- Fratura de corrosão-tensão;
- Enfraquecimento pelo metal líquido, por exemplo: mercúrio em latão-bronze, lítio em aço inox 304;
- Enfraquecimento induzido por metal sólido.

2.3.6 Ferrita Pró-eutetoide e sua influência na FIG

A ferrita pró-eutetoide pode assumir diferentes morfologias e alguns tipos podem se depositar nos contornos de grão e se tornar um caminho preferencial para fratura. Um sistema de classificação, desenvolvido por Dubé, está ilustrado na figura 2.7.

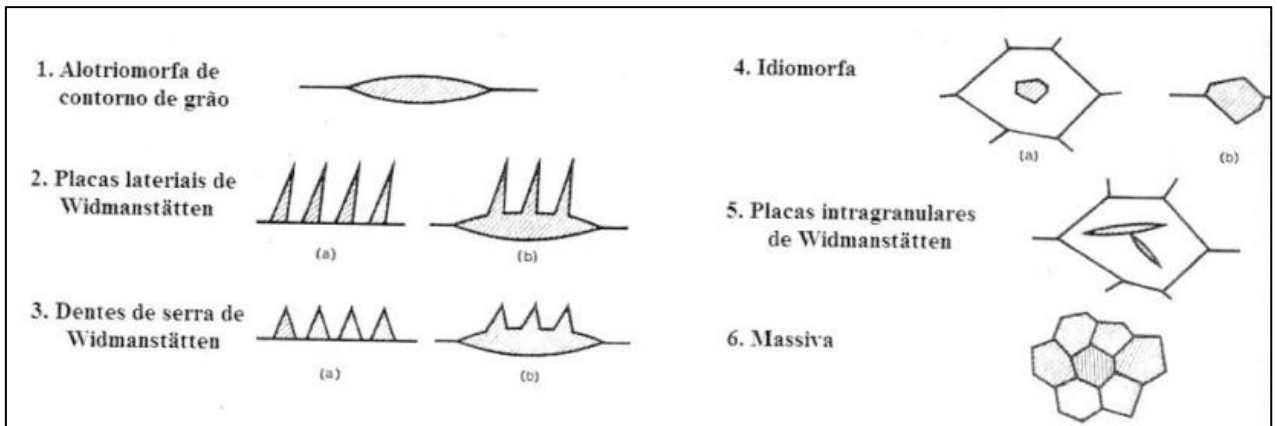


Figura 2.7 mostra a classificação de Dubé das morfologias da ferrita (KWIETNIEWSKI 2011).

De acordo com esse sistema, existem 6 morfologias distintas, cujas características estão apresentadas a seguir.

- Alotriomorfa de contorno de grão (número 1 na figura 2.7): ocorrem na forma de cristais que nucleiam nos contornos de grão da matriz e crescem preferencialmente ao longo destes contornos de grão, sem um aumento expressivo de espessura (ver exemplo na figura 2.8).

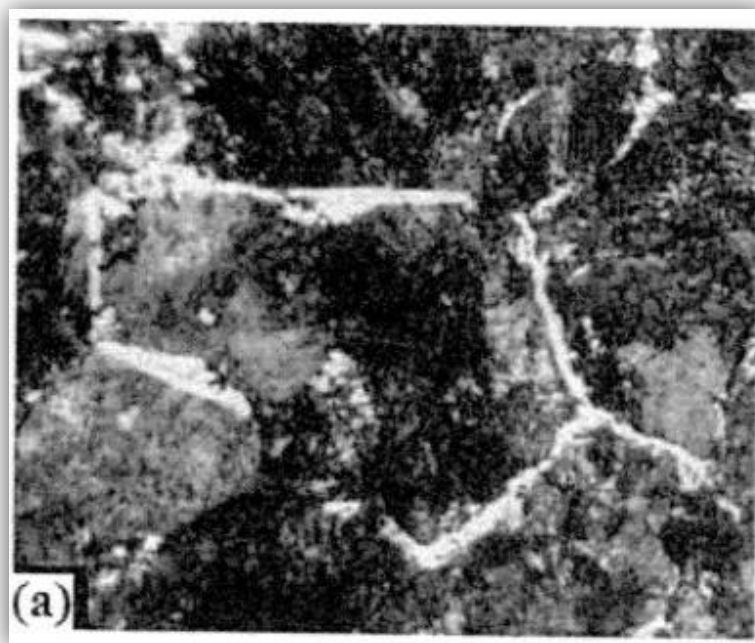


Figura 2.8 mostra ferrita alotriomorfa em um aço com 0,5% de carbono isotermicamente transformado a 550°C (KWIETNIEWSKI 2011).

- Placas laterais de Widmanstatten (número 2 na figura 2.7): ocorrem na forma de placas (na forma de agulhas em seções transversais) que crescem pra dentro dos grãos da matriz a partir dos contornos de grão. Placas laterais primárias (número 2 A na Figura 2.7): crescem diretamente a partir dos contornos grão. Placas laterais secundárias (número 2B na Figura 2.7): crescem a partir de cristais de outra morfologia da mesma fase, usualmente alotriomorfa de contorno de grão. Placas laterais secundárias de ferrita são observadas com mais frequência do que placas laterais primárias.
- Dentes de serra de Widmanstatten (número 3 na figura 2.7): ocorre na forma de grãos que tendem a ser triangulares em seção e que se desenvolvem a partir dos contornos de grãos. Dentes de serra primário (número 3 Figura 2.7): crescem diretamente dos contornos de grão. Dentes de serra secundário (número 3B na Figura 2.7): desenvolvem-se a partir de cristais da mesma fase de outra morfologia, usualmente alotriomorfa de contorno de grão.
- Idiomorfa (número 4 na figura 2.7): ocorrem na forma de cristais facetados praticamente equiaxiais que, no caso da ferrita, formam-se inteiramente no interior dos grãos de austenita. A morfologia Idiomorfa de contorno de grão (número 4B na figura 2.7) normalmente não é observada em aços.
- Placas intragranulares de Widmanstatten (número 5 na figura 2.7): ocorrem na forma de placas (agulhas em seção) inteiramente dentro dos grãos de austenita.
- Estrutura massiva (número 6 na Figura 2.7): não ocorre realmente como uma estrutura fundamental. O termo simplesmente descreve uma estrutura policristalina praticamente equiaxial formada pelo choque de cristais que começaram a crescer com outras morfologias.

Investigações detalhadas dos produtos de transformação pró-eutetoides, formados isotermicamente em aços hipoeutetoides, indicaram que as diferentes morfologias da ferrita foram produzidas dentro de regiões características de composição e temperatura de transformação. Somente áreas massivas de ferrita usualmente estão presentes após a completa transformação a altas temperaturas de aços de baixo carbono, simplesmente devido ao choque de grãos que se desenvolvem, o que tende a obscurecer a morfologia que se formou durante os primeiros estágios do crescimento da ferrita. Por outro lado, somente ferrita alotriomorfa de contorno de grão tende a se formar em aços com composições que se aproximam do eutetoide.

A morfologia de Widmanstätten da ferrita, por outro lado, somente é observada dentro de uma faixa limitada de teores de carbono e temperatura de transformação. Estas faixas são muito mais amplas em aços de grãos mais grosseiros do que naqueles de granulação mais fina. Estas considerações aplicam-se particularmente à formação de placas intragranulares. Acontece que, para todos os casos, de fato, um apreciável nível de super-resfriamento abaixo do A1 é necessário, durante o resfriamento contínuo, antes que placas laterais de Widmanstätten possam se formar. Um nível ainda maior de super-resfriamento é necessário para a formação de placas intragranulares (KWIETNIEWSKI 2011).

3.0 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

3.1 Material Utilizado

Os materiais utilizados para a realização dos ensaios foram molas mola prato do grupo 2 (espessura 5,3mm) fabricadas a partir de dois tipos de aços diferentes:

- Aço SAE 1070: aço constituinte das molas que falharam na montagem dos veículos tratores;
- Aço SAE 1060: aço constituinte das molas usadas para substituir as arruelas que falharam em campo.



Figura 3.1: Amostras das molas prato fabricadas em aço SAE 1060 e SAE 1070 respectivamente (LAMEF-UFRGS).

3.2 Fluxo produtivo

As molas prato do grupo 2 seguem o seguinte fluxo produtivo:

3.2.1 Usina siderúrgica (matéria-prima)

Bobinas de aço laminadas a quente as quais são transformadas mecanicamente em tiras (figura 3.2) dos aços SAE 1060 e SAE 1070 são a principal matéria prima de arruelas prato do grupo 2.

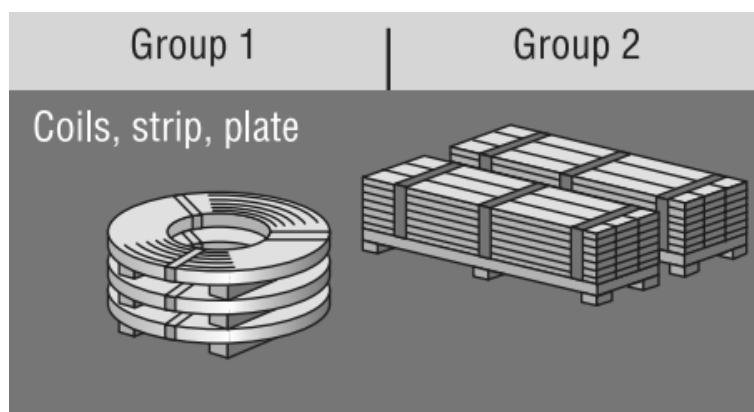


Figura 3.2: Ilustra tiras de aço que são fabricadas a partir de bobinas de aço (SCHNORR 2003).

3.2.2 Estampagem a frio

Corresponde à obtenção de peças geométricas a partir de tiras submetidas à ação de uma ferramenta ou punção de corte, aplicados por intermédio de uma prensa que exerce pressão sobre a chapa apoiada numa matriz e presa por intermédio de uma anti-ruga (Figura 3.3). No instante em que o punção penetra na matriz, o esforço de compressão converte-se em esforço de cisalhamento e ocorre o desprendimento brusco de um pedaço de chapa (PALMEIRA 2005).

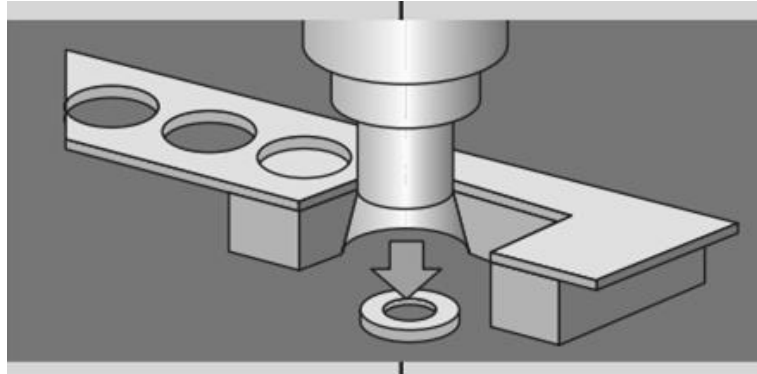


Figura 3.3: Ilustra o processo de estampagem à frio das tiras de aço (SCHNORR 2003).

3.2.3 Tratamento térmico (austêmpera)

O tratamento térmico é de grande importância para as propriedades de uma mola. Portanto, este é de extrema importância na maioria de aços mola comum, através do tratamento térmico de austêmpera há a transformação da fase bainita que assegura que as molas atinjam maior resistência mecânica, e ao mesmo tempo um elevado grau de dureza e ótima resistência à fadiga.

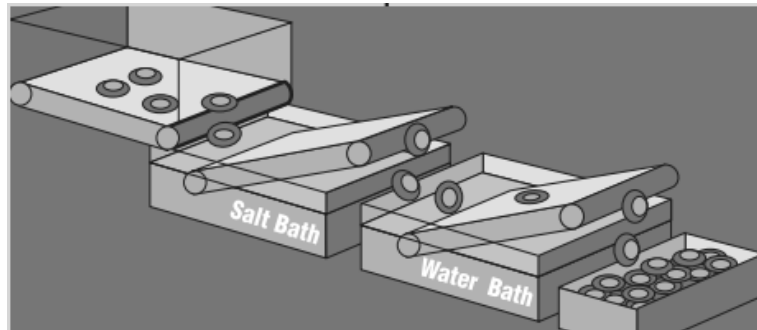


Figura 3.4: Ilustra o tratamento térmico de austêmpera (SCHNORR 2003).

3.2.4 Tratamento superficial anti-corrosão Geomet®321:

O Geomet®321 é uma dispersão aquosa que contém flocos de zinco e alumínio e outros agentes químicos específicos, esse produto é especialmente formulado para proteção de substratos de ferro (aço), alumínio, zinco e outros metálicos. É aplicado por simples imersão e cura, formando um revestimento metálico aderente (livre de resinas orgânicas) de cor cinza prateado.

É um revestimento básico para partes metálicas que necessitem alto grau de proteção com espessura mínima de camada e ausência total de fragilização por hidrogênio, devido à ausência de ácidos ou eletrólise no processo de revestimento (NOF METALS COATINGS SOUTH AMERICA 2011).



Figura 3.5: Mostra a aparência de peças que passaram pelo tratamento anti-corrosivo Geomet®321.

3.3 Teste de resistência ao torque.

Este ensaio foi realizado utilizando uma mesa (figura 3.6 e 3.7) que é fornecida para a montadora de veículos, e uma chapa na espessura de 9,5 mm, simulando a montagem no veículo. No ensaio foram utilizados parafusos 20mmx50mm, porcas classe 10 com as arruelas pratos montadas sobre a mesa (mesma condição de montagem e de uso em campo).



Figura 3.6: Mostra o teste de resistência ao torque.

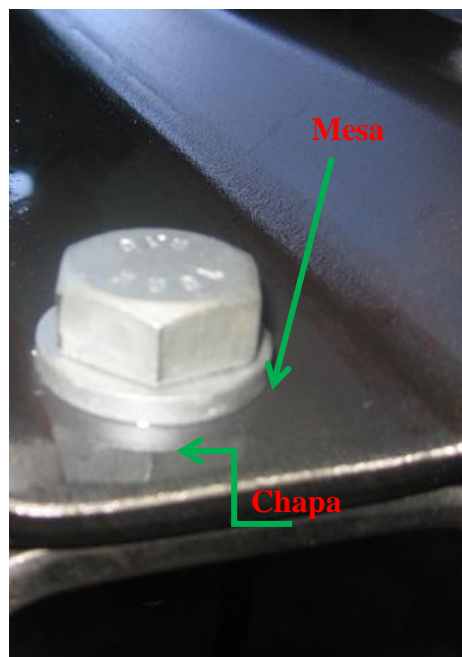


Figura 3.7: Junta aparafusada que é composta por: parafuso, porca (não visível na figura), mola prato, mesa e chapa.

Com auxílio de um torquímetro foi realizado o aperto da junta, variando o torque de 400 até atingir 650 N.m para cada arruela prato. Durante o ensaio as peças foram submetidas a uma análise visual, para identificar possíveis fissuras ou trincas.

3.4 Caracterização morfológica da região fraturada da mola prato

Para caracterização da região fraturada foi utilizado um microscópio eletrônico de varredura (MEV) (Shimadzu superscan SSX-550 SEM-EDX) e análise espectral de raios X emitidos (técnica EDS) no material da amostra fraturada, o que permite a análise qualitativa e quantitativa dos elementos presentes em um ponto, uma linha ou uma dada área da amostra. As análises foram efetuadas no Laboratório de Metalurgia Física da UFRGS (LAMEF-UFRGS).

A microscopia eletrônica de varredura permite e é o mais indicado para observação das superfícies de fratura. Isto por que simultaneamente a amostra é irradiada num modo de tempo sequenciado, possibilitando a captação da profundidade de campo elevada. Com isso são obtidas imagens tridimensionais, ou seja, com foco em diferentes profundidades, nos fornecendo a topografia da superfície. Isto é de fundamental importância, já que a morfologia e o relevo das amostras fraturadas dão as características necessárias para a análise e caracterização de fraturas. Além disso, é possível se atingir uma ampla gama de ampliações o que facilita a correlação de imagens entre o micro e o macro (AMERICAN SOCIETY FOR METALS 1987).

Todas as imagens do MEV-EDS foram feitas na seção transversal da amostra, e compreendem as áreas que evidenciam a fratura intergranular que ocorreu na arruela feita com o aço SAE 1070.

Foram realizados também ensaios de análise metalográfica em duas amostras que apresentaram falhas (aço SAE 1070) e em duas amostras que não apresentaram falhas (aço SAE 1060). Foram retiradas amostras das seções longitudinal e transversal.

O preparo do corpo de prova foi feito de acordo com a norma NBR 13284 (ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS 1995) referente à preparação metalográfica (cortar, embutir, lixar, polir).

O ataque químico para revelar microestrutura foi realizado com reagente nital 2% em acordo com a norma NBR 8108 (ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS 1983).

Para microscopia óptica foi utilizado um microscópio óptico (Zeiss Axio Vision Lab.A1) para análise de imagem da microestrutura dos materiais em questão. A análise foi feita nas duas seções da arruela (longitudinal e transversal) com o objetivo de analisar as possíveis variações de microestrutura, e fazer uma análise de falha esmiuçada do material.



Figura 3.8: Mostra microscópio com computador para aquisição das imagens micrográficas das amostras.

3.5 Ensaio de microdureza

Para determinação da dureza as amostras foram cortadas (seções longitudinal e transversal), embutidas em baquelite, lixadas e polidas. A dureza foi obtida para cada amostra pelo método de classificação de dureza Vickers convertida para Rocwell (HRc), utilizando microdurômetro digital (SHIMADZU HMV-2T E) e foram utilizadas cargas de 1 kg para análise da dureza média do material e 0,01 kg para determinação da dureza da microestrutura que compõe o contorno de grão.

As indentações foram feitas em 7 pontos aleatórios em uma área que cobre toda seção longitudinal das amostras analisadas.

3.6 Ensaio de composição química

O ensaio para verificação da composição química foi feito em um espectrômetro de emissão óptica (spectra modelo spectrolab - LAMEF - UFRGS) e teve como objetivo comparar as composições das molas de aço SAE 1070 e de aço SAE 1060, verificando principalmente uma possível presença de elementos químicos fragilizantes como fósforo e enxofre.

3.7 Limpidez do aço

O ensaio para verificação da limpidez do aço foi feito por meio de metalografia sem ataque químico na seção transversal das molas prato e por comparação das imagens micrográficas dos aços SAE 1070 e SAE 1060 com a norma ASTM E45 (AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS 2013), com o objetivo de verificar a presença de inclusões não metálicas de sulfetos de manganês alongadas e outras inclusões grosseiras que pudessem ser prejudiciais para resistência mecânica e a tenacidade de ambos os aços analisados.

4.0 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 Teste de resistência ao torque.

Os resultados estão apresentados nas tabelas 4.1 e 4.2, para as amostras de aço SAE 1070 e aço SAE 1060, respectivamente.

Tabela 4.1: Valores obtidos no teste de resistência ao torque para amostras SAE 1070.

Denominação Amostra	Torque máx. [N.m]	Torque verificada a falha [N.m]	Observações
1	530	530	Apresentou trinca na mola prato durante o aperto.
2	650	490	Apresentou trinca na mola prato verificada após o aperto
3	580	580	Apresentou trinca na mola prato durante o aperto.
4	650	650	Não apresentou falha.
5	530	530	Apresentou trinca na mola prato durante o aperto.

Tabela 4.2: Valores obtidos no teste de resistência ao torque para amostras de aço SAE 1060.

Denominação Amostra	Torque máx. [N.m]	Torque verificada a falha [N.m]
1	650	Não ocorreu falha.
2	650	Não ocorreu falha.
3	650	Não ocorreu falha.
4	650	Não ocorreu falha.
6	650	Não ocorreu falha.
7	650	Não ocorreu falha.
8	650	Não ocorreu falha.
9	650	Não ocorreu falha.
10	650	Não ocorreu falha.
11	650	Não ocorreu falha.
12	650	Não ocorreu falha.

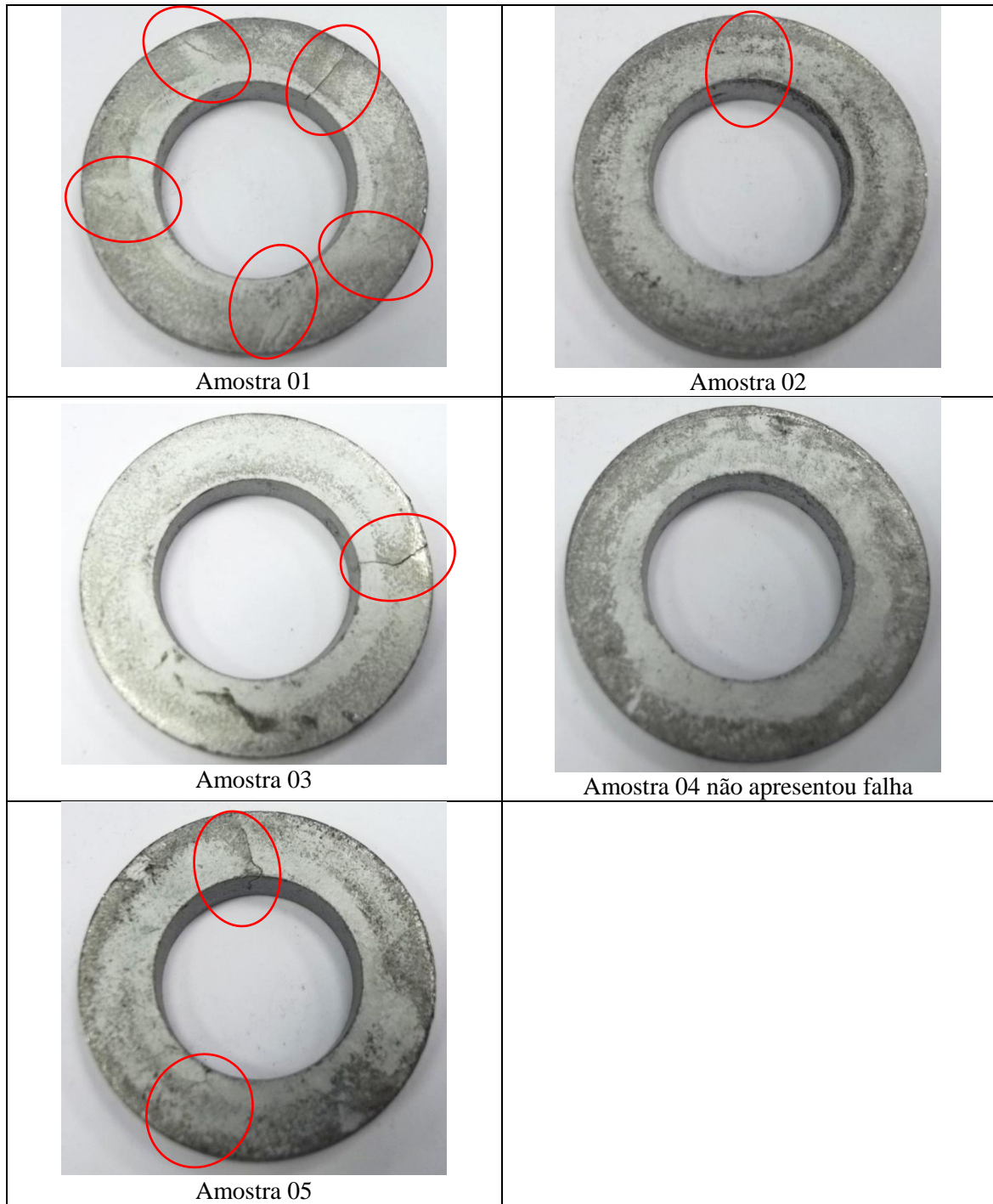


Figura 4.1: Mostra imagens de falhas identificadas após o teste de resistência ao torque nas molas SAE 1070.



Figura 4.2: Mostra imagens que evidenciam que as molas prato SAE 1060 não fraturaram após os ensaios.

Os ensaios apresentados indicam que as arruelas prato de aço SAE 1060 resistem à solicitação de torque. O teste de torque indica a falha catastrófica inaceitável para as molas prato de aço SAE 1070.

4.2 Caracterização morfológica da região fraturada da mola prato

A análise das imagens feitas pelo microscópio eletrônico de varredura (MEV) caracterizam superfície de fratura intergranular a qual é facilmente distinguível da clivagem ou da coalescência de microvazios (seção 2 deste trabalho). O caminho de fratura intergranular foi ao longo dos ângulos mais agudos dos contornos de grão presentes e entre os grãos.

As FIG's observadas são do tipo-W (em cunha) também conhecidas como fratura de ponto triplo. Quando ocorre o escorregamento grão-contorno as fraturas tipo-W se

formam no ponto triplo do contorno de grão. A fratura W inicia por um escorregamento paralelo ao contorno, criando uma fratura num outro contorno.

É observado também que o tamanho de grão não é homogêneo o que caracteriza a mudança de fratura transgranular para intergranular e aumenta a influência dos fatores que induzem aos mecanismos de fratura intergranular.

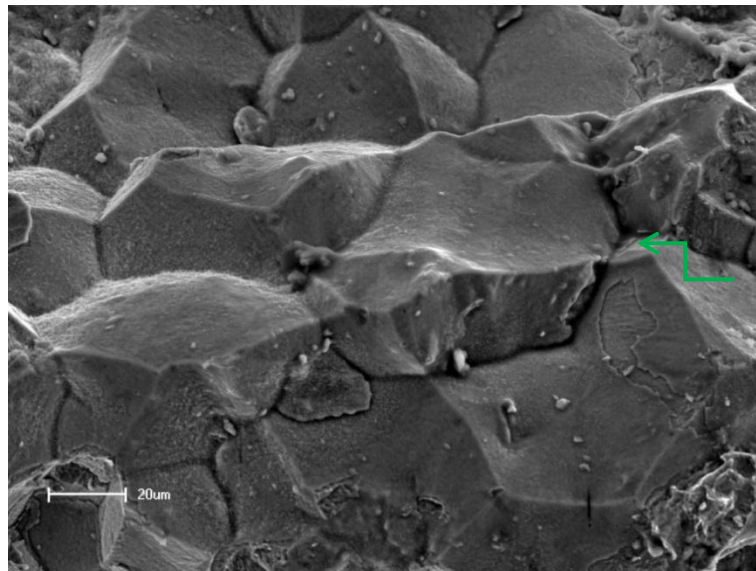


Figura 4.3: Fratura com característica frágil com mecanismo intergranular tipo W (seta verde indicando ponto triplo), pode-se verificar a presença de grãos não uniformes.

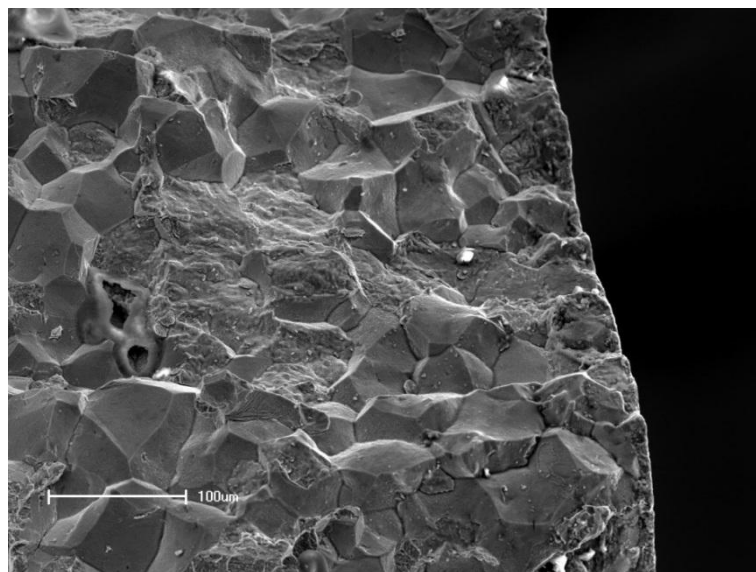


Figura 4.4: Mostra fratura com característica frágil com mecanismo intergranular, pode-se verificar a presença de grãos não uniformes.

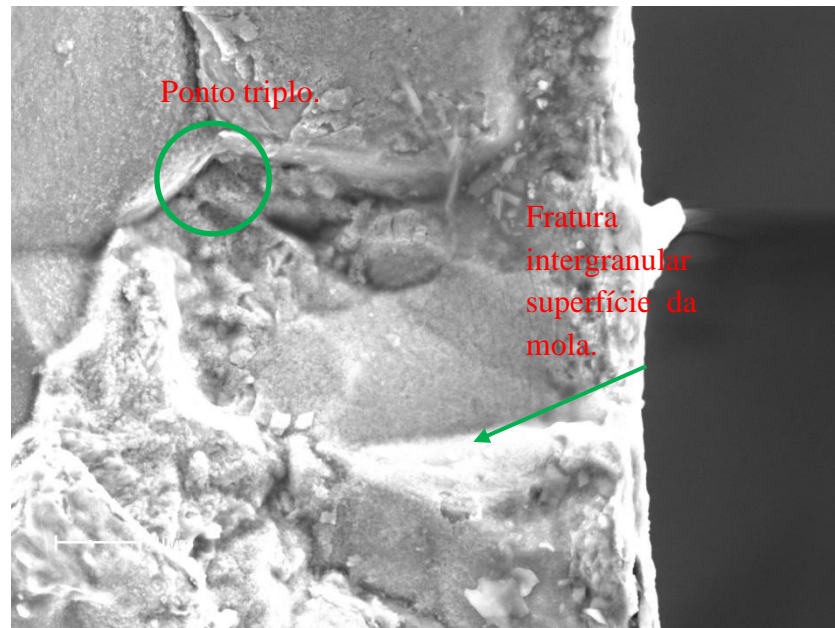


Figura 4.5: Fratura intergranular existente na região próxima à superfície da peça, região com alumínio e zinco proveniente do tratamento superficial Geomet®321.

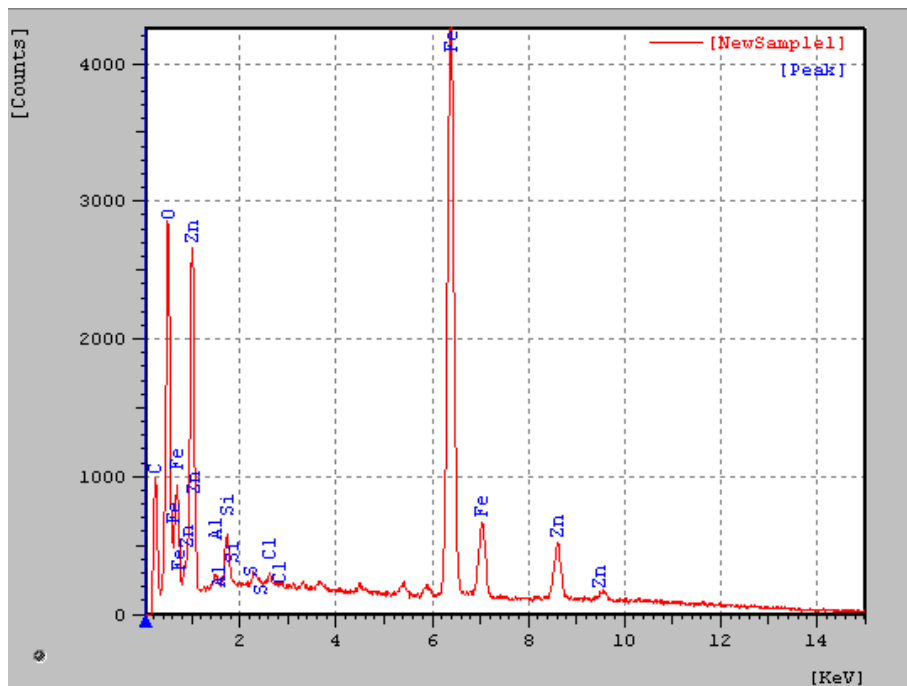


Figura 4.6: Mostra EDS feito na região da trinca (seta verde foto 4.5), indicando a presença de Alumínio (Al) e Zinco (Zn) dentro da superfície de fratura.

As Figuras 4.7, 4.8 e 4.11 evidenciam grande quantidade de ferrita com morfologia alotriomorfa de contorno de grão na amostra de aço SAE 1070 (figuras 4.7 e 4.8), essa microestrutura não é característica em aços que sofrem tratamento térmico de austêmpera, mas tende a se formar em aços com composições que se aproximam do eutetóide (KWIETNIEWSKI 2011). Essa concentração de ferrita nos contornos do grão bainítico pode causar um caminho preferencial de fratura em microescala dúctil (fratura dúctil nos contornos de grão), causando conseqüentemente uma fratura frágil intergranular, a qual compreende na separação dos grãos em macroescala (figuras 4.3, 4.4 e 4.11).

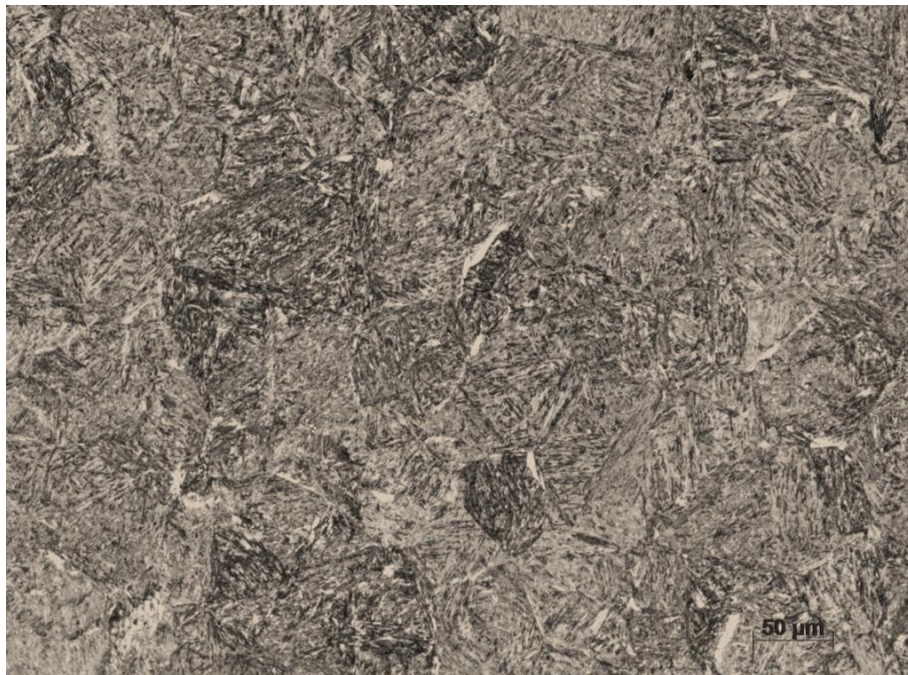


Figura 4.7 mostra micrografia da amostra da mola de aço SAE 1070 com na seção transversal, contornos de grão estão evidenciados pela presença de ferrita (fase clara).

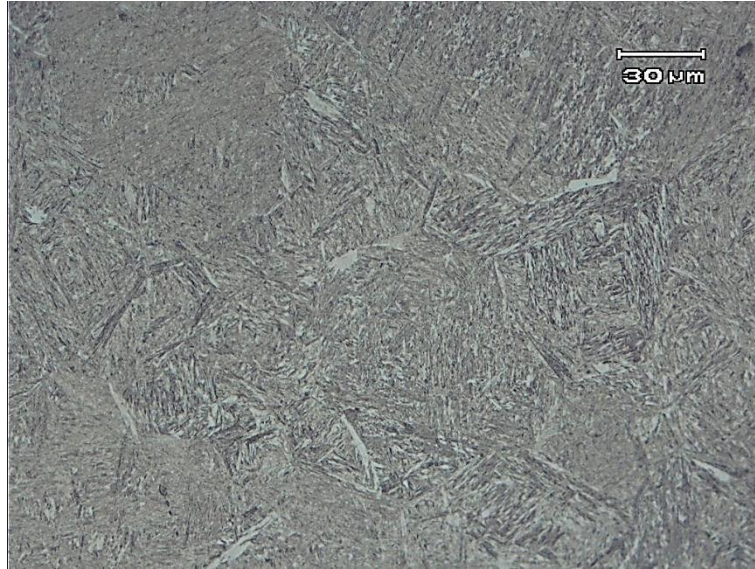


Figura 4.8 mostra micrografia da amostra da mola de aço SAE 1070 com na seção longitudinal, os contornos de grão estão evidenciados pela presença de ferrita (fase clara).

Na mola prato confeccionada em aço 1060 o fenômeno de formação de ferrita em contorno de grão não foi evidenciado como mostram as figuras 4.9 e 4.10, o que as figuras mostram nesse caso é a homogeneidade do tratamento térmico de austêmpera com a formação de bainita característica.

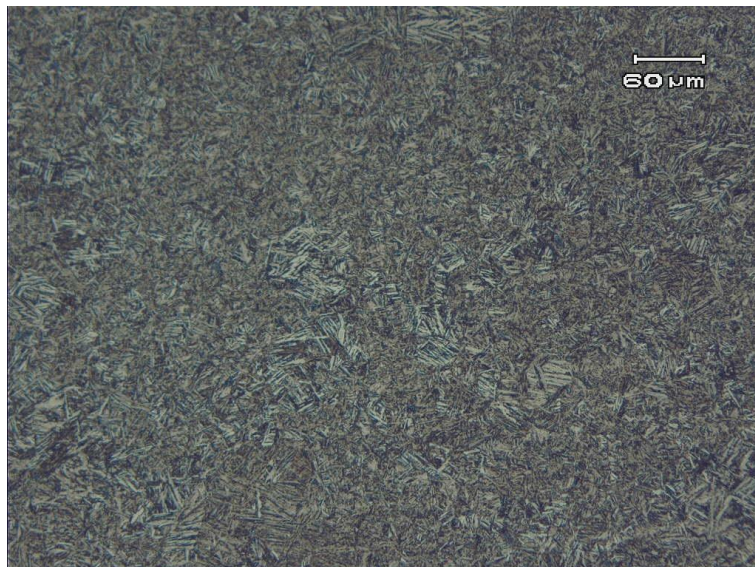


Figura 4.9 mostra micrografia da amostra da mola de aço SAE 1060 na seção transversal, essa imagem evidência uma microestrutura bainítica homogênea.

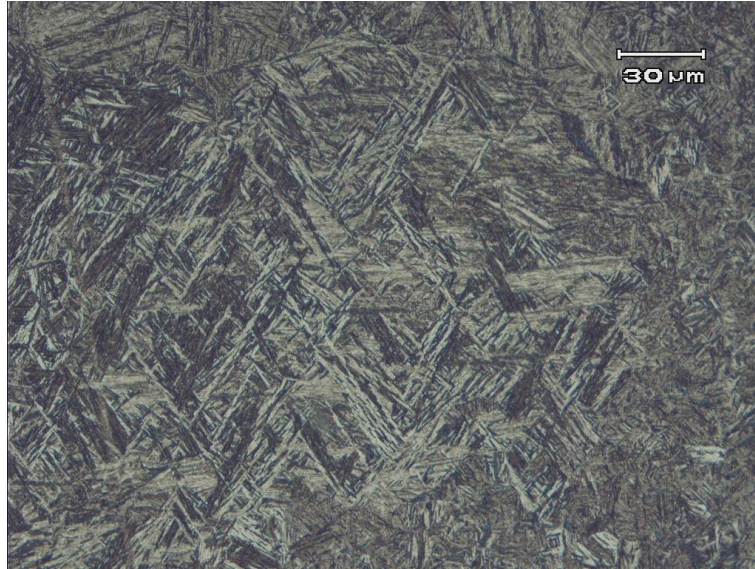


Figura 4.10 mostra micrografia da amostra da mola de aço SAE 1060 na seção longitudinal, essa imagem evidência as agulhas características da microestrutura bainítica.

A próxima figura mostra a superfície de fratura da arruela mola prato produzida com aço SAE 1070, a trinca percorre o caminho pelos contornos de grãos caracterizando uma fratura intergranular.

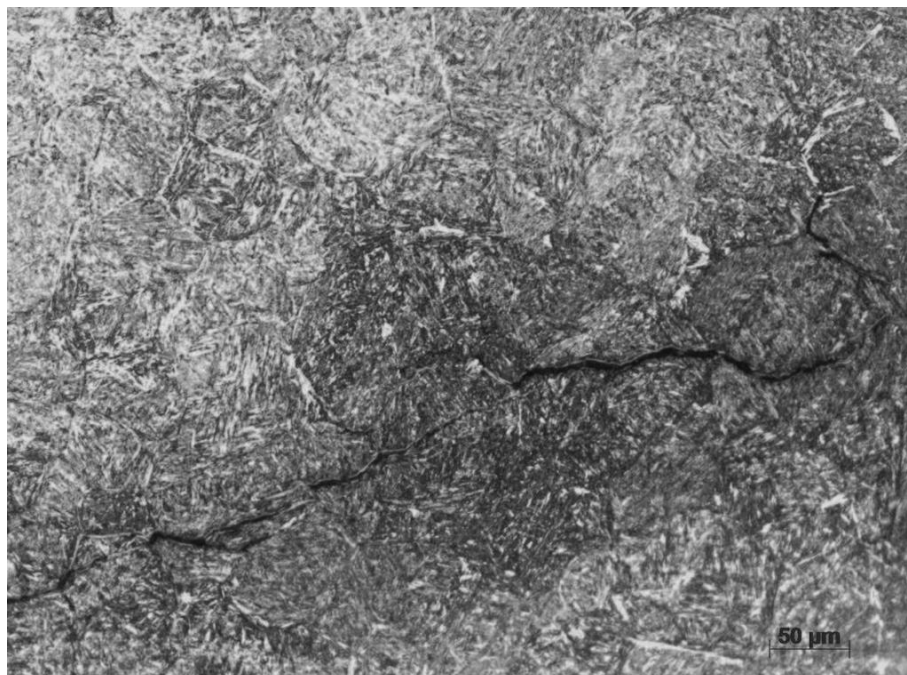


Figura 4.11 evidência fratura intergranular em uma imagem da seção transversal da mola de aço SAE 1070.

4.3 Composição Química

A tabela 4.3 apresenta a composição química representativa das amostras analisadas. As amostras analisadas não apresentaram porcentagem de elementos químicos fora da faixa normal para os aços molas SAE 1070 e SAE 1060, assim, descartando a hipótese de fragilização das molas pratos pela presença de fósforo, enxofre ou qualquer elemento químico nocivo aos aços mola.

Tabela 4.3 mostra composição química dos aços, ambos apresentam composição conforme o especificado no projeto das molas prato.

Elemento Químico	SAE 1070 (%)	SAE 1060 (%)
C	0,708	0,589
Si	0,204	0,206
Mn	0,726	0,722
P	0,0049	0,0084
S	0,0032	0,002
Cr	0,356	0,161
Mo	<0,00500	<0,00500
Ni	<0,00500	<0,00500
Al	<0,00100	0,0157
Co	<0,0100	<0,0100
Cu	<0,0100	<0,0100
Nb	<0,00100	<0,00100
Ti	0,0013	0,0017
V	<0,00100	<0,00100
W	<0,0100	<0,0100
Pb	<0,00200	<0,00200
Sn	<0,00100	<0,00100
B	0,0003	0,0034

4.4 Limpidez do aço:



Figura 4.12: Inclusões de Óxidos tipo 2 fina (aumento 100x) no aço SAE 1070.

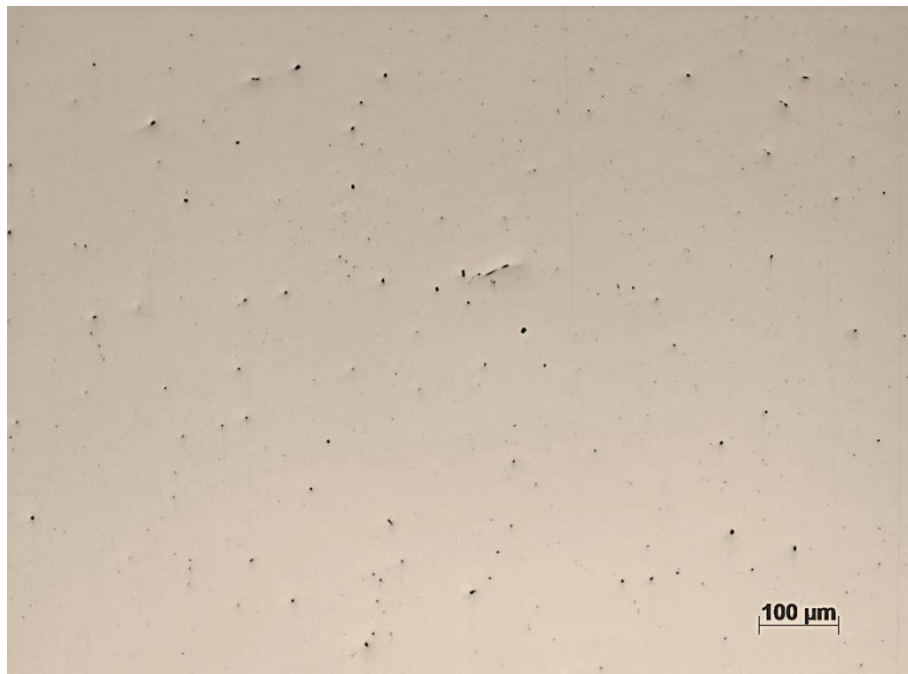


Figura 4.13: Inclusões de Óxidos tipo 2 fina (aumento 100x) no aço SAE 1060.

As imagens mostram a presença de inclusões de óxidos tipo 2 fina segundo a norma ASTM E45 (AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS 2013). Não foram observadas inclusões de sulfeto de manganês alongadas, que poderiam ser prejudiciais à resistência mecânica e a tenacidade de ambos os aços.

4.5 Ensaio de Microdureza

No ensaio de microdureza ambos os aços apresentaram durezas dentro da faixa aceita para o tratamento térmico de austêmpera (tabela 4.4). De acordo com a norma DIN 2093 a dureza das molas prato deve ser entre 42-52 HRC (Deutsches Institut für Normung 1992).

Tabela 4.4 resultados do ensaio de dureza em 7 pontos, esses pontos foram feitos na seção longitudinal de duas arruelas com aços de diferente composição (aço SAE 1070 e aço SAE 1060), utilizando microdurômetro digital (SHIMADZU HMV-2T E).

Microdureza (HRc)	Pontos	1	2	3	4	5	6	7	Média	Desvio Padrão
	Aço 1070		51	52	51	52,6	52	50	52	51,5
Aço 1060		50	50	48	48,5	48,6	49,2	50,2	49,2	0,87

Nas figura 4.14 e 4.15 são mostradas indentações feitas nos contornos de grão de das amostras fraturadas (aço SAE 1070). O cálculo de dureza do contorno de grão foi feito a partir da análise de imagem da indentação, a qual foi possível através de um software de análise de imagens (Axio Vision- Zeiss). A dureza é uma relação da carga (kgf) e da área de aplicação da carga (área da indentação), a análise de imagem permitiu o dimensionamento dessa área.

As indentações foram feitas em dois contornos de grãos (figura 4.14 e 4.15) na mesma amostra com o objetivo de mostrar a menor dureza dos contornos de grãos em relação à dureza total do material (dureza média tabela 4.4), o que induz que a microestrutura observada na análise metalografica (figuras 4.7 e 4.8) é realmente ferrítica. As durezas encontradas foram da ordem de 30HRc, cerca de 20HRc menor do que a média de dureza das arruelas (tabela 4.6), o que indica a menor dureza do contorno de grão.

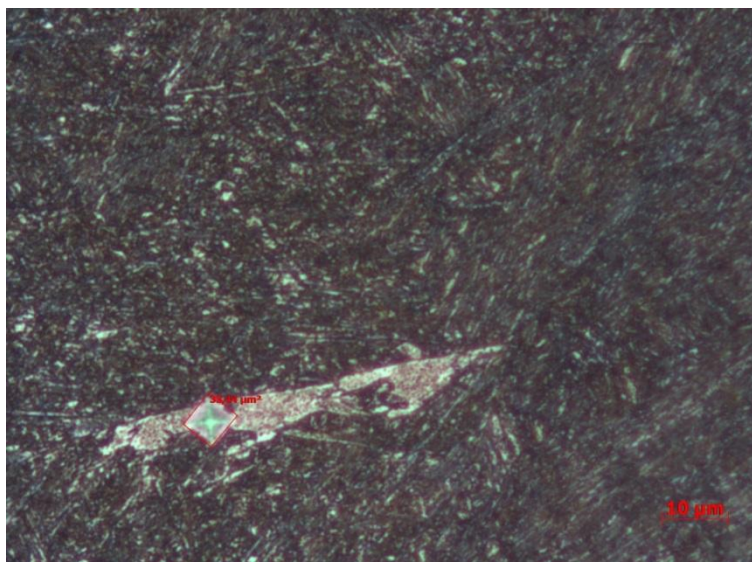


Figura 4.14 mostra imagem micrográfica com aumento de 1000x evidenciando indentação na região de contorno de grão da arruela de aço SAE1070. A área da indentação e a dureza calculada são respectivamente, $0,00003344\text{mm}^2$ e $299\text{ HV}0.01$ (30HRc).

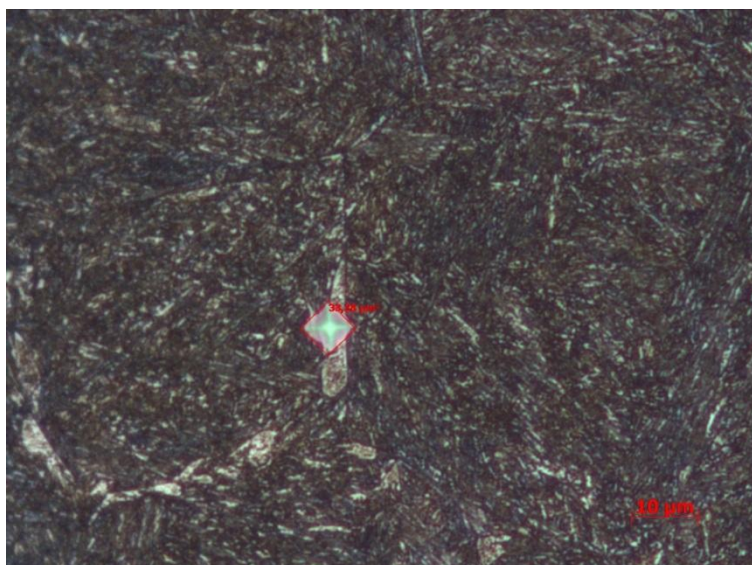


Figura 4.15 mostra imagem micrográfica com aumento de 1000x evidenciando uma segunda indentação na região de contorno de grão da arruela de aço SAE 1070. A área da indentação e a dureza calculada são respectivamente, $0,00003338\text{mm}^2$ e $299\text{ HV}0.01$ (30HRc).

4.6 Análise de falha no fluxo produtivo

Abaixo será discutida a análise de falha do processo de produção das arruelas mola prato.

4.6.1 Análise da matéria-prima

A fratura da mola prato teria como causa raiz a matéria prima, caso a composição química, dos aços SAE 1070 e SAE 1060, estivesse fora da faixa padrão para os elementos fragilizantes como: fósforo, enxofre, antimônio, arsênio, estanho, nitrogênio ou hidrogênio.

A análise da composição química mostra dois aços dentro da faixa aceita (padrão da usina siderúrgica norma SAE J403) para todos os elementos.

4.6.2 Análise da estampagem a frio

Esse processo compreende em altas solicitações tanto do punção quanto da tira, principalmente para aços com maior resistência mecânica como os aços mola, qualquer fratura decorrente de desajustes na composição química do aço e da não limpidez dos aços, principalmente a presença excessiva de fósforo, hidrogênio ou nitrogênio e inclusões de sulfetos de manganês alongadas, causariam a uma fratura catastrófica da tira.

4.6.3 Análise do tratamento térmico

Foi identificada ferrita pró-eutetóide alotriomorfa de contorno de grão na microestrutura da mola prato de aço SAE 1070, a qual sofreu um tratamento térmico de austêmpera. Segundo a literatura (KWIETNIEWSKI 2011) produtos de transformação pró-eutetóide, formados isotermicamente em aços hipoeutetóides, indicam que as diferentes morfologias da ferrita podem ser produzidas dentro de regiões características de composição e temperatura de transformação. Essas características são de um aço com composição próxima ao eutetóide, que sofreu uma transformação isotérmica fora do padrão (passou do tempo limite para transformação isotérmica bainita) o que tende a formar ferrita alotriomorfa nos contornos de grão.

Outra observação relevante, é que existe uma não homogeneidade no tamanho de grão nas amostras de aço SAE 1070. Como já comentado na revisão da literatura, um tamanho de grão grande tem um papel importante na causa da falha, pois ele influencia a mudança de fratura transgranular para intergranular e pode aumentar qualquer um dos mecanismos de fratura descritos, como a presença de ferrita em contorno de grão.

Já o tamanho excessivo de grãos pode ter sido causado pela manutenção da temperatura de aquecimento do tratamento térmico no intervalo de temperatura acima A_{c3} (acima do padrão da austenitização do aço SAE 1070) (ver figura 2.5 pag. 14), o que acarreta em um anormal crescimento de grão.

4.6.4 Tratamento superficial anti-corrosão Geomet®321

Esse tratamento tem ausência total de fragilização por hidrogênio, devido à ausência de ácidos ou eletrólise no processo de revestimento, o que acaba por não comprometer o desempenho do material e não ser um catalisador para fraturas de qualquer tipo.

5.0 CONCLUSÕES

Através dos resultados obtidos neste trabalho foi possível concluir que:

Os testes de resistência ao torque mostraram que as molas prato de aço SAE 1070 apresentaram uma resistência mecânica abaixo das molas de aço SAE 1060 testadas em comparação. As molas que não atenderam as solicitações de torque sofreram falha catastrófica.

Através das análises de imagem de MEV e microscopia óptica foi observada uma diferença grande entre as microestruturas bainíticas das molas de aço SAE 1060 e SAE 1070, uma apresentando uma microestrutura com granulação e morfologia bainítica homogênea e outra uma não homogeneidade de granulação e de microestrutura bainítica, respectivamente. A microestrutura da mola de aço de SAE 1070 apresentou concentração de ferrita alotriomorfa, originada durante a etapa de resfriamento do ToTo, nos contornos do grão bainítico. A ferrita gerou um caminho preferencial de fratura em microescala dúctil (fratura dúctil nos contornos de grão), causando conseqüentemente uma fratura frágil intergranular (caracterizada pelas imagens de MEV), a qual compreende na separação dos grãos em macroescala. Isso causa a fratura catastrófica da arruela durante a aplicação do torque na junta parafusada.

As análises de EDS mostraram também partículas provenientes do tratamento Geomet®321 dentro da fratura, o que indica a geração de microtrincas superficiais durante o resfriamento (gradiente térmico final). Essas trincas não geraram a fratura catastrófica do componente no ato do resfriamento, mas facilitaram a fratura das arruelas durante a aplicação do torque.

Os testes de microdureza não identificaram grandes diferenças nas durezas feitas com cargas de 1kgf, pois estas abrangem uma área indentada maior, assim representando a dureza total do material. Para esse caso foi identificada uma diferença de 2 HRc entre o aço SAE 1070 e o aço SAE 1060 que é mais macio. Já para o aço SAE 1070 foi feito um

teste de microdureza com o objetivo de comprovar a microestrutura observada na análise de imagens micrográficas como ferrítica, para esse caso foi aplicada uma carga de 0,01kgf, o que representa uma área um pouco menor que o contorno do grão. A dureza nesse caso foi de 20 HRc abaixo da dureza total dos dois materiais analisados, o que indica a presença de uma fase mais dúctil (ferrita) no contorno de grão.

O processo de fabricação do aço (matéria prima), de estampagem e o tratamento superficial anti-corrosão foram descartados como possíveis etapas de falha, pois a composição química e a limpidez (segundo a análise de inclusões) estão dentro dos padrões normais para ambos os aços analisados e uma eventual anormalidade da composição (presença de elementos fragilizantes) e na limpidez do aço (presença de inclusões grosseiras de sulfetos de manganês) causariam a falha durante as altas solicitações da estampagem, já na etapa de tratamento superficial tem-se a garantia de ausência total de fragilização por hidrogênio, devido à ausência de ácidos ou eletrólise.

6.0 REFERÊNCIAS

AMERICAN SOCIETY FOR METALS, ASM Handbook, Vol 11, **Failure Analysis and Prevention, Intergranular Fracture**, ASM Int.. 2002;

AMERICAN SOCIETY FOR METALS, ASM Handbook, Vol 4, **Heat Treating, Austempering of Steel**, ASM Int.. 1991;

AMERICAN SOCIETY FOR METALS, ASM Handbook., Vol. 12, **Fractography**. ASM Int.. 1987;

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, ASTM E45, **Standard Test Methods for Determining the Inclusion Content of Steel**, 100 Barr Harbor Drive, PO Box C700, West Conshohocken, PA; 2013.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS, **Ataque com reativos metalográficos em ligas ferrosas – procedimento**, São Paulo 1983.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS, **Preparação de corpos-de-prova para análise metalográfica - procedimento**, São Paulo 1995.

BARRETT, R.T., **NASA Reference Publication 1228, Fastener Design Manual**, Lewis Research Center Cleveland, Ohio 1990;

BRIANT C.L., BANERJI S.K., **Intergranular Failure in Steel: The Role of Grain Boundary Composition**. International Metals Reviews, Review 232, No. 4, p.164-199, 1978;

CHIAVERINI, V. **Aços e Ferros Fundidos**, 7^a.ed. Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, São Paulo, 2005;

DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG, DIN 2093: **Disc springs, quality specifications, dimensions**. Berlin, 1992-01.

DIAS, G. P., **Avaliação da tenacidade à fratura de um aço inoxidável supermartensítico submetido à proteção catódica em água do mar**, Porto Alegre, 2009;

<http://www.tkbilstein.com.br/index.php?area=tecnologia&subarea=oaco>, acessado em 23/06/2013 às 10h;

KWIETNIEWSKI, C. E. F., KISS, F. J. **Metalografia e Tratamentos Térmico de Aços e Ferros Fundidos**. Porto Alegre. 2011;

LYNCH ,S.P., **Mechanisms of Intergranular Fracture**, Mater. Sci. Forum, Vol 46, 1989, p 1–24;

MUBEA, **Disc Springs Manual**, Mubea Group of Companies Daaden Germany 2013;

NOF METALS COATINGS SOUTH AMERICA, **Boletim Técnico**, Geomet®321/720, Diadema 2011.

PALMEIRA, A. A., **Processos de fabricação IV- processos de estampagem**, UERJ, Resende 2005.

SCHNORR, **Handbook for Disc Springs**, Schnorr Corporation, Ann Arbor 2003.

SOCIETY OF AUTOMOTIVE ENGINEERS, SAE J403, **Composições Químicas de Aços Carbono da SAE**, EUA 2009.