

UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA DE ENGENHARIA DE SÃO CARLOS
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS

Vinícius Richieri Manso Gonçalves

**Influência do tratamento criogênico no desempenho de aços mola
convencionais e superclean**

São Carlos

2017

VINÍCIUS RICHIERI MANSO GONÇALVES

Influência do tratamento criogênico no desempenho de aços mola convencionais e
superclean

Trabalho de conclusão de curso
apresentado à Escola de Engenharia
de São Carlos da Universidade de
São Paulo,

Orientadora: Profa. Dra. Lauralice
de Campos Franceschini Canale

São Carlos
2017

AUTORIZO A REPRODUÇÃO E DIVULGAÇÃO TOTAL OU PARCIAL DESTE TRABALHO, POR QUALQUER MEIO CONVENCIONAL OU ELETRÔNICO, PARA FINS DE ESTUDO E PESQUISA, DESDE QUE CITADA A FONTE.

G635i Gonçalves, Vinícius Richieri Manso
Influência do tratamento criogênico no desempenho
de aços mola convencionais e superclean / Vinícius
Richieri Manso Gonçalves; orientadora Lauralice de
Campos Franceschini Canale. São Carlos, 2017.

Monografia (Graduação em Engenharia de Materiais e
Manufatura) -- Escola de Engenharia de São Carlos da
Universidade de São Paulo, 2017.

1. Aço Superclean. 2. Tratamento Criogênico. 3.
Fadiga. 4. Impacto. 5. Tenacidade à Fratura. I. Título.

FORMULÁRIO PARA RELATÓRIO DE DEFESA DE TCC

Relatório de defesa pública de Trabalho de Conclusão de Curso da Escola de Engenharia de São Carlos, da Universidade de São Paulo.

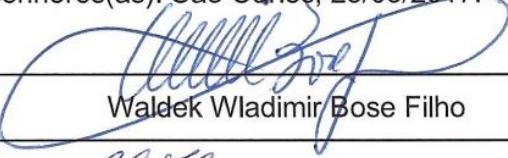
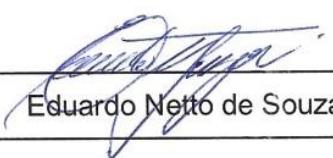
Nome: Vinícius Richieri Manso Gonçalves	Nº USP: 7591305
Orientador: Luralice de Campos Franceschini Canale	Nº USP: 57702
Título do TCC: Influência do tratamento criogênico no desempenho de aços mola convencionais e superclean	
Curso: Engenharia de Materiais e Manufatura	
Disciplina: SMM0325 - Trabalho de Conclusão	
Local da defesa: SMM	Data de defesa: 25/05/2017
Hora da defesa: 10:00:00	

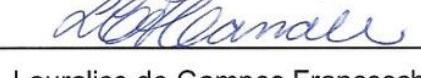
Após declarada aberta a sessão, o(a) Sr(a) Presidente passou a palavra aos examinadores para as devidas arguições. Em seguida, a Comissão Julgadora proclamou o resultado:

Membros da Comissão Julgadora	Sigla Unidade	Vínculo	Nota
Luralice de Campos Franceschini Canale	EESC	SMM	10,0
Waldek Wladimir Bose Filho	EESC	SMM	9,5
Eduardo Netto de Souza	Villares Metals		10,0

Média=	9,83
Resultado final	<input checked="" type="checkbox"/> Aprovado <input type="checkbox"/> Reprovado

Eu, Ans. M. G. Fabrício, lavrei o presente relatório que assino com os(as) senhores(as). São Carlos, 25/05/2017.

 Waldek Wladimir Bose Filho	 Eduardo Netto de Souza
---	--

 Luralice de Campos Franceschini Canale	 Vinícius Richieri Manso Gonçalves
---	---

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho à minha família, que é a base para todos meus sonhos, em especial aos meus avós, Osvilda e Antônio Manso, e Preciosa e Moacir Gonçalves, que se dedicaram arduamente para transmitir os valores morais e éticos em cada nova geração, e, por fim e igualmente importantes, aos meus pais, Marli e Carlos, e ao meu irmão, Vitor, que jamais me abandonaram em quaisquer obstáculos e me deram os incentivos necessários para caminhar em busca dos meus sonhos.

AGRADECIMENTOS

Um trabalho de conclusão de curso, como o próprio nome diz, significa o desfecho de uma etapa especial, onde se fez necessária muita dedicação aos estudos para acumular o máximo de conhecimento. Mais do que isso, esse trabalho representa um triunfo alcançado após 27 anos de aprendizado. E ao longo desses anos, muitas pessoas se fizeram importantes para guiar, apoiar e iluminar a caminhada até o sucesso. Assim, torna-se impossível citar todos os nomes de quem eu gostaria de agradecer, sem cometer a injustiça de não mencionar alguém. A todos que de alguma forma estiveram ao meu lado, deixo aqui o meu eterno agradecimento! E, apesar da eminente injustiça, quero destacar alguns agradecimentos.

Antes mesmo de iniciar a graduação, realizar o ensino médio no Colégio Técnico Industrial (CTI) da UNESP de Bauru foi extremamente importante à minha formação. Os desafios lá encontrados, em combinação com o talento e a dedicação dos professores e funcionários, proporcionaram elevado amadurecimento preparatório para a fase universitária. Agradeço a todos que fazem parte desta família CTI.

E foi com enorme esforço que conquistei uma vaga na melhor universidade do país. Não é atoa que a USP carrega este título, principalmente devido à qualidade do corpo docente, técnicos e demais funcionários, que diariamente se dedicam ao surgimento de novos talentos. A todos, muito obrigado!

As atividades realizadas no Instituto de Metais e Tecnologia (IMT), em Liubliana, Eslovênia, foram fundamentais para enriquecer o presente trabalho e, principalmente, proporcionar-me intenso crescimento pessoal. Agradeço aos pesquisadores Bojan Podgornik e Vojteh Leskovšek pelo total apoio técnico e pela receptividade especial! Estendo meus singelos agradecimentos a todos do IMT.

O estágio realizado no Centro de Pesquisa da Villares Metals possibilitou alcançar resultados importantes para complementar as conclusões finais. Os elevados conhecimentos dos pesquisadores e dos técnicos foram essenciais para guiar esses últimos passos. Além disso, o ambiente alegre proporcionado no convívio junto a todos profissionais da empresa foi o principal combustível para alimentar minha motivação. A todos os amigos da Villares Metals, muito obrigado.

Agradeço também às empresas Rassini NHK Automotive e Störe Steel que doaram os materiais utilizados nesta pesquisa, assim como a FAPESP que financiou grande parte do presente trabalho. O apoio aos trabalhos acadêmicos é uma das principais formas de contribuir com o crescimento do país.

Por fim, quero agradecer à orientadora principal deste trabalho, que desde 2012 esteve iluminando os caminhos para que eu chegassem até aqui. Uma pessoa especial, que tem o dom de ser professora. Capaz de ensinar e ao mesmo tempo compreender o aluno. E eu, abençoado pela sua presença em minha vida, não terei palavras suficientes para agradecê-la a altura. Professora Lauralice Canale, muito obrigado!

“A tarefa não é tanto ver aquilo que
ninguém viu, mas pensar o que
ninguém ainda pensou sobre aquilo
que todo mundo vê.”

Arthur Schopenhauer

RESUMO

GONÇALVES, V. R. M. Influência do tratamento criogênico no desempenho de aços mola convencionais e superclean. 2016. 74 p. Monografia (Trabalho de Conclusão de Curso) – Departamento de Engenharia de Materiais, Escola de Engenharia de São Carlos - Universidade de São Paulo, São Carlos, 2016.

Os componentes críticos em construções mecânicas são responsáveis, de modo geral, por suportarem grandes cargas ou esforços solicitantes que tendem a causar falhas catastróficas. Um exemplo desse tipo de elemento mecânico é a mola de lâmina, responsável por suportar os esforços verticais existentes em veículos automotivos de grande porte, como caminhões por exemplo. Para que esse componente crítico estrutural tenha maior eficiência, sua confecção depende principalmente da escolha adequada de um material e os processamentos que serão aplicados. Os aços SAE 5160 e SAE 6140, classificados como aços para construção mecânica, são bastante utilizados, pois, após tratamentos térmicos, preenchem os requisitos de resistência à carga, ao impacto e à fadiga. Outro material desenvolvido na Eslovênia, conhecido como aço *Superclean*, também apresenta excelentes características para ser empregado como mola. Em geral, esses aços precisam passar por uma série de tratamentos e processos que incrementam suas propriedades mecânicas permitindo atingir alto desempenho e considerável durabilidade. Assim, o presente trabalho teve o objetivo de estudar a influência de tratamentos térmicos convencionais e tratamento criogênico sobre as propriedades que envolvem fadiga e resistência ao impacto dos aços mola citados. Além disso, um estudo complementar da tenacidade à fratura desses materiais foi realizado por meio de uma técnica alternativa utilizada de forma inovadora na Eslovênia. Os resultados revelaram que a criogenia não proporcionou efeitos positivos na resistência mecânica dos aços mola. Por outro lado, pequenas variações na composição química se demonstraram muito importantes e, com a aplicação da tecnologia *Superclean*, as propriedades mecânicas atingiram valores mais elevados.

Palavras-chave: Aço *Superclean*; Tratamento Criogênico; Fadiga; Impacto; Tenacidade à fratura.

ABSTRACT

GONÇALVES, V. R. M. **Influence of cryogenic treatment on the performance of conventional and superclean spring steels.** 2016. 74 p. Monograph (Coursework final) – Departament of Materials Engineering, School of Engineering of São Carlos – University of São Paulo, São Carlos, 2016.

Critical components in mechanical engineering are responsible, in general, for resisting heavy loads or internal forces that tend to cause catastrophic failure. An example of this type of mechanical element is a flat spring, responsible for supporting the vertical efforts on heavy duty vehicles, such as trucks for example. For this critical structural component has higher efficiency, its production depends mainly on the proper choice of materials and manufacture processes to be applied. SAE 5160 and SAE 6140 steels are widely used as spring, because after heat treatments reach the load resistance requirements of impact and fatigue. Other material developed in Slovenia, called as *Superclean* steel, also has excellent characteristics to be employed as spring. In general, these steels have to undergo a number of treatments and processes that increase their mechanical properties allowing them to achieve high performance and considerable durability. Thus, this work aimed to study the influence of conventional heat treatments and cryogenic treatment on the properties involving fatigue and impact resistance of mentioned spring steels. Furthermore, an additional study of the fracture toughness of these materials was carried out trough an alternative technique used in Slovenia as innovative way. The results showed that the cryogenic did not provide positive effects on the spring steels performance. On the other hand, small variations in the chemical composition proved to be very important, and with the application of *Superclean* technology, the mechanical properties reached higher values.

Keywords: *Superclean* Steel; Cryogenic Treatment; Fatigue; Impact; Fracture Toughness.

LISTA DE FIGURAS

	Página
Figura 1. Molas de lâmina	16
Figura 2. Diagrama tempo, temperatura e transformação com uma curva simulando o resfriamento de têmpera para o aço SAE 5160	18
Figura 3. Aspecto da fratura por fadiga enfatizando as duas regiões	21
Figura 4. Tensões cíclicas de função senoidal	22
Figura 5. Tipos de corpo de prova para ensaios de fadiga	22
Figura 6. Exemplo de uma curva S-N (curva de Whöler)	23
Figura 7. Tensões normais e deformação crítica próxima à ponta da trinca	24
Figura 8. Relação entre espessura e tenacidade à fratura	24
Figura 9. Exemplos de tipos de corpos de prova para ensaios normalizados de tenacidade à fratura	25
Figura 10. Entalhe circunferencial e corpo de prova com pré trinca por fadiga para ensaios de K_{Ic}	27
Figura 11. Geometria típica da superfície de fratura; (a) micrografia e (b) apresentação esquemática da pré trinca por fadiga originada no entalhe circunferencial do corpo de prova	28
Figura 12. Fluxograma dos procedimentos realizados no Brasil	29
Figura 13. Fluxograma dos procedimentos realizados na Eslovênia	29
Figura 14. Geometria e dimensões principais (em milímetros) do corpo de prova para ensaios de fadiga	33
Figura 15. Geometria e dimensões principais (em milímetros) do corpo de prova para ensaios de tração	33
Figura 16. Geometria e dimensões principais (em milímetros) do corpo de prova para ensaios de impacto Charpy tipo A	33
Figura 17. Geometria e dimensões principais (em milímetros) do corpo de prova para ensaios de tenacidade à fratura	33
Figura 18. Demonstração das regiões no corpo de prova de K_{Ic} fraturado onde são retiradas amostras para realização de outros ensaios	34
Figura 19. Marcação dos corpos de prova utilizando uma caneta elétrica	35
Figura 20. Aquecimento e preparação do óleo de têmpera	36

Figura 21. a) Corpos de prova de fadiga amarrados; b) Corpos de prova de impacto amarrados; c) Caixa com os corpos de prova cobertos com carvão moído	36
Figura 22. Resfriamento sob ar forçado após tratamento de revenido	37
Figura 23. Forno a vácuo	38
Figura 24. Fixação dos corpos de prova no interior do forno a vácuo	38
Figura 25. Dewar e suporte interno para banho criogênico	39
Figura 26. Ensaios de dureza a) com suporte; b) sem suporte	40
Figura 27. Fixação do corpo de prova no ensaio de impacto Charpy	40
Figura 28. Corpos de prova de tração em diferentes etapas: a) após sofrerem tratamentos térmicos; b) após serem lixados; c) marcados; d) acoplados na máquina de ensaio; e) fraturados	41
Figura 29. Principais etapas do ensaio de fadiga: a) lixar área útil do corpo de prova; b) proteger o corpo de prova contra oxidação; c) máquina de ensaio de fadiga	42
Figura 30. Sistema utilizado confeccionar a pré trinca nos corpos de prova	43
Figura 31. Sistema digital utilizado para monitoramento da confecção da pré trinca ..	44
Figura 32. a) recartilha tocando o corpo de prova; b) corpos de prova marcados após a confecção das pré trincas	44
Figura 33. Ensaio de tração utilizado para medir a tenacidade à fratura	45
Figura 34. Medição dos diâmetros na superfície de fratura	45
Figura 35. Superfícies de fratura dos testes preliminares: a) 588 N aplicados durante 5 minutos; b) 490 N aplicados durante 5 minutos; c) 490 N aplicados durante 4 minutos	46
Figura 36. Preparação das amostras de fractografia: a) corte; b) amostras em acetona; c) ultrassom; d) amostra fixada no suporte apropriado; e) microscópio eletrônico de varredura	47
Figura 37. Preparação das amostras para análises metalográficas: a) corte; b) máquina onde as amostras foram embutidas em baquelite; c) máquina para lixar as amostras; d) polimento realizado à mão; e) amostras prontas	47
Figura 38. Procedimentos para proteger as superfícies de fratura: a) verniz de proteção contra corrosão; b) aplicação do verniz nas superfícies de fratura; c) corpos de prova guardados no suporte de isopor	48
Figura 39. Ensaio de medição de austenita retida	49

Figura 40. Gráfico das medidas de dureza para análise da influência do tratamento criogênico	51
Figura 41. Gráfico das medidas de dureza obtidas em cada ciclo de tratamento térmico estudado	52
Figura 42. Gráfico dos resultados de impacto para comparar os ciclos A e B e os diferentes aços	53
Figura 43. Gráfico comparativo dos resultados de tração nos ciclos A e B para o aço SAE 5160	54
Figura 44. Curvas S-N teóricas para estudo de fadiga do aço SAE 5160 nas condições dos ciclos térmicos A e B	55
Figura 45. Curvas S-N obtidas com ensaios de fadiga do aço SAE 5160 nas condições dos ciclos térmicos A e B	57
Figura 46. Curvas S-N obtidas com ensaios de fadiga do aço SAE 6140 nas condições dos ciclos térmicos A e B	58
Figura 47. Curvas S-N obtidas experimentalmente para os aços SAE 5160 e 6140 tratados no ciclo térmico B	59
Figura 48. Gráfico obtido durante a confecção das pré trincas por fadiga para corpos de prova dos aços SAE 5160 e <i>Superclean</i>	60
Figura 49. Gráfico dos corpos de prova com maior resistência à tração para os aços SAE 5160 e <i>Superclean</i> tratados com o ciclo térmico A'	60
Figura 50. Gráfico dos resultados de tenacidade à fratura	61
Figura 51. Microestrutura resultante do aço SAE 5160 sem tratamento criogênico (ciclo A')	63
Figura 52. Microestrutura resultante do aço SAE 5160 com tratamento criogênico (ciclo E')	63
Figura 53. Microestrutura resultante do aço <i>Superclean</i> sem tratamento criogênico (ciclo A')	64
Figura 54. Microestrutura resultante do aço <i>Superclean</i> com tratamento criogênico (ciclo E')	64
Figura 55. Microestrutura estriada chamada de segregação positiva no aço <i>Superclean</i>	65
Figura 56. Imagens de fractografia obtidas em microscópio óptico com ampliação de 22 vezes: a) SAE 5160; b) <i>Superclean</i>	65

Figura 57. Imagem obtida no MEV ao analisar a superfície de fratura do aço SAE 5160	66
Figura 58. Imagem obtida no MEV ao analisar a superfície de fratura do aço <i>Superclean</i>	67
Figura 59. Superfície de fratura do aço SAE 5160 analisada no MEV com maiores aumentos	67
Figura 60. Análise composicional do tipo EDS na superfície de fratura do aço SAE 5160	68
Figura 61. Gráficos obtidos com análise de tipo EDS em três pontos diferentes	68

LISTA DE TABELAS

	Página
Tabela 1. Composição química dos aços-liga SAE 5160 e SAE 6140	17
Tabela 2. Quantidade de corpos de prova utilizada para cada aço em cada ensaio mecânico	31
Tabela 3. Estimativas do mínimo de horas e da quantidade de tratamentos que foram necessários para atingir o plano de trabalho	31
Tabela 4. Resultados da análise química	49
Tabela 5. Resultados de dureza obtidos com os tratamentos térmicos convencionais e com o tratamento criogênico realizado por 2 horas	50
Tabela 6. Resultados de dureza obtidos com cada ciclo de tratamento térmico estudado	51
Tabela 7. Resultados obtidos com os ensaios de impacto Charpy	52
Tabela 8. Resultados obtidos com os ensaios de tração	54
Tabela 9. Resultados obtidos com os ensaios de fadiga do aço SAE 5160 nas condições dos ciclos térmicos A e B	56
Tabela 10. Resultados obtidos com os ensaios de fadiga do aço SAE 6140 nas condições dos ciclos térmicos A e B	57
Tabela 11. Resultados de tenacidade à fratura dos aços SAE 5160 e <i>Superclean</i>	61

SUMÁRIO

	Página
1. Introdução	15
2. Referencial Teórico	16
2.1. <i>Aços mola</i>	16
2.2. <i>Tratamentos térmicos convencionais</i>	18
2.3. <i>Tratamentos térmicos em forno a vácuo</i>	19
2.4. <i>Tratamento criogênico</i>	19
2.5. <i>Resistência ao impacto</i>	20
2.6. <i>Fadiga</i>	21
2.7. <i>Tenacidade à fratura</i>	23
2.8. <i>Método alternativo para medição de K_{Ic}</i>	26
3. Objetivo do Trabalho	28
4. Materiais e Métodos	29
4.1. <i>Usinagem dos corpos de prova</i>	32
4.2. <i>Tratamentos térmicos convencionais</i>	35
4.3. <i>Tratamentos térmicos em forno a vácuo</i>	37
4.4. <i>Tratamento criogênico</i>	39
4.5. <i>Ensaios de dureza</i>	40
4.6. <i>Ensaios de impacto</i>	40
4.7. <i>Ensaios de tração</i>	41
4.8. <i>Ensaios de fadiga</i>	41
4.9. <i>Medição de K_{Ic} utilizando a metodologia aplicada no IMT</i>	43
4.10. <i>Metalografia, fractografia e difractometria</i>	46
5. Resultados e Discussões	49
5.1. <i>Ensaios de dureza</i>	50
5.2. <i>Ensaios de impacto</i>	52
5.3. <i>Ensaios de tração</i>	53
5.4. <i>Ensaios de fadiga</i>	55
5.5. <i>Tenacidade à fratura</i>	59
5.6. <i>Metalografia, fractografia e difractometria</i>	62
6. Conclusões	71
7. Referências	72

1. Introdução

A suspensão é uma parte estrutural importante nos veículos e está sujeita a grandes esforços em termos de carga, impacto e também sob intensa solicitação à fadiga. A escolha do material é uma importante etapa no projeto desse componente, seja para molas helicoidais, seja para molas planas, configurações mais comuns em se tratando de veículos automotivos de grande porte.

Os aços mola são geralmente os materiais mais apropriados para satisfazer os requisitos de projeto. Nessa escolha, tanto composição química do aço, quanto os tratamentos térmicos são importantes para a obtenção desses requisitos. Dentro desse contexto, a indústria automotiva busca melhorar as propriedades mecânicas desses aços para, consequentemente, reduzir o peso dos veículos mantendo-os seguros.

Desta forma, o presente trabalho se baseou no estudo da influência do tratamento criogênico, quando aplicado em combinação com os tratamentos térmicos convencionais de têmpera e revenido, nas propriedades mecânicas dos aços mola SAE 5160, SAE 6140 e o aço *Superclean*. Essa ideia tomou por base os interessantes resultados que têm sido encontrados na literatura científica para os aços ferramenta, principalmente quando o tratamento ocorre em longas durações como 24 horas. Entretanto, para a indústria, o *lead time* de produção deve ser o menor possível, sendo assim interessante definir os efeitos da criogenia quando curtas durações como 12 horas, 2 horas e 30 minutos.

Existem algumas propriedades básicas para os estudos de aços mola que são muito significantes para praticamente todas as aplicações. Os esforços cíclicos ou repentinos são condições de trabalho frequentes desses materiais. Desta forma, os estudos sobre as propriedades que envolvem fadiga e resistência ao impacto foram fundamentais para as conclusões do presente trabalho.

Além dessas propriedades, a tenacidade à fratura é o parâmetro mais importante para medir a resistência do material na presença de entalhes ou trincas. A medida dessa propriedade seguindo as normas de ensaios mecânicos requer cuidados extremos na manufatura do corpo de prova e sua respectiva trinca por fadiga, que faz desses ensaios demorados e caros. Com isso, métodos alternativos de ensaios de tenacidade à fratura são frequentemente propostos na literatura científica e um dos mais promissores métodos é utilizar corpo de prova cilíndrico, que tem sido aplicado no IMT (Instituto de Metais e Tecnologia) em Liubliana, Eslovênia.

Assim, o projeto desenvolvido como estágio no exterior (modalidade BEPE da FAPESP) permitiu complementar o presente trabalho com importantes resultados de tenacidade à fratura dos aços mola estudados nas condições de tratamentos térmicos de interesses. Além disso, o período de três meses foi importante para aprendizado das técnicas que envolvem a medição dessa propriedade mecânica, permitindo aplicar esse ensaio nos trabalhos do grupo no Brasil.

2. Referencial Teórico

Uma mola de lâmina é um tipo simples de mola de suspensão comumente utilizado em veículos. Este tipo de mola, que também pode ser chamada de mola plana, é tipicamente construído de um ou mais tiras planas e finas de aço flexíveis, que são unidas em conjunto de modo a funcionar como uma unidade única. As tiras de aço de uma mola de lâmina são curvadas em um arco e ligadas em cada extremidade, a fim de ajudar a posicionar e suportar o eixo, e também para absorver choques. (MECÂNICA INDUSTRIAL, 2013). Desta forma, torna-se importante conhecer a resistência apresentada pelo material que compõem a mola, quando submetido ao impacto, tendo em vista a necessidade deste componente crítico em apresentar alto desempenho.

As molas de lâmina estão representadas na Figura 1 e são geralmente capazes de distribuir mais uniformemente o peso de uma carga pesada do que tipos comuns de molas helicoidais. Apesar das molas de lâmina terem sido usadas por centenas de anos, elas geralmente são utilizadas apenas para veículos pesados de tipo comercial, como caminhões, furgões, reboques e vagões. (MECÂNICA INDUSTRIAL, 2013).



Figura 1 - Molas de lâmina

Fonte: MECÂNICA INDUSTRIAL (2013)

As molas de lâmina são por vezes referidas como molas semi-elípticas, ou laminadas. O centro desta mola em forma de arco é normalmente ligado ao eixo do veículo que suporta, enquanto que as extremidades da mola estão ligadas ao chassi. Em alguns casos, uma mola de lâmina pode ser ligada ao chassi do veículo em uma extremidade, e a outra extremidade será ligada a um braço oscilante curto, conhecido como uma manilha. (MECÂNICA INDUSTRIAL, 2013). Em geral, a estrutura elaborada das molas de lâmina faz com que os esforços solicitantes fiquem concentrados na direção longitudinal das lâminas. Porém, como esses esforços são aplicados cicличamente nas molas, torna-se então importante analisar também a vida em fadiga que o material pode apresentar conforme for desenvolvida suas propriedades mecânicas.

2.1. Aços mola

As molas constituem elementos de máquina que exigem cuidados excepcionais tanto no que se refere ao seu projeto, como em relação aos materiais de que são fabricadas. Os materiais das molas devem apresentar-se isentos de imperfeições as

quais, devido às altas tensões e à fadiga a que esses materiais estão sujeitos, podem ser muito prejudiciais. (CHIAVERINI, 1971).

Os aços para molas são de certo modo semelhantes aos aços comerciais comuns, com a diferença que geralmente apresentam maiores teores de carbono e manganês e requerem muito maior cuidado e maior número de operações para a sua fabricação. (CHIAVERINI, 1971).

Os aços-liga apresentam melhores propriedades de fadiga e limites elásticos mais elevados do que os aços-carbono, sendo, portanto, preferidos em algumas aplicações, como no caso das molas de lâmina que suportam condições de serviço mais severas. (CHIAVERINI, 1971).

Tratando-se de aços-liga, enquadram-se os aços SAE 5160 e SAE 6140 cujas composições químicas estão descritas na Tabela 1. Esses aços apresentam elevada temperabilidade e boa ductilidade. Na condição beneficiada apresentam alta resistência mecânica e alta resistência à fadiga. O aço SAE 6140 é destinado à fabricação de molas com solicitação dinâmica, principalmente na indústria automotiva, enquanto que o aço SAE 5160 é amplamente utilizado na fabricação de eixos automotivos, pinos, fixadores, molas planas, lâminas de corte, entre outras aplicações. (CATÁLOGO TÉCNICO FAVORIT, 2012).

Tabela 1 - Composição química dos aços-liga SAE 5160 e SAE 6140

ABNT/SAE	Composição Química, %						
	C	Mn	P máx.	S máx.	Si	Cr	V mín.
5160	0.56 – 0.64	0.75 – 1.00	0.035	0.040	0.15 – 0.30	0.70 – 0.90	-
6140	0.35 – 0.45	0.60 – 0.90	0.040	0.050	0.15 – 0.30	0.80 – 1.10	0.15

Fonte: CATÁLOGO TÉCNICO FAVORIT (2012)

As imperfeições ou defeitos que devem ser evitados nos aços mola são os seguintes: marcas e riscos superficiais, inclusões, rugosidade superficial, descarbonetação superficial, etc. Essas imperfeições são críticas, principalmente quando as molas estão sujeitas a condições severas de fadiga. (CHIAVERINI, 1971). Dentro deste panorama, uma técnica conhecida como “*super clean steel*” (aço super limpo), desenvolvida no Japão, consiste em aumentar as propriedades em fadiga reduzindo o tamanho e o número das inclusões não metálicas no aço. (ERIKSSON, 1995, p.48).

Essa técnica envolve também uma mudança morfológica dessas inclusões, a partir da ideia de que inclusões não deformáveis são prejudiciais para a resistência à fadiga. Em vez disso, deseja-se obter inclusões deformáveis dentro da microestrutura do aço. Para tal resultado é importante relacionar a composição química dos aços-liga tendo em vista o comportamento das inclusões não metálicas em diferentes temperaturas. (ERIKSSON, 1995, p.50).

2.2. Tratamentos térmicos convencionais

Existe uma pressão crescente na indústria automotiva para reduzir o tempo gasto com novos projetos de fabricação. Ao mesmo tempo é necessário que os veículos desenvolvidos possuam atributos tais como durabilidade e baixo peso a fim de permanecer competitivo. Com isso, projetistas e engenheiros estão sendo desafiados, constantemente, a desenvolverem componentes que atinjam alto desempenho e considerável durabilidade. Assim, justifica-se o interesse em projetar as propriedades mecânicas dos materiais que compõe elementos críticos, a fim de melhorar o produto desejado. Para os aços em geral, os processos que permitem alcançar propriedades mecânicas desejadas são os tratamentos térmicos. (COLPAERT, 2008, p.255).

De forma generalizada para os aços, a microestrutura que, normalmente, conduz à melhor combinação de resistência e tenacidade é a martensita revenida. Esta microestrutura, em geral, não pode ser garantida em aços no estado bruto de fornecimento (“como forjado” ou “como laminado”) e é necessário então empregar tratamentos de têmpera e revenido. (COLPAERT, 2008, p.255).

A têmpera é realizada basicamente pela sucessão das seguintes etapas: aquecimento até a temperatura adequada para obter uma microestrutura austenítica; manutenção da peça neste patamar de temperatura por um tempo adequado (tempo de encharque); resfriamento em um meio que resulte em velocidade apropriada para obter a formação de martensita com mínimo de distorções. (COLPAERT, 2008, p.255). A Figura 2 ilustra uma curva de resfriamento contínuo no diagrama TTT (tempo, temperatura e transformações) do aço SAE 5160, para simular o tratamento de têmpera e a necessidade de se aplicar uma taxa de resfriamento suficientemente alta, a ponto de não formar ferrita (F) e cementita (C) e obter martensita (M_s , início de transformação martensítica).

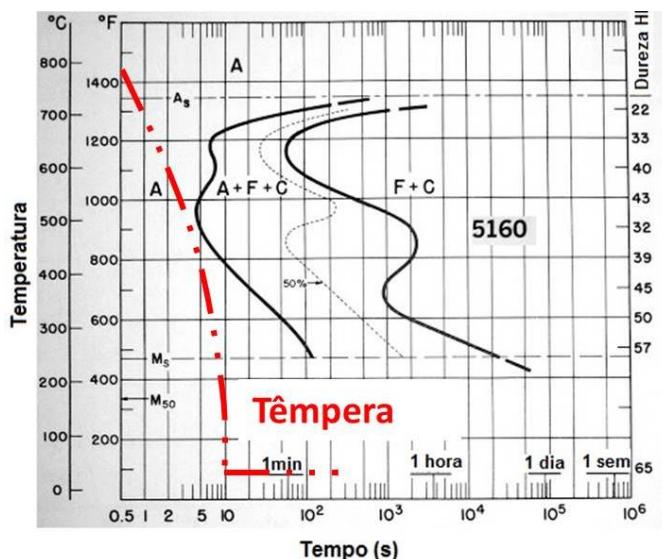


Figura 2 - Diagrama tempo, temperatura e transformação com uma curva simulando o resfriamento de têmpera para o aço SAE 5160

Fonte: VOORT (1991) - Figura adaptada

As microestruturas martensíticas, diretamente obtidas da têmpera têm, em geral, um nível de tensões residuais excessivo e ductilidade e tenacidade muito baixas para permitir seu emprego na maior parte das aplicações. É necessário, então, realizar um tratamento térmico subsequente, chamado de revenido, que produz alterações microestruturais e alivia as tensões decorrentes da têmpera, para que as peças possam ser empregadas. (COLPAERT, 2008, p.255).

2.3. Tratamentos térmicos em forno a vácuo

Tratamentos térmicos a vácuo são tratamentos realizados em uma câmara aquecida e com ambiente interno com vácuo controlado ou com pressão parcial adequada para um determinado material. A principal razão para realizar o processamento de aços mola no vácuo consiste em prevenir reações na superfície do material, tais como oxidação e descarbonetação, além de manter a superfície limpa. (FABIAN, 1998, p.33).

Na maioria dos fornos a vácuo utilizados para tratamentos térmicos, os elementos de resistência elétrica geram o calor. Na ausência de ar ou atmosfera gasosa, a condução térmica e as correntes de convecção não ocorrem. As transferências de calor entre a resistência quente e o elemento de trabalho frio se dão apenas por radiação. Os sensores de temperatura do forno detectam mudanças no produto tratado sinalizando para o controlador de temperatura aumentar o calor emitido até que a temperatura de trabalho alcance o nível desejado. (FABIAN, 1998, p.33).

Quando são necessárias maiores taxas de resfriamento, como nos tratamentos de têmpera, o sistema do forno é projetado para suportar fluxos severos de gás. O preenchimento do forno com um gás inerte, tal como argônio (ou nitrogênio, que neste caso sua utilização pode ser considerada inerte), proporciona uma taxa de resfriamento elevada, principalmente porque o gás conduz o calor para um trocador de calor ou para a parede fria da câmara. Um ventilador instalado no interior da câmara do forno, mas fora da zona quente do forno realiza uma convecção forçada que permite alcançar resfriamentos mais rápidos devido a recirculação do gás. (FABIAN, 1998, p.33).

Aumentando a velocidade da massa de gás que incide na peça tratada, ou seja, aumentando a pressão, consequentemente aumenta a taxa de resfriamento. Um ventilador tipo turbina possibilita velocidade e volume máximos, sendo que a pressão pode alcançar até 6 bar. Nesse cenário, muitas pesquisas na literatura científica demonstram que a têmpera a gás pode ser realizada em segundos numa velocidade aproximadamente igual àquela alcançada com um óleo de têmpera convencional. (FABIAN, 1998, p.33).

2.4. Tratamento criogênico

Durante o processo de têmpera e revenido pode ocorrer que, parte da estrutura não se transforme, e na microestrutura final junto à martensita haja ainda a austenita retida que não se transformou. Essa austenita tende a se estabilizar, tornando difícil a

sua transformação para martensita, prejudicando propriedades mecânicas como dureza e resistência à tração. (SENTHILKUMAR; RAJENDRAN; PELLIZZARI, 2011, p.366). Quando isso acontece normalmente se usa banhos a baixas temperaturas (sub-zero), o que promoveria essa transformação adicional.

Mais recentemente tem-se sugerido a utilização de banhos criogênicos como um processo mais eficiente do que os tratamentos sub-zeros. O tratamento criogênico usa um resfriamento realizado em nitrogênio líquido. A literatura científica mostra que, por ser realizado em temperaturas extremamente baixas (comparando-se às temperaturas que envolvem os tratamentos de têmpera convencionais), a criogenia proporciona uma eficiência maior na transformação da austenita retida para a martensita, resultando, assim, em aumentos no desempenho e na durabilidade de componentes críticos. (SENTHILKUMAR; RAJENDRAN; PELLIZZARI, 2011, p.366).

Em relação aos diferentes estágios no tratamento térmico convencional, o tratamento criogênico parece ser mais benéfico quando é realizado antes do revenido e imediatamente depois da têmpera. (VIMAL; BENSELY; LAL; SRINIVASAN, 2008, p.369); (GONÇALVES, 2013, p.15).

2.5. Resistência ao impacto

Os aços mola precisam passar por uma série de processos para atingirem alto desempenho e considerável durabilidade, tendo em vista que a suspensão é uma parte estrutural importante nos veículos e trabalha sob intensa solicitação à fadiga e grandes esforços em termos de impacto. A partir desses critérios, os fabricantes projetam seus produtos realizando ensaios com os materiais utilizados.

Antes do advento da mecânica da fratura como uma disciplina científica foram estabelecidas técnicas de ensaio por impacto com o objetivo de determinar as características de fratura dos materiais sob altas taxas de carregamento. Dois ensaios padrão, o Charpy e o Izod, foram projetados e ainda são utilizados para medir a energia de impacto (algumas vezes também denominada tenacidade ao entalhe). A técnica Charpy do entalhe em “V” é mais comumente utilizada. Nessa técnica o corpo de prova possui a forma de uma barra com seção transversal quadrada, na qual é usinado um entalhe em forma de “V”. A carga é aplicada como um impacto instantâneo, transmitida a partir de um martelo pendular balanceado, que é liberado de uma posição predeterminada a uma altura fixa h . Com a liberação, a aresta afilada do pêndulo atinge e fratura o corpo de prova no entalhe, que atua como um ponto de concentração de tensões. O pêndulo continua o seu trajeto, elevando-se até uma altura máxima h' , que é menor que h . A absorção de energia, calculada a partir da diferença entre h e h' , é uma medida da energia do impacto. Essa energia tem seu interesse principalmente numa avaliação relativa e para fazer comparações. (CALLISTER; RETHWISCH, 2012, p.201).

2.6. Fadiga

Ao se tratar de componentes críticos em construções mecânicas, mesmo com todos os cuidados, as falhas podem ocorrer após algum tempo de uso, sem motivo aparente. Um dos principais motivos dessas falhas é a fadiga, que possui como principal característica a ruptura de componentes devido a solicitações cíclicas sob uma carga inferior à carga máxima suportada em ensaios de tração. A ruptura começa a partir de uma trinca (nucleação) ou pequena falha superficial, ampliando-se de tamanho devido às solicitações dinâmicas. Quando a trinca atinge um tamanho crítico, o material não suporta mais o esforço aplicado e ocorre a fratura da peça. A fratura por fadiga contém uma aparência típica, sendo fibrosa na região de propagação da trinca e cristalina na região de ruptura repentina, observado pela Figura 3. (SOUZA, 1977, p.54).

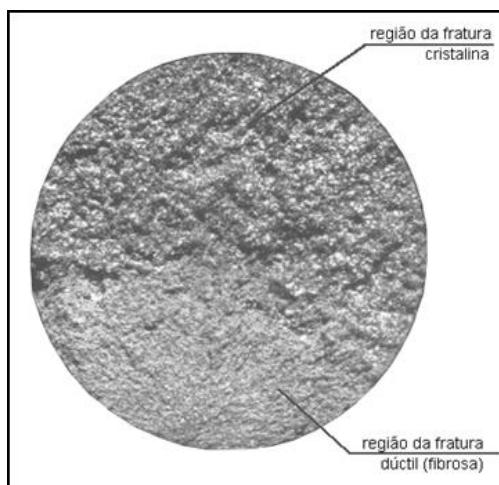


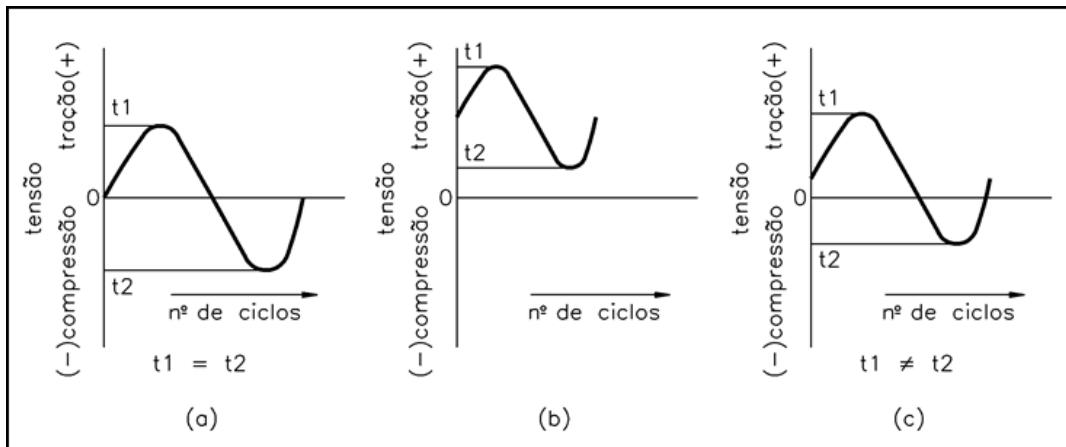
Figura 3 - Aspecto da fratura por fadiga enfatizando as duas regiões

Fonte: SOUZA (1977)

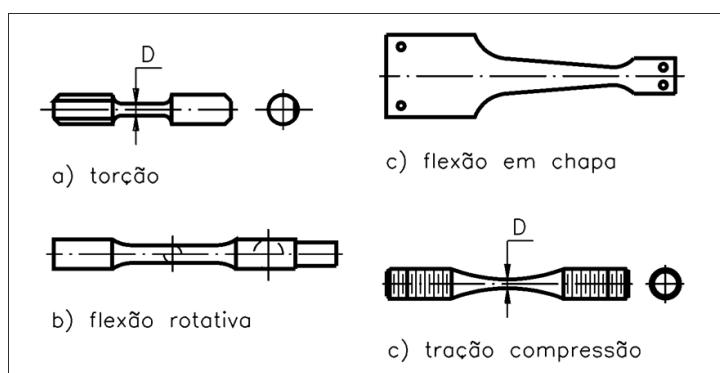
O estudo de fadiga é de extrema importância uma vez que é a maior causa individual de falhas de metais. Além disso, a fadiga é catastrófica e traiçoeira, ocorrendo muito repentinamente e sem nenhum aviso prévio. Mesmo em metais normalmente dúcteis, a falha em fadiga é predominantemente de natureza frágil, apresentando muito pouca (ou nenhuma) deformação plástica associada à falha. (CALLISTER; RETHWISCH, 2012, p.201). Dessa forma, o ensaio de resistência à fadiga é um meio de especificar limites de tensão e de tempo de uso de uma peça ou elemento de máquina, além de ser utilizado para definir aplicações de materiais.

As tensões cíclicas mais comuns são caracterizadas por uma função senoidal, como as que estão representadas pela Figura 4. As tensões de tração são caracterizadas como positivas e as tensões de compressão como negativas. A Figura 4-(a) mostra um gráfico de tensão alternada onde as tensões de tração têm valores iguais às tensões de compressão. Na Figura 4-(b) o gráfico é de tensão flutuante onde todas as tensões são positivas, ou seja, o corpo de prova está sendo apenas tracionado cicличamente. O gráfico da Figura 4-(c) representa um caso geral de ciclo de tensão. O caso com ciclo alternado de aplicação de tensão na forma senoidal é uma situação idealizada que se

aproxima das condições de serviço de um eixo rotativo funcionando a velocidade constante e sem sobrecargas. (GARCIA; SPIM; SANTOS, 2000, p.74).



O ensaio de fadiga é normalmente realizado em corpos de prova padronizados. É importante que se observe o bom acabamento superficial para não prejudicar os resultados do ensaio. A forma e as dimensões do corpo podem variar para atender as diferentes especificações. O ambiente onde é feito o ensaio também é controlado. As formas mais utilizadas de corpo de prova para diferentes ensaios estão apresentadas na Figura 5. (SOUZA, 1977, p.54).



O ensaio pode ser realizado de diversas maneiras, de acordo com o tipo de solicitação que se deseja aplicar, podendo ser, de torção, de tração-compressão, de flexão e de flexão rotativa. (SOUZA, 1977, p.54). Em geral, o ensaio é realizado em cerca de 10 corpos de prova, para diferentes níveis de tensão. Os resultados do ensaio geralmente são apresentados num gráfico de tensão versus número de ciclos (curva S-N), também chamada de curva de Whöler, esquematizada na Figura 6 a seguir. Essa curva é construída aplicando-se uma tensão S_1 até que o corpo de prova se rompa em um número de ciclos N_1 e, para uma dada tensão S_2 , o rompimento vem para um número de ciclos N_2 , e assim por diante.

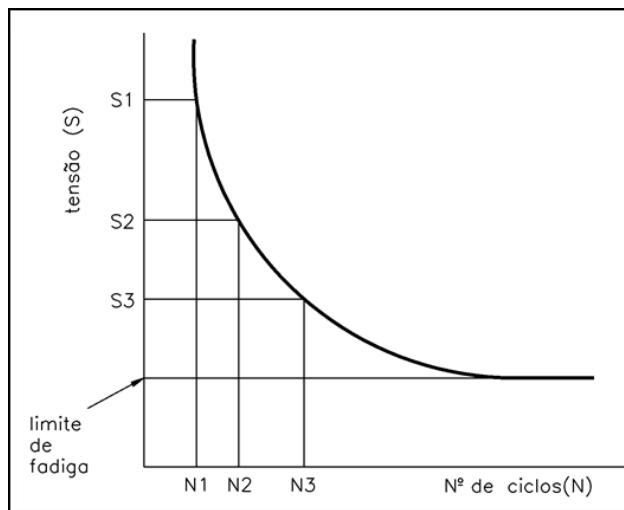


Figura 6 - Exemplo de uma curva S-N (curva de Whöler)

Fonte: SOUZA (1977)

Analizando o exemplo apresentado para uma curva obtida com os ensaios de fadiga, nota-se que à medida que se diminui a tensão aplicada, o corpo de prova resiste a um maior número de ciclos. Além disso, nota-se que diminuindo a tensão a partir de um certo nível, a curva se torna horizontal e, assim, o número de ciclos para o rompimento ocorrer torna-se, praticamente, infinito. Essa tensão máxima, na qual, praticamente não há a ruptura do material por fadiga, chama-se limite a fadiga ou resistência a fadiga. Para se definir a resistência à fadiga é necessário levar o ensaio a até 50 milhões de ciclos, e em alguns casos, até 500 milhões de ciclos. (SOUZA, 1977, p.54).

A resistência à fadiga pode ser influenciada por vários fatores, que devem ser analisados e verificados anteriormente à realização do ensaio. Entre eles pode-se citar a superfície do corpo de prova, que se houver irregularidades, faz com que aumente a concentração de tensões residuais, tendendo a diminuir a resistência à fadiga. Em componentes reais, outro fator importante é a forma da peça, porque a resistência à fadiga é afetada pelas descontinuidades nas peças, como por exemplo, cantos vivos, encontro de paredes e mudanças bruscas de seções. Sempre que possível deve ser evitada a concentrações de tensões, pois elas diminuem a resistência à fadiga. (GARCIA; SPIM; SANTOS, 2000, p.74).

2.7. Tenacidade à fratura

O estudo de falhas proporciona a base para analisar as propriedades do aço e permitir suas aplicações em engenharia de forma mais segura. A mecânica de fratura traz, no seu desenvolvimento teórico e experimental, a potencialidade necessária para prever se um determinado defeito, de uma dada dimensão, poderá propagar-se de uma maneira catastrófica, sob a ação de um carregamento conhecido. Com isto, pode-se determinar o grau de segurança que um determinado componente ou estrutura possui, com relação à ocorrência de uma possível falha por fratura frágil. (DOWLING, 2007, p.122).

Os parâmetros que medem a capacidade do material de resistir à fratura rápida são denominados de tenacidade à fratura. Estes valores são obtidos em laboratório por meio de ensaios de carregamento até a fratura, em corpos de prova possuindo geometrias bem definidas e contendo trincas agudas de tamanhos conhecidos. Quando se tem uma seção de grande espessura de um material, a presença de uma trinca dá origem a um estado tri-axial de tensão de tração à frente da ponta da trinca, conforme representado na Figura 7, mesmo se essa seção estiver sob carregamento de tração uniaxial.

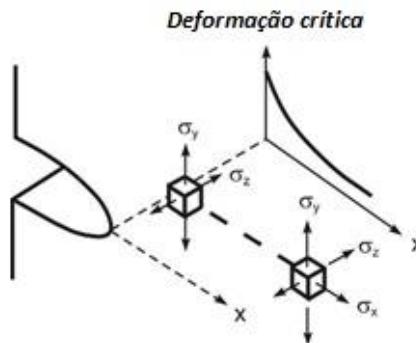


Figura 7 - Tensões normais e deformação crítica próxima à ponta da trinca

Fonte: SCHWALBE (1977) - Figura adaptada

Se a seção do material for uma parede grossa, a deformação fica restrita em uma das direções principais, ou seja, ocorre a predominância do estado plano de deformação e, consequentemente, tensões elevadas surgem na ponta da trinca promovendo um crescimento instável. Enquanto ocorre a propagação da trinca, o nível de tensão no material nas regiões afastadas da trinca não é suficiente para provocar deformação plástica. Desta forma, como o estado de tensão na ponta da trinca depende da espessura da seção, a capacidade de resistir ao crescimento da trinca e, consequentemente, a tenacidade dependem da espessura também, conforme mostra a Figura 8.

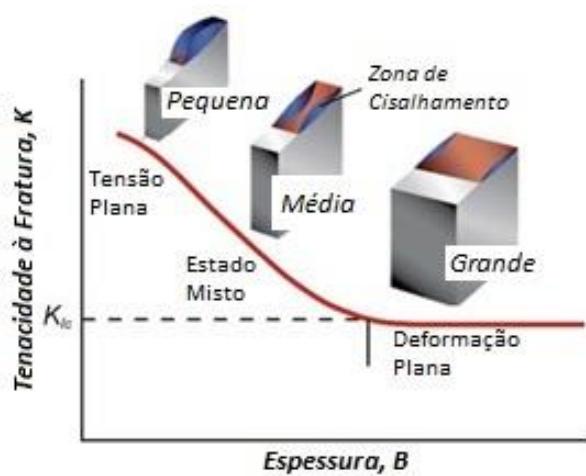


Figura 8 - Relação entre espessura e tenacidade à fratura

Fonte: SCHWALBE (1977) - Figura adaptada

De modo geral, o material alcança tenacidade mínima quando predominam as condições de deformação plana e, por outro lado, alcança tenacidade máxima em condições de tensão plana. Na maioria dos casos, porém, prevalece uma mistura das condições de deformação plana e tensão plana. Portanto, a tenacidade alcançada em estado de deformação plana representa uma estimativa conservadora do valor real.

A teoria básica que explica como a resistência à fratura é atingida na presença de pequenos defeitos está baseada na concentração da tensão macroscópica aplicada até atingir a tensão necessária para fratura em regiões com os defeitos. Então, se a taxa de liberação de energia da deformação for maior que a energia necessária para criar nova superfície de fratura, a fratura ocorrerá espontaneamente. (GRIFFITH, 1920, p.163).

Entretanto, para materiais dúcteis que contém trincas, a taxa de liberação de energia devido à deformação é muito maior que a energia necessária para gerar a fratura quando se assume uma falha idealmente elástica. Esse alto valor de taxa de liberação de energia é dissipado pela produção de escoamento plástico localizado na ponta da trinca, conduzindo assim a valores críticos mais elevados da taxa de liberação de energia. (IRWIN, 1957, p.245); (OROWAN, 1945, p.165).

A concentração local de tensão está relacionada com o fator de intensidade de tensão “K” e a tenacidade à fratura do material é indicada pelo símbolo “ K_{Ic} ”, em que “I” indica que a abertura da trinca ocorre por tração e “c” indica que o valor é crítico na abertura da trinca. O valor de K_{Ic} é calculado de acordo com a norma ASTM E399-09e2 conforme mostra a seguinte equação:

$$K_{Ic} = Y \sigma_c \sqrt{a_c} \quad (1)$$

Sendo: K_{Ic} é a tenacidade à fratura do material;

Y é o fator geométrico da trinca F (a / w);

σ_c é a tensão que ocorreria sem a trinca;

a_c é o tamanho crítico da trinca.

Os ensaios normalizados de tenacidade à fratura amplamente utilizados são os de corpos de prova tipo SENB (*single edge notch bend* ou flexão três pontos) e tipo CT (*compact tension*), representados na Figura 9 e definidos pela norma ASTM E399.

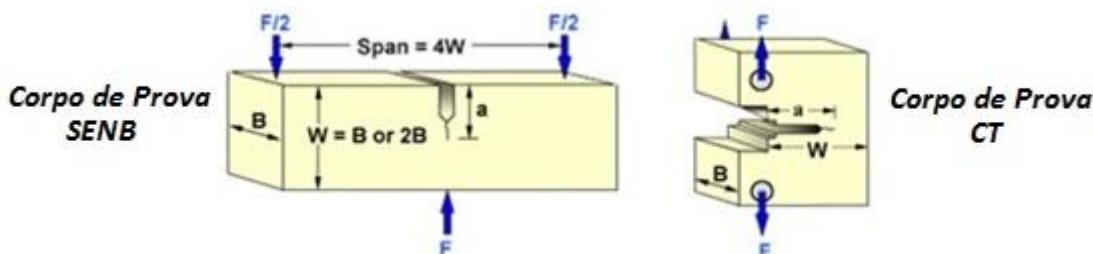


Figura 9 - Exemplos de tipos de corpos de prova para ensaios normalizados de tenacidade à fratura

Fonte: LESKOVŠEK; PODGORNIK (2015) - Figura adaptada

Para esses ensaios padronizados são necessários requisitos especiais. Por exemplo, um controle rígido da temperatura ambiente. O corpo de prova CT tem a vantagem de requerer menos material, porém sua usinagem é mais cara e a realização do ensaio é mais complexa em comparação com o corpo de prova SENB. Além disso são aplicadas restrições sobre o tamanho da amostra para assegurar que as condições de deformação plana estão predominando, garantindo assim que a zona plástica na ponta da trinca é pequena em comparação com o tamanho da amostra ensaiada. Em geral, a seguinte condição deve ser atendida. (KARGÖZ; FISCHMEISTER, 1987, p.353):

$$(w - a) \geq 2,5 \left(\frac{K_I}{\sigma_y} \right)^2 \quad (2)$$

Sendo: w é a espessura;

a é o tamanho da trinca;

K_I é a tenacidade à fratura quando ocorre no modo “I” (abertura por tração);

σ_y é a tensão de escoamento.

2.8. Método alternativo para medição de K_{Ic}

Embora as medições de tenacidade à fratura sejam padronizadas de acordo com as normas ASTM E399-09 e ASTM E1820-16, a confecção da trinca por fadiga é complicada devido a alta sensibilidade do entalhe nos aços temperados e revenidos. Todas essas dificuldades têm promovido a busca por métodos alternativos para ensaios de tenacidade à fratura. Um dos mais promissores métodos que não estão em normas é a utilização de corpos de prova cilíndricos para ensaios de tração, porém com entalhes circunferenciais e a pré-trinca obtida por fadiga. (CHANG, 1988, p.807); (CHANG, 1990, p.313); (VITEK; CHELL, 1977, p.209); (ŠUŠTARŠIČ; LESKOVŠEK; JURIŠA, 2003, p.369); (ULE; LESKOVŠEK; TUMA, 2000, p.559).

O corpo de prova utilizado no IMT para ensaios de K_{Ic} está apresentado na Figura 10. A usinagem do entalhe pode ser facilmente realizada em tornos convencionais, enquanto que a confecção da pré-trinca por fadiga requer poucos minutos e utiliza um sistema simples de recartilha acoplada em um torno. Com esse método, a trinca circunferencial tem uma região de tensão plana e, assim, a distribuição de tensão triaxial no entalhe faz com que a condição de deformação plana seja alcançada até em amostras pequenas. (LI; BAKKER, 1997, p.5).

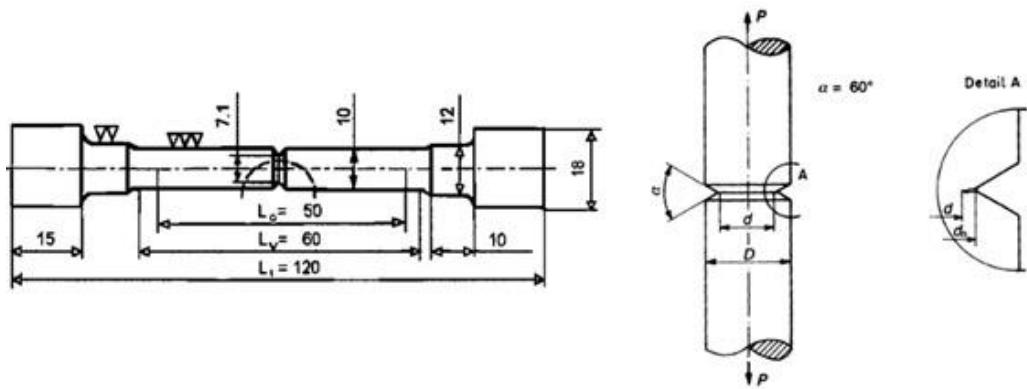


Figura 10 - Entalhe circunferencial e corpo de prova com pré trinca por fadiga para ensaios de K_{Ic} (todas as dimensões estão em milímetros)

Fonte: ULE; LESKOVŠEK; TUMA (2000)

A trinca por fadiga deve ser produzida com o aço no estado recozido, isto é, antes dos tratamentos térmicos finais, pois dificulta a produção de algum efeito que influencie nos resultados de tenacidade à fratura. (ULE; LESKOVŠEK; TUMA, 2000, p.559); (LI; BAKKER, 1997, p.5); (LESKOVŠEK; ULE; LIŠČIĆ, 2000, p.310). O tratamento térmico realizado em corpos de prova que já possuem a pré-trinca resulta num arredondamento da ponta da trinca devido às difusões ativadas termicamente. Porém, isso não tem efeito nos valores medidos de tenacidade à fratura, pois a trinca está em forma de anel no interior do corpo de prova. (ULE, 2006, p.5).

A medida da tenacidade à fratura é realizada em temperatura ambiente e usando uma máquina de ensaio de tração. Durante o ensaio, a carga e a deformação são registradas até ocorrer a fratura e, em seguida, o diâmetro da superfície fraturada é medido. Se o corpo de prova apresenta comportamento linear elástico da relação carga-deformação, resultando em fratura frágil ou semi frágil, a tenacidade à fratura K_{Ic} pode ser determinada usando a seguinte equação. (EWALDS; WANHILL, 1985); (JANSSEN; ZUIDEMA; WANHILL, 2002):

$$K_{Ic} = \frac{F}{D^{3/2}} \left(\frac{1,72 D}{d} - 1,27 \right) \quad (3)$$

Sendo: d é o diâmetro interno ao “anel formado pela trinca” na superfície de fratura;

F é a carga máxima atingida quando ocorre a fratura;

D é o diâmetro externo do corpo de prova.

Para os ensaios em condições de deformação plana, as seguintes restrições devem ser atendidas como requisito para os diâmetros:

$$D \geq 1,5 \left(\frac{K_{Ic}}{\sigma_y} \right)^2 \quad (4)$$

$$0,5 < \frac{d}{D} < 0,8 \quad (5)$$

A Figura 11a apresenta a geometria típica da superfície de fratura, enquanto que a Figura 11b mostra esquematicamente como são feitas as análises dessa superfície, onde é possível identificar o diâmetro da parte cilíndrica do corpo de prova “D” e o diâmetro da superfície de fratura “d” (média aritmética de “ d_1 ” e “ d_2 ”). Além disso, também é possível analisar a excentricidade da superfície de fratura, isto é, a excentricidade com que se desenvolveu a trinca durante sua confecção, usando o diâmetro medido a partir da ponta do entalhe “ d_n ” e a menor distância entre a borda da superfície de fratura e o fundo do entalhe “ p ”. O desvio padrão das medidas de tenacidade à fratura pode ser minimizado se a excentricidade não for visível. (STARK; IBRAHIM, 1986, p.395).

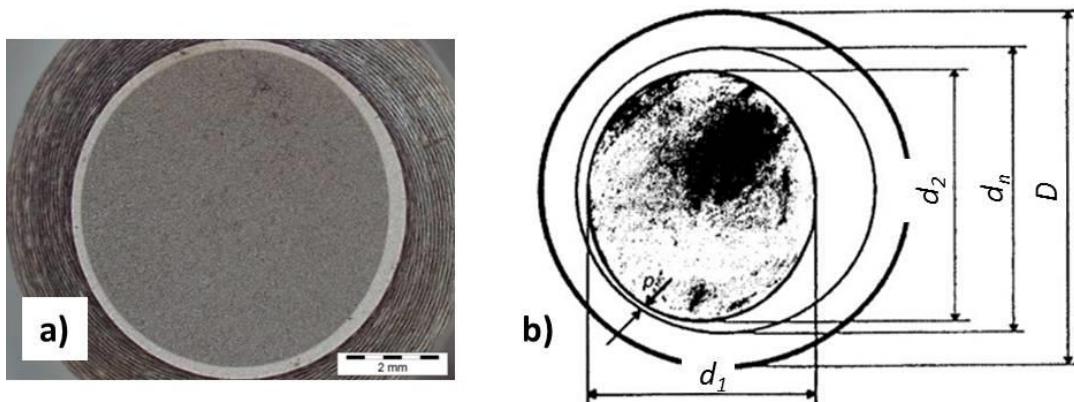


Figura 11 - Geometria típica da superfície de fratura; (a) micrografia e (b) apresentação esquemática da pré trinca por fadiga originada no entalhe circunferencial do corpo de prova

Fonte: LESKOVŠEK; PODGORNIK (2015)

Além das vantagens apresentadas acima, após a fratura, as duas metades desse tipo de corpo de prova, simétrico em relação ao entalhe, podem ser utilizadas como corpos de prova para outros ensaios adicionais e analisar diferentes propriedades do material como dureza, metalografia, fractografia, condutividade térmica e resistências à compressão, à flexão, ao impacto, ao desgaste, à fluência, etc. Enfim, estabelecer relações entre K_{IC} , microestrutura e outras propriedades do material. (LESKOVŠEK; PODGORNIK, 2012, p.115).

3. Objetivo do Trabalho

Analizar o desempenho de aços mola convencionais (diferentes composições químicas) e de aço mola produzido com controle de inclusões não metálicas (tecnologia *Superclean*) comparando em termos de dureza, resistências ao impacto e à fadiga, quando submetidos a tratamentos térmicos de têmpera e revenido convencionais (usados como controle) e em combinação com tratamentos criogênicos. De forma complementar, aplicar uma técnica alternativa de ensaios de tenacidade à fratura e analisar os resultados obtidos para os aços estudados comparando a influência do tratamento criogênico quando esse é realizado com diferentes durações.

4. Materiais e Métodos

O presente trabalho foi desenvolvido durante toda a graduação, sendo grande parte das atividades realizadas nos laboratórios do Departamento de Engenharia de Materiais, da Escola de Engenharia de São Carlos (EESC-USP), além de um período de três meses com importantes atividades realizadas no Instituto de Metais e Tecnologia (IMT), em Liubliana, Eslovênia. Os procedimentos adotados para as atividades no Brasil e na Eslovênia seguiram os fluxogramas das Figuras 12 e 13, respectivamente. Além disso, durante o período de estágio profissional na empresa Villares Metals, foram realizadas atividades complementares, como a análise de inclusões não metálicas em microssonda e a medição de austenita retida por difração de raios-x, que contribuíram nas conclusões finais.

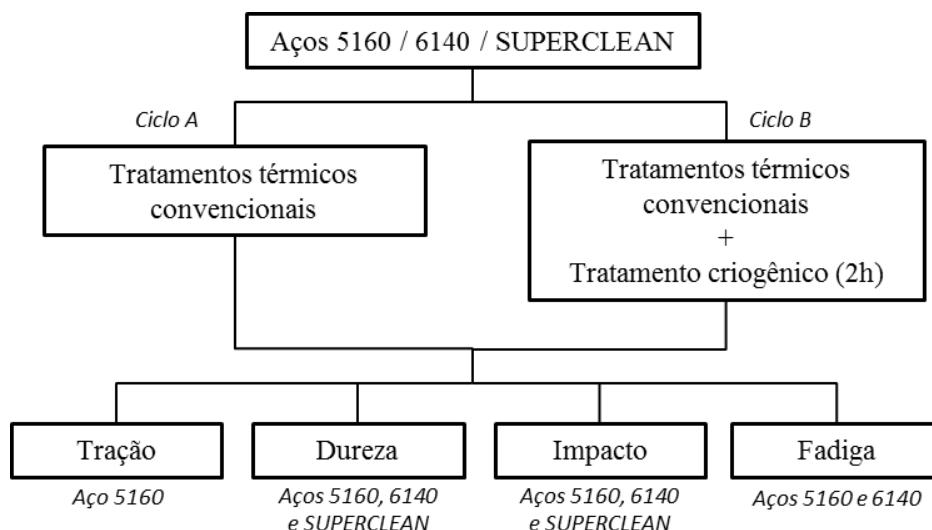


Figura 12 - Fluxograma dos procedimentos realizados no Brasil

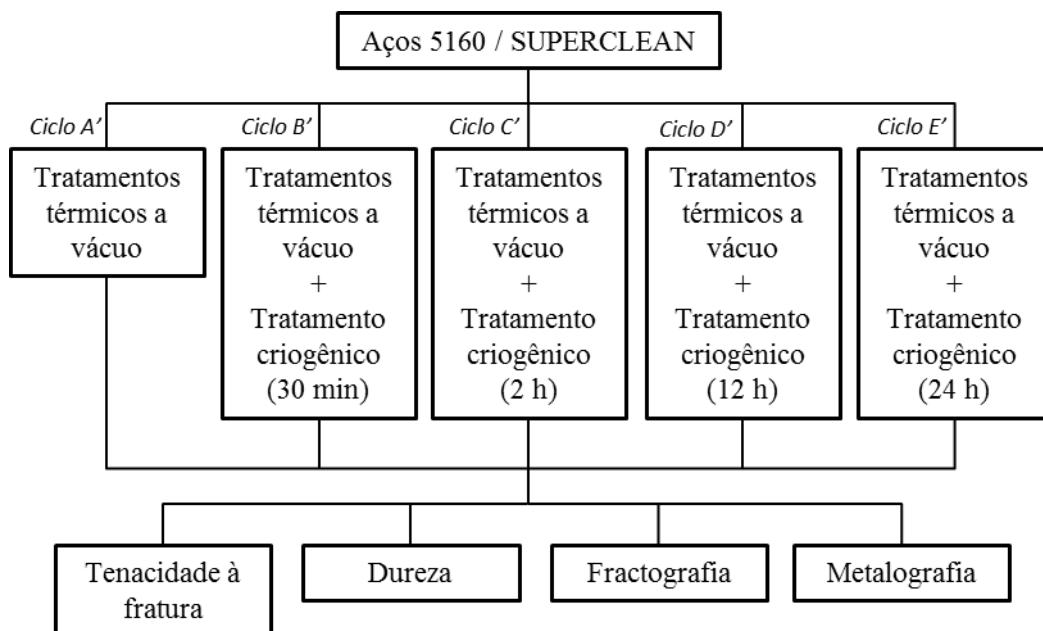


Figura 13 - Fluxograma dos procedimentos realizados na Eslovênia

Para destacar as situações investigadas conforme os fluxogramas apresentados anteriormente, os ciclos de tratamentos térmicos estão listados e organizados abaixo. Importante ressaltar que os ciclos A', B', C', D' e E' fizeram parte do trabalho desenvolvido na Eslovênia e os tratamentos térmicos de têmpera e revenido foram realizados em forno a vácuo (ou seja, o apóstrofo após a letra indica que foi utilizado forno a vácuo nos tratamentos térmicos de têmpera e revenido).

- **Ciclo A:** Têmpera (T) + Revenido (R);
- **Ciclo B:** Têmpera (T) + Criogênico 2 horas (C_{2H}) + Revenido (R);
- **Ciclo A':** Têmpera a vácuo (T') + Revenido a vácuo (R');
- **Ciclo B':** Têmpera a vácuo (T') + Criogênico 30 minutos ($C_{0,5H}$) + Revenido a vácuo (R');
- **Ciclo C':** Têmpera a vácuo (T') + Criogênico 2 horas (C_{2H}) + Revenido a vácuo (R');
- **Ciclo D':** Têmpera a vácuo (T') + Criogênico 12 horas (C_{12H}) + Revenido a vácuo (R');
- **Ciclo E':** Têmpera a vácuo (T') + Criogênico 24 horas (C_{24H}) + Revenido a vácuo (R').

Essa nomenclatura definida para os ciclos térmicos investigados será utilizada no decorrer da apresentação dos materiais e métodos e dos resultados e discussões. Desta forma, para facilitar a identificação de quais tratamentos térmicos estão presentes em cada ciclo, em alguns momentos serão utilizadas as iniciais que identificam cada tratamento (sendo que, para o tratamento criogênico, a duração em horas está subscrita ao lado da letra inicial C). Desta forma, temos o seguinte resumo:

- **Ciclo A** = T + R
- **Ciclo B** = T + C_{2H} + R
- **Ciclo A'** = T' + R'
- **Ciclo B'** = T' + $C_{0,5H}$ + R'
- **Ciclo C'** = T' + C_{2H} + R'
- **Ciclo D'** = T' + C_{12H} + R'
- **Ciclo E'** = T' + C_{24H} + R'

Os aços SAE 5160 e SAE 6140 foram fornecidos em barras pela empresa Rassini - NHK Automotive (São Bernardo do Campo-SP), enquanto que o aço *Superclean* foi fornecido pela empresa Störe Steel (Liubliana, Eslovênia). O nome “*Superclean*” foi adotado para indicar que esse aço passou por processos de controle e

limpeza em termos de inclusões não metálicas, porém são processos mantidos em sigilo industrial. Após a obtenção dos materiais envolvidos na pesquisa, o primeiro passo foi realizar análises químicas para garantir que as composições dos aços estavam dentro das tolerâncias nominais de seus elementos constituintes.

De um modo geral, os demais procedimentos podem ser divididos em usinagem, tratamentos térmicos, ensaios mecânicos e análises de metalografia, de difractometria e de fractografia. Antes de detalhar essas atividades, vale destacar que o presente trabalho foi abrangente e exigiu uma grande quantidade de corpos de prova e muitas horas de tratamentos térmicos. A Tabela 2 apresenta os números de corpos de prova que foram usinados e utilizados em ensaios mecânicos, enquanto que a Tabela 3 mostra uma estimativa do tempo mínimo e da quantidade de tratamentos que foram necessários, desconsiderando os tratamentos térmicos que serviram apenas para acertar os parâmetros de tempo e temperatura.

Tabela 2 - Quantidade de corpos de prova utilizada para cada aço em cada ensaio mecânico

Ensaio Mecânico	AÇOS			TOTAL
	5160	6140	Superclean	
Tração	10	-	-	10
Impacto	10	10	10	30
Fadiga	40	40	-	80
Tenacidade	60	-	60	120
TOTAL	130	50	70	240

Tabela 3 - Estimativas do mínimo de horas e da quantidade de tratamentos que foram necessários para atingir o plano de trabalho

Tratamento térmico	Duração mínima para 1 tratamento (horas)	Quantidade de tratamentos realizados	TEMPO TOTAL (horas)
Têmpera e revenido convencionais	3	40	120
Têmpera e revenido a vácuo	1,5	10	15
Criogênico (30 minutos)	0,5	2	1
Criogênico (2 horas)	2	6	12
Criogênico (12 horas)	12	2	24
Criogênico (24 horas)	24	2	48
TOTAL	43	62	220

Os corpos de prova que foram usinados, mas não foram ensaiados, não estão contabilizados na Tabela 2. Já em relação a Tabela 3, além de não considerar alguns tratamentos que foram realizados para definir os parâmetros que seriam por fim empregados, também não foi considerado boa parte do tempo que é necessário entre um tratamento e outro, como por exemplo esperar baixar a pressão do forno a vácuo até que se possa abri-lo, ou simplesmente o tempo destinado à preparação de cada tratamento térmico convencional, como na amarração dos corpos de prova inseridos no forno para a têmpera e o revenido. As estimativas para as quantidades de tratamentos realizados também se basearam na capacidade máxima de corpos de prova que eram possíveis de se inserir em cada tratamento térmico. Essas limitações estão detalhadas em cada tópico a seguir.

4.1. Usinagem dos corpos de prova

Para poder usinar os corpos de prova a partir das barras forjadas de SAE 5160 e SAE 6140, foi necessário realizar tratamento térmico de recozimento pleno. Esse tratamento tem por finalidade aumentar a usinabilidade do material, pois provoca diminuição da dureza. Basicamente, as barras foram colocadas no forno e se aplicou uma rampa de aquecimento de $15^{\circ}\text{C}/\text{min}$, seguido de um patamar de 3 horas à 900°C e posterior resfriamento no próprio ambiente interno do forno desligado. Devido às elevadas temperaturas, foram necessários cuidados para que a descarbonetação não acontecesse. Assim, as peças foram colocadas em uma caixa e cobertas por carvão moído.

Por meio de testes de dureza Rockwell, constatou-se que o material fornecido apresentava aproximadamente uma dureza média de 95 HRB e, após o tratamento de recozimento, sua dureza baixou para cerca de 88 HRB. Esse ganho na usinabilidade permitiu a confecção dos corpos de prova com ferramentas convencionais.

Os corpos de prova de fadiga foram usinados no Laboratório de Máquinas e Ferramentas (LAMAFE) da EESC-USP, pois, devido sua geometria mais complexa, foi necessário utilizar torno CNC e uma ferramenta especial que permitisse o desbaste externo de forma intercambiável, tendo em vista o raio apresentado na área útil do corpo de prova, conforme especificado na Figura 14.

Os corpos de prova de tração, impacto e tenacidade à fratura foram usinados na oficina mecânica da EESC-USP, conforme geometria e dimensões principais especificadas nas Figuras 15, 16 e 17.

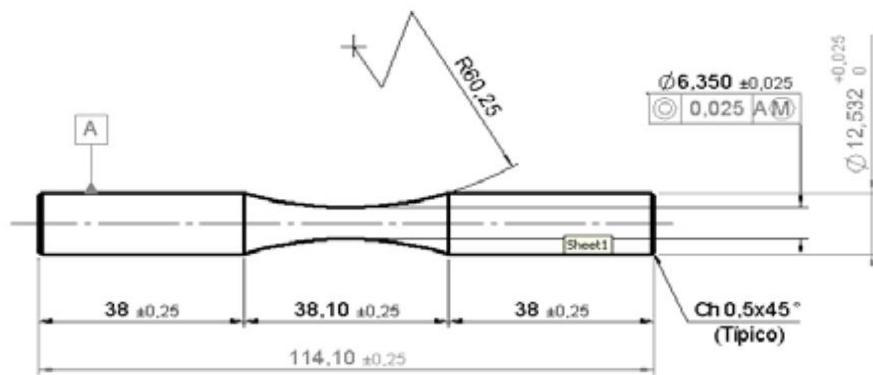


Figura 14 - Geometria e dimensões principais (em milímetros) do corpo de prova para ensaios de fadiga conforme ASTM E466

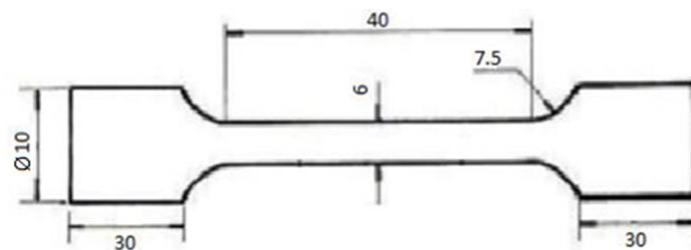


Figura 15 - Geometria e dimensões principais (em milímetros) do corpo de prova para ensaios de tração conforme ASTM E8M

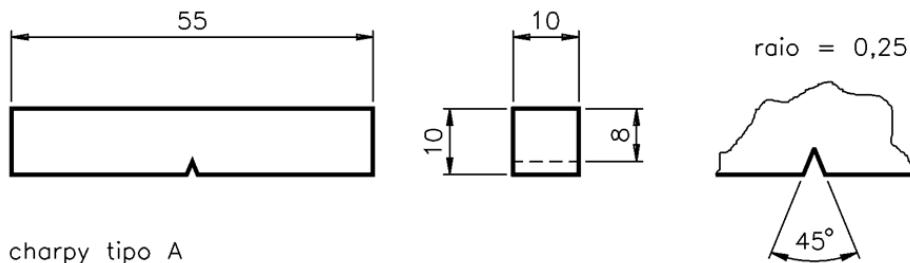


Figura 16 - Geometria e dimensões principais (em milímetros) do corpo de prova para ensaios de impacto Charpy tipo A conforme ASTM E23

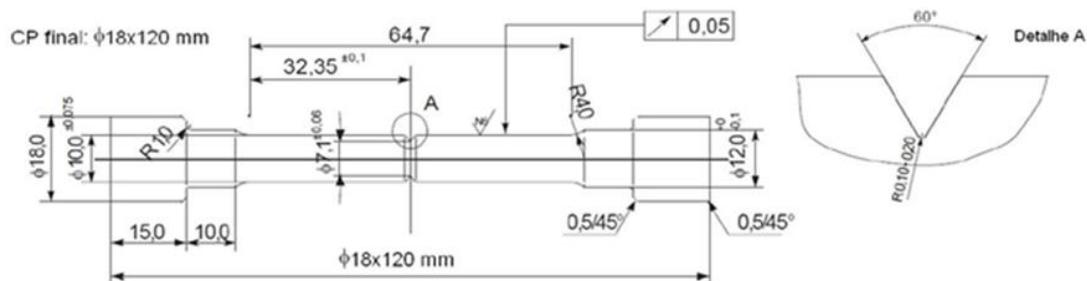


Figura 17 - Geometria e dimensões principais (em milímetros) do corpo de prova para ensaios de tenacidade à fratura

Fonte: LESKOVŠEK; PODGORNIK (2015)

É importante destacar que o corpo de prova para ensaios de tenacidade à fratura, representado na Figura 17, além de permitir o estudo dessa importante propriedade mecânica, após os ensaios outros corpos de prova podem ser retirados das duas metades geradas com a fratura por tração. Esse reaproveitamento do material tem sido constantemente aplicado nos trabalhos do IMT, na Eslovênia, e representa uma grande vantagem dessa técnica alternativa de medição de K_{Ic} . A Figura 18 ilustra esquematicamente as regiões no corpo de prova fraturado onde são retiradas as amostras para realizar diferentes tipos de ensaio. No presente trabalho, esse reaproveitamento ocorreu na realização de fractografia, metalografia, medição de austenita retida e ensaios de dureza, para os ciclos térmicos investigados no trabalho realizado na Eslovênia, como intercâmbio.

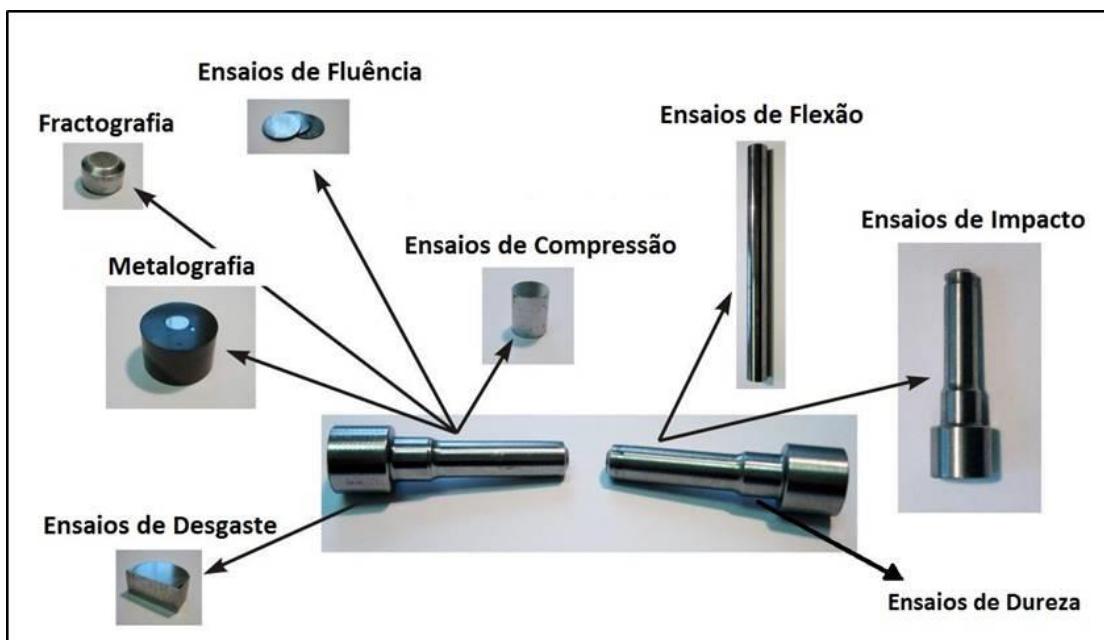


Figura 18 - Demonstração das regiões no corpo de prova de K_{Ic} fraturado onde são retiradas amostras para realização de outros ensaios

Fonte: LESKOVŠEK; PODGORNIK (2015)

Após a usinagem de todas as amostras, a última etapa antes de se iniciarem os tratamentos térmicos ou as confecções das pré-trincas (no caso dos corpos de prova de tenacidade à fratura) foi marcar todos os corpos de prova dos diferentes ensaios mecânicos e de cada aço com números e letras. As marcações foram realizadas utilizando uma caneta elétrica de ponta pulsante e se deram em regiões nas amostras que não comprometessem os ensaios mecânicos. Assim, essa identificação permitiu controlar quais corpos de prova seriam destinados para quais ciclos de tratamentos térmicos e, também, separar os diferentes aços. A Figura 19 ilustra o procedimento realizado para marcação.



Figura 19 - Marcação dos corpos de prova utilizando uma caneta elétrica

4.2. Tratamentos Térmicos Convencionais

Todos os tratamentos térmicos de têmpera e revenido convencionais foram realizados com os mesmos parâmetros para os três tipos de aços. No total foram tratados 10 corpos de prova de tração, 30 de impacto e 80 de fadiga. Os parâmetros de cada tratamento foram acertados na fase inicial do projeto, de maneira que o comportamento mecânico pudesse ser analisado com características parecidas às que são obtidas em linhas de produção industrial. Desta forma, como esses tratamentos foram realizados em laboratório, houve uma preocupação em manter os parâmetros bem controlados, exigindo um completo conhecimento do forno, para minimizar as variações nos resultados alcançados.

Como já dito anteriormente, a têmpera consiste em aquecer o aço na temperatura de austenitização plena, deixá-lo sob essa temperatura por um período suficiente para homogeneizar toda microestrutura da peça (tempo de encharque) e, por fim, resfriar em um meio sob uma taxa suficientemente elevada para não ocorrerem transformações de fase até atingir a temperatura de transformação martensítica inicial.

O meio de resfriamento utilizado foi um óleo de têmpera convencional *Houghto Quench G*, que é um óleo de velocidade média e deve ser usado na temperatura de 60°C. Para isso foi utilizado uma chapa aquecedora, um balde metálico, um termômetro e um bastão de vidro. O aquecimento do óleo está representado na Figura 20.



Figura 20 - Aquecimento e preparação do óleo de têmpera

Um tempo de encharque suficiente pode ser calculado conforme as dimensões da peça a ser temperada. (SIEBERT, 1977, p.68). Desta forma, para as dimensões dos corpos de prova utilizados, 30 minutos pode ser considerado um ótimo valor.

Porém, o forno disponível no laboratório para realizar as têmperas não possuía controle de atmosfera interna. Assim, para evitar a descarbonetação se fez necessário cobrir as amostras com carvão vegetal moído e coloca-las em uma caixa metálica com tampa. Nesse caso, no máximo três corpos de prova puderam ser temperados por vez e foi utilizado arame para poder amarrá-los, sendo que os corpos de prova de impacto ainda tiveram que ser furados para poder amarrar. A Figura 21 ilustra esses procedimentos preparatórios para a têmpera.

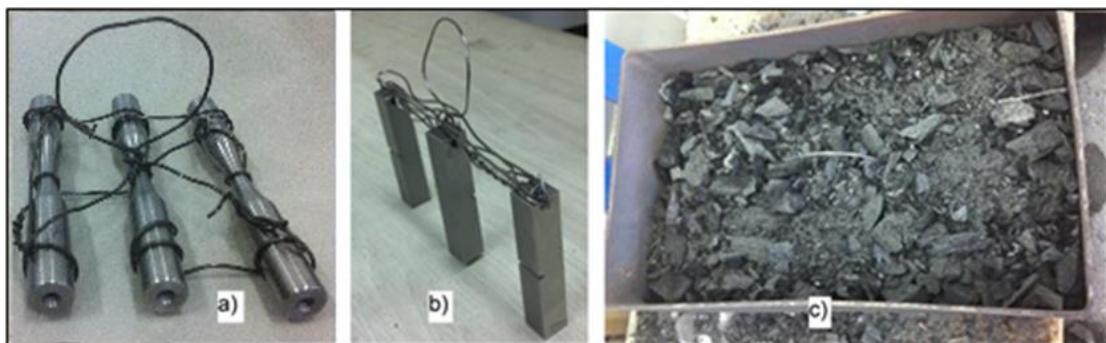


Figura 21 - a) Corpos de prova de fadiga amarrados; b) Corpos de prova de impacto amarrados; c) Caixa com os corpos de prova cobertos com carvão moído

O tempo de encharque escolhido para realizar as têmperas foi de 2 horas e meia, pois foi necessário considerar toda a massa do carvão e da caixa. Como os aços estudados possuem elementos de liga, não há grandes problemas em utilizar tempos de encharque maiores que o ideal. Todas as alterações e ajustes realizados até acertar a

eficiência da têmpera foram as principais dificuldades enfrentadas em relação a esse tratamento.

Tanto o aço *Superclean* quanto os aços SAE 5160 e SAE 6140 possuem faixas de austenitização bastante parecidas, sendo que a temperatura de 880°C coloca os três aços na condição austenítica. Porém, como a temperatura do aço não pode estar abaixo desse valor no momento exato em que se inicia o resfriamento no óleo de têmpera, recomenda-se um acréscimo na temperatura do forno para compensar as trocas de calor que ocorrem entre o momento que a peça é retirada do forno até ser submetida ao banho de têmpera. A temperatura utilizada foi de 900°C.

Em relação ao tratamento térmico convencional de revenido, consultando empresas do ramo de aço mola constatou-se que a dureza alcançada após esse tratamento fica entre 42 e 48 HRC. Desta forma, os primeiros tratamentos de revenido foram realizados variando seus parâmetros até atingir a diminuição na dureza desejada do aço temperado. Só depois de acertar os parâmetros desse tratamento é que se iniciaram os ciclos de tratamentos térmicos dos corpos de prova a serem ensaiados.

Após diversos testes com amostras temperadas variando temperatura e tempo de revenimento, os parâmetros definidos para o tratamento de revenido foram realizar sem rampa de aquecimento, partindo do forno quente, seguido de patamar de 500°C durante 15 minutos (considerando termopar na carga). O resultado foi que a dureza média caiu de 62 para 45 HRC, dentro do intervalo almejado. Os resfriamentos foram realizados sob ar forçado utilizando um ventilador, conforme representado na Figura 22.



Figura 22 - Resfriamento sob ar forçado após tratamento de revenido

4.3. Tratamentos térmicos em forno a vácuo

Os tratamentos térmicos em forno a vácuo foram realizados no Instituto de Metais e Tecnologia (IMT) durante o período de estágio de pesquisa na Eslovênia. Como esse projeto envolveu o estudo de tenacidade à fratura, apenas os respectivos corpos de prova foram tratados a vácuo, sendo que tanto a têmpera quanto o revenido

foram realizados após a confecção das pré-trincas. A Figura 23 apresenta o forno utilizado para esses tratamentos.



Figura 23 - Forno a vácuo

Existem algumas vantagens que os tratamentos térmicos a vácuo apresentam em relação aos tratamentos realizados de forma convencional, principalmente devido ao controle da atmosfera interna, que garante proteção às superfícies dos aços frente à oxidação e à descarbonetação. Desta forma, cerca de 12 corpos de prova puderam ser tratados em cada vez. A Figura 24 ilustra a estrutura utilizada para suportar as amostras durante os tratamentos térmicos. Além disso, dentro de um corpo de prova foi inserido um termopar para acompanhar a temperatura durante todo o processo, permitindo que o sistema controlador do forno executasse os comandos programados.



Figura 24 - Fixação dos corpos de prova no interior do forno a vácuo

Todos os parâmetros dos tratamentos a vácuo foram definidos visando atingir valores de dureza semelhantes aos obtidos com os tratamentos térmicos convencionais, descritos no tópico anterior. Em outras palavras, as durezas dos aços mola temperados e revenidos deveriam estar entre 42 e 48 HRC. Assim, as têmperas do aço SAE 5160 foram realizadas mantendo as amostras em 910°C durante 30 minutos e, em seguida, o resfriamento ocorreu com fluxo de gás N₂ a 60°C soprado à pressão de 5 bar. O sistema de controle do forno permitiu registrar o tempo necessário para resfriar as amostras de 800°C até 500°C e, para as têmperas realizadas nos ciclos A', B', C', D' e E', a média foi de 35 segundos.

Os tratamentos térmicos de revenido foram realizados mantendo as amostras em 375°C durante 1 hora. Já para o aço *Superclean*, as têmperas foram realizadas com temperatura de austenitização de 870°C, mantida por 10 minutos e, em seguida, resfriamento semelhante ao aplicado com o aço SAE 5160. Os revenidos do aço *Superclean* foram realizados à 475°C durante 1 hora. Esses parâmetros permitiram alcançar a faixa de dureza almejada após revenido, para ambos os aços.

4.4. Tratamento criogênico

O tratamento criogênico utilizou um *dewar* cilíndrico com diâmetro interno aproximado de 145 mm e profundidade aproximada de 460 mm. Na tampa deste recipiente há um suporte, especificamente um cesto feito com aço inox austenítico, material resistente às baixas temperaturas do banho criogênico, para abrigar os corpos a serem submetidos ao tratamento. Esse cesto soldado na tampa e o *dewar* estão representados na Figura 25.



Figura 25 - Dewar e suporte interno para banho criogênico

Os corpos de prova foram colocados no cesto anexado à tampa do *dewar* e mergulhados no nitrogênio líquido. Procedimentos semelhantes foram aplicados para os tratamentos criogênicos realizados no IMT. Assim, as amostras ficaram mantidas na temperatura do nitrogênio líquido (inferior a 195°C negativos) em durações especificadas em cada ciclo: 30 minutos para o ciclo B', 2 horas para os ciclos C' e B, 12 horas para o ciclo D' e 24 horas para o ciclo E'.

4.5. Ensaios de Dureza

Para cada medida de dureza realizada, o corpo de prova foi corretamente posicionado (com suporte, quando peças cilíndricas) e o identador correspondente à escala de dureza que se pretendia medir (escala Rockwell C quando o aço está no seu estado beneficiado) realizou a carga sobre o material. Os resultados foram obtidos pelo programa computacional da própria máquina, sendo realizadas seis medidas de dureza para cada corpo de prova, onde cada medida ocorreu em região diferente no corpo de prova a fim de aproximar com maior precisão à real dureza do material. A Figura 26 representa o procedimento para o ensaio descrito.

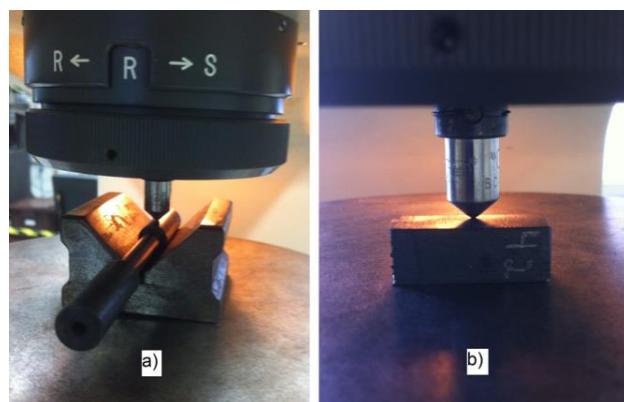


Figura 26 - Ensaios de dureza a) com suporte; b) sem suporte

4.6. Ensaios de Impacto

A norma internacional encarregada de padronizar os ensaios de impacto é a ASTM E23-94A, aplicada a materiais metálicos. (GARCIA; SPIM; SANTOS, 2000). Os ensaios realizados foram do tipo Charpy do entalhe em “V” com corpo de prova do tipo A, ensaiados em temperatura ambiente. Foram utilizados 5 corpos de prova para calcular a média e o desvio padrão em cada situação de ciclo térmico (ciclos A e B) para cada um dos três aços: SAE 5160, SAE 6140 e *Superclean*. A Figura 27 ilustra a fixação do corpo de prova para ocorrer o ensaio, indicando a superfície que sofre o impacto.



Figura 27 - Fixação do corpo de prova no ensaio de impacto Charpy

4.7. Ensaios de Tração

Os ensaios de tração foram realizados para determinar os limites de resistência à tração, que servem de base para escolher os níveis de tensão alternada nos ensaios de fadiga. Sendo assim, foram utilizados 10 corpos de prova de tração do aço SAE 5160 para analisar as condições de tratamento térmico dos ciclos A e B. Uma máquina com controle de carga axial foi utilizada e os valores obtidos no decorrer de cada ensaio foram registrados pelo programa computacional da própria máquina. Antes de ocorrer os ensaios foi necessária uma preparação dos corpos de prova, onde todos foram lixados para retirar da área útil uma camada superficial escura, decorrente dos tratamentos térmicos. Com as amostras lixadas, marcaram-se três intervalos de mesmo comprimento em diferentes posições na região crítica de solicitação mecânica. A Figura 28 representa as principais etapas desse ensaio, que seguiu a norma ASTM E8M.

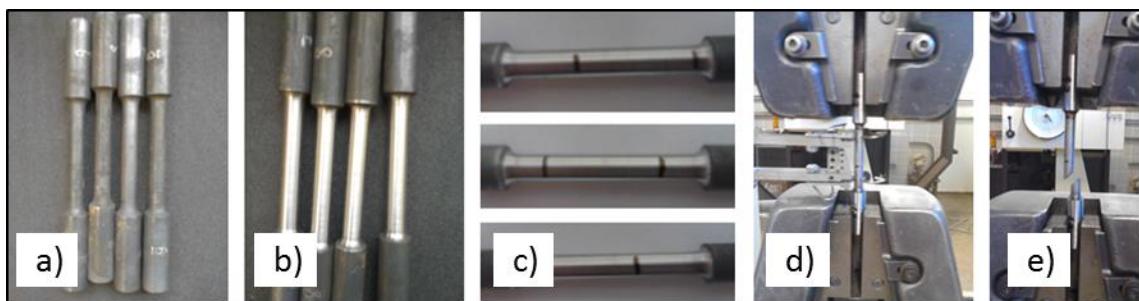


Figura 28 - Corpos de prova de tração em diferentes etapas: a) após sofrerem tratamentos térmicos; b) após serem lixados; c) marcados; d) acoplado na máquina de ensaio; e) após ensaio

4.8. Ensaios de Fadiga

Os ensaios de fadiga foram realizados em uma máquina que possui um sistema de aplicação de cargas, que permite alterar a intensidade e o sentido do esforço, além de um contador de número de ciclos. Desta forma, os ensaios ocorreram ao ar e à temperatura ambiente, sob controle da amplitude de tensão em carregamento axial e segundo a norma ASTM E466, utilizando um sistema servo-hidráulico de ensaios MTS 810, sob razão de carga $R = -1$, i.e., tração-compressão alternadas aplicadas segundo um padrão senoidal, na frequência de 30Hz.

A metodologia empregada para levantar o comportamento do material em fadiga foi a tensão-vida (curva de Wöhler), sendo que a análise estatística dos resultados foi conduzida conforme a técnica de linearização de dados S-N, onde S (amplitude da tensão alternada) é a variável independente (controlada) e N (número de ciclos necessários para falhar) a variável dependente (aleatória), de acordo com a norma ASTM E468.

Esse estudo de fadiga foi aplicado com os aços SAE 5160 e 6140 e foram necessários 40 corpos de prova de cada aço para analisar os ciclos térmicos A e B. Desta forma, 20 corpos de prova foram utilizados em cada condição aço/ciclo térmico e ensaiados em cinco diferentes níveis de amplitude constante de tensão, perfazendo

assim 4 corpos de prova para cada nível. Esse número satisfaz plenamente as exigências estabelecidas quanto à amostragem para fins de análise estatística dos resultados de ensaios de fadiga, segundo a norma ASTM E739. A combinação entre a quantidade de corpos de prova e o número de níveis de amplitude constante de tensão, estimada para o levantamento da curva S-N, fornece uma porcentagem de “replicação” de 75%, equação 6, que supera os intervalos mínimos estabelecidos na norma para estudos preliminares e exploratórios, bem como para ensaios de pesquisa e desenvolvimento em fadiga dos materiais, apresentando resultados de projeto confiáveis.

$$\%Replicação = 100 \left(1 - \frac{NT}{NCP} \right) = 100 \left(1 - \frac{5}{20} \right) = 75\% \quad (6)$$

sendo: NT = Número de níveis de tensão;

NCP = Número total de corpos de prova.

Para iniciar os ensaios de fadiga, o primeiro nível de tensão alternada foi escolhido com base nos resultados obtidos nos ensaios de tração. Os demais níveis foram escolhidos sempre com base nos resultados obtidos com o nível do ensaio anterior, visando construir o gráfico de fadiga no intervalo de vida de 10^3 a 10^6 ciclos. Como os resultados de tração foram obtidos apenas com o aço SAE 5160, esses valores também serviram de base para escolher o primeiro nível de tensão alternada para o aço SAE 6140, tendo em vista que ambos possuem mesma aplicação e, portanto, devem apresentar comportamentos mecânicos parecidos. Sendo assim, os ensaios de fadiga foram realizados com o aço 6140 somente após obter as curvas de Wöhler do aço 5160, que serviram de referências.

Outro cuidado adotado para obter resultados confiáveis nos ensaios de fadiga foi em relação ao acabamento superficial do corpo de prova imediatamente antes de se iniciar os ensaios. Como pequenas falhas superficiais podem funcionar como pontos de nucleação de trincas, elas devem ser evitadas para que o estudo da fadiga do material esteja relacionado apenas às propriedades mecânicas obtidas com os tratamentos térmicos. Com isso, a área útil de cada corpo de prova foi lixada após o término dos ciclos térmicos e antes de realizar os ensaios. Uma atenção especial foi dedicada nesta etapa para melhorar o acabamento superficial, de forma que foram utilizadas lixas desde a *mesh* 220 até a *mesh* 2000. Esse procedimento foi realizado em um torno. Um óleo mineral foi passado na superfície lixada para que não se oxidasse até a realização do ensaio. Esses cuidados e o ensaio estão representados na Figura 29.



Figura 29 - Principais etapas do ensaio de fadiga: a) lixar área útil do corpo de prova; b) proteger o corpo de prova contra oxidação; c) máquina de ensaio de fadiga

4.9. Medição de K_{Ic} utilizando a metodologia aplicada no IMT

A medida de tenacidade à fratura (K_{Ic}) foi realizada a partir de ensaio de tração simples, porém, antes desse ensaio, foi necessário originar uma pré-trinca em cada corpo de prova. Para realização desta etapa foi utilizado um sistema sugerido pelo Dr. Vojteh Leskovšek e apresentado na Figura 30.

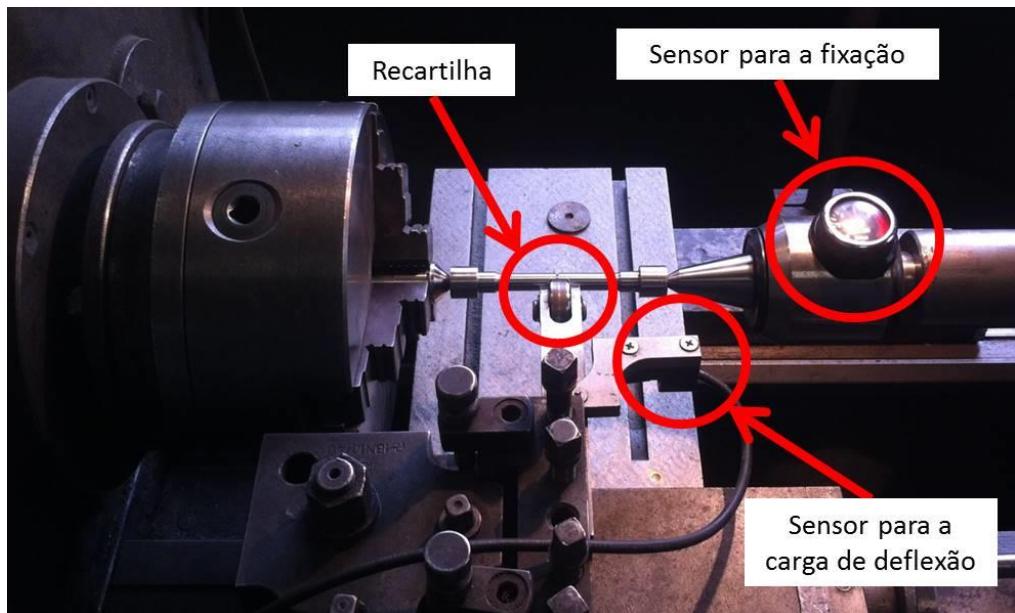


Figura 30 - Sistema utilizado confeccionar a pré trinca nos corpos de prova

Nesse sistema, o corpo de prova é fixado em um torno, enquanto que uma recartilha encosta exatamente na região do entalhe promovendo uma deflexão no corpo de prova. Desta forma, o torno é ligado de modo a aplicar uma rotação de 1180 RPM no corpo de prova. A flexão em combinação com a rotação promove a trinca por fadiga.

Conforme a Figura 30 apresenta, um sensor é utilizado para mostrar a carga aplicada na fixação entre pontas do corpo de prova no torno. Para essa carga, o valor sugerido pelos pesquisadores do IMT é de 3,5 kN.

Outro sensor de carga compressiva foi conectado na recartilha para registrar de modo instantâneo os esforços de deflexão que o corpo de prova é submetido enquanto está em rotação. Um visor digital ficou conectado neste sensor e os valores de carga fletiva foram plotados em um gráfico versus tempo, sendo todos esses dados armazenados no computador. Esse sistema de acompanhamento instantâneo que permite salvar os dados está apresentado na Figura 31.

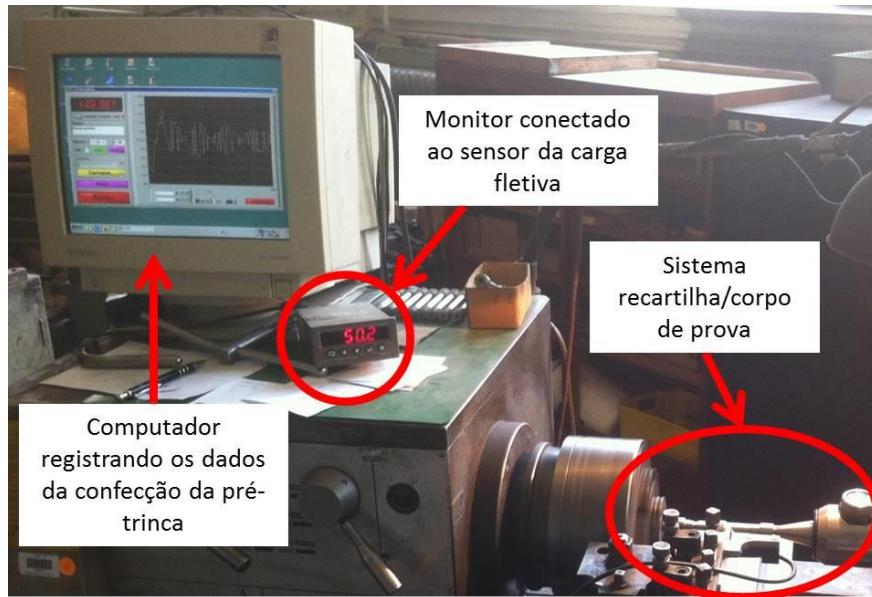


Figura 31 - Sistema digital utilizado para monitoramento da confecção da pré trinca

Embora não existam grandes dificuldades para gerar a pré trinca, um cuidado muito importante foi aplicado sobre a forma como a recartilha toca no corpo de prova, pois ambos devem estar alinhados com relação ao entalhe. A Figura 32a mostra como a recartilha deve tocar o corpo de prova, provocando uma marca simétrica na região do entalhe, conforme pode ser observada na Figura 32b. Essa marcação ocorreu devido a utilização de um óleo lubrificante aplicado na superfície da recartilha.



Figura 32 - a) recartilha tocando o corpo de prova; b) corpos de prova marcados após a confecção das pré trincas

Em resumo, essa técnica alternativa de medir a tenacidade à fratura consiste em: confeccionar a pré trinca, aplicar os tratamentos térmicos, realizar os ensaios de tração e, por fim, analisar a superfície de fratura para utilizar a equação (3). Os ensaios de tração foram realizados com velocidade de deslocamento de 1,0 mm/min e dois suportes, adaptados especialmente para fixar os corpos de prova, foram utilizados para garantir o carregamento axial. Essa etapa está representada na Figura 33. Durante o

ensaio de tração, os dados de tensão e deformação foram registrados, pois a relação entre essas duas variáveis deve ser linear (elástica) e, além disso, a carga máxima atingida quando ocorre a fratura também é utilizada nos cálculos da tenacidade à fratura.

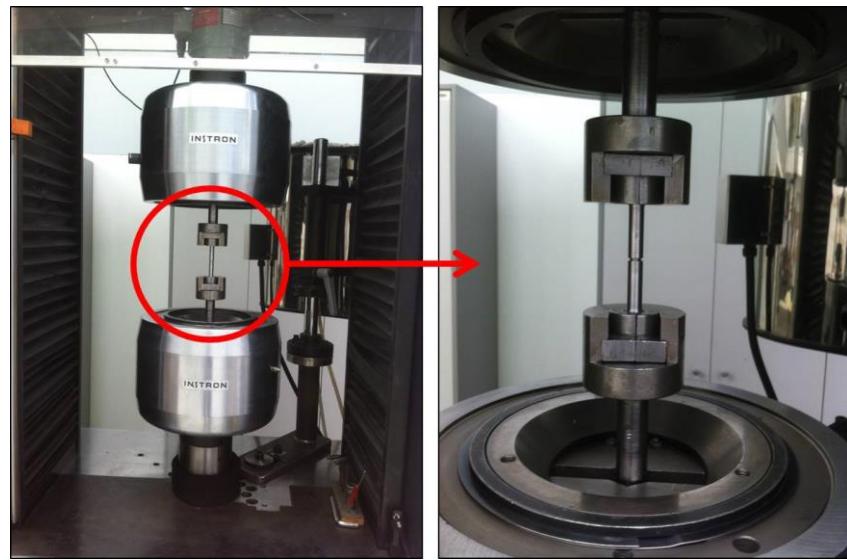


Figura 33 - Ensaio de tração utilizado para medir a tenacidade à fratura

Os diâmetros da superfície de fratura foram medidos em um microscópio óptico, no qual havia uma câmera e dois micrômetros conectados para facilitar as medições. Com isso, a análise da fratura ocorreu conforme demonstrado pela Figura 34, de modo que o valor final de cada diâmetro resultou da média entre as medidas vertical e horizontal.

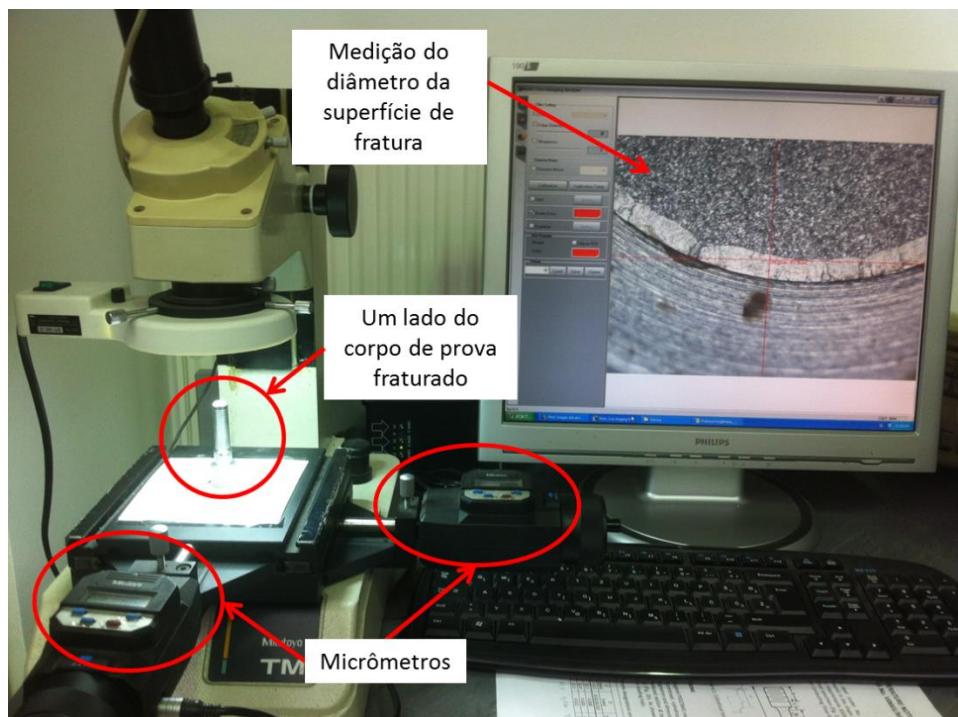


Figura 34 - Medição dos diâmetros na superfície de fratura

É importante destacar que os tratamentos térmicos finais foram realizados após a confecção da pré trinca e antes do ensaio de tração. Porém, antes que esse procedimento padrão fosse aplicado em todos os corpos de prova, alguns testes iniciais foram necessários para definir os parâmetros, característicos de cada aço, para a confecção da pré trinca: a carga de deflexão e o tempo que esta carga é aplicada enquanto o corpo de prova está em rotação. Esses testes iniciais se basearam nos parâmetros frequentemente utilizados no IMT com aços de aplicação semelhante. Como os tratamentos térmicos não influenciam no tamanho das trincas, os corpos de prova utilizados para confeccionar essas pré trincas testes seguiram diretamente para os ensaios de tração e, após, análise da fratura. Esses procedimentos se repetiram até alcançar tamanho de trinca entre 0,5 mm e 0,2 mm.

Para o aço SAE 5160, os parâmetros escolhidos na primeira tentativa foram 588 N aplicados durante 5 minutos, mas o tamanho da pré trinca resultante foi de 1,7 mm, fora da faixa recomendada. Um segundo teste foi realizado com 490 N e 5 minutos, mas a pré trinca foi de 0,8 mm. Por fim, os parâmetros aplicados no terceiro teste e que resultaram um tamanho satisfatório de trinca foram 490 N e 4 minutos (a pré trinca obtida foi de 0,4 mm). Esses parâmetros foram aplicados nos demais corpos de prova do aço SAE 5160. As superfícies de fratura desses testes preliminares estão apresentadas na Figura 35.

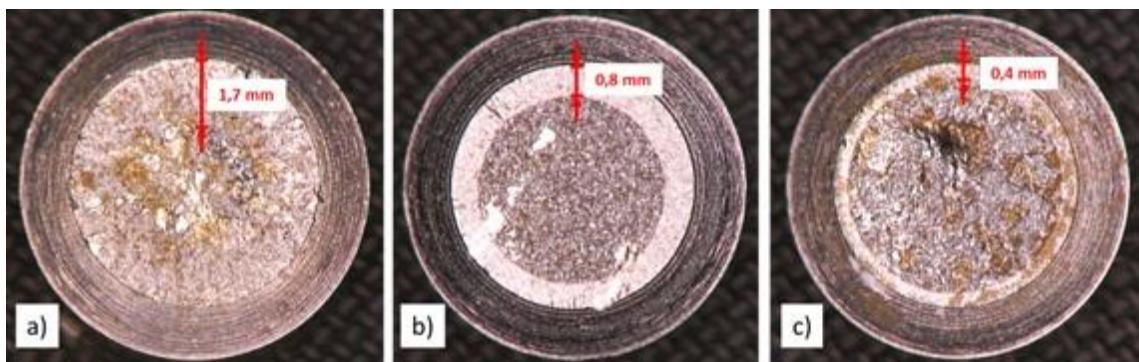


Figura 35 - Superfícies de fratura dos testes preliminares: a) 588 N aplicados durante 5 minutos; b) 490 N aplicados durante 5 minutos; c) 490 N aplicados durante 4 minutos

Procedimentos similares foram utilizados para definir os parâmetros do aço *Superclean* e os valores satisfatórios foram 580 N e 5 minutos.

4.10. Metalografia, fractografia e difractometria

A metalografia, fractografia e difractometria foram realizadas reaproveitando os corpos de prova dos ensaios de tenacidade à fratura, ou seja, ciclos térmicos A', B', C', D' e E'. As amostras analisadas foram escolhidas de acordo com os resultados de K_{IC} para os valores de máximo e de mínimo em cada ciclo térmico, para cada aço.

A fractografia foi realizada em um microscópio eletrônico de varredura (MEV) da marca JEOL, modelo JSM-6500F. A preparação de cada amostra partiu de corte realizado em 5 mm abaixo da superfície de fratura e, em seguida, colocada em acetona e

submetida em ultrassom por 10 minutos. A Figura 36 apresenta os detalhes dessa preparação e o microscópio utilizado para complementar o estudo de falhas.

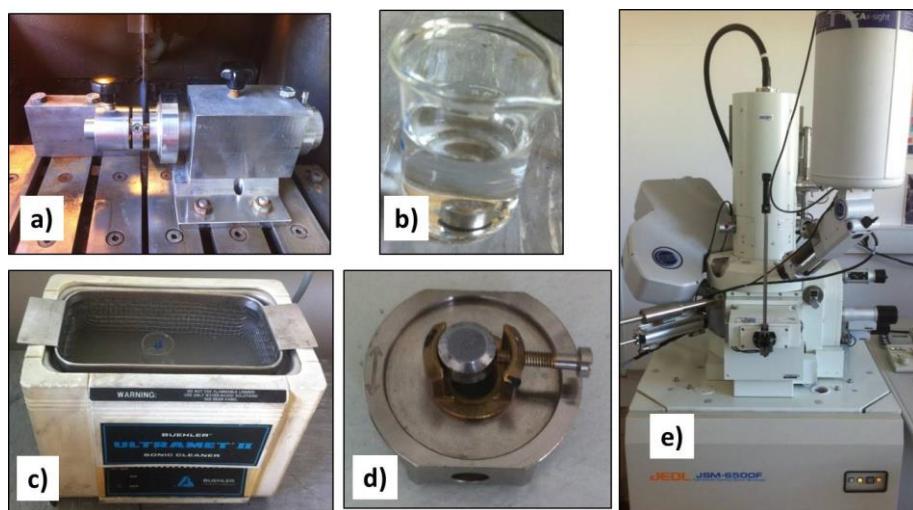


Figura 36 - Preparação das amostras de fractografia: a) corte; b) amostras em acetona; c) ultrassom; d) amostra fixada no suporte apropriado; e) microscópio eletrônico de varredura (MEV)

As microestruturas foram analisadas em um microscópio óptico conectado a um software que permitiu salvar as imagens. Os corpos de prova fraturados foram cortados novamente e as amostras foram embutidas em baquelite utilizando uma máquina apropriada. Em seguida, as amostras foram lixadas em outra máquina com lixas de 220, 500, 800 e 1200 *mash*. A etapa final de preparação dessas amostras consistiu em polimento feito à mão. A Figura 37 apresenta esses procedimentos preparatórios para realizar a metalografia.

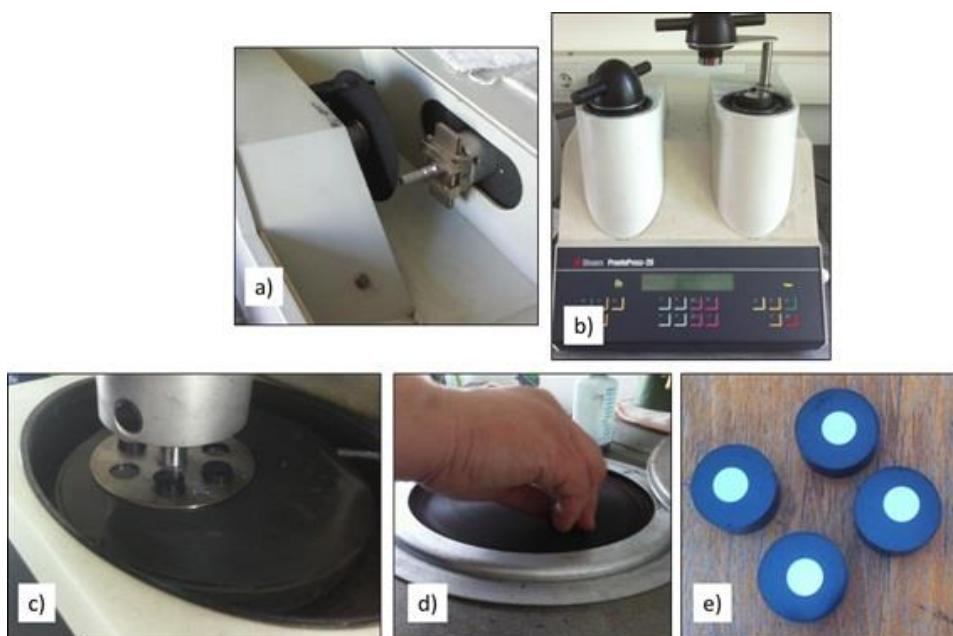


Figura 37 - Preparação das amostras para análises metalográficas: a) corte; b) máquina onde as amostras foram embutidas em baquelite; c) máquina para lixar as amostras; d) polimento realizado à mão; e) amostras prontas

Para possibilitar novas análises após o período de intercâmbio na Eslovênia, os corpos de prova que não passaram por fractografia ou metalografia foram protegidos contra corrosão com um laquê especial espirrado nas superfícies de fratura e guardados em um suporte de isopor. Esses cuidados, que estão representados pela Figura 38, possibilitaram que as amostras fossem enviadas para o Brasil, permitindo a continuação do trabalho.

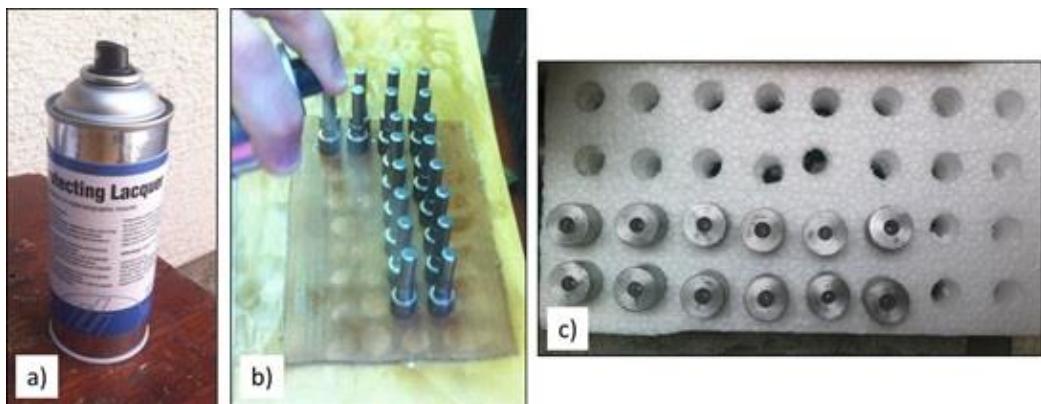


Figura 38 - Procedimentos para proteger as superfícies de fratura: a) verniz de proteção contra corrosão; b) aplicação do verniz nas superfícies de fratura; c) corpos de prova guardados no suporte de isopor

Assim, ensaios de difractometria, para medição de austenita retida, e novas análises de fractografia foram realizadas durante o estágio, na empresa Villares Metals. A repetição dos ensaios na superfície de fratura ocorreu com procedimentos e em equipamento semelhantes aos que foram empregados no IMT. Entretanto, essa nova análise da fratura, realizada nos laboratórios de Pesquisa e Desenvolvimento da Villares permitiu alcançar resultados importantes, pois tomou como base os resultados acumulados durante o período de intercâmbio e, assim, complementaram as conclusões.

Por fim, a utilização de um difractômetro de raios X permitiu a medição do teor de austenita retida das amostras dos ciclos térmicos A' ($T' + R'$), B' ($T' + C_{0,5H} + R'$), C' ($T' + C_{2H} + R'$), D' ($T' + C_{12H} + R'$) e E' ($T' + C_{24H} + R'$). A Figura 39 representa esse ensaio, onde as amostras são corretamente posicionadas e, ao iniciar o ensaio, são expostas a uma radiação X monocromática, enquanto que o aparelho determina os ângulos nos quais ocorre a difração. Na medida em que o contador se move a uma velocidade angular constante, um registrador plota automaticamente a intensidade do feixe difratado e, ao comparar com um padrão para medição de austenita retida, obtém-se os resultados.

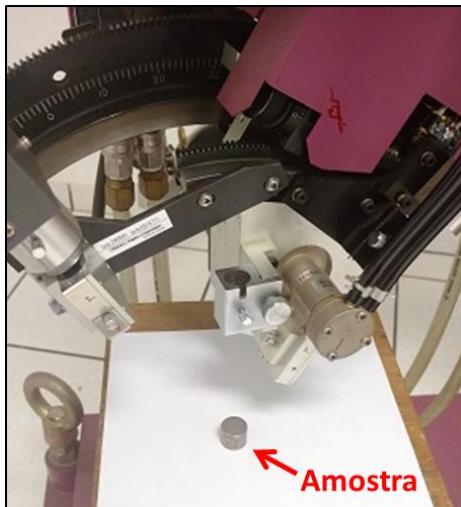


Figura 39 - Ensaio de medição de austenita retida

5. Resultados e Discussões

Os resultados que serviram como ponto de partida do presente trabalho foram obtidos por meio de análises químicas sobre os aços estudados, tornando conhecida a composição de cada aço e permitindo comparar com os intervalos nominais. A Tabela 4 apresenta a porcentagem de cada elemento nos aços SAE 5160, SAE 6140 e *Superclean*, valores estes compatíveis com a classificação desses aços.

Tabela 4 - Resultados da análise química

Aços Mola	Elementos (% em peso)										
	C	Mn	P	S	Si	Cr	Al	Mo	Ni	Cu	V
SAE 5160	0.59	0.80	0.007	0.011	0.26	0.74	0.021	0.04	0.09	0.19	0.003
SAE 6140	0.41	0.86	0.017	0.008	0.22	0.96	0.012	0.03	0.04	0.17	0.15
<i>Superclean</i>	0.54	0.97	0.012	0.007	0.33	1.14	0.006	0.05	0.17	0.17	0.17

A composição química está diretamente relacionada com as propriedades que o material apresenta. Em se tratando de aço, o teor de carbono (C) representa o fator principal a ser conhecido, sendo que quanto maior for esse teor, maiores valores de dureza podem ser atingidos. Sua presença somada a de outros elementos de liga aumenta a capacidade de proporcionar uma maior profundidade de têmpera, pois dificulta a formação de produtos de transformação (perlita, ferrita e cementita). Os aços SAE 5160 e *Superclean* apresentaram teores próximos de carbono, enquanto que o SAE 6140 apresentou um teor consideravelmente menor. Contudo, o aço SAE 5160 apresentou uma porcentagem de cromo (Cr) menor que o aço SAE 6140.

O elemento cromo é importante para aumentar a temperabilidade, bem como o manganês (Mn). Assim, o aço *Superclean* pode apresentar maior capacidade de proporcionar uma profundidade de têmpera que os demais. Outro elemento químico que pode ser destacado na Tabela 4 é o vanádio (V), que está presente em quantidades

parecidas nos aços 6140 e *Superclean*. Esse elemento é um importante formador de carbonetos e promovedor de refino de grão.

Por fim, cabe destacar também que os teores de fósforo (P) e enxofre (S) do aço *Superclean* não foram consideravelmente inferiores aos apresentados pelos aços convencionais. Desta forma, a adoção do nome “*Superclean*” pela empresa fabricante pode estar relacionada aos processos aplicados no controle da morfologia e da dispersão de inclusões não metálicas, mas não na quantidade dessas inclusões. Os processos de produção foram mantidos em sigilo industrial.

A partir da composição química obtida e analisada, os demais resultados alcançados por meio de ensaios mecânicos podem ser correlacionados com as influências proporcionadas por seus elementos de liga.

5.1. *Ensaios de dureza*

Os resultados obtidos com os testes de dureza foram fundamentais para investigar a influência dos tratamentos térmicos. Após a etapa de usinagem dos corpos de prova, antes de se iniciarem os tratamentos térmicos de interesse do presente trabalho, a dureza dos três aços estava abaixo de 90 HRB, fora da escala Rockwell C. Então, após a têmpera, que é o primeiro tratamento térmico de cada ciclo e tem por finalidade melhorar as propriedades mecânicas e principalmente aumentar a dureza, os valores obtidos foram superiores a 60 HRC. A Tabela 5 apresenta a média, juntamente com seu respectivo desvio padrão, obtida com as medidas de dureza realizadas imediatamente após cada tratamento térmico (têmpera e revenido convencionais e tratamento criogênico com duração de 2 horas).

Tabela 5 - Resultados de dureza obtidos com os tratamentos térmicos convencionais e com o tratamento criogênico realizado por 2 horas

Após Tratamento(s) Térmico(s)	Média e Desvio Padrão da Dureza (HRC)		
	Aço SAE 5160	Aço SAE 6140	Aço <i>Superclean</i>
Têmpera	62,93 +/- 1,83	63,66 +/- 1,65	63,73 +/- 1,24
Têmpera + Criogênico (2h)	63,98 +/- 1,72	66,05 +/- 1,79	66,14 +/- 1,30
Têmpera + Revenido	45,12 +/- 1,76	45,85 +/- 1,82	45,62 +/- 1,13
Têmpera + Criogênico (2h) + Revenido	46,73 +/- 1,80	46,86 +/- 1,63	46,54 +/- 1,21

Analizando esses resultados, pode-se destacar, primeiramente, que esta esperada diminuição na dureza ocorrida após o revenido é decorrente da perda de tetragonalidade da martensita e da precipitação de carbonetos, permitindo que a dureza ficasse dentro do intervalo projetado, conforme as aplicações encontradas industrialmente para esses aços mola no estado temperado e revenido.

De um modo geral, os valores obtidos para cada aço ficaram muito próximos. Ao analisar a influência do tratamento criogênico, que é um dos principais objetivos desse trabalho, é possível destacar um ligeiro aumento na dureza em comparação com os valores obtidos após a têmpera (comparando a segunda linha com a primeira linha de valores da Tabela 5). Essa variação foi significativa para os aços SAE 6140 e

Superclean. Em termos percentuais, os ganhos na dureza foram de 3,75% e 3,78%, respectivamente para esses dois aços, enquanto que o aço SAE 5160 registrou um aumento de apenas 1,66%. Porém, é importante ressaltar que, ao considerar os desvios padrões, os resultados de dureza praticamente não apresentaram variações significativas, pois os intervalos representados pelas barras de erros se interceptam entre todos os casos. A Figura 40 apresenta um gráfico comparativo para os valores de dureza obtidos após a têmpera e após o tratamento criogênico, para os três aços.

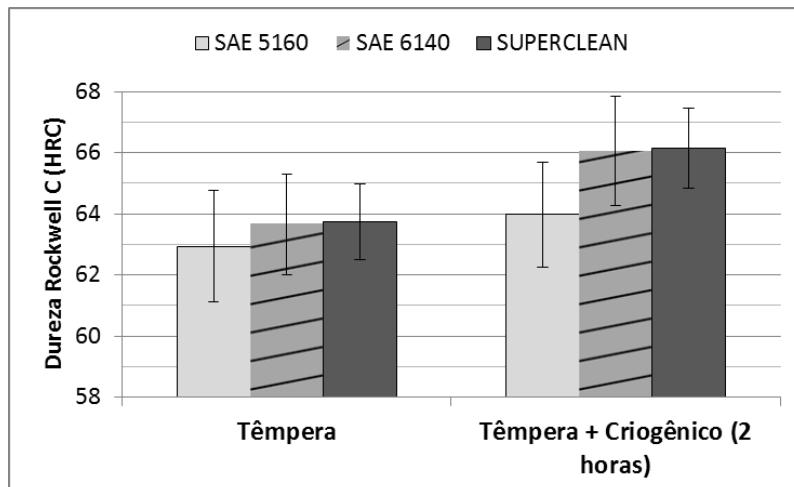


Figura 40 - Gráfico das medidas de dureza para análise da influência do tratamento criogênico

Os resultados finais para a dureza de cada ciclo térmico estão apresentados na Tabela 6. De um modo geral, todos os ciclos apresentaram durezas dentro do intervalo de valores comumente aplicados para os aços mola na indústria automotiva: de 42 até 48 HRC. Outro aspecto importante, que pode ser destacado na Tabela 6, é que os tratamentos térmicos de têmpera e revenido a vácuo (T' e R'), presentes nos ciclos A', B', C', D' e E' proporcionaram uma grande precisão (baixos desvios padrão) nos resultados de dureza do aço *Superclean*. Esse fato se deve à elevada capacidade de controle que o forno a vácuo possibilita durante os tratamentos. Além disso, os cuidados aplicados na produção do aço *Superclean* com relação às inclusões não metálicas também influenciaram na homogeneidade dos resultados, o que explica o fato de o aço SAE 5160 (que não apresenta os mesmos cuidados com inclusões durante a produção) ter apresentado valores maiores de desvio padrão, mesmo utilizando forno a vácuo.

Tabela 6 - Resultados de dureza obtidos com cada ciclo de tratamento térmico estudado

Ciclos de Tratamentos Térmicos	Média e Desvio Padrão da Dureza (HRC)		
	SAE 5160	SAE 6140	Superclean
Ciclo A = T + R	45,12 +/- 1,76	45,85 +/- 1,82	45,62 +/- 1,13
Ciclo B = T + C_{2H} + R	46,73 +/- 1,80	46,86 +/- 1,63	46,54 +/- 1,21
Ciclo A' = T' + R'	43,32 +/- 1,90		45,16 +/- 0,16
Ciclo B' = T' + C_{0,5H} + R'	43,23 +/- 2,43		45,33 +/- 0,33
Ciclo C' = T' + C_{2H} + R'	45,28 +/- 1,39		45,35 +/- 0,29
Ciclo D' = T' + C_{12H} + R'	45,26 +/- 1,31		45,25 +/- 0,27
Ciclo E' = T' + C_{24H} + R'	43,25 +/- 2,71		45,43 +/- 0,29

O gráfico da Figura 41 permite uma análise ilustrativa sobre os valores de dureza obtidos em cada ciclo de tratamento térmico. Em resumo, não houve variação significativa entre os diferentes ciclos, permitindo o estudo comparativo entre os três aços para a influência do tratamento criogênico sobre as demais propriedades mecânicas.

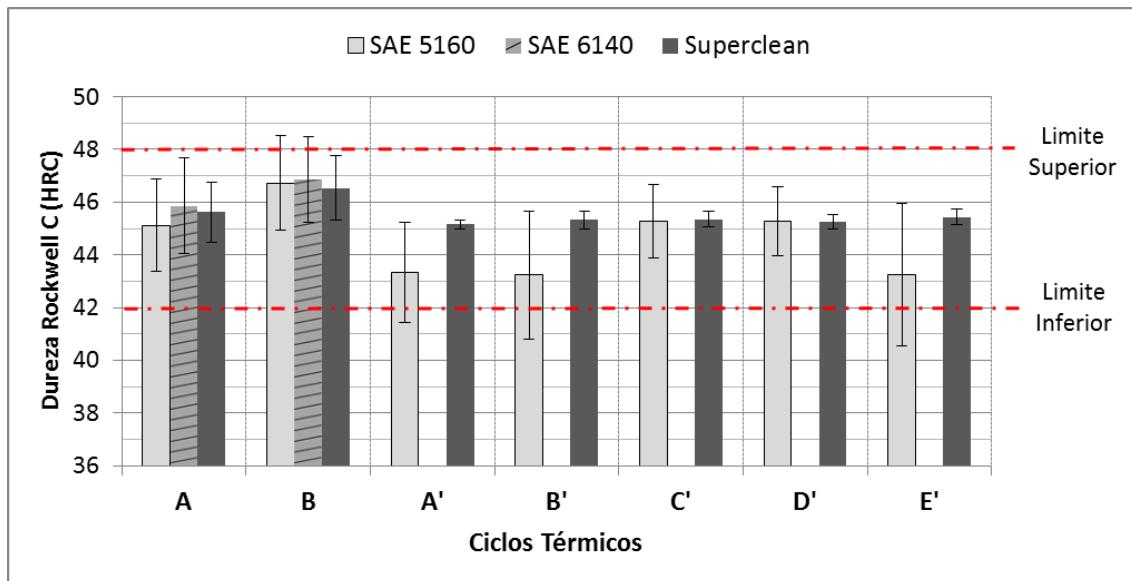


Figura 41 - Gráfico das medidas de dureza obtidas em cada ciclo de tratamento térmico estudado

As linhas traço-ponto indicam os limites inferior e superior para a faixa de dureza que esses aços são comumente utilizados na confecção de molas planas (entre 42 e 48 HRC). Assim, observando o gráfico da Figura 41 é possível destacar que os maiores valores de desvio padrão refletem um risco mais elevado para o não atendimento da dureza desejada, ou seja, pior controle da qualidade. Neste quesito, apenas o aço *Superclean* não extrapolou os limites, pois foi o aço que apresentou menores desvios padrão.

5.2. Ensaios de impacto

Os resultados obtidos com os ensaios de impacto Charpy estão apresentados na Tabela 7. A absorção de energia, calculada a partir da diferença de altura do martelo (pêndulo contínuo) entre o início e o fim do ensaio, é uma medida de tenacidade do material ao sofrer a fratura. Essa energia foi importante principalmente para avaliar e comparar os três aços mola estudados sob as condições de beneficiamento dos ciclos térmicos A e B. Cada média e desvio padrão foram calculados a partir de resultados obtidos com cinco corpos de prova.

Tabela 7 - Resultados obtidos com os ensaios de impacto Charpy

Ciclo de Tratamento Térmico	Média e Desvio Padrão da Energia Absorvida no Impacto (J)		
	Aço SAE 5160	Aço SAE 6140	Aço SUPERCLEAN
Ciclo A = T + R	8,60 +/- 1,12	11,00 +/- 1,20	14,00 +/- 2,00
Ciclo B = T + C ₂ H + R	7,00 +/- 0,80	8,80 +/- 1,84	12,20 +/- 1,12

Analizando esses resultados é possível destacar que tanto o aço SAE 5160 quanto os aços SAE 6140 e *Superclean* apresentaram valores menores de energia absorvida no impacto sob a condição de beneficiamento do ciclo B, no qual ocorreu tratamento criogênico, em comparação com os valores do ciclo A, que ocorreram apenas tratamentos de têmpera e revenido convencionais. As diminuições nos valores dos três aços foram bem parecidas: no SAE 5160 foi de 18,6%, enquanto no SAE 6140 foi de 20% e no *Superclean* foi de 12,9%.

Comparando os resultados entre os três aços, o aço *Superclean* pode ser destacado como a maior resistência ao impacto, seguido do aço SAE 6140 e, por último, o aço SAE 5160. Essa ordem se manteve tanto para o ciclo A, quanto para o ciclo B. O gráfico apresentado na Figura 42 ilustra toda essa análise sobre os três aços em combinação com os dois ciclos térmicos. Porém, novamente é importante se atentar aos intervalos de desvio padrão de cada medida, que ao serem considerados, apenas algumas afirmações podem ser constatadas, enquanto que as demais análises se basearam apenas nas tendências encontradas entre os valores médios. A afirmação principal é que o aço *Superclean* apresentou maior resistência ao impacto que o aço SAE 5160 em ambos os ciclos e maior resistência que o aço SAE 6140 no ciclo B.

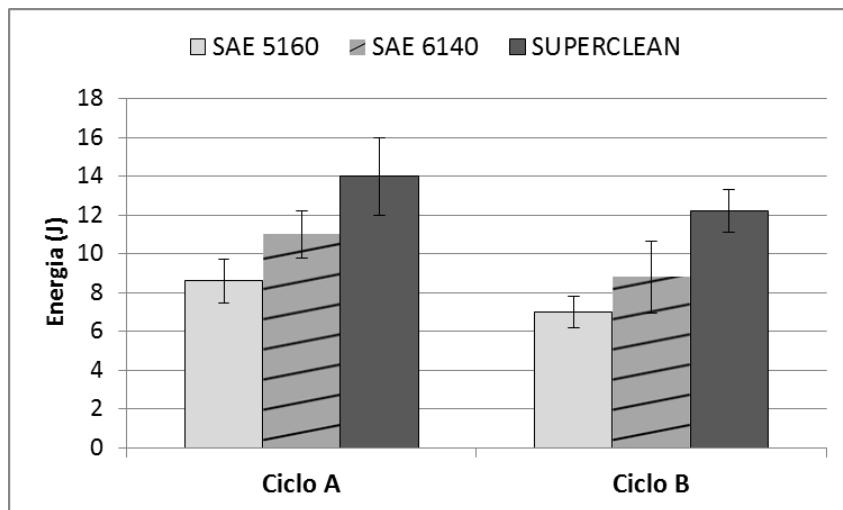


Figura 42 - Gráfico dos resultados de impacto para comparar os ciclos A e B e os diferentes aços.

Essa superioridade de resistência ao impacto apresentada pelo aço *Superclean* com relação aos demais aços demonstra a importância de se ter uma microestrutura com menor quantidade de inclusões, principalmente no caso dos aços mola, em que a resistência ao impacto é fundamental para um ótimo desempenho.

5.3. Ensaios de tração

O interesse, do presente trabalho, em analisar os resultados dos ensaios de tração consistiu em obter os valores de limite de resistência à tração apenas do aço SAE 5160

nas condições de tratamento dos ciclos A e B, e compará-los. Além disso, esses valores serviram como referência para iniciar os ensaios de fadiga (conforme descrito no tópico a seguir). A Tabela 8 apresenta os valores obtidos para cada corpo de prova ensaiado, sendo cinco amostras para cada ciclo térmico, e revela as médias para esses ciclos.

Tabela 8 - Resultados obtidos com os ensaios de tração

Ciclo de Tratamentos Térmicos	Nº do Corpo de Prova	Limite de Resistência a Tração (MPa)	
		Resultado do Corpo de Prova	Média do Ciclo
A = T + R	1	1560,5	1592,47 +/- 24,73
	2	1620,7	
	3	1621,1	
	4	1562,6	
	5	1597,4	
B = T + C ₂ H + R	6	1670,4	1632,16 +/- 17,09
	7	1634,7	
	8	1627,1	
	9	1634,1	
	10	1594,5	

Comparando as duas médias obtidas, pode ser destacado que a condição do ciclo B resultou em maior resistência, em comparação ao ciclo A. Porém, essa diferença foi muito pequena, em termos percentuais foi de 2,5%, e ao considerar os desvios padrão ocorre sobreposição de valores. Mesmo assim, cabe ressaltar que essa tendência observada nos resultados de tração foi oposta àquela que os resultados de impacto apresentaram em relação aos efeitos da criogenia. A Figura 43 representa um gráfico comparativo dos resultados obtidos para o limite de resistência a tração (σ_{ut}) do aço SAE 5160.

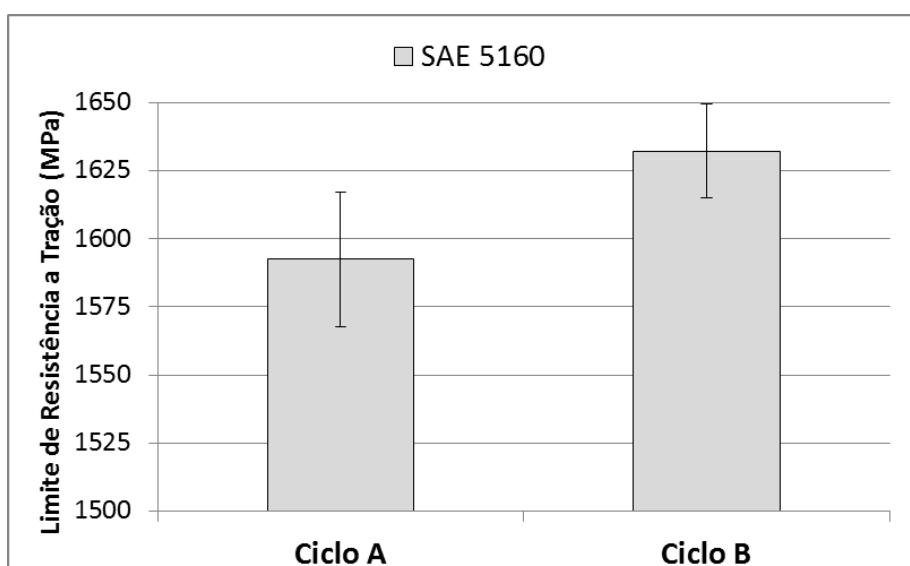


Figura 43 - Gráfico dos resultados de tração nos ciclos A e B para o aço SAE 5160

5.4. Ensaios de fadiga

Os ensaios de fadiga apresentaram alta complexidade na obtenção dos resultados conforme avançaram os ensaios, até produzir as curvas S-N. Esse estudo foi realizado com os aços SAE 5160 e SAE 6140 em dois diferentes ciclos térmicos: A e B. Os níveis de amplitude constante da tensão alternada foram estimados a partir dos resultados obtidos com os ensaios de tração.

Desta forma, foram construídas, inicialmente, as curvas S-N teóricas, a partir dos valores de limite de resistência a tração (σ_u) obtidos para o aço SAE 5160, apresentados no tópico anterior. Essa técnica é muito utilizada em projetos de máquinas, principalmente quando os ensaios de fadiga são inviáveis. Basicamente são empregados fatores de segurança sugeridos na literatura para se calcular a resistência à fadiga do material. (DOWLING, 2007, p.122). Assim, as curvas teóricas do aço SAE 5160 para os resultados de tração dos ciclos A e B foram construídas e estão apresentadas na Figura 44, ambas no mesmo gráfico. Para os valores da resistência à fadiga em 10^3 ciclos, foi utilizado um fator multiplicativo de 0,7. Já para os valores de limite de resistência à fadiga (10^6 ciclos), o fator multiplicativo foi de 0,4. Esses valores seguem o modelo de Shigley e Mischke para materiais metálicos ferrosos.

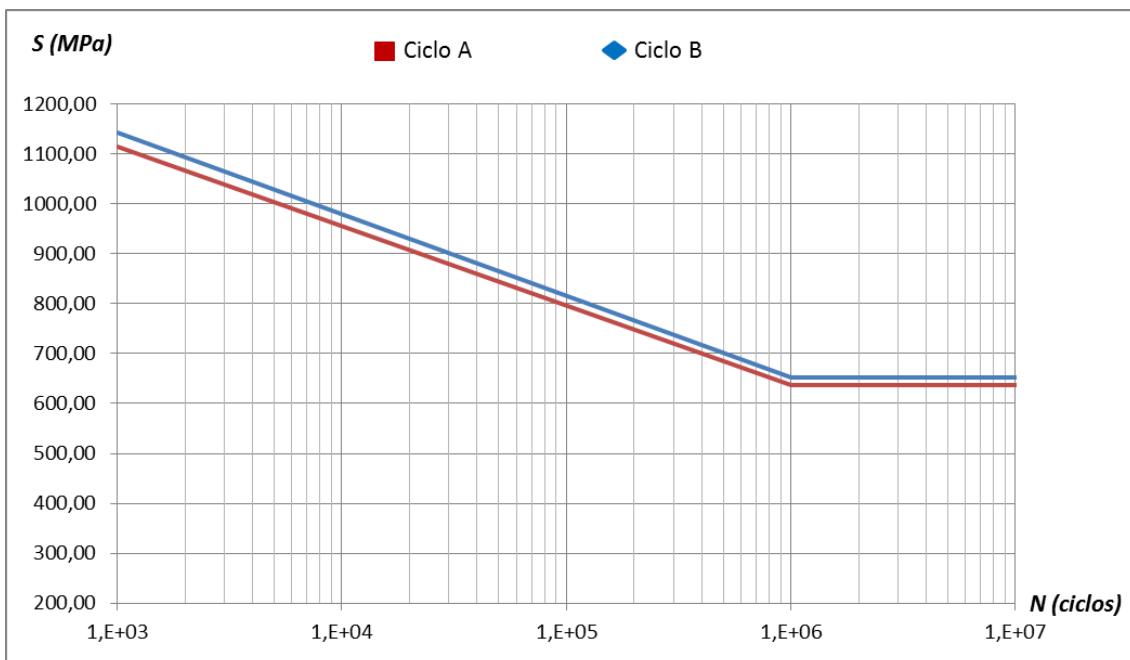


Figura 44 - Curvas S-N teóricas para estudo de fadiga do aço SAE 5160 nas condições dos ciclos térmicos A e B

A curva S-N obtida experimentalmente para o aço SAE 5160 serviu como referência para escolher os níveis de amplitude da tensão para o aço SAE 6140, o que eliminou a necessidade de realizar ensaios de tração com esse material, pois ambos os aços possuem mesma aplicação e, portanto, possuem resistências mecânicas parecidas o suficiente a ponto de garantir palpites confiáveis na escolha dos parâmetros a serem aplicados nos primeiros ensaios de fadiga do SAE 6140.

Os resultados obtidos com os ensaios de fadiga estão apresentados nas Tabelas 9 e 10 para os aços SAE 5160 e SAE 6140, respectivamente. As apresentações desses resultados nas tabelas não indicam necessariamente a ordem em que se ocorreram os ensaios, pois, para não desperdiçar corpos de prova e tempo de uso da máquina de fadiga, as amplitudes de tensão alternada foram escolhidas de forma que as vidas resultantes ficassem dentro do intervalo de 10^3 e 10^6 ciclos. Assim, o desenvolvimento dos ensaios de fadiga ocorreu simultaneamente com a construção de cada curva S-N.

Após alcançar todos esses resultados, as curvas S-N foram finalizadas e estão apresentadas nas Figuras 45 e 46 para os aços SAE 5160 e SAE 6140, respectivamente. Os valores da vida em fadiga apresentados nas tabelas com um asterisco e nos gráficos com uma seta significam que ocorreu *run out*, ou seja, o ensaio foi finalizado sem que o corpo de prova tivesse rompido, pois já havia atingido (ou estava próximo de atingir) 10^6 ciclos. Esses resultados de *run out* são importantes para construir as curvas S-N, pois é recomendado que pelo menos um corpo de prova alcance vida infinita (igual ou maior que 10^6 ciclos) quando se estuda fadiga com o método tensão-vida para altos ciclos.

Tabela 9 - Resultados obtidos com os ensaios de fadiga do aço SAE 5160 nas condições dos ciclos térmicos A e B

Aço SAE 5160			
Ciclo A		Ciclo B	
Tensão Alternada (MPa)	Vida (nº de ciclos)	Tensão Alternada (MPa)	Vida (nº de ciclos)
1073,5	1,3E+03	979,3	5,2E+02
1073,5	1,6E+03	979,3	1,3E+04
1073,5	1,0E+03	979,3	1,3E+04
1073,5	9,8E+02	979,3	4,4E+03
979,4	9,2E+03	816,1	2,7E+04
979,4	1,5E+04	816,1	4,0E+04
979,4	9,6E+03	816,1	2,0E+04
979,4	3,0E+03	816,1	6,1E+04
805,8	3,4E+04	693,7	2,6E+04
805,8	4,9E+04	693,7	2,1E+05
805,8	4,8E+04	693,7	2,3E+05
805,8	2,4E+05	693,7	1,0E+05
695,9	1,1E+05	600,0	1,3E+05
695,9	3,9E+04	600,0	9,9E+04
695,9	5,1E+04	600,0	2,1E+05
695,9	1,3E+05	600,0	1,2E+05
600,0	9,0E+04	536,7	4,5E+04
600,0	2,4E+05	536,7	9,9E+05
600,0	2,8E+05	536,7	* 1,0E+06
600,0	* 1,0E+06	536,7	* 1,0E+06

* Run Out: o corpo de prova não rompeu até um milhão de ciclos (vida infinita)

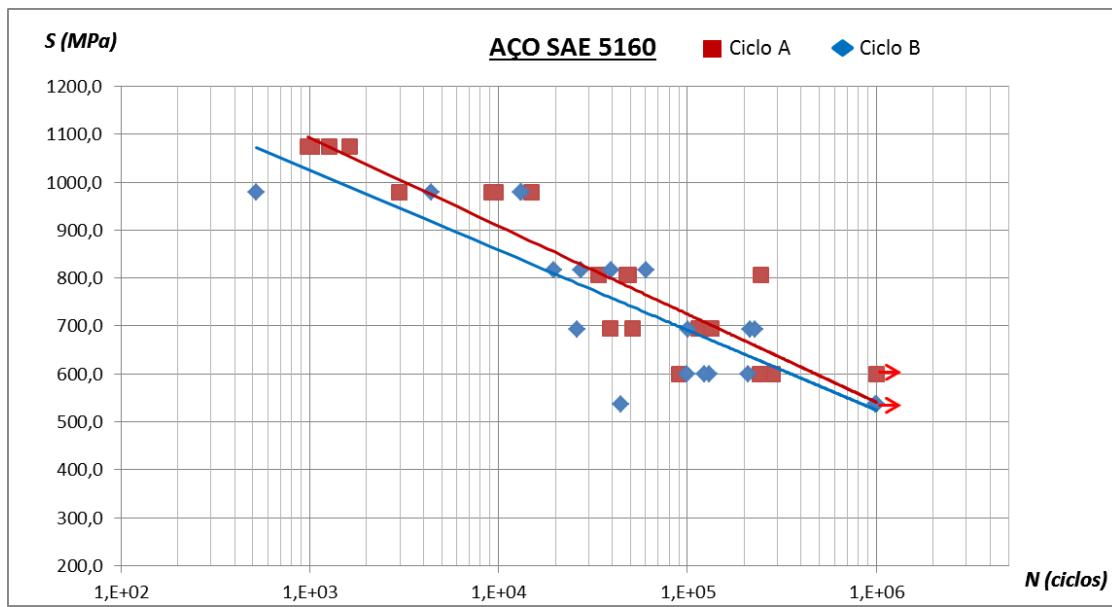


Figura 45 - Curvas S-N obtidas com ensaios de fadiga do aço SAE 5160 nas condições dos ciclos térmicos A e B

Tabela 10 - Resultados obtidos com os ensaios de fadiga do aço SAE 6140 nas condições dos ciclos térmicos A e B

Aço SAE 6140			
Ciclo A		Ciclo B	
Tensão Alternada (MPa)	Vida (nº de ciclos)	Tensão Alternada (MPa)	Vida (nº de ciclos)
1073,6	1,1E+04	1073,6	3,3E+03
1073,6	2,9E+03	1073,6	2,3E+03
1073,6	4,2E+03	1073,6	2,6E+03
1073,6	4,2E+03	1073,6	2,9E+03
915,7	2,5E+04	915,7	3,6E+04
915,7	1,3E+04	915,7	4,0E+04
915,7	3,6E+04	915,7	3,7E+04
915,7	1,6E+04	915,7	2,4E+04
821,0	4,8E+04	821,0	1,2E+05
821,0	1,5E+05	821,0	8,3E+04
821,0	2,1E+05	821,0	9,0E+04
821,0	2,3E+04	821,0	1,1E+05
757,8	1,4E+05	757,8	2,7E+05
757,8	3,0E+05	757,8	2,4E+05
757,8	1,0E+05	757,8	1,6E+05
757,8	3,4E+05	757,8	3,2E+05
600,0	5,8E+05	600,0	* 1,0E+06
600,0	4,0E+05	600,0	* 1,0E+06
600,0	* 1,0E+06	600,0	* 1,0E+06
600,0	* 1,0E+06	600,0	* 1,0E+06

* Run Out: o corpo de prova não rompeu até um milhão de ciclos (vida infinita)

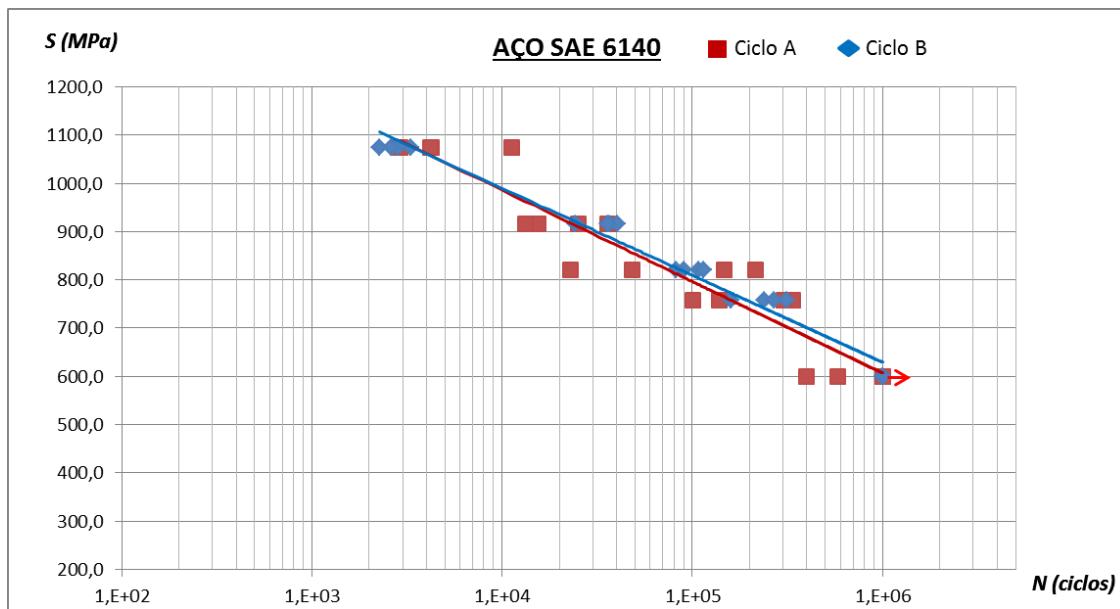


Figura 46 - Curvas S-N obtidas com ensaios de fadiga do aço SAE 6140 nas condições dos ciclos térmicos A e B

Todas as curvas S-N estão apresentadas em gráficos monolog, no qual o eixo horizontal, que corresponde à vida em fadiga (N), está na escala logarítmica. A outra opção seria um gráfico log-log, mas a forma escolhida permite uma análise mais nítida sobre as linhas de tendências.

Comparando as curvas S-N teóricas com as curvas obtidas experimentalmente para o aço SAE 5160, os valores de resistência à fadiga obtidos com os ensaios foram menores que os estipulados de forma teórica. Esse fato justifica a utilização de mais alguns outros fatores de correção, não considerados aqui, em projetos de máquinas. (DOWLING, 2007, p.122). Em termos percentuais, as diminuições nos valores experimentais para o aço SAE 5160, em relação aos valores teóricos, de limite de resistência à fadiga foram de aproximadamente 16% e 20% para os ciclos A e B, respectivamente.

Outro fato importante a ser destacado é que os resultados de tensão máxima, obtidos nos ensaios de tração do aço SAE 5160, apresentaram uma tendência nos valores das médias favorável à criogenia. Essa tendência refletiu nas curvas S-N teóricas, em que a curva do ciclo B ficou ligeiramente acima da curva do ciclo A. Porém, na prática, as linhas de tendência traçadas para os pontos experimentais do gráfico do aço 5160 demonstraram maior resistência à fadiga para o ciclo A. Essa contradição entre os resultados esperados e os resultados obtidos reforça a tese de que, ao considerar os desvios padrão e as respectivas médias, não há diferença significativa na resistência à tração entre os ciclos A e B. Fazendo analogia aos resultados de fadiga, pode se constatar um efeito semelhante entre as linhas de tendência (curvas S-N) e a dispersão dos pontos experimentais, ou seja, o tratamento criogênico não influenciou na resistência à fadiga, nem para o aço 5160 e nem para o aço 6140.

Para comparar a resistência à fadiga entre os dois aços, a Figura 47 apresenta um gráfico com as curvas S-N obtidas experimentalmente para as amostras do ciclo térmico B. Analisando esse gráfico, é possível destacar que o aço SAE 6140 apresentou maior resistência à fadiga, pois para um mesmo nível de amplitude constante de tensão alternada (S), esse aço suporta mais ciclos (N) que o aço SAE 5160. O limite de resistência à fadiga foi aproximadamente 100 MPa maior para o 6140 em relação ao 5160.

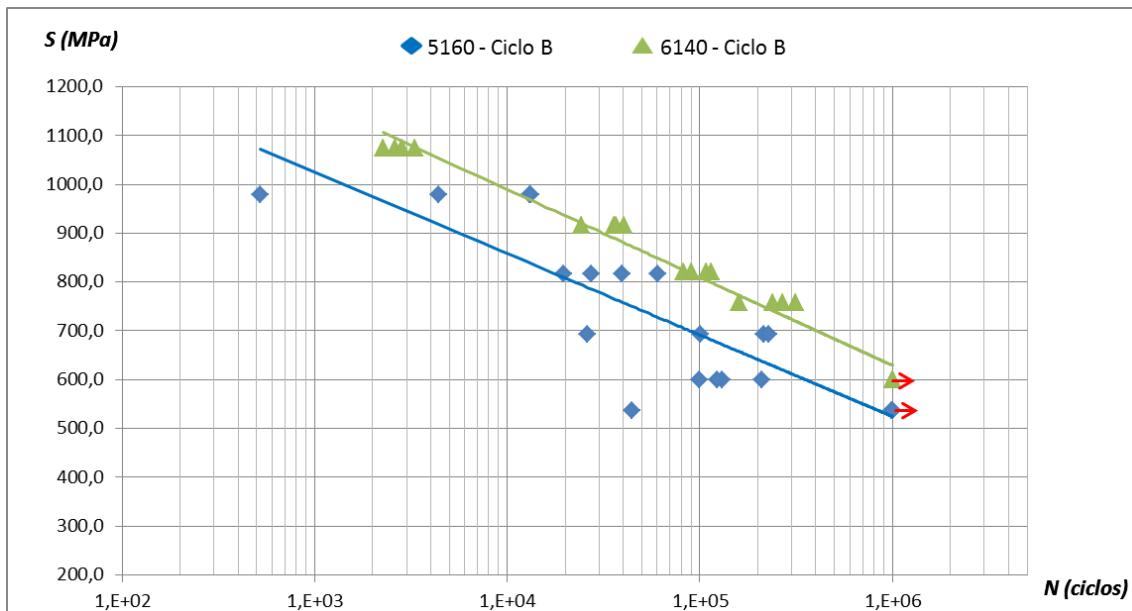


Figura 47 - Curvas S-N obtidas experimentalmente para os aços SAE 5160 e 6140 tratados no ciclo térmico B

5.5. Tenacidade à fratura

Para obter os valores de tenacidade à fratura conforme a metodologia empregada no IMT, a confecção das pré trincas e os ensaios de tração geram resultados secundários que são utilizados nos estudos de K_{Ic} . Durante a manufatura da pré trinca por fadiga, a deflexão aplicada pela recartilha foi registrada em um computador enquanto cada corpo de prova estava em rotação.

A partir dos testes iniciais realizados, as deflexões para os aços SAE 5160 e *Superclean* deveriam ser 490 N e 560 N, respectivamente. Entretanto, esses valores serviram apenas como parâmetros de referência, pois não se mantiveram constantes durante a manufatura da trinca devido ao comportamento característico de cada corpo de prova frente à deflexão (principalmente condições de usinagem e homogeneidade do material na região do entalhe). Já os parâmetros definidos para o tempo foram rigorosamente aplicados, conforme podem ser observados no gráfico da Figura 48, sendo 4 minutos para o SAE 5160 e 5 minutos para o *Superclean*.

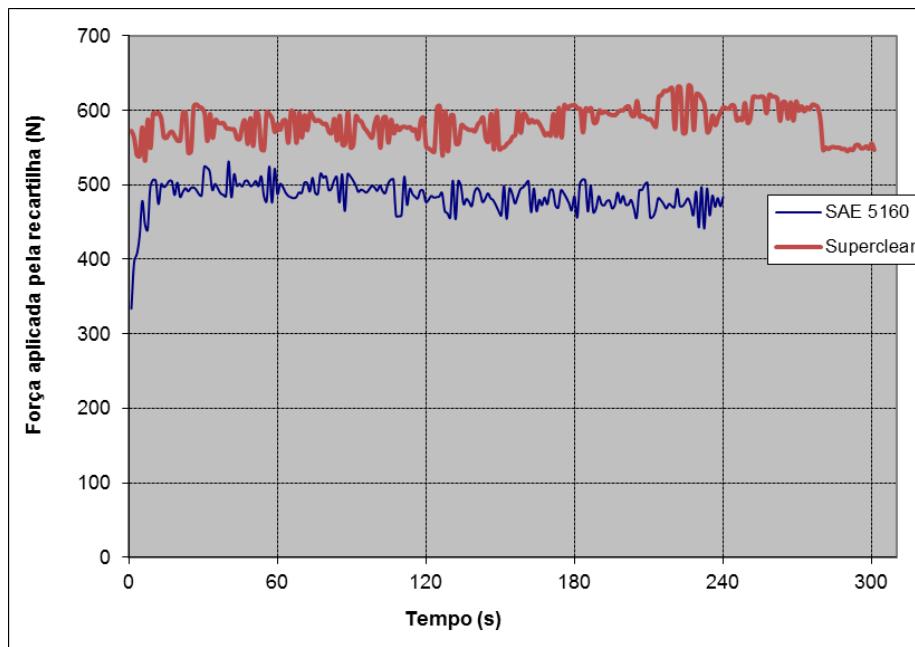


Figura 48 - Gráfico obtido durante a confecção das pré trincas por fadiga para corpos de prova dos aços SAE 5160 e Superclean

Os ensaios de tração realizados com os corpos de prova pré trincados originaram gráficos de carga versus deformação. Todos esses gráficos apresentaram um comportamento elástico linear, culminando em fratura frágil ou semi-frágil. Esses resultados permitiram que a equação 3 fosse utilizada nos cálculos de K_{lc} . A Figura 49 apresenta os gráficos dos corpos de prova que tiveram maior resistência à tração para os aços SAE 5160 e Superclean tratados com o ciclo térmico A'.

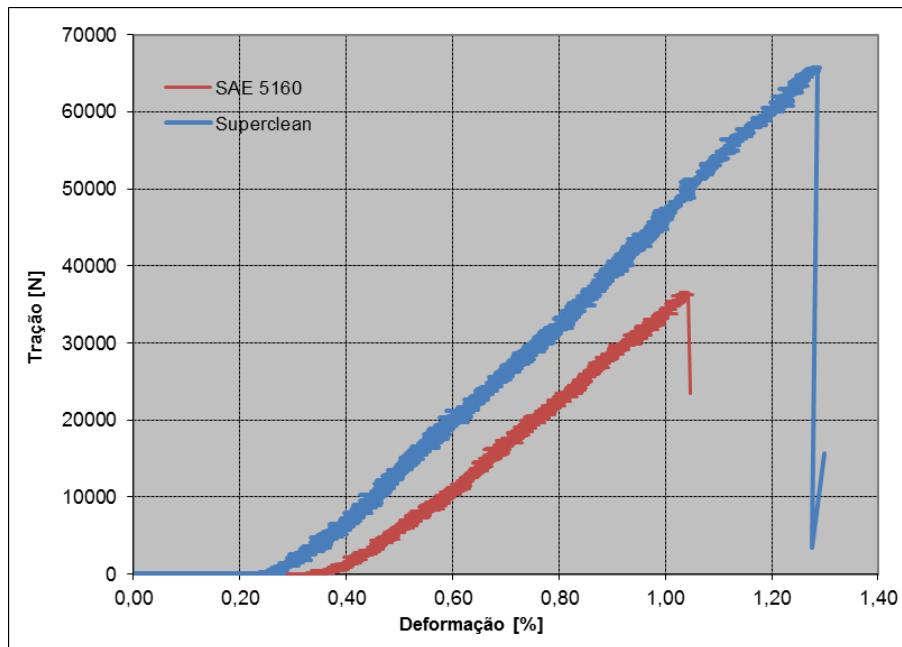


Figura 49 - Gráfico dos corpos de prova com maior resistência à tração para os aços SAE 5160 e Superclean tratados com o ciclo térmico A'

Os resultados de limite de resistência à tração e os diâmetros medidos na superfície de fratura foram utilizados para calcular as tenacidades à fratura, de acordo com a equação 3. Os valores de K_{Ic} obtidos estão apresentados na Tabela 11.

Tabela 11 - Resultados de tenacidade à fratura dos aços SAE 5160 e Superclean

Ciclos de Tratamentos Térmicos	K_{Ic} (MPa $m^{1/2}$)	
	SAE 5160	Superclean
$A' = T' + R'$	42,52 +/- 3,06	88,63 +/- 5,18
$B' = T' + C_{0,5H} + R'$	39,77 +/- 3,40	82,67 +/- 6,76
$C' = T' + C_{2H} + R'$	38,64 +/- 1,77	79,72 +/- 4,47
$D' = T' + C_{12H} + R'$	40,51 +/- 5,41	76,25 +/- 5,89
$E' = T' + C_{24H} + R'$	42,67 +/- 4,23	83,99 +/- 5,16

Os resultados apresentados na tabela anterior demonstram que o aço *Superclean* teve maior tenacidade à fratura em todas as cinco condições de tratamento térmico comparadas com o aço SAE 5160. Para permitir uma análise mais detalhada sobre essa constatação, a Figura 50 apresenta um gráfico de barras para os valores de K_{Ic} dos dois aços.

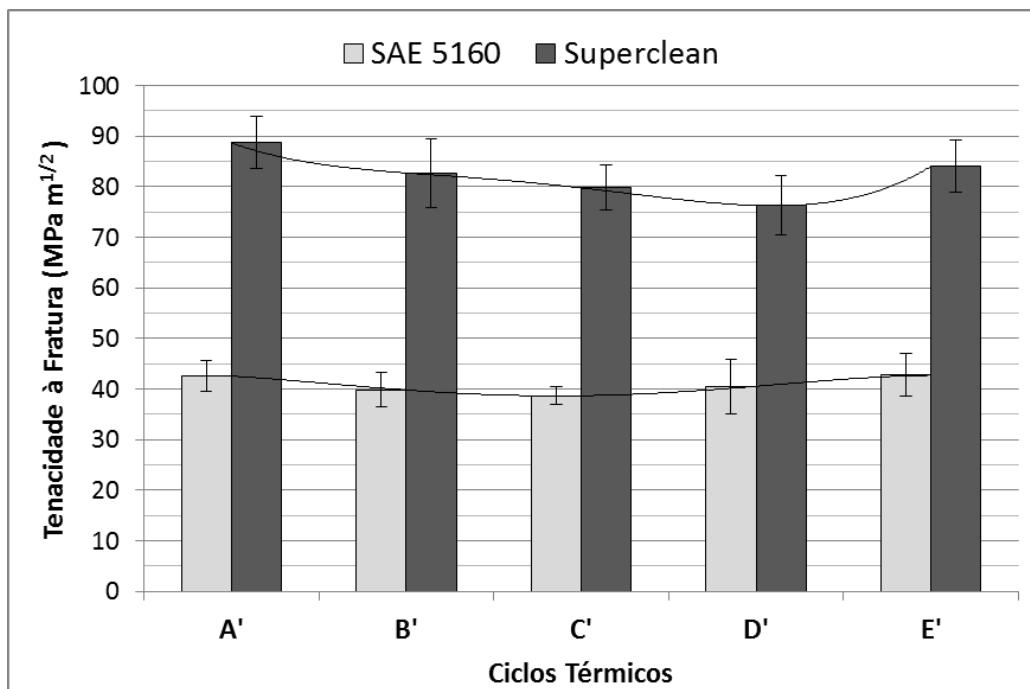


Figura 50 - Gráfico dos resultados de tenacidade à fratura

Com o gráfico apresentado acima, é possível observar que a tenacidade à fratura do aço *Superclean* chega a ser o dobro dos valores apresentados pelo aço SAE 5160. No ciclo A' ($T' + R'$), a tenacidade do *Superclean* foi 108% maior que a do 5160, enquanto que para os ciclos B' ($T' + C_{0,5H} + R'$), C' ($T' + C_{2H} + R'$), D' ($T' + C_{12H} + R'$) e E' ($T' + C_{24H} + R'$) foram, respectivamente, 107%, 106%, 88% e 96%. Esses valores indicam

que os métodos aplicados na produção do aço *Superclean*, assim como uma maior quantidade de vanádio em sua composição, que influencia no tamanho de grão, proporcionaram uma maior resistência à fratura frágil.

Analizando as linhas de tendência, os melhores resultados foram alcançados com o ciclo A', em ambos os aços, enquanto que o pior resultado para o *Superclean* foi no ciclo D' e o pior para o SAE 5160 foi no ciclo C'. Já quando a comparação é realizada apenas entre os ciclos térmicos que possuem tratamento criogênico, o ciclo E' passa a ser a situação que apresentou os melhores resultados, o que indica que a criogenia alcança maiores tenacidades à fratura quando o tratamento é realizado em longas durações, como 24 horas.

Entretanto, assim como ocorreu com os resultados dos outros ensaios mecânicos, as barras de erro se interceptam quando os valores são comparados entre os diferentes ciclos para um mesmo aço, exceto quando a comparação é feita entre o melhor e o pior resultado do aço *Superclean*. Neste caso, pode se afirmar que o tratamento criogênico realizado com duração de 12 horas diminuiu a tenacidade à fratura do *Superclean*. As demais comparações entre os ciclos térmicos se basearam apenas nas linhas de tendência apresentadas pelos valores de média.

5.6. Metalografia, fractografia e difractometria

As microestruturas resultantes dos ciclos térmicos A' ($T' + R'$), B' ($T' + C_{0,5H} + R'$), C' ($T' + C_{2H} + R'$), D' ($T' + C_{12H} + R'$) e E' ($T' + C_{24H} + R'$) não apresentaram diferenças em um mesmo aço, ou seja, o tratamento criogênico não influenciou significativamente na microestrutura, mesmo quando realizado em longa duração, conforme pode ser observado nas Figuras 51 e 52 para o aço SAE 5160, e nas Figuras 53 e 54 para o aço *Superclean*.

Entretanto, ao comparar as microestruturas dos dois aços, é possível constatar que o SAE 5160 apresentou martensita revenida e bainita, enquanto que o *Superclean* apresentou 100% de martensita revenida. Esse resultado está de acordo com a discussão apresentada sobre as composições químicas, pois o *Superclean* possui maiores teores de elementos que aumentam a temperabilidade, em comparação ao SAE 5160. Desta forma, mesmo utilizando elevada pressão de N_2 gasoso nas têmperas em forno a vácuo, a taxa de resfriamento não foi suficientemente alta para evitar a formação de bainita no aço SAE 5160.

Na Figura 55, obtida em microscópio óptico com ampliação de 50 vezes, é possível observar na microestrutura do aço *Superclean* a presença de estrias. Esse efeito é chamado de segregação positiva e foi promovido intencionalmente durante a produção desse aço. Os detalhes aplicados nos processos para promover esse efeito na microestrutura foram mantidos em sigilo industrial. Essa característica na microestrutura funciona como obstáculos para a propagação da trinca e, portanto, também influenciou nos resultados dos ensaios mecânicos.

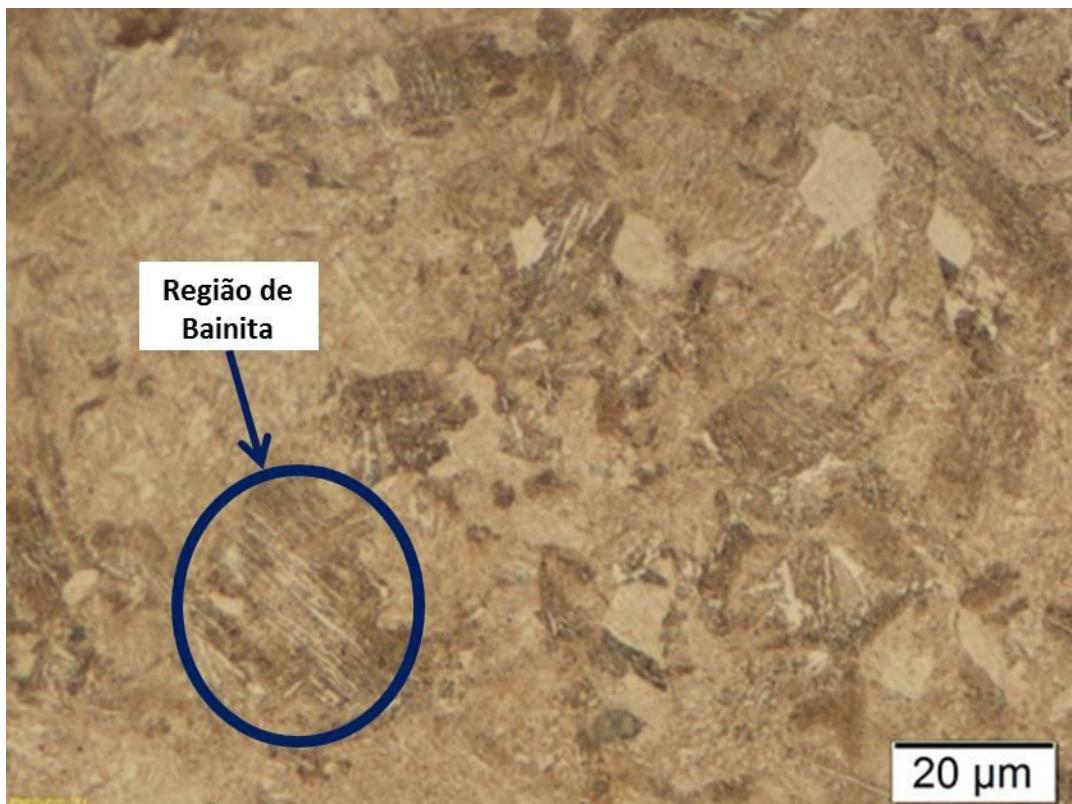


Figura 51 - Microestrutura resultante do aço SAE 5160 sem tratamento criogênico (ciclo A')



Figura 52 - Microestrutura resultante do aço SAE 5160 com tratamento criogênico (ciclo E')

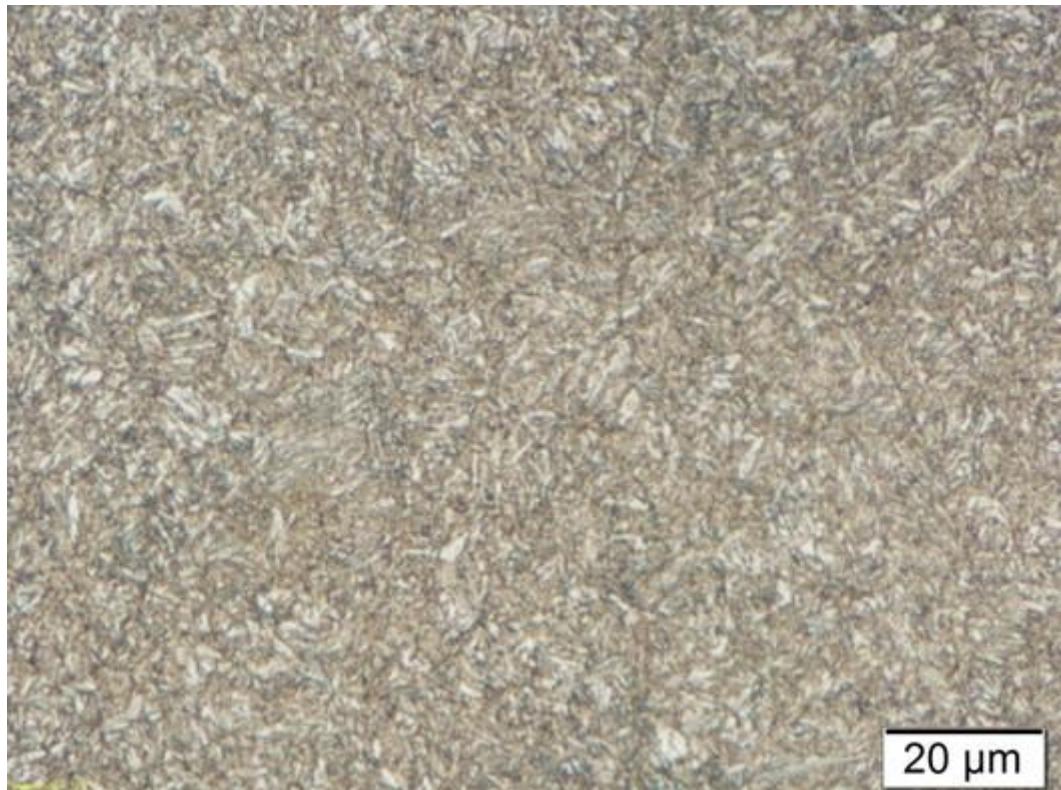


Figura 53 - Microestrutura resultante do aço *Superclean* sem tratamento criogênico (ciclo A')

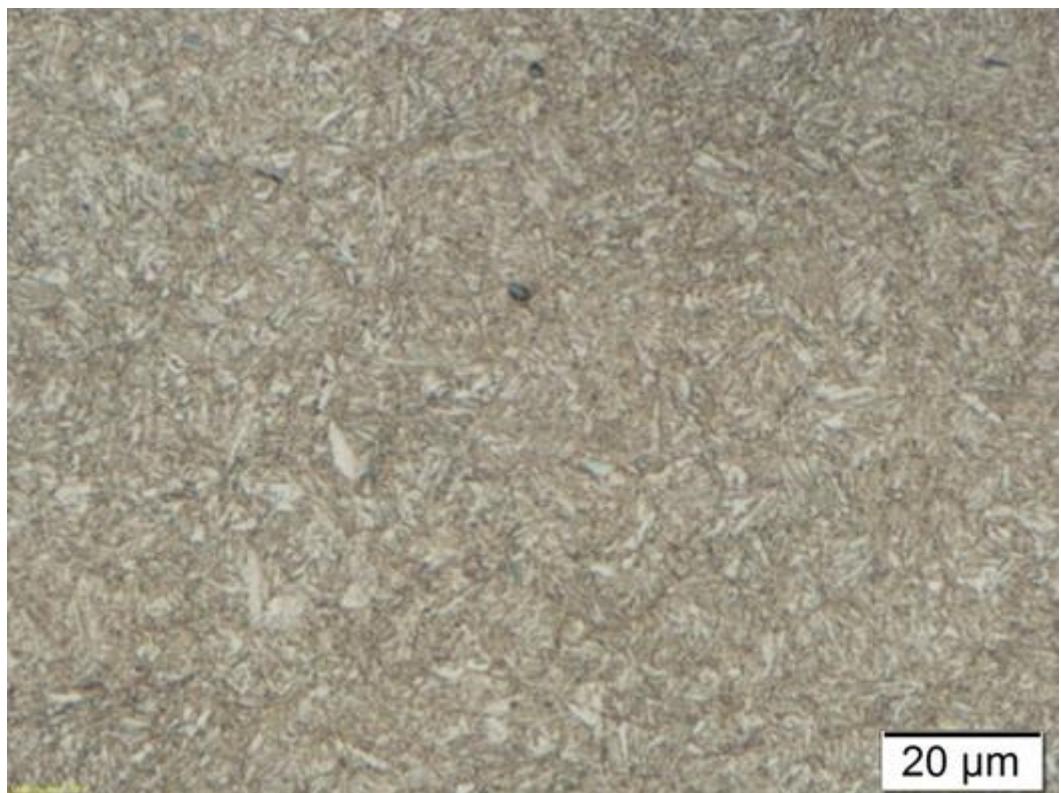


Figura 54 - Microestrutura resultante do aço *Superclean* com tratamento criogênico (ciclo E')

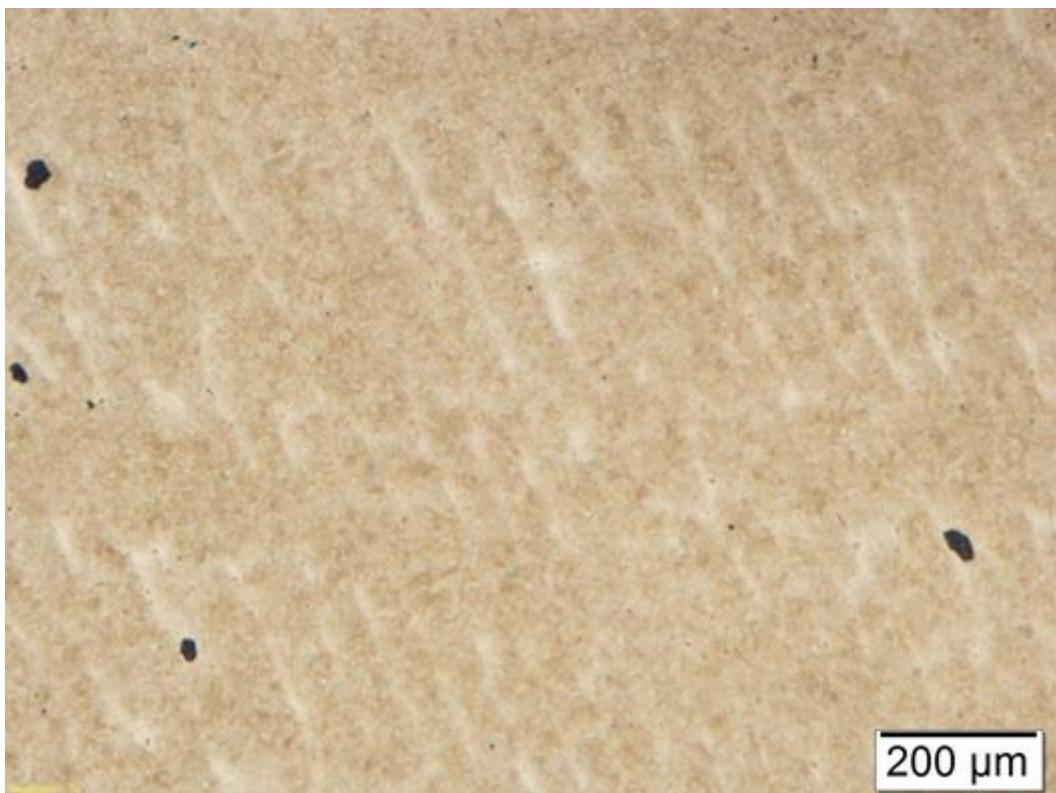


Figura 55 - Microestrutura estriada chamada de segregação positiva no aço *Superclean*

As imagens utilizadas nas análises de fractografia foram obtidas com microscópio óptico e microscópio eletrônico de varredura (MEV), para os corpos de prova utilizados nas medições de tenacidade à fratura. Inicialmente, não foram observadas diferenças nas fraturas obtidas com um mesmo aço entre os 5 ciclos térmicos (A', B', C', D' e E'). Desta forma, as imagens de fractografia foram comparadas entre os aços SAE 5160 e *Superclean*. A Figura 56 apresenta duas imagens obtidas em microscópio óptico com amostras fraturadas de ambos os aços.

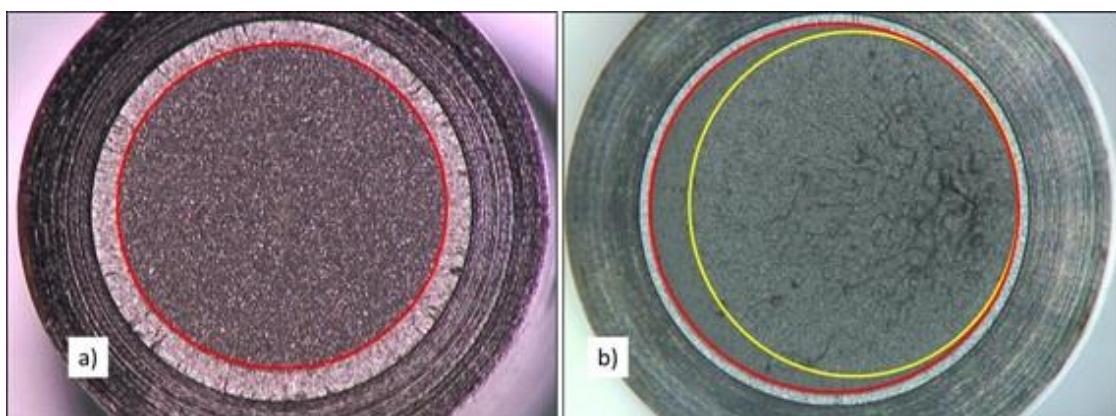


Figura 56 - Imagens de fractografia obtidas em microscópio óptico com ampliação de 22 vezes: a) SAE 5160; b) *Superclean*

As formas apresentadas nas superfícies de fratura dos aços SAE 5160 e *Superclean* revelaram diferenças entre os mecanismos de falha. Enquanto no SAE 5160 houve uma predominância de fratura frágil, o aço *Superclean* apresentou uma região excêntrica de fratura dúctil.

A diferença no comportamento de fratura está diretamente relacionada com os valores de K_{Ic} obtidos para cada aço. O aço *Superclean* apresentou maior tenacidade que o aço 5160. Assim, como os dois aços possuem composições químicas parecidas (sendo a quantidade de vanádio a maior diferença), é pertinente supor que os cuidados adotados sobre as inclusões não metálicas durante a produção do aço *Superclean* proporcionaram aspectos microestruturais que dificultaram a propagação rápida da trinca.

Para fundamentar os resultados anteriores, as superfícies de fratura dos aços SAE 5160 e *Superclean* foram analisadas no microscópio eletrônico de varredura (MEV) e as imagens obtidas estão apresentadas nas Figuras 57 e 58, respectivamente. Nessas imagens, pode se observar que a fratura ocorreu de forma intergranular no aço SAE 5160, pois os formatos dos grãos estão nitidamente mantidos e há marcas da propagação da trinca nos contornos de grão. Por outro lado, o aço *Superclean* apresentou algumas regiões de fratura transgranular, pois na imagem pode se constatar o aspecto de uma trinca que se propagou rasgando o grão.

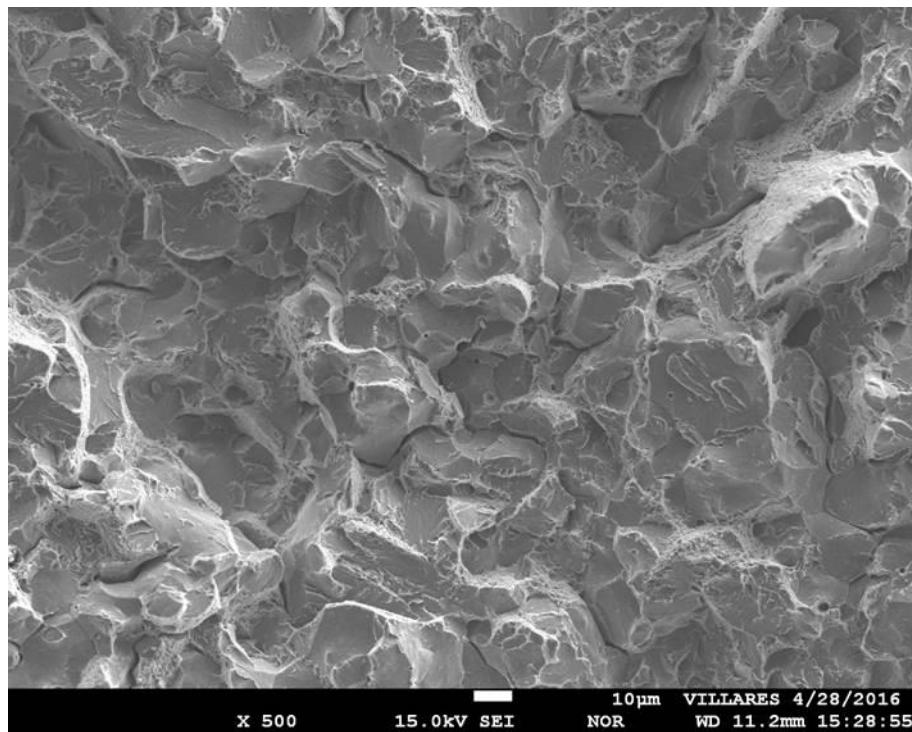


Figura 57 - Imagem obtida no MEV ao analisar a superfície de fratura do aço SAE 5160

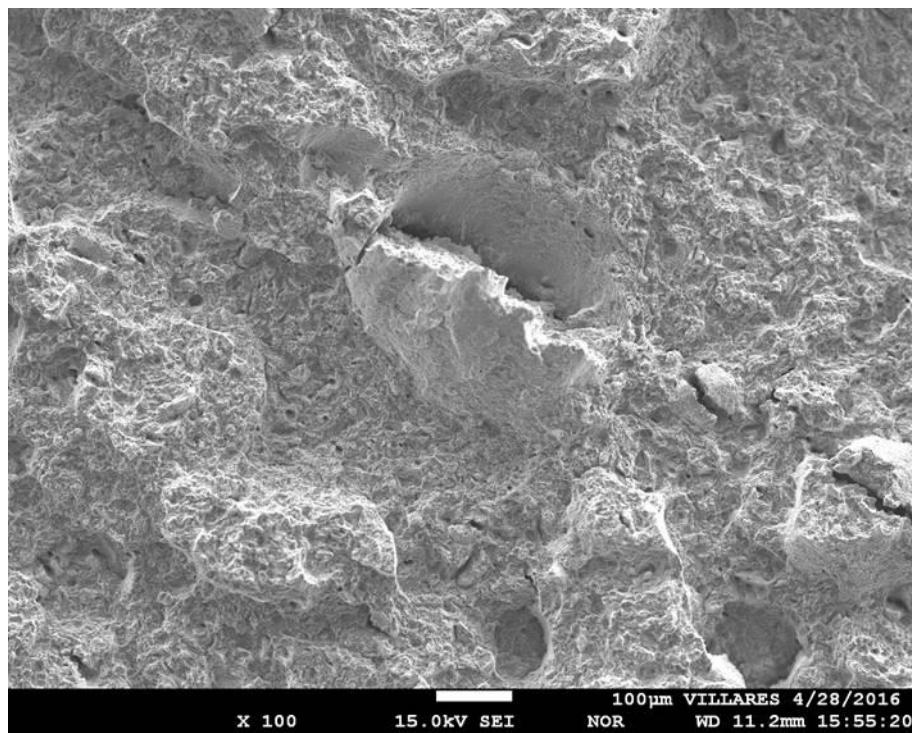


Figura 58 - Imagem obtida no MEV ao analisar a superfície de fratura do aço *Superclean*

Ao analisar com maiores aumentos a superfície de fratura do aço SAE 5160, nas regiões de contorno de grão, foi possível encontrar alguns precipitados, conforme apresenta a Figura 59.

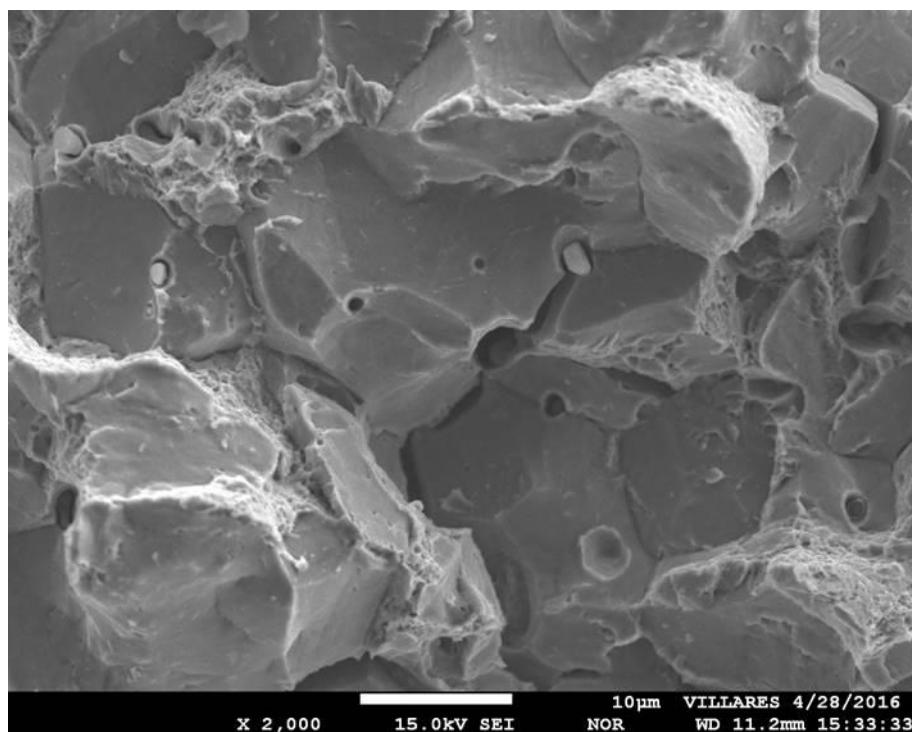


Figura 59 - Superfície de fratura do aço SAE 5160 analisada no MEV com maiores aumentos

Então, uma análise composicional pontual por microscopia eletrônica, pelo método de Espectroscopia por Dispersão de Energia de Raios-X (EDS), permitiu determinar os principais elementos químicos que formaram os precipitados. A Figura 60 ilustra os três pontos escolhidos para a análise composicional, sendo dois pontos nos precipitados encontrados e mais um ponto em uma região “lisa” da fratura, considerada como a matriz (ponto 1). Assim, foram obtidos os resultados apresentados nos gráficos da Figura 61, que indicam as presenças de enxofre e manganês nos dois precipitados analisados, sugerindo se tratar de inclusões não-metálicas de sulfeto de manganês. Esse resultado reforça a ideia de que os precipitados nos contornos de grão contribuíram energeticamente para que a trinca se propagasse com maior facilidade.

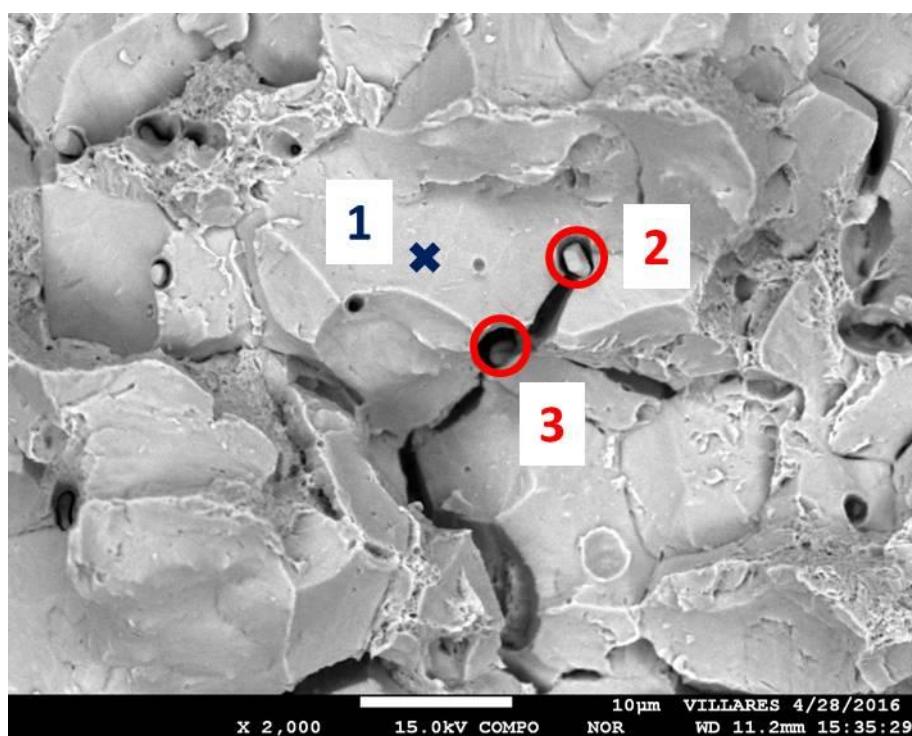


Figura 60 - Análise composicional do tipo EDS na superfície de fratura do aço SAE 5160

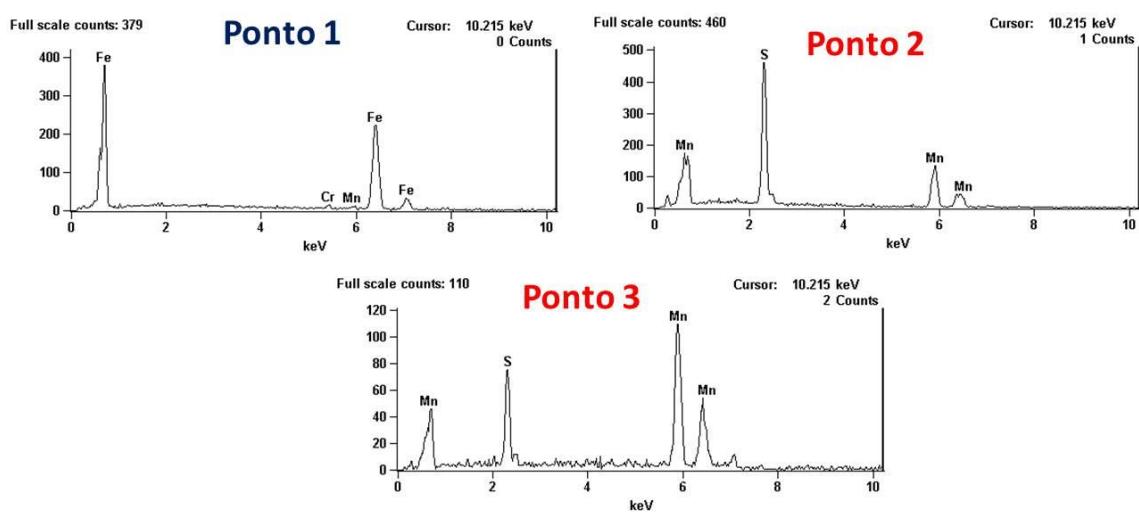


Figura 61 - Gráficos obtidos com análise de tipo EDS em três pontos diferentes

Em relação aos resultados da difractometria, todas as amostras apresentaram teores de austenita retida inferiores a 1%, caindo numa faixa de medição em que o equipamento não oferecesse precisão suficiente para comparação dos valores. Em outras palavras, tanto as condições de tratamento térmico com criogenia, quanto sem criogenia, praticamente não apresentaram austenita retida, em ambos os aços investigados: aço SAE 5160 e aço *Superclean*. Desta forma, a aplicação de tratamento criogênico não se faz necessária para a redução de austenita retida, pois o tratamento térmico de têmpera consegue atingir elevados teores de martensita nesses aços mola estudados.

De uma maneira geral, diante desses resultados pode se constatar que o aço SAE 5160 serviu como referência para comparação com outros dois aços mola de composições químicas diferentes. Os resultados obtidos com os ensaios de fadiga permitiram comparar o aço SAE 5160 com o aço SAE 6140, enquanto que as medidas de tenacidade à fratura e as análises de metalografia, fractografia e difractometria foram realizadas com o SAE 5160 e com um aço mola *Superclean*, desenvolvido na Eslovênia. Já os resultados de dureza e os ensaios de impacto permitiram comparar os três aços simultaneamente.

As medidas de dureza foram importantes para realizar um controle sobre cada tratamento térmico realizado. Desta forma, pode se destacar que os tratamentos de recozimento tiverem o efeito desejado e facilitaram a usinagem dos corpos de prova. Os tratamentos de têmpera e revenido convencionais e a vácuo também foram satisfatórios e colocaram as amostras de aços mola dentro da faixa de dureza que esse tipo de material costuma ser utilizado em componentes automotivos. O tratamento criogênico não influenciou significativamente nos valores de dureza, mesmo quando esse tratamento foi realizado com duração de 24 horas.

Em relação à resistência ao impacto, o tratamento criogênico teve efeito semelhante para os três aços, provocando uma diminuição nos valores. Porém, assim como ocorreu com os resultados de dureza, esse efeito negativo não foi relevante, pois quando os valores de desvio padrão foram aplicados sobre os valores de média, os intervalos de máximo e mínimo se interceptaram, permitindo afirmar que não houve variação entre as amostras utilizadas. Além da dureza e da resistência ao impacto, essa intersecção entre os valores também ocorreu com os resultados de tração, de fadiga e de tenacidade à fratura. Essa última propriedade mecânica, entretanto, registrou uma variação significativa para o aço *Superclean* em relação ao efeito da criogenia, em que, quando esse tratamento foi realizado com duração de 12 horas, a tenacidade à fratura foi menor que quando esse aço passou apenas por tratamentos térmicos de têmpera e revenido em forno a vácuo. Em resumo, a criogenia não influenciou significativamente nas propriedades mecânicas dos aços mola e, em alguns casos, o tratamento criogênico tende a danificar a resistência desse tipo de aço.

A medição de austenita retida por difração de raios-x revelou que os aços mola estudados possuem elevada temperabilidade, de modo que os níveis máximos de martensita são atingidos sem a necessidade de tratamentos criogênicos. A metalografia e

a fractografia reforçaram a conclusão de que a criogenia não causa efeitos aos aços mola, pois não houve alteração na microestrutura e nem na superfície de fratura entre as condições dos ciclos térmicos A' (sem criogenia), B' (criogenia por 30 minutos), C' (criogenia por 2 horas), D' (criogenia por 12 horas) e E' (criogenia por 24 horas), para um mesmo aço. Porém, essas duas análises foram importantes para comparar o aço SAE 5160 com o aço *Superclean*. As presenças de bainita nas microestruturas finais das amostras do SAE 5160 indicaram uma menor temperabilidade desse aço em comparação com o *Superclean*, pois neste último a microestrutura resultante foi de apenas martensita revenida. Essa capacidade maior de proporcionar uma profundidade de têmpera está relacionada com as diferenças pontuais encontradas na análise química, sobretudo nas maiores quantidades de vanádio, de cromo e de manganês para o aço *Superclean*. Esses elementos influenciam principalmente na formação de carbonetos (casos do vanádio e do cromo), no refino de grãos (principalmente o vanádio) e no aumento da temperabilidade (vanádio, cromo e manganês). Cabe ressaltar que a dureza não foi influenciada por essa diferença na composição química, pois a bainita encontrada foi do tipo inferior, que apresenta dureza próxima à dureza proporcionada pela martensita.

Entre os três aços mola estudados no presente trabalho, o aço SAE 5160 se mostrou, em todas as propriedades mecânicas analisadas, inferior aos demais aços. Os resultados de fadiga refletiram uma resistência maior para o aço SAE 6140, enquanto que os resultados de tenacidade à fratura do aço *Superclean* chegaram a ser o dobro dos valores alcançados com o aço SAE 5160. Portanto, com essas duas propriedades analisadas e tomando em consideração os resultados de impacto, que permitiram comparar simultaneamente os três aços, pode se concluir que o aço *Superclean* apresentou melhores propriedades mecânicas, seguido do aço SAE 6140 e, por último, o aço SAE 5160.

Essas constatações refletiram a importância dos cuidados tomados com as composições químicas dos aços e com os métodos aplicados durante a produção, pois os três aços possuem quantidades parecidas dos elementos químicos constituintes, porém as pequenas diferenças influenciaram significativamente nas propriedades mecânicas e, principalmente, os cuidados aplicados sobre o controle das inclusões não metálicas que fizeram o aço *Superclean* alcançar melhores resultados. A fractografia destacou esse benefício, pois foi possível identificar regiões onde a fratura ocorreu de modo transgranular no aço *Superclean*, refletindo a dificuldade da trinca avançar nos contornos de grão. Já com o aço SAE 5160, a fratura ocorreu apenas de modo intergranular, pois foi influenciada pela presença de precipitados nos contornos de grão. A identificação pela análise do tipo EDS revelou que se trata de inclusões não metálicas de sulfeto de manganês, que são precipitados que representam pontos concentradores de tensão favorecendo a nucleação e a propagação de trincas.

6. Conclusões

As principais conclusões que foram reveladas com os resultados alcançados são:

- **Influência do tratamento criogênico:** diferentemente do que a literatura mostra para os aços ferramenta, não houve vantagens de se aplicar tratamentos criogênicos nos aços mola estudados. A expectativa relacionada à criogenia consistia na transformação de austenita retida em martensita e na formação de carbonetos finos. Porém, pode se concluir que os níveis de teor de carbono, em combinação com os elementos de liga, dos aços SAE 5160, SAE 6140 e *Superclean* não são suficientemente elevados a ponto de favorecer a formação dos carbonetos durante a criogenia e, também, de necessitar de baixas temperaturas para o início e o fim da transformação martensítica.
- **Comparações entre os aços mola:** pode se concluir que aplicar atenção especial na escolha da composição química de um aço mola é fundamental para preencher os requisitos de projeto, com maiores resistência ao impacto e resistência à fadiga. Os três aços mola estudados apresentaram composições parecidas, porém com diferenças pontuais nos teores de manganês, de cromo e de vanádio. Esses três elementos contribuem para o aumento da temperabilidade, enquanto que o cromo e o vanádio são formadores de carbonetos e promovem o refino de grão. Desta forma, o aço SAE 5160, que registrou as menores porcentagens desses elementos (0,80% de Mn, 0,74% de Cr e 0,003% de V), foi o aço que apresentou menores resistências ao impacto, à fadiga e à tenacidade a fratura. Por outro lado, o aço *Superclean* foi o aço que apresentou os maiores teores desses três elementos (0,97% de Mn, 1,14% de Cr e 0,17% de V) e, após ensaios mecânicos, alcançou os melhores resultados. O aço SAE 6140, que apresentou teores intermediários (0,86% de Mn, 0,96% de Cr e 0,15% de V), alcançou melhores resultados que o aço SAE 5160 e piores que o aço *Superclean*.
- **Controle de inclusões não metálicas:** além da importância dos elementos de liga, os cuidados aplicados nos processos de fusão e solidificação, visando diminuir a quantidade e alterar a morfologia das inclusões não metálicas, demonstraram ser altamente efetivos no aumento da tenacidade a fratura do aço *Superclean*. Esta conclusão foi alcançada ao analisar a fratura do aço SAE 5160, que não sofreu os mesmos cuidados de produção que o aço *Superclean* e, desta forma, apresentou inclusões de sulfeto de manganês nas regiões de contornos de grão, fragilizando o material. Como o aço *Superclean* possui composição química mais nobre, esse controle de inclusões não metálicas também contribuiu para que os valores de tenacidade a fratura obtidos fossem 100% maiores que os apresentados pelo aço SAE 5160.

7. Referências

- CALLISTER JR., W. D.; Rethwisch, D. G. **Ciência e engenharia de materiais: Uma introdução**, Grupo Editorial Nacional. 8^a edição, p. 201-226, 2012.
- CATÁLOGO TÉCNICO FAVORIT. Edição nº 12. Publicado pela empresa Aços Favorit Distribuidora Ltda, com matriz em Cachoeirinha-RS. 2012.
- CHANG, W., **An improvement of applying similarity methods to fracture mechanics-measurement of fracture toughness K_{Ic} , KQ values by smallscale single specimen**, Eng. Fract. Mech., 36, p.313-320, 1990.
- CHANG, W., **Applying similarity methods to fracture mechanics-measurement of fracture toughness K_{Ic} , KQ values by small-scale single specimen**, Eng. Fract. Mech., 31, p. 807-816, 1988.
- CHIAVERINI, V. **Aços-Carbono e Aços-Liga**, Publicação da Associação Brasileira de Metais (ABM), 3^a Edição, São Paulo, 1971.
- COLPAERT, H. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**. Editora Blucher. 4^a edição revista e atualizada por André Luiz V. da Costa e Silva, p. 255-328, 2008.
- DOWLING, N. E. **Mechanical Behavior of Materials. Engineering Methods for Deformation, Fracture and Fatigue**, Pearson Prentice Hall, 3^a ed., p.122-189, 2007.
- ERIKSSON, L. **Super Clean Steel Improves Fatigue Properties of Valve Springs**. Oak Brook, IL: Spring Manufacture Institute, USA, vol. 34, p. 47-55, Mar. 1995.
- EWALDS, H. L.; Wanhill, R. J. H., **Fracture mechanics**, Edward Arnold Ltd., Londres, Reino Unido, 1985.
- FABIAN, R. J. **Vacuum Technology - Practical heat treating and brazing**, ASM International, p. 1-66, 1998.
- GARCIA, A.; Spim, J. A.; Dos Santos, C. A. **Ensaio dos Materiais**, LTC Editora, p. 74-98, 2000.
- GONÇALVES, V. R. M. **Estudo da influência do tratamento criogênico nos aços mola SAE 5160**, Relatório final de bolsa de iniciação científica. Modalidade: R-USP Institucional, p. 1-19, 2013.
- GRIFFITH, A. A. **Phenomena of rupture and flow in solids**, Philos. Trans. R. Soc. Lond., 221A, p. 163-198, 1920.
- IRWIN, G. R. **Relation of stresses near a crack to the crack extension force**, 9^o Congresso Internacional de Aplicações Mecânicas, VIII, paper 101(II); University of Brussels, Brussels, Belgium, p. 245-251, 1957.

JANSSEN, M.; Zuidema, J.; Wanhill, R. J. H., **Fracture mechanics**, 2nd Edition, Delft University Press, Delft, Netherlands, 2002.

KARGÖZ, S. H.; Fischmeister, H. F. **Microstructure and toughness in high speed tool steels: The influence of hot reduction and austenitization temperature**, Steel Res., 58(8), p.353-361, 1987.

LESKOVŠEK, V.; Podgornik, B. **Measurement and Mechanism of Fracture Toughness of Tool and High-Speed Steels**, Encyclopedia of Iron, Steel, and Their Alloys, 99, p. 1-32, Fevereiro de 2015.

LESKOVŠEK, V.; Podgornik, B., **Multi-functional K_{IC} -test specimen for assessment of different tool and high-speed steel properties**, In Developing the World of Tooling, TOOL 2012: Anais da 9^a Conferência Internacional sobre Ferramentas, Leoben, Áustria, de 11 a 14 de Setembro de 2012, p.115-122, 2012.

LESKOVŠEK, V.; Ule, B.; Liščić, B., **The influence of microstructure on the fracture toughness of AISI M2 high-speed steel**, Steel Research, 71(8), p.310-315, 2000.

LI, D. M.; Bakker, A., **Fracture toughness evaluation using circumferentially-cracked cylindrical bar specimens**, Eng. Fract. Mech., 57(1), p.1-11, 1997.

MECÂNICA INDUSTRIAL – Copyright © 2013. **Uso das molas de lâmina**. Disponível em: <<http://www.mecanicaindustrial.com.br/conteudo/388-uso-das-molas-de-lamina>>. Acesso em: 19 jul. 2013.

OROWAN, E. **Notch brittleness and the strength of metals**, Trans. Inst. Eng. Shipbuilders Scotland, 89, p. 165-215, 1945.

SCHWALBE, K. H. **On the influence of microstructure on crack propagation mechanisms and fracture toughness of metallic material**, Eng. Fract. Mech., 9, p. 795-832, 1977.

SENTHILKUMAR, D.; Rajendran, I.; Pellizzari, M. **Effect of cryogenic treatment on the hardness and tensile behaviour of AISI 4140 steel**, International Journal Microstructure and Materials Properties, vol. 6, n° 5, p. 366- 377, 2011.

SIEBERT, C. A., **The hardenability of steels**, American Society for Metals, p.68-72, 1977.

SOUZA, S. A. **Ensaios mecânicos de materiais metálicos**, 3^a ed. São Paulo: Editora Edgard Blücher LTDA, p. 54-72, 1977.

STANDARD, ASTM-E1820, **Test Method for Measurement of Fracture Toughness**, 53 p., 2016.

STANDARD, ASTM-E23, **Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials**, 26 p., 2016.

STANDARD, ASTM-E399, **Test Method for Linear-Elastic Plane-Strain Fracture Toughness K_{Ic} of Metallic Materials**, 33 p., 2009.

STANDARD, ASTM-E466, **Practice for Conducting Force Controlled Constant Amplitude Axial Fatigue Tests of Metallic Materials**, 6 p., 2015.

STANDARD, ASTM-E468, **Practice for Presentation of Constant Amplitude Fatigue Test Results for Metallic Materials**, 6 p., 2011.

STANDARD, ASTM-E739, **Practice for Statistical Analysis of Linear or Linearized Stress-Life (S-N) and Strain-Life (E-N) Fatigue Data**, 7 p., 2015.

STANDARD, ASTM-E8M, **Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials**, 30 p., 2016.

STARK, H. L.; Ibrahim, R. N., **Estimating Fracture Toughness from Small Specimens**, Eng. Fract. Mech., 25(4), p.395-401, 1986.

ŠUŠTARŠIČ, B.; Leskovšek, V.; Juriša, G., **Fracture-toughness K_{Ic} of HSS AISI M-2 type**, Mater. Technol., 37(6), p.369-376, 2003.

ULE, B., **From smooth- to circumferentially notched and finally to circumferentially notched and precracked round-bar tensile specimen**, In Fatigue and Fracture – NT2F6, IMT, 6^a Conferência Internacional, Eslovênia, de 14 a 17 de Maio, p.1-30, 2006.

ULE, B.; Leskovšek, V.; Tuma, B., **Estimation of plain strain fracture toughness of AISI M2 steel from precracked round-bar specimens**, Eng. Fract. Mech., 65, p.559-572, 2000.

VIMAL, A. J.; Bensely, A.; Lal, D. M.; Srinivasan, K. **Deep Cryogenic Treatment Improves Wear Resistance of En 31 steel**, Materials and Manufacturing Processes, n° 23, p. 369-376, 2008.

VITEK, V.; Chell, G. G., **An assessment of some post-yield fracture criteria**, Mater. Sci. Eng., 27, p.209-215, 1977.

VOORT, G. F. V. **Atlas of Time-Temperature Diagrams for Irons and Steels**. ADM International, 1991.