



**Universidade de Brasília - UnB  
Faculdade UnB Gama - FGA  
Engenharia Automotiva**

**O Efeito do Tratamento Criogênico nas  
Propriedades Mecânicas e Estruturais do Aço SAE  
4340**

**Autor: Leone Braga Teixeira  
Orientador: Rodrigo Arbey Muñoz Meneses**

**Brasília, DF  
2017**



**Leone Braga Teixeira**

**O Efeito do Tratamento Criogênico nas Propriedades Mecânicas e Estruturais  
do Aço SAE 4340**

Monografia submetida ao curso de graduação em Engenharia Automotiva da Universidade de Brasília, como requisito parcial para obtenção do Título de Bacharel em Engenharia Automotiva.

Orientador: (Dr. Rodrigo Arbey Muñoz Meneses)

**Brasília, DF  
2017**

### CIP – Catalogação Internacional da Publicação\*

Teixeira, Leone Braga.

Título da Monografia: O Efeito do Tratamento Criogênico nas Propriedades Mecânicas e Estruturais do Aço SAE 4340 / Leone Braga Teixeira. Brasília: UnB, 2017. 103 p. : il. ; 29,5 cm.

Monografia (Graduação) – Universidade de Brasília  
Faculdade do Gama, Brasília, 2017. Orientação: Rodrigo Arbey Muñoz Meneses.

1. Tratamento Criogênico. 2. Propriedades Mecânicas. 3. Aço SAE 4340 I. Muñoz Meneses, Rodrigo Arbey. II. Dr.

CDU Classificação

## **REGULAMENTO E NORMA PARA REDAÇÃO DE RELATÓRIOS DE PROJETOS DE GRADUAÇÃO FACULDADE**

**Leone Braga Teixeira**

Monografia submetida como requisito parcial para obtenção do Título de Bacharel em Engenharia Automotiva da Faculdade UnB Gama - FGA, da Universidade de Brasília, em 06/12/2017, apresentada e aprovada pela banca examinadora abaixo assinada:

---

**Prof. Dr. Rodrigo Arbey Muñoz Meneses, UnB/ FGA**  
Orientador

---

**Prof. Dr. Edison Gustavo Cueva Galárraga, UnB/ FGA**  
Membro Convidado

---

**Prof. Dr. Cristian Vendittozzi, UnB/ FGA**  
Membro Convidado

Brasília, DF  
2017

Esse trabalho é dedicado ao meu avô, Gelson Braga (*in memoriam*), que nunca duvidou do meu potencial e sempre acreditou em um futuro melhor.

## AGRADECIMENTOS

Primeiramente, a Deus pois até aqui nos ajudou o Senhor.

À minha mãe e à minha avó, Kátia e Maria, respectivamente, por todo o suporte, por todas as lutas que enfrentamos juntos e por tudo o que elas já fizeram por mim.

Ao Prof. Dr. Rodrigo Muñoz pela oportunidade e pela orientação necessária para a realização deste trabalho.

Aos meus irmãos e melhores amigos, Lucas e Leonardo, por todo companheirismo e alegrias que compartilhamos quando nos reunimos.

Ao meu tio Claudinei pelas caronas e conversas nas idas e vindas do Gama durante quase todo o curso.

À minha família por ser minha base e minha fonte de energia, onde, através da nossa comunhão, encontro motivo para seguir buscando os meus objetivos e trilhando o meu caminho.

Aos amigos e colegas de curso, pelo espírito de amizade e por partilharmos de um dos momentos mais marcantes de nossas vidas.

Aos professores do curso de Engenharia Automotiva da Faculdade do Gama da Universidade de Brasília por todo o conhecimento que eu adquiri durante essa jornada.



“O coração do homem pode fazer planos, mas a resposta certa dos lábios vem do SENHOR.”  
Pv 16, 1.



## RESUMO

Estudos revelam que a criogenia pode melhorar as propriedades mecânicas e estruturais dos aços temperados e revenidos, reduzindo a presença da austenita retida e precipitando os microcarbonetos. A transformação da austenita retida em martensita e a precipitação de microcarbonetos são os mecanismos responsáveis pelo aumento da dureza e resistência ao desgaste nos aços. Tais mudanças resultam em uma melhor estabilidade dimensional, ganho em tenacidade e resistência mecânica, por isso este método é amplamente utilizado em aços-ferramenta. Neste trabalho, foi desenvolvido um estudo comparativo das mudanças estruturais e mecânicas, por meio da difração de raio X, microscopia eletrônica de varredura, de ensaios de tração e dureza, no aço SAE 4340 submetido a dois tipos de tratamento descritos a seguir: grupo 1) têmpera – revenido e grupo 2) têmpera – tratamento criogênico profundo – revenido. Os corpos de prova do grupo 1 foram aquecidos em forno tipo mufla a 850°C e temperados em óleo automotivo com posterior revenido a uma temperatura de 200°C por 25 minutos. Os corpos de prova do grupo 2 foram aquecidos em forno tipo mufla a 850°C e também temperados em óleo automotivo. Posteriormente, foram submetidos ao tratamento criogênico profundo de -196°C por um tempo de 15 e 24 horas e, por fim, passaram pelo processo de revenido a uma temperatura de 200°C por 25 minutos. Os corpos de prova nestas condições foram analisados por ensaio de tração, os quais apresentaram um LRT de 1847±6,7 MPa na condição do grupo 1 e de 1867,4±0,6 MPa na condição do grupo 2. As amostras foram submetidas a ensaio de dureza Rockwell C, onde obteve-se uma dureza de 46,2±7,7 HRC para o grupo 1 e de 53,3±0,2 HRC para o grupo 2, confirmando a possibilidade de ganho de dureza através de tratamento criogênico profundo. Preparações metalográficas foram feitas para analisar as microestruturas obtidas com os diferentes tratamentos. Para efeito de comparação, as amostras sem nenhum tipo de tratamento também foram analisadas. Foi possível concluir que os tratamentos criogênicos empregados são efetivos no que se refere a transformação da austenita retida em martensita, os quais apresentaram porcentagem de martensita na faixa de 96,2-96,78%.

**Palavras-chave:** Tratamento Criogênico. Aço SAE 4340. Propriedades Mecânicas e Estruturais.



## ABSTRACT

Studies have shown that cryogenics can improve the mechanical and structural properties of steels which were submitted to quench and temper by reducing the presence of retained austenite and to precipitating microcarbons. The transformation of austenite retained in martensite and the precipitation of microcarbons are the mechanisms responsible for the increase in hardness and wear resistance in steels. Such changes result in better dimensional stability, gain in toughness and mechanical strength, so this method is widely used in tool steels. In this work, a comparative study of the structural and mechanical changes was carried out, using X-ray diffraction, scanning electron microscopy, tensile tests and hardness tests, in SAE 4340 steel subjected to two types of treatment described in two types of treatment was developed: group 1) quench temper – tempering, group 2) quench temper - deep cryogenic treatment - tempering. The specimens of group 1 were heated in a muffle furnace at 850°C and cooled in automotive oil and then tempered at 200°C for 25 minutes. The specimens of group 2 were heated in muffle furnaces at 850°C and also cooled in automotive oil. Subsequently, they were submitted to the deep cryogenic treatment of -196°C for a time of 15 and 24 hours and, finally, they passed through the tempering process at a temperature of 200°C for 25 minutes. The specimens under these conditions were analyzed by tensile test, which presented an average LRT of 1847.05 MPa in the condition of group 1 and 1867.48 MPa in the condition of group 2. The samples were submitted to a Rockwell hardness test C, where a hardness of  $46.2 \pm 7.7$  HRC was obtained for group 1 and  $53.3 \pm 0.2$  HRC for group 2, demonstrating the possibility of hardness gain through deep cryogenic treatment. Metallographic preparations were made to analyze the microstructures obtained with the different treatments. For comparison purposes, the samples without any type of treatment were also analyzed. It was possible to conclude that the cryogenic treatments employed are effective in the transformation of austenite retained in martensite, which presented a percentage of martensite in the range of 96.2-96.78%.

**Keywords:** Cryogenic Treatment. SAE 4340 Steel. Mechanical and Structural Properties.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1. Diagrama de fases ferro-carbeto de ferro (Adaptado de Callister, 2002).....	9
Figura 2. Curvas TTT do aço SAE 4340 (Adaptado de ANAZAWA, 2007)..	10
Figura 3. Distribuição de partículas de cementita entre as placas de bainita na microestrutura do aço SAE 4340 (ABDALLA, 2006)..	11
Figura 4. Plaquetas de martensita de uma liga Fe-Ni-C (SANTOS, 2008).....	12
Figura 5. Efeito da temperatura de revenido na dureza do material para um tempo determinado (MARTINS, 2002).....	14
Figura 6. Estrutura da martensita do aço AISI 4340 revenido a 300°C (Lee e Su, 1997). .....	16
Figura 7. Micrografia Óptica da martensita do aço AISI 4340, temperado em óleo, 850°C/30min (Lee e Su, 1997).....	16
Figura 8. Micrografia de um aço AISI 4340, apresentando ripas de martensita como temperado (Lee e Su, 1997).....	17
Figura 9. Micrografia de um aço AISI 4340 temperado em óleo (850°C/30min) e revenido a 200°C por 2 horas (Lee e Su, 1997).....	18
Figura 10. Câmara de resfriamento idealizada por Gulyaev (Adaptado de Gulyaev, 1937).....	24
Figura 11. (a) Processo de tratamento Cryotough com nitrogênio líquido a (-196°C) e (b) Processador criogênico (Adaptado de Rasma, 2015).....	25
Figura 12. (a) Sistema de imersão em nitrogênio líquido do processo NBP. (b) Carga de aço AISI H13 depois do banho, sobre um ventilador para aquecimento a temperatura ambiente (Adaptado de Kamody, 1999).....	26
Figura 13. Volume da austenita retida em função do teor de carbono (Reed Hill, 1982).. .....	28
Figura 14. Desenho esquemático do ensaio de tração (Adaptado de Lopes, 2010).. .....	29

Figura 15. Diagrama tensão-deformação de um material que obedece a lei de encruamento exponencial: escala normal (Adaptado de DIETER, 1976)..	30
Figura 16. Difração de raios-X com (a) interferência construtiva e (b) interferência destrutiva (Adaptado de SILVA, 2007)..	33
Figura 17. Corpo de prova segundo a norma ASTM E8M (Fonte: Adaptado de Rasma, 2015)..	35
Figura 18. Fluxograma dos procedimentos utilizados no tratamento e caracterização do aço SAE 4340 (Próprio Autor, 2017)..	36
Figura 19. Forno tipo mufla da Fornitec (Próprio Autor, 2017)..	37
Figura 20. (a) Formato e (b) tampa do Botijão YDS 20-50 da Cryofarm (Próprio Autor, 2017)..	38
Figura 21. Difratoograma de raio x do aço SAE 4340 como recebido – Grupo I (Próprio Autor, 2017)..	43
Figura 22. Difratoograma de raio x do aço SAE 4340 temperado – Grupo II (Próprio Autor, 2017)..	44
Figura 23. Difratoograma de raio x do aço SAE 4340 (a) temperado e revenido – Grupo III, (b) , ampliação da zona indicando a pico do composto intermetálico $Cr_{1,36}Fe_{0,52}$ (crometo de ferro) (Próprio Autor, 2017)..	45
Figura 24. Difratoograma de raio x do aço SAE 4340 temperado, criogenizado (15h) e revenido – Grupo IV (Próprio Autor, 2017)..	47
Figura 25. Difratoograma de raio x do aço SAE 4340 temperado, criogenizado (24h) e revenido – Grupo V (Próprio Autor, 2017)..	48
Figura 26. Microestrutura do aço SAE 4340 como recebido – grupo I. P(perlita). F(ferrita). (Próprio Autor, 2017)..	52
Figura 27. Microestrutura do aço SAE 4340 temperado – grupo II. AR(austenita retida). M(martensita) (Próprio Autor, 2017)..	53
Figura 28. Microestrutura do aço SAE 4340 após tratamento convencional – grupo III. AR(austenita retida). B(bainita) (Próprio Autor, 2017)..	55
Figura 29. Microestrutura do aço SAE 4340 após têmpera, criogenia (15h) e revenido – grupo IV (Próprio Autor, 2017)..	56

Figura 30. Microestrutura do aço SAE 4340 após têmpera, criogenia (24h) e revenido – grupo V. AM(aglomerado de martensita). B(bainita). AR(austenita retida) (Próprio Autor, 2017).....	58
Figura 31. Gráficos tensão-deformação dos grupos analisados (Próprio Autor, 2017). .....	61
Figura 32. Método da pré-deformação de 0,002 para o grupo II (Próprio Autor, 2017).. .....	63
Figura 33. Zona de fratura do aço SAE 4340 – grupo I (Próprio Autor, 2017). .....	67
Figura 34. Zona de fratura do aço SAE 4340 – grupo II (Próprio Autor, 2017). .....	69
Figura 35. Zona de fratura do aço SAE 4340 – grupo III (Próprio Autor, 2017). .....	70
Figura 36. Zona de fratura do aço SAE 4340 – grupos IV e V. D(dimples). I(inclusões). FF(flat facets) (Próprio Autor, 2017).....	71

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1. Composição do aço liga SAE 4340 (Adaptado de Silva, 2012).....	7
Tabela 2. Propriedades Mecânicas do aço SAE 4340 (Adaptado de Chiaverini, 1984).. .....	7
Tabela 3. Efeito da adição de elementos de liga na temperatura $M_s$ e na austenita retida de aço com 1% de carbono ( Adaptada de Roberts et al., 1980).....	19
Tabela 4. Efeito da velocidade do resfriamento e do resfriamento interrompido sobre a quantidade de austenita retida. (Adaptada de Chiaverini, 2008).....	21
Tabela 5. Dureza Rockwell C medida para os tratamentos propostos (Próprio Autor, 2017).....	42
Tabela 6. Parâmetros de rede calculados com os dados dos resultados obtidos dos difratogramas de raio X das amostras (Próprio Autor, 2017). ....	49
Tabela 7. Parâmetros de rede calculados com os dados dos resultados obtidos dos difratogramas de raio x das amostras (Próprio Autor, 2017).....	50
Tabela 8. Dimensões de trabalho dos corpos de prova testados (Próprio Autor, 2017). .....	59
Tabela 9. Resultados e propriedades analisadas (Próprio Autor, 2017). ....	64
Tabela 10. Módulo de tenacidade e de resiliência para o aço SAE 4340 nas condições dos grupos I, II, III, IV e V (Próprio Autor, 2017).....	66
Tabela 11. Alongamento percentual e redução percentual de área do aço SAE 4340 nas condições dos grupos I, II, III, IV e V (Próprio Autor, 2017).....	72

## LISTA DE EQUAÇÕES

Equação 1. Tensão convencional ou nominal (CALLISTER, 2013) .....	30
Equação 2. Deformação relativa (CALLISTER, 2013) .....	30
Equação 3. Coeficiente de encruamento (CALLISTER, 2013).....	30
Equação 4. Tensão verdadeira (CALLISTER, 2013).....	31
Equação 5. Equação da tensão verdadeira em logarítimo (CALLISTER, 2013) .....	31
Equação 6. Alongamento percentual (CALLISTER, 2013).....	31
Equação 7. Redução percentual de área (CALLISTER, 2013) .....	31
Equação 8. Módulo de tenacidade para material dúctil (CALLISTER, 2013).....	32
Equação 9. Módulo de tenacidade para material frágil (CALLISTER, 2013).....	32
Equação 10. Módulo de resiliência (CALLISTER, 2013).....	32
Equação 11. Equação de Bragg (SILVA, 2012) .....	33
Equação 12. Equação Koistinen-Marburger (CRUZ, 2013) .....	44
Equação 13. Equação da distância interplanar para o sistema cúbico (ALMEIDA, 2014) .....	48
Equação 14. Equação da distância interplanar para o sistema tetragonal (ALMEIDA, 2014) .....	48
Equação 15. Equação da distância interplanar para o sistema hexagonal (ALMEIDA, 2014) .....	48
Equação 16. Fração volumétrica de austenita retida (ASTM E975-03).....	50
Equação 17. Fração volumétrica de austenita retida (ASTM E975-03).....	50





## SUMÁRIO

<b>1 INTRODUÇÃO</b> .....	<b>1</b>
<b>2 OBJETIVOS</b> .....	<b>2</b>
2.1 OBJETIVO GERAL .....	2
2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS .....	2
<b>3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</b> .....	<b>3</b>
3.1 AÇOS .....	3
3.2 AÇOS-LIGA .....	3
3.3 AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA E BAIXA LIGA (ARBL) .....	4
3.3.1 INFLUÊNCIA DOS ELEMENTOS DE LIGA NAS PROPRIEDADES DOS AÇOS .....	5
3.4 AÇO SAE 4340 .....	6
3.5 DIAGRAMA DE FASES Fe-C .....	8
3.6 TRATAMENTO TÉRMICO DE TÊMPERA .....	12
3.7 TRATAMENTO TÉRMICO DE REVENIDO .....	13
3.7.1 ESTÁGIOS DE REVENIDO .....	14
3.8 ESTRUTURA TEMPERADA E REVENIDA DO AÇO SAE 4340 .....	17
3.9 AUSTENITA RETIDA .....	18
3.10 TRATAMENTO CRIOGÊNICO .....	21
3.10.1 TIPOS DE TRATAMENTOS CRIOGÊNICOS .....	22
3.10.2 TRATAMENTO CRIOGÊNICO E TRATAMENTO SUBZERO .....	27
3.11 CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA .....	29
3.11.1 ENSAIO DE TRAÇÃO .....	29
3.11.2 ENSAIO DE DUREZA ROCKWELL .....	32
3.12 DIFRAÇÃO DE RAIO X .....	33
<b>4 MATERIAIS E MÉTODOS</b> .....	<b>35</b>
4.1 CORPOS DE PROVA .....	35
4.2 TRATAMENTOS TÉRMICOS .....	35
4.2.1 TRATAMENTO TÉRMICO CONVENCIONAL .....	36
4.2.2 TRATAMENTO CRIOGÊNICO PROFUNDO .....	37
4.3 CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA .....	38
4.3.1 ENSAIO DE TRAÇÃO .....	38
4.3.2 ENSAIO DE DUREZA ROCKWELL .....	38
4.4 CARACTERIZAÇÃO DA ESTRUTURA E MORFOLOGIA .....	39
4.4.1 ANÁLISES DIFRATOMÉTRICAS .....	39
4.4.2 ANÁLISES METALOGRÁFICAS .....	39
4.4.3 MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA .....	40
<b>5 RESULTADOS E DISCUSSÕES</b> .....	<b>41</b>
5.1 ANÁLISE DA DUREZA ROCKWELL C .....	41
5.2 ANÁLISES POR DIFRAÇÃO DE RAIOS X .....	42
5.3 ANÁLISE DAS MICROESTRUTURAS .....	51
5.4 COMPORTAMENTO DAS CURVAS TENSÃO-DEFORMAÇÃO .....	58
5.4.1 ANÁLISE DA TENACIDADE E RESILIÊNCIA .....	65
5.4.1 ANÁLISE DA DUCTILIDADE .....	66
<b>6 CONCLUSÕES</b> .....	<b>73</b>
<b>REFERENCIAS BIBLIOGRAFICAS</b> .....	<b>75</b>



## 1. INTRODUÇÃO

O aço SAE (*Society of Automotive Engineers*) 4340 é um aço de alta resistência e baixa liga (ARBL) amplamente utilizado na indústria automotiva e aeroespacial, em trens de pouso de aeronaves, elementos de junção em veículos lançadores e em outras aplicações estruturais (CARDOSO, 2010), por apresentar uma excelente combinação de propriedades mecânicas como: boa resistência à tração, tenacidade, resistência mecânica, resistência à fadiga e boa ductilidade (CHANG, 1994).

Através do controle adequado da composição química e da microestrutura do material, pode ser feito o aprimoramento destas propriedades. Com esse intuito, os aços são submetidos a tratamentos térmicos, passando, durante todo o tratamento, por ciclos de aquecimento e resfriamento a partir da temperatura de austenitização (CALLISTER, 2012).

De forma geral, em estado de equilíbrio, um aço SAE 4340 é composto por matriz perlítica com ferrita nos contornos de grão e, nos tratamentos térmicos deste tipo de aço, como alternativas na microestrutura, se apresentam outras fases como a martensita e bainita, além da austenita retida (ANAZAWA, 2008).

O aumento nas propriedades mecânicas dos aços está ligado diretamente ao desenvolvimento industrial do país, pois essa necessidade surge na produção industrial, que busca meios de melhorar e desenvolver materiais de alto desempenho para aplicações que requerem alto coeficiente de segurança.

Nesse caso, o tratamento criogênico surge como um processo de tratamento térmico inovador, com a proposta de aprimorar as propriedades mecânicas da martensita revenida. Por apresentar aumento a resistência ao desgaste, aumento da vida a fadiga, aumento da dureza e a redução da tensão residual, a criogenia é amplamente aplicada às ferramentas de corte.

O tratamento criogênico – normalmente empregado em materiais que já passaram por tratamento térmico de têmpera – consiste em submeter os materiais a baixas temperaturas por um período determinado de tempo. Este não é um tratamento superficial, pois ele afeta todo o interior da peça, garantindo a manutenção das propriedades do material ao longo de toda a sua vida útil (Moreira et al., 2009).

## 2. OBJETIVOS

### 2.1 Objetivo Geral

Realizar um estudo comparativo sobre as mudanças estruturais, morfológicas e mecânicas do aço SAE 4340 nas condições de como recebido, temperado, tratado termicamente com têmpera e revenido e tratado termicamente com têmpera, tratamento criogênico profundo e revenido.

### 2.2 Objetivos Específicos

Identificar as mudanças estruturais no aço SAE 4340 no estado como recebido, após o tratamento convencional e após o tratamento criogênico, por meio da difração de raios X e relacionar estes resultados com as propriedades mecânicas.

Avaliar as mudanças microestruturais do aço SAE 4340 no estado como recebido, após o tratamento convencional e após o tratamento criogênico, por meio das análises metalográficas com visualização das imagens obtidas via microscopia eletrônica de varredura.

Testar o comportamento mecânico do aço SAE 4340 no estado como recebido, após o tratamento convencional e após o tratamento criogênico, por meio de ensaios de tração e dureza e relacionar estes resultados com as alterações microestruturais.

### 3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

#### 3.1 Aços

O aço é uma liga ferro-carbono com composição de 0,008% até aproximadamente 2,14%C. Apesar dos principais elementos de liga do aço serem o ferro e o carbono, há a presença de elementos secundários, que são elementos residuais em sua composição, oriundos do processo de fabricação (CALLISTER, 2002). Os aços são classificados como aço-carbono comum, aço de baixa liga e aço de alta liga.

Os aços-carbono comuns, como definido acima, contêm concentrações residuais de impurezas em seu interior, além de ferro, carbono e um pouco de manganês. Estes estão subdivididos nos aços com baixo teor de carbono, médio teor de carbono e alto teor de carbono.

- Aços com baixo teor de carbono: esses aços contêm geralmente menos do que aproximadamente 0,25%pC e não respondem a tratamentos térmicos que visem a formação de martensita;
- Aços com médio teor de carbono: possuem concentrações de carbono entre aproximadamente 0,25 e 0,60%pC e podem ser tratadas termicamente por austenitização, têmpera e, em seguida, revenido para melhorar suas propriedades mecânicas.
- Aços com alto teor de carbono: aqueles que possuem normalmente teores de carbono entre 0,60 e 1,40%pC, são os mais duros e resistentes e, portanto, os menos dúcteis.

#### 3.2 Aços-liga

Porém, os aços-carbono possuem limitações no que se refere a propriedades especiais de resistência a corrosão, resistência ao desgaste, resistência ao calor, características elétricas ou magnéticas, etc. Nesse caso, quando se deseja essas propriedades, recorre-se aos aços-liga (CHIAVERINI, 1984).

Os aços de baixa liga são aqueles com adição de pequenos teores de outros elementos de liga como, por exemplo, o Cromo, Manganês, Silício, Níquel, Cobre, Molibdênio e Vanádio, que podem variar de 1,5% à 5,0%, a fim de se obter melhores

propriedades mecânicas e alta resistência, resultando nos aços ARBL (Alta Resistência e Baixa Liga) (CALLISTER, 2002).

Os aços de alta liga possuem um percentual de elementos de liga maior do que 10%, sendo comumente aplicados em situações que requerem elevada resistência a oxidação, elevada resistência mecânica e ao desgaste (CALLISTER, 2012).

### 3.3 Aços de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL)

Como são aços com baixos teores de liga e altos limites de resistência, os aços de alta resistência e baixa liga possuem microadições de elementos de liga de forma que, associados com os tratamentos termomecânicos, apresentem microestrutura com grãos finos. De forma geral, estes aços possuem as seguintes características: são dúcteis, são mais resistentes e tenazes que os aços-carbono convencionais, são soldáveis e possuem boa conformabilidade (CARDOSO, 2011). Os aços de alta resistência e baixa liga podem ser classificados em:

- Aços patináveis: devido as suas características e qualidades, que apresentam alta resistência mecânica e à corrosão atmosférica, eles podem apresentar uma resistência oito vezes maior que a dos aços-carbono (DUTRA, 2013).
- Aços de laminação controlada: laminados a quente, ocorre o refino da microestrutura austenítica, resultando na transferência para a estrutura ferrítica. Aumentando-se simultaneamente a resistência mecânica e a tenacidade do aço (PLAUT, 2009).
- Aços com perlita Reduzida: com baixo teor de carbono e com pouca ou nenhuma perlita na microestrutura, é reforçado por uma estrutura de grãos finos de ferrita e endurecido por precipitação (CARDOSO, 2011).
- Aços microligados: são aços cujas propriedades são modificadas pela adição de pequenos elementos de liga, como nióbio, vanádio e titânio, visando refinamento do tamanho de grão e o endurecimento por precipitação (PIMENTA, 2012).
- Aço com ferrita acicular: a obtenção da ferrita acicular em aços microligados resulta em uma boa combinação de propriedades mecânicas, apresentando

uma melhoria na tenacidade, por meio da sua morfologia fina e entrelaçada dificultando a propagação de trincas (OLIVEIRA, 2007).

- Aço dual phase ou bifásico: processado para microestrutura de ferrita contendo formação de martensita em regiões de alto carbono, de forma a garantir que sejam minimizadas as perdas de estampabilidade provenientes dos maiores níveis de resistência mecânica (GORNÍ, 2008).
- Aço multifásico: são obtidos através de uma austenitização total ou parcial, posteriormente tratado isotermicamente na faixa de transformação bainítica, possuindo diferentes frações volumétricas das fases, resultando na otimização de suas propriedades mecânicas (EILISES, 2008).

### 3.3.1 Influência dos Elementos de Liga nas Propriedades do Aço

Devido as limitações dos aços-carbono comuns quando da sua aplicação em projetos de engenharia e visando uma melhor performance e uma maior adesão dessas ligas, a indústria e as usinas iniciaram a adição de elementos de liga diversos, que possibilitam um considerável ganho de propriedades mecânicas desses materiais, de forma que apresentem um bom desempenho em serviço. Os principais elementos químicos presentes na estrutura de aços-liga:

**Carbono:** quando precipitado, forma carbonetos. Nos aços, atua como elemento endurecedor, produzindo dureza e resistência mecânica necessária para aplicações diversas de componentes mecânicos. Com até 0,02%C, pode estar solubilizado no ferro alfa e com até 2,11%C, no ferro gama. Produz a fase cristalina metaestável (martensita) quando solubilizado no ferro alfa em altos teores, saturando a estrutura cristalina CCC (CHIAVERINNI, 1984).

**Cromo:** responsável pelo aumento da endurecibilidade, da resistência a corrosão e a oxidação, apresentando uma melhoria na resistência a altas temperaturas. Produz maior resistência ao desgaste quando aplicado em combinação com o alto teor de carbono devido a formação de carbonetos (CHIAVERINNI, 1984).

**Níquel:** exerce efeito similar ao do Cromo sobre a temperabilidade. Em baixas temperaturas, apresenta alta influência sobre a tenacidade, atua de forma a aumentar



a resistência a corrosão e torna austenísticas ligas Fe-Cr que apresentam alto teor de Cromo (CHIAVERINNI, 1984).

Molibdênio: em solução, melhora a resistência a corrosão do aços inoxidáveis. Tem considerável influência sob o aumento da temperabilidade. Sob a forma de carbonetos, apresenta ganho positivo sobre a resistência ao desgaste, em especial por abrasão, bem como eleva a dureza e a resistência mecânica a quente (CHIAVERINNI, 1984).

Manganês: tende a formar carbonetos, aumenta moderadamente a endurecibilidade dos aços de maneira econômica e, devido ao enxofre, contrabalança a fragilidade. É solúvel no ferro alfa até uma composição de 3% (CHIAVERINNI, 1984).

### 3.4 Aço SAE 4340

A evolução do mercado dos aços-carbono para as ligas metálicas tratadas termicamente foi impulsionada pelos programas aeroespaciais militares com a intenção de obter materiais mais resistentes mecanicamente, na década de 1960, através do desenvolvimento de mísseis balísticos na União Soviética, Estados Unidos e França. Várias combinações foram desenvolvidas até que se pôde chegar às ligas com baixo percentual de carbono e composição química com altos teores de elementos de liga.

A ABNT (*Associação Brasileira de Normas Técnicas*), por intermédio da norma NBR NM 87, seguindo os critérios adotados pela AISI (*American Iron and Steel Institute*) e SAE, classifica o aço SAE 4340, da família 43XX, como um aço-Ni-Cr-Mo com 1,8% de Ni, 0,80% de Cr, 0,25% de Mo e com 0,40% de C (SILVA, 2006).

Segundo Silva, além de Ni, Cr e Mo, o aço SAE 4340 possui consideráveis 0,7% de Mn, 0,25% de Si e 0,04% de S, conforme está ilustrado na Tabela 1. Este material é considerado importante no âmbito da engenharia, muito utilizado nas indústrias automotivas e aeronáuticas para fabricação de componentes e peças que exigem elevada relação resistência/peso, conjuntamente com boa tenacidade, tais como virabrequim automotivo, eixo de transmissão, engrenagens, cubo de hélices, componentes de trem de pouso, entre outros. Sua utilização na maioria das vezes

está relacionada à grandes cargas cíclicas, a qual, por se tratar de um aço com boa resistência à fadiga, evitará a falha da peça ou componente (CALLISTER, 2002).

Tabela 1. Composição do aço liga SAE 4340 (Adaptado de Silva, 2012).

<b>C</b>	<b>Mn</b>	<b>Si</b>	<b>Cr</b>	<b>Ni</b>	<b>Mo</b>	<b>S</b>	<b>Fe</b>
0,40	0,7	0,25	0,8	1,8	0,25	0,04	95,75

Por se tratar de um aço ligado ao níquel-cromo-molibdênio, o aço liga SAE 4340 possui elevada resistência à fadiga, bem como resistência à fratura e resistência mecânica intermediária. As características deste aço são a alta resistência mecânica, alta tenacidade, elevada temperabilidade, baixa soldabilidade e baixa usinabilidade. A Tabela 2 indica as propriedades do aço liga SAE 4340 após ser submetido a uma temperatura de austenitização de 842°C, têmpera em óleo e revenido a 204°C (CHIAVERINI, 1984).

Tabela 2. Propriedades Mecânicas do aço SAE 4340 (Adaptado de Chiaverini, 1984).

<b>Condição</b>	<b>Temp. Ambiente</b>
Temperatura de austenitização (°C)	842
Resistência à tração (MPa)	1971
Limite de escoamento (MPa)	1853
Alongamento (%)	11
Redução de área (%)	39

O aço SAE 4340 possui um médio teor de carbono e baixa liga, possui alta resistência mecânica, elevada temperabilidade, alta tenacidade, baixa usinabilidade e baixa soldabilidade. Esse material apresenta falicidade para tratamento térmico e boa resistência à fadiga, portanto, ele é caracterizado com um aço de alta resistência e baixa liga (CARDOSO, 2010).

### 3.5 Diagrama de Fases Fe-C

Dois parâmetros são essenciais para a seleção de um metal ou liga metálica: as propriedades mecânicas e o desempenho em serviço. Estes dependem da sua composição química, da estrutura cristalina, do histórico de processamento e dos tratamentos térmicos.

O diagrama de fases ferro-carbono é o alicerce onde são baseados todos os tratamentos do aço, correlacionando com a temperatura o percentual de carbono na liga de Fe e as transformações de fases deste material. É possível observar, na Figura 1, os campos das fases: L-líquida,  $\gamma$ -austenita,  $\text{Fe}_3\text{C}$  (carboneto de ferro) – cementita,  $\alpha$ -ferrita (solução sólida de carbono em ferro  $\alpha$ ) e a grafita (estrutura cristalina exagonal).

A Figura 1 mostra o diagrama de uma liga binária Fe-C para teores de até 6,7% de carbono. O diagrama é representado até 6,7% de carbono porque este elemento forma com o ferro o composto  $\text{Fe}_3\text{C}$  que contém aproximadamente 6,7% de carbono e, por outro lado, pouco ou nada se conhece acima desse teor. Contudo, ligas acima de 4,0% a 4,5% de carbono possuem pequena ou nenhuma importância comercial (CHIAVERINI, 1984).

O carbono está presente no ferro como uma impureza intersticial, formando uma solução sólida com a ferrita  $\alpha$ , a ferrita  $\delta$ , e também com a austenita (CALLISTER, 2002).

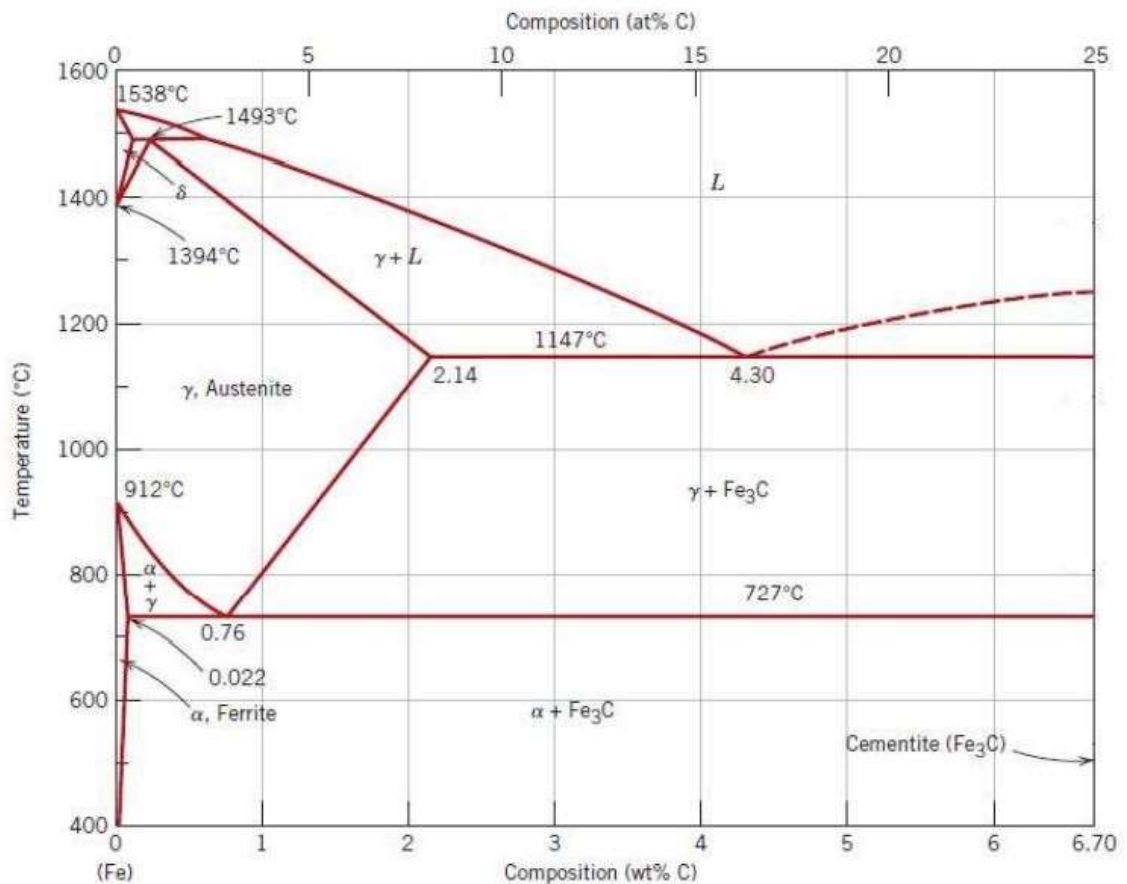


Figura 1. Diagrama de fases ferro-carbeto de ferro (Adaptado de Callister, 2002).

A austenita, ou fase  $\gamma$ , não é estável abaixo de  $727^{\circ}\text{C}$  ( $1341^{\circ}\text{F}$ ) se estiver ligada somente com o carbono. A solubilidade máxima do carbono na austenita, 2,14%p, ocorre a  $1147^{\circ}\text{C}$  ( $2097^{\circ}\text{F}$ ). Para a ferrita CCC, esse valor máximo da solubilidade do carbono é aproximadamente 100 vezes menor, pois as posições intersticiais na estrutura CFC são maiores e as deformações impostas sobre os átomos de ferro circunvizinhos são muito menores.

A solubilidade máxima do carbono na ferrita é muito baixa, aproximadamente 0,008%p, sendo considerada nula em alguns casos específicos. Já a cementita ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ) só é formada quando o carbono atinge o seu limite de solubilidade na ferrita  $\alpha$ , abaixo de  $727^{\circ}\text{C}$ . Em decorrência disso, compõe a região das fases  $\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$ . Observa-se na Figura 1 que o  $\text{Fe}_3\text{C}$  também coexistirá com a austenita na faixa de temperatura  $727$ - $1147^{\circ}\text{C}$ .

Durante o resfriamento, as reações mais relevantes que ocorrem no diagrama Fe-C são:

- Reação eutetóide (0,76% de C / 727°C):  $\gamma$  (austenita)  $\rightarrow$   $\alpha$ (ferrita) + Fe<sub>3</sub>C (cementita).
- Aços eutetóides (percentual de 0,76%C).
- Aço hipoeutetóide (percentual entre 0,008 e 0,76%C).
- Aço hipereutetóide (percentual superior a 0,76%C).
- Zona crítica compreendida no campo bifásico ( $\alpha + \gamma$ ).

Na ocasião de um resfriamento fora do equilíbrio, algumas fases ou transformações podem ocorrer em temperaturas diferentes daquelas anteriormente descritas no diagrama Fe-C. As curvas TTT (Tempo, Temperatura e Transformação) apresentam formas gráficas para representarem as mudanças microestruturais que o aço pode sofrer durante o resfriamento da fase austenítica, possibilitando o controle das transformações. Na construção das curvas TTT, é utilizado resfriamento isotérmico (à temperatura constante), como, por exemplo, na Figura 2, mostrando a curva TTT para o aço 4340 e as suas possíveis transformações (ANAZAWA, 2007).

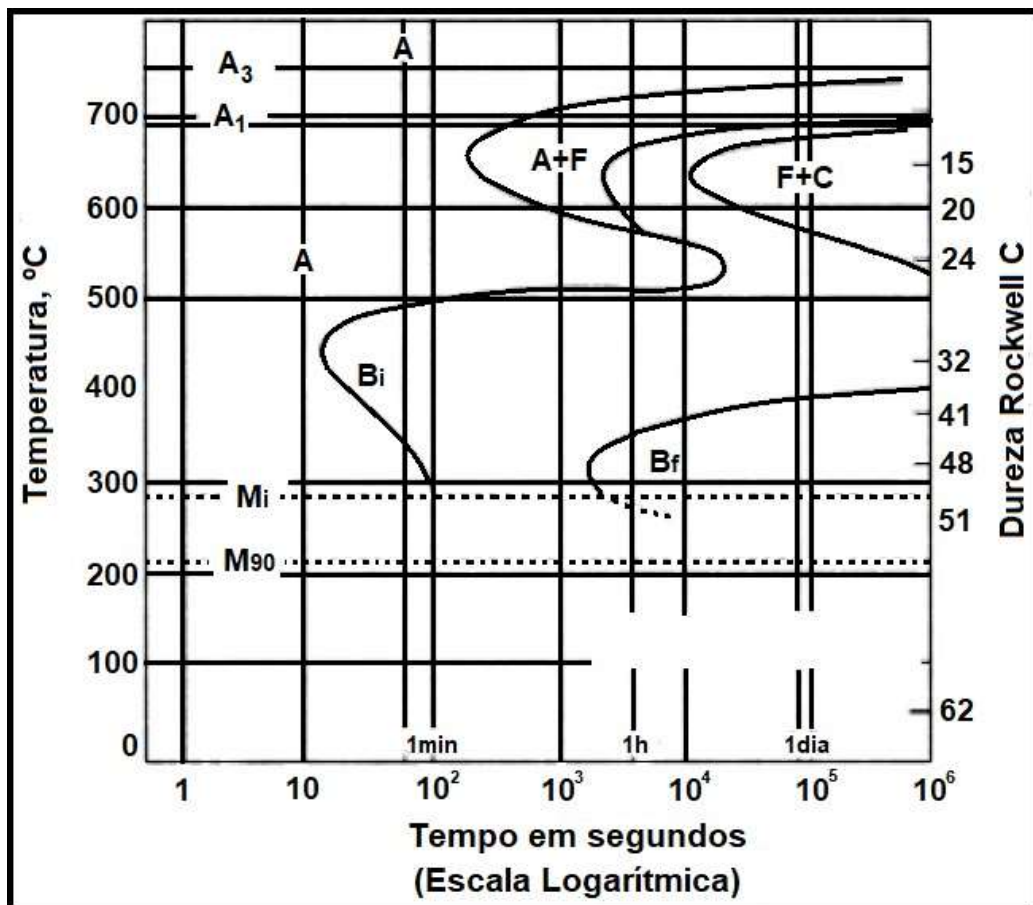


Figura 2. Curvas TTT do aço SAE 4340 (Adaptado de ANAZAWA, 2007).

A bainita, que se encontra nas regiões B da Figura 2, é um microconstituente dos aços provenientes de transformação austenítica por meio de resfriamento rápido (aproximadamente  $10$  a  $10^4$  segundos) em uma faixa de temperatura que varia de  $300$  a  $540^\circ\text{C}$  (ABDALLA, 2006). A perlita (ferrita e cementita -  $\text{Fe}+\text{Fe}_3\text{C}$ ) surge em temperaturas acima de  $540^\circ\text{C}$  e a martensita, abaixo de  $300^\circ\text{C}$ . Em condições reais, uma peça não se resfria de forma homogênea, suas diferentes partes resfriam em velocidades diferentes.

A bainita possui a mesma composição da austenita, porém, observa-se que durante a decomposição bainítica ocorre a decomposição em duas fases: crescimento da ferrita e a precipitação dos carbonetos (BHADESHIA, 2001). A Figura 3 exemplifica uma microestrutura bainítica de um aço SAE 4340 após ataque com reagente Contorno de Grão e ataque com nital 2%. A bainita em forma de finas ripas isoladas, em tonalidade preta, é indicada pela letra B (bainita) e está dispersa em uma matriz de tonalidade marrom claro que caracteriza a martensita, indicada pela letra M (martensita) (SOUZA, 2008).

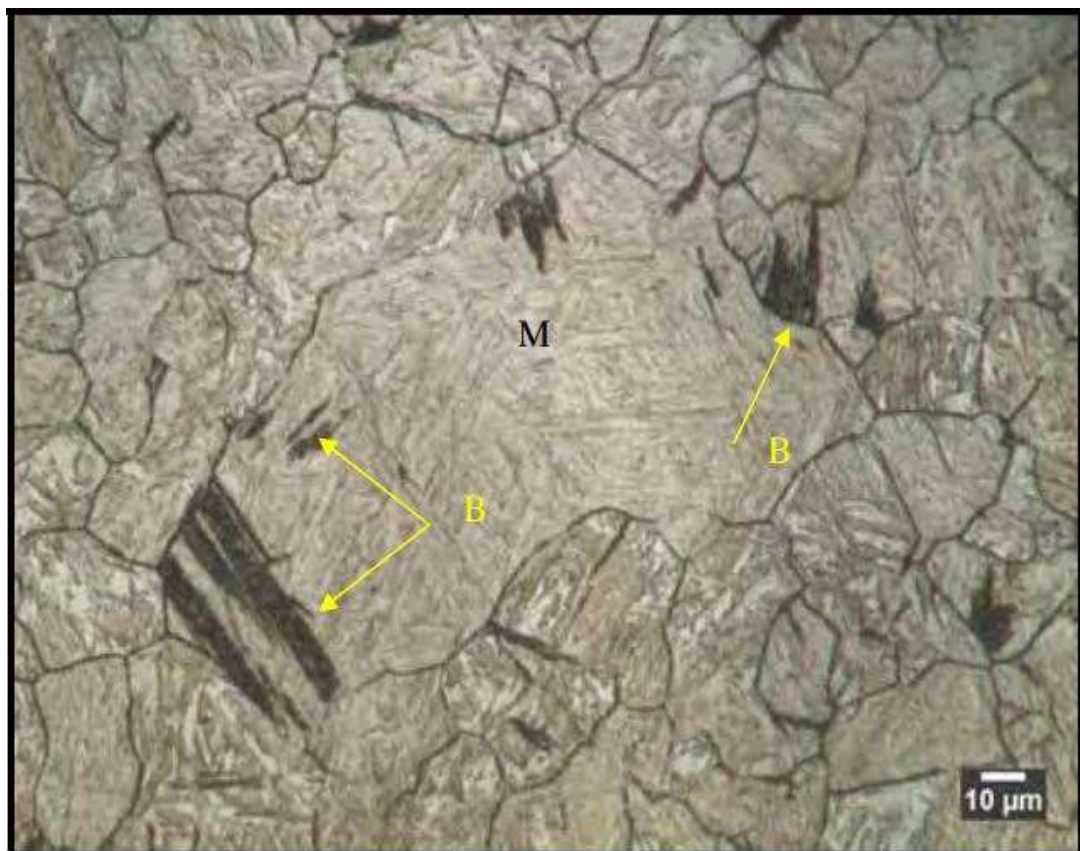


Figura 3. Distribuição de partículas de cementita entre as placas de bainita na microestrutura do aço SAE 4340 (ABDALLA, 2006).

### 3.6 Tratamento Térmico de Têmpera

A formação da martensita ocorre quando ligas ferrosas, após atingirem a temperatura de austenitização, são resfriadas bruscamente – como no tratamento térmico de têmpera, transformando-se em uma estrutura monofásica tetragonal de corpo centrado conforme observado na Figura 4. Os elementos de liga presentes na composição do aço influenciam diretamente na sua temperabilidade, em outras palavras, na velocidade de resfriamento necessária para que o aço em temperatura de austenitização tenha toda a sua microestrutura austenítica transformada em martensita.

Considerada como uma transformação de fase espontânea de um material cristalino, a transformação martensítica ocorre em resposta às forças químicas internas e esforços externos.

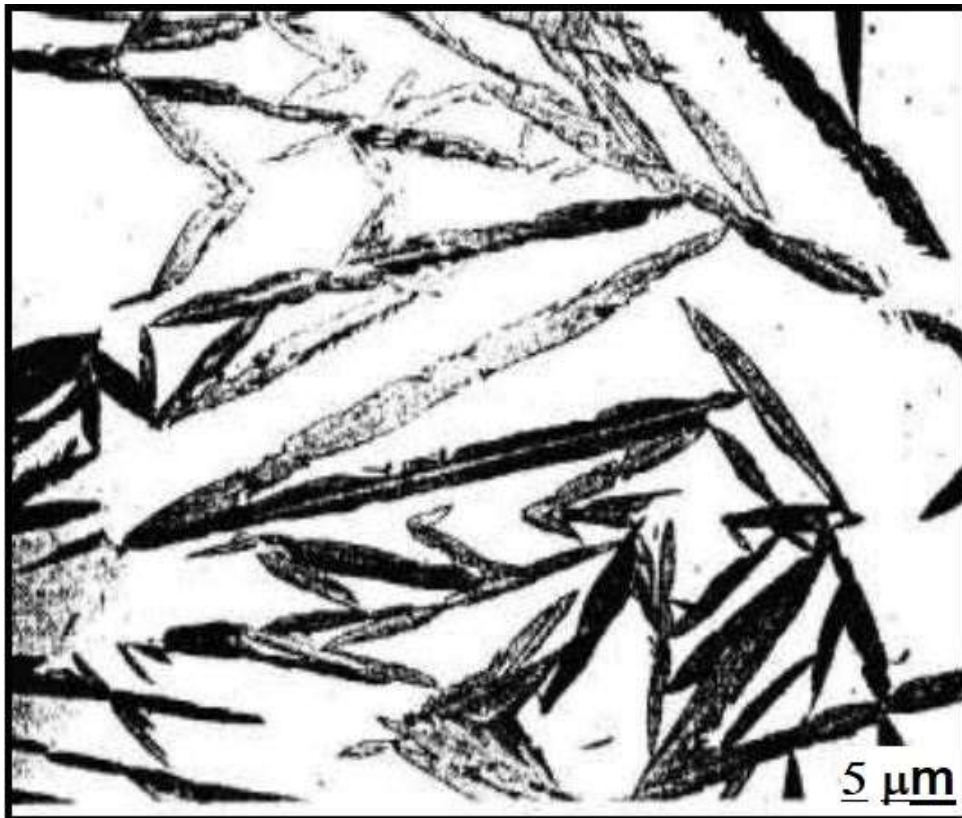


Figura 4. Plaquetas de martensita de uma liga Fe-Ni-C (SANTOS, 2008).

A transformação martensítica se inicia, na temperatura que é conhecida como  $M_s$  (Temperatura de Início da Transformação da Martensita), quando os primeiros volumes da fase austenítica se transformam em martensita. O resfriamento rápido da austenita limita a difusão do carbono, nitrogênio ou dos elementos de liga especiais

para os seus lugares de preferência, como para formar carbonetos, mas de modo geral, não evita a transformação alotrópica da  $\gamma$ -Fe em  $\alpha$ -Fe. Há dois tipos principais de transformação martensítica na cinética de transformação: atérmica e isotérmica (GUIMARÃES, 1981).

**Transformação atérmica.** Se a amostra, durante o seu resfriamento, for mantida em uma temperatura isotérmica, abaixo de  $M_s$  e acima de  $M_f$  (Temperatura Final de Transformação da Martensita), a reação terá fim somente quando toda a amostra estiver na presente temperatura. Haverá crescimento de fase desde que a temperatura novamente decresça. Portanto, o processo de nucleação do cristal não é termicamente ativado, sendo denominado de transformação martensítica atérmica. As ligas que apresentam este comportamento são Fe-C, Fe-Ni, Fe-Ni-C, etc.

**Transformação isotérmica.** Transformação na qual a quantidade de martensita formada depende diretamente da temperatura e do tempo. A transformação isotérmica se difere da transformação atérmica por ser dependente do tempo (SANTOS, 2008). O aumento inicial na taxa de nucleação é devido à nucleação autocatalítica, na qual as primeiras martensitas formadas produzem outros locais de nucleação de placas de martensita causando o subsequente aumento da taxa de nucleação. Este comportamento é observado nas ligas de Fe-Ni-Mn, Fe-Ni-Cr-C, Fe-Ni e Fe-Ni-C.

As transformações da austenita para martensita envolvem um processo de endurecimento, conhecido como cisalhamento da rede. A alta resistência da martensita é devido às muitas barreiras que impedem o deslocamento das discordâncias (DIETER, 1981). Após o tratamento de têmpera, a microestrutura martensita do aço necessita de um tratamento para alívio de tensões e redução da dureza, denominado revenimento.

### 3.7 Tratamento Térmico de Revenido

A martensita é a microestrutura de maior resistência mecânica. Além da martensita, a matriz martensítica possui outros componentes microestruturais, como os carbonetos e a austenita retida. Devido as transformações de fase cristalinas, essas microestruturas produzidas apresentam elevados níveis de tensão e, portanto, não podem ter uso imediato. O reaquecimento dos aços martensíticos a temperaturas que se encontram abaixo da zona crítica favorece uma sequência de reações que



apresentam ganho nas propriedades de dureza e resistência mecânica destes componentes (MARTINS, 2002).

Como pode ser visto na Figura 5, a temperatura de revenido é escolhida em conformidade com a dureza final desejada. O processo de revenido nos aços visa o alívio das tensões – originadas pelas transformações microestruturais durante o resfriamento rápido da austenita – e a obtenção de dureza, resistência mecânica e/ou tenacidade.

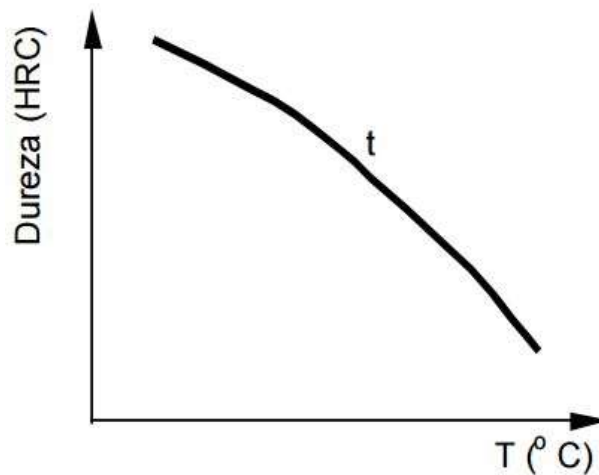


Figura 5. Efeito da temperatura de revenido na dureza do material para um tempo determinado (MARTINS, 2002).

Com a adição de elementos de liga ao aço, há mudança no comportamento das reações que ocorrem durante o revenido, portanto, com o aumento da temperatura e tempo de revenido a dureza decresce menos do que nos aços-carbono comuns (OLIVEIRA, 1994). O revenido está associado aos fenômenos da segregação do carbono para os defeitos da rede, precipitação de carbonetos e outros compostos, transformação da austenita retida para martensita, recuperação e recristalização da estrutura martensítica, crescimento do grão e coalescência de precipitados.

### 3.7.1 Estágios de Revenido

A primeira modificação estrutural que ocorre nos aços carbonos é a segregação de carbono. A decomposição parcial da martensita com a precipitação dos carbonetos intermediários, nos aços com elevada temperatura  $M_i$ , ocorre durante o processo de auto-revenido da martensita, que consiste no resfriamento da têmpera no intervalo de transformação martensítica. Próximos a temperatura ambiente, os átomos de

carbono, ao serem difundidos para as discordâncias, contornos de maclas e paredes de células das martensitas em ripas, podem formar um agrupamento de solutos (NOKIKOV, 1994).

Estes agrupamentos de solutos formados precipitam-se, durante o revenido entre 100 e 200 °C, em carbonetos metaestáveis  $\eta$  -  $\text{Fe}_2\text{C}$  (Carbonetos Eta),  $\varepsilon$  -  $\text{Fe}_{2,2}\text{C}$  a  $\text{Fe}_{2,4}\text{C}$  (Carboneto Épsilon) e em  $\text{Fe}_3\text{C}$ , que apresentam crescimento linear de acordo com o aumento da concentração de carbono no aço. Logo, o decréscimo do teor de carbono da martensita resulta em uma estrutura bifásica de martensita de baixo carbono e carbonetos (OLIVEIRA, 1994).

A redução da temperatura  $M_i$  se dá pelo aumento da concentração de carbono nos aços, favorecendo o aumento da quantidade de austenita retida entre as ripas de martensita na temperatura ambiente. No segundo estágio, entre 200 e 300 °C, ocorre a transformação da austenita retida em uma mistura de cementita e ferrita. Devido à baixa porcentagem de austenita retida formada, este efeito não é tão significativo em aços de baixo carbono e baixa liga. Em aços de alta liga, essa transformação pode ocorrer até temperaturas de 550 °C (KRAUSS, 1984).

O terceiro estágio do revenido ocorre na faixa entre 250 e 400 °C. Pode ser descrito como a substituição dos carbonetos de transição pela precipitação da cementita ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ) de estrutura ortorrômbica.

O aumento da dureza resultante da substituição das partículas grosseiras de cementita por uma fina precipitação de carbonetos ligados mais estáveis na matriz, como o  $\text{V}_4\text{C}_3$ ,  $\text{Mo}_2\text{C}$  e  $\text{NbC}$ , descreve o quarto estágio do revenido, em temperaturas entre 500 e 700 °C. Conhecido como endurecimento secundário, este fenômeno é característico dos aços de alta liga com adições de elementos formadores de carbonetos. Os elementos de liga podem formar diversos carbonetos, porém é a concentração dos elementos de liga que determina quais carbonetos serão formados (OLIVEIRA, 1994).

A fragilidade da martensita revenida no aço é causada pela formação de uma película de carbonetos, através do revenido (OLIVEIRA, 1994). Martins (2002) observou, por meio da caracterização microestrutural de amostras do aço AISI 4340 aquecidas a 850°C por 30 minutos, temperadas em óleo e revenidas nas temperaturas de 100, 200, 250, 300, 400, 500 e 650 °C, por 2 e 48 horas respectivamente, que na

estrutura revenida na temperatura de 300 °C a austenita está retida como película ou blocos discretos.

Na Figura 6, pode ser visto que nos contornos de ripas de martensita (áreas escuras) existem muitas películas de austenita retida (área claras) (MARTINS, 2002).



Figura 6. Estrutura da martensita do aço AISI 4340 revenido a 300°C (Lee e Su, 1997).

Nas Figuras 7 e 8, está apresentada a morfologia da martensita que consiste na maior parte de ripas desordenadas. Também são vistos nas poucas placas exemplos isolados de maclas. As ripas possuem aproximadamente 0,5 micrometros de comprimento e geralmente são separadas por um contorno de baixo ângulo. Neste caso, cada ripa de martensita é composta por muitas células de discordância (MARTINS, 2002).

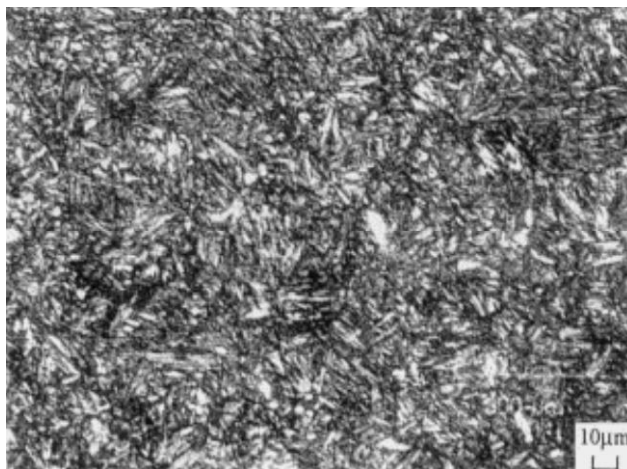


Figura 7. Micrografia Óptica da martensita do aço AISI 4340, temperado em óleo, 850°C/30min (Lee e Su, 1997).

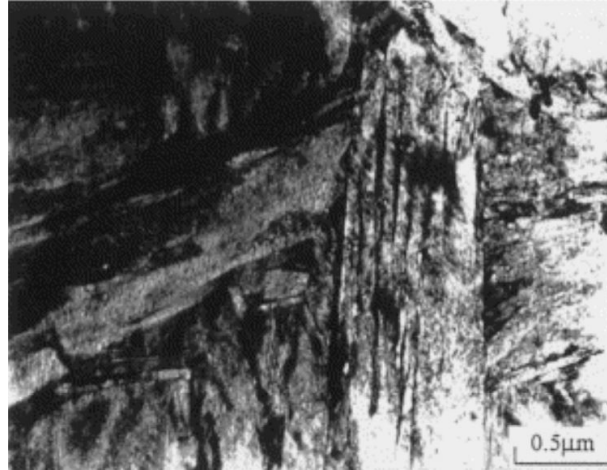


Figura 8. Micrografia de um aço AISI 4340, apresentando ripas de martensita como temperado (Lee e Su, 1997).

Martins (2002) notou que um autorevenido é conduzido, pois a  $M_s$  do aço 4340 está acima da temperatura ambiente, agindo na estrutura de têmpera. Portanto, os átomos de carbono podem se redistribuir em alguns breves períodos no caso da martensita temperada. Na martensita em ripas, os campos de tensões estão situados em torno de discordâncias individuais e paredes de células, possibilitando que certos sítios do reticulado intersticial próximos a esses campos de tensões forneçam a mais baixa energia para o carbono, em comparação com a energia fornecida pelo sítio normal.

Dessa forma, pode-se constatar a migração pela metalografia ou por uma contribuição menor do carbono para a resistividade elétrica, se for feita a comparação entre os carbonos presentes nos sítios intersticiais próximos a discordâncias e os que estão em sítios normais. Os precipitados autorevenidos estão nas ripas desordenadas e placas não macladas, porém, não estão presentes nas maclas. Isso claramente sugere que as ripas desordenadas são formadas em temperaturas próximas a  $M_s$  e que as placas macladas, em baixas temperaturas, ou seja, próximas a  $M_f$  (MARTINS, 2002).

### 3.8 Estrutura Temperada e Revenida do Aço SAE 4340

O tratamento térmico convencional consiste no tratamento térmico de têmpera seguido de revenido. A têmpera é um tratamento térmico que consiste em aquecer o aço a uma temperatura acima da sua zona crítica, seguido de um resfriamento brusco, possibilitando que a austenita do material se transforme em martensita. No

revenimento, é realizado o aquecimento dessas estruturas martensíticas a temperaturas abaixo da zona crítica do material, com intuito de torná-las mais dúcteis, aliviando e removendo tensões internas.

A temperatura de austenitização do aço SAE 4340 está na faixa de 815-843°C e seu resfriamento em óleo (severidade “H” de 0,25-0,30), pois é menos severo que a água (severidade “H” de 0,90-1,00) e geralmente diminui o risco de empenamento (CHIAVERINI, 1984; PEREIRA, 1964). Para cada polegada de diâmetro, a peça deve ser mantida na temperatura de austenitização por 1 hora (PEREIRA, 1964).

Por ser um processo de aquecimento da martensita a temperatura subcríticas, o revenido objetiva o aumento de ductilidade e tenacidade. Envolve os mecanismos básicos de precipitação de carbonetos, decomposição de austenita retida e a recuperação e recristalização da estrutura martensítica (MARTINS, 2002)

No caso do aço AISI 4340, quando revenido a 200°C por 2 horas, o carboneto  $Fe_2, 3C$  (hexagonal compacto) é o carboneto precipitado para esta temperatura. Na Figura 9, pode ser vista a microestrutura do material para esta temperatura, em que as duas principais características nas estruturas de discordâncias são os entrelaçados de alta densidade de discordâncias e células menores de discordâncias. Os precipitados de carboneto  $Fe_2, 3C$  também podem ser encontrados para a martensita em ripas (MARTINS, 2002).



Figura 9. Micrografia de um aço AISI 4340 temperado em óleo (850°C/30min) e revenido a 200°C por 2 horas (Lee e Su, 1997).

### 3.9 Austenita Retida

Por meio dos processos pelos quais os aços temperados são obtidos, ocorre uma transformação no material, passando de uma estrutura austenítica para outra, predominantemente martensítica. Pelo fato de a transformação geralmente não ser completa, resta uma fase residual de austenita retida nos espaços entre as ripas e placas de martensita (SILVA, 2012).

Essa característica é negativa, pois a austenita retida pode tornar-se metaestável com o tempo, levando à degradação das propriedades mecânicas dos aços temperados. Essa transformação pode ocorrer pelo envelhecimento à temperatura ambiente, durante o revenido ou durante a ação do trabalho à frio.

Mudanças dimensionais inesperadas podem ocorrer na peça, devido a ocorrência deste fenômeno, visto que as tensões geradas resultam na formação de trincas, especialmente em peças com geometria complexas e fabricadas com aços-ferramenta de alta liga. Apesar da ocorrência dessas mudanças, a grande quantidade de austenita retida, durante as subseqüentes operações de revenido, pode se transformar num produto – ferrita mais carboneto – com dureza inferior a da martensita, impedindo, assim, que se atinja a dureza final desejada no aço (CHIAVERINI, 2008).

O carbono e os elementos gamagênicos estabilizam a austenita, aumentam a energia necessária para produzir o mecanismo de cisalhamento na formação da martensita, ocasionam a queda do valor de  $M_s$  e  $M_f$  e favorecem a formação da austenita retida. Na Tabela 3 pode ser observado o efeito da adição de elementos de liga no teor da austenita retida e na temperatura  $M_s$  (temperatura inicial da martensita representada na tabela).

Tabela 3. Efeito da adição de elementos de liga na temperatura  $M_s$  e na austenita retida de aço com 1% de carbono ( Adaptada de Roberts et al., 1980).

<b>Elemento</b>	<b>Mudança na temperatura <math>M_s</math> para 1% do elemento</b>	<b>Mudança na % de austenita retida para 1% do elemento</b>
Carbono	-540 °F	+50%
Manganês	-60 °F	+20%

Cromo	-40 °F	+11%
Níquel	-30 °F	+10%
Molibdênio	-20 °F	+9%
Tungstênio	-20 °F	+8%
Cobalto	+10 °F	-3%
Alumínio	+30 °F	-4 %

A temperatura  $M_f$ , em aços com teor de carbono inferior a 3%, se situa em temperaturas abaixo da temperatura ambiente. Para aços carbono de baixa liga, a temperatura é aproximadamente  $-155^{\circ}\text{C}$  e para aços rápidos de alto teor de carbono e cromo,  $M_f$  se encontra próximo à  $-100^{\circ}\text{C}$ , independente da posição de  $M_s$  (CHIAVERINI, 2008).

Uma alta temperatura de austenitização resulta no aumento do tamanho de grão e uma maior dissolução de carbono e de elementos de liga na rede, abaixando  $M_s$ . Logo, quanto maior o tamanho de grão, maior é o deslocamento para a direita das curvas de início e fim das transformação, tendo como resultado o atraso e fim da transformação perlítica. Como a perlita inicia sua formação no contorno de grão da austenita, se a austenita apresenta tamanho de grão elevado, sua total transformação levará mais tempo do que se a austenita apresentar grão menor (CHIAVERINI, 2008).

No esfriamento, os aços com elevado tamanho de grão austenístico apresentam estrutura martensítica mais facilmente que os aços com um menor tamanho de grão. No entanto, se comparados aos aços martensíticos obtidos de uma austenita com granulação grosseira, os aços martensíticos com pequeno tamanho de grão austenístico possuem melhores propriedades mecânicas (CHIAVERINI, 2008).

É possível a ocorrência de alívio de tensões e provavelmente da difusão, por meio da interrupção ou diminuição da velocidade de resfriamento, reduzindo a força motriz para a formação da martensita e, portanto, dificultando a mobilidade das interfaces de martensita/austenita, levando a redução de  $M_s$  (COLLINS, 1996). Na Tabela 4, é apresentado o teor da austenita retida em função da velocidade de resfriamento do material para um aço-carbono comum.

Tabela 4. Efeito da velocidade do resfriamento e do resfriamento interrompido sobre a quantidade de austenita retida em um aço-carbono comum (Adaptada de Silva, 2012).

<b>Tratamento</b>	<b>Austenita Retida %</b>
Resfriamento em água a 20°C	5,8
Resfriamento em óleo a 20°C	7,0
Resfriamento em óleo a 49°C, resfriamento ao ar a 20°C	9,0
Resfriamento em óleo a 121°C, resfriamento ao ar a 20°C	9,5
Resfriamento em banho de sal a 232°C, resfriamento ao ar a 20°C	10,6
Resfriamento em banho de sal a 232°C, resfriamento na água a 20°C	6,1

Geralmente, um resfriamento lento possibilita maior formação de austenita retida do que um resfriamento drástico. O aumento na quantidade de austenita retida também é possível por meio do aumento da temperatura de austenitização (SILVA, 2012).

A metalografia, a dilatométrica e a intensidade de saturação magnética são as principais técnicas para determinar a presença da austenita retida. Entretanto, se a porcentagem de austenita retida for inferior a 10% ou existir uma quantidade apreciável de carbonetos, esses métodos se tornam imprecisos. Para uma avaliação quantitativa, o método de difração de raio X tem sido o mais utilizado, porém não apresenta uma boa aplicação em aços de baixo e médio carbono, porque a localização da austenita retida entre as ripas impossibilita sua detecção (Durnin e Ridal, 1998; Arnell, 1998).

Através da microscopia eletrônica de transmissão, estudos revelam que filmes finos de austenita retida são localizados nos contornos das ripas e dos pacotes de martensita, além dos contornos de grão da austenita. A austenita retida sob a forma de blocos descontínuos é encontrada nos aços maraging e em aços ligados que



contenham alta porcentagem de elementos fortemente estabilizadores da austenita, como, por exemplo, o níquel (Law, 1979; Koo, 1979).

### 3.10 Tratamento Criogênico

O tratamento criogênico é um tratamento térmico para ganho de propriedades amplamente utilizado em aços ferramenta. Ele apresenta grandes efeitos na resistência ao desgaste e na tenacidade desses aços. Ao se consultar os resultados encontrados na literatura, podem surgir algumas dúvidas em relação ao ganho de propriedades e às modificações microestruturais que podem ocorrer ou não devido à adição da etapa criogênica no tratamento.

Segundo Rick Frey (1986) citado por Silva (2012), é uma prática antiga submeter os aços a temperaturas abaixo de 0°C para melhorarem suas propriedades. Durante o inverno dos Alpes, os antigos fabricantes suíços expunham os componentes de seus relógios às temperaturas severas, a fim de melhorar suas propriedades. As diversas aplicações dos processos criogênicos, atualmente, invadem os diversos campos da ciência, como na física com os materiais supercondutores e na medicina com os biomateriais.

Nas últimas décadas, o efeito de baixas temperaturas no tratamento térmico dos aços tem despertado grande interesse nas indústrias desenvolvedoras de aços ferramentas. Após serem submetidos ao tratamento térmico subzero (abaixo de 0°C), a vida útil das ferramentas de corte e outros componentes cresce significativamente, variando de 92 a 817% com as ferramentas tratadas a temperatura de -196°C (Paulin, 1992).

O tratamento criogênico é aplicado em todo o volume da peça tratada e não apenas superficialmente, o que garante a manutenção de suas propriedades. Entretanto, surgem questionamentos e dúvidas sobre o uso prático deste tratamento, pois há falta de consenso metalúrgico sobre os mecanismos envolvidos no aumento da resistência ao desgaste e alguns resultados contraditórios encontrados na literatura (Smol' Nikov e Kossovich, 1980; Zhumd, 1980). Os fenômenos envolvidos nesse tratamento térmico devem ser investigados com maior atenção, devido ao fato de a comercialização da técnica de criogenia metalúrgica ser recente.

### 3.10.1 Tipos de tratamentos criogênicos

Os processos de tratamentos encontrados são diferenciados principalmente pela temperatura, tempo de tratamento e formas de resfriamento. Entre outros autores, Collins (1996) adota a classificação do tratamento criogênico em duas categorias, na qual as faixas de valores da temperatura de tratamento pré-estabelecidas são tidas como referência. São elas:

- i) Tratamento subzero (TSZ) quando se tratar de temperaturas em torno de  $-80^{\circ}\text{C}$  ( $193\text{ K}$  – temperatura do gelo seco);
- ii) Tratamento criogênico (TC) quando se tratar de temperaturas em torno de  $-196^{\circ}\text{C}$  ( $77\text{ K}$  – nitrogênio líquido).

São definidas outras variações nos processos de tratamento, além da temperatura, como, por exemplo, a taxa de resfriamento que pode ser lenta ou rápida. Através da imersão direta no meio refrigerante (principalmente nitrogênio líquido), é feito o resfriamento rápido e o lento pela exposição da peça em uma atmosfera gasosa do refrigerante.

Dúvidas e questões referentes às formas de resfriamento são levantadas, uma delas é com relação às trincas e distorções que são causadas pelo choque térmico que pode vir a ocorrer em decorrência do resfriamento rápido por imersão em nitrogênio líquido e a outra é o longo intervalo de tempo gato no ciclo de tratamento criogênico lento, em geral 24 horas ou mais (Kamody, 1999).

Gulyaev (1937) propôs, na extinta União Soviética, um dos primeiros métodos do tratamento subzero, a fim de eliminar a austenita retida presente nos aços temperados. A célula de resfriamento, representada na Figura 9, era o local onde as ferramentas eram tratadas, ela consistia num recipiente com a parte interna de cobre e a externa de aço isolada termicamente. Substâncias como o dióxido de carbono ou etanol, etileno e freon-13, eram utilizadas para preencher o espaço entre as duas camadas do recipiente. As temperaturas usadas estavam na faixa de  $-80$  a  $-100^{\circ}\text{C}$ , com aplicação no intervalo de tempo de 0,5 a 1 hora.

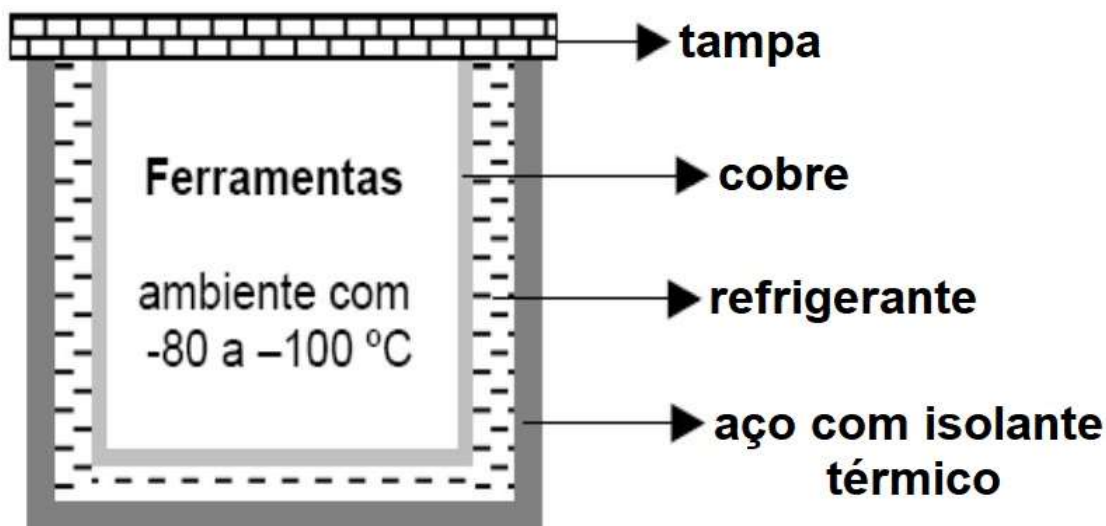


Figura 10. Câmara de resfriamento idealizada por Gulyaev (Adaptado de Gulyaev, 1937).

Um outro tratamento criogênico era feito na peça, após o revenido, com imersão em nitrogênio a  $-196^{\circ}\text{C}$  e posteriormente a peça era aquecida à  $400^{\circ}\text{C}$  por um período de tempo entre 30 e 60 minutos. Obtinha como resultado um aumento de 50 a 100% na vida das ferramentas tratadas, bem como, evitava o aparecimento de trincas (SILVA, 2012).

Barron (1974) afirma que, na década de 60, companhias desenvolveram processos de tratamento criogênico para aumento de dureza e resistência ao desgaste em ferramentas, engranagens e facas guilhotinas. Barron (1974) também descreve o processo de tratamento criogênico chamado de Per-O-Bonding como o que apresentava os melhores resultados, alcançando aumentos de até 600% na vida das ferramentas.

O Per-O-Bonding consiste em um resfriamento lento a uma taxa de  $2,5^{\circ}\text{C}/\text{min}$  até atingir  $-196^{\circ}\text{C}$ , mantendo a peça nesta temperatura por um tempo médio de 20 horas. Concluída essa etapa de resfriamento, um aquecimento lento é feito com taxa de  $2,5^{\circ}\text{C}/\text{min}$  até a temperatura ambiente, aquecendo a peça a  $196^{\circ}\text{C}$  para alívio de tensões que podem ocorrer durante o processo. Este é um processo a seco, a peça não entra em contato com o nitrogênio, com o objetivo de evitar choque térmico devido a imersão em nitrogênio líquido (Moreira et al., 2009).

Segundo Taylor (1978), o processo conhecido como Cryotough foi desenvolvido pela BOC Ltda. Neste processo, a primeira etapa consistia em submeter

a peça à um pré-resfriamento com nitrogênio gasoso por 3 horas e, na segunda etapa, o resfriamento era feito pela imersão da peça no nitrogênio líquido a  $-196^{\circ}\text{C}$  por 10 horas em média, etapa representada pela Figura 11(a). O processo Cryotough atingiu aumento de até 600% na vida de matrizes e de 200% na vida de fresas (RASMA, 2015).

Atualmente, os processadores criogênicos demonstrados na Figura 11(b) são comumente utilizados na realização dos tratamentos criogênicos. Através do uso de computadores que controlam o fluxo de nitrogênio dentro da câmara de resfriamento, os processadores criogênicos possibilitam a realização do ciclo de resfriamento e aquecimento com maior controle de temperatura e maior repetibilidade do processo. Neste caso, o tratamento é realizado através de um resfriamento lento da peça até  $-196^{\circ}\text{C}$  em uma atmosfera gasosa em nitrogênio (processo a seco), mantendo essa temperatura por período de 20 a 60 horas e, após esse período, retornando lentamente à temperatura ambiente seguida de um aquecimento a  $196^{\circ}\text{C}$  (PAULIN, 1992).

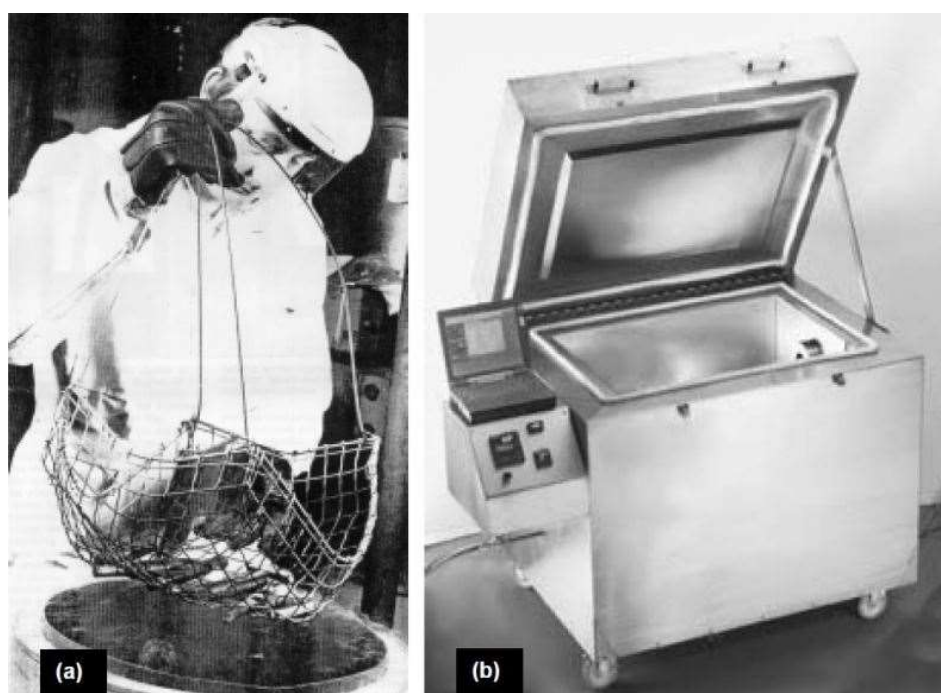


Figura 11. (a) Processo de tratamento Cryotough com nitrogênio líquido a ( $-196^{\circ}\text{C}$ ) e (b) Processador criogênico (Adaptado de Rasma, 2015).

Mesmo dispondo de equipamentos que realizam o processo a seco, o tratamento por imersão direta em nitrogênio líquido, ilustrado pela Figura 12 (a) e (b), continua sendo amplamente praticado. A etapa de imersão é realizada por 10 minutos

e a peça é mantida na temperatura criogênica pelo tempo necessário para se atingir o equilíbrio, esse tempo é determinado pela dimensão da peça tratada. Em seguida, a peça é aquecida a temperatura ambiente, totalizando um tempo de tratamento que varia entre 1 e 2 horas.

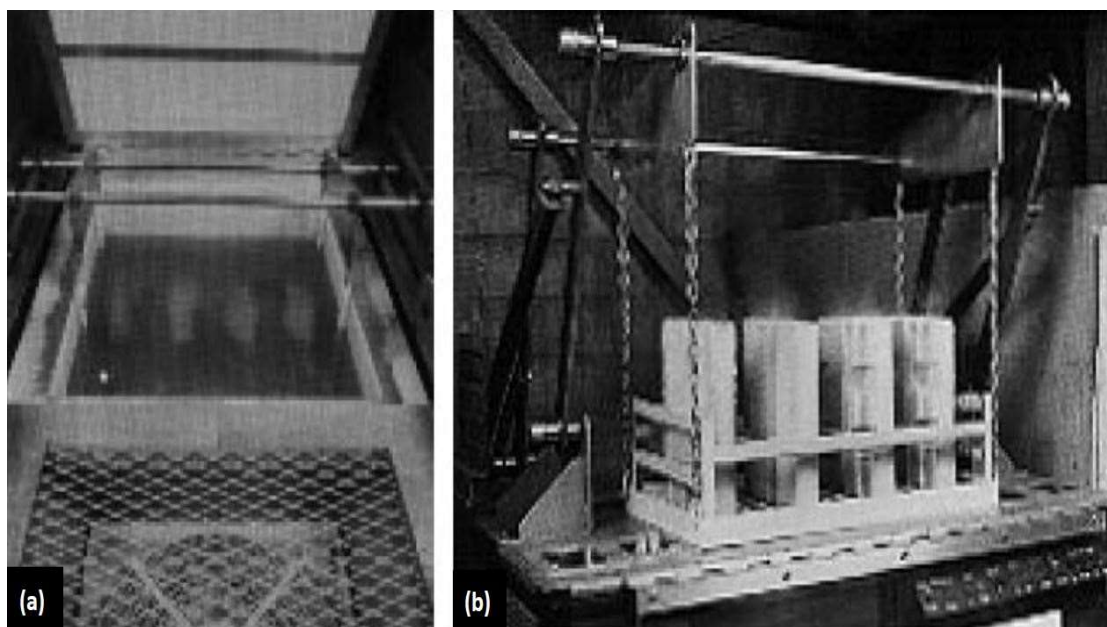


Figura 12. (a) Sistema de imersão em nitrogênio líquido do processo NBP. (b) Carga de aço AISI H13 depois do banho, sobre um ventilador para aquecimento a temperatura ambiente (Adaptado de Kamody, 1999).

Segundo Kamody (1999), devido o tempo para aplicação desse processo ser muito grande, normalmente maior que 24 horas, os processos de tratamento criogênico convencionais a seco e com a taxa de resfriamento baixa não são apropriados para serem incorporados ao ciclo de tratamento convencional de têmpera e revenido. Porém, no processo de imersão de nitrogênio líquido foram encontrados resultados plausíveis, como o aumento na resistência ao desgaste e no tempo de vida de alguns tipos de ferramentas, mesmo com a problemática da possibilidade de choque térmico.

Por meio dos diferentes tipos de tratamentos criogênicos, os resultados obtidos são favoráveis ao aumento da resistência e do desempenho das ferramentas. Entretanto, alguns resultados não constata mudança alguma e, em outros casos, apresentam uma queda em suas propriedades e conseqüentemente um pior desempenho. Essa incompatibilidade nos resultados provém da falta de conhecimento

sobre todos as variáveis e mecanismos envolvidos que influenciam as transformações no material.

### 3.10.2 Tratamento criogênico e Tratamento Subzero

O tratamento criogênico é realizado em temperaturas muito mais baixas que a temperatura utilizada no tratamento subzero, portanto o tratamento criogênico (ou tratamento criogênico profundo) não deve ser confundido com o subzero.

Utilizado como um processo adicional aos convencionais processos de tratamento térmico em aços, o tratamento térmico a temperaturas abaixo de zero consiste no resfriamento do material a temperaturas extremamente baixas. Esse tratamento é geralmente utilizado antes do revenido, pois induz a precipitação e a transformação da fase martensítica, afetando todo o volume do material.

As variáveis que influenciam o resultado do tratamento a baixas temperaturas são os parâmetros de têmpera, tipo de material, tempo de permanência à temperatura escolhida – habitualmente são temperaturas criogênicas – acima de 8 horas, a forma de resfriamento e reaquecimento natural até a temperatura ambiente.

As mudanças microestruturais no material provenientes do tratamento a baixas temperaturas apresenta diferentes efeitos. Quando a temperatura do material está próxima do fim da transformação martensítica ( $M_f$ ), o teor da austenita retida é minimizado. Entre os fenômenos provocados pelo tratamento, está a precipitação dos microcarbonetos, que atuam aumentando a dureza e resistência ao desgaste dos componentes processados (Moreira et al., 2009).

Realizado em temperaturas na faixa de  $-60$  até  $-80^\circ\text{C}$ , o tratamento subzero é realizado pela submersão da peça no metanol, gelo seco ou freon, com o objetivo de estabilizar a martensita e realizar a transformação da martensita retida após a têmpera. Devido ao limite de temperatura neste processo, não se atinge a linha  $M_f$  de alguns aços, impossibilitando a completa transformação da austenita em martensita. Este tratamento proporciona um aumento da dureza, redução da tenacidade, estabilidade dimensional e um pequeno aumento na resistência ao desgaste em alguns casos (Canele et al., 2008).

Apenas uma quantidade muito pequena de austenita retida se transforma entre  $-196^\circ\text{C}$  e  $-110^\circ\text{C}$ , porém grande parte se transforma em temperaturas entre  $-110^\circ\text{C}$  e

-80°C (Mariante, 1999). Assim, se comparado ao tratamento térmico convencional, o tratamento subzero diminui substancialmente a quantidade de austenita retida.

O tratamento criogênico profundo realizado a temperaturas próximas ao nitrogênio líquido (-196°C), além de transformar a austenita retida em martensita, altera a morfologia da martensita de tetragonal para octaedral. Posteriormente ao tratamento criogênico, a maior parte da austenita retida é transformada em martensita e subseqüentemente decomposta. Ao submeter a martensita tratada criogenicamente ao processo de revenimento, ocorrerá a precipitação de finos carbonetos com uma distribuição mais homogênea na martensita revenida, produzindo maior tenacidade e resistência na matriz martensítica e, portanto, aumentando a resistência ao desgaste (RASMA, 2015).

Ilustrada na Figura 13, a quantidade de austenita retida em função do teor de carbono do aço é analisada com relação ao aço temperado de modo convencional e temperado seguido de resfriamento. Observa-se que, para cerca de 0,6%C, a temperatura  $M_f$  ocorre na temperatura ambiente a 20°C. A quantidade de austenita retida nessas condições é superior a 3% e há aproximadamente 1% de austenita retida após resfriamento a -196°C (REED HILL, 1982).

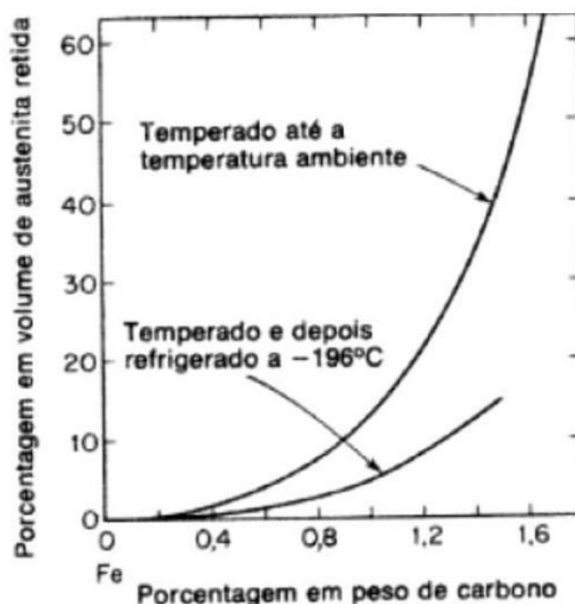


Figura 13. Volume da austenita retida em função do teor de carbono (Reed Hill, 1982).

### 3.11 Caracterização Mecânica

O conhecimento sobre as propriedades mecânicas é de extrema importância para os projetos de estruturas e componentes mecânicos que utilizem materiais predeterminados, a fim de se evitar que ocorram níveis inaceitáveis de deformação e/ou falhas em serviço, como também o superdimensionamento de componentes, resultando em um encarecimento do produto.

#### 3.11.1 Ensaio de Tração

Classificado como um ensaio mecânico estático e sem atrito de utilização universal, o ensaio de tração é utilizado tanto para determinar as propriedades mecânicas essenciais ao projeto quanto no controle de qualidade dos materiais. Realizado com velocidade constante, o ensaio de tração consiste em submeter um corpo de prova a uma carga de tração continuamente crescente até que ocorra a fratura. Durante o ensaio, é utilizado extensômetro pelo corpo de prova a fim de se registrar a variação simultânea do seu comprimento inicial ( $L_0$ ), em função da carga instantânea de tração  $F$  (Figura 14).

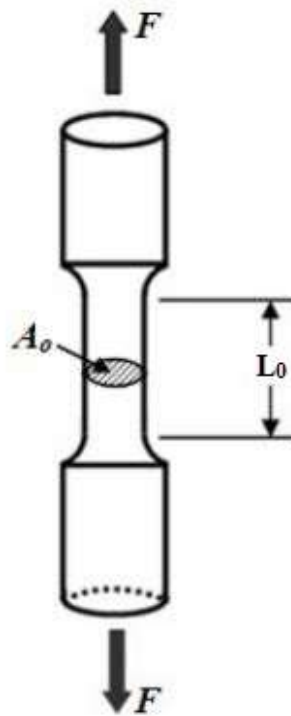


Figura 14. Desenho esquemático do ensaio de tração (Adaptado de Lopes, 2010).



O resultado do ensaio realizado consiste no levantamento do diagrama tensão convencional ( $\sigma_c$ ) vs. deformação relativa ( $\varepsilon$ ) (SHIGLEY et al, 2005). O diagrama da Figura 15 mostra a curva de um material que obedece a lei do encruamento exponencial. Pode-se observar a região de comportamento elástico, região de escoamento das discordâncias, região de encruamento uniforme e região de escoamento não uniforme. Através do diagrama  $\sigma \times \varepsilon$ , é possível determinar algumas propriedades mecânicas do material, como o Módulo de Elasticidade (E), Limite de Escoamento (LE) e Limite de Resistência à Tração (LRT).

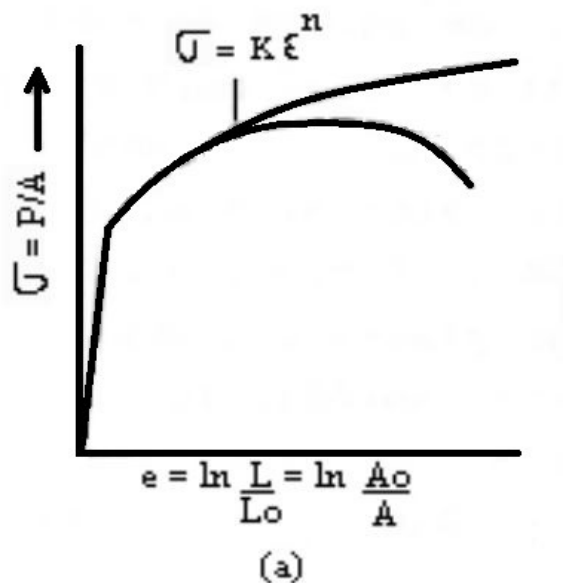


Figura 15. Diagrama tensão-deformação de um material que obedece a lei de encruamento exponencial: escala normal (Adaptado de DIETER, 1976).

Dividindo-se a carga instantânea ( $F$ ) pela área inicial da seção transversal ( $S_0$ ) do corpo de prova, obtêm-se a tensão convencional ou nominal ( $\sigma_c$ ).

$$\sigma_c = \frac{F}{S_0} \quad (1)$$

A deformação relativa é a extensão linear média que se obtém dividindo a variação de comprimento da zona de referência ( $\Delta L$ ) pelo comprimento inicial ( $L_0$ ). O coeficiente de encruamento pode ser calculado conforme a Eq. 3.

$$\varepsilon = \frac{\Delta L}{L_0} = \frac{L - L_0}{L_0} \quad (2)$$

$$n = \left( \frac{\varepsilon}{\sigma} \right) \left( \frac{d\sigma}{d\varepsilon} \right) \quad (3)$$

O comportamento do material pode ser caracterizado pelo grau de encruamento, pois um material com um alto valor de  $n$  tem alto grau de conformabilidade, ou seja, se comparado com outro material com um valor de  $n$  menor, este material suporta uma quantidade maior de deformação uniforme em tração.

A curva de escoamento real do material é uma representação matemática do comportamento mecânico do material. Essa curva fornece valores da tensão de escoamento durante todo o processo de escoamento considerando o encruamento do material. A equação de Ludwik-Hollomon descreve uma forma geral da representação matemática para a curva de escoamento verdadeira ou real:

$$\sigma = k\varepsilon^n \quad (4)$$

Onde:  $\sigma$  = Tensão verdadeira;

$\varepsilon$  = Deformação de engenharia;

$k$  = Constante do material;

$n$  = Coeficiente de encruamento (0 a 1).

O valor da constante  $K$  do material pode ser calculado ao se aplicar o logarítmo na Eq. 4, obtendo-se a Eq. 5:

$$\log \sigma = \log k + n \log \varepsilon \quad (5)$$

A ductilidade do material pode ser especificada através dos dados do alongamento percentual (%AL) ou a redução percentual na área (%RA) no instante da fratura. O alongamento percentual, que pode ser visto na Equação (6), representa a deformação de ruptura do CP expressa como porcentagem. Nesse caso, o  $L_0$  representa o comprimento inicial de referência do corpo de prova e  $L_f$ , seu comprimento na ruptura.

$$\%AL = \left( \frac{L_f - L_0}{L_0} \right) \times 100 \quad (6)$$

A redução percentual de área é outra maneira de especificar a ductilidade. Como pode ser visto na Equação (7), então ela pode ser definida na região de estricção como segue. Onde  $A_0$  representa a área inicial de referência do corpo de prova e  $A_f$ , a área final.

$$\%RA = \left( \frac{A_o - A_f}{A_o} \right) \times 100 \quad (7)$$

A tenacidade é uma propriedade indicativa da resistência de um material à fratura quando uma trinca está presente. Devida a impossibilidade econômica de se desenvolver materiais sem defeitos, o módulo de tenacidade ( $U_t$ ) à fratura é uma das principais considerações para todos os materiais estruturais e está representado pela Equação (8) para um material dúctil e pela Equação (9) para um material frágil. Onde  $\sigma_{rup}$  representa a tensão de ruptura,  $\sigma_{esc}$  é a tensão de escoamento e  $\epsilon_{rup}$ , a deformação de engenharia na ruptura (CALLISTER, 2013).

$$U_t = \left( \frac{\sigma_{esc} - \sigma_{rup}}{2} \right) \times \epsilon_{rup} \quad (8)$$

$$U_t = \left( \frac{2}{3} \right) \times \sigma_{rup} \times \epsilon_{rup} \quad (9)$$

A resiliência é a capacidade que um material tem de absorver energia enquanto é deformado elasticamente e depois, com a remoção da carga, permite a recuperação dessa energia. A propriedade associada é o módulo de resiliência ( $U_r$ ), que está ilustrado na Equação 8, e que é a energia de deformação por unidade de volume necessário para tensionar o material desde um estado sem carga até o limite de escoamento, onde  $E$  é o módulo de elasticidade do material (CALLISTER, 2013).

$$U_r = \frac{1}{2} \times \sigma_{esc} \times \epsilon = \frac{(\sigma_{esc})^2}{2E} \quad (10)$$

### 3.11.2 Ensaio de Dureza Rockwell

Como estabelecido pela Norma ASTM E18 (Métodos-Padrão de Ensaio para Dureza Rockwell de Materiais Metálicos), os ensaios Rockwell consistem na determinação da dureza pela diferença na profundidade de penetração resultante da aplicação de uma carga menor, seguida da aplicação de uma carga principal maior. Constituem um método de simples execução para medir a dureza.

Os penetradores utilizados na máquina de ensaio de dureza Rockwell, são do tipo esférico (esfera de aço endurecidas), com diâmetros de 1/16", 1/8", 1/4" e 1/2" (respectivamente 1,588; 3,175; 6,350 e 12,70 mm) e cônico de diamante (com 120° de conicidade), usado para materiais mais duros. No ensaio Rockwell, a carga menor é 10 kg e as principais são de 60, 100 e 150 kg (CALLISTER, 2012).

### 3.12 Difração de Raio X

A difração de raio X por um material cristalino pode ser descrita como o processo de interferência construtiva gerada pela incidência de um feixe de raios X em direção a um material. Visto que essa interferência construtiva acontece quando o espalhamento e a radiação incidente possuem o mesmo comprimento de onda, apenas nas direções que os feixes que satisfazem a Lei de Bragg se espalham (SILVA, 2007).

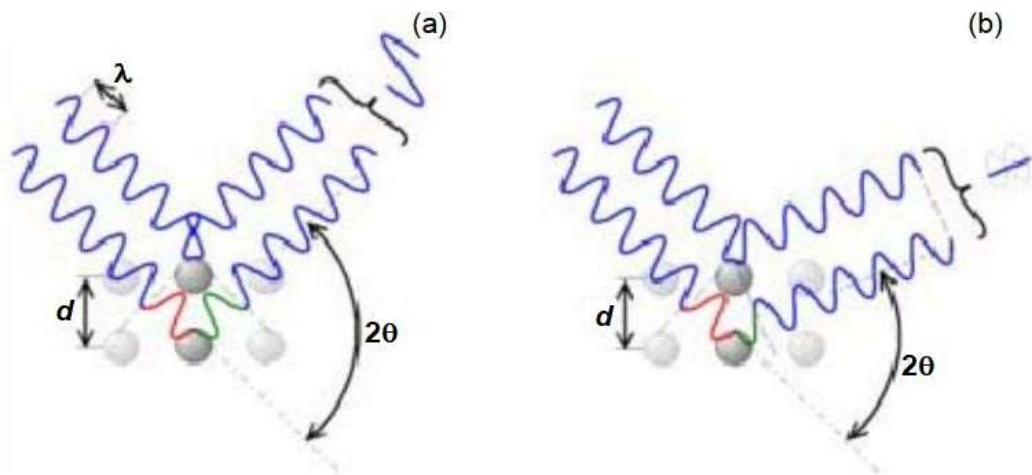


Figura 16. Difração de raios-X com (a) interferência construtiva e (b) interferência destrutiva (Adaptado de SILVA, 2007).

Segundo a Lei de Bragg, a difração ocorrerá quando a diferença dos caminhos percorridos por dois feixes distintos for um múltiplo do comprimento de onda,  $d$ . Quando o ângulo de espelhamento do feixe difratado,  $\theta$ , satisfaz a Lei de Bragg descrita pela equação (X), ocorre a interferência construtiva. A Lei de Bragg verifica a relação que há entre os parâmetros cristalográficos das fases cristalinas e os parâmetros difratados observados (SILVA, 2012):

$$2d \sin \theta = n\lambda \quad (11)$$

onde:

- $\lambda$  é o comprimento de onda de raios X incidentes;
- $\theta$  é o ângulo de difração;
- $d$  é a distância interplanar dos planos cristalográficos que originam a difração;

- $n$  é o número de ordem de reflexão.

A determinação das propriedades fundamentais de materiais no estado cristalino, das propriedades da unidade celular do cristal e da sua simetria pode ser realizada por meio da medida de direção de espalhamento dos feixes difratados (SILVA, 2007).

## 4 MATERIAIS E MÉTODOS

### 4.1 Corpos de Prova

A barra circular do aço SAE 4340 analisada, na condição “como recebida”, foi adequada em amostras e corpos de prova de acordo com a Norma ASTM E8M, conforme pode ser visto na Figura 17. Foram retirados 10 corpos de prova com diâmetro de teste de 6 mm, diâmetro das extremidades de 10 mm, comprimento de garra de 30 mm, comprimento de calibre de 30 mm, comprimento total de 100 mm e raio de filete de 6 mm.

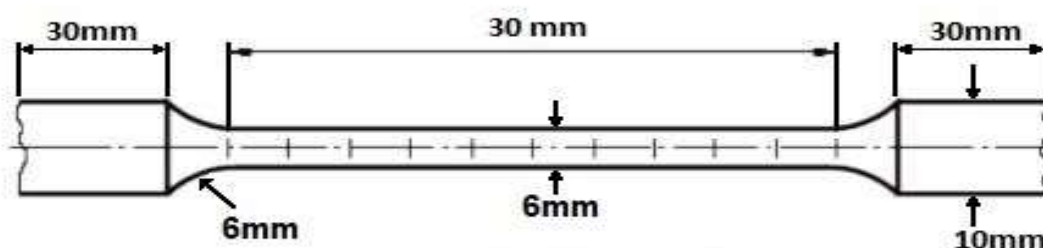


Figura 17. Corpo de prova segundo a norma ASTM E8M (Adaptado de Rasma, 2015).

### 4.2 Tratamentos Térmicos

Visto que o objetivo deste trabalho é discutir e comparar as mudanças que ocorrerão nas propriedades mecânicas e estruturais do aço SAE 4340, foram realizados 3 tratamentos térmicos: têmpera, tratamento criogênico profundo e revenimento.

Os 10 corpos de prova (CPs) descritos anteriormente foram distribuídos em 5 grupos descritos a seguir:

- Grupo I: 2 CPs mantidos com o material “como recebido”;
- Grupo II: 2 CPs submetidos ao tratamento de têmpera;
- Grupo III: 2 CPs submetidos ao tratamento convencional que consiste no tratamento térmico de têmpera seguido de revenimento;

- Grupo IV: 2 CPs submetidos ao tratamento térmico de têmpera seguido de tratamento criogênico profundo (15h) e, por fim, revenimento;

- Grupo V: 2 CPs submetidos ao tratamento de têmpera seguido de tratamento criogênico profundo (24h) e, por fim, revenimento. Como exposto na Figura 18, o fluxograma representa a metodologia que foi utilizada nos tratamentos térmicos do aço em estudo.

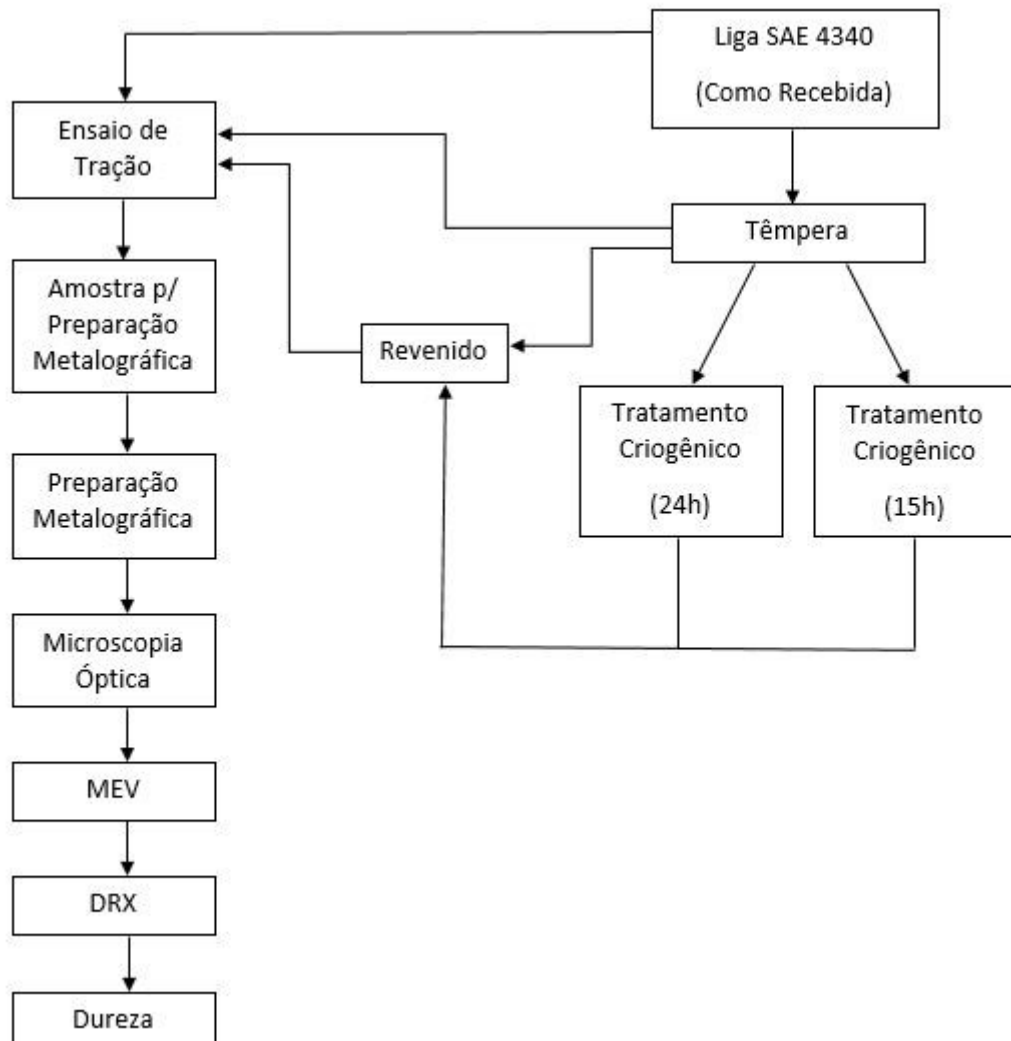


Figura 18. Fluxograma dos procedimentos utilizados no tratamento e caracterização do aço SAE 4340 (Próprio Autor, 2017).

#### 4.2.1 Tratamento Térmico Convencional

Considerando as referências citadas na revisão bibliográfica, os oito CPs em estudo foram austenitizados à temperatura de 850°C com tempo de encharque de 25

minutos. O aquecimento dos CPs foi no forno tipo mufla, ilustrado na Figura 19, com uma taxa de  $10^{\circ}\text{C}/\text{min}$ , e foram então temperados em óleo automotivo. O revenido dos 6 CPs foi realizado a uma temperatura de  $200^{\circ}\text{C}$  por 25 minutos, com a mesma taxa de variação da temperatura.



Figura 19. Forno tipo mufla da Fornitec (Próprio Autor, 2017).

#### 4.2.2 Tratamento Criogênico Profundo

Os 4 CPs que foram submetidos a tratamento criogênico profundo, após a têmpera, foram respectivamente imersos em nitrogênio líquido por tempos de encharque de 15 e 24 horas dentro do botijão YDS 20-50 da Cryofarm, ilustrado na Figura 20, a uma temperatura de  $-196^{\circ}\text{C}$ , temperatura de nitrogênio líquido. Após o tempo de encharque ser concluído, os CPs foram retirados do botijão e deixados dentro de uma caixa térmica para retonarem lentamente à temperatura ambiente.





Figura 20. (a) Formato e (b) tampa do Botijão YDS 20-50 da Cryofarm (Próprio Autor, 2017).

### 4.3 Caracterização Mecânica

#### 4.3.1 Ensaio de Tração

Conforme a norma ASTM E8/E8M (Métodos-padrão para Teste de Tração em Materiais Metálicos), os 10 CPs foram submetidos a tração uniaxial por meio de uma máquina Instron® 3520 com o sistema servohidráulico 8801 e capacidade de força axial de  $\pm 100$  kN (22,500 lbf), onde o movimento se dá na direção vertical e o corpo de prova é fixo por garras. Realizado com velocidade constante de 2,13 mm/min, o ensaio de tração consiste em submeter um corpo de prova a uma carga de tração continuamente crescente até que ocorra a fratura. Durante o ensaio, foi utilizado extensômetro tipo “clip gage” pelo corpo de prova a fim de se registrar a variação simultânea do seu comprimento inicial ( $L_0$ ), em função da carga instantânea de tração  $F$ .

#### 4.3.2 Ensaio de Dureza Rockwell

Para a realização dos ensaios de dureza, foram retiradas amostras do aço em estudo nas condições dos grupos I, II, III, IV e V. Em seguida, as amostras foram

lixadas e polidas seguindo-se os procedimentos adotados na preparação metalográfica descrita no tópico 4.4.2.

Utilizou-se uma carga de 150 kg e um tempo de impressão de 10 segundos. Os ensaios de dureza Rockwell foram realizados no Laboratório de Materiais do campus FGA por meio de três medições para cada amostra, utilizando-se o equipamento Durotwin-d Plus fabricado no Brasil, com a escala HRC e penetrador cônico de diamante.

#### 4.4 Caracterização da Estrutura e Morfologia

A caracterização morfológica e estrutural do aço SAE 4340 foi feita por meio das análises metalográficas, microscopia eletrônica de varredura e análises difratométricas.

##### 4.4.1 Análises Difratométricas

A fim de indentificar as fases presentes no aço SAE 4340 antes e após o tratamento criogênico, foi realizada na Central Analítica do Instituto de Química (CAIQ) da UnB a análise de difração de raios X por meio do difratômetro de raio X de monocristal Smart Apex II da marca Bruker.

Os regimes de execução das análises foram na faixa de ângulo de  $2\theta$  entre  $20^\circ$  e  $120^\circ$ , com uma velocidade de varredura de 1,0 grau/min, passo de varredura de  $0,05^\circ$  por 3s de acumulação em temperatura ambiente. A indentificação das fases foi realizada através das características dos picos de difração ( $2\theta$ ,  $d$ ,  $I$ ), fornecidas pelos difratogramas do aço SAE 4340 examinado e comparado com as fases padrões do banco de dados do software Crystallographica Search-Match.

##### 4.4.2 Análises Metalográficas

O lixamento das amostras foi realizado na lixadeira manual Politriz polipan-2D do Laboratório de Materiais da Faculdade do Gama - UnB, utilizando-se lixas com granulometria 200, 320, 400, 600, 800 e 1200 mesh. As granulometrias das lixas foram empregadas em forma decrescente a fim de que os traços das lixas anteriores desaparecessem.

Em seguida, a amostra foi polida com tecido de poliéster Arotec empregando-se alumina dispersa de granulometria de  $1\mu\text{m}$ , até que se obteve uma superfície espelhada e sem riscos. Após o polimento, foi realizado o ataque químico utilizando nital (3%), que ataca a ferrita, perlita, martensita e revela os contornos de grão.

A microscopia óptica foi realizada utilizando-se o microscópio óptico FM-700 do Laboratório de Materiais da FGA.

#### 4.4.3 Microscopia Eletrônica de Varredura

A fim de se obter uma análise criteriosa e detalhada da microestrutura das amostras submetidas ao tratamento criogênico, foi utilizado o Microscópio Eletrônico de Varredura MEV-JSM-7001F Joel do Laboratório G9 de Engenharia Mecânica da Faculdade de Tecnologia da UnB. Por meio do MEV, foi possível obter imagens geradas a partir de elétrons secundários em aumento de 10000 vezes.

Com este aumento, as imagens possibilitaram a observação das modificações microestruturais provenientes do tratamento criogênico e a identificação qualitativa da austenita retida e da morfologia da martensita e dos microcarbonetos modificadas pelo resfriamento.

## 5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 5.1 Análise de dureza Rockwell C

Foram realizadas três medições de dureza Rockwell C para cada grupo e, através das médias listadas na Tabela 5, observa-se que, através do tratamento térmico de têmpera, o grupo II possui uma maior dureza se comparado ao grupo I. Esse aumento de dureza confirma o que Chiaverini (1984) afirma sobre o constituinte final da têmpera, o qual influencia no aumento do LRT do aço e também na sua dureza.

O revenido é o tratamento térmico que acompanha a têmpera, pois alivia as tensões internas e corrige as durezas excessivas (CHIAVERINI, 1984). Porém, na Tabela 5, pode-se observar que o rearranjo microestrutural imposto pelo revenido não só gerou a martensita revenida, que pode ser vista na Figura 28, como também apresentou em média um pequeno aumento na dureza do aço SAE 4340 temperado.

O aumento da dureza por meio dos tratamentos criogênicos, representados pelos grupos IV e V, está relacionado à transformação da austenita retida em martensita. Na Tabela 7, pode-se observar que a maior transformação de austenita retida em martensita ocorre no grupo V, entretanto, na Tabela 5, nota-se que a maior dureza Rockwell C foi alcançada pelo grupo IV. Infere-se, pela Figura 25, que o fator degradante da dureza das amostras do grupo V é presença do crometo de ferro  $Cr_{1,36}Fe_{0,52}$  na microestrutura das amostras do grupo V.

Tabela 5. Dureza Rockwell C medida para os tratamentos propostos (Próprio Autor, 2017).

Grupos	RC méd. (HRC)
I	27,6±0,2
II	44±2,5
III	46,2±7,7
IV	53,3±0,2
V	49±3

## 5.2 Análise por Difração de Raios X

Os resultados de difração de raios X das amostras em estudo rotuladas como grupos I, II, III, IV e V evidenciam variações ou modificações das fases cristalinas sofridas pelo material durante os tratamentos de têmpera, tratamento criogênico e revenido. Esta análise permitiu identificar de forma qualitativa as mudanças provocadas na composição fásica das amostras e permitiu obter inferências sobre a quantidade relativa dessas fases.

Os espectros de difração obtidos para cada amostra foram analisados através do software Crystallographica Search-Match. Como esperado, foi possível encontrar picos de difração da ferrita (ferro- $\alpha$  de estrutura cubica de corpo centrado - CCC) na amostra do grupo I com o seu pico mais intenso localizado em  $44,55^\circ$  representando os planos de difração (110), como pode ser visto na Figura 21. Era esperado encontrar superposição dos picos de difração da ferrita com cementita ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ) visto que, à

temperatura ambiente, o aço SAE 4340 como recebido, se apresenta na sua forma estável: ferrita com grãos de perlita (CALLISTER, 2013).

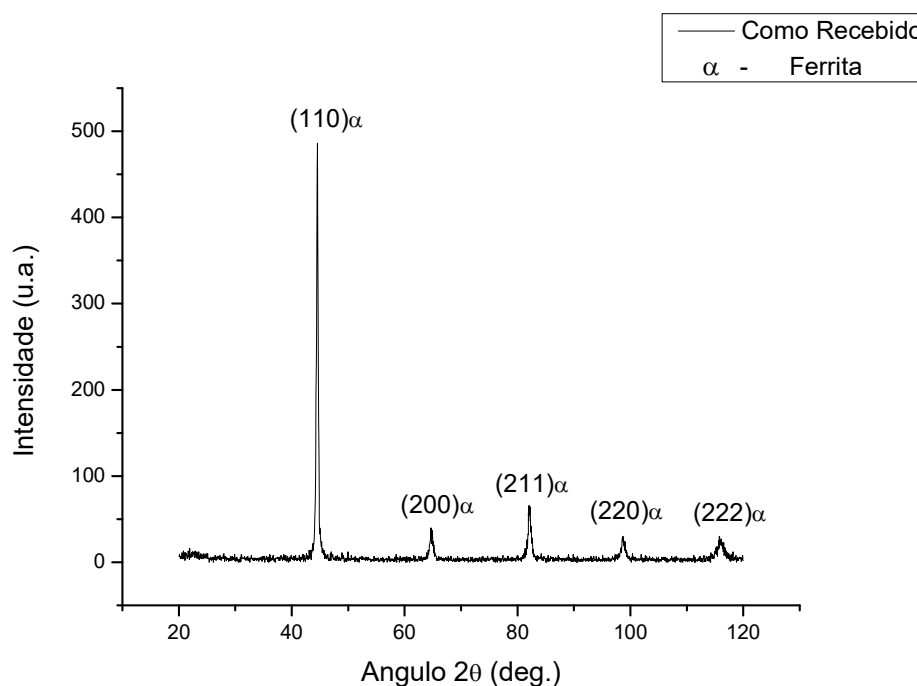


Figura 21. Difratograma de raio x do aço SAE 4340 como recebido – Grupo I (Próprio Autor, 2017).

No difratograma das amostras do grupo II, como indicado na Figura 22, o material possui um padrão de difração com picos característicos da fase martensita, que se apresentam com estrutura tetragonal de corpo centrado (TCC), com seus picos característicos indicado na figura. A martensita é mais comumente encontrada com estrutura TCC, forma distorcida do ferro CCC, que se torna mais tetragonal quanto mais saturada em carbono (ALMEIDA, 2014). A dificuldade de diferenciar o ferro- $\alpha$  da martensita se dá pelo fato de a martensita encontrada apresentar baixa tetragonalidade com o volume muito próximo ao de uma estrutura CCC, apresentando padrões de difração muito parecidos (ANAZAWA, 2007).

Através do software Crystallographica Search-Match, foi possível identificar picos característicos de austenita retida com estrutura cubica de fase centrada (CFC), representada pelos picos (101) e (310). Na Figura 22, podemos observar a baixa intensidade destes picos indicando, qualitativamente, que o porcentual da austenita retida é baixo, estando em plena concordância com dados encontrados na literatura (Zhirafar, 2006).

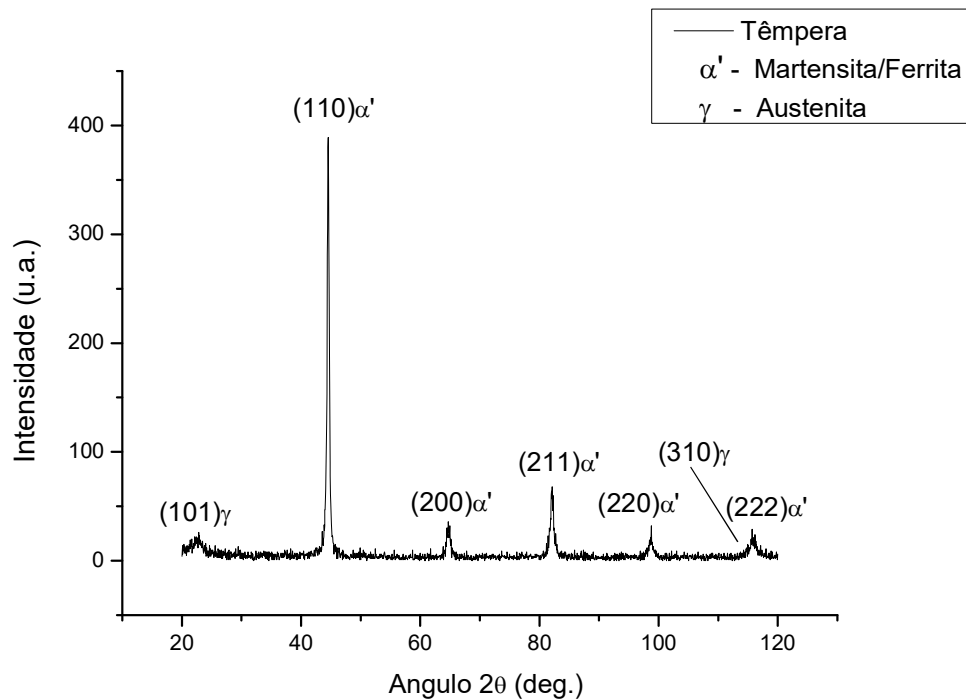


Figura 22. Difratoograma de raio x do aço SAE 4340 temperado – Grupo II (Próprio Autor, 2017).

No tratamento térmico de têmpera, ocorre a transformação da austenita em martensita e, portanto, o percentual de martensita transformado pode ser estimado pela aplicação da Equação (12), conhecida como equação Koistinen-Marburger. Onde  $V_\gamma$  é a fração volumétrica de austenita,  $V_{\alpha'}$  é a fração volumétrica de martensita,  $M_s$  é a temperatura de início da transformação da martensita e  $T_r$  é a temperatura ambiente no momento do tratamento térmico (CRUZ, 2013).

$$V_\gamma = \exp[-0,011(M_s - T_r)] \quad (12)$$

Como a temperatura ambiente, no momento do tratamento realizado, era de 30°C e a temperatura  $M_s$  é 290°C, foi obtido um total de 5,72% de austenita retida no aço SAE 4340 temperado.

O espectro de difração das amostras do grupo III está indicado na figura 23, onde foi possível constatar o composto intermetálico  $Cr_{1,36}Fe_{0,52}$  (crometo de ferro). Esta precipitação é possível devido ao elemento de liga cromo (teor de 0,8%) presente no aço SAE 4340 e por conta da temperatura de revenido escolhida de 200°C, dentro da faixa de temperatura 100°-250°C conhecida como primeiro estágio do revenido, na

qual ocorre a precipitação de carboneto de ferro e de compostos intermetálicos (CHIAVERINI, 1984).

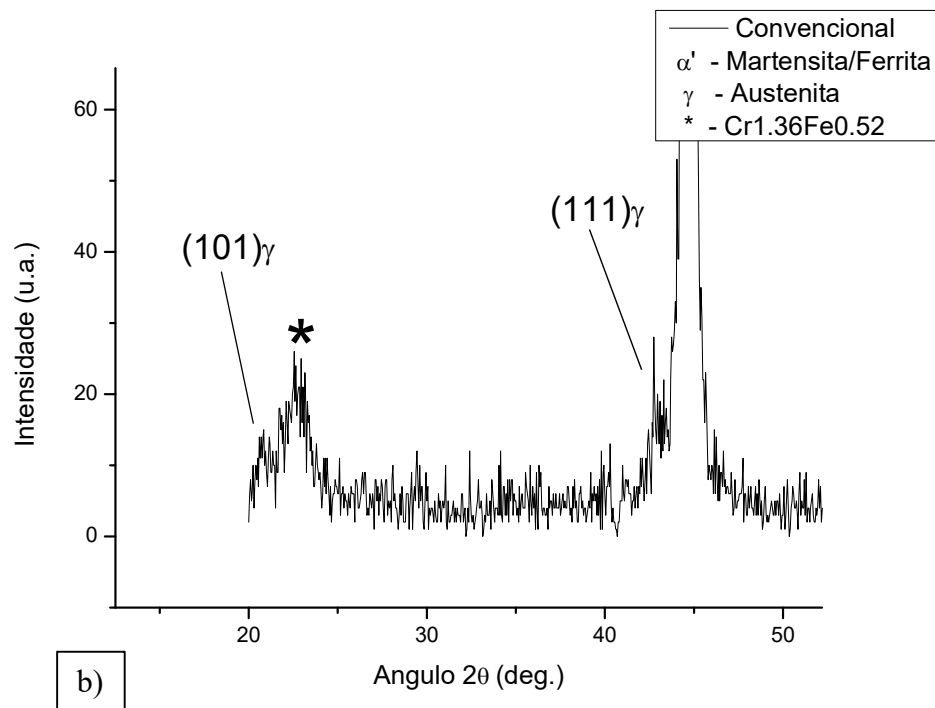
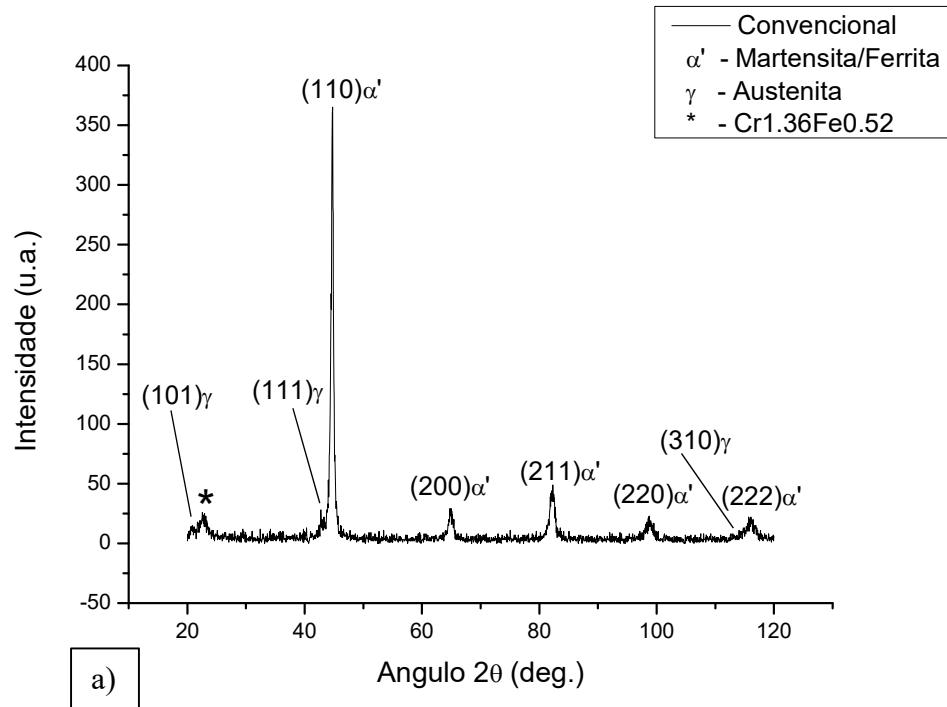


Figura 23. Difratoograma de raio x do aço SAE 4340 (a) temperado e revenido – Grupo III, (b) ampliação da zona indicando a pico do composto intermetálico  $\text{Cr}_{1,36}\text{Fe}_{0,52}$  (crometo de ferro) (Próprio Autor, 2017).



Este composto intermetálico, quando agrupado nos contornos dos grãos, influencia negativamente as propriedades mecânicas e de desgaste do material. Além disso, ele se apresenta com uma microestrutura bastante homogênea devido a partículas de ferro e cromo que se distribuem uniformemente pela estrutura do material (AGUNSOYE, 2014).

Além do composto intermetálico, há picos característicos de austenita retida, que são representados pelos planos (101) e (111). Comparando as Figuras 22 e 23.(a), é possível notar que o Crystallographica Search-Match identificou um pequeno deslocamento da austenita retida, que pode ser visto na Figura 23.(b), devido ao reajuste interno da microestrutura do aço SAE 4340 realizado pelo revenido, pois, no caso da transformação da austenita retida em martensita, o processo de revenido a 200°C teve pouca influência pois ocorre na temperatura mais baixa da zona de transformação (entre 200° e 300°C) (CHIAVERINE, 1984).

O difratograma das amostras do grupo IV, submetidas a tratamento criogênico por 15 horas, ilustrada na Figura 24, foi formada uma estrutura martensita de estrutura hexagonal compacta (HC) ( $\epsilon$  - paramagnético) devido à supersaturação de carbono ou aos elementos de liga manganês (aprox. 0,7%) no aço SAE 4340 (ALMEIDA, 2014). A criogenia (15h) teve influência sobre o composto intermetálico  $Cr_{1,36}Fe_{0,52}$  que não apareceu nesse difratograma e na transformação da  $\epsilon$ -martensita que provavelmente provém do pico (111) de austenita retida representado na Figura 23.

A formação dessa martensita de estrutura hexagonal compacta (HC) ( $\epsilon$  - paramagnético) nas amostras do grupo IV é inesperada, pois geralmente ocorre em teores de 10 a 15% de Mn. Também é conhecida como uma transformação cristalograficamente reversível,  $\gamma(\text{CFC}) \leftrightarrow \epsilon(\text{HC})$  (DIAS, 2014).

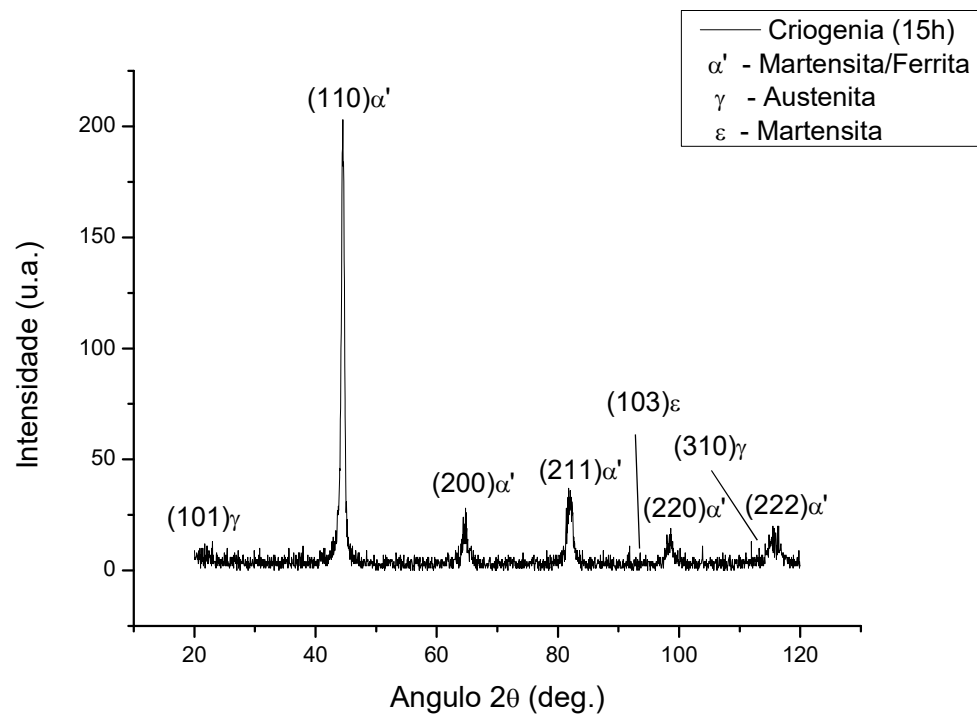


Figura 24. Difratoograma de raio x do aço SAE 4340 temperado, criogenizado (15h) e revenido – Grupo IV (Próprio Autor, 2017).

A criogenia por 24 horas possibilitou o reaparecimento do composto intermetálico  $\text{Cr}_{1,36}\text{Fe}_{0,52}$  (crometo de ferro) no difratograma da amostra do grupo V, ilustrado na Figura 25. De alguma forma, esse tempo de submersão em nitrogênio líquido possibilitou a precipitação do crometo de ferro.

O software Crystallographica Search-Match encontrou apenas o pico (311) da estrutura CFC da austenita retida para a amostra V, configurando para este tipo de tratamento uma estrutura quase completamente composta por martensita.

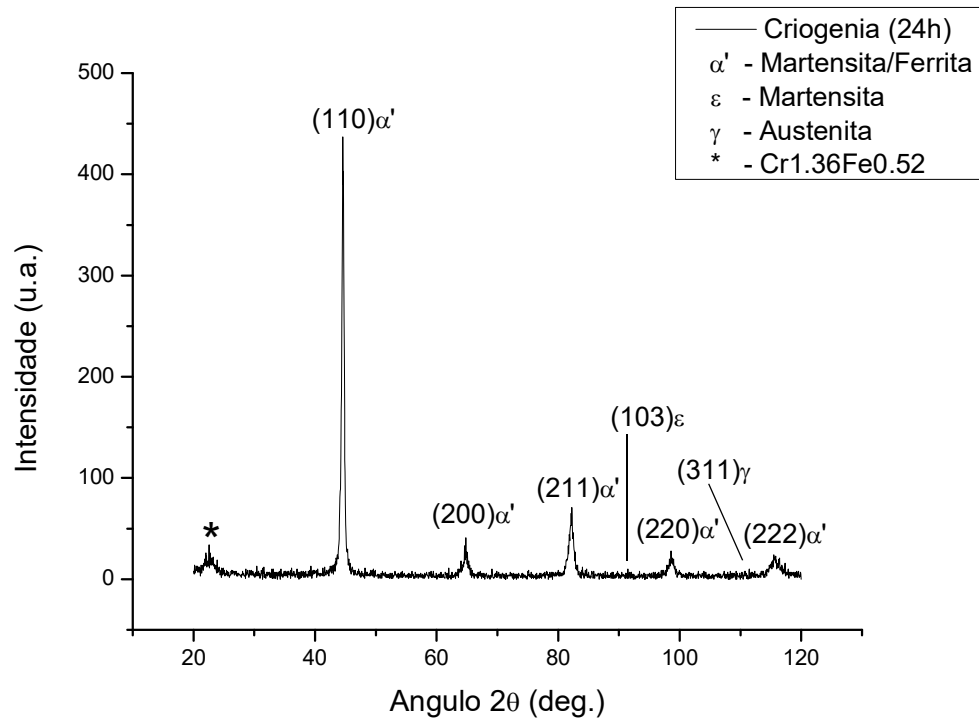


Figura 25. Difratoograma de raio x do aço SAE 4340 temperado, criogenizado (24h) e revenido – Grupo V (Próprio Autor, 2017).

Através dos índices de Miller  $h$ ,  $k$  e  $l$  e a distância interplanar ( $d_{hkl}$ ) dos planos cristalográficos ( $hkl$ ) fornecidos pelo Crystallographica Search-Match, foram calculados os parâmetros de rede da ferrita, da martensita e da austenita, por meio da Equação (13) para o sistema cúbico, da Equação (14) para o sistema tetragonal e da Equação (15) para o sistema hexagonal, que podem ser vistos na Tabela 6 (ALMEIDA, 2014).

$$\frac{1}{(d_{hkl})^2} = \frac{h^2+k^2+l^2}{a^2} \quad (13)$$

$$\frac{1}{(d_{hkl})^2} = \frac{h^2+k^2}{a^2} + \frac{l^2}{c^2} \quad (14)$$

$$\frac{1}{(d_{hkl})^2} = \frac{4}{3} \left( \frac{h^2+hk+k^2}{a^2} \right) + \frac{l^2}{c^2} \quad (15)$$

Tabela 6. Parâmetros de rede calculados com os dados dos resultados obtidos dos difratogramas de raio X das amostras (Próprio Autor, 2017).

<i>Como Recebido - Grupo I</i>								
Pico	I	d (Å)	(h k l)	2θ	θ	sen <sup>2</sup> θ	cos <sup>2</sup> θ	a (Å)
1'	486	2,033	110	44,55	22,27	0,14	0,85	2,8775
2'	40	1,4387	200	64,7	32,35	0,28	0,71	2,8774
3'	66	1,1726	211	82,05	41,25	0,43	0,56	2,8722
4'	30	1,0153	220	98,7	49,35	0,57	0,42	2,8717
5'	30	0,913	222	115,75	58,87	0,73	0,26	3,1627
<i>Têmpera - Grupo II</i>								
Pico	I	d (Å)	(h k l)	2θ	θ	sen <sup>2</sup> θ	cos <sup>2</sup> θ	a (Å)
1''	22	3,8676	101	22,4	11,2	0,03	0,96	3,5794
2**	389	2,0322	110	44,55	22,27	0,14	0,85	2,8739
3**	36	1,4392	200	64,7	32,35	0,28	0,71	2,8784
4**	68	1,1725	211	82,15	41,07	0,43	0,56	a=2,8720, c=2,8722
5**	32	1,0149	220	98,8	49,4	0,57	0,42	2,8705
6''	15	0,912	310	114,95	57,47	0,71	0,28	3,5883
7**	29	0,9099	222	115,7	57,85	0,71	0,28	a=3,1519, c=3,1521
<i>Tratamento Convencional - Grupo III</i>								
Pico	I	d (Å)	(h k l)	2θ	θ	sen <sup>2</sup> θ	cos <sup>2</sup> θ	a (Å)
1''	15	3,9834	101	28,85	14,42	0,06	0,93	3,587
2''	28	2,0432	111	44,4	22,2	0,14	0,85	3,588
3**	365	2,0253	110	44,75	23,37	0,15	0,84	2,8774
4**	29	1,4347	200	64,75	32,37	0,28	0,71	2,8768
5**	49	1,171	211	82,3	41,15	0,43	0,56	a=2,8722, c=2,9124
6**	23	1,0146	220	98,75	49,37	0,57	0,42	2,8717
7''	10	0,916	310	114,25	57,12	0,7	0,29	3,5874
8**	22	0,9082	222	116,05	58,02	0,71	0,28	a=2,8875, c=2,877
<i>Tratamento Criogênico (15h) - Grupo IV</i>								
Pico	I	d (Å)	(h k l)	2θ	θ	sen <sup>2</sup> θ	cos <sup>2</sup> θ	a (Å)
1''	12	4,0151	101	21,07	10,53	0,03	0,96	5,5845
2**	203	2,0337	110	44,5	22,25	0,14	0,85	2,876
3**	28	1,4412	200	64,75	32,37	0,28	0,71	2,8824
4**	37	1,1746	211	81,75	40,87	0,42	0,57	a=2,8771, c=2,8775
5*	8	1,0737	103	93,6	46,8	0,53	0,46	a=4,024 c=5,084
6**	16	1,0163	220	98,6	49,3	0,57	0,42	2,8745
7''	16	0,9158	310	114,2	57,1	0,7	0,29	3,5882
8**	17	0,909	222	116,2	58,1	0,72	0,28	a=3,1488, c=3,1490
<i>Tratamento Criogênico (24h) - Grupo V</i>								
Pico	I	d (Å)	(h k l)	2θ	θ	sen <sup>2</sup> θ	cos <sup>2</sup> θ	a (Å)
1**	437	2,0304	110	44,55	22,27	0,14	0,85	2,8714
2**	41	1,4385	200	64,8	32,4	0,28	0,71	2,877
3**	71	1,1717	211	82,25	41,12	0,43	0,56	a=2,87, c=2,8704
4*	7	1,0737	103	91,45	45,72	0,51	0,48	a=4,024 c=5,084
5**	28	1,0157	220	98,55	49,27	0,57	0,42	2,8728
6''	8	0,9315	311	111,45	55,72	0,68	0,31	3,5883
7**	24	0,91	222	115,8	57,9	0,71	0,28	a=3,1523, c=3,1524

' - CCC, '' - CFC, \* - HC, \*\* - TCC/CCC.

Há uma semelhança no DRX entre as estruturas CCC e TCC, devido ao valor do parâmetro de rede  $c$  da martensita TCC ser tão próximo ao valor do parâmetro de rede  $a$ , o que fez o software Crystallographica Search-Match fornecer planos de difração característicos de uma estrutura CCC para a martensita, onde não foi possível encontrar o valor de  $c$  pois o programa considerou que ele e  $a$  são iguais. Esse comportamento pode ser observado na Tabela 6, onde encontrou-se valores do parâmetro  $c$  muito próximos aos valores de  $a$  para alguns picos com a legenda \*\*, enquanto que para outros foi possível encontrar apenas o valor do parâmetro de rede  $a$ .

O modelo numérico teórico utilizado para a determinação da fração volumétrica de austenita retida  $V_\gamma$  (CFC) nas amostras dos grupos III, IV e V, é definido na norma ASTM E975-03 por meio da comparação de intensidade de difração de raio x de cromo ou molibdênio integrada a fases de ferrita (CCC) e austenita com intensidades teóricas, e pode ser visto na relação das Equações (16) e (17), onde o parâmetro  $R$  é proporcional à intensidade teórica integrada, expresso na norma, e  $I$  é a intensidade dos picos (ASTM, 2007).

$$V_\gamma = (I_\gamma/R_\gamma)/(I_\alpha/R_\alpha) + (I_\gamma/R_\gamma) \quad (16)$$

A Equação (10) introduz o fator de carga ( $q$ ), para múltiplos picos de ferrita e austenita, e  $P$  que é o fator de multiplicidade da reflexão ( $hkl$ ) (ASTM, 2007).

$$V_\gamma = \left[ \left( \frac{1}{q} \sum_{j=1}^q \frac{I_{\gamma j}}{R_{\gamma j}} \right) / \left( \frac{1}{P} \sum_{i=1}^P \frac{I_{\alpha i}}{R_{\alpha i}} \right) + \left( \frac{1}{q} \sum_{j=1}^q \frac{I_{\gamma j}}{R_{\gamma j}} \right) \right] \quad (17)$$

As frações volumétricas de martensita e austenita retida para as amostras dos grupos submetidos a tratamentos térmicos podem ser vistas na Tabela 7.

Tabela 7. Porcentagens de austenita retida calculadas com as intensidades dos picos (Próprio Autor, 2017).

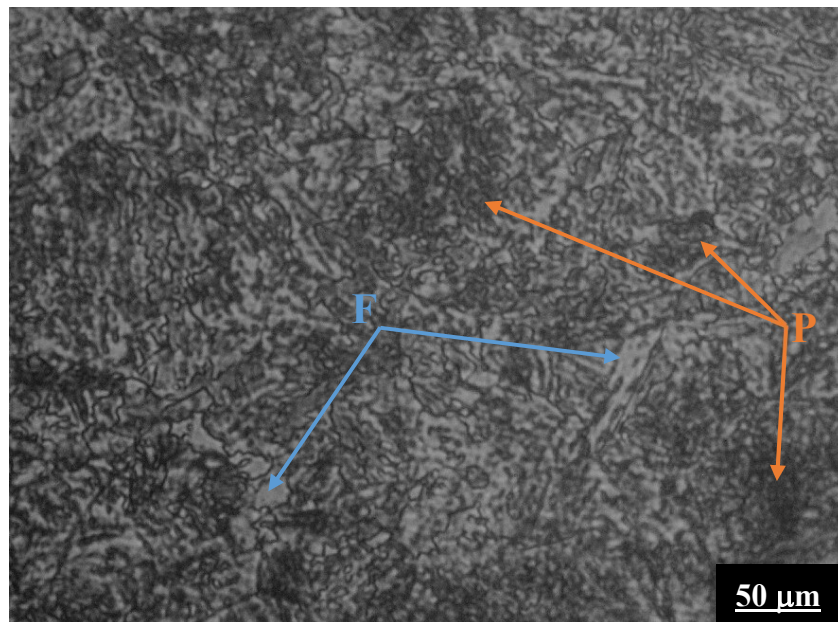
Grupos	II	III	IV	V
<i>Martensita</i>	94,28%	94,97%	96,20%	96,78%
<i>Austenita Retida</i>	5,72%	5,03%	3,80%	3,22%

Observando na Tabela 7 a porcentagem de austenita retida após o tratamento criogênico, nota-se que o tratamento proposto se apresentou efetivo na transformação da austenita retida em martensita, mesmo que o acréscimo seja em pequenas taxas.

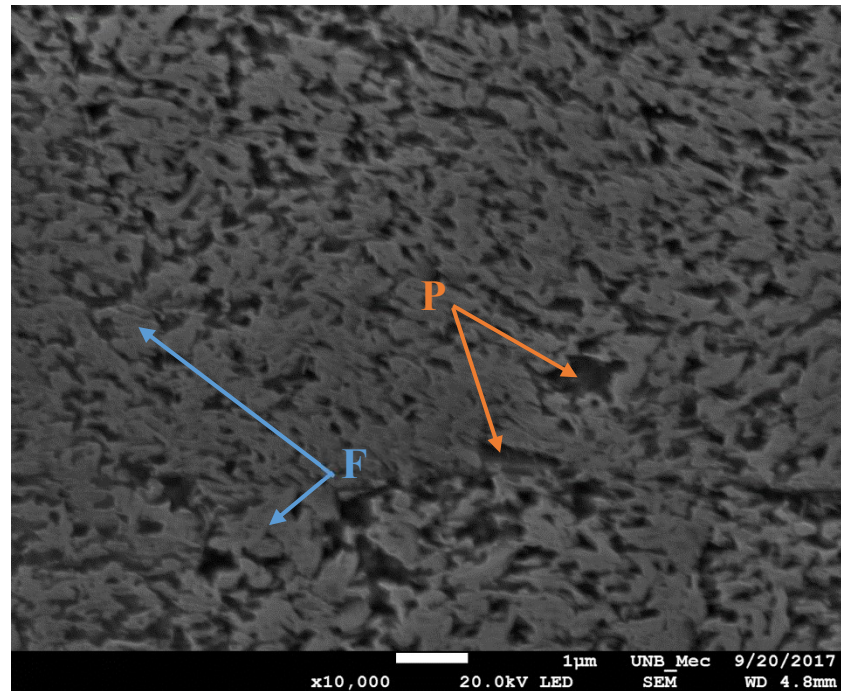
### 5.3 Análise das Microestruturas

Os resultados obtidos no trabalho experimental de metalografia possibilitaram a identificação das fases constituintes do aço SAE 4340 nas condições dos grupos I, II, III, IV e V, bem como a observação morfológica dessas estruturas por meio do ataque químico realizado com nital 3%. As imagens das amostras foram capturas em tons de cinza, para que os contrastes das fases fossem melhor visualizados.

A microestrutura do material analisado no estado como recebido, grupo I, pode ser vista na Figura 26.a), na qual é possível observar os contornos de grão e a presença de lamelas de ferrita em seu interior, e a concentração de perlita caracterizando a microestrutura perlítica dessa liga.



a) Microscópio óptico. Ampliação de 500x.

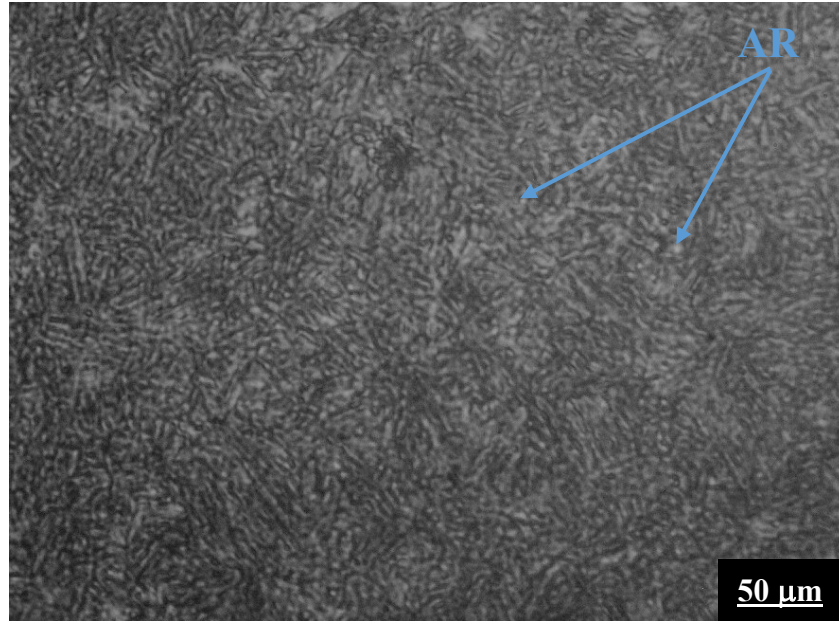


b) MEV.

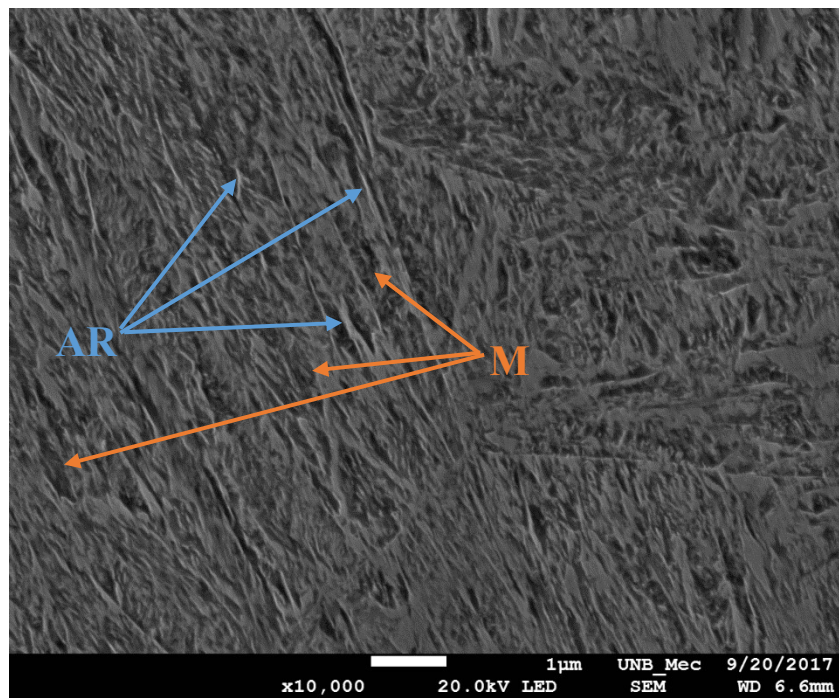
Figura 26. Microestrutura do aço SAE 4340 como recebido – grupo I. P(perlita). F(ferrita). (Próprio Autor, 2017).

Fica mais evidente a distinção das fases na Figura 26.b), em que a foto foi retirada no MEV, sendo possível identificar a fase lamelar mais escura como perlita (ferrita e cementita) enquanto que a fase mais clara representa a ferrita. Por se tratar de uma liga hipoeutetóide que geralmente é resfriada lentamente em seu processo de fabricação, as fases identificadas estão de acordo com Callister (2013) que afirma a presença da ferrita proeutetóide e da perlita nesses casos.

O resfriamento brusco transforma a austenita numa solução sólida supersaturada de carbono no ferro alfa. Essa textura é a martensita e se revela ao microscópio, na Figura 27.a), em finas estrias retas difíceis de serem postas em foco, distribuídas na superfície segundo três direções, em formato de triângulos. Além de caracterizar a martensita, essas três direções são vestígios dos escorregamentos sofridos pelos planos cristalográficos da austenita durante a reação martensítica (COLPAERT, 1974). Essa estrutura martensítica também pode ser vista nas Figuras 28.a), 29.a) e 30.a) apresentando algumas diferenças.



a) Microscópio óptico. Ampliação de 500x.



b) MEV.

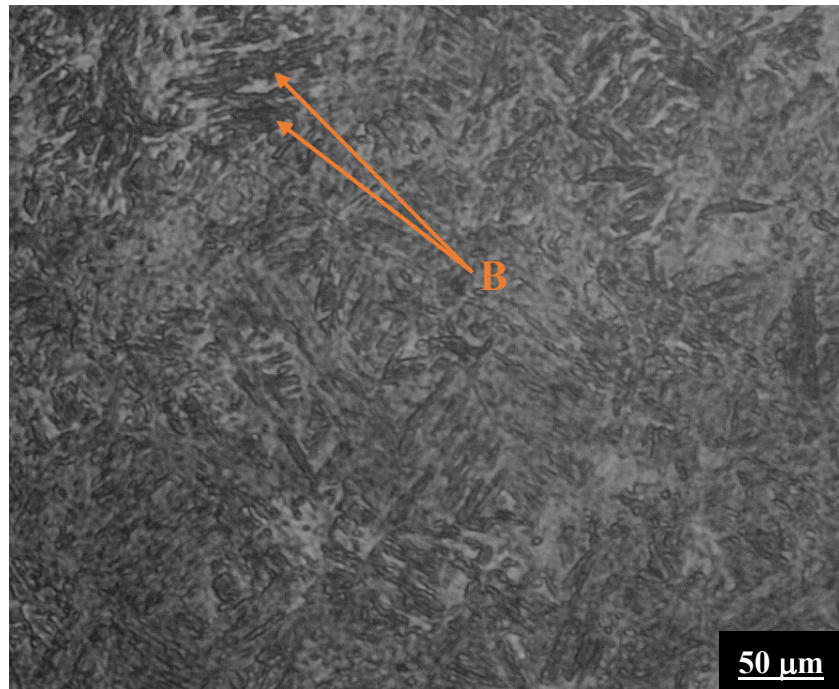
Figura 27. Microestrutura do aço SAE 4340 temperado – grupo II. AR(austenita retida). M(martensita) (Próprio Autor, 2017).

Na Figura 27.b), é possível observar a característica fina das ripas de martensita e a sua dispersão desordenada na microestrutura do material, bem como

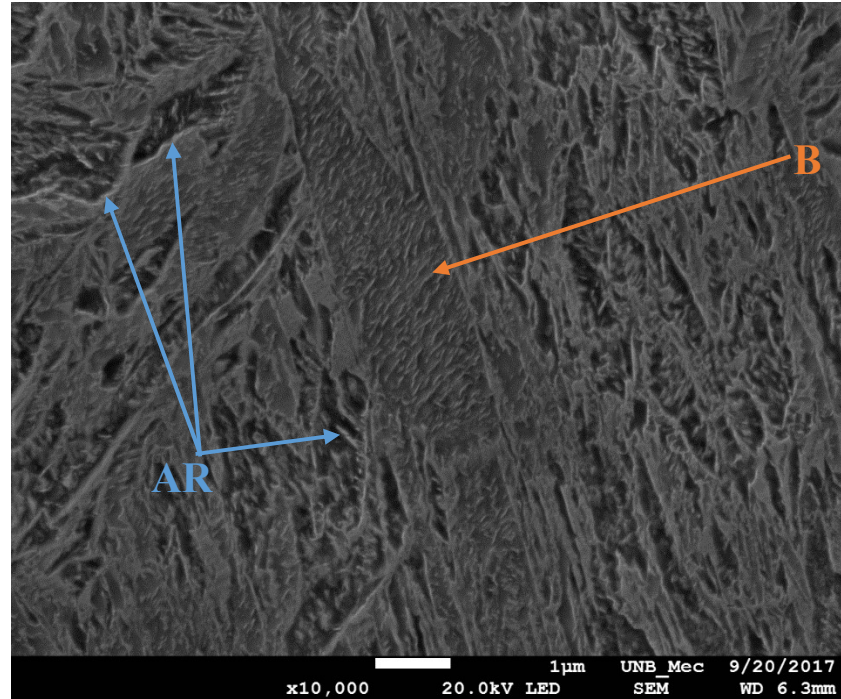


a presença de austenita retida. A austenita retida é caracterizada pelas regiões brancas, que se encontram entre as placas de martensita, devido a transformação incompleta da austenita em martensita.

Como pode ser visto na Figura 28.a) a estrutura do material é martensítica, porém, o revenido a 200°C teve influência na transformação da austenita retida, possibilitando a formação de uma pequena quantidade de bainita no interior do material. O revenido teve maior influência no reajuste interno da microestrutura do aço SAE 4340, dando origem a martensita revenida. A martensita revenida se apresenta como uma microestrutura estável de baixa tetragonalidade com a razão  $c/a$  aproximadamente 1,014 (ANAZAWA, 2007).



a) Microscópio óptico. Ampliação de 500x.

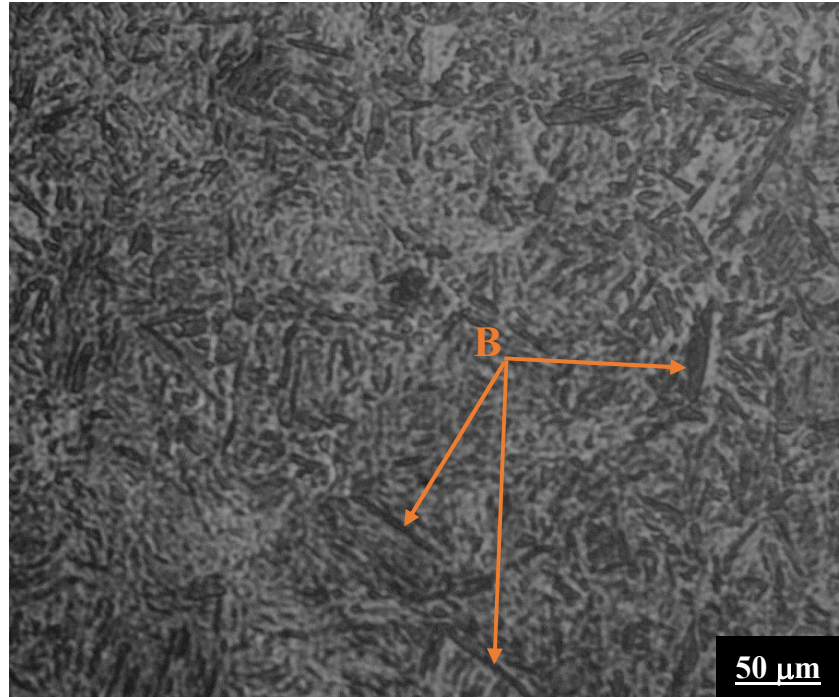


b) MEV.

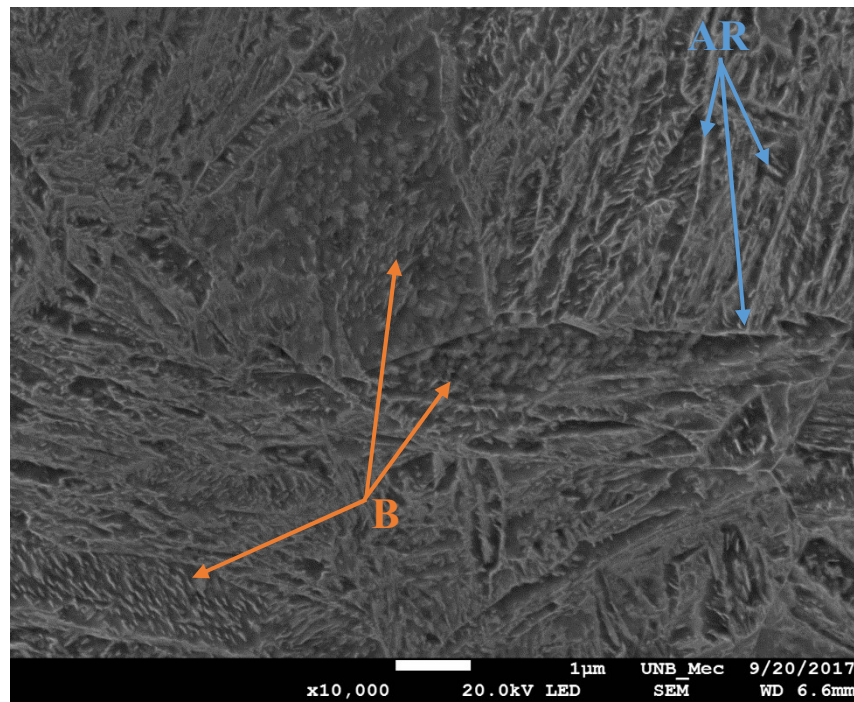
Figura 28. Microestrutura do aço SAE 4340 após tratamento convencional – grupo III. AR(austenita retida). B(bainita) (Próprio Autor, 2017).

Diferente das outras fases, a bainita se apresenta na Figura 28.b) com uma morfologia acircular cinza clara intercalada pela ferrita, confirmando a configuração descrita por Anazawa (2007), onde também se encontra a austenita retida de coloração cinza claro em volta das ripas de martensita.

A estrutura da amostra do grupo IV, ilustrada pela Figura 29.a), se revela composta por martensita e algumas placas de bainita, configuração parecida com a microestrutura ilustrada na Figura 28.a). Porém, no caso do grupo IV, possivelmente por conta do tratamento criogênico por 15 horas, a martensita parece um pouco mais desordenada, não respeitando aquela distribuição em três direções, no formato de triângulo, como foi vista na Figura 27.a). Agora ela parece se distribuir em diversas direções, não apresentando uma forma específica.



a) Microscópio óptico. Ampliação de 500x.



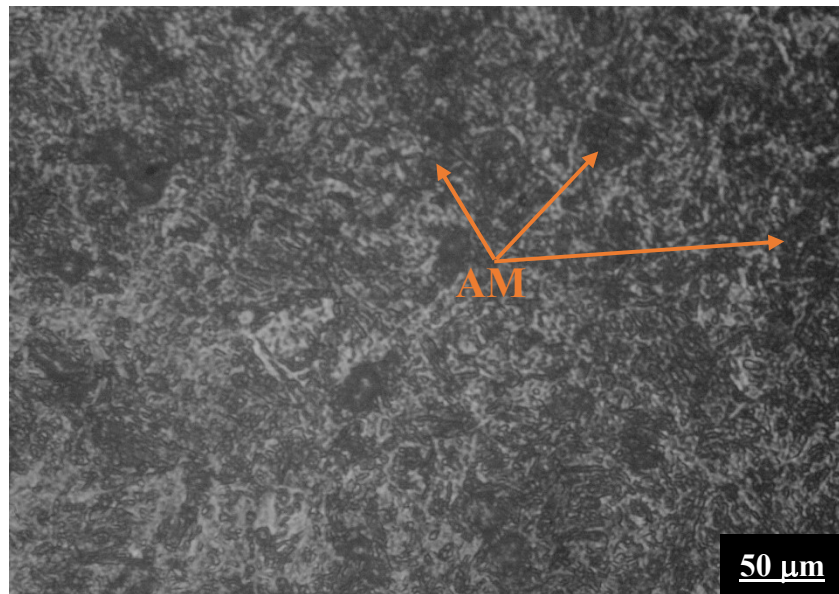
b) MEV.

Figura 29. Microestrutura do aço SAE 4340 após têmpera, criogenia (15h) e revenido – grupo IV (Próprio Autor, 2017).

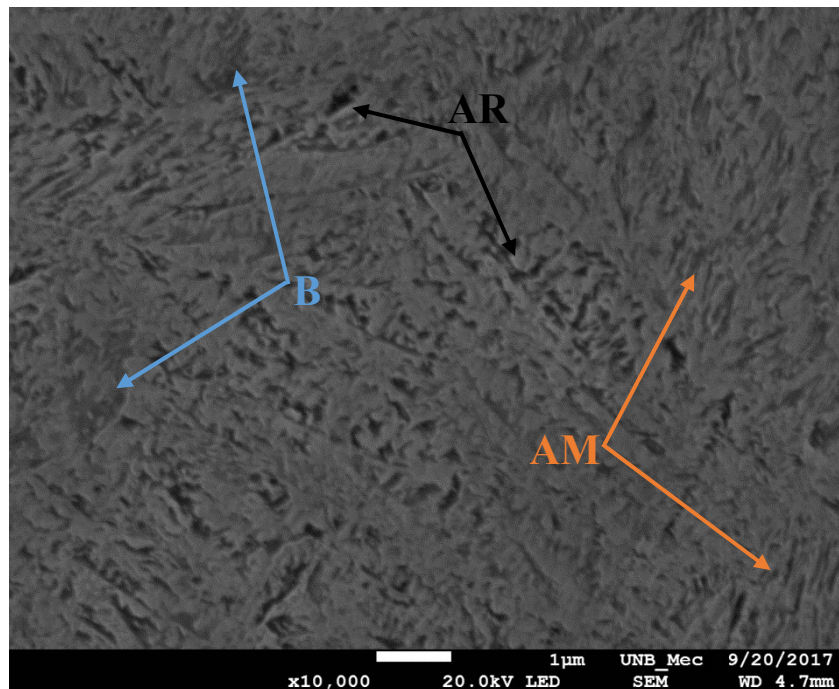
A placa de bainita ilustrada na Figura 28.b) se apresenta com pequenas inclusões de precipitados de cementita, enquanto que na bainita da Figura 29.b), as

inclusões são preenchidas por austenita retida numa coloração branca/cinza claro. Na amostra do grupo IV, a austenita retida é encontrada não só nas inclusões da bainita mas também nas bordas das ripas de martensita.

Na Figura 30.a), é possível observar uma maior quantidade de ripas de martensita. Essas ripas se apresentam mais finas e mais juntas, caracterizando uma tonalidade mais escura na microestrutura da amostra do grupo V, chegando a parecer a configuração dos aglomerados de perlita vistos na Figura 26.a).



a) Microscópio óptico. Ampliação de 500x.



#### b) MEV

Figura 30. Microestrutura do aço SAE 4340 após têmpera, criogenia (24h) e revenido – grupo V. AM(aglomerado de martensita). B(bainita). AR(austenita retida) (Próprio Autor, 2017).

A Figura 30.b) confirma a microestrutura da amostra do grupo V composta majoritariamente por aglomerados de pequenas e finas ripas de martensita, contudo também é possível observar a presença de poucas ripas de martensita em seu tamanho comumente visto na Figura 29.b). Também é possível notar, na Figura 30.b), a pequena quantidade de austenita retida que se manifesta entre as placas de martensita.

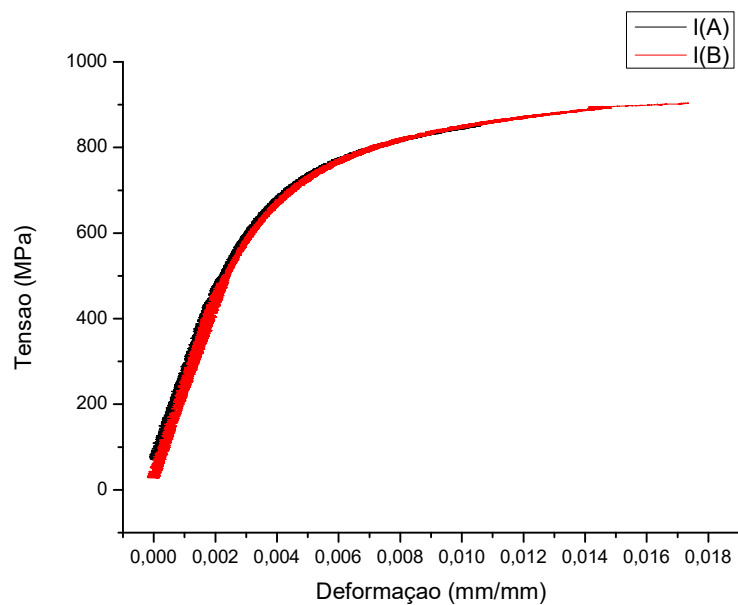
#### 5.4 Comportamento das Curvas Tensão-Deformação

Foram submetidos ao ensaio de tração dois corpos de prova de cada tratamento térmico estudado neste trabalho (como recebido, tratamento convencional, tratamento criogênico por 15h e tratamento criogênico por 24h), exceto para o grupo que passou apenas por têmpera, que teve apenas um corpo de prova ensaiado, devido a sua fratura frágil, a fim de não expor o extensômetro tipo “clip gage” a qualquer dano. Pela fixação das garras e a fixação do extensômetro na região de teste dos corpos de prova, foi possível obter as informações da deformação verdadeira, da carga aplicada e do deslocamento do travessão para cada ensaio realizado. Durante o ensaio, quando a deformação do corpo de prova alcançou 0,3% de deformação, indicando o início da estrição, a máquina Instron emitiu uma mensagem automática de segurança avisando que o extensômetro deveria ser removido e, então, o ensaio prosseguiu até a ruptura do corpo de prova. A Tabela 8 apresenta as dimensões iniciais dos CPs testados, embora apresentem pequenas variações nos valores de suas dimensões, elas se encontram dentro dos limites previstos na norma ASTM E8M.

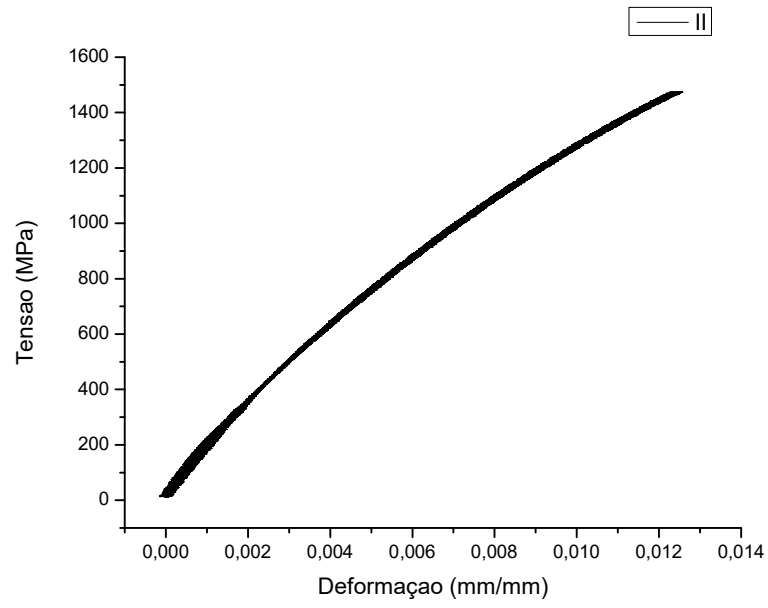
Tabela 8. Dimensões de trabalho dos corpos de prova testados (Próprio Autor, 2017).

Grupos	D <sub>inicial</sub> (mm)	L <sub>0</sub> (mm)
I (A)	5,94	29,23
I (B)	5,99	30,21
II	5,98	30,73
III (A)	5,97	30,14
III (B)	5,95	30,55
IV (A)	5,98	29,99
IV (B)	5,99	30,02
V (A)	5,98	30,75
V (B)	5,96	30,06

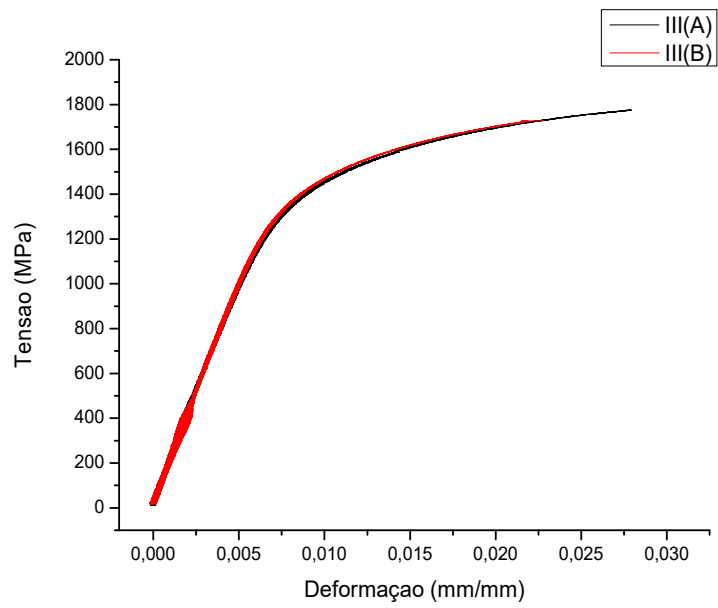
A Figura 31 compara as curvas tensão-deformação dos CPs testados para cada grupo e a Tabela 9 apresenta a média das propriedades mecânicas encontradas para cada corpo de prova, demonstrando a influência de cada tratamento térmico nas propriedades mecânicas do aço SAE 4340. Exceto para o grupo V, como dito anteriormente.



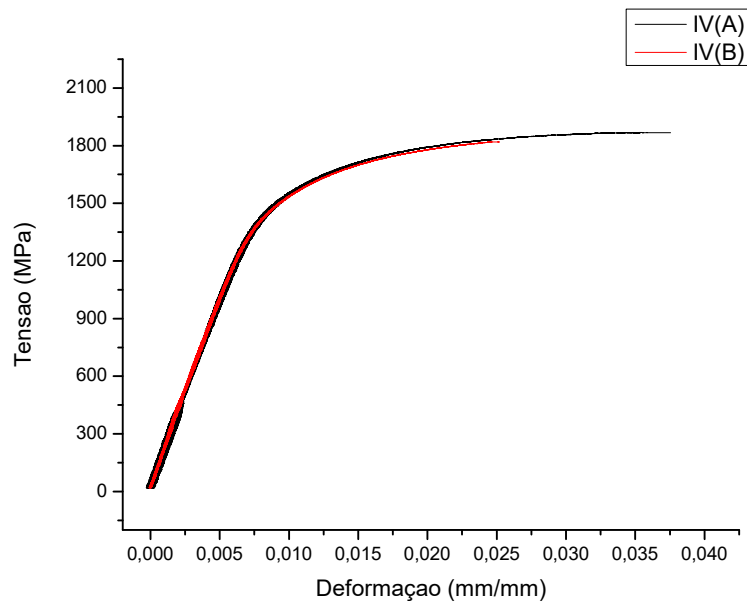
(a) Grupo I – Material como recebido;



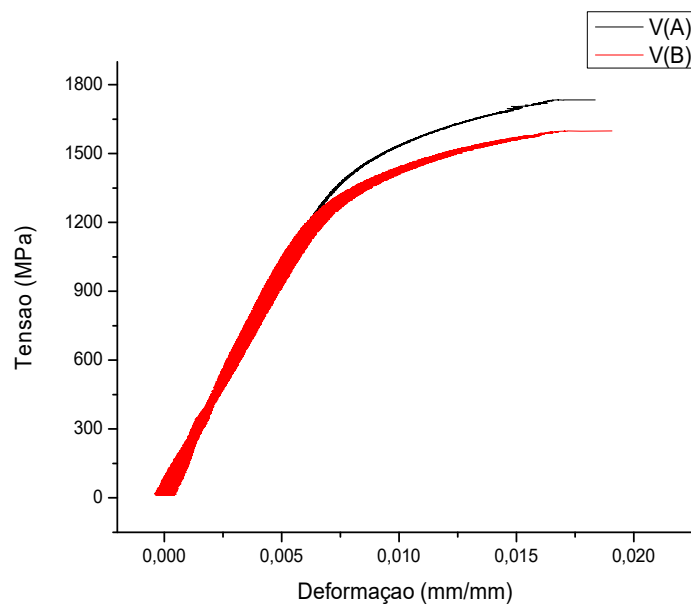
(b) Grupo II – Material temperado;



(c) Grupo III – Material temperado e revenido;



(d) Grupo IV – Material temperado, tratado criogenicamente por 15h e revenido;



(e) Grupo V – Material temperado, tratado criogenicamente por 24h e revenido;

Figura 31. Gráficos tensão-deformação dos grupos analisados (Próprio Autor, 2017).



Os módulos de elasticidade (E) dos corpos de prova foram obtidos pela inclinação da parte linear das curvas tensão-deformação e podem ser vistos na Tabela 9. A variação do módulo de elasticidade é relativamente pequena entre os grupos I e III. A média do módulo de elasticidade do grupo IV é maior se comparada aos grupos I e III, devido ao acréscimo na porcentagem de martensita formada pelo tratamento criogênico de 15 horas, alcançando-se um total de 96,2%. Porém, para os grupos II e V, nota-se respectivamente uma média de valores muito baixa e a outra consideravelmente alta.

O grupo II apresentou um comportamento frágil, devido ao seu tratamento térmico de têmpera, armazenando muitas tensões internas, tanto de natureza estrutural quanto de natureza térmica (CHIAVERINI, 1984). Contrariando seu comportamento frágil, onde naturalmente obtém-se elevados módulos de elasticidade, o material na condição temperado possui a média do módulo de elasticidade igual a 144 GPa, a menor encontrada entre todos os grupos.

Embora comumente o módulo de elasticidade não seja modificado pelos tratamentos, o valor que representa a média dos módulos de elasticidade do grupo V apresentou um ganho considerável,  $190 \pm 8$  GPa, se comparado com os demais grupos. Possivelmente esse acréscimo no módulo de elasticidade é o resultado da maior transformação de austenita retida em martensita por meio do tratamento criogênico de 24 horas, o qual atingiu 96,78% de martensita, como pode ser visto na Tabela 7.

Usando o método da pré-deformação de 0,002, foram encontradas as tensões de escoamento dos CPs de cada grupo, a fim de se conhecer o nível da tensão limite de escoamento na qual ocorre a deformação plástica, e estão listadas na Tabela 9.

Como pode ser visto na Figura 32, não é possível se determinar a tensão de escoamento para o grupo II pelo método da pré-deformação, pois este rompeu de forma frágil, antes mesmo de ocorrer alguma deformação plástica no material.

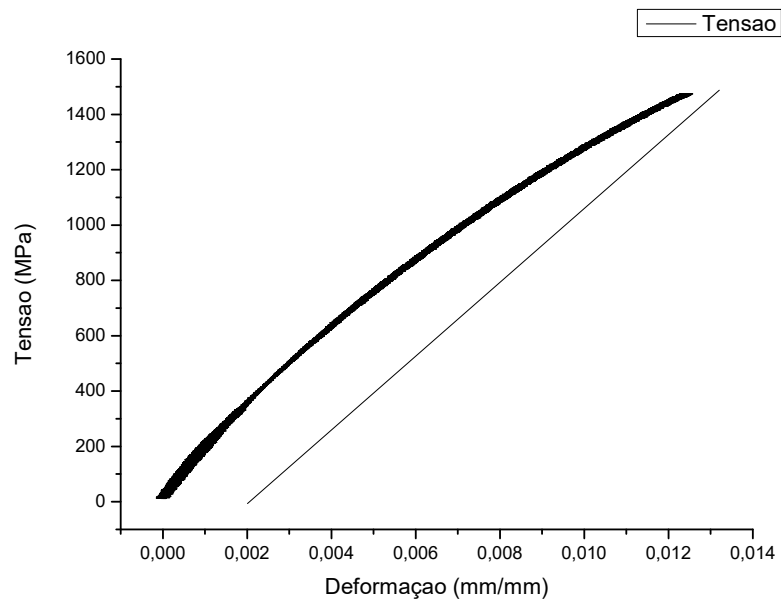


Figura 32. Método da pré-deformação de 0,002 para o grupo II (Próprio Autor, 2017).

A menor tensão de escoamento foi obtida para o grupo I, no valor de  $777 \pm 4$  MPa, pois, em seu estado como recebido, o material apresenta uma microestrutura mais grosseira composta por perlita e ferrita, facilitando, portanto, o movimento das discordâncias e permitindo com mais facilidade o escoamento do material em uma tensão mais baixa, se comparada aos outros grupos (CALLISTER, 2013).

No grupo III, o revenido, além de aliviar ou remover as tensões internas, atuou na correção da fragilidade do material, aumentando sua ductilidade. Por isso, através da Tabela 9, observa-se que o material submetido a tratamento convencional apresenta, em média, uma tensão de escoamento de  $1464 \pm 2$  MPa, que é aproximadamente o dobro da tensão de escoamento encontrada para os CPs do grupo I.

O revenido produz reajustamentos internos resultando no alívio das tensões, e também produz uma precipitação de partículas de carbonetos que crescem e se aglomeram conforme a temperatura e o tempo (CHIAVERINI, 1984).

A tensão média de escoamento do grupo IV é  $1574 \pm 39$  MPa e apresenta-se maior do que a média da tensão de escoamento do grupo V, cujo valor é  $1521 \pm 97$  MPa. Essa diferença pode ser explicada pela presença do crometo de ferro  $\text{Cr}_{1,36}\text{Fe}_{0,52}$ , encontrado no difratograma de raio X da amostra do grupo V, ilustrado

pela Figura 24, que influencia negativamente as propriedades mecânicas quando estiver agrupado nos limites dos grãos.

Foi possível confirmar o acréscimo na tensão de escoamento através do tratamento criogênico, onde observou-se pela Figura 31.d) e 31.e) que, embora a diferença dos valores obtidos para os grupos IV e V seja pequena, os CPs do grupo IV ensaiados possuem uma inflexão mais acentuada na região da tensão de escoamento. No caso dos CPs do grupo V, observa-se um comportamento semelhante nesta fase do teste, porém a partir do início da fase de deformação elasto-plástica, elevou consideravelmente a tensão.

O limite de resistência a tração (LRT) apresentado pelo grupo II é a mesma tensão em que o corpo de prova se rompeu, no valor de 1474 MPa, devido a sua fragilidade. Mesmo frágil, a martensita formada no tratamento térmico de têmpera fez com que o LRT do grupo II fosse superior à média do LRT do grupo I, no valor de  $1004 \pm 2$  MPa.

Os grupos III e IV apresentam valores médios de LRT muito próximos, respectivamente  $1847 \pm 7$  MPa e  $1867 \pm 0,6$  MPa, demonstrando uma pequena vantagem para o aço SAE 4340 temperado, submetido a tratamento criogênico por 15 horas e revenido. Entretanto, o grupo V apresenta um LRT médio de  $1771 \pm 105$  MPa, cujo valor está bem abaixo das médias encontradas para os grupos III e IV. A presença do cromo de ferro não justifica essa diferença entre os LRTs dos grupos III, IV e V, pois ele também está presente na amostra do grupo III, como pode ser visto na Figura 23.

Tabela 9. Resultados e propriedades analisadas (Próprio Autor, 2017).

CP	E (Gpa)	$\sigma_{esc}$ (MPa)	LRT(MPa)
<b>I (Média)</b>	$176,6 \pm 14,6$	$777 \pm 4$	$1004 \pm 2$
II	144	-	1474
<b>II (Média)</b>	$182,6 \pm 1,7$	$1464 \pm 2$	$1847 \pm 7$
<b>IV (Média)</b>	$177 \pm 5$	$1574 \pm 39$	$1867 \pm 0,6$
<b>V (Média)</b>	$190 \pm 8$	$1521 \pm 97$	$1771 \pm 105$

#### 5.4.1 Análise da Tenacidade e Resiliência

O módulo de tenacidade do CP do grupo II foi calculado através da Equação (9) considerando-se apenas a tensão de ruptura que no caso dele é igual ao LRT, por conta do seu comportamento e sua fratura frágil, sem desenvolver uma  $\sigma_{esc}$ . Como listado na Tabela 10, a média dos módulos de tenacidade do grupo I de  $12460 \pm 4302$  kN.mm/mm<sup>3</sup> e o módulo de tenacidade do grupo II de  $12362$  kN.mm/mm<sup>3</sup> apresentam valores muito próximos, onde, após a têmpera, houve uma pequena queda na tenacidade do material. Isso confirma a afirmação de Callister (2013), o qual diz que, apesar de o metal frágil ter maiores  $\sigma_{esc}$  e LRT, ele possui uma tenacidade menor que o material dúctil.

O maior ganho em tenacidade foi alcançado no grupo IV, o qual possui uma média de módulo de tenacidade de  $54063 \pm 15658$  kN.mm/mm<sup>3</sup>, enquanto que uma variação pequena é encontrada entre a tenacidade dos grupos III e V, respectivamente,  $33706 \pm 5703$  e  $30785 \pm 1068$  kN.mm/mm<sup>3</sup>.

Como a resiliência é a capacidade de um material absorver energia quando ele é deformado elasticamente (CALLISTER, 2013) e o material temperado do grupo II se rompeu ainda em sua zona elástica, então utilizou-se o seu LRT na Equação (10) para calcular o seu módulo de resiliência. Devido ao seu baixo módulo de elasticidade e seu alto LRT, o grupo II se apresentou mais resiliente que as outras condições de tratamentos térmicos listados na Tabela 10, com um módulo de resiliência de  $7526,8$  kJ/m<sup>3</sup>.

Comparando a média do módulo de resiliência dos grupos I, III, IV e V, pode-se notar que o grupo I é menos resiliente devido as suas baixas propriedades mecânicas na condição como recebido, os grupos III e V possuem um módulo de resiliência relativamente mais próximos pela presença do crometo de ferro em sua microestrutura e o grupo IV se aproxima do valor encontrado para o grupo II pois também possui uma alta  $\sigma_{esc}$  e um baixo módulo de elasticidade.

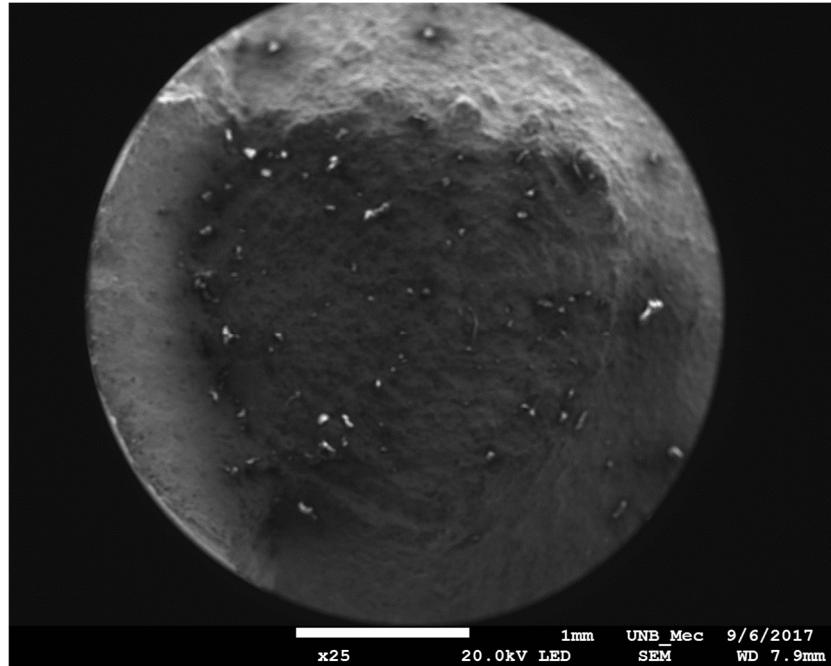
Tabela 10. Módulo de tenacidade e de resiliência para o aço SAE 4340 nas condições dos grupos I, II, III, IV e V (Próprio Autor, 2017).

<b>CPs</b>	<b>Módulo de Tenacidade (kN.mm/mm<sup>3</sup>)</b>	<b>Módulo de Resiliência (kJ/m<sup>3</sup>)</b>
<b>I (Média)</b>	12460±4302	1716,81±162,05
II	12362	7527
<b>III (Média)</b>	33706±5703	5867±41
<b>IV (Média)</b>	54063±15658	6994±544
<b>V (Média)</b>	30785±1068	6091±529

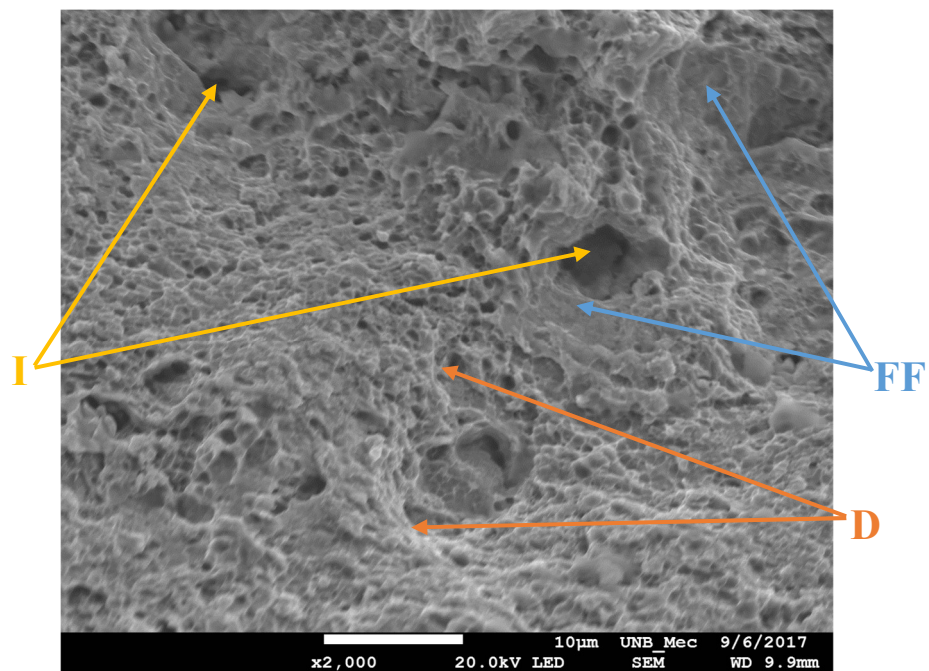
#### 5.4.2 Análise da Ductilidade

As fractografias das amostras submetidas ao ensaio de tração foram observadas em detalhe por microscópio eletrônico de varredura e as micrografias foram retiradas na região central das fraturas. Macroscopicamente é possível observar que as amostras apresentam aspectos de ductilidade, como linhas de deformação, redução de área e irregularidades na superfície de fratura.

A Figura 33.a) mostra a superfície de fratura de um CP de tração do aço SAE 4340 na condição como recebido, onde é possível observar uma certa irregularidade no centro da superfície de fratura. Já na Figura 33.b), observa-se a presença de algumas facetas planas (flat facets) e uma maior quantidade de alvéolos (dimples), confirmando que, como o aço SAE 4340 é um aço médio carbono e baixa liga, no estado como recebido – grupo I, ele apresenta uma boa ductilidade com um AL% de 17,6±0,5 % e uma RA% de 41,8±2,5 % conforme pode ser visto na Tabela 11.



a) Superfície de fratura.



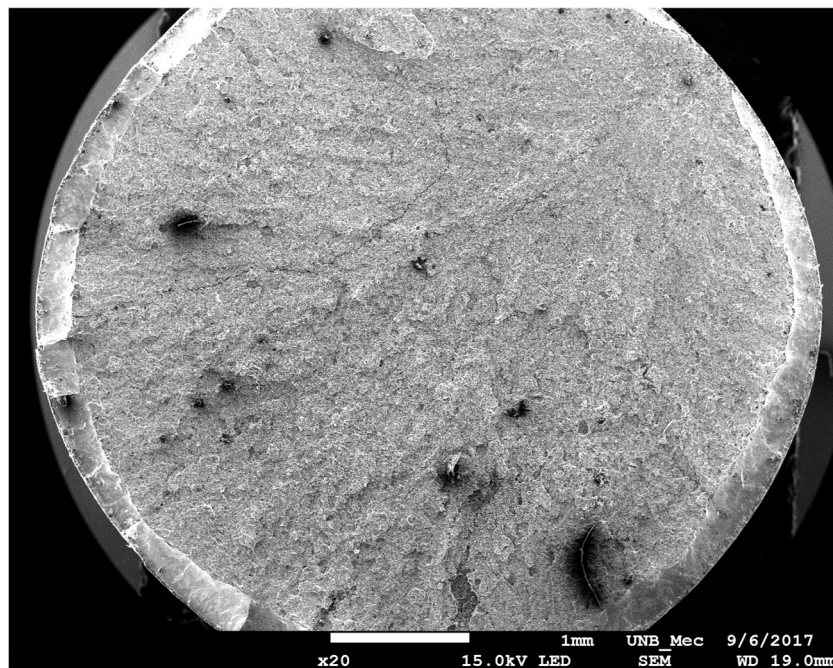
b) Dimples(D), flat facets(FF) e inclusões(I).

Figura 33. Zona de fratura do aço SAE 4340 – grupo I (Próprio Autor, 2017).

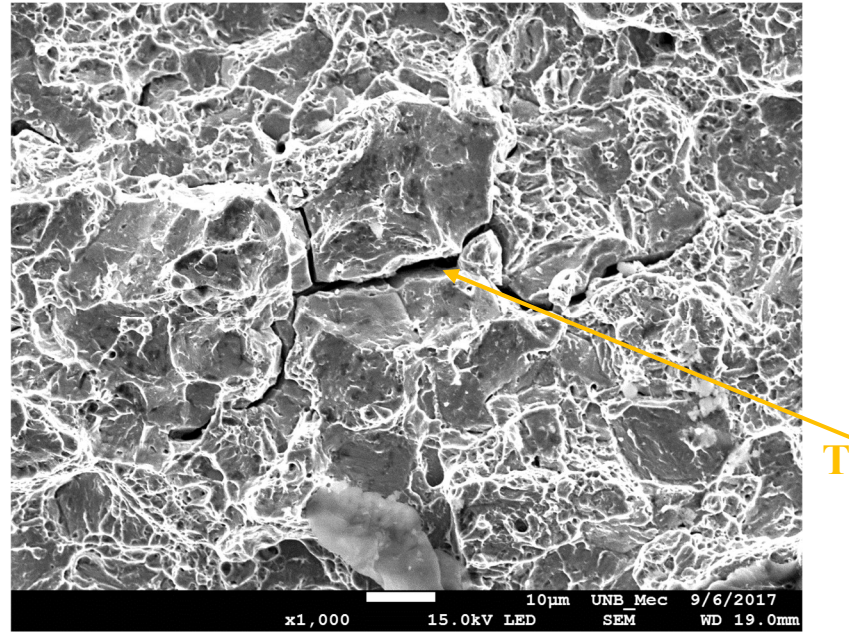
Segundo Callister (2013), os materiais frágeis são considerados como aqueles que possuem uma deformação de fratura menor que aproximadamente 5%, logo o CP do grupo II se caracterizou como um material frágil pois, conforme a Tabela 11, possui AL% igual a 1,25% e uma redução percentual de área imperceptível ao paquímetro.

O que se confirma através da sua superfície de fratura, ilustrada na Figura 34.a), onde podem ser observadas a baixa redução de área e a presença de trincas. Na Figura 34.c), é possível identificar a grande presença de facetas planas e trincas, que caracterizam fraturas frágeis, e alguns dimples representando o alongamento percentual de 1,25%.

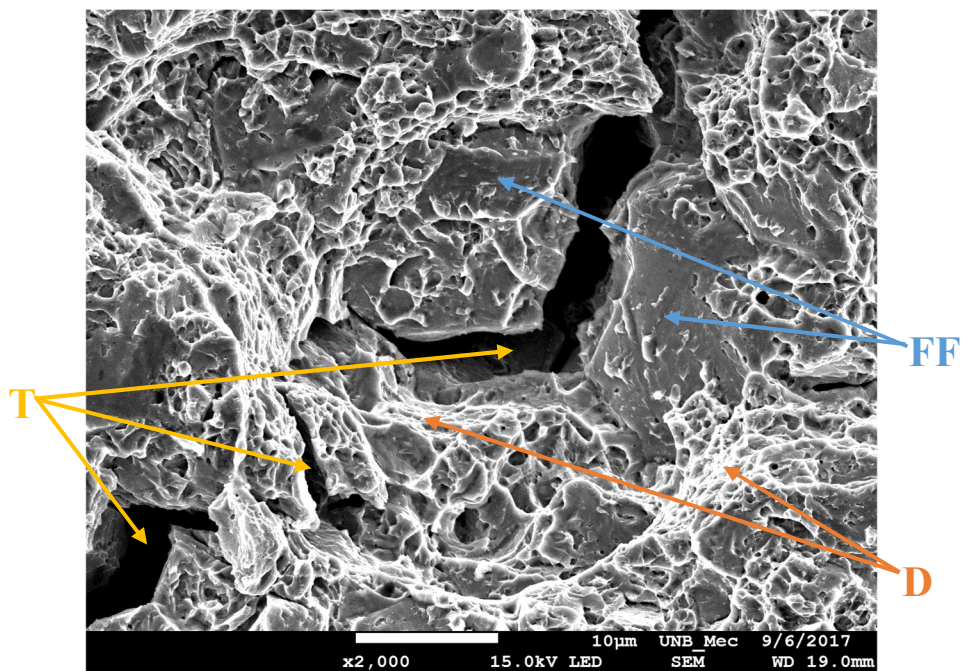
A fratura intergranular se apresenta frequentemente por meio de trincas secundárias que possibilitam a identificação desse micromecanismo na superfície da fratura, como se apresenta na Figura 34. Um dos fatores que geram a fratura intergranular é a fragilização dos contornos de grão em relação ao se interior por meio da têmpera e da formação de composto intermetálicos (TRIGUILINO, 2012). Esse comportamento da fratura intergranular se confirma através da Figura 34.b), onde é possível observar a propagação de trincas ao longo dos contornos de grão.



a) Superfície de fratura.



b) Propagação de trincas.



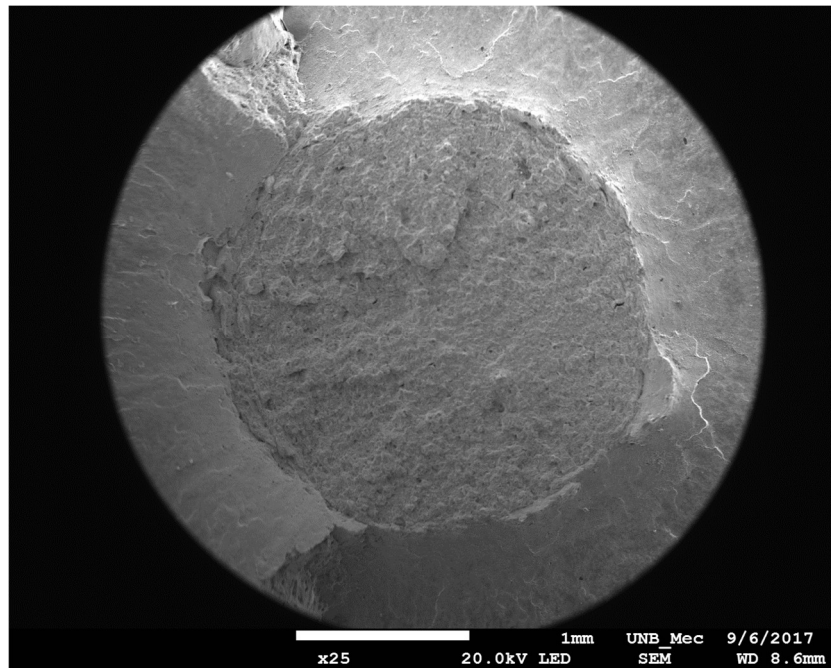
c) Dimples(D), flat facets(FF) e trincas(T).

Figura 34. Zona de fratura do aço SAE 4340 – grupo II (Próprio Autor, 2017).

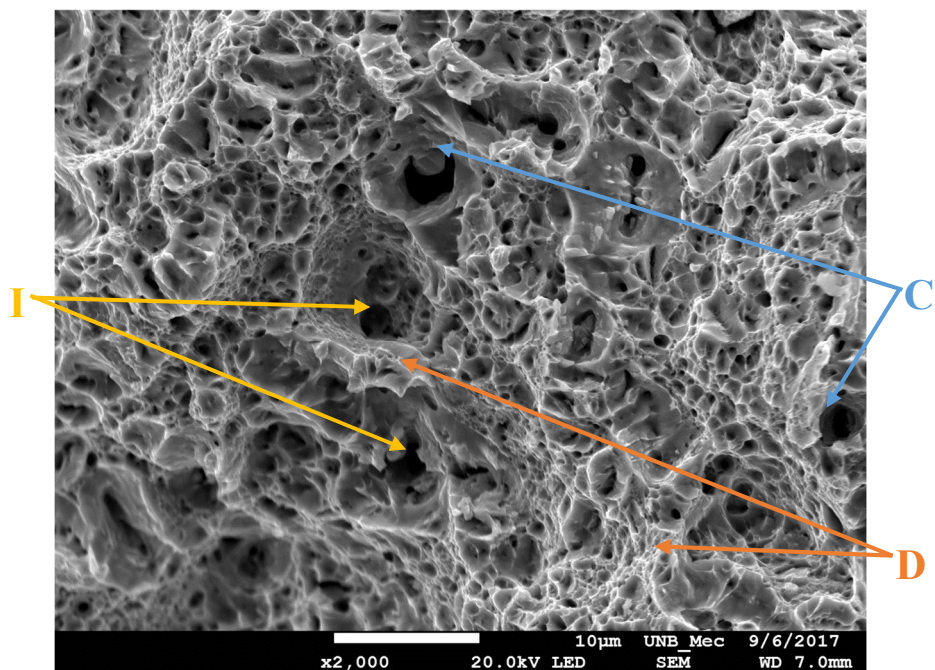
Como observado na Tabela 11, o grupo III apresentou em média um AL% igual a  $26,4 \pm 3,9$  % e uma RA% igual a  $47,9 \pm 3,2$  %, caracterizando, portanto, o aço SAE 4340 temperado e revenido com o comportamento mais dúctil em relação às demais condições escolhidas. Ainda que o material, na Figura 35.b), possua na sua região de fratura inclusões e clivagem, que caracterizam a fratura frágil (TRIGUILINO, 2012),



sua fratura é composta por uma grande quantidade de dimples. O que se confirma na Figura 35.a), onde observa-se uma maior redução de área.



a) Superfície de fratura.

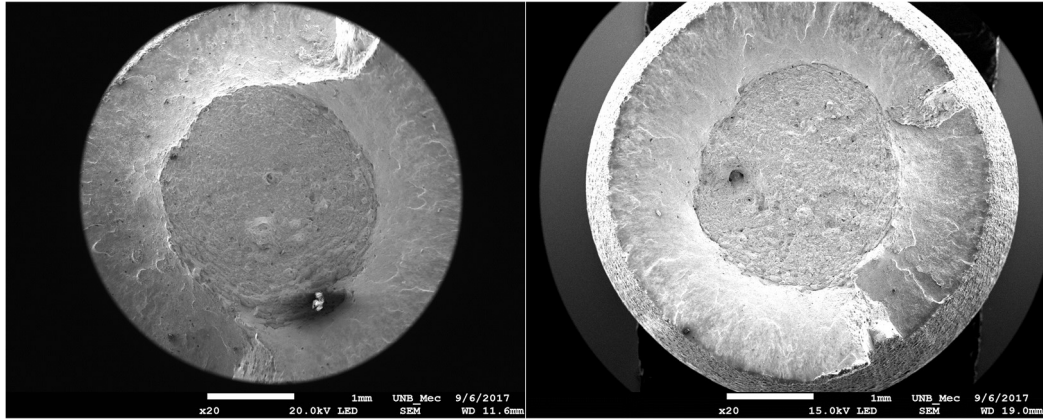


b) Dimples(D), clivagem(C) e inclusões(I).

Figura 35. Zona de fratura do aço SAE 4340 – grupo III (Próprio Autor, 2017).

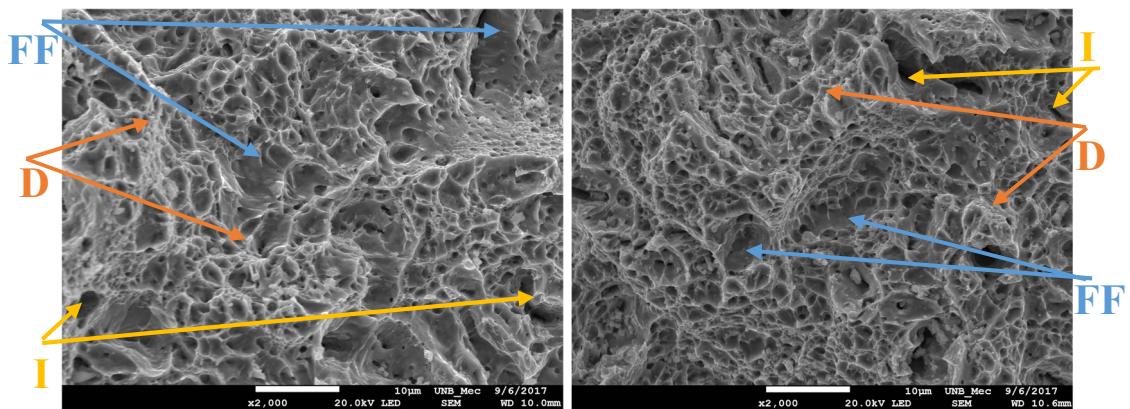
Listados na Tabela 11, os grupos IV e V apresentaram valores de AL e RA inferiores ao grupo III, basicamente na mesma faixa. Como pode ser observado na

Figura 36.b), apenas o valor médio da redução de área do grupo V, que é  $46,9 \pm 1,5\%$ , está próximo do valor encontrado para o grupo III. Nas Figuras 36.c) e 36.d), nota-se a presença de dimples, inclusões e flat facets.



a) Superfície de fratura – grupo IV.  
Ampliação de 25x.

b) Superfície de fratura – grupo V.  
Ampliação de 25x.



c) Dimples e inclusões – grupo IV.  
Ampliação de 2000x.

d) Dimples e inclusões – grupo V.  
Ampliação de 2000x.

Figura 36. Zona de fratura do aço SAE 4340 – grupos IV e V. (Próprio Autor, 2017).

O alongamento percentual (AL%) e a redução percentual de área (RA%) dos CPs na Tabela 11 foram calculados por meio das Equações (6) e (7).

Tabela 11. Alongamento percentual e redução percentual de área do aço SAE 4340 nas condições dos grupos I, II, III, IV e V (Próprio Autor, 2017).

<b>CP</b>	<b>AL(%)</b>	<b>RA(%)</b>
<b>I (Média)</b>	17,6±0,5	41,8±2,5
II	1,25	0,00
<b>III (Média)</b>	26,4±3,9	47,9±3,2
<b>IV (Média)</b>	22,5±0,6	43,4±7
<b>V (Média)</b>	22,7±0,3	46,9±1,5

Observa-se, portanto, que os tratamentos criogênicos propostos apresentaram ganho de propriedades mecânicas com boa ductilidade, porém a melhor ductilidade que se obteve para o aço SAE 4340 é resultado do tratamento convencional, têmpera e revenido. Como pode ser observado na Tabela 10, para o grupo IV houve ganho de tenacidade embora esse grupo tenha apresentado uma pequena perda de ductilidade quando comparado ao grupo III.

## 6 CONCLUSÕES

No que se refere as propriedades mecânicas encontradas pelos ensaios de tração realizados no CPs, conclui-se que:

- A tenacidade aumentou cerca de 60,4% com o tratamento criogênico por 15 horas e não sofreu nenhuma influência considerável com o tratamento criogênico por 24 horas se comparados ao tratamento convencional de têmpera e revenido.
- O LRT não sofre alterações consideráveis com tratamento criogênico de 15 horas se comparado ao tratamento convencional. Ainda utilizando o tratamento convencional como parâmetro, o tratamento criogênico de 24 horas causa uma queda de 4,1% no LRT.
- O tratamento convencional apresentou a maior ductilidade com um aumento de 50,1% no alongamento percentual e 20% na redução percentual de área. Os demais tratamentos apresentaram uma queda na redução percentual de área e um aumento médio de 27% no alongamento percentual.
- A dureza Rockwell C aumenta 15,36% com o tratamento criogênico de 15 horas e 6,27% com o tratamento criogênico de 24 horas, quando seus valores são comparados com os obtidos para o tratamento convencional.

As análises microestruturais e difratométricas do aço SAE 4340 submetido aos tratamentos térmicos propostos permitiram concluir que:

- Embora o software Crystallographica Search-Match não tenha encontrado bainita nos difratogramas, provavelmente o revenido a 200°C possibilitou a formação de pequena quantidade de bainita na microestrutura do material.
- Devido uma maior transformação de martensita, os tratamentos criogênicos em combinação com o revenido a 200°C resultam numa estrutura martensítica desordenada.

Embora não tenha sido possível confirmar a presença do  $\text{Cr}_{1,36}\text{Fe}_{0,52}$  (crometo de ferro) pelas análises microestruturais das amostras com tratamento convencional (têmpera e revenido) e das amostras submetidas ao tratamento criogênico por 24 horas, a sua presença se confirma por meio da caracterização mecânica. No caso do grupo V, que embora aja maior quantidade de martensita, as suas propriedades

mecânicas se apresentam inferiores se comparadas ao grupo IV, o que confirma a afirmação de Agunsoye (2014) sobre a degradação das propriedades mecânicas dos aços pela presença deste composto intermetálico.

Este composto intermetálico, quando agrupado nos contornos dos grãos, influencia negativamente as propriedades mecânicas e de desgaste do material. Além disso, ele se apresenta com uma microestrutura bastante homogênea devido a partículas de ferro e cromo que se distribuem uniformemente pela estrutura do material (AGUNSOYE, 2014).

Conclui-se, portanto, que os tratamentos criogênicos empregados são efetivos no que se refere a transformação da austenita retida em martensita, no qual o tempo de encharque de 24 horas apresenta a maior porcentagem de martensita, 96,78%.

## 7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

**ALMEIDA, Alan Barros de.** Detecção da transformação da austenita retida por deformação plástica em aços para gasodutos classe API 5L X80 através de Medidas Magnéticas. Dissertação (Mestrado). São Paulo, 2014. 125 p.

**AGUNSOYE, J. O.; BELLO, S. A.; AWE, I. O.; YEKINNI, A. A.; ADEYEMO, R. G.; OLOGUNAGBA, A. O.** Effects of Graphite Additions and Heat Treatment on the Microstructure, Mechanical and Tribological Properties of 13% Chromium White Iron. *Journal of Minerals and Materials Characterization and Engineering*, 2014, 2, 270-285.

**ASM HANDBOOK.** Properties and Selection: Iron, Steels, and High-Performance Alloys, v I, 10. ed. Ohio (EUA): Metals Handbook, v. 1, 2521p., 1990.

**LEE, W. S.; SU, T. T.;** Mechanical properties and microstructural features of AISI 4340 high-strength alloy steel under quenched and tempered conditions. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 87, p. 198-206, 1997.

**COLPAERT, HUBERTUS.** Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns. 3 ed. São Paulo, Edgard Blucher, 1974.

**CHANG, L.C.; BHADSHIA H.K.D.H.** Carbon content of austenite in isothermally transformed 300M steel. *Material Science and Engineering*, v. A184, p. L14-L19, 1994.

**ANAZAWA, R. M.; ABDALLA, A. J.; HASHIMOTO, T. M.; PEREIRA, M. S.; CARRER, G. R.; ELISEI, C. C.; BAPTISTA, C. A. R. P.** Aumento do limite de escoamento de um aço multifásico devido ao envelhecimento por deformação e efeito TRIP. *Revista Brasileira de Aplicações de Vácuo*, v. 27, n. 1, p. 19-23, 2008.

**CALLISTER, W. D. J.** Materials science and engineering: an introduction. 5a ed. London (UK): John Wiley, 2002, 559p.

**CALLISTER, W. D. J.** Ciência e engenharia de materiais: uma introdução. 7a ed. Utah: John Wiley & Sons, 2012.

**MOREIRA, J. C.; Ávila, R. F.; Godoy, G. C. D.; Abrão, A. M.** Influência do tratamento criogênico na usinabilidade do aço rolamento ABNT 52100 temperado. *Revista Matéria*, v. 14, n.3, p. 932 - 946, 2009.

**CARDOSO, Andréia de Sousa Martins.** Caracterização mecânica e microestrutural dos aços SAE 4340 e 300M após soldagem a laser e tratamento superficial de nitretação a plasma. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais). Escola de Engenharia de Lorena da Universidade de São Paulo, USP, 2011. 112p: il.

**Ensaio Mecânicos dos Materiais.** Estrutura e propriedades dos materiais. Disponível em <<https://jorgeteofilo.files.wordpress.com/2010/08/epm-apostila-capitulo09-ensaios-mod1.pdf>>. Acesso em 14 de Abril de 2017.

**DUTRA, A. S.; BOFF, U.; MARQUES, A. S.; SCHAEFFER, L.;** Estudo analisa o uso de aços estruturais resistentes à corrosão atmosférica. Corte & Conformação, Arranda Editora, Ano III, nº 93, p. 86-93, 2013.

**PLAUT, R. L.; GORNI, A. A.; NAKASHIMA, J. T.; PEREIRA, M. M.; SILVEIRA, J. H. D.** Estudo das propriedades mecânicas do aço API X70 produzido por laminação controlada. Tecnol. Metal. Mater. Miner., São Paulo, v. 6, n. 1, p. 7-12, jul.-set. 2009.

**PIMENTA, R. J.; SILVESTRE, L. M.** Benefícios do uso de aços microligados ao Nióbio em edifícios industriais. CODEME, CBMM, 2012.

**OLIVEIRA, Natalino de Paula.** Propriedades mecânicas de um aço de baixo carbono com estrutura ferrita acicular. 2007. 105 f. Dissertação (mestrado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2007. Disponível em: <<http://hdl.handle.net/11449/97085>>.

**GORNI, A. A.** Aços avançados de alta resistência: microestrutura e propriedades mecânicas. Corte & Conformação de Metais. 2008.

**EILISES, C. C. A.; HASHIMOTO, T. M.; ABDALLA, A. J.; PEREIRA, M. S.** Caracterização mecânica e microestrutural de um aço baixo carbono microligado com estrutura multifásica. Matéria, v. 13, no. 2, Rio de Janeiro. Apr./June 2008.

**BHADESHIA, H. K. D. H.** Bainite in steels. 2 ed., London, IOM Communications Ltd., 2001.

**SOUZA, G. A.,** Caracterização microestrutural de um aço médio carbono e baixa liga com estrutura bainítica/martensítica. 98f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, FEG/UNESP, Guaratinguetá, 2008.

**GUIMARÃES, J. R. C..** Conceituação, Cinética e Morfologia da Transformação Martensítica em aços. Revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales, v.1, n.1, p.3-9, 1981.

**DIAS, D. M. M.** Caracterização de ligas Fe-Mn-Si-Cr-Ni com Efeito Memória de Forma na Condição Bruta de Fusão. Poços de Caldas, Universidade Federal de Alfenas, MG, 2014.

**DIETER, G. E.** Metalurgia Mecânica, 2 ed. Rio de Janeiro: Guanabara Koogan S. A., 1981, p. 201-203.

**SANTOS, C. N.,** Otimização dos parâmetros de tratamento térmico e soldagem do aço maraging 18Ni 300. 2001. 118f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, FEG/UNESP, Guaratinguetá, 2001.

**OLIVEIRA, C. A. S.,** Tempera Direta de Aços Baixa Liga: Aspectos Cinéticos, Microestruturais e de Propriedades Mecânicas, 245f. Tese (Doutorado) – Universidade Federal do Rio de Janeiro, 1994.

**NOVIKOV, L.**, Teoria dos tratamentos térmicos dos metais. Editora UFRJ, Rio de Janeiro, RJ. 439, 457, 550p., 1994.

**KRAUSS, G.**, Tempering and Structural Change in Ferrous Martensitic Structures Phase Transformations in Ferrous Alloys. Metallurgical Society of AIME. P. 102-123, 1984.

**CHIAVERINI, V.**, Aços e Ferros Fundidos. 7 ed., São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2008, 599p.

**CHIAVERINI, V.**, Aços e Ferros Fundidos. 5 ed., São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 1984.

**COLLINS, D.; DOMER, J.**, Deep cryogenic treatment of a D2 cold-work tool steel. Heat Treatment of Metals, v. 3, p. 71-74, 1996.

**DURNIN, J.; RIDAL, K. A.**, Jornal of the Iron and Steel; Institute 20£, 60, 1998.

**ARNELL, R. D.**, Jornal of the Iron and Steel; Institute 206, 1998.

**KOO, J.; NARASIMKA RAO, B. V.; THOMAS, G.**, Metal Processing, 1979.

**LAW, N. C.; HOWELL, P. R.; EDMONDS, D. V.**, Metal Science U, 507, 1979.

**SILVA, S. E. T. P.**, Análise das propriedades mecânicas e estruturais do aço SAE 4140 submetido a tratamento criogênico. Campos dos Goytacazes, RJ. Vii, 102f. il, f. 96-102, 2012.

**SILVA, R. P.**, Simulação e Análise do Desempenho de um Laboratório Analítico em um Cenário Auto-sustentável. Dissertação de Mestrado -Departamento de Engenharia Industrial. Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro. Rio de Janeiro, 2007. 129p.

**PAULIN, P.**, Cold Cuts, Cutting tool Engeneering, August Vol. 44 num. 5, 1992.

**PAULIN, P.**, Mechanism and Applicability of Heat Treating at Cryogenic Temperatures, Industrial Heating, August, pp. 24-27, 1992.

**ZHMUD', E. S.**, Improved Tool Life After Shock Cooling, Translate from Metallovedenie i Termicheskaya Obrabotka Metallov, num. 10, pp. 3-5, 1980.

**SMOL' NIKOV, E. A.; KOSSOVICH, G. A.**, Cold Treatment of Cutting Tools, Translated from Metallovedenie Termicheskaya Obrabotka Metallov, num. 10, pp. 5-7, 1980.

**KAMODY, D. J.**, Cryogenic Process Update, Advanced Material & Processes, pp. 67-69, 1999.



**GULYAEV, A. P.**, Improved Methods of Heat Treating High Speed Steels to Improve the Cutting Properties, Metallurg, num. 12, 65 pp., 1937.

**BARRON, R. F.**, Cryogenic Treatment Produces Cost Savings for Slitter Knives, Tappi Journal, May, vol. 57, num. 5, 2 pp., 1974.

**TAYLOR, J.**, Cold Plunge Gives Tools an Extra Lease of Life, Metalworking Production, May, 1978, vol. 5, pp. 73-77, 1978.

**EBONI, G. A.**, Efeito do Processamento Criogênico na Microestrutura e Propriedades Mecânicas do Aço SAE M2 Temperado e Revenido. 86f. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais). Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis.

**MARIANTE, G. R.**, Efeito do Tratamento Criogênico nas Propriedades Mecânicas do Aço Rápido AISI M2. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais). Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 1999.

**CANELE, L. C. F.; MESQUITA, R. A.; TOTTEEN, G. E.**, Failure Analysis of Heat Treated Steel Components. 1a. ed. Ohio: ASM International, v. 1, 2008.

**REED-HILL, R. E.**, Princípios de Metalurgia Física, 2a. ed ABM, São Paulo, 2008.

**NORMA ASTM E8/E8M**, Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials. Jul 15, 2010.

**NORMA ASTM E18**, Métodos-Padrão de Ensaio para Dureza Rockwell de Materiais Metálicos.

**NORMA DEUTSCHE DIN 50125**, Testing of metallic materials - Tensile test pieces. Deutsche Norm. July, 2009.

**SHIGLEY, J. E.; MISCHEKE, R. G. B.**, Projeto de Engenharia Mecânica; tradução João Batista de Aguiar, José Manoel de Aguiar. 7 ed. Porto Alegre: Bookman, 2005.

**GULYAEV, A. P.**, Improved Methods of Heat Treating High Speed Steels to Improve the Cutting Properties, Metallurg, n. 12, pp. 65, 1937.