



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

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

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

**Brasília, DF
2017**



Leone Braga Teixeira

**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 Menezes)

**Brasília, DF
2017**

CIP – Catalogação Internacional da Publicação*

Teixeira, Leone Braga.

Título da Monografia: 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 Menezes.

1. Tratamento Criogênico. 2. Propriedades Mecânicas. 3. Aço SAE 4340 I. Muñoz Menezes, 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 30/06/2017, apresentada e aprovada pela banca examinadora abaixo assinada:

Prof. Dr. Rodrigo Arbey Muñoz Menezes, UnB/ FGA
Orientador

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

Prof. Dr. Rhander Viana, 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, agradeço 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 para a realização deste trabalho.

“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. Tais mudanças resultam em uma melhor estabilidade dimensional, ganho em tenacidade, resistência mecânica e resistência ao desgaste, por isso este método é amplamente utilizado em aços-ferramenta. Neste trabalho, será desenvolvido um estudo comparativo das mudanças estruturais e mecânicas no aço SAE 4340 submetido ao tratamento criogênico profundo. Os corpos de prova serão aquecidos a 850°C e temperados em óleo. Posteriormente, serão submetidos ao resfriamento criogênico profundo de -196°C. E por fim, passarão pelo processo de revenimento. A fim de realizar as análises estruturais e mecânicas, os corpos de prova passarão por ensaio de tração, preparação e análise metalográfica e ensaio de dureza. Os ensaios de tração fornecerão as informações necessárias para as análises do comportamento mecânico do material antes e depois de passar pelo tratamento criogênico profundo. Antes das análises de caracterização, as amostras passarão pela preparação metalográfica e, em seguida, serão observadas as alterações na composição física do material objeto de estudo. Espera-se como resultado a diminuição da fase de austenita retida no interior do material e, conseqüentemente, um aumento na fase martensita. Conforme os resultados analisados na literatura, espera-se um aumento na resistência ao desgaste, dureza e tenacidade do aço SAE 4340.

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 precipitating microcarbons. Such changes result in improved dimensional stability, gain in toughness, mechanical strength and wear resistance, so this method is widely used in tool steels. In this work, a comparative study of the structural and mechanical changes in SAE 4340 steel subjected to deep cryogenic treatment will be developed. The samples shall be heated to 850°C and tempered in oil. Subsequently, they will be subjected to the deep cryogenic cooling of -196°C. And finally, they will go through the tempering process. In order to carry out the structural and mechanical analyzes, the test samples shall be subjected to tensile testing, metallographic preparation and analysis and hardness testing. The tensile tests will provide the informations necessary for the analysis of the mechanical behavior of the material before and after the deep cryogenic treatment. Before the characterization analyzes, the samples will go through the metallographic preparation and then the changes in the phasic composition of the material under study will be observed. As a result, the reduction of the retained austenite phase inside the material and, consequently, an increase in the martensite phase is expected. According to the results analyzed in the literature, it is expected an increase in the resistance to wear, hardness and toughness of SAE 4340 steel.

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

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	11
1.1 OBJETIVO.....	12
1.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS	12
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	13
2.1 AÇOS	13
2.2 AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA E BAIXA LIGA (ARBL).....	14
2.3 DIAGRAMA DE FASES Fe-C.....	15
2.4 TRATAMENTO TÉRMICO DE TÊMPERA	18
2.5 TRATAMENTO TÉRMICO DE REVENIDO.....	20
2.5.1 ESTÁGIOS DE REVENIDO	21
2.6 AUSTENITA RETIDA	24
2.7 TRATAMENTO CRIOGÊNICO.....	28
2.7.1 TIPOS DE TRATAMENTO CRIOGÊNICO	29
2.7.2 TRATAMENTO CRIOGÊNICO E TRATAMENTO SUBZERO	33
2.8 ENDURECIBILIDADE E TEMPERABILIDADE	35
2.8.1 FATORES QUE INFLUENCIAM NA TEMPERABILIDADE	35
2.9 INFLUÊNCIA DOS ELEMENTOS DE LIGA NA TEMPERABILIDADE DOS AÇOS	36
2.10 CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA.....	37
2.10.1 ENSAIO DE TRAÇÃO	37
2.10.2 ENSAIO DE DUREZA ROCKWELL.....	40
3 MATERIAIS E MÉTODOS.....	43
3.1 AÇO SAE 4340	43
3.2 CORPOS DE PROVA	44
3.4 TRATAMENTOS TÉRMICOS	44
3.4.1 TRATAMENTO TÉRMICO CONVENCIONAL.....	46
3.4.2 TRATAMENTO CRIOGÊNICO PROFUNDO	46
3.4.3 PREPARAÇÃO METALGRÁFICA.....	46
4 RESULTADOS	48
4.1 PRÉ-TESTE	48
4.2 RESULTADOS ESPERADOS.....	48
5 CRONOGRAMA DE EXECUÇÃO	50
REFERENCIAS BIBLIOGRAFICAS.....	51

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 boa combinação de propriedades mecânicas como: maior resistência à tração, excelente combinação entre tenacidade, resistência mecânica, resistência à fadiga e boa ductilidade (CHANG, 1994).

Através do controle adequado da composição química e microestrutural 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, a criogenia surge como um processo de tratamento inovador, com a proposta de potencializar 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).

1.1 Objetivo

Estudar as mudanças estruturais, morfológicas e mecânicas do aço SAE 4340 provenientes do tratamento criogênico profundo.

1.1.1 Objetivos Específicos

Comparar o comportamento mecânico do aço SAE 4340, por meio dos resultados dos ensaios de tração, microscopia óptica e ensaio de dureza, para os corpos de prova submetidos ao tratamento convencional e aos tratamentos térmicos de têmpera, criogenia e revenimento.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 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, inseridos durante o processo de fabricação. Com o teor de carbono superior ao teor presente no aço, o ferro fundido também é uma liga ferro-carbono com composição entre 2,14% e aproximadamente 6,67%C (CALLISTER, 2002).

Os aços são classificados como aço-carbono comum, aço de baixa liga e aço de alta liga. Os aços-carbono comuns estão dentro do limite supracitado da composição de carbono e contêm concentrações residuais de impurezas em seu interior, além de ferro, carbono e um pouco de manganês.

Os aços de baixa liga são aqueles com adição de pequenos teores de carbono (1,5% - 5,0%) de outros elementos de liga, como, por exemplo, o Cromo, Manganês, Silício, Níquel, Cobre, Molibdênio e Vanádio, a fim de se obter melhores propriedades. Estes estão subdivididos em aço 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.

Os aços de alta liga possuem um percentual de elementos de liga maior do que 10%, sendo comumente aplicados em situações que requerem uma elevada resistência a oxidação, elevada resistência mecânica e ao desgaste. Eles são materiais aplicáveis para processos de fabricação de forjamento e estampagem (CALLISTER, 2012).

Os aços SAE 4340 é um aço com médio teor de carbono e baixa liga, possuem 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).

2.2 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 resultante da transformação. 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 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 (GORNI, 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).

2.3 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.

Na Figura 1, 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 os campos das fases: líquida, γ -austenita, Fe_3C (carboneto de ferro) – cementita, α -ferrita (solução sólida de carbono em ferro α) e a grafita (estrutura cristalina exagonal).

O carbono está presente no ferro como uma impureza intersticial, formando uma solução sólida com a ferrita α , a ferrita δ , e também com a austenita, conforme indicado pelos campos α , δ e γ da Figura 1 (CALLISTER, 2002).

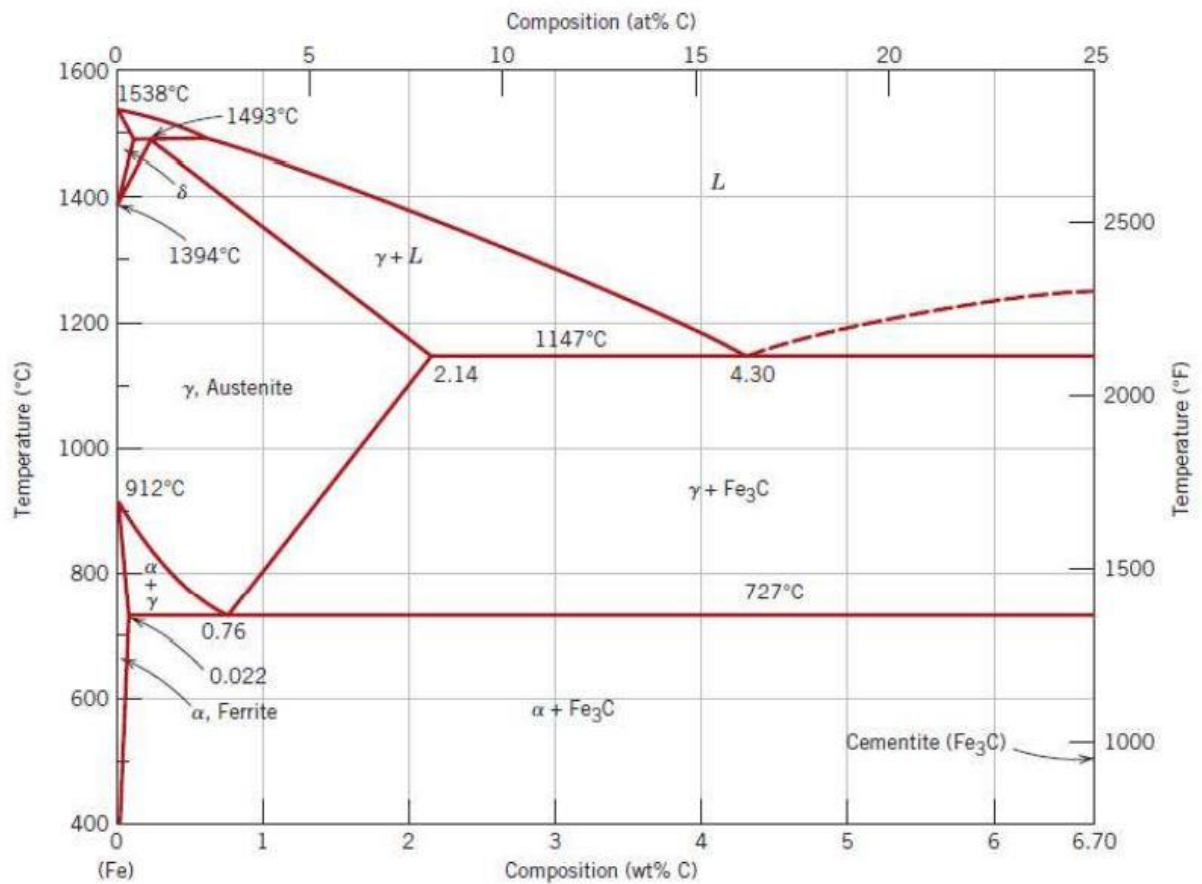


Figura 1 – Diagrama de fases ferro-carbeto de ferro (Callister, 2002).

A austenita, ou fase γ , não é estável abaixo de 727°C (1341°F) se estiver ligada somente com o carbono. A solubilidade máxima do carbono na austenita, $2,14\%p$, ocorre a 1147°C (2097°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 (Fe_3C) só é formada quando o carbono atinge o seu limite de solubilidade na ferrita α , abaixo de 727°C . Em decorrência disso, compõe a região das fases $\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$. Observa-se na figura 1 que o Fe_3C também coexistirá com a austenita na faixa de temperatura 727 - 1147°C .

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

- Reação eutetóide (0,76% de C / 727°C): γ (austenita) \rightarrow α (ferrita) + Fe₃C (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).

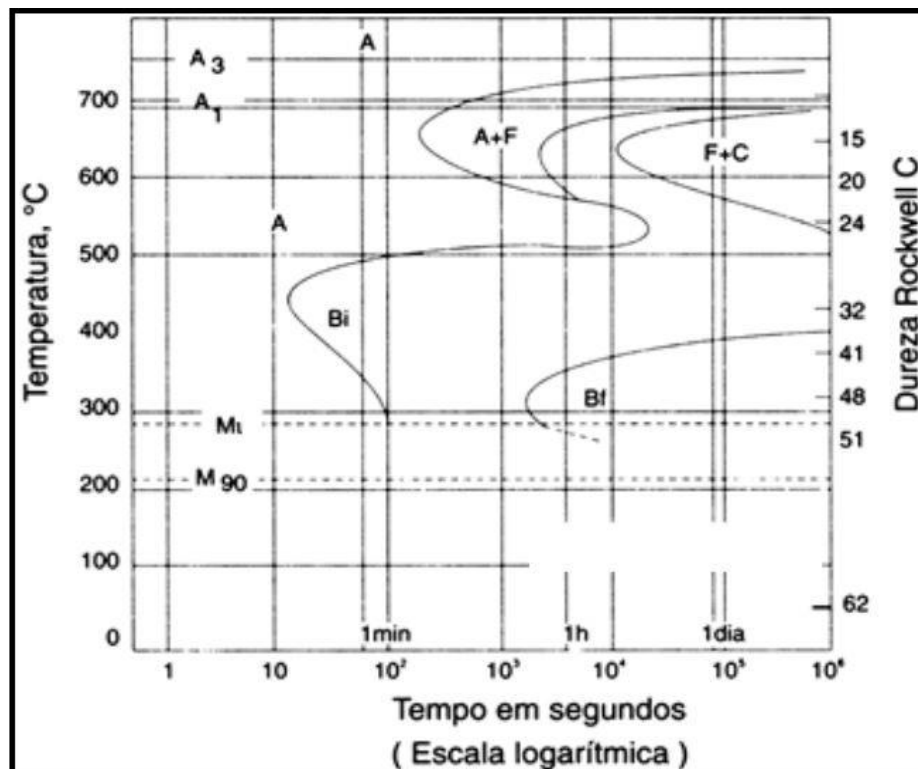


Figura 2 – Curvas TTT do aço SAE 4340 (ANAZAWA, 2007).

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°C (ABDALLA, 2006). A perlita (ferrita e cementita - Fe+Fe₃C) surge em temperaturas acima de 540°C e a martensita, abaixo de 300°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 com ataque nital e ataque com reagente, a fim de realçar o contorno de grão (SOUZA, 2008).

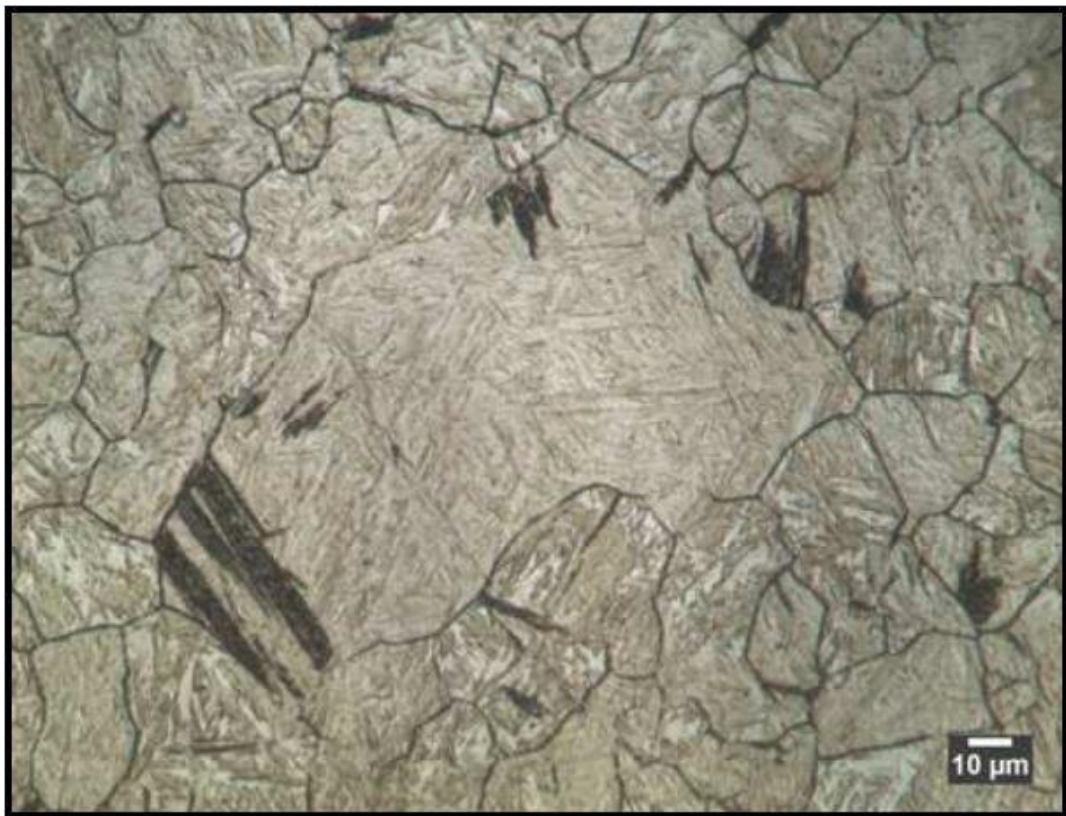


Figura 3 – Contorno de grão austenítico com ataque químico, composto por bainita e martensita (ABDALLA, 2006).

2.4 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 nas figuras 3 e 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.

Após o tratamento de têmpera, a microestrutura martensita do aço necessita de um tratamento para alívio de tensões e redução da dureza, denominado revenimento. 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_i (M_s), 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 γ -Fe

em α -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 , 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).

2.5 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.

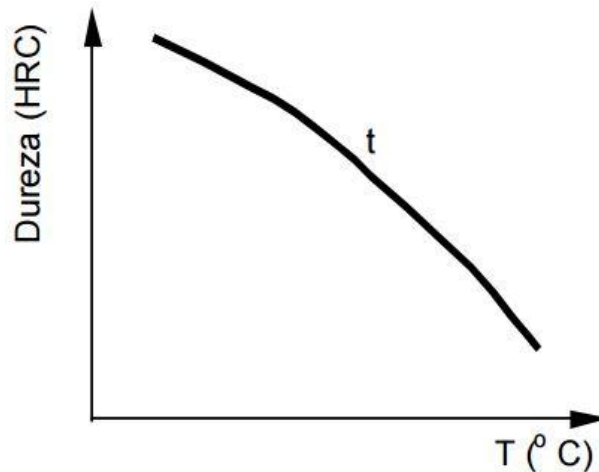


Figura 5 – Efeito da temperatura de revenido na dureza do material para um tempo determinado (MARTINS, 2002).

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.

2.5.1 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_s , 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 η - Fe_2C (Carbonetos Eta), ε - $\text{Fe}_{2,2}\text{C}$ a $\text{Fe}_{2,4}\text{C}$ (Carboneto Épsilon) e em Fe_3C , 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_s 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 (Fe_3C) 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 V_4C_3 , Mo_2C e 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 a concentração dos elementos de liga que determina quais carbonetos serão formados (OLIVEIRA, 1994).

Selecionou-se o aço ABNT 4340, aço martensítico de baixa liga amplamente utilizado na indústria mecânica, para exemplificar a ocorrência dos diversos fenômenos de revenido. São avaliadas as propriedades mecânicas dos corpos de prova após serem aquecidos a 850 °C por 30 minutos e temperados em óleo. Em seguida, foram revenidos nas temperaturas de 100, 200, 250, 300, 400, 500 e 650 °C, por 2 e 48 h respectivamente (OLIVEIRA, 1994).

A fragilidade da martensita revenida no aço é causada pela formação de uma película de carbonetos, através do revenido. Observou-se, por meio da caracterização

microestrutural, 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 (OLIVEIRA, 1994).



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 (Oliveira, 1994).

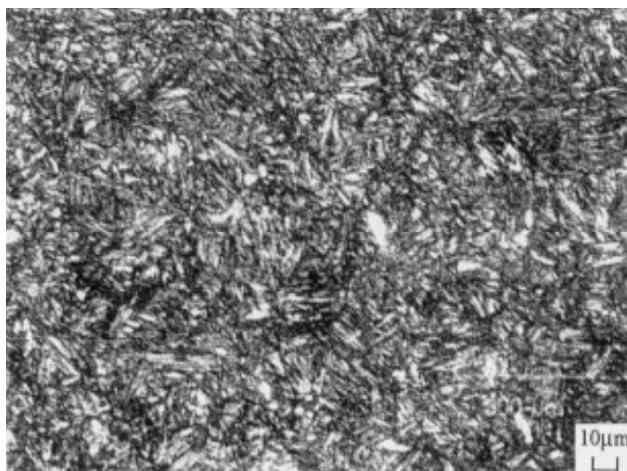


Figura 7 – OM Micrografia óptica da martensita do aço AISI 4340, temperado em óleo, 850°C/30min. (Lee e Su, 1997)

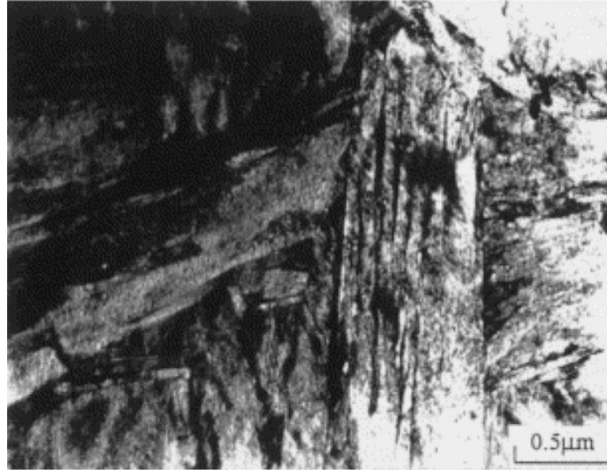


Figura 8 – TEM Micrografia de um aço AISI 4340, apresentando ripas de martensita como temperado. (Lee e Su, 1997)

Um autorevenido é conduzido, pois M_i 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 imigração por meio da 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 (OLIVEIRA, 1994).

2.6 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.

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 1 pode ser observado o efeito da adição de elementos de liga no teor da austenita retida e na temperatura M_s (M_i – temperatura inicial da martensita representada na tabela).

Tabela 1 – 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)

Elemento	Mudança na temperatura M_i para 1% do elemento	Mudança na % de austenita retida para 1% do elemento
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°C e para aços rápidos de alto teor de carbono e cromo, M_f se encontra próximo à -100°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 transformações, 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 2, é apresentado o teor da austenita retida em função da velocidade de resfriamento do material.

Tabela 2 – Efeito da velocidade do resfriamento e do resfriamento interrompido sobre a quantidade de austenita retida. (Adaptada de Chiaverini, 2008)

Tratamento	Austenita Retida %
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 dilatometria 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).

2.7 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).

Diferentemente do revenido, o tratamento criogênico é aplicado em todo o volume e não apenas superficialmente, o que garante a manutenção de suas propriedades por toda a peça. 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.

2.7.1 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°C (193 K – temperatura do gelo seco);
- ii) Tratamento criogênico (TC) quando se tratar de temperaturas em torno de -196°C (77 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°C , com aplicação no intervalo de tempo de 0,5 a 1 hora.

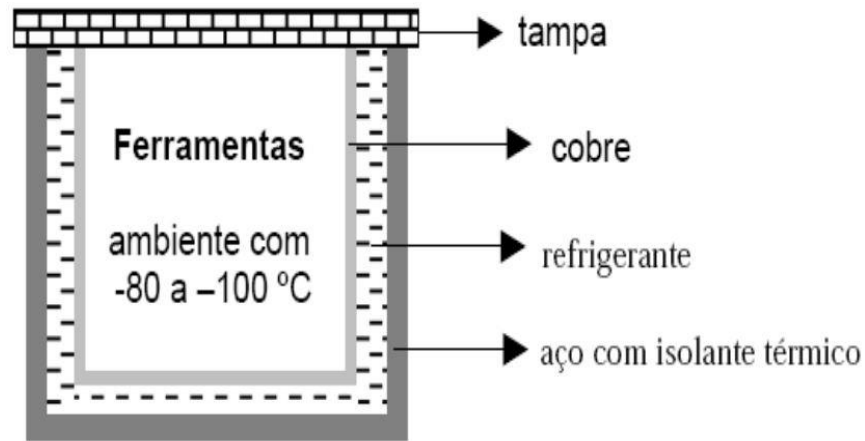


Figura 9 – Câmara de resfriamento idealizada por Gulyaev. (Adaptado de Gulyaev, 1937)

Um outro tratamento criogênico era feito na peça, após o revenido, com imersão em nitrogênio a -196°C e posteriormente a peça era aquecida à 400°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°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°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°C por 10

horas em média, etapa representada pela Figura 10(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 10(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°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°C (PAULIN, 1992).

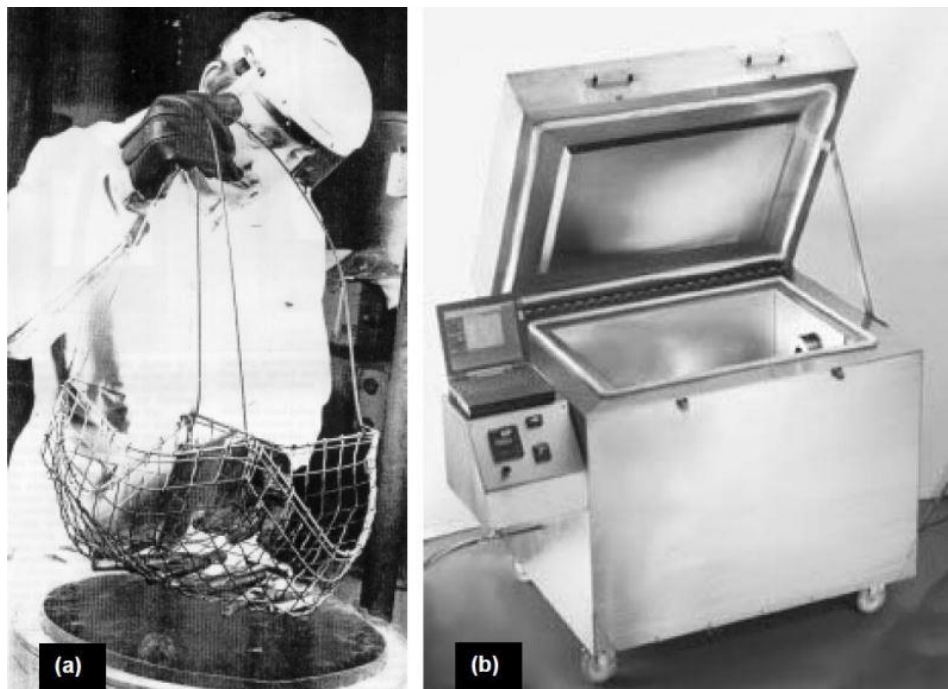


Figura 10 – (a) Processo de tratamento Cryotough com nitrogênio líquido a (-196°C) e (b) Processador criogênico. (Adaptado de Rasma, 2015)

Mesmo dispondo de equipamentos que realizam o processo a seco, o tratamento por imersão direta em nitrogênio líquido, ilustrado pela Figura 11 (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.

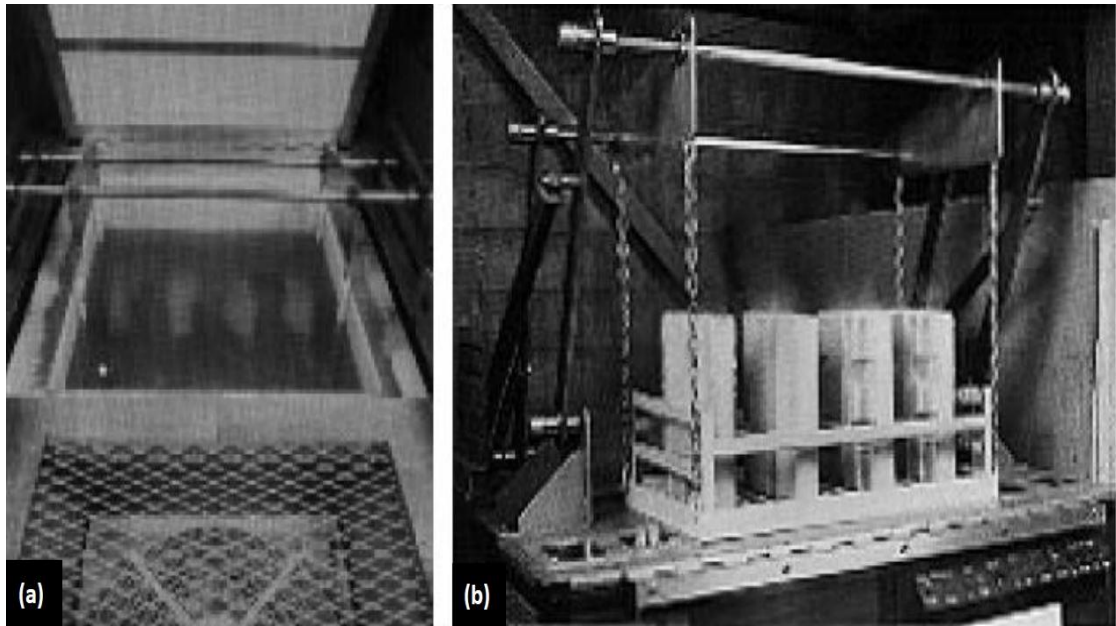


Figura 11 – (a) Sistema de imersão em nitrogênio líquido do processo NBP. (b) Carga de aço AISI H13 depois do banho, sobre um ventilador para aquecimento a temperatura ambiente. (Adaptado de Kamody, 1999)

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 todas as variáveis e mecanismos envolvidos que influenciam as transformações no material.

2.7.2 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°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°C e -110°C , porém grande parte se transforma em temperaturas entre -110°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 subsequentemente 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 12, 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 $0,6\% \text{C}$, 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).

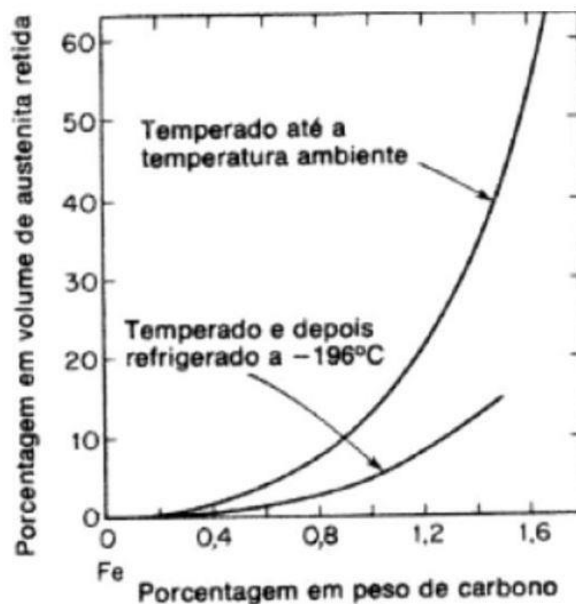


Figura 12 – Volume da austenita retida em função do teor de carbono. (Reed Hill, 1982)

2.8 Endurecibilidade e Temperabilidade

Estes termos são comumente confundidos, mesmo que apresentem significados físicos diferentes. O endurecimento descreve a característica de resistência à penetração do material, como por exemplo os materiais que apresentam alto endurecimento são muito resistentes ao desgaste por fricção, riscos e mossas, portanto, possuindo uma propriedade mecânica de elevada dureza (MARTINS, 2002).

A temperabilidade é uma propriedade que influencia na seleção do aço para tratamento térmico visando aplicação como elementos estruturais de máquina. A temperabilidade pode ser descrita como a tendência em formar martensita na microestrutura de um aço a partir de sua estrutura austenita, quando exposto ao tratamento de têmpera, levando em consideração as incertezas de projeto como geometria, ambiente adequado, etc, que não permitem um resfriamento regular (MARTINS, 2002).

Os aços-carbono possuem a maioria das propriedades que são requisitos na construção mecânica, porém não são muito utilizados em aplicações específicas de grandes solicitações, pois apresentam baixa temperabilidade. Portanto, deve-se buscar materiais com propriedades mecânicas que condizem com as propriedades de uso, garantindo que o tempo de vida útil definido pela Engenharia de Projetos será atendido. Esse ajuste de propriedades está ligado diretamente com a composição química e microestrutura do aço, onde os ensaio de temperabilidade são tidos como valiosos meios de orientação acerca da resistência mecânica e dureza na construção mecânica.

Um dos critérios mais importantes para a seleção de um aço pela Engenharia de Projetos é a análise das dimensões e geometria do componente mecânico que será fabricado. Por exemplo, na fabricação de um eixo mecânico escalonado de grandes dimensões, em cada seção deste ocorrerá a formação de diferentes microestruturas combinadas entre si para cada posição de seções transversais em todo o seu comprimento.

2.8.1 Fatores que influenciam na Temperabilidade

Fatores fundamentais que influenciam diretamente na temperabilidade de um aço:

- Teor de Carbono;
- Teores e classes de elementos de liga;
- Temperatura e tempo de austenitização;
- Tamanho de grão austenítico;
- Meio de resfriamento;
- Geometria da peça a ser temperada.

2.9 Influência dos Elementos de Liga nas Propriedades do Aço

Os aços-carbono comuns, materiais que não possuem adição de elementos de liga, possuem limitações quando da sua aplicação em projetos de engenharia. 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. Esse ganho de propriedades está relacionado à tenacidade, ductilidade, endurecibilidade, entre outras. 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).

Mangans: 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).

2.10 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.

Através da execução de ensaios cuidadosamente programados, reproduzindo com fidelidade as condições de serviço, é possível determinar as propriedades mecânicas dos materiais. A natureza da carga aplicada, duração de aplicação e as condições ambientais são fatores que devem ser considerados nos ensaios. A natureza da carga pode ser de tração, compressão ou cisalhamento, e a sua magnitude pode ser constante ao longo do tempo ou então flutuar continuamente.

2.10.1 Ensaio de Tração

Classificado como um ensaio mecânico estático 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.

Conforme a norma ASTM E8/E8M (Métodos-padrão para Teste de Tração em Materiais Metálicos), este ensaio é sem atrito, submetido a tração uniaxial por meio de uma máquina universal de ensaios mecânicos, onde o movimento se dá na direção vertical e o corpo de prova é fixo por garras. 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, utiliza-se extensômetros 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 13).

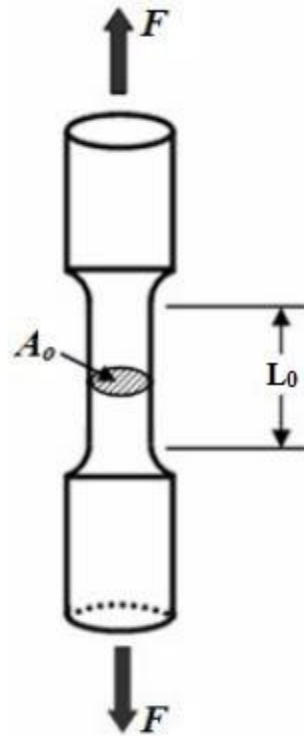


Figura 13 – Desenho esquemático do ensaio de tração. (Adaptado de Lopes, 2010)

O resultado do ensaio realizado consiste no levantamento do diagrama tensão convencional (σ_c) vs. deformação relativa (ϵ) (SHIGLEY et al, 2005). O diagrama da Figura 14 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 $\sigma \times \epsilon$, 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).

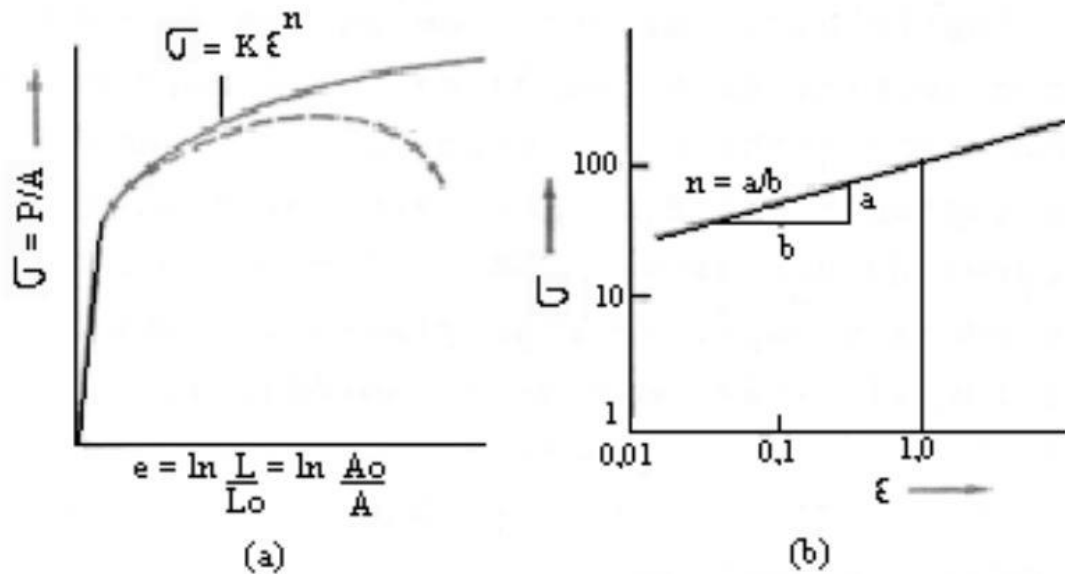


Figura 14 – Diagrama tensão-deformação de um material que obedece a lei de encruamento exponencial: (a) escala normal e (b) escala log-log. (DIETER, 1976)

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 (σ_c).

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

A deformação relativa é a extensão linear média que se obtém dividindo a variação de comprimento da zona de referência (Δl) 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: σ = Tensão Verdadeira;

ε = Deformação Plástica Verdadeira;

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 logaritmo na Eq. 4, obtendo-se a Eq. 5:

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

2.10.2 Ensaio de Dureza Rockwell

Os ensaios Rockwell descritos pela Norma ASTM E 18 (Métodos-Padrão de Ensaio para Dureza Rockwell de Materiais Metálicos) constituem um método de simples execução comumente utilizado para medir a dureza. Neste método, a aplicação da carga do ensaio segue etapas. Para garantir um contato firme entre o penetrador e o material ensaiado, primeiro uma pré-carga é aplicada e depois se aplica a carga do ensaio propriamente dita.

Os penetradores utilizados na máquina de ensaio de dureza Rockwell, ilustrados na Figura 15, 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.

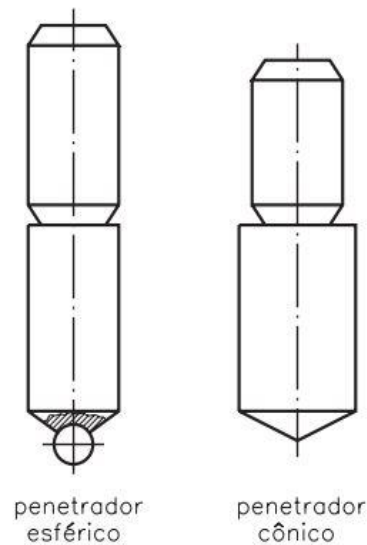


Figura 15 – Penetradores utilizados no ensaio Rockwell.

(<http://www.ebah.com.br/content/ABAAAgA6sAJ/telecurso-2000-ensaio-materiais-ensaio-materiais-cap-12>. Acesso em 05/2017)

Esse sistema está descrito na Figura 16, consiste 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. Os tipos de ensaio Rockwell e Rockwell superficial são determinados com base na magnitude das cargas menor e principal. O ensaio Rockwell superficial é utilizado para corpos de prova finos, nele a carga menor é 3 kg e os possíveis valores para a carga principal são 15, 30 e 45 kg. No ensaio Rockwell, a carga menor é 10 kg e as principais são de 60, 100 e 150 kg (CALLISTER, 2012).

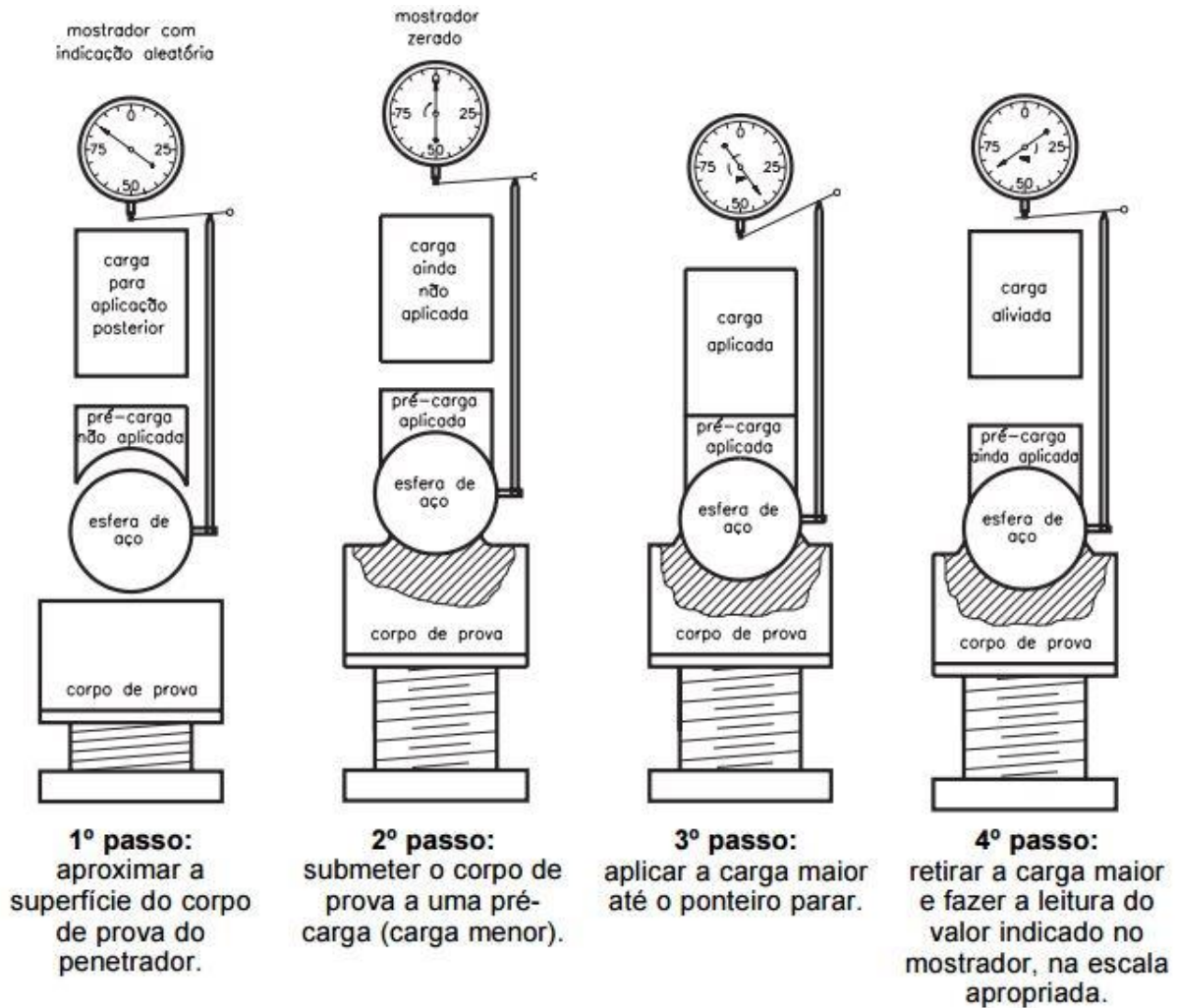


Figura 16 – Descrição de um ensaio de dureza Rockwell.

(<http://www.ebah.com.br/content/ABAAAgA6sAJ/telecurso-2000-ensaio-materiais-ensaio-materiais-cap-12>. Acesso em 05/2017)

As durezas Rockwell e superficial são especificadas tanto pelo número de dureza quanto pelo símbolo de escala. A escala de dureza Rockwell deve ser designada pelo símbolo HR seguido pelo sufixo que indique a escala utilizada. Por exemplo, 60 HR30W indica uma dureza superficial de 60 na escala 30W e 80 HRB, uma dureza Rockwell de 80 na escala B.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 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.

O aço liga SAE 4340, cuja composição está ilustrada na Tabela 3, é considerado um material importante no âmbito da engenharia, muito utilizado nas indústrias automotivas e aeronáuticas para fabricação de componentes e peças de alta performance, 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 bastante resistivo à fadiga evitará a falha da peça ou componente (CALLISTER, 2002).

Tabela 3. Composição do aço liga SAE 4340. (Adaptado de Silva, 2012)

C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	P	S	Fe
0,41	0,7	0,25	0,8	1,8	0,25	0,035	0,04	95,75

Por se tratar de um aço ligado ao níquel-cromo-molibdênio com 0,4% de carbono, 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. Podem ser fornecidos como barra forjada, barra laminada recozida e trefilada ou retificada, além da barra laminada sem acabamento mecânico (CALLISTER, 2002). A Tabela 4 indica as propriedades do aço liga SAE 4340.

Tabela 4. Propriedades Mecânicas do aço liga SAE 4340 (Adaptado de Lgstell, 2016).

Condições	Normalizado	Recozido
Temperatura de austenitização (°C)	870	810
Resistência à tração (MPa)	1280	475
Limite de escoamento (MPa)	860	485
Alongamento (%)	12,2	22
Redução de área (%)	38	50
Dureza (HB)	363	217
Impacto (J)	16	52

3.2 Corpos de Prova

A barra circular do aço SAE 4340 a ser analisado, na condição “como recebida”, será adequada em corpos de prova de acordo com a norma ASTM E8-E8M, conforme pode ser visto na Figura 17. Serão retirados 10 corpos de prova com diâmetro D de 6 mm, largura L_0 de 36 mm, comprimento de calibre G de 30 mm e raio de filete R de 6 mm.

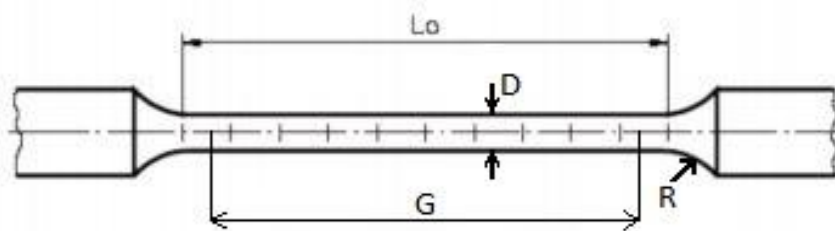


Figura 17 – Corpo de prova segundo a norma ASTM E8-E8M. (Adaptado de Rasma, 2015)

3.3 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, serão

realizados 3 tratamentos térmicos: têmpera, tratamento criogênico profundo e revenimento.

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

- 1º grupo: 2 CP's mantidos com o material "como recebido";
- 2º grupo: 2 CP's serão submetidos ao tratamento de têmpera;
- 3º grupo: 2 CP's serão submetidos ao tratamento convencional que consiste no tratamento térmico de têmpera seguido de revenido;
- 4º grupo: 2 CP's serão submetidos ao tratamento de têmpera seguido de tratamento criogênico profundo (24h) e, por fim, revenimento;
- 5º grupo: 2 CP's serão submetidos ao tratamento de têmpera seguido de tratamento criogênico profundo (4h) e, por fim, revenimento.

Como exposto na Figura 18, o fluxograma respresenta a metodologia que será utilizada nos tratamentos térmicos do aço em estudo.

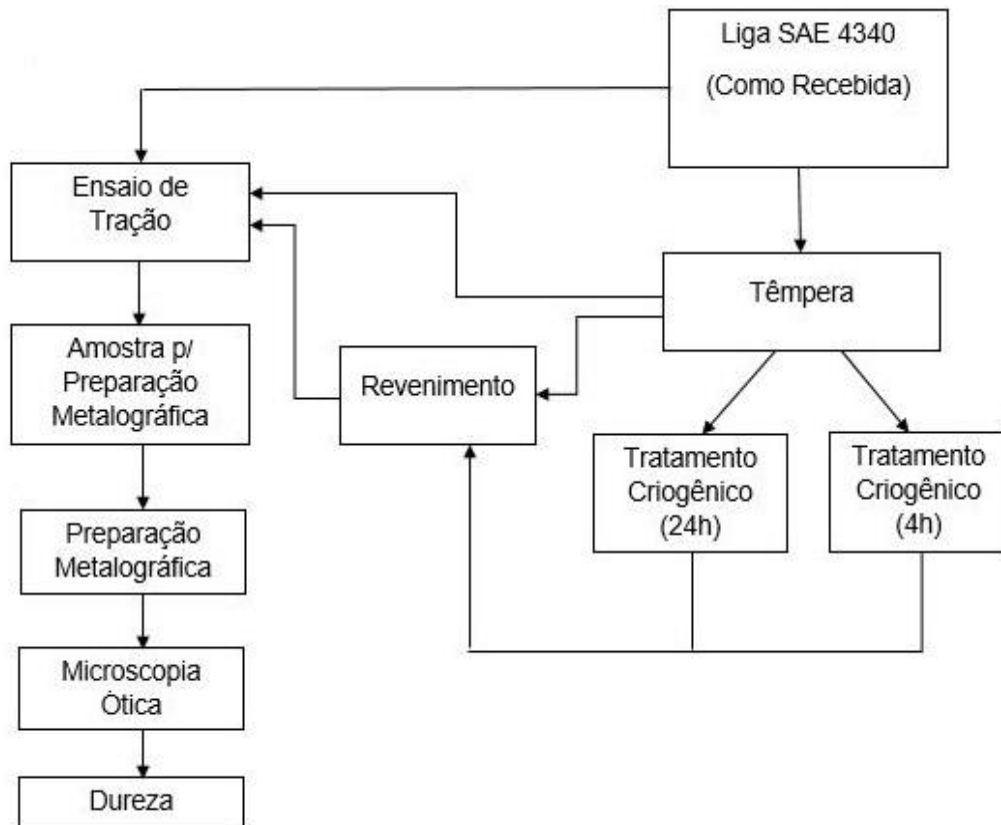


Figura 18 – Fluxograma dos procedimentos utilizados no tratamento e caracterização do aço SAE 4340. (Próprio autor, 2017)

3.3.1 Tratamento Térmico Convencional

O tratamento térmico convencional consiste no tratamento térmico de têmpera seguido de revenimento. 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.

Seguindo a temperatura que geralmente é usada para tratamento térmico nesse tipo de aço e o padrão de tratamento utilizado pelo grupo SCHMOLS+BICKENBACH (<<http://www.schmolz-bickenbach.com/>>), os 8 CP's que sofrerão têmpera serão austenitizados a temperatura de 850°C por 25 minutos, a uma taxa de 10°C/min. Essa temperatura foi escolhida com intuito de dissolver totalmente os carbonetos e evitar o crescimento excessivo dos grãos. O revenimento dos outros 6 CP's será realizado a uma temperatura de 200°C por 25 minutos, com a mesma taxa de variação da temperatura.

3.3.2 Tratamento Criogênico Profundo

Os 4 CP's que serão submetidos a tratamento criogênico profundo, após a têmpera, serão imersos em nitrogênio líquido (2 por apenas 4 horas e os outros 2 por 24 horas), a uma temperatura de -196°C tratamento térmico e, em seguida, serão deixados dentro de uma caixa térmica para retonarem suavemente à temperatura ambiente.

3.3.3 Preparação Metalográfica

Como pré-teste, uma pequena amostra de 2 cm de espessura e com XX de diâmetro foi retirada da barra de aço SAE 4340 adquirida. O lixamento da amostra foi realizado na lixadeira manual Politriz polipan-2D do Laboratório de Materiais da

Faculdade do Gama - UnB, utilizando-se lixas com granulometria cada vez menores. Foram utilizadas lixas de 200, 320, 400, 600, 800 e 1200 mesh.

Em seguida, a amostra foi polida com tecido de poliéster Arotec empregando-se pasta de alumina 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 (1%) – elemento químico composto de 1% de álcool nítrico e 99% de álcool etílico – que ataca a ferrita, perlita, martensita e contornos de grão.

4 RESULTADOS

Os resultados estão explícitos como pré-teste e resultados esperados para a segunda etapa deste trabalho.

4.1 Pré-Teste

Ao analisar a microestrutura do aço SAE 4340 por meio da microscopia óptica, utilizando o microscópio óptico FM-700 também do Laboratório de Materiais, foi possível obter as Figuras 19 e 20.

A micrografia do material analisado no estado “como recebido” pode ser vista na Figura 19, na qual é possível observar os contornos de grão e a presença de lamelas de ferrita e cementita em seu interior, caracterizando a estrutura perlítica dessa liga.

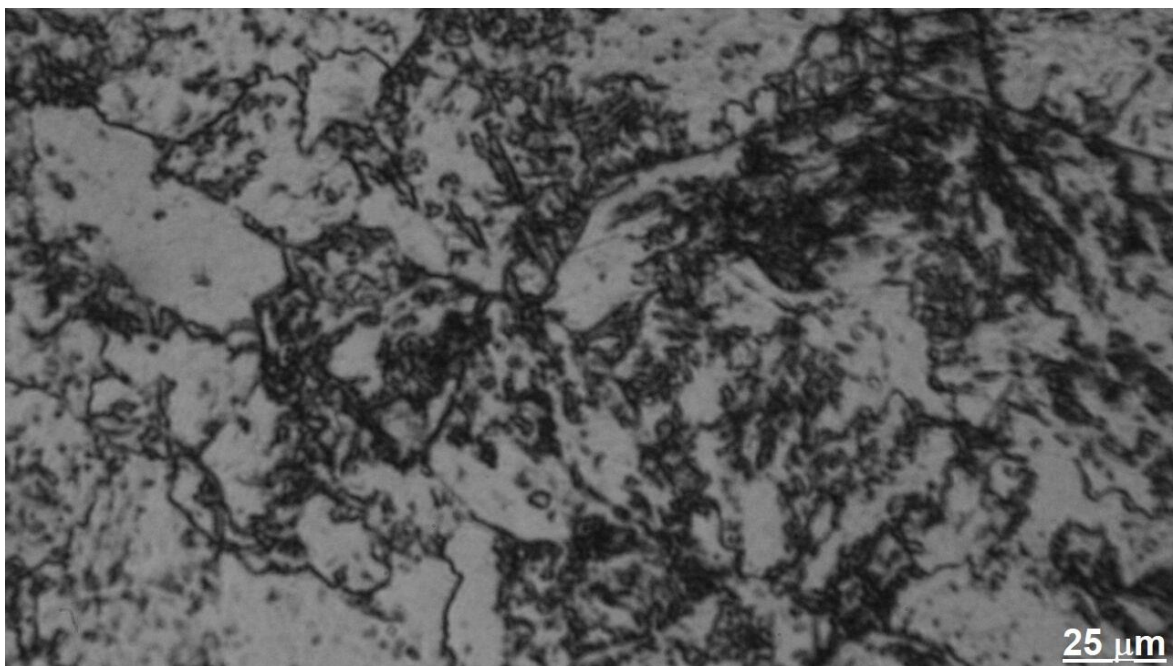


Figura 19 – Microestrutura do aço SAE 4340 como recebido com aumento de 1000x. (Próprio autor, 2017)

4.2 Resultados Esperados

Espera-se atingir resultados semelhantes aos encontrados por Zhirafar et al. citado por Silva (2012). Por meio do método Rietveld juntamente do programa GSAS, Zhirafar et al. determinou as frações das fases que estão ilustradas na Tabela 5. A

fração volumétrica da austenita diminuiu de 5,7 para 4,2 por meio do tratamento criogênico.

Tabela 5. Fração volumétrica da austenita retida para o aço 4340 submetido ao tratamento criogênico profundo. (Adaptado de Silva, 2012)

% fração volumétrica das fases		
Fase	Tratamento Convencional	Tratamento Criogênico Profundo
Martensita	94,3 ± 0,4	95,7 ± 0,4
Austenita	5,7 ± 0,3	4,2 ± 0,3

Por meio de ensaios de dureza, Zhirafar et al. afirma que houve um pequeno aumento na dureza média de 54,5 para 55,3 HC, no aço SAE 4340.

Como não há muitas informações sobre as mudanças nas propriedades mecânicas devido ao tratamento criogênico na literatura, interpreta-se com base na Tabela 6, que as amostras e corpos de prova do aço SAE 4340 submetidos ao tratamento criogênico apresentarão um aumento na resistência ao desgaste, dureza e tenacidade.

Tabela 6. Efeito do tratamento criogênico profundo nas propriedades mecânicas do aço SAE 4340. (Adaptado de Baldissera e Delprete, 2008)

	Aços Ferramenta	Aço Carbonetizado	
Dureza	+	+	Legenda: + aumento - diminuição nD não disponível
Resistência ao desgaste	+	+	
Curva de Tensão	+	-	
Tensão de escoamento	nD	nD	
Tenacidade	+	nD	

5 CRONOGRAMA DE EXECUÇÃO

A Tabela 7 estabelece o cronograma para a execução dos tratamentos e ensaios experimentais descritos no capítulo 3, viabilizando a conclusão deste trabalho no 2º semestre de 2017.

Tabela 7. Cronograma de atividades para o 2º semestre de 2017. (Próprio autor, 2017)

Atividades	Jul.	Ago.	Set.	Out.	Nov.	Dez.
Correções do TCC1	X					
Revisão bibliográfica	X	X	X	X		
Usinagem dos corpos de prova	X					
Tratamento térmico de têmpera nos corpos de prova		X				
Tratamento criogênico profundo (24h) nos corpos de prova		X				
Tratamento criogênico profundo (4h) nos corpos de prova		X				
Processo de revenimento nos corpos de prova		X				
Ensaio de tração			X			
Ensaio de dureza			X			
Preparação metalográfica das amostras			X			
Confecção de artigo para congressos			X	X		
Confecção do TCC 2		X	X	X	X	
Apresentação do TCC2						X

6 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

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.

CHANG, L.C.; BHADESHIA 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://jorgeteofilio.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. Technol. 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, N. P. Propriedades mecânicas de um aço de baixo carbono com estrutura ferrita acicular. Dissertação (Mestrado em engenharia mecânica). Faculdade de Guaratinguetá, UNESP, Guaratinguetá, 2007.

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.

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.

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 na Extra Lease of Life, *Metalworking Production*, May, 122, 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 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.; TOTTEN, 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.

SHIGLEY, J. E.; MISCHKE, 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 he Cutting Properties, Metallurg, n. 12, pp. 65, 1937.