

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
Escola de Engenharia
Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais

PPGE3M

**ESTUDO DA INFLUÊNCIA DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA E DOS PARÂMETROS
DE BENEFICIAMENTO NA TENACIDADE E NA RESISTÊNCIA MECÂNICA DE
AÇOS PARA FIXADORES COM APLICAÇÕES EM BAIXAS TEMPERATURAS**

CAROLINA CONTER ELGERT
Engenheira de Materiais

Dissertação para obtenção de título de
Mestre em Engenharia, Modalidade Profissional, Especialidade Siderurgia

Porto Alegre
2012

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
Escola de Engenharia
Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais

PPG3EM

**ESTUDO DA INFLUÊNCIA DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA E DOS PARÂMETROS
DE BENEFICIAMENTO NA TENACIDADE E NA RESISTÊNCIA MECÂNICA DE
AÇOS PARA FIXADORES COM APLICAÇÕES EM BAIXAS TEMPERATURAS**

CAROLINA CONTER ELGERT
Engenheira de Materiais

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas,
Metalúrgica e dos Materiais – PPGE3M, como parte dos requisitos para a obtenção do título
de Mestre em Engenharia, Modalidade Profissional, Especialidade Siderurgia.

Porto Alegre - RS
2012

Esta dissertação foi julgada adequada para a obtenção de título de Mestre em Engenharia, Modalidade Profissional, Especialidade Siderurgia e aprovada em sua forma final pelo orientador e pela Banca Examinadora do Curso de Pós-Graduação.

Orientador: Prof. Dr. Afonso Reguly

Banca Examinadora:

Dr. Rubem Manoel de Braga, DEMET/ UFRGS

Dr. Luis Augusto Colembergue Klujszo, Gerdau

Dr. Marcio Levi Kramer de Macedo, DEMET/UFRGS

Prof. Telmo Roberto Strohaecker

Coordenador do PPGE3M

Porto Alegre, Setembro de 2012.

AGRADECIMENTOS

Agradeço à minha família, amigos e namorado por compreenderem as minhas ausências e sempre me apoiarem.

Agradeço ao meu namorado Henrique pelo amor, dedicação, incentivo e por estar sempre ao meu lado, me ajudando a superar os meus limites.

Agradeço ao Professor Afonso Reguly pela orientação e pela atenção.

Agradeço aos colegas Joel Jochelavicius, Beatriz A. Campos, João M. Motta, Fábio L. Rocha, Leandro G. Y. C. Sales, Ivan L. Lindner, Fabiano de Andrade, Henrique L. Lize, Jéferson da S. Gomes; Éder L. Chaves; José Luís P. da Cunha, Gustavo Mendes, Sílvio Machado e Sérgio A. S. da Rosa pelo auxílio na realização do trabalho e pela experiência transmitida.

Agradeço em especial à colega Leila Teichmann pelo carinho, disposição e atenção em todas as vezes que precisei dela para discutir algum assunto técnico ou até mesmo particular.

E agradeço, principalmente, à Gerdau pela confiança e apoio fundamentais na realização deste trabalho.

RESUMO

Este trabalho teve por objetivo definir as composições químicas e os parâmetros de tratamento térmico mais adequados para atendimento às rígidas especificações exigidas para fixadores utilizados na indústria de óleo, gás e energia eólica, visando à minimização dos custos de produção e a garantia da qualidade dos produtos. Para tal, foram realizados testes em escala laboratorial variando-se as temperaturas de austenitização e de revenimento para três composições químicas diferentes, tendo como base o aço SAE 4140 com variações nos teores de carbono, cromo e vanádio. Foi avaliada a influência da composição química e dos parâmetros de beneficiamento sobre a microestrutura, tenacidade e resistência mecânica, por meio de análises em microscópio eletrônico de varredura, ensaios de resistência ao impacto e à tração e ensaios de dureza. Quanto à composição química, foram utilizados os aços SAE 4140, SAE 4140 Modificado ao Vanádio e SAE 4145. No tratamento térmico, primeiramente foram realizadas curvas de revenimento, avaliando-se a dureza em função da temperatura de revenimento em uma faixa de 575 a 675 °C e temperatura de austenitização fixa de 880 °C. Após a obtenção e análise das curvas de revenimento, foram escolhidas duas temperaturas de revenimento específicas para avaliação mais detalhada das propriedades mecânicas, com a realização de ensaios de resistência à tração e impacto. Nesta etapa também foi avaliada a influência da temperatura de austenitização. Foram utilizadas as temperaturas de 880 e 920 °C. Os resultados possibilitaram encontrar uma relação de compromisso entre a resistência mecânica e a tenacidade, tanto em relação ao desempenho do produto final quanto em relação aos custos de produção.

ABSTRACT

This study aims to determine the chemical composition and heat treatment parameters most suitable for meeting the strict specifications required for fasteners used in oil and gas and wind energy industries, in order to minimize production costs and ensure product quality. For this, laboratory tests were performed varying the austenitizing and tempering temperatures for three different chemical compositions based on SAE 4140 with variations on carbon, chromium and vanadium contents. The influence of chemical composition and heat treatment parameters on microstructure, toughness and strength were evaluated through scanning electron microscope analysis and hardness, tensile and impact tests. SAE 4140, SAE 4140 (Vanadium Modified) and SAE 4145 were the steel grades used. The first stage was to perform tempering curves, evaluating the hardness results as a function of tempering temperature in the range of 575 to 675 °C. The austenitizing temperature was fixed on 880°C. In the second stage, two specific tempering temperatures were chosen for a more detailed evaluation of microstructure and mechanical properties. In this stage, the influence of austenitizing temperature was also evaluated. Temperatures of 880 and 920 °C were tested. The results had shown an optimal trade-off between the strength and toughness in relation to the final product performance as well as production costs.

SUMÁRIO

AGRADECIMENTOS	IV
RESUMO	V
SUMÁRIO	VII
LISTA DE FIGURAS	IX
LISTA DE TABELAS	XIII
1 INTRODUÇÃO	1
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	2
2.1 Propriedades mecânicas.....	2
2.1.1 Deformação.....	2
2.1.2 Resistência mecânica	3
2.1.3 Tenacidade	3
2.2 Mecanismos de endurecimento	6
2.2.1 Diminuição do tamanho de grão	6
2.2.2 Solução sólida	7
2.2.3 Encruamento	7
2.2.4 Precipitação.....	7
2.2.5 Transformação de fase	8
2.3 Beneficiamento.....	8
2.3.1 Austenitização.....	8
2.3.2 Tratamento térmico de têmpera	13
2.3.3 Tratamento térmico de revenimento	16
2.4 Influência dos elementos de liga	27
2.4.1 Carbono.....	27
2.4.2 Cromo	28
2.4.3 Elementos microligantes.....	28
3 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	33
3.1 Materiais	33
3.2 Métodos	34
3.2.1 Ensaio de dureza	35
3.2.2 Ensaio de tração	35
3.2.3 Ensaio de impacto	36
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES	38
4.1 Análises preliminares	38
4.2 Construção das curvas de revenimento	38
4.3 Avaliação das propriedades mecânicas	39
4.3.1 A influência da temperatura de revenimento no limite de resistência e no limite de escoamento	43
4.3.2 A influência da temperatura de revenimento na resistência ao impacto.....	51
4.3.3 A influência da composição química no limite de resistência e no limite de escoamento	52
4.3.4 A influência da composição química na resistência ao impacto.....	57
4.3.5 A influência da temperatura de austenitização no limite de resistência e no limite de escoamento.....	59

4.3.6	A influência da temperatura de austenitização na resistência ao impacto	62
4.3.7	Análise das superfícies das fraturas dos corpos de prova do ensaio de impacto Charpy	62
5	CONCLUSÕES	65
6	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	67

LISTA DE FIGURAS

Figura 1	Comparação entre as curvas de tensão versus deformação para materiais com alta e baixa tenacidade ⁵ .	4
Figura 2	Curvas de temperatura de transição para dois diferentes aços ⁵ .	5
Figura 3	Diagrama de equilíbrio Fe-C ⁸ .	10
Figura 4	Efeito do teor do manganês no tamanho do campo austenítico ⁸ .	11
Figura 5	Efeito do teor de cromo no tamanho do campo austenítico ⁸ .	12
Figura 6	Efeito dos elementos de liga substitucionais na (a) temperatura de transformação eutetóide no aço e no (b) teor de carbono do eutetóide ⁸ .	12
Figura 7	Representação esquemática de um diagrama de transformação isotérmica, mostrando o efeito dos elementos de liga na temperabilidade ⁸ .	15
Figura 8	Dureza versus taxa de resfriamento para SAE 1080 e SAE 4340 ⁸ .	15
Figura 9	Tenacidade ao impacto em função da temperatura de revenido de aços de médio carbono (0,4 e 0,5%C) e baixa liga ⁸ .	18
Figura 10	Diminuição de dureza com o aumento da temperatura de revenido para aços de vários conteúdos de carbono ⁸ .	21
Figura 11	Energia de impacto Charpy, na temperatura ambiente, versus a temperatura de revenido para o aço SAE 4340, contendo quantidades diferentes de fósforo, como mostrado. As amostras foram austenitizadas a 870 °C, temperadas em óleo e revenidas por 1 hora na temperatura indicada ⁸ .	21
Figura 12	Efeito dos elementos de liga na diminuição da taxa de amolecimento durante revenimento realizado a 540 °C relativo a ligas Fe-C ²² .	24

Figura 13	Efeito dos elementos de liga, em ligas Fe-C, na diminuição da taxa de amolecimento durante revenimento realizado a 649 °C ²²	24
Figura 14	Dureza em função do percentual de carbono de um aço martensítico revenido em várias temperaturas ¹⁰	25
Figura 15	Redução na taxa de amolecimento e pico de endurecimento secundário de aços com diversos percentuais de Molibdênio ^{23,24}	26
Figura 16	Produto de solubilidade de diversos carbonetos e nitretos de elementos microligantes em função da temperatura ²⁹	30
Figura 17	Força motriz química, $\Delta G_m/RT$, para a precipitação de VC e VN em aço contendo 0,12% V ³⁷	32
Figura 18	Resultados para as curvas de revenimento dos aços em estudo.....	39
Figura 19	Resultados de limite de resistência e limite de escoamento para os diferentes aços austenitizados a 880 °C e revenidos a 575 °C.....	40
Figura 20	Resultados de limite de resistência e limite de escoamento para os diferentes aços austenitizados a 880 °C e revenidos a 650 °C.....	40
Figura 21	Resultados do ensaio de impacto (J) realizados a – 40 °C, para a temperatura de austenitização de 880 °C e revenido a 575 e 650 °C (temperaturas 1 e 2).....	41
Figura 22	Resultados de limite de resistência e limite de escoamento para os diferentes aços austenitizados a 920 °C e revenidos a 575 °C.....	41
Figura 23	Resultados de limite de resistência e limite de escoamento para os diferentes aços austenitizados a 920 °C e revenidos a 650 °C.....	42
Figura 24	Resultados do ensaio de impacto (J) realizados a – 40 °C, para temperatura de austenitização de 920 °C e revenido a 575 e 650 °C (temperaturas 1 e 2).....	42
Figura 25	Microscopia eletrônica de varredura da microestrutura para o aço SAE 4140 austenitizado a 880 °C e revenido a 575 °C. Ataque Nital 2%.....	45

Figura 26	Microscopia eletrônica de varredura da microestrutura aço SAE 4140 austenitizado a 880 °C e revenido a 650 °C. Ataque Nital 2%.....	45
Figura 27	Microscopia eletrônica de varredura da microestrutura aço SAE 4140 austenitizado a 880 °C e revenido a 575 °C. Ataque Nital 2%.....	46
Figura 28	Microscopia eletrônica de varredura da microestrutura aço SAE 4140 austenitizado a 880 °C e revenido a 650 °C. Ataque Nital 2%.....	46
Figura 29	Microscopia eletrônica de varredura da microestrutura do aço SAE 4140 MOD austenitizado a 880 °C e revenido a 575 °C. Ataque Nital 2%.	47
Figura 30	Microscopia eletrônica de varredura da microestrutura aço SAE 4140 MOD austenitizado a 880 °C e revenido a 650 °C. Ataque Nital 2%.	47
Figura 31	Microscopia eletrônica de varredura da microestrutura do aço SAE 4140 MOD austenitizado a 880 °C e revenido a 575 °C. Ataque Nital 2%.	48
Figura 32	Microscopia eletrônica de varredura da microestrutura do aço SAE 4140 MOD austenitizado a 880 °C e revenido a 650 °C. Ataque Nital 2%.	48
Figura 33	Microscopia eletrônica de varredura da microestrutura do aço SAE 4145 austenitizado a 880 °C e revenido a 575 °C. Ataque Nital 2%.....	49
Figura 34	Microscopia eletrônica de varredura da microestrutura do aço SAE 4145 austenitizado a 880 °C e revenido a 650 °C. Ataque Nital 2%.....	49
Figura 35	Microscopia eletrônica de varredura da microestrutura do aço SAE 4145 austenitizado a 880 °C e revenido a 575 °C. Ataque Nital 2%.....	50
Figura 36	Microscopia eletrônica de varredura da microestrutura do aço SAE 4145 austenitizado a 880 °C e revenido a 650 °C. Ataque Nital 2%.....	50
Figura 37	Diagramas calculados de solubilidade e temperaturas selecionadas para o VN (expressões de solubilidade do Gladman) ³⁴	54
Figura 38	Diagramas calculados de solubilidade e temperaturas selecionadas para o VC (expressões de solubilidade do Gladman) ³⁴	54

Figura 39 Diminuição da taxa de amolecimento na têmpera com o aumento de temperatura para um aço com carbono em torno de 0,40% influenciado por um percentual de 0,16 de vanádio⁷. 55

Figura 40: Superfície da fratura do corpo de prova do ensaio de impacto Charpy da amostra 111. 63

Figura 41: Superfície da fratura do corpo de prova do ensaio de impacto Charpy da amostra 112. 63

Figura 42: Superfície da fratura do corpo de prova do ensaio de impacto Charpy da amostra 211. 64

Figura 43: Superfície da fratura do corpo de prova do ensaio de impacto Charpy da amostra 212. 64

Figura 44: Superfície da fratura do corpo de prova do ensaio de impacto Charpy da amostra 311. 64

Figura 45: Superfície da fratura do corpo de prova do ensaio de impacto Charpy da amostra 312. 64

LISTA DE TABELAS

Tabela 1	Composição química das corridas das amostras escolhidas para estudo.	33
Tabela 2	Planejamento dos ensaios para estudo.	35
Tabela 3	Resultados das análises de tamanho de grão austenítico, conforme norma ASTM E112, e nível de microinclusões, conforme norma ASTM-E45 Método A.	38
Tabela 4	Resultados de limite de resistência, limite de escoamento e resistência ao impacto em função do aço, temperatura de austenitização e temperatura de revenimento.	43
Tabela 5	Comparação entre os resultados de limite de resistência e limite de escoamento dos aços SAE 4140 e SAE 4145, na temperatura de austenitização de 880 °C e temperaturas de revenimento de 575 e 650 °C.	52
Tabela 6	Comparação entre os resultados de limite de resistência e limite de escoamento dos aços SAE 4140 e SAE 4140 MOD, na temperatura de austenitização de 880 °C e temperaturas de revenimento de 575 e 650 °C.	53
Tabela 7	Comparação entre os resultados de limite de resistência e limite de escoamento dos aços SAE 4140 MOD e SAE 4145, na temperatura de austenitização 880 °C e temperaturas de revenimento 575 e 650 °C.	56
Tabela 8	Comparação entre os resultados de resistência ao impacto dos aços SAE 4140 e SAE 4145, na temperatura de austenitização 880 °C e nas temperaturas de revenimento de 575 e 650 °C.	57
Tabela 9	Comparação entre os resultados de resistência ao impacto dos aços SAE 4140 e SAE 4140 MOD, na temperatura de austenitização de 880 °C e nas temperaturas de revenimento 575 e 650 °C.	58

Tabela 10	Comparação entre os resultados de resistência ao impacto dos aços SAE 4140 MOD e SAE 4145, na temperatura de austenitização de 880 C e nas temperaturas de revenimento de 575 e 650 °C.	58
-----------	----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------	----

1 INTRODUÇÃO

A indústria de energia está em pleno crescimento no Brasil, principalmente nas áreas de óleo, gás e eólica, vislumbrando-se crescimento expressivo no consumo de aço nestes segmentos.

Com a descoberta das reservas do Pré-Sal, o Brasil passa da 16ª para a 6ª maior reserva de petróleo do mundo. O Pré-Sal representa uma demanda projetada adicional de 40 mil toneladas por ano de aços especiais na indústria nacional de petróleo¹.

O ano de 2010 foi um dos melhores anos para a indústria da energia eólica. A capacidade adicional instalada em todo mundo foi de cerca de 36 GW, o que corresponde a uma taxa de crescimento de 22,5%. Os mercados mais promissores para energia eólica são os países emergentes como China, Índia, México e Brasil. Além disso, a América Latina tem regiões com os melhores ventos do mundo e os maiores progressos no continente estão ocorrendo no Brasil, que tem diversas áreas com enorme potencial de ventos combinadas com o crescente consumo de energia no país².

Dentro deste contexto, os elementos de fixação em estudo neste trabalho têm aplicação em árvores de natal molhadas, equipamentos que concentram grandes válvulas, por onde passa o fluxo de produção de petróleo e gás do poço para a superfície e para fixação de grandes pás aos geradores eólicos.

Estes fixadores trabalham em baixas temperaturas e devem apresentar alta resistência e alta tenacidade. Alcançar esta combinação tem sido uma meta frequente nas pesquisas na área da metalurgia. As normas brasileiras e internacionais geralmente especificam aços da classe SAE 4140 e suas variações para esta aplicação. Este tipo de aço, após tratamentos térmicos de têmpera e revenimento alcança os elevados valores de resistência mecânica exigidos pelas normas dos setores de óleo e gás e também de energia eólica. Para se associar os altos valores de resistência mecânica com altos valores de resistência ao impacto, especialmente em temperaturas negativas, geralmente se restringe o percentual de elementos residuais do aço, tais como fósforo e enxofre ou adição de quantidades substanciais de cobalto ou de níquel³.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Propriedades Mecânicas

O comportamento mecânico de um material reflete a relação entre a sua resposta ou deformação em uma carga ou força que esteja sendo aplicada. Algumas propriedades mecânicas importante são a resistência mecânica, a dureza, a ductilidade e a rigidez⁴.

2.1.1 Deformação

A deformação dos metais pode ocorrer basicamente sob dois mecanismos principais:

Deformação elástica:

A tensão e a deformação são proporcionais entre si, de acordo com a Lei de Hooke, descrita na Equação 1⁴.

$$\sigma = E \varepsilon$$

Equação 1

Onde:

- σ : Tensão
- E : módulo de elasticidade
- ε : Deformação específica

A deformação elástica é reversível, e para a maioria dos materiais metálicos, o regime elástico persiste apenas até deformações de aproximadamente 0,005⁴.

Deformação plástica:

No regime plástico, a tensão não é mais proporcional à deformação e a Lei de Hooke deixa de ser válida. As deformações são permanentes. A partir da perspectiva atômica, para sólidos cristalinos, a deformação plástica corresponde à quebra de ligações com os átomos vizinhos originais e em seguida formação de novas ligações com novos vizinhos⁴.

Em nível microscópico, a deformação plástica corresponde ao movimento de discordâncias em resposta à aplicação de uma tensão de cisalhamento externa, um processo conhecido por escorregamento. O escorregamento ocorre sobre planos de escorregamento específicos, e dentro desses planos, somente em certas direções. Um sistema de escorregamento representa uma combinação de plano e direção de escorregamento. E os sistemas de escorregamento que podem ser operados dependem da estrutura cristalina do material⁴.

2.1.2 Resistência Mecânica

A maioria das estruturas é projetada para assegurar que apenas uma deformação elástica irá resultar quando da aplicação de uma tensão. A magnitude da tensão limite de escoamento para um metal representa uma medida da sua resistência à deformação plástica. As tensões limites de escoamento podem variar desde 35 MPa para um alumínio de baixa resistência, até mais de 1400 MPa para aços de elevada resistência⁴.

Após o escoamento, a tensão necessária para continuar a deformação plástica em metais aumenta até um valor máximo e então diminui até a fratura do material. O limite de resistência à tração corresponde à tensão máxima que pode ser sustentada por uma estrutura que se encontra sob esforços de tração. Os limites de resistência à tração podem variar desde 50 MPa para um alumínio até um valor tão elevado quanto 3.000 MPa para aços de elevada resistência⁴.

Normalmente, quando a resistência de um material é citada para fins de projeto, a tensão limite de escoamento é o parâmetro utilizado⁴.

2.1.3 Tenacidade

A tenacidade representa uma medida da capacidade de um material em absorver energia até a sua fratura. A tenacidade pode ser representada pela área total sob a curva de tensão versus deformação. A Figura 1 mostra as curvas de tensão versus deformação para um material com alta tenacidade (aço estrutural) e para um material com baixa tenacidade (aço-mola de alto carbono)^{4,5}.

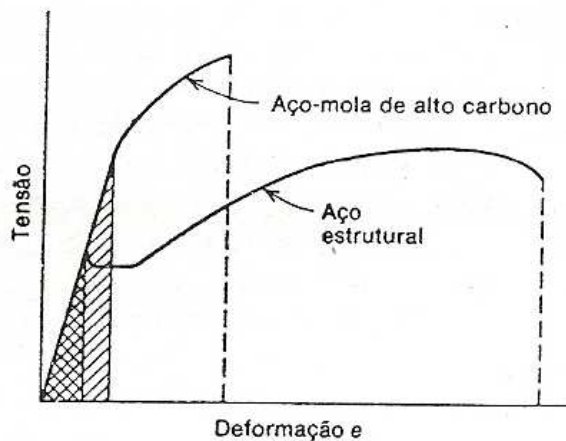


Figura 1 Comparação entre as curvas de tensão versus deformação para materiais com alta e baixa tenacidade⁵.

O aço-mola de alto carbono tem tensão de escoamento e resistência à tração mais elevadas do que o aço estrutural de médio carbono. Entretanto, o aço estrutural é mais dúctil e tem uma elongação total grande. A área total sob a curva tensão-deformação é maior para o aço estrutural e, portanto, ele é um material mais tenaz. Este exemplo ilustra bem o fato de que a tenacidade é um parâmetro que compreende tanto resistência quanto ductilidade⁵.

Existem três fatores básicos que contribuem para que ocorra fratura frágil por clivagem:

- Estado triaxial de tensões;
- Baixas temperaturas;
- Taxa de deformação elevada⁵.

Para que ocorra uma fratura frágil, não há necessidade de que estes três fatores se manifestem todos ao mesmo tempo. Vários tipos de testes de impacto têm sido utilizados para determinar a susceptibilidade dos materiais à fratura frágil. A principal medida obtida de um ensaio de impacto é a energia absorvida para fraturar a amostra. O estado triaxial de tensões é obtido mediante a confecção de um entalhe na amostra e a taxa de deformação elevada é fornecida pela queda do pêndulo⁵.

Uma das maiores aplicações do ensaio de impacto é a determinação da temperatura para a qual ocorre a transição dúctil-frágil de um metal. A Figura 2 mostra as curvas de transição dúctil frágil de dois diferentes aços⁵.

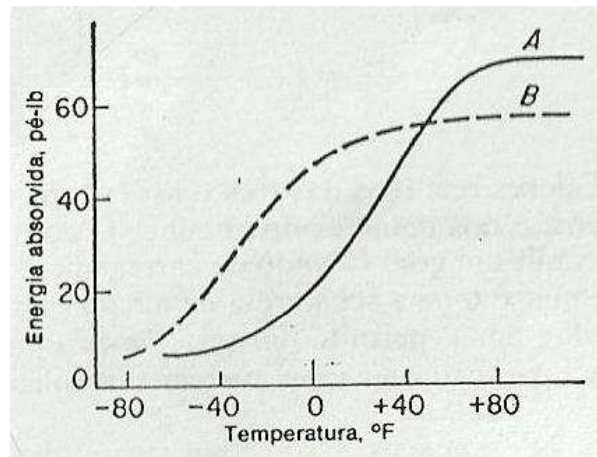


Figura 2 Curvas de temperatura de transição para dois diferentes aços⁵.

Observe que tanto para o aço A quanto para o aço B a energia absorvida diminui com a diminuição da temperatura, mas que, para a maioria dos casos, essa diminuição não ocorre repentinamente para uma determinada temperatura, o que torna difícil determinar precisamente uma temperatura de transição. Esta temperatura é um fator importante para a seleção de um material para um projeto. Também podemos observar que o aço A que apresenta maior valor de energia absorvida a temperatura ambiente (aproximadamente 80 °F) é o aço que apresenta temperatura de transição dúctil-frágil mais elevada. Desta forma, é recomendado que o ensaio de impacto seja realizado a mesma temperatura a que o material será submetido em sua aplicação⁵.

Diferenças superiores a 40 °C na temperatura de transição dúctil-frágil podem ser produzidas por mudanças na composição química ou na microestrutura dos aços. A seguir estão descritas as influências de alguns parâmetros⁵:

Carbono, fósforo, nitrogênio, molibdênio e oxigênio aumentam a temperatura de transição e têm efeito deletério sobre a tenacidade. Por exemplo, o aumento de 0,1% no teor de carbono e de 0,01% no teor de fósforo aumenta em 14 e 7 °C, respectivamente, a temperatura de transição⁵.

Manganês e níquel são aceitos como elementos benéficos à tenacidade, pois diminuem a temperatura de transição. O aumento de 0,1% no teor de manganês diminui aproximadamente 6 °C a temperatura de transição. A diminuição do tamanho de grão também diminui a temperatura de transição⁵.

O aumento do percentual de cromo não tem efeito significativo na temperatura de transição dúctil-frágil⁵.

2.2 Mecanismos de endurecimento

Projetar ligas e/ou processos que resultem propriedades mecânicas superiores, incluindo resistência mecânica, tenacidade e ductilidade tem sido um desafio constante na engenharia. Praticamente todas as técnicas de aumento de resistência, de uma dada liga, estão baseadas em dificultar ou impedir o movimento das discordâncias, através dos cinco mecanismos descritos a seguir⁴:

2.2.1 Diminuição do tamanho de grão

O contorno de grão atua como barreira no movimento de discordâncias por duas razões porque a discordância tem que alterar a sua direção de movimento ao passar de um grão para outro e também porque a região de contorno de grão é bastante desordenada, o que resulta em descontinuidade de planos de escorregamento⁴.

Um material com granulação fina é mais duro e mais resistente do que um material que possui granulação grosseira, em função da maior área total de contornos de grão que dificulta o movimento das discordâncias. A diminuição do tamanho de grão também aumenta sensivelmente a tenacidade de diversas ligas⁴.

Para muitos materiais, o limite de escoamento, varia de acordo com o tamanho de grão conforme a equação de Hall-Petch (Equação 2)⁴:

$$\sigma_e = \sigma_0 + k_e d^{-1/2} \quad \text{Equação 2}$$

σ_e : limite de escoamento;

σ_0 e k_e : constantes específicas para cada material;

d : diâmetro médio do grão.

A equação 2 não é válida para materiais com grãos grosseiros ou extremamente finos⁴.

O tamanho de grão pode ser regulado mediante o ajuste da taxa de solidificação a partir da fase líquida, por deformação plástica seguida por um tratamento térmico apropriado e, também, pela adição de elementos controladores do tamanho de grão, tais como alumínio, titânio e nióbio⁴.

2.2.2 Solução sólida

Outro mecanismo de endurecimento consiste na formação de soluções sólidas com átomos de impurezas intersticiais ou substitucionais⁴.

Os átomos de impurezas que entram em solução sólida impõem geralmente deformações na rede cristalina sobre os átomos hospedeiros vizinhos. Interações do campo de deformação da rede cristalina entre as discordâncias e estes átomos de impureza restringem o movimento das discordâncias⁴.

2.2.3 Encruamento

O encruamento é um fenômeno pelo qual um metal dúctil se torna mais duro e resistente em função de deformação plástica. A maioria dos metais encrua a temperatura ambiente⁴.

Quando um metal é deformado a frio, ocorre a formação de novas discordâncias. O movimento de uma discordância é dificultado pela presença de outras discordâncias. Os efeitos do encruamento podem ser removidos mediante tratamento térmico de recozimento.

2.2.4 Precipitação

A precipitação de partículas de segunda fase pode melhorar significativamente as propriedades mecânicas de um metal. Quanto mais finos e uniformemente distribuídos forem os precipitados, maior será o incremento nas propriedades mecânicas do metal base⁴.

Para que uma liga seja passível de endurecimento por precipitação, o seu diagrama de fases deve apresentar, obrigatoriamente, limite de solubilidade elevado do elemento soluto no elemento solvente e diminuição rápida deste limite, quando se varia a concentração do soluto e a temperatura⁴.

Além das duas condições, referentes ao diagrama de fases, descritas acima, também é necessário que a liga seja submetida aos tratamentos térmicos de solubilização e precipitação ou envelhecimento⁴.

Durante a solubilização, o metal é aquecido a uma temperatura, superior a temperatura de austenitização, para que os átomos de soluto sejam dissolvidos na rede cristalina do metal base, sendo formada uma solução sólida monofásica supersaturada. Posteriormente, é realizado um resfriamento rápido, geralmente até a temperatura ambiente, para que a situação de ausência de equilíbrio seja mantida⁴.

Durante a precipitação, a solução supersaturada é novamente aquecida, porém a temperaturas inferiores, que geralmente estão dentro do campo bifásico do diagrama de fases. As partículas de segunda fase são precipitadas e, então, a liga é resfriada até a temperatura ambiente⁴.

A natureza das partículas de segunda fase depende da temperatura e do tempo de tratamento. Geralmente, com o aumento do tempo, a dureza e a resistência mecânica aumentam até um ponto máximo e, logo em seguida, diminuem, em função do início do coalescimento dos precipitados⁴.

2.2.5 Transformação de fase

A transformação da fase ocorre mediante a utilização de tratamentos térmicos específicos. Os tratamentos térmicos de interesse neste trabalho são a têmpera, composta pelas etapas de austenitização e resfriamento, e o revenimento os quais serão discutidos em detalhe nos itens a seguir.

2.3 Beneficiamento

O processo de beneficiamento geralmente consiste de duas etapas: a austenitização seguida de têmpera e o revenido. Estes processos são discutidos com mais detalhe na sequência.

2.3.1 Austenitização

Tem como objetivo principal a obtenção de estrutura austenítica que é o ponto de partida para a posterior transformação de fase. Para aços carbono, quando realizada em temperaturas mais elevadas, também promove homogeneização química do aço, minimizando as microsegregações formadas durante a solidificação. Deve-se garantir que o tempo de processo seja adequado para a completa austenitização do material⁶.

Os grãos de austenita surgem por meio dos processos de nucleação. No início da formação, a austenita apresenta os mesmos gradientes de composição química presentes na microestrutura prévia. É necessário tempo e temperatura para que ocorra a homogeneização, que ocorre simultaneamente com o crescimento dos grãos. Quanto maior a temperatura de formação da austenita, maior será a sua taxa de formação e maior será a sua homogeneidade química⁶.

O carbono difunde rapidamente em temperaturas superiores a 750 °C, no entanto a taxa de difusão dos elementos de liga é bem menor que a do carbono. Para aços contendo pequenos percentuais de elementos fortemente formadores de carbonetos, tais como molibdênio, tungstênio, vanádio e titânio, a homogeneidade da austenita, nos que diz respeito a estes elementos, não é garantida. Se o percentual de carbono em solução sólida for suficiente para a transformação martensítica, não se faz necessário dissolver estes carbonetos, porém as propriedades mecânicas do aço podem ter certo nível de variação em função destas heterogeneidades⁷.

Durante a austenitização, os elementos de liga estarão distribuídos da seguinte forma:

– **Dissolvidos na austenita;**

A austenita de aços ligados tem a mesma microestrutura do que a austenita de aços carbono, contudo, em qualquer temperatura, a primeira é mais dura que a segunda em função do mecanismo de solução sólida e de diminuição do tamanho de grão, discutidos previamente. No entanto, a principal diferença entre as duas se dá durante a transformação martensítica e será abordada com mais detalhe nos próximos itens⁷.

– **Formando carbonetos;**

As partículas persistentes de carboneto não dissolvidos são duras e inertes, desempenhando apenas papel secundário durante o tratamento térmico. Para aços médio carbono, com percentuais relativamente baixos dos elementos formadores de carbonetos, a diminuição percentual de carbono dissolvido na matriz não é significativa para diminuir a temperabilidade do aço⁷.

Durante os processos de laminação ou forjamento realizados em altas temperaturas, a maioria dos carbonetos é dissolvida ou então fragmentada em função do trabalho mecânico. A difusão nestas altas temperaturas também é bastante facilitada⁷.

– **Formando inclusões não metálicas.**

Têm papel fundamental do controle do tamanho de grão dos aços, uma vez que tem temperatura de dissolução bastante superior do que os carbonetos/nitretos⁷.

2.3.1.1 Temperaturas e tempos de austenitização

A escolha da temperatura de austenitização depende de dois fatores:

– **Percentual de carbono:**

Para aços carbono hipoeutetóides, quanto maior o percentual de carbono, menor é a temperatura de austenitização necessária. Para aços carbono hipereutetóides, a temperatura de

austenitização recomendada é constante e sabe-se que haverá carbonetos que não serão dissolvidos nestas temperaturas e que permanecerão presentes na microestrutura martensítica.

A influência do carbono na temperatura de austenitização de aços carbono pode ser observada na Figura 3, por meio da curva A_3 para aços hipoeutetóides e da curva A_{CM} para aços hipereutetóides⁸.

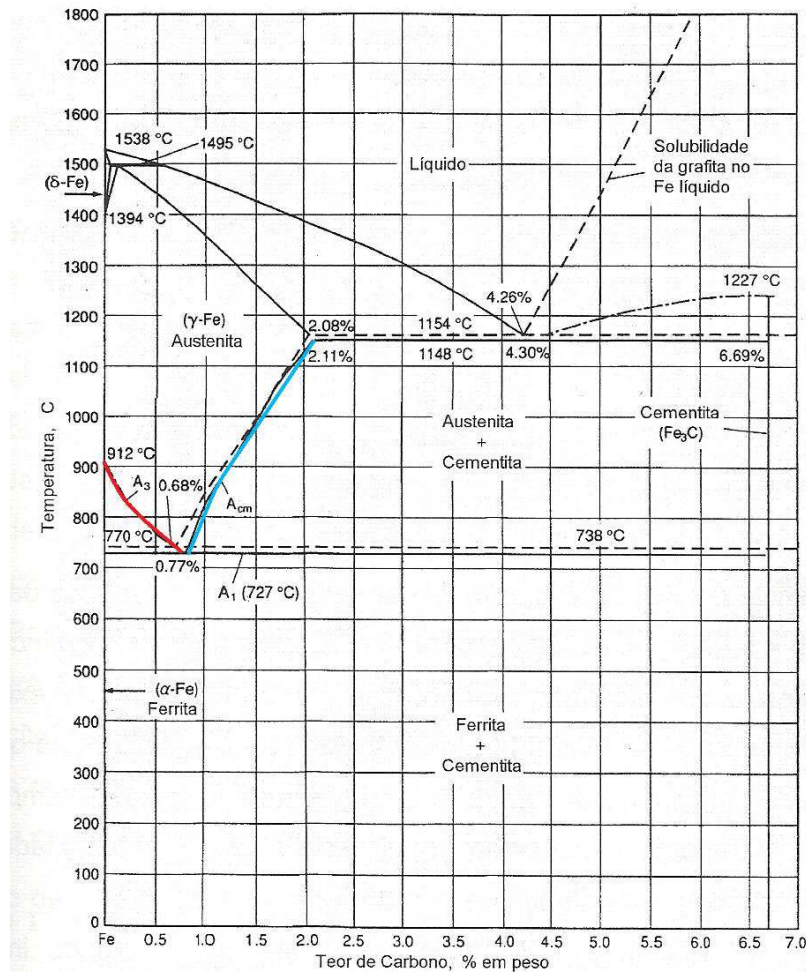


Figura 3 Diagrama de equilíbrio Fe-C⁸.

– **Percentual de elementos de liga:**

Para aços ligados, o percentual de elementos de liga, assim como o carbono, afeta a temperatura de equilíbrio entre a fronteira de duas fases.

Por exemplo, existem elementos estabilizadores da austenita, tais como níquel, manganês, carbono e cobalto, que diminuem a temperatura de austenitização da liga, como pode ser observado na Figura 4 para o manganês^{7,8}.

Outros elementos são estabilizadores da ferrita e aumentam a temperatura de austenitização da liga, tais como cromo, molibdênio, tungstênio, vanádio, titânio e silício, como pode ser observado na Figura 5 para o cromo. Estes elementos, com exceção do silício, se comportam desta forma por serem fortemente formadores de carbonetos, que se decompõem em temperaturas superiores e só então fornecem o carbono necessário para a formação da austenita^{7,8}.

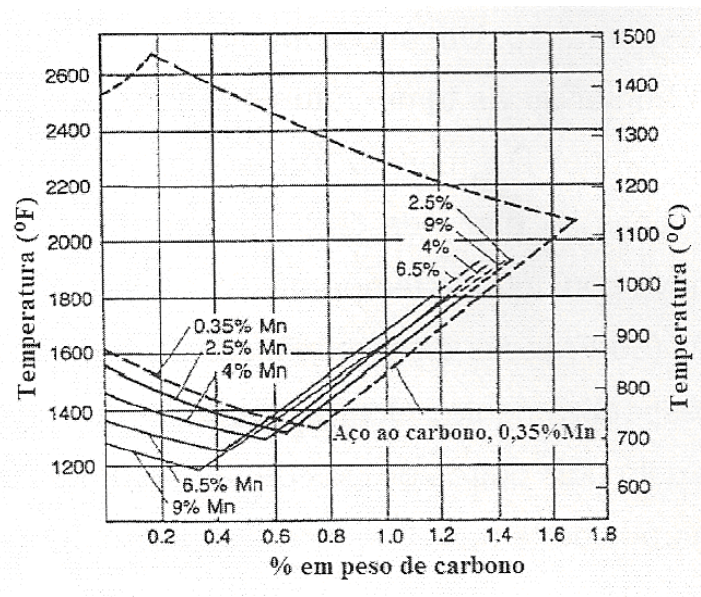


Figura 4 Efeito do teor do manganês no tamanho do campo austenítico⁸.

É desejável se conhecer o percentual de carbono que, para determinado conteúdo de elementos de liga, vai resultar na menor temperatura possível para formação de uma estrutura totalmente austenítica. Este percentual de carbono corresponde à composição eutetóide. No caso de aços que contenham mais de um elemento de liga, estudos específicos devem ser realizados⁷.

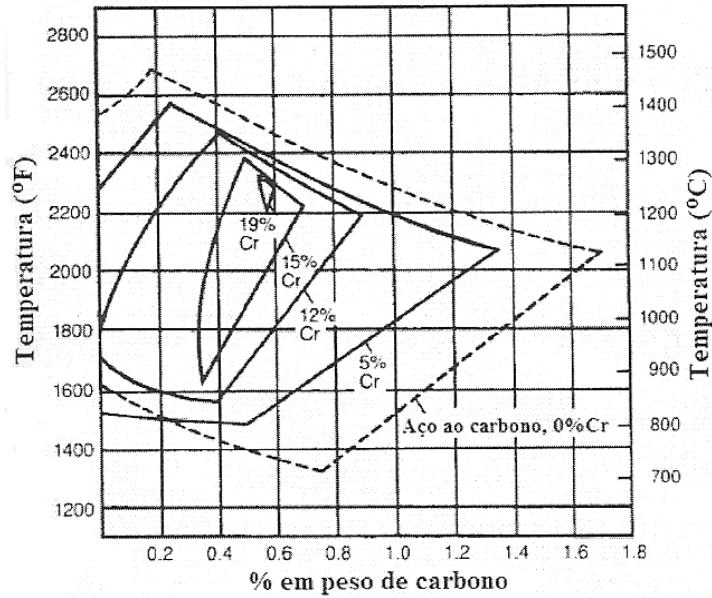


Figura 5 Efeito do teor de cromo no tamanho do campo austenítico⁸.

Na Figura 6 é mostrada a influência de alguns elementos de liga na temperatura e no percentual de carbono do eutetóide.

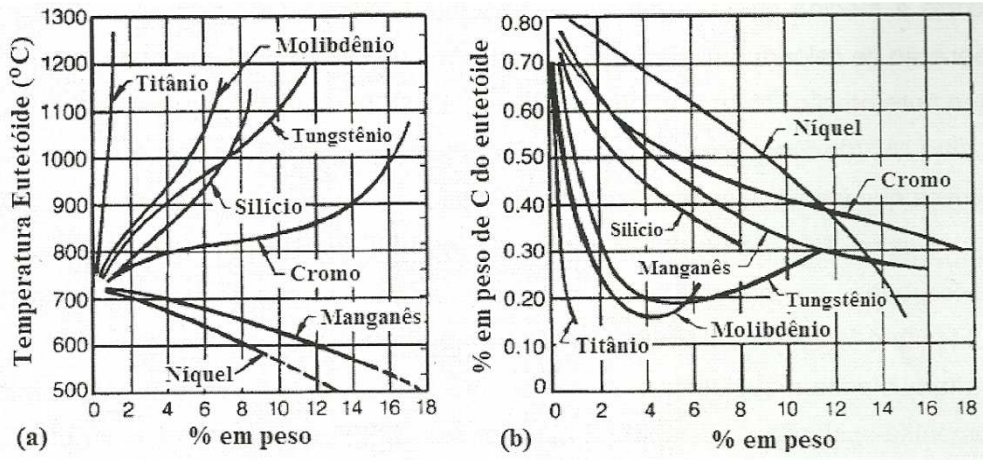


Figura 6 Efeito dos elementos de liga substitucionais na (a) temperatura de transformação eutetóide no aço e no (b) teor de carbono do eutetóide⁸.

Apesar de não estar mostrado nos gráficos acima, o vanádio, que assim como o titânio é um elemento fortemente formador de carbonetos, obriga o cromo e molibdênio a se manter em solução sólida, pois forma carbonetos em temperaturas inferiores as de austenitização completa. Em aços contendo quantidades relativamente grandes de cromo, molibdênio, tungstênio e vanádio não terão mais que 0,30% de carbono em solução⁷.

As faixas de temperaturas de austenitização comumente utilizadas são de 845 a 870 °C para o aço SAE 4140 e de 815 a 845 °C para o aço SAE 4145⁶.

Os tempos de austenitização podem ser determinados utilizando curvas de aquecimento existentes na literatura ou também podem ser utilizadas as curvas tempo-temperatura-transformação (curvas TTT) do aço específico⁶.

Comercialmente, objetiva-se a utilização dos menores tempos e temperaturas possíveis, principalmente para se minimizar a energia requerida para aquecer o forno e a peça e também para se minimizar a oxidação superficial do aço⁶.

2.3.1.2 Crescimento de grão durante a austenitização

O tamanho de grão de estruturas totalmente austeníticas geralmente é da ordem de 0,06 a 0,02 mm. Estes valores são, até certo ponto, independentes da composição química do aço ou da microestrutura inicial⁶.

Para prevenir o crescimento de grão austenítico, que é deletério às propriedades mecânicas do aço, é utilizado o mecanismo de ancoramento de grão por meio de inclusões não metálicas, que são produto da desoxidação do aço, e/ou de compostos estáveis em altas temperaturas, como exemplo nitretos⁶.

Então, para que haja crescimento de grão, é necessário que as partículas inibidoras de crescimento dissolvam ou coalesçam, o que pode ocorrer em tratamentos térmicos de austenitização realizados a temperaturas superiores a 900 °C, por mais de 2 horas após o tempo de encharque do material⁶.

O tamanho de grão austenítico prévio tem influência bastante importante sobre as propriedades mecânicas do aço, uma vez que as ripas de martensita são arrançadas em pacotes, cujo tamanho está diretamente relacionado com o tamanho de grão austenítico⁸.

2.3.2 Tratamento térmico de têmpera

De maneira geral quanto mais rápido for o resfriamento, maior será a quantidade de martensita formada e menor será a dureza da martensita formada. No entanto, após envelhecimento em temperatura ambiente, este efeito da taxa de resfriamento sobre a dureza é anulado^{4,9}.

Os meios de resfriamento mais comuns são água e óleo. O resfriamento em óleo é adequado para a maioria dos aços ligados, pois o resfriamento em água para este tipo de aço

pode vir a ser muito severo, podendo gerar trincas ou empenamento. A agitação do meio de resfriamento aumenta a taxa de extração de calor⁴.

Deve-se atentar para a formação de um filme de vapor ao redor da peça no início do resfriamento. Este filme apresenta baixa condutividade térmica e inibe o resfriamento rápido do aço⁶.

2.3.2.1 Transformação martensítica

A microestrutura objetivada no final do tratamento térmico de têmpera é a martensita, que é muito dura, mas também muito frágil e instável. Estas características se dão em função de uma série de fatores. O principal deles é o papel do carbono, que incluem os átomos supersaturados nos sítios octaédricos e os átomos segregados para as discordâncias e para as interfaces. Os fatores secundários que influenciam o endurecimento por deformação são a morfologia da martensita, tamanho de grão austenítico prévio e seu efeito no tamanho dos pacotes de martensita e conteúdo e distribuição da austenita retida^{6,10,11,12}.

Também podem estar presentes outras fases, como: austenita retida, bainita ou perlita. A presença destas microestruturas tem efeito negativo sobre a dureza e a tenacidade⁶.

A presença de austenita retida é esperada em aços com mais de 0,55% de carbono. A presença de níquel, manganês e cromo favorece a formação de austenita retida até mesmo em aços com percentual de carbono menor⁸:

2.3.2.2 Temperabilidade

A máxima dureza de qualquer aço ao carbono está associada com uma microestrutura totalmente martensítica. No entanto, a formação de martensita pode variar consideravelmente através da seção transversal, para aços diferentes ou para taxas de resfriamento diferentes⁸.

A temperabilidade pode ser definida como a capacidade de um aço se transformar parcial ou totalmente de austenita para martensita a uma dada profundidade, quando resfriado em certas condições⁸.

A adição de elementos de liga aumenta a temperabilidade dos aços, com exceção do cobalto. Aumentando-se a temperabilidade, aumenta-se a profundidade de têmpera, pois o tempo necessário para a decomposição da austenita para ferrita e/ou misturas de ferrita e cementita se eleva, tornando possível a formação da martensita a menores taxas de

resfriamento, como mostra a Figura 7. O mecanismo pelo qual o cobalto diminui a temperabilidade do aço não é conhecido^{7,8}.

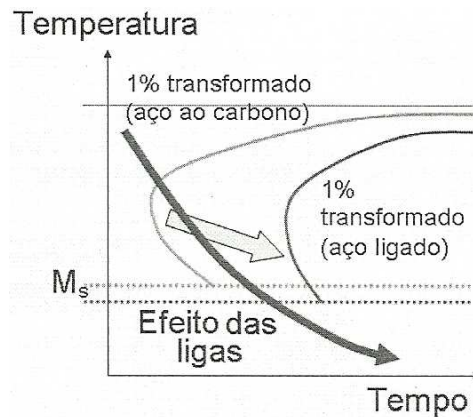


Figura 7 Representação esquemática de um diagrama de transformação isotérmica, mostrando o efeito dos elementos de liga na temperabilidade⁸.

Pode-se avaliar a influência dos elementos de liga na temperabilidade através da avaliação detalhada das curvas de dureza versus taxa de resfriamento. Estas curvas são baseadas nos diagramas de resfriamento contínuo de cada aço. A seguir será realizada a avaliação para os aços SAE 1080 e SAE 4340, com base na Figura 8⁸.

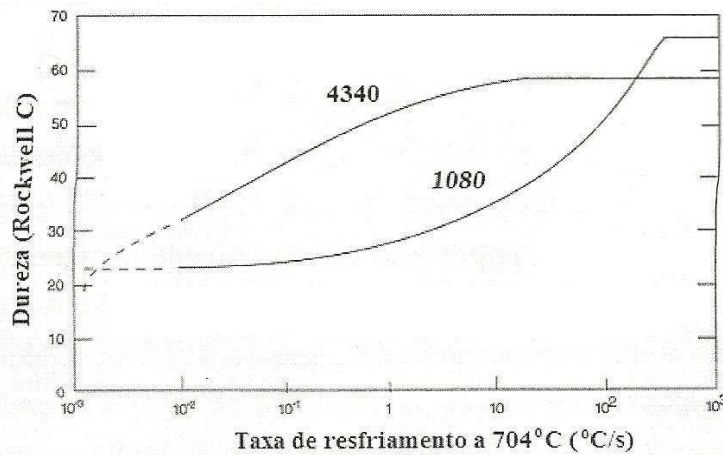


Figura 8 Dureza versus taxa de resfriamento para SAE 1080 e SAE 4340⁸.

Para o aço SAE 1080, a taxa crítica de resfriamento é de aproximadamente 250 °C/s. Nesta taxa, a curva dureza-taxa de resfriamento atinge um patamar de dureza que corresponde a uma estrutura totalmente martensítica⁸.

Devido à presença dos elementos de liga, o aço SAE 4340 apresenta uma menor taxa crítica de resfriamento do que o aço SAE 1080, aproximadamente 22°C/s. Como resultado, este aço produzirá estruturas completamente martensíticas quando taxas superiores a esta forem aplicadas⁸.

Contudo, na faixa de taxas de resfriamento em que só martensita for formada para os dois aços, o aço SAE 1080, de uma maneira geral, será mais duro porque tem maior percentual de carbono.

No entanto, quando o aço SAE 1080 for resfriado a 39 °C/s, por exemplo, uma estrutura mista é formada contendo perlita, bainita e martensita e a dureza dele é consideravelmente menor do que a do SAE 4340 resfriado na mesma taxa, que contém apenas martensita⁸.

Como pode ser observado na Figura 8, para aços de baixa temperabilidade, quando altas taxas de resfriamento, como na têmpera em água, são empregadas pequenas diferenças na taxa de resfriamento produzem grandes diferenças de dureza. Pode-se observar que este efeito não acontece com aços de alta temperabilidade como o SAE 4340⁸.

Além dos elementos de liga presentes na austenita, outros fatores também podem alterar a temperabilidade de um aço, como por exemplo⁷:

– **Tamanho de grão austenítico:**

A influência do tamanho de grão austenítico no momento da têmpera está relacionada com a sua capacidade de controle da nucleação para a microestrutura ferrítica. Quanto maior a área de contorno de grão, maior a quantidade de núcleos para a transformação da austenita em ferrita e menor a capacidade de formar martensita do aço⁷.

– **Carbonetos e/ou nitretos e inclusões não metálicas:**

Além de restringir o crescimento de grão austenítico, as próprias partículas atuam como núcleos para a transformação perlítica, diminuindo a temperabilidade do aço⁷.

– **Heterogeneidade na austenita:**

As regiões mais pobres em elementos de liga tendem a não formar martensita, mesmo em altas taxas de resfriamento, enquanto que as regiões mais ricas em elementos de liga formam martensita, mesmo que em taxas menores de resfriamento⁷.

2.3.3 Tratamento térmico de revenimento

A principal dificuldade de se utilizar aços com estrutura martensítica é de que ela é a que tem mais baixa tenacidade. Em função disso, após a têmpera, geralmente é realizado o

tratamento térmico subcrítico de revenimento, que consiste no reaquecimento da peça temperada em temperaturas que correspondam à região do diagrama ferro-carbono composta pelas fases ferrita e cementita, ou seja, temperaturas inferiores a 723 °C. O objetivo do revenimento é converter a microestrutura martensítica em uma estrutura de finos carbonetos de ferro e de elementos de liga precipitados na ferrita. Esta microestrutura é chamada de martensita revenida. Dependendo da intensidade do revenido, a dureza pode variar daquela próxima ao máximo (martensita não revenida) até um mínimo associada a uma microestrutura esferoidizada. A ductilidade e tenacidade sempre são aprimoradas. O revenimento também alivia as tensões internas geradas durante a têmpera^{4,6,8,10}.

2.3.3.1 Estágios do revenimento

Uma importante série de trabalhos sobre revenimento de aços carbono foi publicada por Cohen e seus colegas^{13,14,15,16} nos anos 1950. Como um resultado de análises sistemáticas de raios X, dilatométrica e observação da microestrutura, três diferentes estágios do revenimento foram identificados:

– **Estágio 1:**

Formação de carboneto de transição e diminuição do percentual de carbono da matriz de martensita para aproximadamente 0,25%. Quanto maior a distorção do reticulado, maior a quantidade de pontos de nucleação e a força motriz para formação dos carbonetos e maior a taxa de nucleação^{6,10}.

– **Estágio 2:**

Transformação da austenita retida para ferrita e cementita^{6,10}.

– **Estágio 3:**

Transformação do carboneto de transição em cementita e da martensita de baixo carbono por ferrita^{6,10}.

As faixas de temperatura para a ocorrência destes três estágios dependem dos tempos de revenimento utilizados, mas as faixas de temperaturas geralmente aceitas são de 100 a 250 °C para o primeiro estágio, 200 a 300 °C para o segundo estágio e 250 a 350 °C para o início do 3º estágio¹⁰.

A formação de carbonetos de elementos de liga algumas vezes é citada como o 4º estágio. Também é admitido que a segregação de carbono para as discordâncias e os contornos de grão pode ocorrer durante a têmpera e permanecer na temperatura ambiente e que este estágio deve proceder a formação de carbonetos¹⁰.

Alguns autores citam a ocorrência de dois estágios de envelhecimento que precedem os estágios convencionais de revenimento ¹⁷.

O primeiro estágio do envelhecimento corresponde ao agrupamento dos átomos de carbono em sítios octaédricos e o segundo estágio envolve a formação de uma estrutura fina e modulada, contendo regiões deficientes em carbono, distorcidas elasticamente ¹⁷.

2.3.3.2 Temperaturas de revenimento

Existem duas faixas de temperatura de revenimento capazes de produzir melhorias significativas na tenacidade, como pode ser observado na Figura 9^{8,10}.

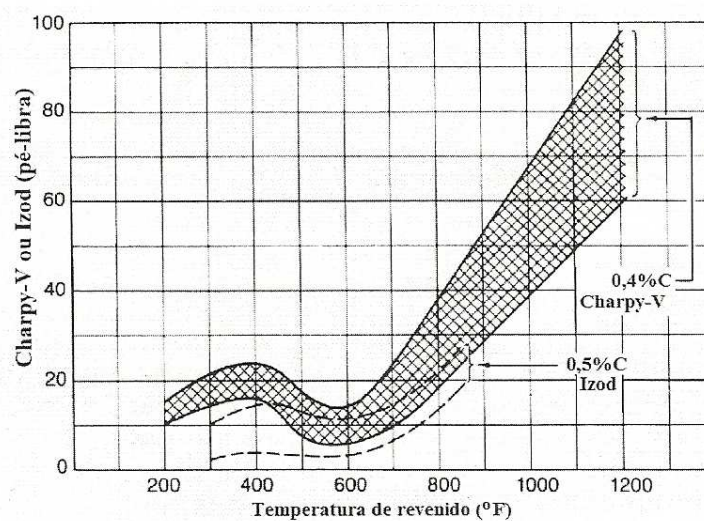


Figura 9 Tenacidade ao impacto em função da temperatura de revenido de aços de médio carbono (0,4 e 0,5% C) e baixa liga⁸.

– Entre 150 e 200 °C (303 e 392 °F):

A melhoria na tenacidade é modesta, mas adequada para aplicações que requerem elevada dureza e resistência à fadiga (exemplo: aços médio carbono) ou onde a carga é principalmente compressiva (exemplo: rolamentos e engrenagens produzidos com aços alto carbono). Estes aços são conhecidos como *low-temperature-tempered (LTT)*. Admite-se que apenas o 1º estágio do revenimento ocorre e que a cementita não está presente, apenas carbonetos de transição ^{10,12}.

– Acima de 425 °C (797 °F):

Nesta faixa de temperaturas, a tenacidade melhora significativamente, no entanto a dureza e a resistência mecânica também diminuem bastante. Revenimentos nesta faixa de

temperatura são utilizados quando a aplicação exige alta tenacidade e a resistência se torna secundária¹⁰.

O aumento da temperatura, dentro das faixas favoráveis ao revenimento mostradas acima, irá acelerar a taxa de difusão responsável pelo crescimento das partículas de cementita (carbonetos de Fe, Fe₃C) e, subseqüentemente, a taxa de amolecimento também será aumentada⁴.

2.3.3.3 Fragilização do revenido

Quando se realiza o revenimento em barras com seções espessas, deve-se atentar para o fenômeno de fragilização por revenido. Ele ocorre após o revenido na faixa de 375 a 575 °C ou em um resfriamento lento através desta faixa está associado à segregação de impurezas para os contornos dos grãos prévios de austenita conduzindo à fratura intergranular^{4,8,18}.

Uma solução para se evitar este fenômeno é utilizar temperaturas superiores a 570 °C e resfriar o material rapidamente até uma temperatura inferior a 375 °C, utilizando-se, por exemplo, um tanque contendo água^{4,8}.

Outra solução é a utilização de elementos químicos que servem como antídotos para a fragilização do revenido. O molibdênio foi o primeiro elemento químico utilizado para esta finalidade. O mecanismo pelo qual o molibdênio opera a este respeito ainda não é bem definido. Acredita-se que o molibdênio, e todos os outros elementos utilizados para este fim, têm um forte efeito em diminuir a solubilidade do fósforo no aço. No entanto, o efeito do molibdênio desaparece após tempos longos de envelhecimento, em elevadas temperaturas, em função da sua participação na precipitação de carbonetos. Para evitar a formação de carbonetos de molibdênio, o vanádio pode ser adicionado ao aço. Ele atua de maneira eficaz por tempos muito longos, mas não indefinidos¹⁹.

O molibdênio também retarda a fragilização do revenido causada pelo estanho e pelo antimônio¹⁹.

2.3.3.4 Fragilização da martensita revenida

Outro modo de fragilidade que pode ser observado é a fragilização da martensita revenida que ocorre quando o revenido é realizado em temperaturas entre 260 e 370°C. Este é um processo muito mais rápido do que a fragilização do revenido, pois se desenvolve em uma

hora de revenido, ocorrendo para peças de todas as seções. Está associada à decomposição da austenita retida, localizada entre as ripas de martensita, em películas de carbonetos do tipo M_3C . O tipo de fratura associado é a transgranular^{4,8,20}.

No estudo de Zia Ebrahimi e Krauss²⁰, foi observado que o fenômeno de fragilização da martensita revenida se desenvolve na mesma extensão para aços SAE 4140 com 0,002 ou 0,020% de fósforo.

2.3.3.5 Tempos de Revenimento

As mudanças microestruturais que ocorrem durante o revenimento são termicamente ativadas e, após o início da transformação, dependentes tanto do tempo quanto de temperatura¹⁰.

Quando o tempo não é citado, geralmente se assume um tempo de revenimento de 1 hora após toda a peça ter atingido a temperatura objetivada⁸.

Quanto maior o tempo de revenimento, menor a dureza em função do coalescimento das partículas de cementita¹⁰.

A intercambialidade de tempo e temperatura de revenimento pode ser realizada pela utilização de um parâmetro de revenimento, descrito na Equação 3¹⁰.

$$T(20 + \log t) \times 10^{-3} \qquad \text{Equação 3}$$

Onde:

- T: Temperatura, em Kelvin
- t: tempo em horas

Este parâmetro não deve ser utilizado para aços que apresentem endurecimento secundário.

2.3.3.6 Efeito do revenimento nas propriedades mecânicas do aço

A quantidade e o tamanho das partículas de cementita influenciam o comportamento mecânico da martensita revenida^{6,10}.

– Quanto maior a quantidade de carbonetos presentes no aço, maior é a sua dureza. Quanto maior o percentual de carbono do aço, maior é sua quantidade de carbonetos⁶.

– O aumento do tamanho das partículas diminui a área de contornos entre as fases ferrita e cementita e, conseqüentemente, resulta em um material com menor dureza e mais tenaz. Quanto maior o tempo e a temperatura de revenimento, maior o tamanho das partículas de cementita, pois se favorece o processo de difusão e menor é a dureza do aço, como pode ser observado na Figura 10^{5,8}.

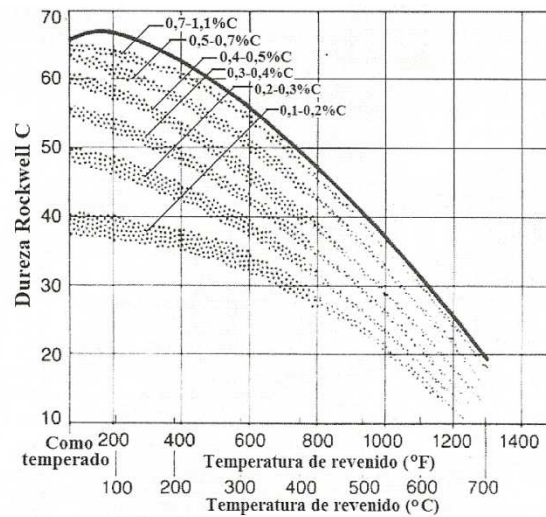


Figura 10 Diminuição de dureza com o aumento da temperatura de revenido para aços de vários conteúdos de carbono⁸.

Com o aumento do tempo e da temperatura de revenimento, também é maior a tenacidade do aço, como pode ser observado na Figura 11^{4,8}.

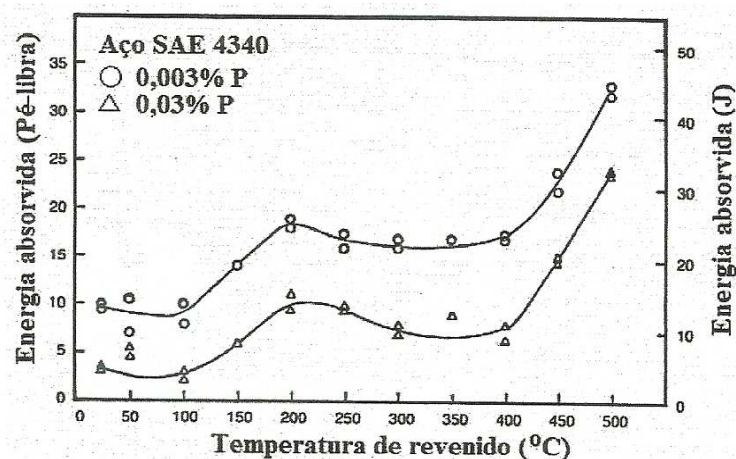


Figura 11 Energia de impacto Charpy, na temperatura ambiente, versus a temperatura de revenido para o aço SAE 4340, contendo quantidades diferentes de fósforo, como mostrado. As amostras foram austenitizadas a 870 °C, temperadas em óleo e revenidas por 1 hora na temperatura indicada⁸.

2.3.3.7 Mudanças microestruturais no revenimento

As estruturas e distribuição de carbonetos que se formam em aços ligados são bastante variadas.

Nos estudos de Honeycombe e seus colegas²¹ são apresentados dois modos para formação dos carbonetos de elementos de liga, que ocorre em temperaturas entre 500 e 650 °C²¹.

- Transformação *in situ*:

No qual os carbonetos são formados diretamente da cementita²¹.

- Nucleação separada:

Geralmente são nucleados nas discordâncias remanescentes da estrutura martensítica. Tendem a ser bem mais finos do que os carbonetos de liga nucleados em partículas de cementita.

Durante o revenimento, além da formação de carbonetos, também ocorrem mudanças na estrutura matriz. As mudanças mais pronunciadas são visíveis em revenimentos realizados em temperaturas maiores ou iguais a 700 °C, mas mesmo após este revenimento mais severo, a estrutura em pacotes com subunidades paralelas ainda é claramente visível. Os principais efeitos do revenimento são eliminar várias das pequenas ripas e produzir partículas de cementita coalescidas e esféricas nos contornos de grão prévios da austenita e dentro dos pacotes. Apenas em revenimentos realizados a 700 °C por doze horas começam a se quebrar os pacotes e começam a se formar grãos de ferrita mais equiaxiais¹⁰.

2.3.3.8 Taxa de amolecimento durante o revenimento

Além do efeito de aumento da temperabilidade, alguns elementos de liga também ajudam a diminuir a taxa de amolecimento durante o revenimento, dificultando o processo de difusão do carbono e do ferro necessário para que ocorra o coalescimento das partículas de cementita¹⁰.

Os elementos mais efetivos nesta relação são elementos formadores de carbonetos como, por exemplo, cromo, molibdênio e vanádio. Sem estes elementos, aços com baixo carbono amolecem rapidamente com o aumento da temperatura de revenimento¹⁰.

O efeito dos elementos de liga nas mudanças de dureza produzidas pelo revenimento foi resumido na investigação de Grange, Hribal e Porter²². Aços com adições de até 1,5% de silício, manganês, fósforo, níquel, cromo, molibdênio, e vanádio foram investigados. Foram obtidos gráficos das diferenças relativas de dureza (ΔHv) entre estes aços e aços carbono, em função do percentual de elementos de liga, em temperaturas de revenimento entre 200 e 700

°C, em tempos constantes de 1 hora. A Figura 12 e a Figura 13 mostram os gráficos para as temperaturas de 540 e a 649 °C, respectivamente ²².

Estas figuras refletem diferenças interessantes devido ao diversos elementos de liga, como segue abaixo:

– **Elementos formadores de carbonetos (cromo, molibdênio e vanádio):**

Não têm um grande efeito até que sejam alcançadas altas temperaturas²².

– **Níquel:**

Tem um efeito muito pequeno e constante na dureza dos aços revenidos em todas as temperaturas. Por não ser um elemento formador de carbonetos, a sua influência é atribuída a um efeito fraco de endurecimento por solução sólida^{7,22}.

– **Silício**

Tem um efeito substancial de retardamento do amolecimento a 316 °C. Este efeito é atribuído a uma inibição da transformação do carboneto de transição de baixas temperaturas em uma cementita mais estável e pelo mecanismo de solução sólida^{7,22}.

– **Manganês:**

Em temperaturas mais baixas de revenimento tem um efeito forte, talvez em função da incorporação do manganês nos carbonetos em altas temperaturas e a resistência assistente ao coalescimento da cementita, que é associada à difusão do manganês em solução sólida^{7,22}.

O aumento do percentual de carbono também dificulta o amolecimento durante o revenimento, como é mostrado na Figura 14¹⁰:

Aços com percentual de carbono igual ou maior a 0,5% têm resistência ao impacto muito baixa e só são utilizados em aplicações que exigem elevadas durezas e resistência ao desgaste como ferramentas manuais, como chaves de fenda ou laminas de corte¹⁰.

Quando o diferença de dureza para cada elemento em uma temperatura de revenimento específica, mostrado na Figura 12 e na Figura 13, é adicionado a dureza de um aço carbono temperado, que pode ser observada na Figura 14, a dureza final do aço carbono ou liga pode ser estimada¹⁰.

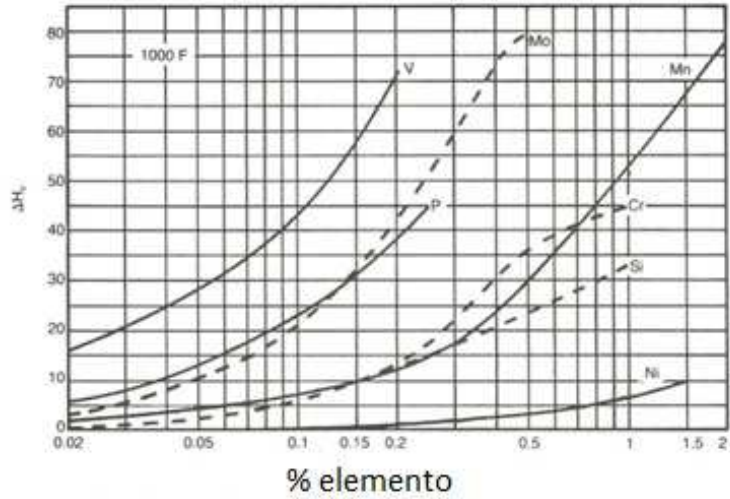


Figura 12 Efeito dos elementos de liga na diminuição da taxa de amolecimento durante revenimento realizado a 540 °C relativo a ligas Fe-C²².

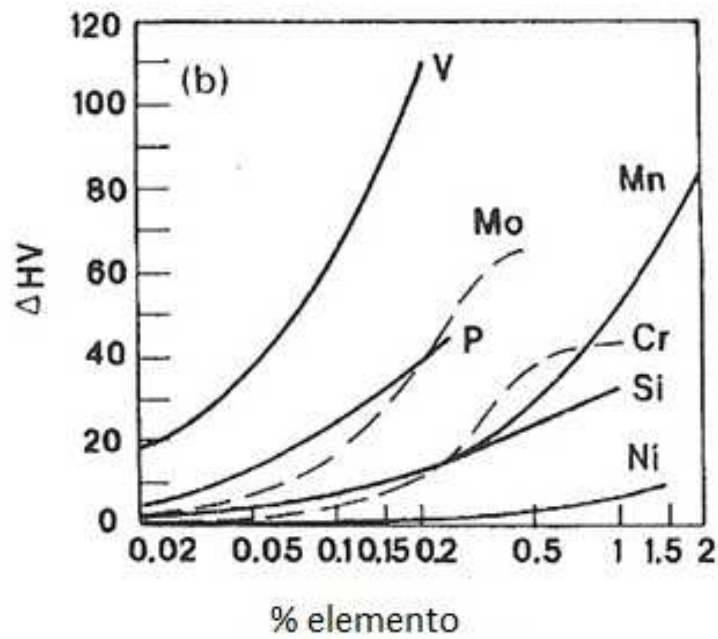


Figura 13 Efeito dos elementos de liga, em ligas Fe-C, na diminuição da taxa de amolecimento durante revenimento realizado a 649 °C²².

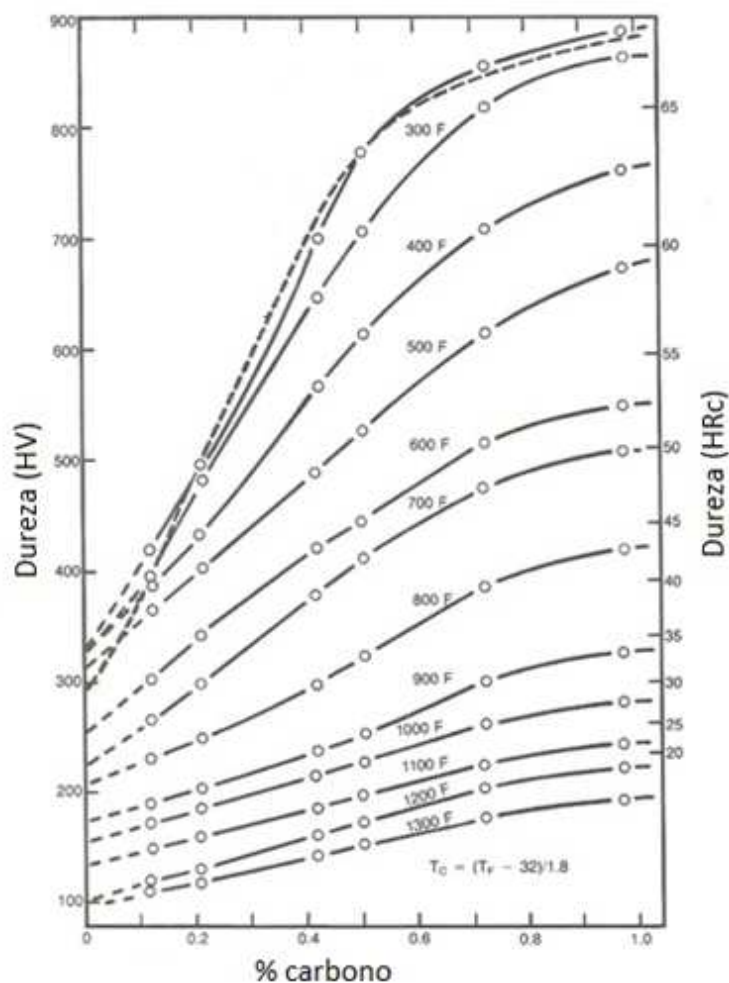


Figura 14 Dureza em função do percentual de carbono de um aço martensítico revenido em várias temperaturas¹⁰.

2.3.3.9 Endurecimento secundário

Além de diminuir a taxa de amolecimento, alguns destes elementos de liga, quando presentes em quantidades significativas e quando os aços são submetidos a temperaturas de revenimento mais elevadas, são responsáveis pelo fenômeno conhecido como endurecimento secundário. Este fenômeno consiste no aumento da dureza devido à formação de carbonetos de elementos de liga finamente dispersos^{23,24}.

Temperaturas de revenimento mais elevadas se fazem necessárias para a difusão destes elementos de liga que é mais lenta do que a do carbono e do ferro. Para o molibdênio, esta temperatura é de cerca de 600 °C. Desta forma, os carbonetos formados são mais finamente distribuídos e também mais resistentes ao coalescimento quando comparados com o carboneto de ferro^{23,24}.

Quando o fenômeno de endurecimento secundário ocorre, observa-se um pico na curva de dureza versus temperatura do aço em estudo, como pode ser observado na Figura 15^{23,24}.

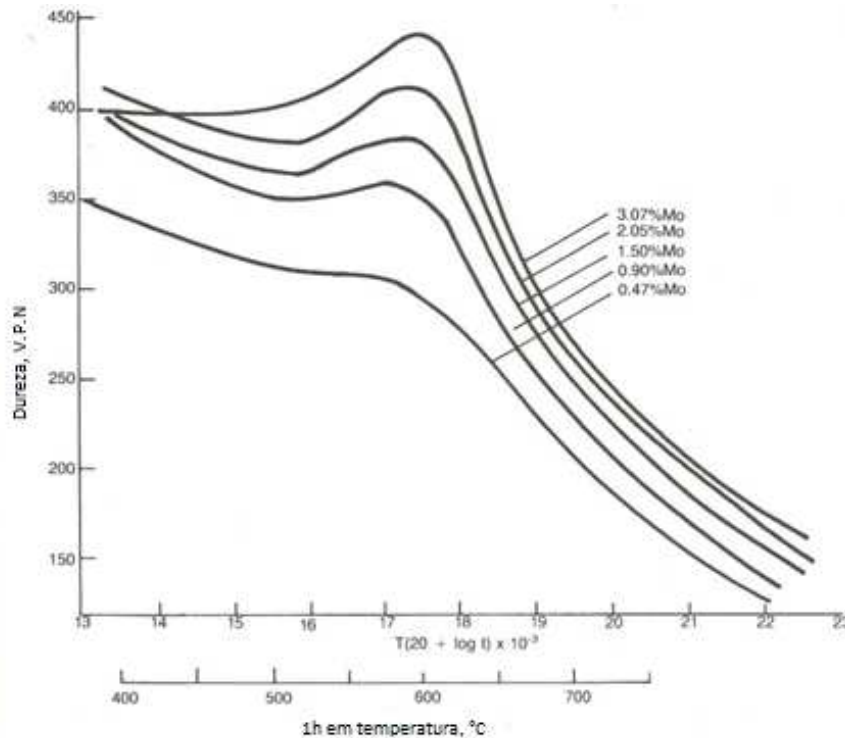


Figura 15 Redução na taxa de amolecimento e pico de endurecimento secundário de aços com diversos percentuais de Molibdênio^{23,24}.

Quanto maior o percentual do elemento de liga, maior a dureza associada ao pico de endurecimento secundário. Para um percentual de 0,47 de molibdênio, o pico não é mais observado, mas continua se observando uma significativa redução na taxa de amolecimento^{23,24}.

Segundo, Garrison²⁵, quanto maior a taxa de nucleação dos carbonetos de elemento de liga, mais fina será a sua dispersão. Chandok et al²⁶ concluíram que o cobalto aumenta a taxa de nucleação dos carbonetos de elemento de liga já que eleva a atividade do carbono na ferrita. Speich et al²⁷ observou que cobalto também atua retardando a recuperação das discordâncias, o que também aumenta a taxa de nucleação dos carbonetos de elemento de liga. Adições de silício também aparentam aprimorar o endurecimento secundário em alguns aços²⁸.

2.4 Influência dos elementos de liga

Os elementos de liga realizaram melhorias nas propriedades dos aços através de dois mecanismos fundamentais: fazendo com que certas estruturas sejam possíveis ou alterando moderadamente as propriedades da estrutura⁷.

Os elementos de liga podem ser divididos em dois grupos:

– **Os suavemente formadores de carboneto, como cromo e manganês**

Geralmente estão divididos entre os carbonetos e a ferrita, mesmo com percentuais de carbono relativamente altos. A principal função da fração que está dissolvida é aumentar a temperabilidade dos aços. Esta fração também confere certo aumento de dureza e resistência à ferrita pelo mecanismo de solução sólida⁷.

– **Os fortemente formadores de carbonetos, como molibdênio, titânio, tungstênio e vanádio.**

As partículas de carboneto não dissolvidas na austenita permanecem inalteradas durante a têmpera. Durante o revenimento, uma segunda dispersão de finos precipitados ricos nos elementos de liga se forma e retarda a taxa de amolecimento durante o revenimento e aumenta bastante a resistência a quente destes aços.

Curiosamente, os elementos fortemente formadores de carbonetos, quando dissolvidos, aumentam muito a temperabilidade do aço.

Em função do escopo deste trabalho, será tratada com mais detalhe a influência do carbono, do cromo e do vanádio nas propriedades mecânicas dos aços.

2.4.1 Carbono

Durante a transformação martensítica, ocorre um deslocamento dos átomos de ferro a partir da sua posição de origem, devido ao aprisionamento dos átomos de carbono em posições intersticiais. Como resultado, ocorre uma importante distorção do reticulado cristalino com efeitos de longo alcance. Esta distorção torna o movimento das discordâncias muito difícil, sendo considerada a principal causa da alta resistência mecânica da martensita. Além da distorção, a dureza da martensita é decorrente do endurecimento por solução sólida do carbono e pelo aumento da densidade de discordâncias. Para qualquer destes três mecanismos, o aumento do percentual de carbono aumenta a dureza do aço⁸.

2.4.2 Cromo

A máxima solubilidade do cromo na austenita pura é de 12,8%. Na presença de 0,5% de carbono na austenita, a solubilidade máxima passa para 20%⁷.

Sua tendência à formação de carbonetos maior do que o do manganês, mas menor do que a do tungstênio e do vanádio. Apresenta contribuição moderada para a temperabilidade e suave efeito na diminuição da taxa de amolecimento na têmpera⁷.

2.4.3 Elementos microligantes

2.4.3.1 Mecanismos de endurecimento

O aumento de resistência por meio de adições de elementos microligantes pode ocorrer por dois mecanismos distintos:

– **Dispersão de partículas finas de carbonitretos, proporcionando endurecimento por precipitação:**

Precipitadas durante o resfriamento ou revenimento. Um exemplo é o vanádio, por ser um dos elementos microligantes mais solúveis²⁹

– **Refino de grão:**

Para que seja mantido um tamanho de grão fino antes da transformação são necessárias partículas precipitadas na austenita ou que se precipitem durante a laminação a quente. São exemplos nióbio e/ou titânio, que possuem elevadas temperaturas de precipitação²⁹.

Para se alcançar as propriedades metalúrgicas objetivadas é preciso se ter conhecimento das solubilidades dos carbonetos e nitretos dos elementos microligantes²⁹.

2.4.3.2 Bases termodinâmicas

Um entendimento do papel dos diferentes tipos de elementos microligantes pode ser obtido através dos dados de produto de solubilidade. O produto de solubilidade (K_s) descreve as condições de equilíbrio para a dissolução e precipitação de carbonetos, nitretos e carbonitretos e é dado pelo produto das porcentagens em peso dos elementos metálicos formadores de nitretos e de carbonetos (como nióbio, titânio, vanádio e alumínio) e dos elementos intersticiais (carbono e nitrogênio), em uma dada temperatura de aquecimento, como mostra a Equação 4^{29,30,31}.

$$K_s = [\%Me][\%N] \quad \text{Equação 4}$$

A dependência da solubilidade em relação à temperatura é expressa pela relação de Arrhenius, descrita na Equação 5²⁹.

$$\text{Log}k_s = \log[M][X] = A - B/T \quad \text{Equação 5}$$

Onde:

- k_s : é a constante de equilíbrio
- $[M]$: é o percentual, em peso, do elemento microligante que está dissolvido
- $[X]$: é o percentual, em peso, de carbono ou nitrogênio
- A e B : são constantes
- T : é a temperatura, em Kelvin

Através do produto de solubilidade, é possível calcular a fração volumétrica de carboneto, nitreto e carbonitreto, que estão e que não estão dissolvidos a uma dada temperatura de austenitização. Os elementos dissolvidos na matriz estarão disponíveis para precipitação durante o resfriamento^{30,31}.

Na Figura 16 são mostrados os produtos de solubilidade de diversos carbonetos e nitretos em função da temperatura²⁹.

As linhas do gráfico da Figura 16 mostram que quanto maior a temperatura, maiores serão as porcentagens em peso de Me e N em equilíbrio com o precipitado. A precipitação pode ocorrer em qualquer temperatura, bastando para isso que $[\%Me][\%N] > k_s$. O produto de solubilidade está relacionado com a estabilidade do composto formado, e quanto mais estável o composto, menor o produto de solubilidade^{29,32,33}.

As equações para cálculo do produto de solubilidade descritas na literatura sofrem pequenas variações de autor para autor devido à variedade de métodos de análise usados na obtenção de uma dada solubilidade, onde cada método tem suas próprias considerações e limitações³⁴.

Os elementos microligantes podem estar presentes em solução, em precipitados simples ou complexos. Por exemplo, o alumínio reagirá com o nitrogênio para formar nitreto de alumínio (AlN). O AlN mostra pouca ou nenhuma solubilidade para elementos microligantes como nióbio, titânio ou vanádio, e será influenciado somente pelas quantidades

disponíveis de alumínio e nitrogênio. Se um elemento formador de um nitreto mais estável for adicionado, a quantidade de nitrogênio disponível para reagir com o alumínio estará limitada, diminuindo a formação de nitreto de alumínio. Nessas condições, haverá duas fases separadas de nitretos. Quando consideramos outros elementos microligantes formadores de nitretos, como titânio, vanádio e nióbio, existe uma considerável solubilidade mútua, e existirão carbonitreto complexos destes elementos, em uma única fase de precipitados³⁵.

De qualquer modo, em qualquer um destes casos, as estabilidades termodinâmicas dos precipitados simples, por exemplo, nitreto de alumínio, carboneto de nióbio, etc., são utilizados para obter as estabilidades dos precipitados complexos, e uma consideração referente às suas solubilidades individuais é necessária³⁵.

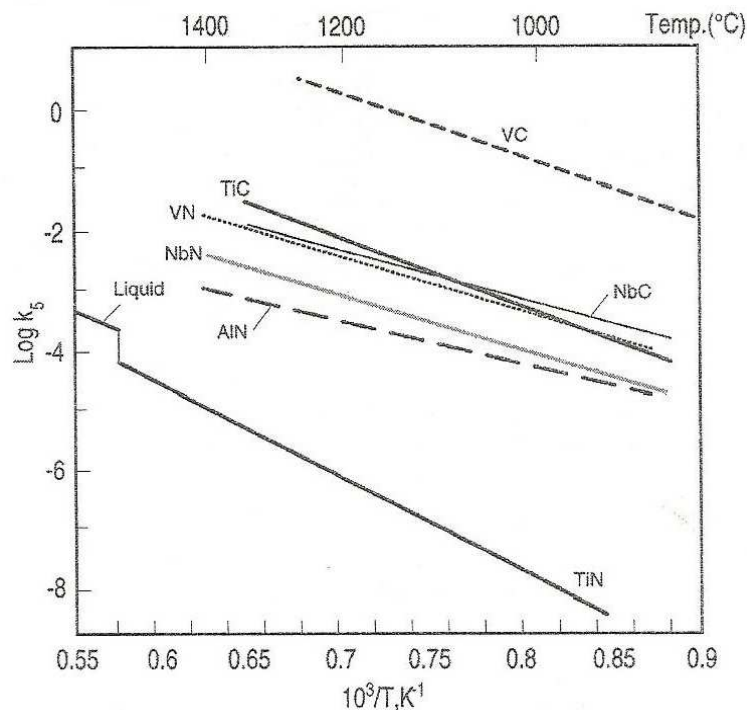


Figura 16 Produto de solubilidade de diversos carbonetos e nitretos de elementos microligantes em função da temperatura²⁹.

2.4.3.3 Vanádio

A máxima solubilidade do vanádio na austenita é de 1 a 2%. Na presença de 0,2% de carbono, a máxima solubilidade na austenita aumenta para 4%⁷.

Sua tendência à formação de carbonetos é muito forte, mas é menor do que a do titânio e a do nióbio. Uma característica importante do vanádio é que as solubilidades dos seus carbonetos, nitretos e carbonitreto na austenita são consideravelmente maiores que a

solubilidade dos carbonetos, nitretos e carbonitretos dos outros elementos microligantes. O carboneto e o carbonitreto de vanádio estão praticamente totalmente dissolvidos em baixas temperaturas de austenitização^{7,29,36}.

Durante a têmpera, as partículas de carbono, nitrogênio e vanádio permanecem dissolvidas na martensita, disponíveis para precipitação de finas partículas de carbonitretos durante o revenimento, que proporcionam aumento na resistência mecânica por diminuição da taxa de amolecimento durante o revenimento e/ou endurecimento secundário^{7,29}.

O endurecimento por precipitação nos aços é dependente de três fatores³⁶:

– **Fração volumétrica:**

Governado pelo percentual de vanádio no aço e pela taxa de nucleação. Quanto maior a fração volumétrica das partículas, maior o efeito do endurecimento por precipitação³⁶.

– **Tamanho de partícula:**

Governado pela taxa de difusão, que é função da temperatura. Para que sejam efetivas no endurecimento por precipitação, as partículas devem ser extremamente pequenas (entre 2 e 5 nanômetros)^{7, 29, 36}.

– **Espaçamento entre as partículas:**

Governado pela taxa de nucleação, que é controlada pela força motriz química para precipitação, o vanádio tem uma afinidade muito maior pelo nitrogênio do que pelo carbono. Quanto maior o percentual de nitrogênio do aço, maior é a taxa de nucleação de partículas de carbonitreto de vanádio ricos em nitrogênio, diminuindo o espaçamento entre as partículas, como pode ser visto na Figura 17. Essa força motriz poderia ser incrementada à custa de novas adições de vanádio, mas o efeito por concentração seria inferior. Quanto menor o espaçamento entre as partículas, maior a efetividade do endurecimento por precipitação, pois maior é o ancoramento das discordâncias^{36,37}.

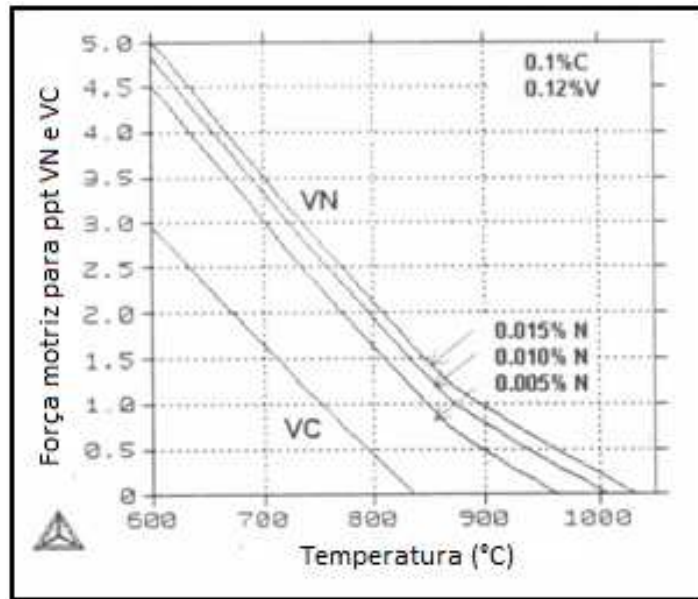


Figura 17 Força motriz química, $\Delta G_m/RT$, para a precipitação de VC e VN em aço contendo 0,12% V³⁷.

Da Figura 17, também se observa que, primeiramente, ocorre a precipitação de compostos V(C,N), no entanto, ricos em nitrogênio. À medida que o nitrogênio se exaure, os precipitados passam a ser ricos em carbono, havendo carbono suficiente em solução e força motriz para tal³⁷.

Lagneborg et al citam que aços microligados ao vanádio têm temperaturas de transição de impacto maiores com o aumento do teor de nitrogênio²⁹.

3 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Foram realizados testes em escala laboratorial, variando-se os parâmetros de tratamento térmico, para três tipos de aço com diferentes teores de carbono, cromo e vanádio.

3.1 Materiais

Com relação à composição química, foi avaliada a influência dos teores dos elementos carbono, cromo e vanádio sobre a microestrutura, tenacidade e resistência mecânica, utilizando-se, para isso, amostras dos aços SAE 4140, SAE 4140 MOD e SAE 4145.

Foram escolhidas amostras de bitolas finas para se minimizar a influência de microsegregações, inclusões e presença de outras fases que não sejam martensita nos resultados. Na Tabela 1, estão descritas as composições químicas específicas das amostras.

Pela comparação dos resultados dos ensaios realizados nos aços SAE 4140 e SAE 4140 MOD, foi possível avaliar a influência dos percentuais de cromo e vanádio e, pela comparação dos resultados dos ensaios realizados nos aços SAE 4140 e SAE 4145, foi avaliada a influência dos percentuais de carbono e cromo.

Buscando-se evitar a influência do fósforo e enxofre nos resultados, principalmente no ensaio de impacto, trabalhou-se com amostras com teores de fósforo e enxofre inferiores a 0,015%.

Tabela 1 Composição química das corridas das amostras escolhidas para estudo.

Corrida	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni
4140	0,40	0,22	0,82	0,011	0,004	0,90	0,11
4140 MOD	0,41	0,23	0,97	0,012	0,013	0,98	0,16
4145	0,48	0,27	0,84	0,010	0,006	1,12	0,18

Corrida	Mo	V	N	Nb	Al	Ti
4140	0,21	0,005	0,0077	0,019		
4140 MOD	0,22	0,047	0,0100	0,003	0,013	0,002
4145	0,22	0,005	0,0088	0,015	0,013	

Antes da realização dos ensaios, foram realizadas análises de tamanho de grão e nível de microinclusões a fim de se avaliar a influência destas variáveis nos resultados e validar os mecanismos responsáveis pelas diferenças nas propriedades dos aços em estudo.

3.2 Métodos

Os tratamentos térmicos foram realizados em forno laboratorial Sanches, com aquecimento por resistências localizadas nas laterais do forno. O controle de temperatura é realizado utilizando um termopar, localizado no fundo do forno.

Primeiramente foram realizadas curvas de revenimento para os três aços, avaliando-se a dureza em função da temperatura de revenimento. A faixa de temperaturas estudada foi de 575 a 675 °C, com intervalos de 25 °C. As amostras utilizadas para confecção das curvas de revenimento foram austenitizadas à temperatura de 880 °C para que fosse garantida microestrutura totalmente austenítica para as amostras dos três aços. Os tempos de austenitização e de revenimento utilizados foram de 126 e 102 minutos, respectivamente, e são baseados na prática laboratorial. O efeito do tempo de revenimento na microestrutura e nas propriedades mecânicas pode ser desconsiderado, uma vez que o mesmo tempo foi utilizado para todos os testes. O meio de resfriamento foi o óleo, tendo em vista que as bitolas escolhidas para o estudo são relativamente pequenas e não necessitam de um meio de resfriamento mais severo.

Em função de as amostras dos três aços não possuírem a mesma bitola, ficou definido que os ensaios de dureza e impacto seriam realizados a uma distância fixa da superfície, correspondendo à distância do meio raio da amostra com bitola mais fina. Os corpos de prova de ensaio de tração foram preparados tendo como o núcleo do corpo de prova o núcleo da barra laminada.

Após a obtenção e análise das curvas de revenimento, foram escolhidas duas temperaturas específicas para avaliação mais detalhada das propriedades mecânicas, com a realização de ensaios de resistência à tração e impacto, a temperatura de -40 °C, que é a condição mais crítica e corresponde à especificação para indústria da energia eólica.

Também foi avaliada a influência da temperatura de austenitização nos resultados dos ensaios, principalmente em função do teor de vanádio aço SAE 4140 MOD.

Na Tabela 2 está a configuração dos ensaios e identificação das amostras. Segundo o código de identificação de amostras utilizado, o primeiro número indica o aço, o segundo a

temperatura de austenitização e o terceiro a temperatura de revenido, ou seja, a amostra 111 seria para o aço SAE 4140 austenitizado a 880 °C e revenido a 575 °C.

Tabela 2 Planejamento dos ensaios para estudo.

Aço	Temperatura Austenitização (°C)	Temperatura Revenimento (°C)	Identificação da Amostra:
1 - SAE 4140	1 – 880	1 – 575	111
		2 – 650	112
	2 – 920	1 – 575	121
		2 – 650	122
2 - SAE 4140 MOD	1 – 880	1 – 575	211
		2 – 650	212
	2 – 920	1 – 575	221
		2 – 650	222
3 - SAE 4145	1 – 880	1 – 575	311
		2 – 650	312
	2 – 920	1 – 575	321
		2 – 650	322

3.2.1 Ensaio de dureza

No ensaio de dureza um pequeno penetrador é forçado contra a superfície do material a ser testado, sob condições controladas de carga e taxa de aplicação. Faz-se a medida da profundidade ou do tamanho da impressão resultante, a qual é relacionada a um número índice de dureza. Quanto mais macio o material, maior e mais profunda é a impressão e menor é o número índice de dureza.

Para este trabalho, os ensaios de dureza Brinell (HB) foram realizados em um Durômetro Wolpert DIA Testor 2N, utilizando esfera de 2,5 mm e carga de ensaio de 187,5 kgf. O valor do resultado corresponde ao resultado do ensaio de dureza em um corpo de prova. Ensaio realizado conforme norma ASTM E10³⁸.

3.2.2 Ensaio de tração

O ensaio de tração pode ser utilizado para avaliar diversas propriedades mecânicas dos materiais importantes para os projetos. Uma amostra é deformada, geralmente até sua fratura, mediante uma carga de tração gradativamente crescente que é aplicada uniaxialmente ao longo do eixo mais comprido de um corpo de prova. Durante os ensaios, a deformação fica confinada à região central mais estreita do corpo de prova, que possui uma seção reta uniforme ao longo do seu comprimento. O diâmetro padrão é geralmente 12,8 mm, enquanto

que o comprimento útil padrão é de 50 mm. O corpo de prova é preso pelas suas extremidades nas garras de fixação do dispositivo de testes. A máquina de ensaios é projetada para alongar o corpo de prova a uma taxa constante, com a célula de carga, além de medir contínua e simultaneamente a força instantânea aplicada e os alongamentos resultantes, com um extensômetro. Trata-se de um ensaio destrutivo. O resultado de um ensaio de tração deste tipo é um gráfico de tensão versus deformação.

Para este trabalho, os ensaios de tração foram realizados em uma Máquina Universal de Ensaios Instron e o valor do resultado do ensaio de tração corresponde ao resultado médio de dois corpos de prova. A confecção dos corpos de prova para o ensaio de tração foi realizada conforme norma ASTM E08³⁹.

3.2.3 Ensaio de impacto

As condições do ensaio de impacto foram escolhidas de modo a representar condições mais severas em relação ao potencial de ocorrência de uma fratura, tais como:

- Deformação a uma temperatura relativamente baixa;
- Elevada taxa de deformação;
- Estado triaxial de tensões.

A principal medida obtida de um ensaio de impacto é a energia absorvida para fraturar a amostra. Após quebrar o corpo de prova, o pêndulo sobe até uma determinada altura, que decresce à medida que a energia absorvida pela fratura aumenta.

Os resultados dos ensaios de impacto são de interesse principalmente em termos relativos, bem como para se realizar comparações, pois os valores absolutos possuem pouco significado⁴.

Uma das principais funções dos ensaios de impacto é a de determinar se um material experimenta ou não uma transição dúctil-frágil com a diminuição da temperatura e, se este for o caso, as faixas de temperatura ao longo das quais, isso acontece. A transição dúctil-frágil está relacionada à dependência da absorção da energia de impacto medida em relação à temperatura. Sob temperaturas mais elevadas, a energia de impacto é relativamente grande, o que corresponde a um modo de fratura dúctil. À medida que a temperatura é reduzida, a energia de impacto cai repentinamente ao longo de uma faixa de temperaturas estreita, abaixo da qual a energia possui um valor constante, porém pequeno; isto é, o modo de fratura é frágil. Estruturas construídas a partir de ligas que exibem este comportamento dúctil-frágil

devem ser usadas somente a temperaturas acima da temperatura de transição, a fim de evitar fraturas frágeis e catastróficas⁴.

Para este trabalho, os ensaios de impacto foram realizados em uma máquina de ensaios de impacto Charpy. O valor do resultado do ensaio de impacto corresponde ao resultado médio de três corpos de prova, ensaiados a -40 °C. O controle de temperatura da amostra é realizado por meio de termopar que fica em contato com o corpo de prova. A confecção dos corpos de prova para o ensaio de impacto foi realizada conforme norma ASTM E23⁴⁰.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 Análises preliminares

Antes de se iniciar os ciclos de tratamento térmico nas amostras, foram realizadas análises de tamanho de grão austenítico e nível de inclusões nas amostras. Os resultados estão descritos na Tabela 3:

Tabela 3 Resultados das análises de tamanho de grão austenítico, conforme norma ASTM E112, e nível de microinclusões, conforme norma ASTM-E45 Método A.

Aço	TG Austenítico (ASTM)	Microinclusões
SAE 4140	8	A1,5F; B1,0F; B0,5G; D1,0F
SAE 4140 MOD	8	A2,0F; A0,5G; D1,0F; D0,5G
SAE 4145	8	A1,5F; B1,0F; D1,0F

Os resultados de tamanho de grão austenítico foram iguais para os três aços. O resultado da análise de microinclusões mostra resultados bastante semelhantes, indicando que há pouca influência dos mesmos sobre a temperabilidade e sobre os resultados dos ensaios de dureza, resistência à tração e resistência ao impacto.

4.2 Construção das curvas de revenimento

Com o intuito de ter uma ideia geral do comportamento mecânico dos aços em estudo nas temperaturas de revenimento geralmente utilizadas na prática industrial, foram construídas curvas mostrando os valores de dureza como função da temperatura de revenimento. A temperatura de austenitização utilizada foi de 880 °C. As curvas de revenimento podem ser visualizadas na Figura 18.

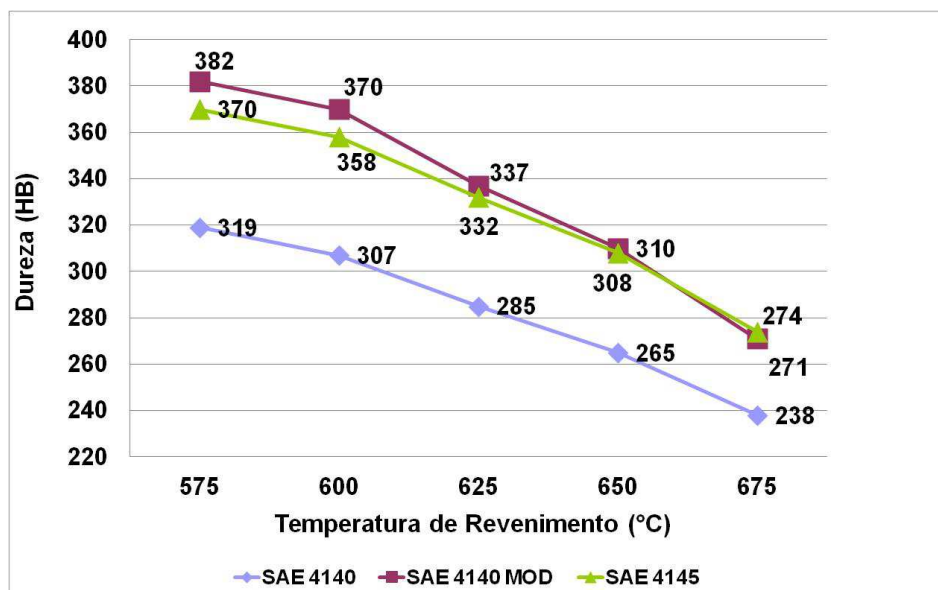


Figura 18 Resultados para as curvas de revenimento dos aços em estudo.

Constata-se que os valores de dureza para os três aços decaem com o aumento da temperatura de revenimento, conforme Kwietniewski e Kiss⁸ e de Jha, Dutta e Ray⁴¹.

Para todas as temperaturas de revenimento, os valores de dureza do SAE 4140 MOD e SAE 4145 são bastante semelhantes entre si e superiores aos resultados obtidos para o aço SAE 4140.

As maiores diferenças de dureza entre o aço SAE 4140 MOD e o aço SAE 4145 são verificadas em temperaturas mais baixas. A diferença de dureza entre o SAE 4140 MOD e o SAE 4140 chega a 51 HB para o revenido realizado a 575 °C. Quando o revenido é realizado a 675 °C, esta diferença cai para 33 HB. A diferença de dureza entre o SAE 4145 e o SAE 4140 chega a 63 HB para revenido realizado a 575 °C. Já quando o revenido é realizado a 675 °C, esta diferença cai para 36 HB.

4.3 Avaliação das propriedades mecânicas

Com base nos resultados de dureza expostos na Figura 18, escolheram-se as amostras revenidas nas temperaturas de 575 °C e 650 °C para avaliação mais detalhada das propriedades mecânicas. Estas temperaturas foram escolhidas porque nelas foram encontrados resultados de dureza próximos aos valores limite das especificações dos clientes. Além das duas temperaturas de revenimento, também foram testadas duas temperaturas de austenitização: 880 e 920 °C. Os resultados de limite de resistência e limite de escoamento

são mostrados nas Figuras 19, 20, 22 e 23. Os resultados do ensaio de impacto são mostrados nas Figuras 21 e 24. Os resultados completos também são mostrados na Tabela 4.

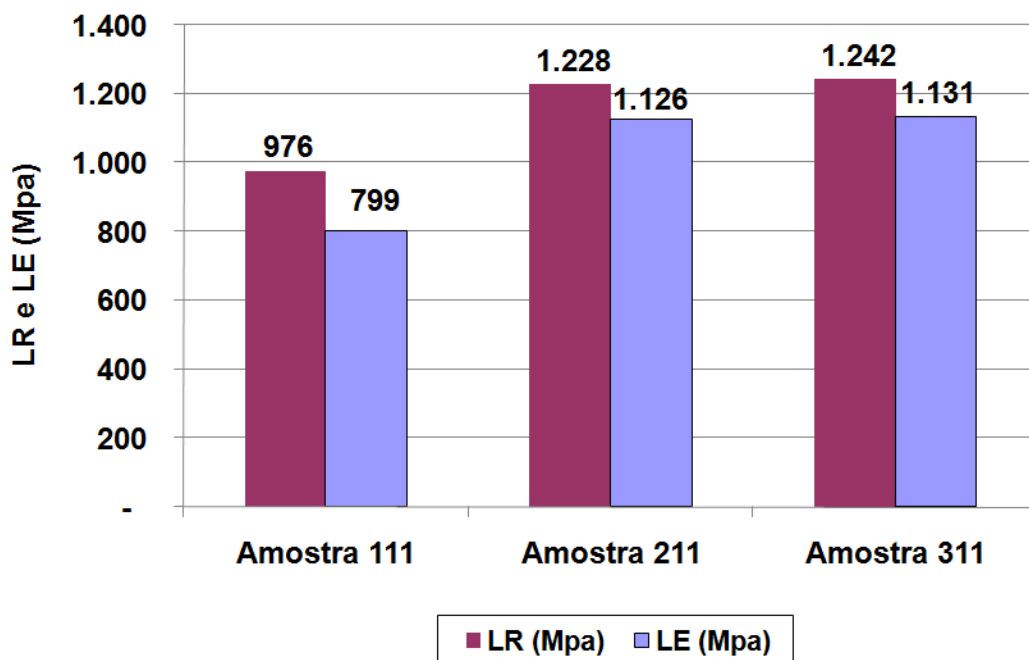


Figura 19 Resultados de limite de resistência e limite de escoamento para os diferentes aços austenitizados a 880 °C e revenidos a 575 °C.

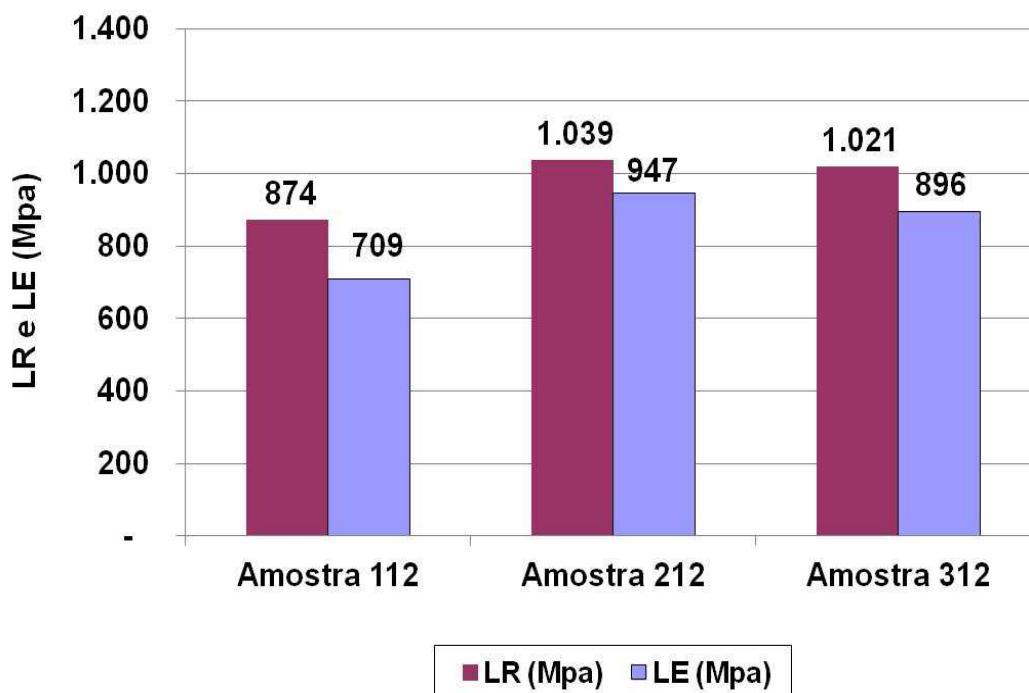


Figura 20 Resultados de limite de resistência e limite de escoamento para os diferentes aços austenitizados a 880 °C e revenidos a 650 °C.

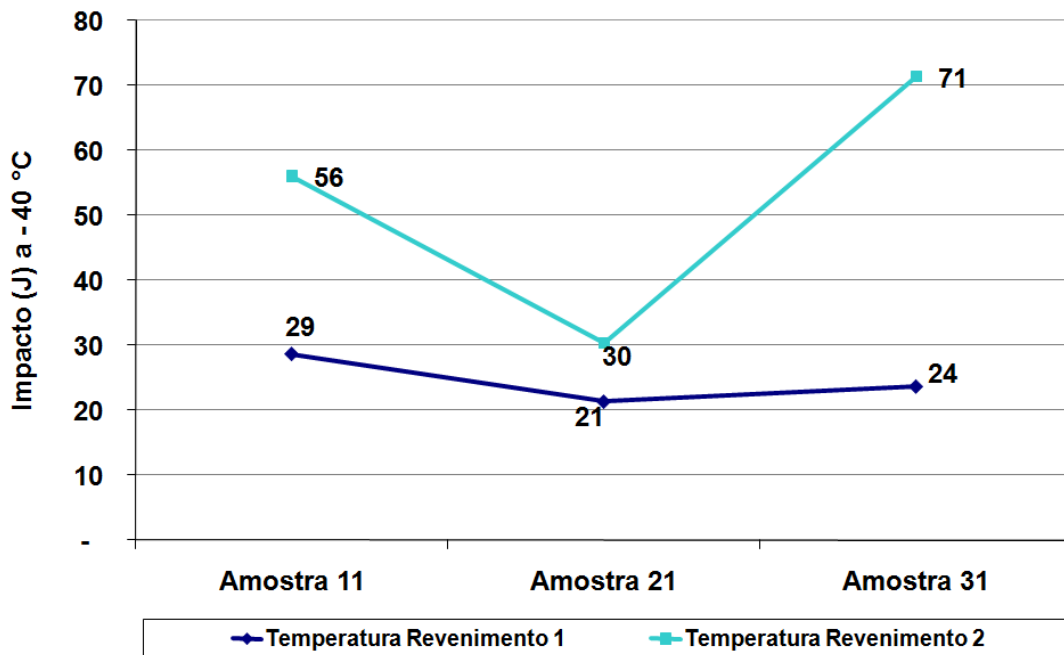


Figura 21 Resultados do ensaio de impacto (J) realizados a $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$, para a temperatura de austenitização de $880\text{ }^{\circ}\text{C}$ e revenido a 575 e $650\text{ }^{\circ}\text{C}$ (temperaturas 1 e 2)

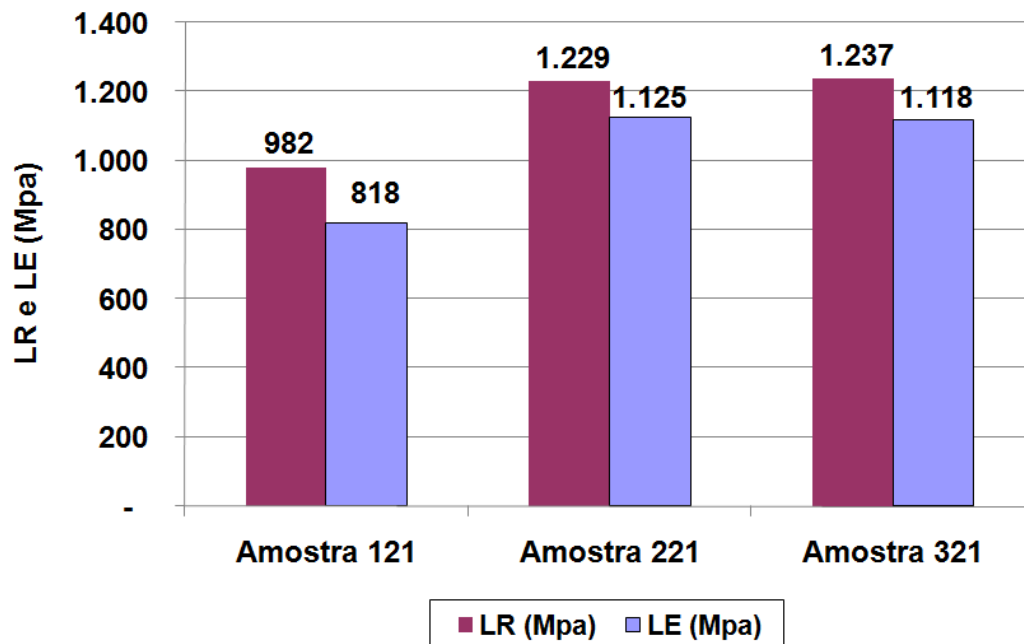


Figura 22 Resultados de limite de resistência e limite de escoamento para os diferentes aços austenitizados a $920\text{ }^{\circ}\text{C}$ e revenidos a $575\text{ }^{\circ}\text{C}$.

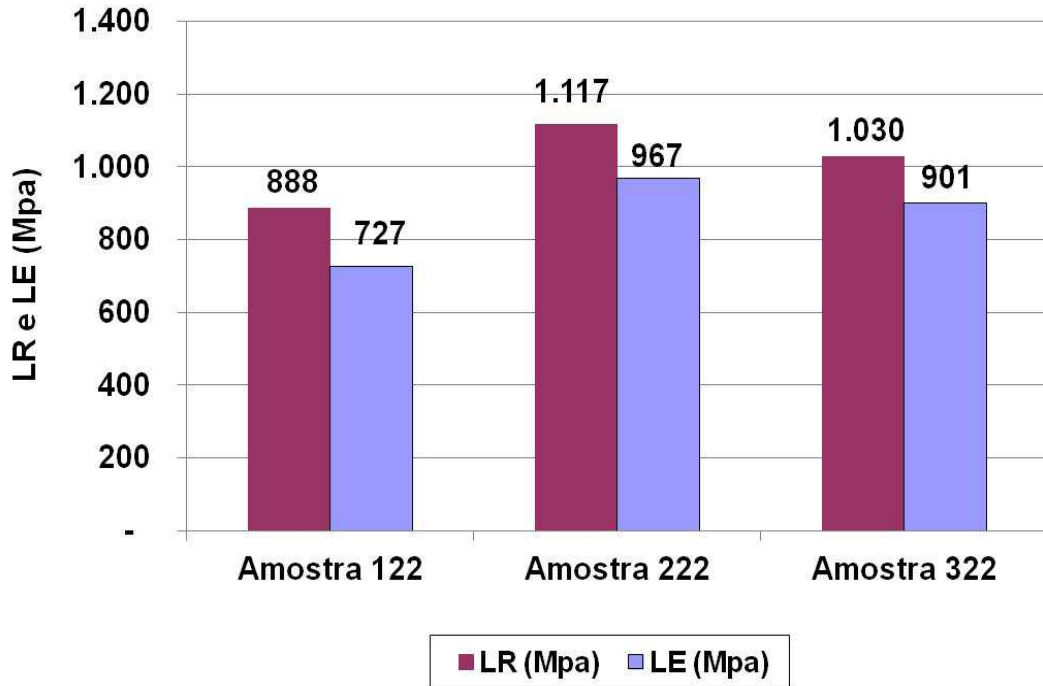


Figura 23 Resultados de limite de resistência e limite de escoamento para os diferentes aços austenitizados a 920 °C e revenidos a 650 °C.

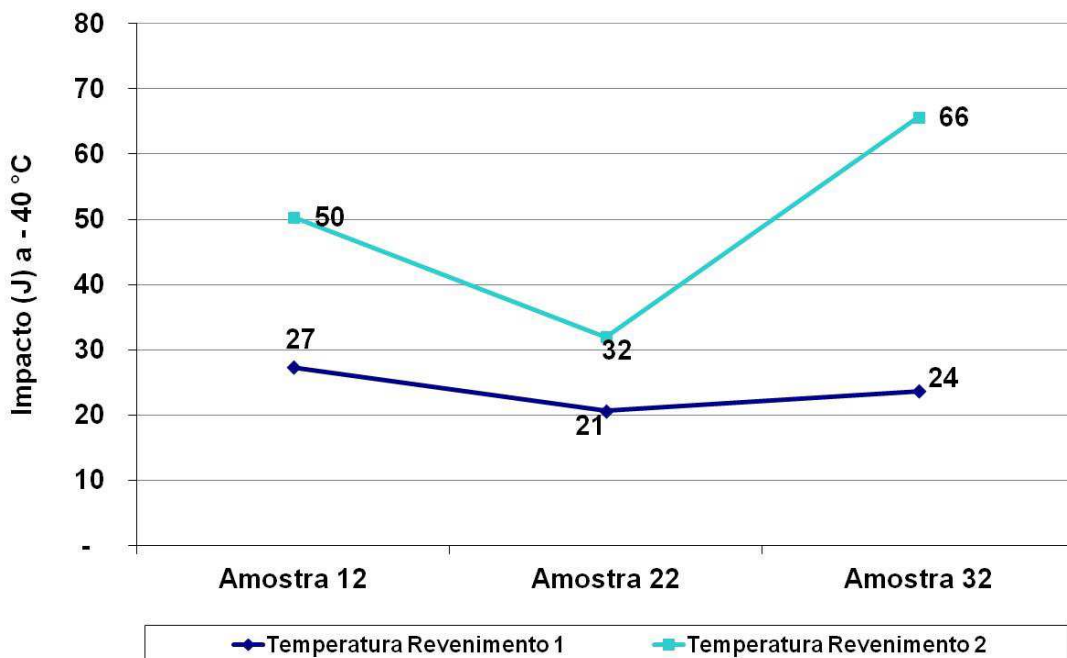


Figura 24 Resultados do ensaio de impacto (J) realizados a – 40 °C, para temperatura de austenitização de 920 °C e revenido a 575 e 650 °C (temperaturas 1 e 2)

Tabela 4 Resultados de limite de resistência, limite de escoamento e resistência ao impacto em função do aço, temperatura de austenitização e temperatura de revenimento.

Amostra	Aço	Temp. de Austenitização (°C)	Temp. de Revenimento (°C)	LR (Mpa)	LE (Mpa)	Impacto (J)
111	SAE 4140	880	575	976	799	29
211	SAE 4140 MOD	880	575	1228	1126	21
311	SAE 4145	880	575	1242	1131	24
112	SAE 4140	880	650	874	709	56
212	SAE 4140 MOD	880	650	1039	947	30
312	SAE 4145	880	650	1021	896	71
121	SAE 4140	920	575	982	818	27
221	SAE 4140 MOD	920	575	1229	1125	21
321	SAE 4145	920	575	1237	1118	24
122	SAE 4140	920	650	888	727	50
222	SAE 4140 MOD	920	650	1117	967	32
322	SAE 4145	920	650	1030	901	66

Os resultados expostos acima serão analisados sob três diferentes óticas:

- Influência da temperatura de revenimento;
- Influência da composição química;
- Influência da temperatura de austenitização.

4.3.1 A influência da temperatura de revenimento no limite de resistência e no limite de escoamento

Observando-se os resultados expostos nas Figuras 19 e 20, com o aumento da temperatura de revenimento de 575 para 650 °C, mantendo-se os tempos de tratamento térmico constantes, ocorrem as seguintes alterações nos resultados dos ensaios de tração:

Para o aço SAE 4140:

- O limite de resistência passa 976 MPa na amostra 111 para 874 MPa na amostra 112 (diferença de 102 MPa);

- O limite de escoamento passa de 799 MPa na amostra 111 para 709 MPa na amostra 112 (diferença de 90 MPa).

Para o aço SAE 4140 MOD:

- O limite de resistência passa de 1.228 MPa na amostra 211 para 1.039 MPa na amostra 212 (diferença de 189 MPa);
- O limite de escoamento passa de 1.126 MPa na amostra 211 para 947 MPa na amostra 212 (diferença de 179 MPa).

Para o aço SAE 4145:

- O limite de resistência passa de 1.242 MPa na amostra 311 para 1.021 MPa na amostra 312 (diferença de 221 MPa);
- O limite de escoamento passa de 1.131 MPa na amostra 311 para 896 MPa na amostra 312 (diferença de 235 MPa).

Observa-se que, de maneira análoga aos resultados do ensaio de dureza, há uma queda nos valores dos limites de resistência e de escoamento para os três aços com o aumento da temperatura de revenimento. Conforme Dieter e Krauss^{5,10}, esta queda está associada ao aumento do tamanho das partículas de cementita. Após o revenimento, a microestrutura é composta de finos carbonetos de ferro e de elementos de liga precipitados na ferrita, pois o carbono que estava preso nos sítios octaédricos da martensita não revenida consegue difundir, formando estes carbonetos e a martensita não revenida se transforma em ferrita. Quanto maior a temperatura de revenimento, maior será a taxa de difusão, maiores serão as partículas de carboneto e menor a área de contorno entre as fases ferrita e cementita e, conseqüentemente, menor a dureza e maior a tenacidade do aço.

Conforme Brooks⁶, para se analisar detalhadamente as mudanças microestruturais desenvolvidas durante o revenimento, não é recomendada a utilização de microscópio ótico, pois os carbonetos formados durante o revenimento são muito finos para serem resolvidos nas grandezas de aumento possíveis de ser alcançados por este método de análise. O ideal é se examinar a microestrutura no microscópio eletrônico de varredura (MEV).

Nas Figuras 25 e 27 são mostradas as imagens da microestrutura, via MEV, da amostra 111. Já nas Figuras 26 e 28, são mostradas as imagens da microestrutura da amostra 112.

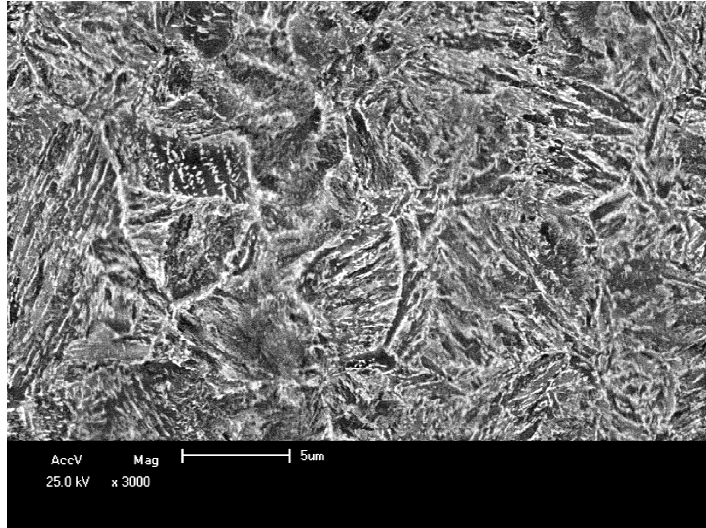


Figura 25 Microscopia eletrônica de varredura da microestrutura para o aço SAE 4140 austenitizado a 880 °C e revenido a 575 °C. Ataque Nital 2%.

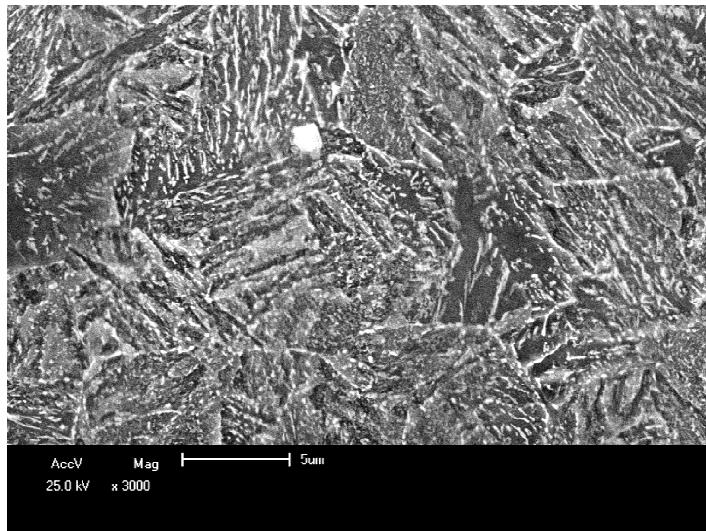


Figura 26 Microscopia eletrônica de varredura da microestrutura aço SAE 4140 austenitizado a 880 °C e revenido a 650 °C. Ataque Nital 2%.

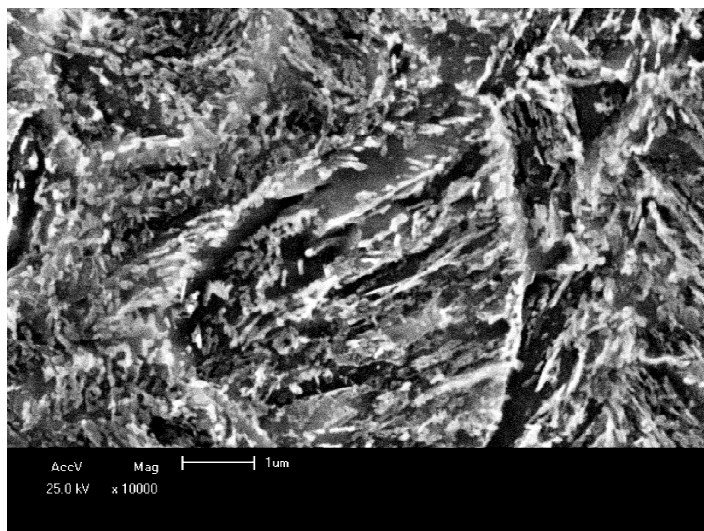


Figura 27 Microscopia eletrônica de varredura da microestrutura aço SAE 4140 austenitizado a 880 °C e revenido a 575 °C. Ataque Nital 2%.

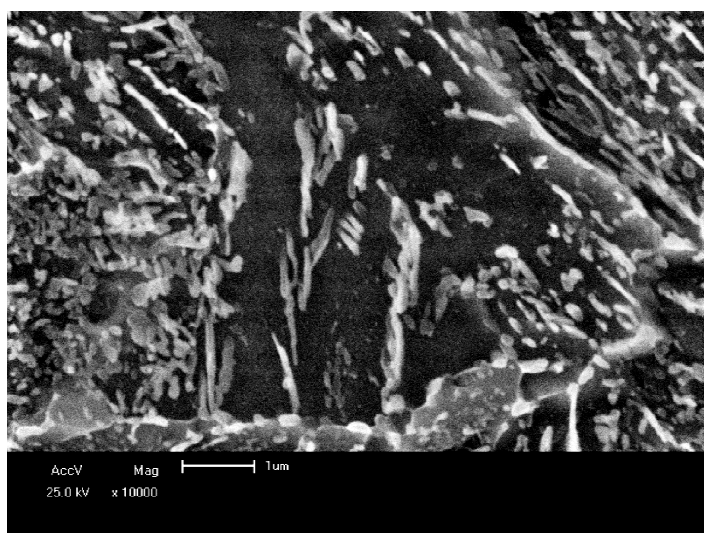


Figura 28 Microscopia eletrônica de varredura da microestrutura aço SAE 4140 austenitizado a 880 °C e revenido a 650 °C. Ataque Nital 2%.

Comparando-se a Figura 27 referente à amostra 111 (revenida em temperatura mais baixa) com a Figura 28 referente à amostra 112 (revenida em temperatura mais elevada), observa-se o coalescimento das partículas de cementita com a maior temperatura de revenimento. Conforme Callister⁴, este coalescimento é favorecido pelo aumento da temperatura de revenimento que aumenta a taxa de difusão do carbono e do ferro.

Na Figura 29 e na Figura 31 são mostradas as imagens da microestrutura da amostra 211. Já na Figura 30 e na Figura 32, são mostradas as imagens da microestrutura da amostra 212.

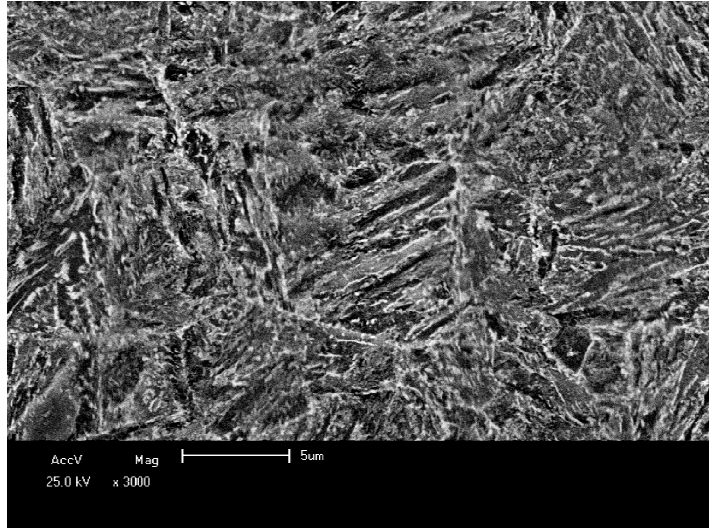


Figura 29 Microscopia eletrônica de varredura da microestrutura do aço SAE 4140 MOD austenitizado a 880 °C e revenido a 575 °C. Ataque Nital 2%.

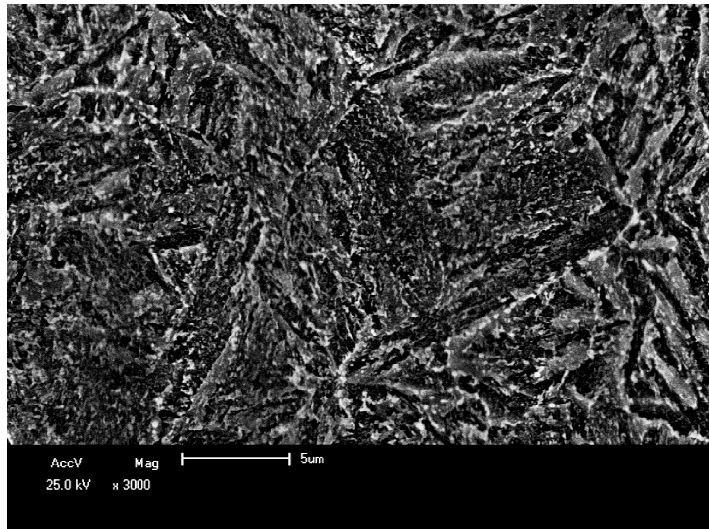


Figura 30 Microscopia eletrônica de varredura da microestrutura aço SAE 4140 MOD austenitizado a 880 °C e revenido a 650 °C. Ataque Nital 2%.

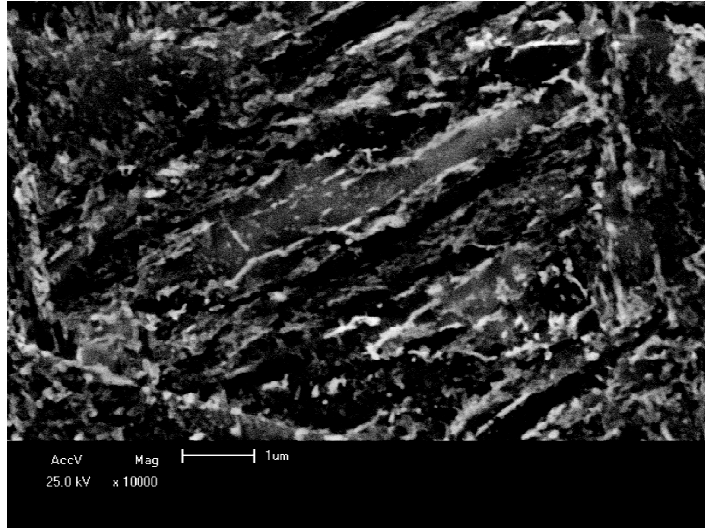


Figura 31 Microscopia eletrônica de varredura da microestrutura do aço SAE 4140 MOD austenitizado a 880 °C e revenido a 575 °C. Ataque Nital 2%.

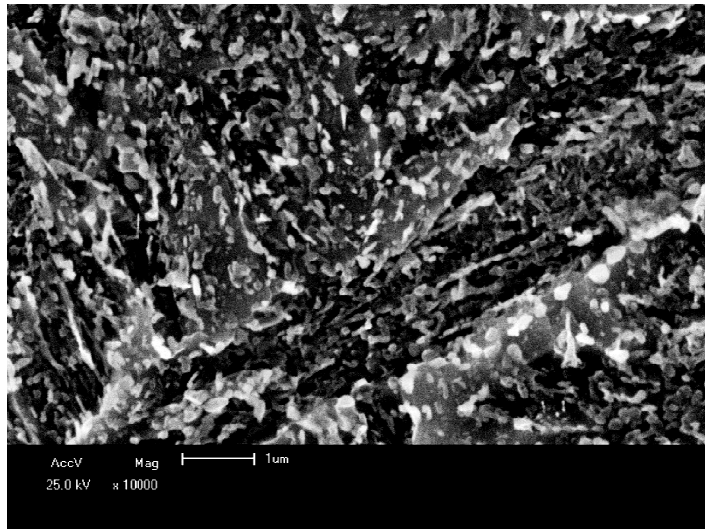


Figura 32 Microscopia eletrônica de varredura da microestrutura do aço SAE 4140 MOD austenitizado a 880 °C e revenido a 650 °C. Ataque Nital 2%.

Comparando-se a Figura 29 e a Figura 31 referentes à amostra 211 com a Figura 30 e a Figura 32 referentes à amostra 212, observam-se os mesmos efeitos observados para o aço SAE 4140. A microestrutura da amostra 212 (revenida em temperatura mais elevada) apresenta partículas de cementita maiores do que a microestrutura da amostra 211.

Na Figura 33 e na Figura 35 são mostradas as imagens da microestrutura, via microestrutura eletrônica de varredura, da amostra 311. Já na Figura 34 e na Figura 36 são mostradas as imagens da microestrutura da amostra 312.

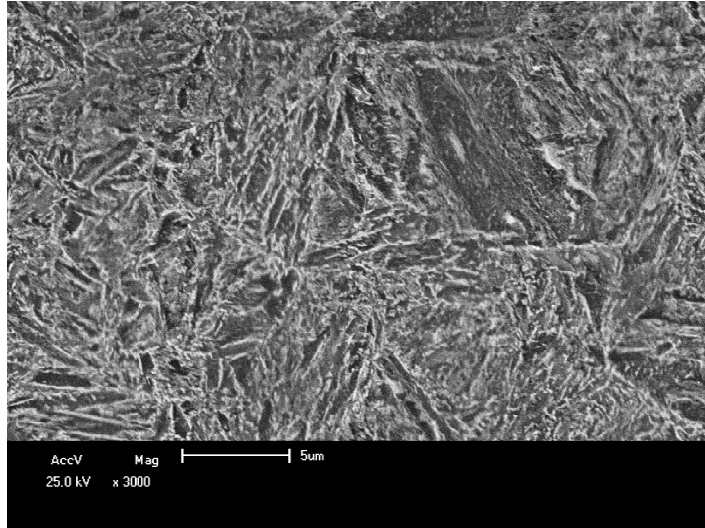


Figura 33 Microscopia eletrônica de varredura da microestrutura do aço SAE 4145 austenitizado a 880 °C e revenido a 575 °C. Ataque Nital 2%.

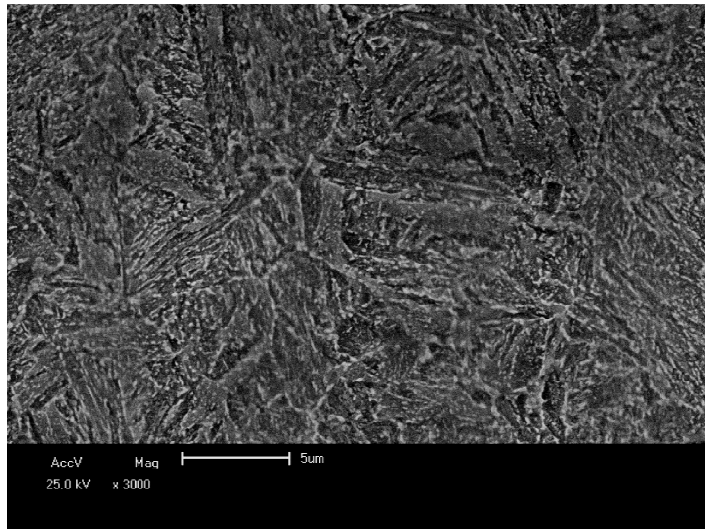


Figura 34 Microscopia eletrônica de varredura da microestrutura do aço SAE 4145 austenitizado a 880 °C e revenido a 650 °C. Ataque Nital 2%.

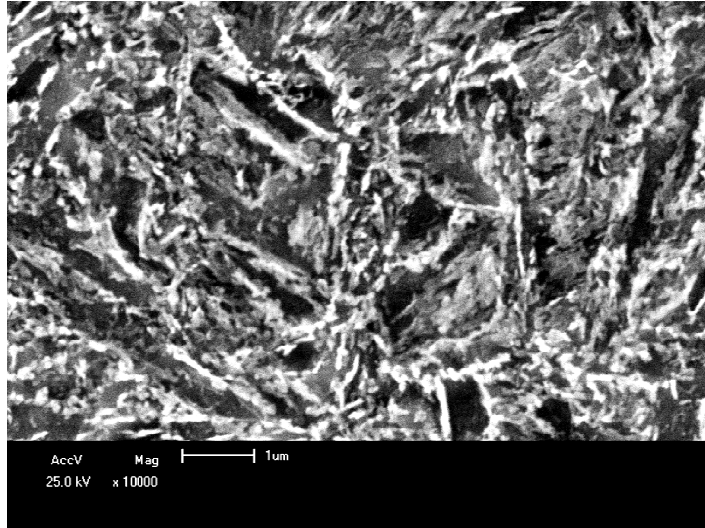


Figura 35 Microscopia eletrônica de varredura da microestrutura do aço SAE 4145 austenitizado a 880 °C e revenido a 575 °C. Ataque Nital 2%.

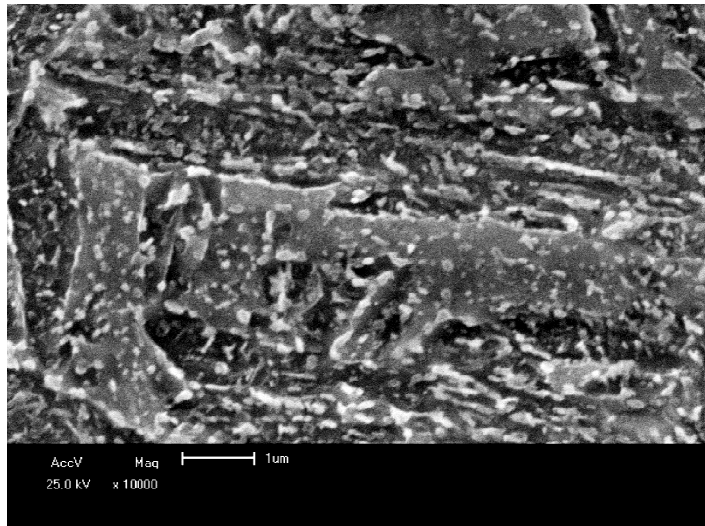


Figura 36 Microscopia eletrônica de varredura da microestrutura do aço SAE 4145 austenitizado a 880 °C e revenido a 650 °C. Ataque Nital 2%.

De maneira análoga a já apresentada para os aços SAE 4140 e SAE 4140 MOD, comparando-se a Figura 33 e a Figura 35 referentes à amostra 311 com a Figura 34 e a Figura 36 referentes à amostra 312, observa-se que a microestrutura da amostra 312 (revenida em temperatura mais elevada) apresenta partículas de cementita maiores. Já a microestrutura da amostra 311 apresenta maior quantidade de agulhas de martensita e menor quantidade de partículas de cementita.

Transformações na estrutura da matriz podem ser desconsideradas, pois todos os tratamentos foram realizados em temperaturas inferiores a 700 °C. A microestrutura em

pacotes com subunidades paralelas ainda é claramente visível nas duas temperaturas de revenimento testadas para os três aços²².

Os principais efeitos do revenimento são eliminar várias pequenas ripas e produzir partículas de cementita coalescidas nos contornos de grão prévios da austenita e dentro dos pacotes.

Os fenômenos de fragilização do revenido e fragilização da martensita revenida podem ser desconsiderados, uma vez que as temperaturas de revenimento não estão dentro da faixa crítica de fragilização da martensita revenida, as seções das amostras são finas e a composição química dos aços foi escolhida de forma a minimizar a presença de elementos de impurezas, tais como fósforo e enxofre^{4,8}.

4.3.2 A influência da temperatura de revenimento na resistência ao impacto

Com o aumento da temperatura de revenimento de 575 para 650 °C, mantendo-se os tempos de tratamento térmico constantes, ocorrem as seguintes alterações nos resultados de impacto Charpy:

- Para o aço SAE 4140, a resistência ao impacto passa de 29 J na amostra 111 para 56 J na amostra 112 (diferença de 27 J);
- Para o aço SAE 4140 MOD, a resistência ao impacto passa de 21 J na amostra 211 para 30 J na amostra 212 (diferença de 9 J);
- Para o aço SAE 4145, a resistência ao impacto passa de 24 J na amostra 311 para 71 J na amostra 312 (diferença de 47 J);

Observa-se que há um aumento nos valores de resistência ao impacto para os três aços com o aumento da temperatura de revenimento, conforme indicado na Figura 11 da revisão bibliográfica, fora da faixa de temperaturas de fragilização. Da mesma forma que a queda nos valores de limite de resistência e de escoamento, este aumento também está associado ao aumento do tamanho das partículas de cementita com o aumento da temperatura de revenimento^{5,6,8,10,41}.

4.3.3 A influência da composição química no limite de resistência e no limite de escoamento

De uma maneira geral, os aços SAE 4140 MOD e SAE 4145 apresentam valores de limite de resistência e de escoamento semelhantes entre si e mais elevados do que os do aço SAE 4140 nas duas temperaturas de revenimento.

Nas Tabelas 5 a 7 são exibidas as comparações detalhadas entre os valores de limite de resistência e de limite de escoamento dos três aços, nas duas temperaturas de revenimento, mantendo-se os tempos de tratamento térmico constantes e utilizando-se a temperatura de austenitização de 880 °C.

As principais diferenças entre as composições químicas dos aços SAE 4140 e SAE 4145 em estudo são o percentual de carbono de 0,40 para o aço SAE 4140 e de 0,48 para o aço SAE 4145 e o percentual de cromo de 0,90 para o aço SAE 4140 e de 1,12 para o aço SAE 4145. As diferenças entre os aços são de 0,08% para o carbono e de 0,22% para o cromo.

Conforme Bain⁷, o cromo é um elemento com moderada tendência à formação de carbonetos e moderada contribuição para a temperabilidade.

Tabela 5 Comparação entre os resultados de limite de resistência e limite de escoamento dos aços SAE 4140 e SAE 4145, na temperatura de austenitização de 880 °C e temperaturas de revenimento de 575 e 650 °C.

Amostra	LR (MPa)	LE (MPa)
111	976	799
311	1.242	1.131
Diferença	266	322
112	874	709
312	1.021	896
Diferença	147	187

Tanto para o aço SAE 4140, quanto para o aço SAE 4145 parte do percentual de cromo está dissolvido em solução sólida e parte está precipitada na forma de carbonetos. A fração dissolvida é responsável pelo moderado aumento da temperabilidade conferido pelo cromo e, conforme Grange, Hribal e Porter²², a fração precipitada na forma de carboneto atua diminuindo a taxa de amolecimento durante o revenimento.

Como para o aço SAE 4145 se têm aumento dos teores de carbono e de cromo simultaneamente, ocorre a precipitação de mais carbonetos de cromo e de ferro para este aço do que para o aço SAE 4140, conforme pode ser visualizado na Figura 28 e na Figura 36,

mas, apesar disso, uma fração do aumento de percentual de cromo e de carbono do aço SAE 4145 permanece em solução sólida. Como as bitolas das amostras em estudo são finas, o efeito do aumento da temperabilidade pode ser desconsiderado. Desta forma, os maiores valores de limite de resistência e de limite de escoamento do aço SAE 4145 em relação ao aço SAE 4140 podem ser explicados pelo mecanismo de diminuição da taxa de amolecimento durante o revenimento em função do maior número de carbonetos e do aumento de dureza por solução sólida do carbono⁷.

Tabela 6 Comparação entre os resultados de limite de resistência e limite de escoamento dos aços SAE 4140 e SAE 4140 MOD, na temperatura de austenitização de 880 °C e temperaturas de revenimento de 575 e 650 °C.

Amostra	LR (MPa)	LE (MPa)
111	976	799
211	1,228	1.126
Diferença	252	327
112	874	709
212	1.039	947
Diferença	165	238

As principais diferenças entre as composições químicas dos aços SAE 4140 e SAE 4140 MOD em estudo são os percentuais de cromo de 0,90 para o aço SAE 4140 e de 0,98 para o aço SAE 4140 MOD, o percentual de vanádio de 0,005 para o aço SAE 4140 e de 0,047 para o aço SAE 4140 MOD e o percentual de manganês de 0,82% para o SAE 4140 e de 0,97% para o SAE 4140 MOD. As diferenças entre os aços são de 0,08% para o cromo, de 0,042% para o vanádio e de 0,15% para o manganês.

Como para o aço SAE 4140 MOD, o aumento do percentual de cromo sem aumento considerável do percentual de carbono, todo o cromo adicional fica em solução sólida e atua somente no aumento da temperabilidade deste aço. O manganês também atua no aumento da temperabilidade, uma vez que sua influência na taxa de amolecimento durante o revenimento é preponderante para temperaturas de revenimento baixas^{7,22}.

Como as bitolas das amostras em estudo são finas, possibilitando transformação completa da microestrutura, mesmo com teores de cromo mais baixos, pode-se afirmar que o vanádio é o maior responsável pelo aumento da dureza no aço SAE 4140 MOD quando comparado ao aço SAE 4140. Conforme Grange, Hribal e Porter²², este aumento se dá pelo mecanismo de diminuição da taxa de amolecimento durante o revenido, pois dificulta o processo de difusão do carbono e do ferro necessário para que ocorra o coalescimento das partículas de cementita. Este fenômeno pode ser observado na Figura 28 e na Figura 32 em

que os precipitados da amostra 212 (aço com vanádio) são menores do que os precipitados da amostra 112 (aço sem vanádio). Observando-se a Figura 12 e a Figura 13 do Capítulo 2, observa-se que para um teor de 0,05% de vanádio é alcançado um aumento de dureza de cerca de 30 HV para temperaturas de revenido de 540 °C. Já para o mesmo percentual de vanádio e temperatura de revenimento de 649 °C, o aumento de dureza em relação a um aço sem vanádio é de 40 HV.

Na Figura 37 e na Figura 38 podem ser observados os diagramas de solubilidade, calculados para as temperaturas selecionadas, para o nitreto de vanádio e para o carboneto de vanádio, baseados nas expressões de produto de solubilidade.

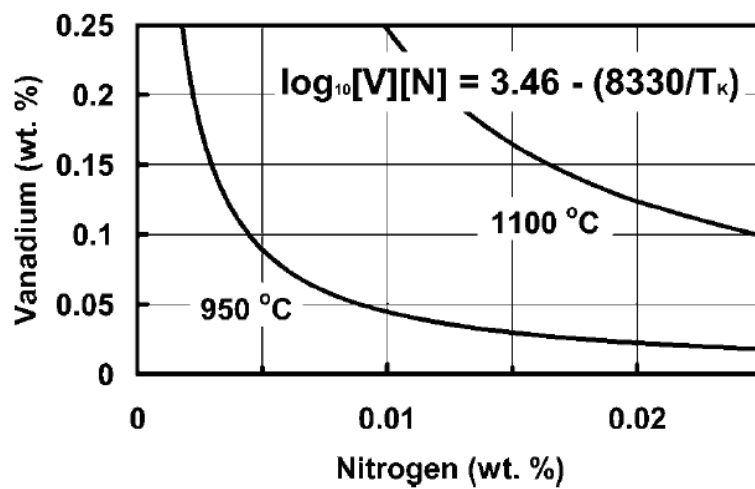


Figura 37 Diagramas calculados de solubilidade e temperaturas selecionadas para o VN (expressões de solubilidade do Gladman)³⁵.

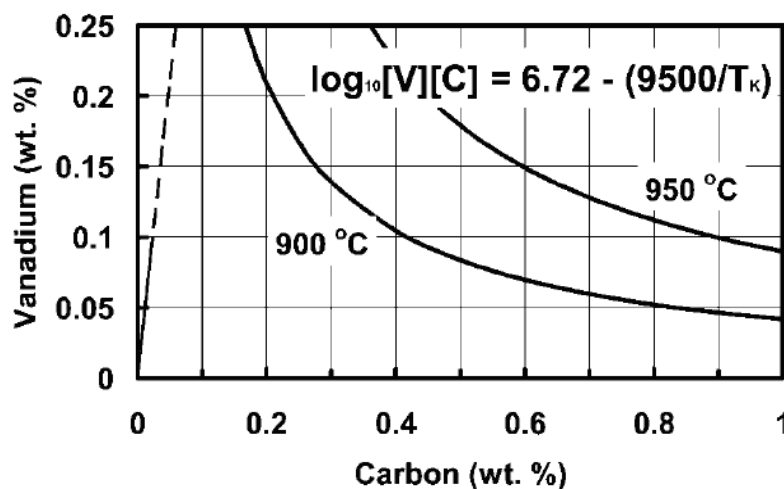


Figura 38 Diagramas calculados de solubilidade e temperaturas selecionadas para o VC (expressões de solubilidade do Gladman)³⁵.

Calculando a temperatura de dissolução dos carbonetos de vanádio para o mesmo aço, utilizando a equação descrita na Figura 38, constata-se que todas as partículas de carboneto de vanádio estarão dissolvidas em temperaturas superiores a 844 °C. Conforme Bain⁷, o percentual de vanádio em solução sólida na austenita contribuirá para o aumento da temperabilidade do aço SAE 4140 MOD. Durante o revenimento, serão precipitadas partículas de carbonitretos de vanádio, finamente precipitadas. Estas partículas são as responsáveis pelo mecanismo de diminuição da taxa de amolecimento durante o revenimento, diminuindo a taxa de difusão do carbono e do ferro e dificultando o coalescimento das partículas de cementita. Com o aumento da temperatura de revenimento, o coalescimento das partículas de cementita e dos carbonitretos de vanádio é favorecido, ocasionando queda na dureza. As partículas de nitreto, carboneto e carbonitreto de vanádio são muito pequenas, da ordem de nanômetros, e não podem ser visualizadas pela análise no microscópio eletrônico de varredura.

A influência do vanádio na diminuição da taxa de amolecimento durante o revenido também pode ser observada na Figura 39. A composição química dos dois aços é idêntica, com exceção de 0,16% de vanádio em um deles.

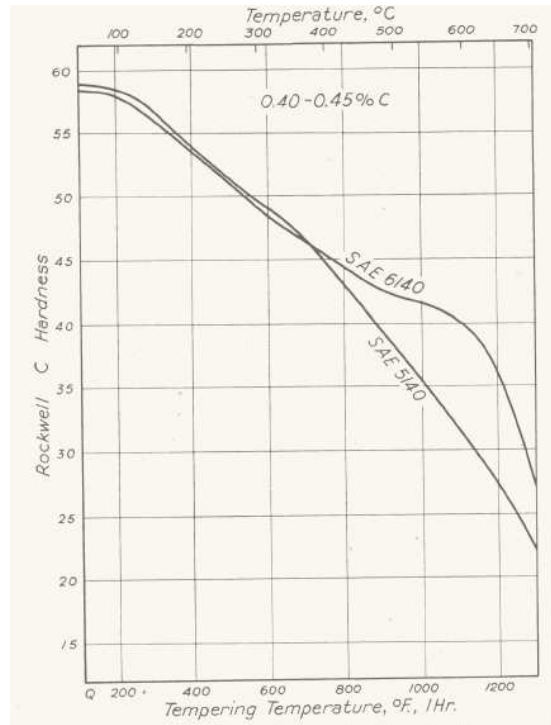


Figura 39 Diminuição da taxa de amolecimento na têmpera com o aumento de temperatura para um aço com carbono em torno de 0,40% influenciado por um percentual de 0,16 de vanádio⁷.

As principais diferenças entre as composições químicas dos aços SAE 4140 MOD e SAE 4145 em estudo são o percentual de carbono de 0,41 para o aço SAE 4140 MOD e de 0,48 para o aço SAE 4145, o percentual de cromo de 0,98 para o aço SAE 4140 MOD e de 1,12 para o aço SAE 4145, o percentual de vanádio de 0,047 para o SAE 4140 MOD e de 0,005 para o aço SAE 4145 e o percentual de manganês de 0,97 para o SAE 4140 MOD e de 0,84% para o SAE 4145. As diferenças entre os aços são de 0,07% para o carbono, de 0,14 para o cromo, de 0,042% para o vanádio e de 0,13% para o manganês.

Comparando os resultados de limite de resistência e de limite de escoamento dos aços SAE 4140 MOD e SAE 4145, verifica-se que os resultados são muito semelhantes com exceção do limite de escoamento quando o revenido ocorre na temperatura de 650 °C, Tabela 7. Desta forma, verifica-se que o vanádio tem efeito bastante mais pronunciado do que o cromo na diminuição da taxa de amolecimento no revenimento, como pode ser observado na Figura 12 e na Figura 13 do Capítulo 2. Na temperatura de revenimento de 649 °C, para um percentual de 0,05% de cada um dos elementos, o aumento de dureza conferido pelo vanádio é de 40 HV, enquanto que para o cromo o aumento é menor do que 5 HV. Também está presente o mecanismo de aumento de temperabilidade pelo cromo em solução sólida para os dois aços e para o vanádio no aço SAE 4140 MOD. Verifica-se na Figura 32 e na Figura 36 que as partículas de cementita são menores para as amostras do aço SAE 4140 MOD (com vanádio) do que para o aço SAE 4145, o que aumenta a dureza e a resistência mecânica do aço SAE 4140 MOD. No entanto este aumento das propriedades do aço SAE 4140 MOD pelo tamanho da partícula é compensada pelo teor bem maior de cromo e carbono no aço SAE 4145, que aumenta a quantidade de carbonetos deste aço, fazendo com que os dois aços apresentem valores de dureza semelhantes para mesma temperatura de revenimento^{7,22}.

Tabela 7 Comparação entre os resultados de limite de resistência e limite de escoamento dos aços SAE 4140 MOD e SAE 4145, na temperatura de austenitização 880 °C e temperaturas de revenimento 575 e 650 °C.

Amostra	LR (MPa)	LE (MPa)
211	1.228	1.126
311	1.242	1.131
Diferença	14	5
212	1.039	947
312	1.021	896
Diferença	18	51

4.3.4 A influência da composição química na resistência ao impacto

Nas Tabelas 8 a 10 são exibidas as comparações entre os valores de resistência ao impacto dos três aços, nas duas temperaturas de revenimento, mantendo-se os tempos de tratamento térmico constantes e a temperatura de austenitização de 880 °C.

Tabela 8 Comparação entre os resultados de resistência ao impacto dos aços SAE 4140 e SAE 4145, na temperatura de austenitização 880 °C e nas temperaturas de revenimento de 575 e 650 °C.

Amostra	Impacto (J)
111	29
311	24
Diferença	5
112	56
312	71
Diferença	15

Os resultados de resistência ao impacto para as amostras 111 e 311 são bastante semelhantes, com diferença de apenas 5 J, sendo o valor do aço SAE 4140 o mais elevado. Esta diferença pode ser até mesmo atribuída a erros de ensaio, uma vez que o ensaio de impacto Charpy apresenta bastante variabilidade.

Quando o revenido é realizado na temperatura de 650 °C, os valores aumentam consideravelmente para os dois aços. A diferença entre os resultados das amostras 112 e 312 também aumenta de 5 para 15 J, no entanto, agora, o valor do aço SAE 4145 é o mais elevado.

Como já descrito na seção anterior, as principais diferenças entre as composições químicas dos aços são os maiores percentuais de carbono e de cromo do aço SAE 4145. Conforme Dieter⁵, o cromo não tem efeito significativo sobre a tenacidade dos aços, já o carbono tem efeito deletério sobre esta propriedade, pois aumenta a temperatura de transição dúctil-frágil. Desta forma, era esperado que os valores de resistência ao impacto do aço SAE 4140 fossem superiores aos resultados do aço SAE 4145. No entanto, os resultados dos ensaios não validam esta hipótese. Portanto, os resultados obtidos quando o revenido é realizado na temperatura de 650 °C podem ser atribuídos a diferença no percentual de níquel entre os dois aços: 0,11% para o aço SAE 4140 e 0,18% para o aço SAE 4145. Também segundo Dieter⁵, o níquel é aceito como sendo um elemento benéfico à tenacidade, pois diminui a temperatura de transição dúctil-frágil.

Os resultados de resistência ao impacto para as amostras 111 e 211 são semelhantes, com diferença de 8 J, sendo o valor do aço SAE 4140 o mais elevado.

Quando o revenido é realizado na temperatura de 650 °C, estes valores aumentaram consideravelmente para o aço SAE 4140 e moderadamente para o aço SAE 4140 MOD. A diferença entre os resultados dos dois aços também aumenta de 5 para 26 J e o valor do aço SAE 4140 continua sendo o mais elevado.

Tabela 9 Comparação entre os resultados de resistência ao impacto dos aços SAE 4140 e SAE 4140 MOD, na temperatura de austenitização de 880 °C e nas temperaturas de revenimento 575 e 650 °C.

Amostra	Impacto (J)
111	29
211	21
Diferença	8
112	56
212	30
Diferença	26

Como já descrito na seção anterior, as principais diferenças entre as composições químicas dos aços são os maiores percentuais de cromo, vanádio e manganês do aço SAE 4140 MOD. A diferença entre os resultados de resistência ao impacto dos dois aços, mais acentuada na temperatura de revenimento de 650 °C pode ser atribuída, principalmente, ao aumento da temperatura de transição dúctil-frágil do aço SAE 4140 MOD para temperaturas próximas a 0 °C, conforme explicou Laneborg et al²⁹. Esse fenômeno ocorre basicamente em função dos precipitados de vanádio atuar como fragilizantes do aço. O manganês atua diminuindo a temperatura de transição dúctil-frágil, mas a influência do vanádio, para este aço, é mais pronunciada.

Tabela 10 Comparação entre os resultados de resistência ao impacto dos aços SAE 4140 MOD e SAE 4145, na temperatura de austenitização de 880 °C e nas temperaturas de revenimento de 575 e 650 °C.

Amostra	Impacto (J)
211	21
311	24
Diferença	3
212	30
312	71
Diferença	41

Os resultados de resistência ao impacto para as amostras 211 e 311 são bastante semelhantes, com diferença de apenas 3 J, sendo o valor do aço SAE 4145 o mais elevado. Esta diferença pode ser até mesmo atribuída a erros de ensaio, uma vez que o ensaio de impacto Charpy apresenta bastante variabilidade.

Quando o revenido é realizado a temperatura de revenimento de 650 °C, os valores aumentam moderadamente para o aço SAE 4140 MOD e consideravelmente para o aço SAE 4145. A diferença entre os resultados dos dois aços também aumenta de 3 para 41 J e o valor do aço SAE 4145 continua sendo o mais elevado.

Como já descrito na seção anterior, as principais diferenças entre as composições químicas dos aços são os maiores percentuais de carbono e de cromo do aço SAE 4145 e a presença de vanádio e o maior percentual de manganês no aço SAE 4140 MOD. Apesar do maior teor de carbono, o níquel atua de maneira a favorecer a tenacidade do aço SAE 4145. A diferença entre os percentuais de níquel destes dois aços é de apenas 0,02%, o que nos leva a deduzir que o efeito dos precipitados de vanádio aumentando a temperatura de transição dúctil-frágil é mais forte do que o efeito do níquel em solução sólida para o aço SAE 4140 MOD. O trabalho de Jha, Dutta e Ray⁴¹ indica que a melhor combinação de dureza, resistência e tenacidade para o aço AISI 4335 modificado ao vanádio pode ser alcançada somente com temperaturas de revenimento superiores a 560 °C^{5,29}.

4.3.5 A influência da temperatura de austenitização no limite de resistência e no limite de escoamento

Com o aumento da temperatura de austenitização da temperatura 880 °C para a 920 °C, mantendo-se os tempos de tratamento térmico constantes, ocorrem as seguintes alterações nos resultados dos ensaios de tração:

Para o aço SAE 4140, na temperatura de revenimento de 575 °C:

- O limite de resistência passa de 976 MPa na amostra 111 para 982 MPa na amostra 121 (diferença de 6 MPa);
- O limite de escoamento passa de 799 MPa na amostra 111 para 818 MPa na amostra 121 (diferença de 19 MPa).

Para o aço SAE 4140, na temperatura de revenimento de 650 °C:

- O limite de resistência passa de 874 MPa na amostra 112 para 888 MPa na amostra 122 (diferença de 14 MPa);

- O limite de escoamento passa de 709 MPa na amostra 112 para 727 MPa na amostra 122 (diferença de 18 MPa).

Não são observadas diferenças significativas nas propriedades de tração do aço SAE 4140 com o aumento na temperatura de austenitização em nenhuma das duas temperaturas de revenimento.

Para o aço SAE 4140 MOD, na temperatura de revenimento de 575 °C:

- O limite de resistência de 1.228 MPa na amostra 211 e de 1.229 MPa na amostra 221 (diferença de 1 MPa);
- O limite de escoamento de 1.126 MPa na amostra 211 e de 1.125 MPa na amostra 221 (diferença de 1 MPa).

Para o aço SAE 4140 MOD, na temperatura de revenimento de 650 °C:

- O limite de resistência passa de 1.039 MPa na amostra 212 para 1.117 MPa na amostra 222 (diferença de 78 MPa);
- O limite de escoamento passa de 947 MPa na amostra 212 para 967 MPa na amostra 222 (diferença de 20 MPa).

Para a temperatura de revenido de 575 °C, as propriedades de tração podem ser consideradas iguais nas temperaturas de austenitização de 880 e de 920 °C.

Já para a temperatura de revenimento de 650 °C, observa-se diferença significativa no valor do limite de resistência do aço SAE 4140 MOD. Há um aumento de 78 MPa quando se utiliza a temperatura de austenitização de 920 °C.

Utilizando-se as informações da Figura 16, verifica-se que para o aço SAE 4140 MOD em estudo:

- O primeiro precipitado a se formar é o nitreto de titânio (TiN). Utilizando-se a proporção estequiométrica, verifica-se que são necessários 0,0009% de nitrogênio para precipitar 0,003% de titânio presentes no aço.
- O segundo precipitado a se formar é o AlN. Pela proporção estequiométrica, verifica-se que 0,0067% de nitrogênio é consumido para formação AlN, restando 0,0024% para precipitação dos demais nitretos.
- O terceiro precipitado formado é o nitreto de nióbio (NbN). Pela proporção estequiométrica, verifica-se que 0,00045% de nitrogênio é consumido, restando 0,00195% de N para precipitação dos demais carbonetos.

- O quarto precipitado formado é o VN. Pela proporção estequiométrica, todo o nitrogênio restante é consumido para precipitação de VN, restando 0,040% de vanádio para precipitação de cabonitretos.

Utilizando-se agora a Equação 6, Equação 7, Equação 8 e Figura 37, verifica-se que o TiN e o AlN estarão precipitados tanto em 880 °C, quanto em 920 °C. Já o NbN e o VN, provavelmente, estarão dissolvidos nestas duas temperaturas. Desta forma, não é possível explicar a diferença de 78 MPa encontrada entre os resultados das amostras 212 e 222.

$$\text{Log}_{10}[\text{Ti}][\text{N}] = -8000/T + 0,32 \quad \text{Equação 6}$$

$$\text{Log}_{10}[\text{Al}][\text{N}] = -6770/T + 1,03 \quad \text{Equação 7}$$

$$\text{Log}_{10}[\text{Nb}][\text{N}] = -8500/T + 2,80 \quad \text{Equação 8}$$

Para o aço SAE 4145 na temperatura de revenimento de 575 °C:

- O limite de resistência passa de 1.242 MPa na amostra 311 para 1.237 MPa na amostra 321 (diferença de 5 MPa);
- O limite de escoamento passa de 1.131 MPa na amostra 311 para 1.118 MPa na amostra 321 (diferença de 13 MPa).

Para o aço SAE 4145 na temperatura de revenimento de 650 °C:

- O limite de resistência passa de 1.021 MPa na amostra 312 para 1.130 MPa na amostra 322 (diferença de 9 MPa);
- O limite de escoamento passa de 896 MPa na amostra 312 para 901 MPa na amostra 322 (diferença de 5 MPa).

Não são observadas diferenças significativas nas propriedades de tração do aço SAE 4145 com o aumento na temperatura de austenitização, em nenhuma das duas temperaturas de revenimento.

Como não foram encontradas diferenças muito significativas nas propriedades mecânicas nas diferentes temperaturas de austenitização, não foram realizadas as análises da microestrutura destas amostras no microscópio eletrônico de varredura.

4.3.6 A influência da temperatura de austenitização na resistência ao impacto

Com o aumento da temperatura de austenitização da temperatura de 880 °C para 920 °C, mantendo-se os tempos de tratamento térmico constantes, ocorrem as seguintes alterações nos resultados de impacto Charpy.

Para o aço SAE 4140, na temperatura de revenimento de 575 °C:

- A resistência ao impacto passa de 29 J na amostra 111 para 27 J na amostra 121 (diferença de 2 J).

Para o aço SAE 4140, na temperatura de revenimento 650 °C:

- A resistência ao impacto passa de 56 J na amostra 112 para 50 J na amostra 122 (diferença de 6 J).

Para o aço SAE 4140 MOD, na temperatura de revenimento de 575 °C:

- A resistência ao impacto permanece igual a 21 J nas amostras 211 e 221.

Para o aço SAE 4140 MOD, na temperatura de revenimento de 650 °C:

- A resistência ao impacto passa de 30 J na amostra 212 para 32 J na amostra 222 (diferença de 2 J);

Para o aço SAE 4145, na temperatura de revenimento de 575 °C:

- A resistência ao impacto permanece igual a 24 J nas amostras 311 e 321.

Para o aço SAE 4145, na temperatura de revenimento de 650 °C:

- A resistência ao impacto passa de 71 J na amostra 312 para 66 J na amostra 322 (diferença de 5 J);

Não foram observadas diferenças significativas nas propriedades de resistência ao impacto dos três aços com o aumento na temperatura de austenitização em nenhuma das duas temperaturas de revenimento.

4.3.7 Análise das superfícies das fraturas dos corpos de prova do ensaio de impacto Charpy

As figuras 40 a 45 apresentam as superfícies de fratura dos corpos de prova do ensaio de impacto Charpy das amostras austenitizadas na temperatura de 880 °C.



Comparando-se as Figuras 40, 42 e 44, verifica-se que não há diferenças significativas entre as superfícies de fratura dos três aços austenitizados na temperatura de 880 °C e revenidos a 575 °C. Estas três figuras indicam fratura com limitada ductilidade.





Já comparando-se as Figuras 41, 43 e 45, verifica-se que existem diferenças significativas entre elas. A Figura 43, correspondente à amostra 212, apresenta um modo de

fratura misto, como menor zona cisalhada, e é a amostra que apresenta o menor valor de resistência ao impacto. A Figura 41, correspondente à amostra 112, também apresenta uma fratura mista, mas com uma maior zona cisalhada, e é a amostra que apresenta valor de resistência ao impacto intermediário. Já a Figura 45, correspondente à amostra 312, apresenta grande deformação plástica e o maior valor de resistência ao impacto entre todas as amostras.

No trabalho de Jha, Dutta e Ray⁴¹, verifica-se que as amostras do aço AISI 4335 modificado ao vanádio, revenidas em temperaturas maiores ou iguais a 520 °C exibem fratura principalmente pela formação de microcavidades. Com o aumento da temperatura, as finas partículas de carbonetos coalescem e os sítios de nucleação de microcavidades são reduzidos, causando aumento efetivo no espaçamento entre elas, aumentando a energia absorvida no período anterior à fratura. Esse mecanismo faz com que, para uma mesma liga, o valor de resistência ao impacto da amostra revenida em uma temperatura mais alta seja maior.

Para as amostras 211 e 212, existe a influência do vanádio. O teor de vanádio do aço influencia a microestrutura através da precipitação de carboneto de vanádio. Em função disto, o número de sítios de nucleação para microcavidades é aumentado e, conseqüentemente, facilita o crescimento e o coalescimento de microcavidades, fazendo com que haja menor absorção de energia no período anterior à fratura. Ainda há um efeito adicional da diminuição do percentual de carbono da matriz em função da precipitação dos carbonetos, o que também auxilia no crescimento das microcavidades. Mesmo com o aumento da temperatura de revenimento para uma liga contendo vanádio, o aumento da resistência ao impacto não é tão acentuado em função da sua menor taxa de difusão e, por conseqüência, maior dificuldade para o coalescimento dos seus carbonetos⁴¹.

	
<p>Figura 40: Superfície da fratura do corpo de prova do ensaio de impacto Charpy da amostra 111. Resultado médio do ensaio = 29 J.</p>	<p>Figura 41: Superfície da fratura do corpo de prova do ensaio de impacto Charpy da amostra 112. Resultado médio do ensaio = 56 J.</p>

	
<p>Figura 42: Superfície da fratura do corpo de prova do ensaio de impacto Charpy da amostra 211. Resultado médio do ensaio = 21 J.</p>	<p>Figura 43: Superfície da fratura do corpo de prova do ensaio de impacto Charpy da amostra 212. Resultado médio do ensaio = 30 J.</p>
	
<p>Figura 44: Superfície da fratura do corpo de prova do ensaio de impacto Charpy da amostra 311. Resultado médio do ensaio = 24 J.</p>	<p>Figura 45: Superfície da fratura do corpo de prova do ensaio de impacto Charpy da amostra 312. Resultado médio do ensaio = 71 J.</p>

5 CONCLUSÕES

- A temperatura de revenimento exerce forte influência sobre a tenacidade e a resistência mecânica de aços para fixadores com aplicações em baixas temperaturas. Quanto mais alta a temperatura de revenimento, menor a resistência mecânica e maior a tenacidade destes aços.
- Os percentuais de carbono, cromo e vanádio exercem forte influência sobre a resistência mecânica de aços para fixadores com aplicações em baixas temperaturas. Quanto maiores os percentuais destes elementos, maior a resistência mecânica destes aços.
- Não foi possível avaliar a influência do carbono sobre a tenacidade dos aços estudados em função do diferente percentual de níquel entre eles ter influenciado nos resultados.
- O cromo, nos teores avaliados, não exerce influência sobre a tenacidade destes aços.
- Já o vanádio exerce forte influência sobre a tenacidade dos aços em estudo, aumentando consideravelmente a temperatura de transição dúctil-frágil destes aços.
- A faixa de temperatura de austenitização utilizada exerce baixa influência sobre a resistência mecânica e não exerce influência sobre a tenacidade de aços para fixadores com aplicações em baixas temperaturas.
- Pelos resultados obtidos neste trabalho, quanto ao aço e à temperatura de revenimento para aplicação em fixadores para a indústria do petróleo, o recomendado é utilizar-se o SAE 4140 revenido a 575 °C que consegue atender às especificações de dureza, resistência mecânica e ao impacto com menor custo de liga e de tratamento térmico.

- Pelos resultados obtidos neste trabalho, quanto ao aço e à temperatura de revenimento para aplicação em fixadores para energia eólica, o recomendado é utilizar-se o SAE 4140 MOD revenido a 650 °C que atende às especificações de dureza, resistência mecânica e ao impacto com menor custo em elementos de liga.

6 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

-
- ¹ Apresentação MKT Gerdau: Do poço ao aço – Mapeamento do Mercado do Petróleo
- ² Apresentação MKT Gerdau: Emergent Market: Wind Power
- ³ RASDOLSKY, V. F. M., DILMORE, M., Steel with high strength and toughness. Revista Advanced Materials & Process. Páginas 33-36. Julho/2006.
- ⁴ CALLISTER JR., W. D., Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução. 5ª Edição. Rio de Janeiro. LTC, 2000.
- ⁵ DIETER, G. E., Metalurgia Mecânica, Segunda Edição, Rio de Janeiro, Editora Guanabara Dois
- ⁶ BROOKS, C. R., Principles of the Heat Treatment of Plain Carbon and Low Alloy Steels. Ohio, USA. ASM International, 1996.
- ⁷ BAIN, E. C., FUNCTIONS OF THE ALLOYING ELEMENTS IN STEEL, U. S. Steel Corporation, Pittsburgh, PA. ASM. Fourth Printing 1945.
- ⁸ KWIETNIEWSKI, C. E. F., KISS, F. J., Metalografia e Tratamentos térmicos de aços e ferros fundidos. Escola de Engenharia UFRGS 3ª Edição. Março/2011.
- ⁹ HENNESSY, D., SHARMA, V., ANSELL, G. S., Tempering Kinetics of Alloy Steel as a Function of Quench Rate and M_s temperature, Metallurgical Transactions A, Volume 14A, June 1983, Pages 1013 – 1019.
- ¹⁰ KRAUSS, G., Steels: Heat Treatment and Processing Principles. OHIO, USA. ASM International. 1989.

-
- ¹¹ KRAUSS, G., Martensite in steel: Strength and structure, *Materials Science & Engineering A273-A275* (1999), Pages 40-57.
- ¹² KRAUSS, G., Heat Treated Martensitic Steels: Microstructural Systems for Advanced Manufacture, *ISIJ International*, Vol. 35 (1995), N° 4 pp. 349-359.
- ¹³ ROBERTS, C. S., AVERBACH, B. L., COHEN, M., The Mechanism and Kinetics of the First Stage of Tempering, *Trans ASM*, Vol 45, 1953, p. 576-604.
- ¹⁴ LEMENT, B. S., AVERBACH, B. L., COHEN, M., Microstructural Changes on Tempering Iron-Carbon Alloys, *Trans ASM*, Vol 46, 1954, p. 851-881.
- ¹⁵ WERNER, F. E., AVERBACH, B. L., COHEN, M., The tempering of Iron-Carbon Martensite Crystals, *Trans ASM*, Vol. 49, 1957, p.823-841.
- ¹⁶ LEMENT, B. S., AVERBACH, B. L., COHEN, M., Further Study of Microstructural Changes on Tempering Iron-Carbon Alloys, *Trans ASM*, Vol 47, 1955, p. 291-319.
- ¹⁷ OLSON, G. B., COHEN, M., Early Stages of Aging and Tempering of Ferrous Martensites, *Metallurgical Transactions A*, Volume 14A, June 1983, Pages 1057 – 1065
- ¹⁸ SARIKAYA, M., JHINGAN, A. K., THOMAS, G., Retained Austenite and Tempered Martensite Embrittlement in Medium Carbon Steels, *Metallurgical Transactions A*, Volume 14A, June 1983, Pages 1121 – 1133
- ¹⁹ QU, Z., McMAHON JR., C. J., The Effects of Tempering Reactions on Temper Embrittlement of Alloy Steels, *Metallurgical Transactions A*, Volume 14A, June 1983, Pages 1101-1108
- ²⁰ ZIA-EBRAHIMI, F., KRAUSS, G., The Evaluation of Tempered Martensite Embrittlement in 4130 Steel by Instrumented Charpy V-Notch Testing, *Metallurgical Transactions A*, Volume 14A, June 1983, Pages 1109–1119.
- ²¹ HONEYCOMBE, R. W. K., *Steels, Microstructure and Properties*, Edward Arnold Ltd and American Society for Metals, Metals Park, OH, 1981.

-
- ²² GRANGE, R.A., HRIBAL, C.R., PORTER, L.F., Hardness of Tempered Martensite in Carbon and Low-Alloy Steel, *Met Trans A*, Vol 8A, Páginas 1775-1785, 1977.
- ²³ ROLLASON, E.C., *Fundamental Aspects of Molybdenum in Transformation of Steel*, Climax Molybdenum Co., London.
- ²⁴ IRVINE, K. J., PICKERING, F. B., *The Tempering Characteristics of Low-Carbon Low-Alloy Steels*, JISI, Vol. 194, Páginas 137-153, 1960.
- ²⁵ GARRISON JR., W, *A Comparison of the Effects of Cobalt, Silicon, Nickel and Aluminum on the Tempering Response of a Medium Chromium Secondary Hardening Steel*, *ISIJ International*, Vol. 46 (2006) N° 5, pp. 782-784.
- ²⁶ CHANDHOK, V. K., HIRTH, J. P., DULIS, E.J., *Effect of Cobalt on Tempering Tool and Alloy Steel*, *Trans. ASM*, Vol 56, 1963, Pages 677-692
- ²⁷ SPEICH, G. R., DABKOWSKI, D. S., PORTER, L. F., *Strength and toughness of Fe-10Ni alloys containing C, Cr, Mo and Co*, *Metall. Trans.*, Volume 4, 1973, Pages 303-315.
- ²⁸ GARRISON JR., W. M., *Influence of Silicon on Strength and Toughness of 5wt-%Cr Secondary Hardening Steel*, *Mater. Sci. Technol.*, Vol 3, 1987, Pages 256-259.
- ²⁹ LAGNEBORG, R., SIWECKI, T., ZAJAC, S., HUTCHINSON, B., *The role of vanadium in microalloyed steel*, Swedish Institute for Metals Research. Stockholm, Sweden.
- ³⁰ *Characteristic Features of Titanium, Vanadium and Niobium as Microalloy Additions to Steel*. Disponível em: < <http://www.cbmm.com.br>>. Acesso em: 26.ago.2012.
- ³¹ PALMIERE, E. J., GARCIA, C. I., DeARDO, A. J., *Compositional and Microstructural Changes which attend Reheating and Grain Coarsening in Steels containing Niobium*. *Metalurgical and Materials Transactions A*. February, 1994, 25 A v., p.278.
- ³² GUILHERME, E. E., *Controle do tamanho de grão em aço para cementação com baixo teor de alumínio*. 2006. 101 p. Dissertação (Mestrado) – Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2006.

³³ LOURENÇO, N. J., Estudo da deformação de um aço microligado ao vanádio na região de transição de fase. 2011 p. 11. Dissertação (Doutorado) Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, 2001

³⁴ SILVÉRIO, V. A., Estudo da evolução do tamanho de grão na laminação a quente de barras de aço médio carbono microligado ao vanádio – 38MnSiV5, Dissertação de Mestrado Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2008.

³⁵ GLADMAN, T., The Physical Metallurgy of Microalloyed Steels, School of Materials, the University of Leeds, UK.

³⁶ LI, Y., BAKER, T. N., Vanadium Microalloyed Steel for Thin Slab Casting and Direct Rolling, Materials Science Forum Vols. 500-501 (November 2005) pp. 237-244

³⁷ Relatório Técnico Gerdau, A função do vanádio em aços para bielas cracadas.

³⁸ ASTM (American Society for Testing and Materials). NORMA E10: Standard Test Method for Brinell Hardness of Metallic Materials, 2010.

³⁹ ASTM (American Society for Testing and Materials). NORMA E08: Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials, 2010.

⁴⁰ ASTM (American Society for Testing and Materials). NORMA E23: Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials, 2010.

⁴¹ JHA, R. N., DUTTA, K., RAY, K. K., Effect of Tempering on Mechanical Properties of V-added AISI 4335 Steel, ISIJ International, Vol. 50 (2010), No 4, pp. 607 – 612.