INSTITUTO DE PESQUISAS ENERGÉTICAS E NUCLEARES

Autarquia associada à Universidade de São Paulo

INFLUÊNCIA DA MICROESTRUTURA NAS
PROPRIEDADES MECÂNICAS DO AÇO ABNT 5160 EM
CONDIÇÕES DE CARREGAMENTO MONOTÔNICO E CÍCLICO.

PAULO GILBERTO ZEPTER

Dissertação apresentada como parte
dos requisitos para obtenção do Grau
de Mestre em Ciências na Área de
Tecnologia Nuclear – Materiais

Orientador:
Dr. Arnaldo H. Paes de Andrade

SÃO PAULO

2007

À minha esposa Dalca, pela paciência revelou ao pressentir que estava havendo ausência de minha parte e reuniu forças para entender que o meu trabalho era necessário para nosso futuro e conseguiu me apoiar até o fim da jornada.

IN MEMORIAN

Ao Engenheiro José Assis de Melo, meu verdadeiro PAI que me criou e me fez crescer na vida pelo carinho e pelo suporte dado para a minha educação e formação como Engenheiro. Meu agradecimento esteja onde estiver...

Agradecimentos

Ao Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares (IPEN) pela oportunidade profissional que me abriu ao me proporcionar a possibilidade de realizar este estudo.

Ao orientador prof. Dr. Arnaldo H. Paes de Andrade pelas diretrizes, denodo e eficácia e dedicação que me dedicou , além da amizade que serviu com elemento aglomerante para unir estes elementos resultando na conclusão do estudo.

Ao amigo, e colaborador Prof. Dr. Antonio Augusto Couto, que auxiliou nos trabalhos de execução dos ensaios necessários para a confecção do embasamento técnico deste estudo.

A banca examinadora pelas observações feitas que vieram a complementar e engrandecer o trabalho, nas pessoas do orientador Dr. Arnaldo H. Paes de Andrade, Dr. Jean Vatauvuk e Dr. Antonio Augusto Couto.

Ao Centro Federal de Educação Tecnológica (CEFET-SP) de São Paulo por permitir que dispusesse de meios como equipamentos e laboratórios nos quais pude desenvolver meus trabalhos de pesquisa e elaboração de corpos de prova.

À Universidade Presbiteriana Mackenzie, através de disponibilização de seus laboratórios para realização de ensaios mecânicos.

Aos colegas e mestres do CEFET-SP Yukio Hanaizama e José Antonio Neves pela colaboração na preparação dos corpos de prova para os ensaios.

À empresa BRASIMET pelo apoio no que diz respeito aos excelentes tratamentos térmicos realizados de têmpera e revenimento e de austêmpera dos corpos de prova de forma brilhante , atingindo totalmente seu objetivo.

À professora Marlene Dias Neves Guarienti do CEFET-SP pela sua ajuda na revisão da redação do trabalho.

Aos colegas do CEFET-SP pelo incentivo que me estimularam a prosseguir até o final da jornada.

A todos aqueles que de forma direta ou indireta ajudaram na conclusão desse estudo e por este motivo compartilho com eles a minha satisfação.

À Senhora Lea Sarita Montagna do CTM-SP pela valiosa colaboração nas observações por microscopia eletrônica de varredura.

Aos colegas que participaram juntamente comigo da busca pelos créditos durante todo o curso como a colega Raquel, e os colegas Aparecido, Fabio e Kiko, dentre outros que marcaram pela ajuda e companheirismo notáveis.

**INFLUÊNCIA DA MICROESTRUTURA NAS
PROPRIEDADES MECÂNICAS DO AÇO ABNT 5160
EM CONDIÇÕES DE CARREGAMENTO MONOTÔNICO E CÍCLICO.**

PAULO GILBERTO ZEPTER

RESUMO

O presente trabalho apresenta um estudo comparativo entre as propriedades do material ABNT 5160 em condições monotônica e cíclica nas condições de tratamentos térmicos de temperado e revenido, e austemperado, para mostrar como as diferenças de microestruturas têm influência no comportamento mecânico deste material. Através de ensaios dinâmicos e estáticos, bem como de acompanhamento de estudo microestrutural, investigou-se o comportamento comparativo em amostras deste material normalmente solicitado ciclicamente em trabalho. No material austemperado, em razão da maior resistência obtida devido à presença da estrutura bainítica, observam-se aspectos de quase-clivagem na fratura com a presença de forma de rios no interior dos grãos em contraste com o caso anterior. Isto ocorre porque o formato e distribuição dos carbonetos na bainita são diferentes daqueles da martensita revenida pois sendo anexos às “ripas” de ferrita, não causam os ancoramentos de nucleação das microcavidades. Nesta condição austemperada, além dos contornos de grãos, que servem para desviar a propagação da clivagem, os carbonetos também atuam como defletores de direção das formas de rios. Por isto se deduz que embora ambos os materiais apresentem ductilidade, a bainita obtida na austêmpera tem melhor tenacidade e deve ter melhor comportamento que a forma temperada e revenida em situação de esforços com baixo número de ciclos.

INFLUENCE OF THE MICROSTRUCTURE ON THE SAE 5160 STEEL MECHANICAL PROPERTIES UNDER MONOTONIC AND CYCLIC LOADINGS

Paulo Gilberto Zepter

ABSTRACT

The present study presents a comparative study between the properties of the SAE 5160 steel in monotonic and cyclical states in the thermal treatments conditions of quenching and tempering and austempering, showing how the microstructural differences has influence in the mechanical behavior of this material. Through dynamic and static testing, as well as of microstructural analysis, the comparative behavior was investigated in samples of this material usually cyclically loaded at work

In the austempered material, in reason of the largest resistance obtained due to the presence of the bainitic structure, some aspects of quasi-cleavage are observed in the fracture surface with the presence rivers patterns inside the grains in contrast with the Q&T case. As the format and distribution of the carbides in the bainite are different from those of the tempered Martensite, to say they are enclosed to the ferrita "laths" and the anchoring of microcavities nucleation didn't happen.

In this austempered condition, besides the grains boundaries, that are to divert the propagation of the cleavage, the carbides also act to deflect the direction in rivers pattern. Of this it is deduced that although both materials present ductility, the bainite obtained in the austempered condition has better toughness and it should have better behavior than the Q&T condition in situation of cyclical efforts at low number of cycles.

SUMÁRIO

	Página
1.INTRODUÇÃO.....	1
1.1. Objetivos Gerais.....	2
1.2. O aço ABNT 5160	3
2. REVISÃO DA LITERATURA.....	5
2.1. Aços para construção mecânica.....	5
2.2. Mecanismos de endurecimento das ligas de ferro.....	6
2.2.1. Endurecimento por deformação.....	6
2.2.2. Endurecimento por solução sólida.....	8
2.2.3. Precipitação de Carbono e de Nitrogênio no Ferro - α	12
2.2.4. O tamanho de grão.....	14
2.2.5. Endurecimento por dispersão.....	16
2.3. Tratamentos térmicos e aspectos microestruturais dos aços.....	16
2.3.1 - Obtenção da estrutura bainítica por transformação isotérmica.....	17
2.3.2 - Bainita superior	19
2.3.3 - Bainita Inferior.....	20
2.3.4 - Efeitos dos elementos de liga na formação das microestruturas bainíticas dos aços.....	23
2.3.5 - A transformação Martensítica	25
2.3.6 - A cristalografia da transformação martensítica	29
2.3.7 - O revenimento das martensitas ferrosas	33
2.4. Propriedades mecânicas	36
2.4.1 - Tensão teórica de clivagem.....	36
2.4.2 - Tensão teórica de cisalhamento.....	38
2.4.3 - Mecanismo de fratura dúctil.....	40
2.4.4 - A fatura e a propagação da trinca	41
2.4.5 - Nucleação de trincas.....	42
2.4.6 - A fratura dúctil.....	43
2.4.7 - Etapa de nucleação de vazios.....	44
2.4.8 - Crescimento de vazios e coalescência.....	46

2.4.9 - A fratura frágil ou fratura por clivagem.....	49
2.4.10 - A fratura intergranular	52
2.5 - Deformação cíclica e resistência à fadiga	54
2.5.1 - O carregamento cíclico.....	55
2.5.2 - Ciclagem sob controle de tensão.....	56
2.5.3 - Ciclagem sob controle de deformação.....	57
2.5.4 - Resposta cíclica de um material em termos de laços de histerese.	58
3. OBJETIVOS ESPECÍFICOS DO TRABALHO.....	62
4. MATERIAIS E MÉTODOS EXPERIMENTAIS.....	63
4.1. Composição química do aço ABNT5160.....	63
4.2. Tratamentos térmicos.....	63
4.3. Metalografia e dureza.....	65
4.4. Ensaio de tração.....	65
4.5. Ensaio de fadiga	67
4.6. Microscopia eletrônica de Varredura.....	68
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	71
5.1 Microestrutura.....	71
5.2 Propriedades mecânicas de tração e dureza.....	74
5.3 Fadiga de flexão rotativa.....	76
5.4 Fractografia.....	78
6. CONCLUSÕES.....	99
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	101

TABELAS

Página

TABELA 1. Tamanhos atômicos de elementos não metálicos no ferro (Honeycombe, 1984).	11
TABELA 2. Solubilidade do Carbono e do nitrogênio no ferro- α e no ferro γ (Honeycombe, 1984).....	12
TABELA 3. Transformações que ocorrem nas martensitas ferrosas de acordo com a temperatura de revenimento (Honeycombe,1984).....	35
TABELA 4. Seqüência de precipitação de carbonetos (Honeycombe,1984).....	36
TABELA 5. Composição química principal do aço ABNT 5160 (Aços Villares).....	63
TABELA 6. Resultados obtidos em ensaios de tração.....	74

FIGURAS

	Página
FIGURA 1. Os sistemas de planos de escorregamento na célula unitária CCC. Honeycombe, 1984).....	7
FIGURA 2. Célula unitária cúbica de faces centradas, mostrando o plano de maior densidade atômica (111) e o plano (101).....	8
FIGURA 3. Endurecimento por solução sólida em cristais de ferro contendo solutos substitucionais. (Takeuchi, 1969).....	9
FIGURA 4. Interstícios nas estruturas CCC e CFC (Honeycombe, 1984).....	11
FIGURA 5. Precipitação da cementita num ferro temperado e envelhecido durante 1560 minutos a 240 ⁰ C (Honeycombe, 1981).....	13
FIGURA 6. Envelhecimento após têmpera de um ferro com 0,02% em peso de nitrogênio. Variação da dureza e da distância entre partículas (λ) como tempo de envelhecimento a 600C (Leslie, 1963).....	14
FIGURA 7. Variação de tensão de escoamento do aço macio com relação ao tamanho de grão (Hall, 1959).....	15
FIGURA 8. Curva TTT para o aço ABNT 5160, mostrando os tratamentos térmicos de têmpera, austêmpera e recozimento.....	18
FIGURA 9. Distribuição de partículas de cementita entre as placas de ferrita na bainita superior: (I) Esquema da precipitação de carbonetos na interface ferrita/austenita na bainita inferior. (II) Diferentes morfologias de bainita (Ohmori) e (Aaronson, Spanos, 2002).....	22
FIGURA 10. Placas de bainita de diferentes espessuras (Bhadeshia, 1998).....	23
FIGURA 11. (a), (b) Crescimento da martensita com maior resfriamento abaixo de M_s . Em (c), (d), (e). Diferentes morfologias nos ferro-ligas. Em (c) baixo carbono (ripas), em (d) médio carbono (placas), e em (e) Fe-Ni (placas) (Porter, 1987).....	27
FIGURA 12. Ilustração de como a martensita permanece coerente com a austenita circunvizinha e a superfície que ela intercepta (Porter, 1987).....	28
FIGURA 13. Liga Fe-0,6C - martensita obtida por têmpera a partir de 1050 ⁰ C (Ohmori, apud Honeycombe, 1982).....	29
FIGURA 14. Correlação entre redes na formação da Martensita a partir da austenita. (a) Célula unitária tetragonal determinada na austenita; (b) Deformação na rede (compressão segundo o eixo; C) para formar a martensita com quociente c/a correto. (Christian, 1970 apud HONEYCOME, 1982).....	30
FIGURA 15. Martensita lenticular em um aço Fe-1,8C-3Mn-2Si ilustrando o fenômeno de cascata (Bhadeshia, 1992) Microscopia óptica X300.....	31
FIGURA 16. Uma correlação simples entre as redes (Christian, 1970 apud Honeycombe, 1982).....	32

FIGURA 17. Formação de uma lamela de martensita ilustrando os dois modos: a)escorregamento; b) maclação (Christian,1970 apud Honeycombe, 1982)...	33
FIGURA 18. Tensão para separar dois planos atômicos.....	37
FIGURA 19. Esforço para cisalhamento de um cristal ideal.(Meyers & Chawla,1982).....	38
FIGURA 20. Três micro mecanismos de fratura que podem ocorrer em metais ou ligas metálicas: (a) Fratura dútil; (b) Clivagem; e (c) Fratura inter granular.(Anderson,1995).....	42
FIGURA 21. Nucleação de cavidades em partícula de segunda fase em um material dútil.....	44
FIGURA 22. Micro trinca produzida pelo agrupamento de discordâncias.....	45
FIGURA 23. a) – Banda de deslizamento completamente relaxada em barreira; b) – banda parcialmente relaxada, abrindo uma trinca na barreira.....	45
FIGURA 24. Fratura dútil em um aço que resultou da iniciação, crescimento e coalescimento de microcavidades. Neste caso, podem ser vistas as inclusões responsáveis pela nucleação.....	47
FIGURA 25. Transição dútil- frágil em aço.....	49
FIGURA 26. a) – Superfícies de clivagem em aço 300-M; b) – Figuras de rio na superfície de clivagem em aço 300-M, MEV.....	50
FIGURA 27. Formação de degraus de clivagem: a) – trincas paralelas (A, A) juntam-se por clivagem (B) ou cisalhamento (C); (b) - iniciação de clivagem pela passagem de uma discordância em hélice, e (c) - formação de uma figura de rio após passagem de um contorno de grão.....	51
FIGURA 28. Fratura intergranular.....	53
FIGURA 29. Fratura intergranular em um aço (MEV).....	53
FIGURA 30. Curvas tensão (S) versus número de ciclos(N): A = material ferroso; e (B) = Não ferroso. S_L representa o limite do fadiga. (Meyers & Chawla,1982,).....	55
FIGURA 31. Parâmetros de ensaios de fadiga (Meyers & Chawla,1982).....	56
FIGURA 32. Comportamento cíclico de um material sob controle de tensão. (Meyers & Chawla,1982,).....	57
FIGURA. 33. Comportamento cíclico de um material sob controle de deformação. (Meyers & Chawla,1982,).....	58
FIGURA 34. Endurecimento cíclico sob controle de tensão. (Meyers & Chawla,1982,).....	59
FIGURA 35. Amolecimento cíclico sob controle de tensão.(Meyers & Chawla,1982,).....	59
FIGURA 36. Endurecimento cíclico sob controle de deformação. (Meyers & Chawla,1982,).....	60

FIGURA 37. Amolecimento cíclico sob controle de deformação. (Meyers & Chawla, 1982,.).....	60
FIGURA 38. Curvas σ - ϵ monotônicas e cíclicas. (Meyers & Chawla, 1982,.).....	61
FIGURA 39. Corpos de Prova de Tração (superior) e Fadiga (inferior).....	66
FIGURA 40. Representação esquemática da máquina de ensaios de fadiga flexo-rotativa.	67
FIGURA 41. Detalhe da montagem do corpo-de-prova e operação da máquina de ensaios de fadiga flexo-rotativa.....	67
FIGURA 42. Representação esquemática dos componentes eletrônicos de um MEV (W.A. Monteiro, 2003).....	69
FIGURA 43. Interação elétron-amostra. (Monteiro, 2003).....	69
FIGURA 44. Microscópio eletrônico de varredura (Philips XL-30).....	70
FIGURA 45. Aço ABNT 5160: amostra temperada e revenida. Martensita revenida com carbonetos globulizados finamente distribuídos em matriz ferrítica (aumento: 500X).....	72
FIGURA 46. Aço ABNT 5160: amostra temperada. Matriz ferrítica típica de martensita revenida com carbonetos globulizados, uniformemente distribuídos. (aumento: 1250X).....	72
FIGURA 47. Aço ABNT 5160: amostra austemperada. Bainita inferior, mostrando as ripas de ferrita com carbonetos de ferro, (aumento: 500X).....	73
FIGURA 48. Aço ABNT 5160. Amostra austemperada, mostrando mais claramente o crescimento da bainita inferior em diversas direções. (aumento de 2500X)...	73
FIGURA 49.a . Curvas “tensão X deformação” do material temperado e revenido.....	75
FIGURA 49.b. Curvas “tensão X deformação” do material austemperado.....	75
FIGURA 50. Curvas comparativas do aço ABNT5160 austemperado X TR	76
FIGURA 51. Curva de fadiga traçada para o material temperado e revenido.....	77
FIGURA 52. Curva Tensão – Vida em Fadiga do Material Austemperado.....	77
FIGURA 53. Material temperado e revenido / austenitizado.....	78
FIGURA 54. Aço ABNT 5160, temperado e revenido, mostrando o aspecto da fratura em tração, evidenciando uma condição dúctil, (25X).....	79
FIGURA 55. Aço ABNT 5160, temperado e revenido (500X). Presença de microcavidades (aumento de 500x).....	80
FIGURA 56. Aço ABNT 5160 temperado e revenido, evidenciando-se a presença de microcavidades (“dimples”) (aumento de 2000X).....	80

FIGURA 57. Aço ABNT 5160, temperado e revenido. Ocorrência de microcavidades, originadas nos carbonetos finos presentes na microestrutura. (aumento de 4000X).....	81
FIGURA 58. Aço ABNT 5160, condição austemperado. Aspecto de fratura dúctil do material ensaiado em tração, (aumento de 25X).....	82
FIGURA 59. Aço ABNT 5160 austemperado com superfície de fratura do material mostrando partes fraturadas lisas, sem protuberâncias. (aumento de 500X)..	82
FIGURA 60. Aço ABNT 5160, austemperado, Presença de microcavidades, e microinclusões não metálicas que contribuíram para o coalescimento da fratura. (aumento de 2000X).....	83
FIGURA 61. Aço ABNT 5160, austemperado, Inclusões não metálicas e alguns carbonetos são observados (aumento de 4000X).....	83
FIGURA 62. Aço ABNT5160, temperado e revenido. Superfície de fratura do corpo de prova de fadiga, mostrando regiões de trincamento, crescimento de trincas e fratura final. (aumento de 5x).....	84
FIGURA 63. Aço ABNT5160, temperado e revenido. Região de iniciação do processo de fadiga (aumento de 21 x).....	84
FIGURA 64. Aço ABNT5160, temperado e revenido. Superfície de fratura por fadiga (aumento de 300 x).....	85
FIGURA 65. Aço ABNT5160, temperado e revenido. Superfície de fratura final (aumento de 1000 x).....	85
FIGURA 66. Aço ABNT 5160, temperado e revenido. Aspecto geral da fratura por fadiga para níveis de tensão baixos. (aumento de 10 x).....	86
FIGURA 67. Aço ABNT 5160, temperado e revenido, mostrando o aspecto da fratura de fadiga para baixos níveis de tensão. Região de fratura por fadiga. (aumento de 500 x).....	87
FIGURA 68. Aço ABNT 5160 temperado e revenido, mostrando o aspecto da fratura de fadiga para baixos níveis de tensão (aumento de 1000 x).....	87
FIGURA 69. Aço ABNT 5160 temperado e revenido, mostrando o aspecto da fratura por sobrecarga mecânica para baixos níveis de tensão (aumento de 500X).	88
FIGURA 70. Aço ABNT 5160, temperado e revenido, região de sobrecarga mecânica. Ocorrência de microcavidades, mostrando partículas de segunda fase (carbonetos), no interior das mesmas. (aumento de 1500 x).....	88
FIGURA 71. Aço ABNT 5160, condição austemperada. Material ensaiado sob flexão rotativa em tensão elevada (baixo número de ciclos). Na parte inferior da imagem tem-se a região de fratura por fadiga (aumento de 9x).....	89
FIGURA 72. Aço ABNT 5160, condição austemperada. Material ensaiado em fadiga flexo-rotativa sob tensão elevada. Evidência da iniciação múltipla de trincas. (aumento de 23x).....	90
FIGURA 73. Aço ABNT 5160, condição austemperada. Material ensaiado em fadiga flexo-rotativa sob tensão elevada. Região de fadiga (aumento de 300X).....	90

FIGURA 74. Aço ABNT 5160, condição austemperada. Material ensaiado em fadiga flexo-rotativa sob tensão elevada. Região de fratura por fadiga. Presença de trincas secundárias (aumento de 1000 x).....	91
FIGURA 75. Aço ABNT 5160, condição austemperada. Material ensaiado em fadiga flexo-rotativa sob tensão elevada. Região de sobrecarga mecânica (aumento de 300X).....	91
FIGURA 76. Aço ABNT 5160, condição austemperada. Material ensaiado em fadiga flexo-rotativa sob tensão elevada. Região de fratura por sobrecarga mecânica. O detalhe enquadrado na parte inferior da foto é mostrado com maior aumento na FIGURA 77 (aumento de 1000x).....	92
FIGURA 77. Aço ABNT 5160, condição austemperada. Material ensaiado em fadiga flexo-rotativa sob tensão elevada. Detalhe destacado na FIGURA 76. (aumento de 2000X).....	92
FIGURA 78. Aço ABNT 5160, condição austemperada. Material ensaiado em fadiga flexo-rotativa sob tensão elevada. Visão geral da superfície de fratura. (aumento de 5x).....	93
FIGURA 79. Aço ABNT 5160, condição austemperada. Material ensaiado em fadiga flexo-rotativa sob tensão elevada. Detalhe da região de fadiga com evidência de dois pontos de nucleação de trincas. (aumento de 20x).....	93
FIGURA 80. Aço ABNT 5160, condição austemperada. Material ensaiado em fadiga flexo-rotativa sob tensão elevada. Região de fadiga (1000x).....	94
FIGURA 81. Aço ABNT 5160, condição austemperada. Material ensaiado em fadiga flexo-rotativa sob tensão elevada. Detalhe da interface de separação entre a região de fadiga e de fratura final por sobrecarga mecânica (aumento de 500x).....	94
FIGURA 82. Aço ABNT 5160, condição austemperada. Material ensaiado em fadiga flexo-rotativa sob tensão elevada. Região de fratura final. Ocorrência de quase-clivagem (aumento de 1000x).....	95
FIGURA 83. Aço ABNT 5160, condição austemperada. Material ensaiado em fadiga flexo-rotativa sob tensão baixa. Aspecto geral da fratura, apresentando na parte inferior a fratura por fadiga, com propagação da periferia para o centro. (aumento de 10 x).....	96
FIGURA 84. Aço ABNT 5160, condição austemperada. Material ensaiado em fadiga flexo-rotativa sob tensão baixa. Aspecto da região de fratura por fadiga (aumento de 500x).....	96
FIGURA 85. Aço ABNT 5160, condição austemperada. Material ensaiado em fadiga flexo-rotativa sob tensão baixa. Região de fratura por fadiga (aumento de 2000x).....	97
FIGURA 86. Aço ABNT 5160, condição austemperada. Material ensaiado em fadiga flexo-rotativa sob tensão baixa. Aspecto da região de fratura por sobrecarga mecânica. (aumento de 250x).....	97
FIGURA 87. Aço ABNT 5160, condição austemperada. Material ensaiado em fadiga flexo-rotativa sob tensão baixa. (aumento de 2000 x).....	98

1. INTRODUÇÃO

Diante da enorme profusão de metais e ligas metálicas que se oferecem à produção de itens com as mais diversas exigências físicas, o presente trabalho busca verificar os efeitos que diferentes tratamentos térmicos produzem sobre o material. Para tanto, focar-se-á o tratamento térmico de têmpera e revenimento, comumente empregado, e o tratamento térmico de austêmpera, empregado modernamente em diversas aplicações, e seus efeitos sobre o aço ABNT 5160. Tais escolhas devem-se à natureza do nosso objetivo, que é estudar a influência da microestrutura nas propriedades mecânicas do referido aço em condições de carregamento monotônico e cíclico.

Busca-se demonstrar as vantagens técnicas e de processo pela opção por um dos tratamentos, considerando-se, assim, inclusive o custo do projeto. Às vantagens técnicas observadas a partir das propriedades mecânicas do material, somam-se as condições de conformabilidade, soldabilidade usinabilidade, quando da efetiva utilização do item em sua aplicação. Assim, deve-se ter atenção à seleção dos materiais de forma que atendam as diversas condições mecânicas para uma relação de resistência/peso mais adequada ao projeto.

É necessário pensar, também, no caso de materiais totalmente novos, que precisam ser desenvolvidos para se atender a condições especiais. São, portanto diversos fatores interrelacionados por vezes de forma simples, o que justifica e de forma não tão simples em outras tantas ocasiões, o que justifica um estudo cuidadoso para a concepção do projeto. Além disto, é necessário que se estabeleçam requisitos de desempenho de uma peça metálica, já na sua fase de fabricação, bem como na fase de sua utilização como componente de um sistema mecânico complexo. Tais requisitos são estabelecidos de maneira a compatibilizar a função exigida da peça com as possibilidades de sua fabricação a partir de materiais metálicos. Como se dispõe de uma série de processos de fabricação, e de diversos tipos de materiais metálicos, pode-se colocar que o princípio básico para orientar a seleção de materiais é o critério de atender ao menor custo de fabricação para uma dada qualidade industrial especificada.

A performance obtida deve ser analisada a partir da definição dos requisitos de desempenho, levando-se em consideração as conseqüências de uma super-avaliação ou de uma sub-avaliação destes requisitos. A definição dos

requisitos de desempenho depende de cada tipo de produto e deve ser realizada através de uma descrição objetiva e completa da peça ou do conjunto mecânico. Embora seja difícil conciliar as especificações de desempenho, deve-se procurar encontrar um equilíbrio entre os requisitos e as possibilidades técnicas de realização. No caso de subavaliação das especificações, pode-se chegar a um desempenho deficiente, com a possibilidade de ocorrer falhas graves em serviço, o que vai fatalmente acarretar maiores custos materiais e, às vezes, humanos. Quanto ao caso de super avaliação, quase sempre chega-se a custos maiores de fabricação, com desperdício de energia, material ou mão de obra para a obtenção do produto final.

As especificações do projeto devem contemplar fundamentalmente dois aspectos:

a) o dimensionamento das peças e conjuntos baseados nos tipos de solicitações mecânicas, tanto estáticas como dinâmicas, e de acordo com a resistência dos materiais já tratados termicamente, bem como;

b) a adoção de fatores de segurança para o cálculo da tensão de trabalho. Se por um lado, a solicitação estática imposta às escolhas tanto dos materiais como dos tratamentos térmicos a eles dispensados, as solicitações dinâmicas merecem atenção especial, particularmente as solicitações cíclicas que conduzem o material à falha por fadiga que são as causas da maioria das falhas em serviço das peças dos sistemas mecânicos.

1.1. Objetivos Gerais

O presente trabalho apresenta um estudo comparativo entre as propriedades do material ABNT 5160 em condições monotônica e cíclica para de tratamentos térmicos de temperado e revenido como para material austemperado, mostrando como as diferenças de microestruturas têm influência no comportamento deste material. Através de ensaios dinâmicos e estáticos, bem como de acompanhamento de estudo metalográfico e fractográfico, busca-se determinar o comportamento comparativo em amostras deste material normalmente solicitado ciclicamente em trabalho.

A maioria dos equipamentos e estruturas está sujeita a carregamentos cíclicos que produzem fraturas, mesmo com cargas bem menores do que aquelas solicitações simplesmente monotônicas. Os tratamentos térmicos de têmpera e revenimento e austêmpera que determinam a estrutura metalográfica do material, respectivamente, de martensita revenida e de bainita, e a comparação dos efeitos destas no material leva a resultados importantes para a vida em condições de trabalho normal de equipamentos e estruturas nos fornecendo subsídios para decisão sobre qual tratamento térmico deve ser o mais adequado para cada situação de uso.

1.2. O aço ABNT 5160

O aço ABNT 5160, objeto de nosso estudo, é um material de aplicação mecânica empregado para fabricação de molas e barras de torção, onde os esforço cíclicos são uma constante, e por isso representa uma grande responsabilidade tanto no aspecto econômico do equipamento como no aspecto de segurança, pois, falhas catastróficas podem ser esperadas em condições adversas de uso.

São numerosos as máquinas e equipamentos em que é necessário se empregar molas e barras de torção que trabalham elasticamente absorvendo esforços e armazenando energia durante certos períodos de tempo para devolvê-las depois. O fundamento do funcionamento das molas se baseia na propriedade que tem alguns metais ou ligas, e entre estes o aço, de poder sofrer importantes deformações elásticas, ou seja, alongamentos temporais enquanto atuam certos esforços, que desaparecem logo ao cessar a causa que os originou.

Para a fabricação de molas se empregam diversos tipos de aços, cujas características, composição química e tratamentos térmicos e mecânicos, são fundamentais.

Dentre as principais características de um aço desta classe, destaca-se a de recuperar sua forma ou posição primitiva após sofrer uma deformação, e para isso é necessário que o material tenha um alto limite elástico, sendo fundamental que, durante o funcionamento da peça, a tensão de trabalho do material não chegue a ultrapassar esse limite de elasticidade.

Na pratica industrial, nas molas em condições de utilização, o limite de elasticidade e a tração deve oscilar entre 90 e 180 Kg/mm²(9 e 18MPa). segundo seja a utilização que se vai dar à mola e segundo seja também o seu tamanho, medidas, composição do aço e o tratamento que se vai aplicar.

Isto quer dizer que normalmente para que uma mola funcione bem o valor do limite de elasticidade do aço deve ser muito elevado e próximo aos valores mencionados, e como a carga de ruptura ou resistência dos aços deve ser de 10 a 40% acima do limite elástico do aço, compreende-se que a resistência à ruptura dos aços para as molas em condições de uso deve variar de 100 a 240 Kg/mm²(10 a 24MPa) podendo – se considerar como resistência media e típica das molas 150Kg/mm²(15MPa) à tração. Devido às molas experimentarem em seu trabalho normal esforços muito repetidos e alternados, é de grande importância que os aços que se empregam para sua fabricação tenham uma grande resistência à fadiga.

Também é importante que nos tratamentos térmicos e nos trabalhos à quente não sofram descarbonetações importantes. Isto é de grande interesse, já que na maioria dos casos, quando as molas estão em serviço, à parte mais fatigada do material é justamente a sua parte periférica. Se esta zona está descarbonetada, sua resistência será inferior à do resto do material e inferior também à necessária para que a mola funcione bem. Dessa forma, fica mais fácil que as trincas se iniciem nesta zona e logo se propaguem, chegando, às vezes, à ruptura da mola. Pela mesma razão se deve inspecionar a procura de trincas e defeitos superficiais nas barras, já que às vezes podem ser a causa das rupturas das molas em serviço.

O aço ABNT 5160 é similar ao SAE 5160 /Villares VR 60. Trata-se de um aço temperável em óleo com médio carbono ao cromo – manganês. Devido a sua boa temperabilidade é recomendado para perfis grossos que requerem uma boa penetração da têmpera.

2. REVISÃO DA LITERATURA

2.1. Aços para construção mecânica

Os aços que se aplicam à fabricação dos componentes de sistemas mecânicos podem ser classificados quanto a presença de elementos de liga em aços carbono e aços-liga. Os aços são, basicamente, ligas de ferro e carbono, com teores de carbono variando de 0,008% a 2,06% e com elementos residuais decorrentes do processo de fabricação como o manganês, o silício, o fósforo, e o enxofre; como também de elementos especiais de liga que são propositalmente adicionados ao aço para conferir-lhe propriedades específicas de acordo com a sua aplicação.

O silício está presente normalmente em teores de até 0,60%. O manganês permanece abaixo de 1,65% e o cobre abaixo de 0,040%. O fósforo apresenta teores de, no máximo de 0,040%, e o enxofre de no máximo de 0,050%, a não ser para os aços de usinagem fácil, que contém teores maiores desse elemento. Alguns aços, para melhorar a usinabilidade, contêm ainda 0,35% de chumbo.

Outros elementos, que podem se fazer presentes, são gases introduzidos durante o processo de fabricação do aço (H, O, N), como também metais com origem na sucata (Ni, Cu, Mo, Cr, Sn) e outros metais usados no processo de desoxidação (Al, Ti, V, Zr).

O sistema de designação dos aços de uso mais comum se desenvolveu em entidades norte americanas: AISI – American Iron and Steel Institute e SAE – Society of Automotive Engineering. E na alemã DIN – Deutsches Institut für Normung. A norma brasileira para designação dos aços é a ABNT NB-82.

2.2. Mecanismos de endurecimento das ligas de ferro

O ferro puro é um material que apresenta baixa resistência e alta conformabilidade mecânica. Quando ligado com teores crescentes até valores próximos a 2 % de carbono, o ferro, agora como liga, passa a apresentar uma larga faixa de resistência proporcional ao aumento do teor de carbono, que pode ir de 200MPa até valores próximos de 2000MPa. São diversas as ações de mecanismos endurecedores que podem contribuir de forma a aumentar a resistência de um determinado aço, seja individualmente ou em conjunto, associando-se dois ou mais mecanismos. Dentre os mecanismos que contribuem para o aumento da resistência mecânica citam-se basicamente (Honeycombe, 1984):

- a) – Endurecimento por deformação ou encruamento;
- b) – Endurecimento por solução sólida de átomos substitucionais;
- c) – Endurecimento por solução sólida de átomos intersticiais;
- d) – Refinamento de tamanho de grão;
- e) – Endurecimento por dispersão, incluindo-se tanto as estruturas lamelares como precipitados dispersos;

2.2.1. Endurecimento por deformação

“O encruamento é um processo de endurecimento que pode ser empregado tanto para ligas de aço-carbono como para aços ligados. Por deformação aumenta-se a resistência de aços carbono sem que se faça necessário a adição de elementos de liga” (Honeycombe-1984).

Experiências mostram que em monocristais assim como materiais policristalinos, quando submetidos a pequenas deformações de maneira controlada, mostram um escorregamento com várias possibilidades de planos preferenciais como {110}, {112}, {123}, mas sempre ocorrerão segundo a direção mais compacta $\langle 111 \rangle$ que é comum a todos esses planos (FIG.1). Considerando-se que as discordâncias podem passar de um plano para outro durante a deformação pode-se admitir que haja, devido à diversidade de planos de escorregamento oferecidos, bandas de escorregamento irregulares, onduladas, geradas por escorregamento cruzado, como é o caso em que há direção de escorregamento comum (Honeycombe, 1984)

FIGURA 1 - Os sistemas de planos de escorregamento na célula unitária CCC.Honeycombe,1984).

O deslizamento em cristais CFC (FIG.2) ocorre segundo o plano (111) e na direção {110}. O plano (111) é o de maior densidade atômica, e a direção {110} na estrutura CFC é a direção de maior densidade atômica (Hume Rothery, 1968).

Na célula unitária CFC tem-se uma estrutura efetivamente compacta em que os planos octaédricos (111) são tais que cada átomo deste plano está em contacto com seis átomos num arranjo hexagonal, juntamente com três outros em cada um dos planos, superior e inferior. Existem quatro conjuntos de planos octaédricos, sendo que cada uma deles possui três direções de máxima densidade atômica {110}; A deformação plástica se dá por deslizamento nestes planos de máxima densidade atômica, segundo uma direção paralela (Hume Rothery,1968). O cristal, ao ser solicitado por algum esforço aplicado, apresentará a tendência à ruptura segundo o plano de maior densidade e segundo a direção de maior empacotamento.

Na estrutura CFC, cada átomo tem doze átomos vizinhos mais próximos situados a uma distância

$$d=a\sqrt{2}, \quad (1)$$

onde a = medida da aresta do cubo unitário e seis outros vizinhos à distância $d=a$.

A experiência tem mostrado que a deformação no ferro e suas ligas não se concentram em um só plano de escorregamento, mas em diversos planos, porém,

segundo a direção mais compacta $\langle 111 \rangle$ que é comuns a todos estes planos. Como as discordâncias podem mudar de um tipo de plano para outro, devido ao escorregamento cruzado em planos que tenham direção de escorregamento comum, o vetor de Burgers será dado por $b = \frac{1}{2}\langle 111 \rangle$, fato este com comprovação através de microscopia eletrônica de lâminas finas.

FIGURA 2 – célula unitária cúbica de faces centradas, mostrando o plano de maior densidade atômica (111) e o plano (101).

2.2.2. Endurecimento por solução sólida

Elementos substitucionais

Existe um grande número de elementos químicos que podem formar solução sólida substitucional no ferro- γ (CFC) e no ferro- α (CCC). Contudo, existem grandes diferenças de dureza para uma mesma concentração de cada um dos elementos de liga. A FIG.3 apresenta resultados obtidos em monocristais contendo diversos elementos de liga substitucionais. O titânio, por exemplo, tem um efeito endurecedor muito fraco no ferro-alfa quando em baixas concentrações ($<2\%$ at), enquanto que o silício e o molibdênio apresentam um poder endurecedor maior. O fósforo, o manganês, o níquel e o cobre são igualmente bons endurecedores. Não se deve, porém, esquecer que o poder endurecedor relativo pode variar com a temperatura de ensaio e com as concentrações de solutos intersticiais porventura existentes no aço.

O endurecimento resultante de átomos de solução substitucional é, em geral, tanto maior quanto maior for a diferença de tamanho atômico em relação ao

ferro, de acordo com a regra de Hume Rothery (1968) com respeito ao efeito do fator tamanho atômico. Atentando-se aos resultados de Takeuchi (1969), (FIG.3), existe um efeito no endurecimento global que tem a ver com diferenças no comportamento elástico dos átomos do soluto e do solvente. Do ponto de vista prático, a contribuição do efeito de solução sólida sobrepõe-se a outras causas de endurecimento, tais como, no caso, o tamanho de grão e dispersões (Pickering,1978). Da mesma forma como no caso do tamanho de grão, o endurecimento por solução substitucional não origina necessariamente uma diminuição de ductilidade. Nos aços industriais, este mecanismo não deve ser desprezado em relação a outros e é conseguido por adição de diversos elementos de liga comuns, como, por exemplo, manganês, silício, níquel, molibdênio, os quais podem aparecer simultaneamente no mesmo aço, sendo seus efeitos aditivos(Kinsman e Aaronson,1967). Estes elementos de liga são, em regra, adicionados por outras razões.Por exemplo, o silício é adicionado para desoxigenar o aço, o manganês para se combinar com o enxofre, enquanto que o molibdênio tem a finalidade de aumentar a temperabilidade; a contribuição no sentido de aumento de dureza por solução sólida pode ser considerada como um benefício acessório (FIG.3).

FIGURA 3- Endurecimento por solução sólida em cristais de ferro contendo solutos substitucionais. (Takeuchi,1969)

Elementos intersticiais

Segundo Hume Rothery (1968), o fator tamanho atômico é fundamental para saber se um determinado elemento químico formará ou não uma solução sólida intersticial com o ferro. Elementos de pequeno diâmetro atômico como o carbono e o nitrogênio, mesmo em baixas concentrações, tendem a formar ligas ocupando os espaços intersticiais do ferro em suas células unitárias. A adição de carbono ao ferro dá origem ao aço, mesmo com a presença de baixos teores da ordem de 0,1-0,2% em peso (0,5–1,00 em átomos por cento), e provoca um grande aumento na resistência do ferro (TAB.1).

O carbono e o nitrogênio formam soluções sólidas intersticiais enquanto o manganês, o níquel e o cromo, que têm o tamanho atômico próximo do tamanho atômico do ferro tendem a formar soluções sólidas substitucionais. Se se comparar o tamanho atômico do carbono e do nitrogênio com os espaços existentes nos interstícios dos arranjos oferecidos pelas células unitárias, concluir-se-á que a introdução intersticial destes elementos somente é possível com a distorção da rede cristalina, pois, na realidade, eles ocupam no ferro- α (CCC-FIG.4-a) os espaços nos interstícios octaédricos e não os espaços nos interstícios tetraédricos (que são os maiores interstícios, cuja disposição seria mais favorável ao alívio da distorção, que ocorre por deslocamento de dois átomos do ferro primeiros vizinhos). No caso dos interstícios tetraédricos, quatro átomos de ferro estão em posição de primeira vizinhança e o seu deslocamento requer uma maior energia de distorção. Por conseguinte, estes interstícios não são os preferidos pelos átomos de carbono e de nitrogênio (Langer,1967). É de se esperar que a solubilidade quer do carbono, quer do nitrogênio, seja maior na austenita-CFC do que na ferrita-CCC, em virtude dos maiores interstícios existentes.FIG.4(a,b,c,d, e, e, f) .

A TABELA 1 mostra o tamanho atômico de alguns elementos não metálicos que podem estar presentes no ferro.

FIGURA 4 - interstícios nas estruturas CCC e CFC (Honeycombe,1984).

TABELA 1. Tamanhos atômicos de elementos não metálicos no ferro (Honeycombe,1984).

Elemento	Raio atômico, $r, (\text{Å})$	r/r
Fe- α	1,28	1,00
B	0,94	0,73
C	0,77	0,60
N	0,72	0,57
O	0,60	0,47
H	0,46	0,36

A TAB. 2 mostra que a solubilidade no ferro- γ vai até 9 a 10at% em contraste com as solubilidades máximas no ferro- α , que são 0,1 at% para o carbono e 0,4 at.% para o nitrogênio. Estas diferenças têm suma importância para os tratamentos térmicos dos aços e resultam no aumento de sua resistência. Durante o tratamento térmico há uma precipitação do carbono e do nitrogênio em excesso. A partir da fase- γ , havendo a têmpera, ou mesmo dentro do domínio α , ocorrerá a precipitação devido à variação da solubilidade entre 720°C a 20°C.

TABELA 2. Solubilidade do Carbono e do Nitrogênio no ferro- α e no ferro γ (Honeycombe, 1984).

	Temperatura (°C)	%peso	%at
C no ferro- γ	1150	2,04	8,8
	723	0,80	3,6
C no ferro- α	723	0,02	0,095
	20	<0,00005	<0,0012
N no ferro- γ	650	2,8	10,3
	590	2,35	8,75
N no ferro - α	590	0,10	0,40
	20	<0,00001	<0004

2.2.3. Precipitação de carbono e de nitrogênio no ferro- α

Se em um ferro- α com cerca de 0,02% de carbono elevar-se a temperatura acima de 700°C, tem-se um aumento de carbono dissolvido. Ao ser temperado, obtém-se uma estrutura super saturada de carbono. Esta solução sólida super saturada não é estável mesmo à temperatura ambiente em virtude da facilidade com que o carbono se difunde no Ferro- α . Com isto dar-se-á origem à precipitação de Carbono sob a forma de carboneto de ferro no intervalo de 20-300°C (Speich e Clark, 1965).

O processo de envelhecimento compreende duas etapas. A primeira ocorrendo a temperaturas de até 200°C envolvendo a formação de uma fase transitória, em que o carboneto- ϵ , com estrutura hexagonal compacta (geralmente difícil de ser identificada), aparece em forma de plaquetas em planos $\{110\}_\alpha$ nucleadas homoganeamente na matriz de ferro- α , porém, em temperaturas superiores (150-200°C), a nucleação se dá preferencialmente em discordâncias. Sua composição química se situa entre $\text{Fe}_{2,4}\text{C}$ e Fe_3C . A segunda etapa dar-se-á acima de 200°C, aparecendo a cementita ortorrômbica, Fe_3C , sob a fórmula de plaquetas em planos $\{110\}_\alpha$ orientadas segundo a direção $\{111\}$. As plaquetas muitas vezes podem crescer em vários planos $(110)_\alpha$ a partir de um centro comum, originando estruturas de aspecto dendrítico (FIG.5 - Honeycombe,1984).

FIGURA 5 – Precipitação da cementita num ferro temperado e envelhecido durante 1560 minutos a 240°C (Honeycombe, 1984).

Existe uma transição de carboneto- ϵ para cementita que ocorre por nucleação nas interfaces entre os carbonetos- ϵ e o ferro- α , seguindo-se uma redissolução do precipitado metaestável de carboneto- ϵ . Considerando-se que o nitrogênio tem sua solubilidade máxima em torno de 0,10% na ferrita tem-se que a fração volumétrica de nitreto precipitado pode ser maior que a de carboneto (Goldschmidt,1967).

O ferro- α temperado a partir de uma temperatura elevada até o domínio α sofre um envelhecimento (envelhecimento após a têmpera) (Keh e Leslie,1963),

podendo produzir um considerável aumento de dureza, mesmo considerando-se um ferro relativamente puro (FIG.6).

FIGURA 6 – Envelhecimento após têmpera de um ferro com 0,02% em peso de nitrogênio. Variação da dureza e da distância entre partículas (λ) como tempo de envelhecimento a 600C (Keh and Leslie, 1963).

As variações de dureza são devido à precipitação de nitreto de ferro (Fe_{16}N_2). Como nos aços comerciais existe a presença de alumínio, o nitrogênio estará geralmente combinado com este ou existirá em concentrações demasiadamente pequenas, e que pouco contribuirá para o envelhecimento após a têmpera se comparado com o efeito do carbono.

2.2.4. O tamanho de grão

Os aços podem sofrer endurecimento ao serem refinados por tratamento térmico. Hall estudou a relação do tamanho de grão da ferrita com o limite de escoamento do ferro ARMCO, dando o que se chamou de equação de Hall (Honeycombe, 1984).

$$\sigma_c = \sigma_0 + \kappa_0 d^{-1/2} \quad (2)$$

Onde: σ_0 e κ_0 são constantes.

Assim, quanto menor o tamanho de grão do aço, maior é o seu limite de escoamento. Portanto, é possível ter um aumento de limite de escoamento pelo refinamento do tamanho de grão do aço. (FIGURA.7).

Explica-se o efeito do tamanho de grão no limite de escoamento admitindo-se que fontes de discordâncias são postas em funcionamento dentro de um grão, originando um movimento de discordâncias que se empilham em seqüência uma às outras de encontro ao contorno do grão. Estes empilhamentos de discordâncias fazem com que se gerem tensões no grão adjacente, e, quando estas tensões atingem um valor crítico, se cria uma nova fonte de discordâncias neste grão causando a propagação de grão em grão. São estas propagações que geram as chamadas *Bandas de Lüders*. A distância a ser percorrida pelas discordâncias para formar o empilhamento e o número de discordâncias são proporcionais ao tamanho de grão (Honeycombe,1981). Isto causa maiores concentrações de tensão nos grãos vizinhos pelo maior acúmulo de discordâncias nos contornos dos grãos(Cottrel,1948 e 1953). A tensão de cisalhamento à frente de um empilhamento é igual ao produto do número de discordâncias pela tensão tangencial ($N\tau$). Assim, conclui-se que, quanto maior for o tamanho de grão, mais fácil será a propagação do processo de escoamento. Por isso, o controle de tamanho de grão ferrítico se torna importante.

FIGURA 7– Variação de tensão de escoamento do aço macio com relação ao tamanho de grão (Hall,1970).

2.2.5. Endurecimento por dispersão

Os aços normalmente podem conter mais de uma fase. Em uma matriz ferrítica, por exemplo, eles podem ser endurecidos por refinamento de tamanho de grão e por adição de solutos, mas podem receber endurecimento adicional de forma considerável por controle de dispersões de outras fases na sua microestrutura. Resultantes da baixa solubilidade do carbono no ferro- σ , os carbonetos se tornam as fases dispersas mais comuns. Nos aços – carbono, normalmente o carboneto é a cementita (Fe_3C), que pode aparecer em várias estruturas sob a forma de lamelas (na perlita), bastonetes (precipitados cilíndricos), ou esferoidais (nos aços revenidos). Quando se trata de aços ligados, os carbonetos de ferro podem ser substituídos por outros carbonetos de elementos de liga que, por terem forte ligação com o carbono, se mostram mais estáveis que a cementita. Além destes carbonetos, outras fases dispersas podem ocorrer, como os nitretos, compostos intermetálicos, e, no caso dos ferros fundidos, a própria grafita.

As dispersões geralmente provocam endurecimento, porém, às vezes têm efeito negativo ao produzir redução de ductilidade e de tenacidade.

2.3. Tratamentos térmicos e aspectos microestruturais dos aços

Os aços têm representado um papel muito importante em termos de aplicações em projetos estruturais e mecânicos. Dentro da vasta gama de tipos de aços pode-se encontrar aqueles que apresentam características especiais, que conferem uma grande diversidade de aplicações, devido à elevada tenacidade, à boa forjabilidade, usinabilidade, soldabilidade, à alta resistência à tração, à fadiga, à corrosão, à nucleação e à propagação de trincas, além de possibilidades diversas de tratamentos térmicos, e ao baixo custo. Dentro da escala de evolução dos aços com vistas à aplicação estrutural, ou ao uso na indústria em geral, tem-se apresentado novos aços com aplicações diversas proporcionando a execução de produtos em que a menor relação custo/peso representa fator importante na

evolução dos aços. Para se fugir do custo complementar representado pelo tratamento térmico para se obter mais alta resistência, lançou-se mão do recurso de aumentar o teor de elementos de liga nos aços, conforme mostrado na seção anterior

Se, até certo ponto, o enfoque esteve voltado para propriedades mecânicas como limite de escoamento, módulo de elasticidade, e ductilidade, passou-se a dar importância em se aumentar o limite de escoamento sem prejuízo da ductilidade.

O módulo de elasticidade é uma propriedade que independe da adição de elementos de liga, e está mais ligado à microestrutura do aço. Por isso faz-se pesquisas no sentido de melhorar o limite de escoamento através do uso de aços microligados de alta resistência como os bainíticos, e os multifásicos como também os aços nanoestruturados.

2.3.1. Obtenção da estrutura bainítica por transformação isotérmica

No diagrama Tempo-Temperatura–Transformação (TTT) FIGURA 8 do aço ABNT 5160, observa-se a existência de uma larga faixa de temperatura em que não há formação de perlita ou martensita. Nesta região ocorre a formação de agregados finos de ripas de ferrita e partículas de cementita, estrutura intermediária esta chamada bainita. Os tratamentos térmicos aplicados aos aços para obtenção de estruturas bainíticas envolvem aquecimentos até uma temperatura de austenitização. A temperatura e o tempo aplicados aos aços para obtenção de estruturas são parâmetros principais que devem ser controlados. Posteriormente, faz-se a manutenção da temperatura (com permanência em temperatura constante), dentro de uma faixa de 250⁰C a 550⁰C, por tempo suficiente para a formação da bainita, e segue-se resfriamento gradual até a temperatura ambiente. Este tratamento térmico é chamado austêmpera.

Este tratamento evita a formação direta da martensita, eliminando-se os inconvenientes que essa estrutura apresenta quando obtida pela têmpera direta, e que são eliminados somente pelo revenimento posterior. Para assegurar uma completa transformação da austenita em bainita, o material deve ser resfriado a partir da temperatura de austenitização até a temperatura do banho de

austêmpera, com uma taxa de resfriamento suficientemente alta para evitar a passagem no cotovelo da curva TTT, evitando-se que outra transformação da austenita ocorra durante esse resfriamento (por exemplo, ferrita-perlita). Por outro lado, a peça em tratamento deve ser mantida no banho o tempo necessário para promover completa transformação da austenita em bainita.

FIGURA 8 – Curva TTT para o aço ABNT 5160, mostrando os tratamentos térmicos de têmpera, austêmpera e recozimento.

Conforme a temperatura de austenitização, pode haver uma solubilização completa do soluto na rede cristalina do solvente. Quanto mais alta a temperatura, mais fácil a difusão e mais rápido o processo de solubilização. No entanto, pode haver crescimento de grão austenítico, e, além disso, quando se trata de peças de grandes dimensões há risco de distorção e empenamento. Por isso, necessita-se estudar tanto temperaturas de austenitização mais baixas, quanto os tempos de permanência nestas temperaturas (Mehl, Barret, and Smith, 1933), que devem ser os menores possíveis para reduzir o efeito negativo da temperatura mais elevada e de tempos mais demorados.

O resfriamento posterior, até uma temperatura dentro da faixa de transformação bainítica, e manutenção nesta temperatura, promoverão a transformação isotérmica da austenita em bainita. Tendo em vista que esta reação nunca se completa, em alguns casos, após o resfriamento até a temperatura ambiente, a estrutura final será constituída predominantemente de bainita com presença de uma fração de austenita retida e, eventualmente de uma pequena fração de martensita. As frações destas fases dependem da composição química do aço, da temperatura de transformação isotérmica e do tempo nesta temperatura.

2.3.2. Bainita superior

Dependendo da composição química, pode-se obter uma transformação da bainita superior em transformação isotérmica entre as temperaturas de 550°C e 350°C. A denominação das morfologias como bainita superior e bainita inferior foi dada por Mehl (1939). A bainita superior é muito semelhante à ferrita de Widmanstätten, com ripas longas de ferrita, isentas de precipitação interna de carbonetos. Tal como no caso de ferrita de Widmanstätten, a ferrita bainítica tem o plano de hábito cristalográfico bem definido e orientação de Kurdjumov – Sachs em relação à austenita mãe (Cohen, 1990). A ferrita da bainita superior tem uma concentração de carbono de cerca de 0,03% C, muito inferior ao da austenita – mãe, e, por isso, à medida em que as ripas crescem, a austenita não transformada se enriquece de carbono (a difusividade do carbono a esta temperatura (550°C a 350°C) é alta permitindo a partição do carbono entre a ferrita e austenita. Disto decorre que a precipitação de cementita se dê na austenita e não na ferrita, justamente na fronteira das ripas ao se alcançar uma concentração crítica de carbono. A morfologia da cementita depende do teor de carbono no aço. Em certos aços não se dá precipitação de carbonetos mas sim de austenita retida em filmes. O processo de resfriamento pode causar o aparecimento de martensita de alto teor de carbono, com efeito adverso quanto à ductilidade (Bainita granular).

Durante a formação da bainita superior, a austenita residual tendo um acentuado enriquecimento de carbono resultará uma tendência de partição de

carbono durante a decomposição da austenita, os carbonetos precipitados ficarão localizados na austenita mãe, e, dessa forma, a ferrita se torna praticamente livre de precipitados. O carboneto mais comum é a cementita, salvo em algumas exceções, particularmente em aços ricos em silício, por exemplo, os carbonetos-c, descoberto por Sandvick (1982), e os carbonetos de transição, como o carboneto- κ , e vários outros ortorrômnicos, que são mais fáceis de nuclear para depois se transformarem eventualmente em cementita.

O carbono sofre partição na austenita residual durante a reação bainítica. A precipitação da cementita torna-se possível quando sua concentração de carboneto- γ excede o limite de solubilidade. Para a formação da ferrita bainítica, a precipitação de carbonetos é periférica. Por outro lado, sua formação reduz a concentração de carbono na austenita residual, estimulando assim a formação da ferrita. Dado ao baixo coeficiente de difusão do ferro e dos átomos substitucionais à temperatura envolvida, e na ausência de uma interface incoerente ou contorno de grão para iniciar o processo, é improvável que a esta ferrita secundária se forme por transformação. Sandvick (1982) tem proposto que a decomposição da austenita residual envolve a formação por um posicionamento de um carboneto triclinico, próximo da cementita na estrutura, e a subsequente formação de pequenas porções de ferrita bainítica.

Nakamura e Nakagura (1986) sugeriram que a ferrita e a cementita se formariam diretamente da austenita, sendo que a cementita nuclearia sobre o contorno ferrítico-austenítico e cresceria rapidamente por difusão ao longo deste contorno.

2.3.3. Bainita Inferior

A bainita inferior também consiste de um agregado não lamelar de ferrita e de dois tipos de carbonetos e, de forma análoga à bainita superior, há, também, alguma precipitação da austenita enriquecida. Uma fina dispersão de uma placa de carbonetos é também encontrada dentro das placas de ferrita. Uma observação comum é que estes carbonetos precipitam em uma única variante

cristalográfica com uma dada placa de ferrita, enquanto que o revenimento da martensita trata da precipitação de muitas variantes de cementita.

A bainita inferior possui microestrutura e características cristalográficas similares às apresentadas pela bainita superior. A maior diferença está na precipitação da cementita no interior das ripas de ferrita. Existem dois tipos de precipitados de cementita: o que cresce a partir da austenita enriquecida de carbono e que separa as plaquetas de ferrita bainítica, e uma segunda cementita que precipita a partir da ferrita saturada. Esta última apresenta relação de orientação de “revenido”, encontrada quando ocorre a precipitação de carbonetos durante o tratamento térmico da martensita, e pode ser descrita pela relação cristalográfica de Bagaryastski:

$$\begin{aligned} [0\ 0\ 1]_{Fe_3C} // [\bar{1}\ 0\ 1]_{\alpha} \\ [1\ 0\ 0]_{Fe_3C} // [1\ 1\ 1]_{\alpha} \\ [0\ 1\ 0]_{Fe_3C} // [\bar{1}\ 2\ \bar{1}]_{\alpha} \end{aligned}$$

Não necessariamente afirma-se que os carbonetos da ferrita são cementita, no caso do aço ABNT 5160, por exemplo, que tem Si e Cr em sua composição química, e, levando-se em conta a temperatura de transformação, podem ocorrer outros tipos de carbonetos de transição formados anteriormente. Por exemplo, em aços com alto carbono, e mais de 1% de Si (o que retarda a formação da cementita), pode-se observar a precipitação de carbonetos- ϵ na ferrita bainítica. Diferentemente da martensita, as partículas de cementita na bainita inferior precipitam com apenas uma relação de orientação cristalográfica (conforme mostrado na FIGURA. 9). Na Bainita inferior, as partículas de carboneto tendem a precipitar com arranjo Widmanstatten e isto ocorre porque os carbonetos nucleiam na interface ferrita-austenita, e tendem a adotar uma única variante de relação cristalográfica. Isto vai facilitar àquela variante que melhor atender à austenita e à ferrita que estão em contato (spanos, Fang, e Aaronson, 1990).

Outra explicação é que a precipitação dos carbonetos é influenciada pela tensão criada pelo crescimento da bainita inferior. O efeito pode ser reduzido durante o revenimento da martensita, porque a energia de ativação para a precipitação dos carbonetos é grande. Os carbonetos na bainita inferior são extremamente finos, com espessura da ordem de nanômetro e cerca de 500nm de comprimento. Uma vez que eles precipitam no interior da ferrita, uma pequena

quantidade é dividida com a austenita residual. Isto significa que um número pequeno de carbonetos finos precipita entre as ripas de ferrita, quando comparado ao número de precipitados da bainita superior. Uma consequência importante é que a bainita inferior usualmente apresenta maior tenacidade que a bainita superior, apesar de possuir maior resistência mecânica (Goldenstein, 2002). Os carbonetos grosseiros de cementita na bainita superior possuem tendência em serem pontos de nucleação de microcavidades (dimples) e favorecer às trincas por clivagem. (Bhadeshia, 1980) .

FIGURA 9 - Distribuição de partículas de cementita entre as placas de ferrita na bainita superior :

(I) Esquema da precipitação de carbonetos na interface ferrita/austenita na bainita inferior. (II) Diferentes morfologias de bainita (Ohmori et al , 1971) e (Aaronson, Spanos e Reynolds, 2002).

Existem muitas observações que revelam que a precipitação de carbonetos da bainita inferior supersaturada é um processo idêntico ao do revenimento da martensita. Observações realizadas com microscópio eletrônico de transmissão têm mostrado que a bainita inferior ferrítica permanece supersaturada com carbono algumas vezes após o completo crescimento da ferrita. Diferentemente

do caso da martensita revenida os carbonetos na ferrita bainítica tendem a adotar uma variante cristalográfica única em uma dada placa da bainita inferior.

Tais carbonetos têm o seu maior eixo inclinado de cerca de 60° com relação à direção de crescimento da placa de ferrita (Irvine e Pickering, 1958). O ângulo varia em função do plano de secção; para a ferrita da bainita inferior com o plano de hábito $(0,761\ 0,169\ 0,626)_\gamma$, a cementita precipita sobre $(1\bar{1}2)_\alpha$ dando um ângulo de 57° entre a cementita e α em seus planos normais (Bhadeshia, 1980). (FIG.9)

A microestrutura apresentada na figura 10, mostra placas de bainita com diferentes espessuras .

FIGURA 10 - Placas de bainita de diferentes espessuras (Bhadeshia, 1992).

2.3.4. Efeitos dos elementos de liga na formação das microestruturas bainíticas dos aços.

Os elementos de liga influenciam de maneira significativa tanto a microestrutura quanto as propriedades mecânicas dos aços, mas estas melhorias têm de superar os aumentos de custos ocasionados pela introdução destes elementos de liga.

O carbono é o elemento de liga mais importante na composição química de um aço e, embora seja o mais barato, tem efeito negativo na sua soldabilidade. Já o molibdênio e o cromo são elementos de liga mais caros (Habracken e Economopoulos, 1967).

O manganês e o silício, também mais baratos, são considerados elementos atraentes para aplicação nos aços, devido às suas ótimas qualidades desoxidantes, além de elevarem a resistência da ferrita sem perda de ductilidade. Soma-se a isto o fato do manganês em teores mais elevados que o normal serve para estabilizar a austenita. Os aços para fins estruturais de melhor qualidade contêm níquel, cromo e molibdênio (teor total em peso $\leq 6\%$), e podem conter pequenos teores de boro e vanádio.

O aço ABNT 5160, em estudo, é um aço Cr – Si com pouco manganês e teor médio de carbono. O carbono tem efeito na faixa de temperatura em que ocorre a formação da bainita, baixando as temperaturas de início e fim de transformação e deslocando para a direita a curva TTT. A temperatura é reduzida por alguns elementos de liga, mas o carbono exerce o maior efeito sobre a temperatura. O carbono tem maior solubilidade na austenita que na ferrita, e tem um grande potencial para estabilizar a austenita, o que leva ao atraso da velocidade da reação. Foi constatado também que o aumento do teor de carbono torna mais fácil a formação da bainita inferior, porque torna mais difícil para as ripas de ferrita bainítica supersaturadas sofrer difusão do carbono antes da precipitação da cementita.

As adições de outros elementos de liga, normalmente, retardam a reação ferrítica e perlítica, e a reação bainítica é deslocada para temperaturas menores. Esses efeitos causam uma separação na região da reação, e a curva TTT, para um grande número de aços, ganha a forma de curvas C com a reação bainítica e perlítica mostrando-se claramente separadas. No entanto, é difícil obter a microestrutura completamente bainítica, devido à proximidade das reações martensítica e bainítica.

Uma separação efetiva da região bainítica em aço baixo carbono pode ser obtida pela adição de boro e molibdênio. O molibdênio induz a reação bainítica pela separação das curvas de transformação, eleva a temperabilidade, reduz a susceptibilidade à fragilização pelo revenido e possibilita a obtenção da bainita em resfriamento contínuo.

O boro retarda marcadamente a reação ferrítica sem afetar o início da transformação martensítica. Isto permite que a reação bainítica ocorra em tempos menores. Ao mesmo tempo, a curva bainítica é fortemente afetada pela adição de boro e, em consequência, dificulta a formação da martensita durante a busca pela obtenção da bainita. Deste modo, para uma grande faixa de velocidade de resfriamento, é possível obter aços completamente bainíticos (Bhadeshia, 1992). O boro, quando aliado a outros elementos de liga, melhora a temperabilidade do aço deslocando a curva TTT para a direita. Os aços ao boro aliam alta resistência com aumento de temperabilidade, sem perda de ductilidade, principalmente nos aços baixo carbono, sendo largamente empregados em aços que são empregados temperados e revenidos.

Para aços de baixa liga e baixo carbono costuma-se adicionar pequenos teores de boro para evitar a formação da ferrita alotriomórfica e aumentar a capacidade de endurecimento da bainita. A ferrita alotriomórfica é a ferrita transformada ao longo dos contornos de grão da austenita por mecanismo de difusão e é diferente da ferrita bainítica que abrange a ferrita de Widmanstätten, a bainita convencional e a ferrita acicular. Com o aumento da taxa de resfriamento, a quantidade de ferrita alotriomórfica diminui, enquanto a ferrita bainítica aumenta. A morfologia da bainita também varia, porque a transformação ocorre a uma temperatura mais baixa, conforme o resfriamento torna-se mais rápido (Cho et alia, 2003).

Costuma-se empregar, em combinação com o boro, elementos refinadores de grão que melhoram as propriedades mecânicas dos aços, sendo os mais comuns o nióbio, titânio, vanádio e o alumínio. O refino do grão melhora em geral as propriedades mecânicas dos aços (Honeycombe, 1981).

A adição de cromo em pequenos teores eleva a temperabilidade, a resistência à oxidação, à corrosão, à abrasão, (com alto carbono) e a resistência mecânica em altas temperaturas.

A adição de níquel eleva a temperabilidade, a tenacidade a baixas temperaturas, e a resistência da ferrita. Em altos teores, confere resistência à corrosão, e, quando associado com cromo e molibdênio, confere melhores propriedades mecânicas ao aço, aumentando a temperabilidade e reduzindo a ductilidade e a estampabilidade.

2.3.5. A transformação Martensítica

Quando se executa um resfriamento brusco, a partir de uma temperatura dentro dos domínios da austenita de um aço, freqüentemente se obtém uma estrutura muito dura, na qual o carbono que estava em solução na austenita permanece em solução após a formação da nova fase. Assim ocorre a formação da martensita. Este processo ocorre de forma diferente do que acontece na transformação da austenita em ferrita e perlita, quando o processo é acompanhado por difusão atômica.

Na transformação martensítica o processo se dá exclusivamente através de uma distorção da rede de austenita com grande velocidade de reação. É possível afirmar, pois, que a transformação martensítica trata-se de uma distorção, sem difusão atômica, de natureza exclusivamente cristalográfica, originando uma microestrutura característica em ripas, às vezes designada por lenticular.

As transformações martensíticas que ocorrem nos aços representam um grande grupo de transformações em ligas, com a característica de ocorrerem por distorção e sem difusão atômica e sem alteração química em sua composição. Seria mais adequado, talvez, se chamar ao conjunto de transformações que assim se manifesta como “transformações por distorção” para designar todo o grupo (Hehemann,1970).

A FIG.10-a mostra que a fase martensítica (α') é formada por lentes e se estende por todo o diâmetro do grão. A quantidade de placas não parece ser uma função do tamanho de grão de austenita. Ela se distribui aleatoriamente no grão austenítico, e não parece depender do tamanho deste grão. A placa intercepta a superfície polida do grão na amostra metalográfica, o que causa uma deformação elástica, ou ondulação de superfície. Isto está indicado na FIGURA11.

Segundo demonstra Porter (1989), a região transformada é coerente com a austenita vizinha. Isto significa que a intersecção das lentes com a superfície da amostra não resulta de nenhuma descontinuidade. Assim, as linhas na superfície estão deslocadas, como ilustra a FIGURA11-a, mas permanece contínua após a transformação. A formação das placas em todo o grão pode acontecer em $\sim 10^{-7}$ s, o que significa que a interface α'/γ cresce quase que à

velocidade do som no sólido. Por isso a martensita é capaz de crescer independentemente da ativação térmica, embora algumas ligas Fe–Ni exibam crescimento isotérmico. A fração volumétrica de transformação martensítica aumenta sistematicamente por transformação a partir da austenita retida entre as placas já formadas (Kelly e Nutting, 1960). As primeiras placas se formam à temperatura M_s (Martensite starting). Em aços de baixo carbono $M_s = 500^\circ\text{C}$, mas, aumentando-se o teor de carbono, decresce progressivamente a temperatura de início de formação da martensita. A temperatura de M_f (Martensite finishing) corresponde à temperatura na qual 100% de martensita está transformada. Entretanto, é possível que se tenha uma retenção de austenita não transformada (FIG.10), devido à alta tensão elástica entre a última placa de martensita que se forma.

É comum a presença de 10 a 15% de austenita retida, especialmente em aços de alto carbono, como aqueles usados para rolamentos de esferas; a esta taxa é atribuída a condição para se obter uma dada microestrutura.

Em uma estrutura CFC há duas possibilidades de acomodação de átomos intersticiais: o espaço tetraédrico e o espaço octaédrico. As figuras 10(a) e (b) mostram dois dentre os tipos morfológicos que acontecem quando o aço sofre um resfriamento abaixo da temperatura de início de transformação martensítica. Nas Figuras 10(c) e (d) observa-se outras morfologias diferentes para o caso de algumas ligas de ferro. A figura (d) mostra o caso de aços de médio carbono em forma de placas, e a figura 10 (e) mostra a formação de placas para ferro-níquel.

FIGURA 11- (a), (b) Crescimento da martensita com maior resfriamento abaixo de M_s . Em (c), (d), (e). Diferentes morfologias nos ferro-ligas. Em (c) baixo carbono (ripas), em (d) médio carbono (placas), e em (e) Fe-Ni (placas) (Porter, 1989).

Ainda segundo Porter (1987), a FIGURA 12 fornece uma ilustração de como a martensita se forma de maneira coerente com a austenita-mãe que a circunda (a), assim como a superfície que intercepta os planos de hábito da martensita e os planos invariantes coerentes na austenita (b).

FIGURA 12 Ilustração de como a martensita permanece coerente com a austenita circunvizinha e a superfície que ela intercepta (Porter, 1989).

Em um aço com médio carbono (0,60%C) temperado, pode-se observar, através de microscopia óptica (FIG. 13-a), que se formam ripas de martensita; e estas, quando em exame de microscopia eletrônica em lâminas finas, mostram a presença de discordâncias (FIG. 13-b).

FIGURA 13 - Liga Fe-0,6C - martensita obtida por têmpera a partir de 1050°C
a) Microscopia óptica (Ohmori, apud Honeycombe, 1984)–; b) – Microscopia eletrônica de lâmina fina, mostrando ripas com inúmeras discordâncias (Ohmori, 1971).

2.3.6. A cristalografia da transformação martensítica

Quando uma lamela de martensita se forma num grão de austenita, podem ocorrer diversas relações de orientação de acordo com a composição, mas, em todos os sistemas ferrosos, os planos mais compactos de cada fase são aproximadamente paralelos. Por exemplo: $\{111\}_{\gamma}$ é paralelo ao $\{110\}_{\alpha}$. As duas relações de orientação podem ser descritas pelo paralelismo de diferentes direções cristalográficas, podendo-se admitir diferenças de alguns graus :

$$\langle 011 \rangle_{\gamma} // \langle 111 \rangle_{\alpha'} \quad \text{Kurdjumov-Sachs}$$

$$\langle 112 \rangle_{\gamma} // \langle 011 \rangle_{\alpha'} \quad \text{Nishiyama /Greninger e Troiano}$$

Foi E. Bain (1930) quem mostrou ser possível identificar uma célula unitária tetragonal no interior de duas células unitárias adjacentes de austenita. Através de uma deformação, estas células de austenita podem formar uma célula de martensita (deformação de Bain), FIGURA14.

FIGURA 14– Correlação entre redes na formação da Martensita a partir da austenita. (a) Célula unitária tetragonal determinada na austenita; (b) Deformação na rede (compressão segundo o eixo;C) para formar a martensita com quociente c/a correto. (Christian, 1970 apud HONEYCOMBE, 1984)

Segundo a deformação de Bain, há uma contração de cerca de 17% em $[001]_{\gamma}$ (paralelo ao eixo C da célula martensítica), e uma expansão uniforme

segundo $(001)_\gamma$ da ordem de 12%. Esta correlação não pressupõe um determinado mecanismo para a transformação de fase e não prevê o plano de hábito ou a relação de orientação. Infelizmente, observações práticas do relevo na superfície durante a transformação mostraram que as principais extensões associadas à distorção de Bain divergem dos resultados experimentais que indicam que o plano de hábito entre a austenita e a martensita não sofre distorção durante a transformação.

Após a transformação, pode-se observar riscos sobre a superfície polida, o que indica que as lamelas de martensita formadas parecem inclinadas em relação aos planos em que existe contacto com a austenita, originando a alteração de forma. Esta alteração se dá, pois o plano de contacto martensita/austenita (plano de hábito) não sofre rotação. O fato de os riscos só mudarem de direção na interface indica que houve uma deformação homogênea. Por outro lado, a continuidade nos riscos na interface significa que o plano de hábito não sofreu uma distorção global. Esta alteração de forma, que permite que a interface mantenha-se plana e invariante durante a deformação, recebe o nome de *deformação de plano invariante*. No entanto, nas martensitas de alto teor de carbono, a interface não permanece plana. Isto pode ser explicado devido a acomodações na matriz, o que causa a forma lenticular nas lamelas de martensita. (Ver FIG.15).

FIGURA 15 - Martensita lenticular em um aço Fe-1,8C-3Mn-2Si ilustrando o fenômeno de cascata (Bhadeshia,1992) Microscopia óptica X300.

É possível relacionar cada átomo da fase-mãe com um átomo da fase que se forma, mesmo tendo-se em conta que os vetores correspondentes em cada

rede não sejam iguais, e que as relações de ângulos entre os planos não sejam conservadas.

Os três vetores perpendiculares entre si na fase mãe não têm suas direções alteradas pela transformação. Estes vetores servem para caracterizar a deformação necessária à formação de uma nova rede, uma vez que os deslocamentos que ocorrem paralelamente a eles correspondem às extensões principais.

As relações entre os átomos e as relações entre os vetores determinam as correlações responsáveis por uma dada transformação, que é, em geral, a que origina menores deslocamentos atômicos e, por consequência, consome uma menor energia de deformação. As extensões principais serão também as menores possíveis. A correlação somente será exata caso as células unitárias (linhas mais grossas da FIG. 16) tanto na fase-mãe, quanto na nova fase gerada, tenham o mesmo número de átomos.

FIGURA 16– Uma correlação simples entre as redes (Christian,1970 apud Honeycombe, 1982))

É possível inferir que existem relações mais complexas, por exemplo, em que a nova rede formada tenha ajustado posições de apenas uma parte dos átomos da rede original. Neste caso, terá de haver um reposicionamento dos átomos para a nova estrutura da rede, o que leva à deformação da rede de Bain, originando a martensita ferrosa. Tal deformação é chamada de *extensão pura*.

Como a deformação de Bain é a que se obtém com menores deslocamentos para formar a martensita, portanto menores energias de deformação envolvidas, e sendo assim, considerou-se chamá-la de deformação global.

Esta deformação global, sendo homogênea, e combinada com uma deformação não-homogênea em escala atômica (rede invariante) permite uma interface não distorcida, com bom ajustamento atômico. A deformação não-homogênea de rede invariante resulta do movimento de discordâncias associado com a deformação por escorregamento ou por maclação (Christian,1975).

Estes processos podem acomodar o desajuste atômico ocasionado pela deformação que transforma a rede original CFC para a tetragonal da martensita na interface da austenita com a martensita.

A FIG. 17 mostra as duas formas esquemáticas de deformação de rede invariante (segundo Christian,1970) que ocorrem numa lamela de martensita. A ripa de martensita formada origina uma rampa na superfície e note-se que o plano de hábito é preservado no escorregamento devido ao acomodamento, ou pela maclação.

FIGURA 17- Formação de uma lamela de martensita ilustrando os dois modos:

a) escorregamento; b) maclação (Christian,1970 apud Honeycombe, 1984).

2.3.7. O revenimento das martensitas ferrosas

A transformação sem difusão que ocorre para a transformação da austenita em martensita é de tremenda importância do ponto de vista do aumento da resistência mecânica e da dureza do aço; porém, todo aço tem de sofrer um tratamento térmico de revenimento após a têmpera para implementar a ductilidade adequada ou ajustar a resistência às condições de uso da peça.

A transformação da martensita durante o revenimento geralmente resulta em uma fase ferrítica, que é altamente supersaturada com carbono e outros elementos de liga que permanecem retidos nas posições que eles ocupavam na austenita original (Nishiyama, 1978). No envelhecimento ou revenimento, entretanto, há uma força motriz para a precipitação. Como de hábito, com baixas temperaturas de envelhecimento, o precipitado mais estável não é o primeiro a se apresentar, como indica o diagrama de equilíbrio de fases (Leslie e Speich, 1972).

A sequência de envelhecimento é:

Não se imagina que o carboneto ε ($\text{Fe}_{2,4}\text{C}$) se decomponha diretamente para Fe_3C , mas que a transição ocorre pela primeira dissolução do carboneto ε . Quando existem elementos de liga que sejam fortes formadores de carboneto, como o Ti, o Nb, o V, o Cr, o W, ou o Mo, o precipitado pode ser um carboneto de liga mais estável em vez da cementita. Isto se observa, por exemplo, no diagrama de fases Fe-Mo-C. Estas adições ternárias são dissolvidas substitucionalmente na célula da ferrita e estão praticamente imóveis com relação ao carbono intersticial. A precipitação destes carbonetos mais estáveis é, portanto, precedida pela formação de carboneto ε e Fe_3C , e pode ocorrer somente pela difusão do carbono. Elementos de liga são unicamente incorporados no precipitado na proporção da sua concentração global na ferrita. As várias mudanças que podem ter lugar durante o revenimento das martensitas de ligas ferrosas estão resumidas na TAB. 3. Na prática, os tempos de tratamento térmico estão limitados a poucas horas e as fases que aparecem nestes períodos de tempo dependem da temperatura na qual o revenimento acontece.

TABELA 3. Transformações que ocorrem nas martensitas ferrosas de acordo com a temperatura de revenimento (Honeycombe,1984):

Temperatura/°C	Transformação	Observações
25-100	Segregação de carbono para discordâncias ; pré-precipitação de aglomerações	Aglomerações predominantes em aços de alto carbono
100-250	Precipitação de carbonetos ϵ (primeiro estágio do revenimento)	Pode ser ausente em aços de baixo carbono e baixa liga.
200-300	A austenita retida se transforma em bainita (segundo estágio)	Ocorre somente em aços de médio e alto carbono.
250-350	Precipitação de ripas de Fe_3C (terceiro estágio)	
400-600	Recuperação de subestrutura de discordância. Fe_3C aglomera para formar cementita esferoidal.	Mantida estrutura de ripas
500-600	Formação de carbonetos de ligas. (endurecimento secundário ou quarto estágio)	Somente ocorre em aços contendo forte formadores de carbonetos; Fe_3C pode se dissolver .
600-700	Recristalização e crescimento de grão; crescimento de cementita esferoidal	Recristalização inibida em aços de médio e alto carbono, formada ferrita equiaxial.

A TAB. 4 dá um resumo das precipitações dos carbonetos para elementos substitucionais.

TABELA 4. Seqüência de precipitação de carbonetos (Honeycombe,1984).

Liga (% em peso)	Seqüência de precipitação
Fe-C	Carboneto- $\varepsilon \rightarrow Fe_3C$ ($\rightarrow$ Grafite) •
Fe-2 V -0,2C	$Fe_3C \rightarrow VC$ ou V_4C_3
Fe-4 Mo – 0,2C	$FeC \rightarrow Mo_2C \rightarrow MoC \dagger$
Fe-6 W- 0,2C	$Fe_3C \rightarrow W_2C \rightarrow M_{23}C_6 \rightarrow M_6C$
Fe-12Cr-0,2C	$Fe_3C \rightarrow Cr_7C_3 \rightarrow Cr_{23}C_6$

• Não forma quando $C \leq 0,2 \%$

† M indica mistura de elementos de liga substitucionais no caso de Fe e Mo.

2.4. Propriedades mecânicas

2.4.1. Tensão teórica de clivagem

Um material sofre clivagem quando se rompe por tensões normais, isto é, pela separação dos átomos na direção do esforço aplicado. Orowan (1959) desenvolveu um método de cálculo para estimar a tensão de clivagem de um sólido perfeito. Embora se trate de uma aproximação de cálculo, o método de Orowan apresenta uma boa aproximação, com a vantagem de poder ser aplicado a qualquer sólido na separação de dois planos justapostos por uma tensão normal aos planos. Tem-se que a variação da distância entre as linhas de planos ao ser aplicada a tensão normal aos planos tem-se uma situação representada conforme a FIG. 18. Para uma tensão nula, a distância será a_0 , ou seja, os dois planos estarão em equilíbrio quando se efetivar a separação haverá uma distância infinita na qual a tensão será igualmente zero. Quando se aplica uma tensão de valor crescente, tem-se um aumento da distância de separação até que se atinja

$$\frac{d\sigma}{dx} a_0 = E \quad (4)$$

um valor máximo relacionado à tensão máxima. Considerando a energia de superfície como γ , tem-se que a energia por unidade de área será dada por

$$2\gamma A \quad (5)$$

em que A é a área da secção reta do corpo de prova.

Admitindo-se que a curva seja uma senóide tem-se:

$$\sigma = K \sin \frac{\pi}{a} (x - a_0) \quad (6)$$

FIGURA 18. Tensão para separar dois planos atômicos

Para $x=a_0$ para um material isotrópico, e com deformação elástica restrita a dois planos, o material resiste linearmente à tensão aplicada:

Derivando e substituindo – se x por a_0 ($x = a_0$):

$$K = \frac{E}{\pi} \left(\frac{a}{a_0} \right) \quad (7)$$

Considerando que o trabalho de clivagem é igual à energia das superfícies criadas:

$$\int_{a_0}^{a+a_0} \sigma dx = 2\gamma \quad (8)$$

Logo:

$$a = \pi\gamma/K \quad (9)$$

O valor máximo de σ é igual ao valor máximo de clivagem:

$$\sigma_{Max} = K = \frac{E}{\pi} \left(\frac{a}{a_0} \right) \quad (10)$$

$$\sigma_{Max} = \sqrt{\frac{E\gamma}{a_0}} \quad (11)$$

A energia de superfície será dada por :

$$\gamma = \frac{Ka}{\pi} = \frac{E}{a_0} \left(\frac{a}{\pi} \right)^2 \quad (12)$$

Considerações experimentais levam que $a_0 \cong a$:

$$\gamma \cong \frac{Ea_0}{10} \quad (13)$$

Pode-se concluir que, para que se tenha uma elevada resistência à ruptura, deve-se ter um módulo de Young elevado, energia elevada e pequeno espaçamento entre os planos atômicos (Meyers &Chawla,1982).

2.4.2. Tensão teórica de cisalhamento

O cálculo simples de tensão teórica de cisalhamento para um cristal, considera duas filas de átomos justapostos e submetidos a cisalhamento. A FIG. 19 mostra a configuração deste esforço, onde “a” é a distância interplanar e “b”, a interatômica.

FIGURA 19 Esforço para cisalhamento de um cristal ideal.(Meyers & Chawla,1982)

Sob a ação da tensão de cisalhamento τ , os átomos se deslocam uns sobre os outros, passando por sucessivas posições de equilíbrio A, B, C, nas quais a tensão é zero. A tensão é nula também quando os átomos estão

exatamente superpostos. Neste caso, porém, o equilíbrio é instável. Entre estes valores, a tensão varia ciclicamente. A tensão teórica de cisalhamento é o valor máximo de τ . O período da função é b (distância interatômica). Admitindo a curva como sendo uma senóide, Frenkel(1926) propôs:

$$\tau = \kappa \sin\left(\frac{2\pi x}{b}\right) \quad (14)$$

Para pequenos deslocamentos, tem-se aproximadamente:

$$\tau \cong \kappa \left(\frac{2\pi x}{b}\right). \quad (15)$$

Mas, como para pequenos deslocamentos o material pode ser considerado elasticamente solicitado, a tensão de cisalhamento para um estado de tensão de cisalhamento puro e material isotrópico pode ser expressa como:

$$\tau = G \frac{x}{a} \quad (16)$$

Como a deformação de cisalhamento é aproximadamente igual a x/a , substituindo-se, vem:

$$\kappa = \frac{Gb}{2\pi a} \quad (17)$$

Em seguida, substitui-se:

$$\tau = \frac{Gb}{2\pi a} \sin\left(\frac{2\pi x}{a}\right) \quad (18)$$

O valor máximo de τ é obtido para $x = \frac{b}{4}$, então:

$$\tau_{Max} = \frac{Gb}{2\pi a} \quad (19)$$

Para materiais cúbicos de face centrada, tem-se :

$$b = a_0 \sqrt{2} \quad \text{e} \quad a = a_0 \sqrt{3/8} \quad (20)$$

Em que a_0 é o parâmetro da rede e

$$\tau_{Max} \cong \frac{G}{5,4} \quad (21)$$

Comparando-se as tensões teóricas de clivagem com as de cisalhamento, pode-se notar que estas últimas são bem menores que as de clivagem. Entretanto, deve-se, ressaltar que as tensões teóricas de cisalhamento são calculadas admitindo não haver tensões normais ao plano de escorregamento.

Componentes normais podem alterar de maneira significativa o valor de τ_{Max} . A determinação quantitativa da dependência de τ_{Max} das outras tensões aplicadas é de grande importância para se determinar se a falha ocorrerá em primeiro lugar, por clivagem ou por cisalhamento.

2.4.3. Mecanismo de fratura dúctil

Conforme já observado na FIG. 18.b, um material puro assim solicitado chega a um ponto em que se tem aumentada a sua instabilidade, onde o endurecimento por deformação não se pode manter com decréscimo de sua secção transversal, e forma-se um adelgaçamento que produz uma ponta fina, resultando em um local de extrema deformação plástica e uma estricção bem próxima de 100%. Como os materiais que contém impurezas falham, em geral, com muito menos deformação, os microvazios nucleiam nas inclusões e em partículas de segunda fase, sendo que os vazios crescem juntos para formar um escoamento macroscópico que leva à fratura. Para chegar à fratura, o material dúctil passa pelos seguintes estágios:

- (1) – formação de uma superfície livre em uma inclusão ou em uma partícula de segunda fase por um descolamento na interface ou por fratura da partícula.
- (2) – crescimento do vazio em torno da partícula, através de uma deformação plástica e da tensão hidrostática.

Em se tratando de inclusões bem coladas à matriz, a nucleação de vazios representa um passo crítico à fratura tão logo o vazio se forma. Quando a nucleação do vazio ocorre com menor dificuldade, as propriedades da fratura serão controladas pelo crescimento e pela coalescência dos vazios; o crescimento dos vazios acontece até que se atinja um tamanho crítico, relativo ao seu espaçamento, e uma instabilidade plástica se desenvolve entre os vazios, resultando em fratura final.

A microestrutura do aço representa uma grande influência na fratura de uma peça, sobretudo sob condições cíclicas de esforços. Em um cristal perfeito, uma trinca tem início quando houver superação das condições de resistência das

ligações interatômicas. A tensão capaz de promover esse fato é a tensão coesiva teórica, que é a tensão necessária para separar dois planos atômicos justapostos.

A resistência teórica de um cristal submetido a condições uniaxiais pode se determinar por duas espécies de modalidade: por clivagem ou por cisalhamento. Dentre as duas hipóteses possíveis se considera que a tensão teórica de ruptura será a de menor valor.

2.4.4. A fratura e a propagação da trinca

Dentre os mecanismos de fratura possíveis nos metais e suas ligas, citam-se três, dentre os mais comuns, representados a seguir de forma esquemática na FIG. 20

Tem-se na FIG. 20.a representada a fratura dúctil de materiais metálicos; a falha ocorre como resultado de processo de nucleação. Na seqüência, haverá o crescimento e, finalmente, a coalescência de vazios microscópicos que se iniciam em inclusões e/ou partículas de segunda fase.

A fratura por clivagem, esquematicamente ilustrada na FIG. 20.b, envolve a separação ao longo de planos cristalográficos específicos, conforme representado. Observe-se que a fratura é transgranular. Um fato que se convém lembrar é que embora a fratura por clivagem seja conhecida como “fratura frágil”, ela pode ser precedida por plasticidade em larga escala e crescimento de fratura dúctil.

A fratura intergranular, esquematizada na FIG. 20.c, ocorre quando os contornos de grão são os caminhos preferenciais para a fratura no material.

FIGURA 20– Três micro mecanismos de fratura que podem ocorrer em metais ou ligas metálicas: (a) Fratura dúctil; (b) Clivagem; e (c) Fratura inter granular. (Anderson, 1995)

2.4.5. Nucleação de trincas

Os valores de resistências de metais utilizados normalmente na prática são, na realidade, muito menos resistentes que aqueles calculados para os cristais ideais. Nos cristais reais se encontram defeitos superficiais e internos que atuam como se fossem trincas pré-existentes, como na deformação plástica que precede a fratura. Eliminando-se defeitos e deformações plásticas, tensões bem maiores são alcançadas. Mecanismos de nucleação de trincas variam conforme o material seja frágil, ou dúctil. Um material pode ser mais ou menos frágil de acordo com as discordâncias na região de nucleação da trinca. Em materiais mais frágeis, as discordâncias têm menor mobilidade, já nos semi-frágeis, elas são móveis, mas o número de planos de deslizamento é menor. Em materiais dúcteis, as discordâncias são bastante móveis, além daquelas inerentes à estrutura do material.

Qualquer tipo de heterogeneidade, seja na superfície, seja no interior do material, pode servir como ponto de concentração de tensões e, dessa forma,

nuclear trincas. Pode-se citar como exemplo os riscos de ferramenta em uma superfície torneada, a variação brusca de secção devido à má idealização do projeto ou por erro construtivo, as mordeduras de solda, a dobra de laminação ou de forjamento da barra de aço, a descarbonetação devido ao tratamento térmico, os vazios de fundição, as bolhas de ar, as inclusões não metálicas, etc. A nucleação de trinca tende a aparecer nos defeitos cujas condições, tanto de tamanho quanto de localização, a favoreça (Griffith, 1921).

Nos materiais ditos semi-frágeis existirá uma tendência ao deslizamento inicial com fratura subsequente em planos cristalográficos definidos. Ou seja, como eles têm pouca flexibilização para o processo de deformação, não podem acomodar as deformações plásticas localizadas, portanto, tendem a fraturar mais cedo, com o início de trinca funcionando como uma forma de alívio das tensões localizadas. Certas condições funcionam como pontos de obstrução onde pode haver a nucleação da trinca, por exemplo, num contorno de grão ou em outra banda de deslizamento.

2.4.6. A fratura dúctil

Em materiais dúcteis, é muito importante a deformação plástica, pois existe, nestes casos, muita flexibilização de deslizamento. As discordâncias podem mover-se em grande número devido à maior facilidade encontrada nos planos de deslizamento. Quando um material é solicitado, por exemplo, de forma uniaxial, ele sofrerá deslizamento em toda a sua secção e, não havendo nucleação de trincas a sua secção reta será reduzida (estricção), o que representa o início da instabilidade plástica. Para esta região de redução de área converge a deformação até acontecer a fratura final. Se em um material dúctil houver dispersão de elementos microestruturais, partículas de uma segunda fase (FIG. 21) como carbonetos, interfaces internas, inclusões não metálicas, então vazios podem ser nucleados nas regiões de alta concentração de tensão de modo similar aos materiais semifrágeis, exceto quando, devido à extrema plasticidade, não houver propagação de trincas a partir dos vazios.

FIGURA 21– Nucleação de cavidades em partícula de segunda fase em um material dúctil.

2.4.7 - Etapa de nucleação de vazios

Um vazio se forma em torno de uma inclusão ou de uma partícula de segunda fase quando for aplicada uma tensão suficiente para quebrar a ligação interfacial entre a partícula (ou inclusão) e a matriz. Argon (1975) e Beremin (1981) explicaram o fenômeno segundo o princípio da teoria do contínuo, enquanto que Brown e Stobs (1976) e Goods e Brown (1979) trabalharam a interação de discordâncias com partículas. Os modelos exigem partículas menores do que $1\mu\text{m}$ no diâmetro.

Segundo Zener (1948), trincas nos sólidos cristalinos podem ser nucleadas pelo acúmulo de discordâncias que se empilham contra uma barreira. As altas tensões na frente de empilhamento são aliviadas pela formação da trinca (FIG.22). Isso ocorre quando não acontece o alívio das tensões pela transposição das discordâncias do outro lado da barreira. Conforme a geometria de deslizamento nas duas partes e da cinética de movimentação e multiplicação de discordâncias, isso pode acontecer.

FIGURA 22. Micro trinca produzida pelo agrupamento de discordâncias(Zener,1948)

A FIG. 23.a representa um bi cristal com uma banda de deslizamento no grão I. A banda está perfeitamente relaxada na barreira por deslizamento no grão com dois sistemas. Na FIG. 23.b o empilhamento foi parcialmente aliviado e uma trinca apareceu na barreira.

FIGURA 23– a) – Banda de deslizamento completamente relaxada em barreira; b) – banda parcialmente relaxada, abrindo uma trinca na barreira.

O modelo mais usado se baseia na teoria do contínuo para a nucleação do vazio segundo Argon et al. (1975). Eles trabalhavam com a hipótese da tensão interfacial em uma partícula cilíndrica ser aproximadamente igual à soma da tensão hidrostática do meio e a tensão efetiva de Von Mises (1913). A tensão de descolamento é definida como a combinação crítica dessas duas tensões:

$$\sigma_c = \sigma_e + \sigma_m \quad (22)$$

Onde: σ_e = Tensão efetiva, dada por :

$$\sigma_e = \frac{1}{\sqrt{2}} \left[(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_1 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_2)^2 \right]^{\frac{1}{2}} \quad (23)$$

σ_m = Tensão hidrostática do meio definida por:

$$\sigma_m = \frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{3} \quad (24)$$

$\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$, = Tensões principais.

Segundo Argon (op. cit), a tensão de nucleação diminui conforme a tensão hidrostática aumenta. Isto significa que a nucleação de vazios ocorre mais efetivamente quando se tem um estado triaxial de tensões, resultado este que é consistente com as experiências realizadas.

Beremin (1983) aplicou a teoria de Argon (1975) para experiências com aço carbono-manganês, mas constatou que a relação semi-empírica com melhores resultados para nucleação de vazios em inclusões de MnS alongadas na direção de laminação era:

$$\sigma_c = \sigma_m + C(\sigma_e - \sigma_{YS}) \quad (25)$$

Onde σ_{YS} = Limite de escoamento (Yield strength);

C = Constante de ajuste tal que C=1,6 para carregamento longitudinal, e C = 0,6 para carregamento transversal.

2.4.8. Crescimento de vazios e coalescência

Uma vez formado o vazio, tensões hidrostáticas e plásticas causarão o crescimento e eventual coalescência do vazio.

No microscópio eletrônico de varredura (MEV) observa-se que a superfície de fratura consiste de pequenos vazios que representam os microvazios após o coalescimento (FIG.24).

A FIG. 24 mostra superfície de fratura típica de coalescência de microvazios em uma secção longitudinal de um corpo de prova fraturado; note-se que apresenta alta concentração de microvazios.

Às vezes estes vazios podem se apresentar alongados devido aos esforços triaxiais desiguais.

FIGURA 24. Fratura dúctil em um aço que resultou da iniciação, crescimento e coalescimento de microcavidades. Neste caso, podem ser vistas as inclusões responsáveis pela nucleação.

Pela ductilidade do material pode-se inferir a sua capacidade de se deformar plasticamente.

A deformação plástica é concentrada ao longo de uma fila de vazios, e desenvolve instabilidades de uma estricção localizada. A orientação do caminho da fratura depende do estado de tensão (Thomason, 1990).

Se o volume inicial de microvazios é baixo (10%), pode ser assumido como crescimento independente e, após crescimento posterior, vazios vizinhos interagem.

É bem familiar a fratura que ocorre em materiais dúcteis quando submetidos à tração uniaxial denominada “taça e cone”. Ao se atingir a carga máxima, a deformação plástica no material do corpo de prova torna-se macroscopicamente heterogênea concentrando-se em uma pequena região, o que dá origem à estricção. A estricção produz um estado triaxial de tensões no centro da amostra, o que promove a nucleação de vazios e crescimento nas partículas maiores. Após deformação posterior, os vazios coalescem, resultando em uma falha em forma de uma pequena moeda. O anel externo da amostra contém relativamente poucos vazios, devido ao fato da tensão hidrostática ser menor do que no centro do corpo de prova de tração. É bem característico o

aspecto da fratura, por cisalhamento, pois, forma uma região cônica nas bordas, e uma região mais ou menos plana no centro, que é resultado de vazios ali criados. Em metais puros, e em forma de monocristais, portanto livres de inclusões e outros defeitos, observa-se que a deformação plástica continua até que o corpo de prova se reduza a uma “aresta de faca”, em consequência geométrica do deslizamento.

Nos materiais reais, há uma grande quantidade de fases dispersas, que podem ser partículas muito pequenas (da ordem de 1 a 20 nm), como por exemplo os carbonetos de elementos de liga ou partículas de tamanho intermediário (de 50 a 500 nm), como por exemplo, compostos de elementos de liga (carbonetos, nitretos, carbonitretos), e também dispersões como Al_2O_3 , outros óxidos, sulfetos etc.

Quando as partículas de segunda fase são duras e frágeis, e a matriz for dúctil, elas não irão acomodar a grande deformação plástica da matriz e, em razão disto, estas partículas frágeis quebram no início da deformação plástica. Caso se tenha uma interface matriz/partícula muito fraca, ocorrerão deslocamentos interfaciais. Nestes casos, nucleiam-se microvazios nestes locais (FIG.22 e FIG. 25).

Geralmente, os vazios nucleiam após uma grande deformação plástica porcentual enquanto a ruptura final pode acontecer em torno de 25%. As microcavidades crescem com deslizamento e o material entre cavidades pode ser visto como um micro corpo de prova de tração. Ocorre, então, microestricção nestes pequenos espaços de material, porém, estas estricções não contribuem para o alongamento total. Esse mecanismo de iniciação, crescimento e coalescimento de microvazios dá uma aparência característica à superfície da fratura.

2.4.9. A fratura frágil ou fratura por clivagem

A fratura por clivagem pode ser definida como uma rápida propagação da trinca ao longo de um plano cristalográfico particular (Anderson, 1995). Quando um material sofre fratura de uma maneira nitidamente frágil provavelmente esta fratura se deu por clivagem. Contudo, esta fratura pode ser precedida por escoamento em escala plástica e crescimento de trinca dúctil. Com o aumento da taxa de deformação, ocorre também um aumento da tendência de fratura por clivagem ou, então, por baixas temperaturas.

Existe uma transição entre os comportamentos dúctil e frágil em aço (FIG. 25). A temperatura de transição dúctil-frágil aumenta com um acréscimo na taxa de deformação. Acima da temperatura de transição, o aço sofre fratura dúctil, e, abaixo da temperatura de transição, é frágil. A fratura dúctil difere da fratura frágil pela maior quantidade de energia necessária para se efetuar.

FIGURA 25- Transição dúctil- frágil em aço.

A clivagem ocorre porque há uma separação por fratura ao longo dos planos cristalográficos do material em função do rompimento de ligações atômicas. Os planos preferenciais de clivagem são os de mais baixa densidade de empacotamento, uma vez que poucas ligações se rompem, bem como o espaçamento entre planos é maior. No caso do ferro, por exemplo, a clivagem se dá ao longo dos planos (100) das células unitárias cúbicas de corpo centrado (CCC).

O caminho percorrido pela fratura é transgranular para os materiais policristalinos, como ilustra a fig. 26-a. A propagação da trinca muda de direção cada vez que cruza um contorno de grão, neste caso, seguindo o plano de clivagem mais favorável em cada grão. A Fig. 26 mostra a aparência de superfície plana característica dentro de um grão na superfície de fratura.

FIGURA 26—a – Superfícies de clivagem em aço 300-M ;b) – Figuras de rio na superfície de clivagem em aço 300-M,MEV.

Como a clivagem se dá ao longo dos planos cristalográficos específicos e como um material policristalino possui os grãos adjacentes com direções diferentes, a trinca na clivagem muda de direção nos contornos de grão para continuar sua propagação ao longo dos planos cristalográficos.

As facetas planas de clivagem através dos grãos têm alta refletividade, e, por isso, apresentam uma aparência de brilho na superfície da fratura (FIG. 26.a). Observa-se que a superfície de fratura em clivagem mostra o que se denomina marcas de rio, devido à sua aparência de rios em uma planície. (FIG. 26.b)

Dentro de um grão, uma trinca pode crescer simultaneamente em dois planos cristalográficos paralelos, o que está ilustrado na FIG. 27.a.

As duas trincas paralelas juntam-se onde elas se superpõe, ou por clivagem secundária ou por cisalhamento, para formar um degrau. Os degraus de clivagem podem ser iniciados pela passagem de uma discordância em hélice, conforme se mostra na FIG. 27.b. Em geral, o degrau em clivagem será paralelo à direção de propagação de trinca e perpendicular ao plano de trinca, porque isso minimiza a energia para sua formação criando um mínimo de superfície adicional. Um número maior de degraus de clivagem pode se juntar e formar um degrau

múltiplo. Por outro lado, degraus de sinais opostos podem juntar-se e desaparecer. A junção de degraus de clivagem resulta em uma figura de um rio e seus tributários. Essas figuras de rios podem-se formar pela passagem de um contorno de grão conforme ilustra a FIG. 27.c. Uma trinca de clivagem tende a propagar-se ao longo de um plano cristalográfico específico. Assim sendo, quando a trinca atravessar um contorno de grão, ela tem de propagar agora em um grão com orientação diferente.

Na FIG. 27.c, vê-se o encontro entre uma trinca de clivagem e um contorno de grão. A trinca deve propagar em um plano de clivagem que é orientado numa direção diferente. A trinca pode realizar isso em vários pontos e espalhar-se sucessivamente em novos grãos. Esse processo dá origem à formação de um número de degraus que podem juntar-se e formar uma figura de rio. A convergência de tributários é sempre na direção de escoamento do rio. Esse fato fornece a possibilidade de determinar a direção local de propagação de trinca em uma micrografia.

FIGURA 27- Formação de degraus de clivagem: a) – trincas paralelas (A,A) juntam-se por clivagem (B) ou cisalhamento (C) ; (b) - iniciação de clivagem pela passagem de uma discordância em hélice, e (c) - formação de uma figura de rio após passagem de um contorno de grão .

Outra característica de fratura por clivagem é a de língua de clivagem, assim chamada devido a sua aparência. Acredita-se que ela se forma por fratura local ao longo de uma interface macla-matriz (maclas se formam devido a altas taxas de deformação frente ao avanço de uma trinca).

Sob condições normais, metais CFC não mostram clivagem. Isto porque ocorre uma grande deformação plástica antes de ser atingida a tensão necessária para clivagem, que é comum em estruturas CCC e HC, especialmente em ferro e aço baixo carbono (CCC), tungstênio, molibdênio e cromo – (todos CCC)– e zinco, berílio, e magnésio –(todos HC), como exemplos de metais que mostram clivagem.

Quando a clivagem ocorre numa escala bem pequena e em planos não bem definidos, há o que se chama de quase-clivagem. Esse tipo de fratura é típica nos aços temperados e revenidos. Nesses casos, há martensita revenida, isto é, com uma rede de partículas de carbonetos cujos tamanhos e distribuição podem causar a má definição dos planos de clivagem em grão austenítico. Dessa maneira, os planos de clivagem são substituídos por pequenas facetas mal definidas de clivagem que se originam nas partículas de carboneto. As partículas de carboneto agem com se fossem pequenas âncoras para o início da clivagem. Essas facetas podem apresentar uma aparência de fratura bem mais dúctil que a clivagem normal e, geralmente, não se notam as marcas de rio (Petch, 1959).

2.4.10. A fratura intergranular

Alguns materiais apresentam uma fratura intergranular (FIG. 28), ou seja, por entre os grãos do aço ela acompanha os contornos de grão. Trata-se de uma fratura de baixa energia.

FIGURA 28. fratura intergranular.

A FIG. 29 mostra um caso de fratura intergranular em uma fractografia de microscópio eletrônico de varredura (MEV). É um exemplo de um aço que apresenta maior fragilidade ao longo dos contornos de grão, como é o caso dos aços inoxidáveis que foram sensibilizados, ou seja, durante o tratamento térmico foi formado um filme de carbonetos frágeis ao longo dos contornos de grão. Esse filme, devido à sua fragilidade, se transforma em trajetória a ser percorrida pela ponta da trinca. Em certos casos, fraturas que ocorrem em altas temperaturas, ou após fluência têm a tendência de se mostrarem intergranulares.

FIGURA 29– Fratura intergranular em um aço (MEV).

Na maioria dos casos os metais não falham por mecanismo intergranular. Isto porque os metais dúcteis rompem por coalescência de vazios formados em inclusões e em partículas de segunda fase. Enquanto isso, as fraturas de comportamento frágil têm comportamento tipicamente transgranular, é o caso da clivagem. Somente em casos especiais a trinca se desenvolve de forma intergranular, ou seja, ao longo dos contornos de grão. Não se tem um mecanismo simples único para a fratura intergranular. Há uma variedade de situações em que se pode chegar à fratura nos contornos de grão:

- a) – precipitação de uma fase frágil no contorno de grão;
- b) – fragilidade por hidrogênio e fragilidade por metal líquido;
- c) – trinca com a participação do meio ambiente;
- d) – corrosão intergranular;
- e) – cavitação em contorno de grão e trinca em altas temperaturas.
- f) – fragilidade do revenido.

2.5. Deformação cíclica e resistência à fadiga

Na discussão à respeito do processo de fadiga começa-se pela simplificação de condições experimentais e depois acrescenta-se algumas condições que geram complicações.

Assim, consideram-se as condições em que o metal é inicialmente recozido e está em uma única fase, policristalino e dúctil; é deformado a uma temperatura normal e a uma velocidade baixa, em que as amplitudes de deformação são simétricas e a deformação total tende a zero. .

A condição de ductilidade implica que o metal experimenta deformações elásticas bem como plásticas em cada ciclo e, portanto, há um movimento de idas e vindas de discordâncias (Cândido et AL.2002) Estes movimentos modificam as propriedades mecânicas e mudam microestruturas que distinguem os esforços de deformações cíclicas das monotônicas.

2.5.1. O carregamento cíclico

Segundo Meyers & Chawla (1982), sob carregamento cíclico, um material pode falhar prematuramente segundo o fenômeno de fadiga. Todo componente que se move está, na verdade, sujeito a sofrer falha por fadiga. O que se sabe é que este tipo de falha sob tensão ou deformação cíclica ocorre em níveis de tensões bem menores que sob carregamento monotônico. Estima-se que cerca de 90% das falhas de componentes em serviço podem ser atribuídas ao fenômeno da fadiga. Como se procura cada vez mais empregar materiais de alta resistência estática e com desempenho estrutural maior, tem-se, em contrapartida, a queda de desempenho no que diz respeito à fadiga. A confiabilidade de um material, às vezes até mais caro, deixa a desejar.

Uma maneira de se estudar o comportamento do material sob condições de fadiga é através das curvas de tensão em função do número de ciclos, com as chamadas curvas S-N, em que o S é a tensão e N o número de ciclos para a ocorrência da falha (FIG.30).

FIGURA 30 – Curvas tensão (S) versus número de ciclos(N):
A = material ferroso; e (B) = Não ferroso. S_L representa o limite do fadiga. (Meyers & Chawla,1982,)

Para os aços, um limite de fadiga é um nível de tensão abaixo do qual o material não falha, e pode sofrer esforços cíclicos indefinidamente. Para os materiais não ferrosos, este limite não existe. Convém lembrar que a relação entre tensão e número de ciclos não é biunívoca, mas sim uma relação estabelecida

para se ter uma condição estatística de número de ciclos que se pode esperar para a falha.

Pode-se relacionar alguns parâmetros(FIG.31)importantes assim definidos:

Faixa de tensão $\Delta\sigma = \sigma_{\max} - \sigma_{\min}$ (26)

Amplitude de tensão $\sigma_a = \frac{\sigma_{\max} - \sigma_{\min}}{2}$ (27)

Tensão média $\sigma_m = \frac{\sigma_{\max} + \sigma_{\min}}{2}$ (28)

Razão de tensão $R = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}}$ (29)

FIGURA 31. Parâmetros de ensaios de fadiga (Meyers & Chawla, 1982)

2.5.2. Ciclagem sob controle de tensão

Nos casos de ciclagem sob controle de tensão, a função controladora é a tensão que oscila entre dois extremos (FIG.32), isto é, a tensão tem uma amplitude constante de σ_a .

A deformação, porém, não tem uma amplitude constante. A resistência do material à deformação pode aumentar com a ciclagem. Neste caso, a deformação cíclica torna-se cada vez menor sob o mesmo nível de tensão (FIG. 32). Esse comportamento denomina-se *endurecimento cíclico*. A envoltória dos picos-deformação é geralmente uma exponencial. Por outro lado, um material pode mostrar um fenômeno de aumento nas deformações com ciclagem sob uma envoltória exponencial. Este é o caso de *amolecimento cíclico*.

FIGURA 32- Comportamento cíclico de um material sob controle de tensão.
(Meyers & Chawla, 1982,)

2.5.3. Ciclagem sob controle de deformação

Neste caso, a função controladora, a deformação, tem uma amplitude constante ϵ_a e a tensão muda sob envoltórias exponenciais nos dois extremos (FIG. 33). O endurecimento cíclico implica que a resistência do material à deformação aumenta com a ciclagem e que se precisa de tensões cada vez maiores para levar o material aos limites constantes impostos pela deformação. O amolecimento cíclico faz com que o material se deforme mais facilmente. Sob controle de deformação, então, a tensão necessária para deformar o material aos limites impostos é cada vez menor.

FIGURA 33– Comportamento cíclico de um material sob controle de deformação.

(Meyers & Chawla, 1982,)

2.5.4. Resposta cíclica de um material em termos de laços de histerese

A resposta de um material é melhor descrita levando-se em conta laços de histerese $\sigma - \epsilon$. Sob controle de tensão, a amostra é ciclada entre limites horizontais de σ (FIG.34). O material, carregado a partir da origem na direção da tração, atinge o limite imposto em tração no ponto 1. De 0 a 1, a curva coincide com a curva “tensão X deformação” monotônica. Em 1, o material sofre uma reversão na direção de carregamento e atinge o ponto 2, o limite em compressão. Os números 3, 4, 5... etc., indicam as deformações nas quais os limites de tensão são atingidos em seqüência.

A rigor, não é correto falar em termos de laços de histerese, já que o laço nunca retorna exatamente ao ponto inicial. Mas as diferenças são desprezíveis e um laço de histerese, mesmo imperfeito, ainda pode mostrar o comportamento do material, principalmente o fato de a largura do laço representar a faixa de deformação plástica $\Delta\epsilon_p$. A FIG. 34 mostra o endurecimento cíclico, em forma de histerese, sob controle de tensão, isto é, o $\Delta\epsilon_p$ gradualmente decresce com a ciclagem.

FIGURA 36 – Endurecimento cíclico sob controle de deformação. (Meyers & Chawla,1982,)

A FIG. 37mostra o amolecimento cíclico sob controle de deformação. Aqui, a resistência do material à deformação diminui gradualmente, e as tensões necessárias para impor os limites de deformação caem com a ciclagem e a deformação plástica por ciclo aumenta.

Um dado material mostra endurecimento cíclico ou amolecimento cíclico dependendo, em geral, de sua condição inicial, e, em alguns casos, da magnitude das cargas cíclicas impostas(Baptista,C.A.R.P.,2000).

FIGURA 37– Amolecimento cíclico sob controle de deformação. (Meyers & Chawla,1982,)

Após ciclagem de um material por um número de ciclos inferior a 100, os laços de histerese se estabilizam, e o material atinge uma condição de equilíbrio para os limites impostos. Dessa forma, as curvas “tensão X deformação” do

material estabilizado representam caracterizações importantes de resposta cíclica do material. Estas curvas podem ser obtidas fazendo-se uma série de amostras de um mesmo material obtido nas mesmas condições iniciais ciclando-as aos vários limites de deformação até que os respectivos laços de histerese estejam estabilizados. Determina-se a curva cíclica por ajuste dos picos dos vários laços de histerese superpostos (FIG. 38).

Dessa forma, a curva cíclica “tensão X deformação” assim formada consistirá de um gráfico de “tensão de saturação X $\Delta\epsilon_p$ ”, onde $\Delta\epsilon_p$ é a faixa de deformação plástica imposta. A FIG. 38 mostra ainda a comparação entre as curvas cíclicas e as de tração no mesmo gráfico.

FIGURA 38– Curvas σ - ϵ monotônicas e cíclicas. (Meyers & Chawla, 1982,)

3. OBJETIVOS ESPECÍFICOS DO TRABALHO

O presente trabalho tem como finalidade fazer um estudo comparativo entre os efeitos dos tratamentos térmicos de têmpera e revenimento e os efeitos da austêmpera sobre o comportamento do aço ABNT 5160 quanto à resistência mecânica a esforços cíclicos e monotônicos.

Para tanto, utiliza-se dos fundamentos teóricos da literatura atual e de comprovação prática por ensaios de laboratório com vistas a contribuir com os estudos existentes acerca da influência dos tratamentos térmicos e das microestruturas deles resultantes.

Busca-se, com isso, verificar as vantagens de cada tratamento tendo em vista resultados comportamentais mais seguros para componentes sujeitos a esforços cíclicos e monotônicos, de forma que tais componentes apresentem melhores performances em condições de uso, principalmente em veículos automotivos.

Busca-se, também, verificar, pela análise metalográfica das microestruturas do aço ABNT 5160, feitas através de microscopia óptica, e pela análise de sua fractografia, observada por microscopia eletrônica de varredura, como as diferenças entre as configurações estruturais resultantes da austêmpera e aquelas resultantes da têmpera e revenimento influenciam a performance dos componentes sujeitos a esforços cíclicos e monotônicos.

Trabalha-se com a hipótese de que a austêmpera, por proporcionar ao material uma configuração bainítica, cuja ausência de carbonetos globulizados dificulta a nucleação das trincas, surja como o tratamento mais adequado para os referidos componentes, uma vez que a têmpera e revenimento resulta em martensita revenida.

4. MATERIAL E MÉTODOS EXPERIMENTAIS.

Por se tratar justamente de um aço sujeito a esforços cíclicos em trabalho, o que o torna crítico dentre as aplicações mecânicas sob este aspecto, focamos nossa pesquisa neste material.

4.1. COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO AÇO ABNT 5160

TABELA 5. Composição química principal do aço ABNT 5160 (Aços Villares).

C (%)	Si (%)	Mn (%)	Cr (%)
0,56/0,64	0,20/0,35	0,75/1,00	0,70/0,90

Este aço se aplica bem a molas de todos os tipos, na indústria automobilística principalmente e na indústria mecânica em geral. É especialmente usado para molas semi-elípticas abaixo de 25mm de espessura e para molas helicoidais de diâmetro até 30mm.

4.2. TRATAMENTOS TÉRMICOS

Austêmpera

O tratamento térmico de austêmpera foi aplicado para se obter uma estrutura bainítica no aço. De acordo com o diagrama TTT, para o aço ABNT 5160, a austêmpera foi realizada aquecendo-se o aço a 860⁰C durante tempo suficiente para se obter homogeneização da temperatura de austenitização (20min/polegada de espessura), seguido de resfriamento rápido a uma velocidade suficiente para se ultrapassar a barreira do cotovelo da curva TTT de forma que não se forme ferrita alotriomórfica e perlita, até que se atinja a baía da curva quando se deve manter a temperatura constante por um tempo que seja suficiente para que se tenha o máximo de transformação em bainita e se evite que a austenita residual se transforme em martensita, o que seria prejudicial às propriedades mecânicas já

que o objetivo é obter bainita neste tratamento térmico e , assim, tirar vantagens de se ter o máximo de resistência com ótima ductilidade.

Têmpera

A têmpera foi realizada fazendo-se o aquecimento do material a uma temperatura de austenitização de 860°C , durante um tempo suficiente para completa homogeneização da temperatura em toda espessura do material (20 min / polegada de espessura), seguindo-se um resfriamento brusco em óleo com boa agitação mecânica, até uma temperatura abaixo de 70°C . A seguir, seguiu-se de resfriamento ao ar, até atingir a temperatura ambiente.

Note-se no diagrama TTT que a velocidade de resfriamento deve ser suficiente para que se ultrapasse o nariz crítico da curva TTT sem tocar ou cruzar neste ponto da curva, para que se evite a transformação em ferrita ou perlita, o que prejudicaria a têmpera já que o objetivo é se obter o máximo de estrutura martensítica. Dessa forma, se tem a máxima resistência e dureza na têmpera do aço.

Revenimento

O revenimento da peça foi realizado logo após a têmpera para que se tenha um alívio de tensões na peça e se evite qualquer trinca por tensão de têmpera e para se ajustar a peça à resistência e à dureza de trabalho desejada. A escolha da temperatura de revenimento foi feita através da curva de revenimento do aço de acordo com a dureza (ou a resistência à tração ou o limite de escoamento).

O tempo de revenimento foi de 1 hora em temperatura escolhida e seguida de resfriamento ao ar.

4.3. Metalografia e Dureza

As amostras para os ensaios metalográficos foram retiradas dos próprios corpos de prova de ensaio de tração. Foram deixadas em apenso com os corpos de prova para receberem o mesmo tratamento térmico dado aos corpos de prova de tração e, dessa forma, não se perderem as contra-provas e, assim, serem identificados.

De cada condição de tratamento térmico foram retiradas amostras com cortadores metalográficos (cut-off) e medidas a dureza em durômetro ROCKWELL C. As amostras identificadas foram embutidas em baquelita e lixadas em lixadeiras metalográficas, na seqüência de lixas de granas 180, 240, 360, 400, e 600 e depois polidas em politriz com pasta de diamante de 6 μ , 3 μ e 1 μ , respectivamente nesta seqüência. Feita a limpeza adequada, foram atacadas com solução alcoólica ácida (Nital 5) de 5% de ácido nítrico. Após isto foram lavadas, secadas e examinadas ao microscópio óptico.

De cada corpo de prova foram retiradas amostras para medição de dureza e encontrou-se os seguintes resultados:

Têmpera e revenimento a 400⁰C – 43R_C

Austêmpera – 44R_C

4.4. Ensaios de Tração

Os corpos de prova

Foram confeccionados cerca de 100 corpos de prova sendo 10 para ensaios monotônicos e 90 para ensaios cíclicos. Os corpos de prova foram preparados exatamente conforme recomenda a norma ASTM E 606 92/98 (FIG. 39).

FIGURA 39. - Corpos de Prova de Tração (superior) e Fadiga (inferior)

Tratamento térmico dos corpos de prova

Os corpos de prova foram divididos inicialmente em grupos os quais foram submetidos em dois tratamentos térmicos:

a) – Têmpera e revenimento;

Os corpos de prova temperados e revenidos foram conduzidos em banho de sal a temperatura de 850°C durante 15 minutos e resfriados bruscamente a 180°C durante alguns segundos até a homogeneização da temperatura e resfriados ao ar e em seguida revenidos a 410°C durante 1 hora em forno tipo estufa (Dureza 42 HRc).

b) – Austêmpera.

Os corpos de prova austemperados foram tratados em banho de sal a 860°C durante 15 minutos seguido de resfriamento para transformação isotérmica em banho de sal a 320°C , durante cerca de 1 hora para completar a transformação bainítica de acordo com a curva TTT do aço, seguido de resfriamento ao ar (Dureza 43 HRc).

De cada condição de tratamento térmico foram realizados ensaios de tração em máquina universal de ensaios mecânicos (Instron modelo 4140) do

Centro de Ciência e Tecnologia de Materiais do Ipen. Os ensaios foram realizados à temperatura ambiente.

4.5. Ensaio de fadiga

Os ensaios de fadiga na condição flexo-rotativa foram realizados em máquina do departamento de engenharia da Universidade Presbiteriana Mackenzie. Os ensaios foram realizados à temperatura ambiente. A FIG 40 apresenta uma forma esquemática da máquina de ensaio de fadiga, enquanto que a FIG 41, a forma de montagem do corpo de prova e operação da máquina de ensaios flexo – rotativa.

FIGURA 40. - Representação esquemática da máquina de ensaios de fadiga flexo-rotativa.

FIGURA 41. - Detalhe da montagem do corpo-de-prova e operação da máquina de ensaios de fadiga flexo-rotativa.

4.6. Microscopia Eletrônica de Varredura

O microscópio eletrônico de varredura (MEV) é um instrumento muito versátil para analisar as características microestruturais de objetos sólidos. A principal razão da utilização do MEV é a possibilidade de observações de amostras espessas. Além disso, esta utilização, associada à alta resolução que se pode obter, da ordem de 100Å, e à grande profundidade de foco, da ordem de 300 vezes melhor do que a do microscópio óptico, resulta em imagens com aparência tridimensional. São obtidas informações topográficas utilizando-se elétrons de baixa energia, da ordem de 50 eV. Informações sobre número atômico ou orientação podem também ser obtidas utilizando-se elétrons de alta energia. Além disso, o MEV possibilita a obtenção de informações químicas em áreas da ordem de micrometros.

A microscopia eletrônica de varredura é uma técnica de desenvolvimento relativamente recente que permite a observação e análise de superfícies, por meio de imagens que se obtém mediante um sistema óptico eletrônico, constituído fundamentalmente pelos seguintes módulos:

- a) Uma coluna óptico-eletrônica geradora de um feixe de elétrons finamente colimados que incidem sobre a superfície da amostra.
- b) Um sistema de deflexão dupla do feixe eletrônico.
- c) Um sistema de detecção de sinais originados da superfície da amostra.
- d) Um sistema de visualização de imagens.

A FIG. 42 mostra esquematicamente um MEV.

FIGURA 42. - Representação esquemática dos componentes eletrônicos de um MEV (W.A. Monteiro, 2003).

As bobinas do sistema de deflexão deslocam o feixe de elétrons sobre a amostra de maneira a explorar uma determinada região da amostra, mediante uma varredura horizontal e outra vertical, semelhante a uma tela de televisão. Os mesmos sinais que se aplicam a bobinas defletoras se utilizam para formar a imagem em um monitor de computador.

A FIG. 43 mostra de forma esquemática os sinais que se originam quando um feixe de elétrons de alta energia ($\approx 25\text{KV}$) incide sobre uma superfície da amostra. Cada um desses sinais pode ser detectado e visualizado em um anteparo de observação.

FIGURA 43. - Interação elétron-amostra. (Monteiro, 2003).

Devido à profundidade de foco o MEV permite a observação de superfície irregular da fratura. O MEV permite também aumentos elevados (dezenas de milhares de vezes).

Preparação de amostras

Uma grande vantagem do MEV (FIG.44) é que muitos tipos de amostras podem ser examinados sem preparação especial. No caso específico dos metais, em muitos casos, a preparação do corpo de prova para a microscopia óptica já é suficiente para a observação também do MEV. No caso presente, para o exame foi suficiente seccionar a região fraturada que apresenta a fratura. Como as amostras selecionadas são pequenas foi possível se colocar até três amostras, ao mesmo tempo, na câmara do microscópio eletrônico de varredura. O estudo de superfícies fraturadas na metalografia óptica apresenta dificuldades associadas à pequena secção transversal e a rugosidade acentuada de muitas superfícies. Esta dificuldade é contornada pelo MEV devido à alta resolução alcançada.

FIGURA 44 – Microscópio eletrônico de varredura (Philips XL-30)

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1. Microestruturas

As análises metalográficas e fractográficas dos corpos de prova fraturados resultaram nas imagens classificadas em: microscopia óptica e fractográficas. Cada uma destas foram subclassificadas conforme a condição de tratamento térmico a que foram submetidas, ou seja, temperadas & revenidas e austemperadas.

Na FIG. 45 apresenta-se a microestrutura do material na condição temperada e revenida. Observa-se a ocorrência de martensita revenida, com inúmeros carbonetos globulizados finamente distribuídos em matriz ferrítica.

Na FIG. 46 apresenta-se a mesma estrutura, porém, com aumento superior, na qual é possível observar a martensita com diversas direções de crescimento e os carbonetos de ferro globulizados finamente distribuídos. Estes carbonetos têm papel importante na fratura, pois como já visto na revisão da literatura, tendem a ancorar o escoamento da matriz mais dúctil, dando início à fratura e formação dos microvazios (dimples) que quando coalescidos levam à fratura final.

Na FIG. 47 mostra-se o aspecto do material austemperado no qual pode-se observar a estrutura típica dos aços assim tratados termicamente. Trata-se de bainita inferior, com ripas de ferrita com crescimento em diversas direções. Os carbonetos neste caso se localizam nas superfícies das ripas de ferrita segundo ângulo preferencial e são muito finos.

Na FIG.48 mostra-se as ripas de ferrita da bainita de acordo com a sua direção de crescimento em aumento de 2500vezes.

Microscopia óptica

Condição temperada e revenida

FIGURA 45 – Aço ABNT 5160: amostra temperada e revenida. Martensita revenida com carbonetos globulizados finamente distribuídos em matriz ferrítica (aumento: 500X).

FIGURA 46. - Aço ABNT 5160: amostra temperada. Matriz ferrítica típica de martensita revenida com carbonetos globulizados, uniformemente distribuídos. (aumento: 1250X).

Condição austemperada:

FIGURA 47. – Aço ABNT 5160: amostra austemperada. Bainita inferior, mostrando as ripas de ferrita com carbonetos de ferro, (aumento:500X) .

FIGURA 48 -- Aço ABNT 5160. Amostra austemperada, mostrando mais claramente o crescimento da bainita inferior em diversas direções. (aumento de 2500X).

5.2. Propriedades mecânicas de tração e dureza

Nas figuras a seguir apresentam-se os gráficos “tensão x deformação” do material submetido às duas condições de tratamento térmico: têmpera seguida de revenimento e austêmpera. Na FIG. 49a mostram-se as curvas de tração de três corpos de prova na condição temperada e revenida. Nesta figura observa-se a ocorrência de uma tensão de escoamento nítida para as três amostras (próxima a 700 MPa) e a presença de escoamento serrilhado ao longo da curva de tração. A tensão de resistência máxima situa-se em torno de 800 MPa com uma ductilidade total próxima a 40%.

Na FIG. 49b apresenta-se os resultados de ensaios de tração de três corpos de prova na condição austemperada. Nesta situação o material apresenta uma ductilidade total da ordem de 50% para uma resistência máxima próxima a 1000 MPa. O limite de resistência convencional (0,2%) fica em torno de 900 MPa.

A TAB.6 sumariza estes resultados das propriedades mecânicas em tração.

TABELA 6. Resultados obtidos em ensaios de tração

Material	Limite de Escoamento	Limite de Resistência	Ductilidade
	(MPa)	(MPa)	(%)
Temperado & Revenido	700	800	40
Austemperado	850	1025	48,5

Material temperado e revenido

FIGURA 49a - Curvas “tensão X deformação” do material temperado e revenido.

Material austemperado

FIGURA 49b - Curvas “tensão X deformação” do material austemperado.

O material na condição austemperada apresenta propriedades de resistência e ductilidade ligeiramente superiores àquele na condição temperada e revenida. A presença da martensita na microestrutura do material temperado e

revenido faz com que a ductilidade deste material fique inferior àquela do material austemperado que não apresenta tal fase na sua microestrutura (FIG.50).

FIGURA 50 – Curvas comparativas do ABNT5160 austemperado x TR.

5.3. Fadiga de flexão rotativa

Na FIG. 51 apresenta-se a curva S-N para o aço ABNT 5160, na condição temperado e revenido (dureza de 42-44 HRC) obtida em ensaios de fadiga flexo-rotativa, para cerca de 9 corpos de prova ensaiados. Como esperado, o número de ciclos de vida aumenta conforme se diminui a tensão aplicada no teste, Consta-se que o limite de fadiga para esta condição é da ordem de 375 MPa.

Na FIG. 52 apresenta-se a curva S-N também obtida em fadiga flexo-rotativa para o mesmo aço, porém submetido a tratamento térmico de austêmpera para a mesma faixa de dureza, em cerca de 13 corpos de prova, resultando em um limite de fadiga também da ordem de 375 MPa.

Na FIG. 53, comparando-se os resultados obtidos para a condição de temperado e revenido com a de austemperado pela sobreposição das curvas, nota-se que para as duas condições o limite de fadiga é o mesmo, ou seja, o tratamento térmico não influencia a fadiga do material para situações de alto ciclo. Em situações de baixa ciclagem, os melhores resultados foram obtidos para a condição austemperada na qual se vê que a resistência à fadiga é superior àquela da condição temperada e revenida. Isto decorre principalmente da maior ductilidade que a condição austemperada apresenta.

Material temperado e revenido

FIGURA 51 - Curva de fadiga traçada para o material temperado e revenido.

Material Austemperado

FIGURA 52. -Curva Tensão – Vida em Fadiga do Material Austemperado.

FIGURA 53 - Material temperado e revenido / austenitizado

5.4. FRACTOGRAFIA

Utilizando-se microscópio eletrônico de varredura (MEV), foram obtidas imagens da região fraturada nos dois tipos de ensaios: tração e fadiga. Estas imagens, apresentadas em seguida, foram por sua vez subdivididas em temperadas e revenidas, e austemperadas, conforme o tratamento térmico realizado.

Microscopia eletrônica de varredura (MEV):

Tração

Amostra temperada e revenida

As FIG. 54, 55, 56, e 57 são imagens da superfície de fratura de corpos de prova na condição temperada e revenida, submetidos a ensaios de tração monotônico. Devido ao tratamento térmico que resultou em martensita revenida observa-se que se trata de material dúctil, no qual têm-se uma matriz ferrítica com carbonetos globulizados. Assim na FIGURA 62 pode-se notar com baixo aumento (cerca de 25X) o aspecto de uma fratura com cavidades por toda a secção de ruptura.

FIGURA 54 – Aço ABNT 5160, temperado e revenido, mostrando o aspecto da fratura em tração, evidenciando uma condição dúctil, (25X).

Na figura seguinte (FIG.55), pode-se observar, com aumento maior (cerca de 500X), a mesma superfície de fratura na qual já se pode notar microvazios característico de ruptura em material dúctil que ocorre em função da matriz ferrítica do material que sofreu revenimento de sua estrutura martensítica em alta temperatura, (próximo de 400°C).

FIGURA 55. – Aço ABNT 5160, temperado e revenido (500X). Presença de microcavidades (aumento de 500x).

Na FIG. 56, com aumento elevado (cerca de 2000X) pode-se observar com maior clareza as microcavidades (“dimples”) formadas em torno das partículas de segunda fase, no caso, os carbonetos globulares precipitados na matriz ferrítica. Estes ficam mais evidentes quando observados na figura 57 com aumento da ordem de 4000X, mostrando inclusive a presença de partículas de segunda fase no fundo das microcavidades.

FIGURA 56. – Aço ABNT 5160 temperado e revenido, evidenciando-se a presença de microcavidades (“dimples”) (aumento de 2000X).

FIGURA 57. – Aço ABNT 5160, temperado e revenido. Ocorrência de microcavidades, originadas nos carbonetos finos presentes na microestrutura. (aumento de 4000X).

Amostra austemperada

Com relação ao material austemperado, pode-se notar na imagem apresentada na FIG. 58 que também neste caso tem-se um material dúctil, porém com aspecto diferente da fratura do material temperado e revenido. Este tipo de fratura está associado à estrutura bainítica que consiste de ripas de ferrita com os carbonetos se distribuindo ao longo dessas ripas.

Na FIG. 59, a região de fratura apresenta um aspecto de “quase-clivagem”, na qual se tem superfícies fraturadas lisas correspondentes às direções de cisalhamento preferenciais da ferrita bainítica.

As FIG. 60 e 61 mostram a ocorrência de microvazios devido à presença de carbonetos e microinclusões não metálicas. Estas partículas contribuíram para a formação dos microvazios e sua posterior coalescência que resultou na fratura final do corpo de prova de tração.

FIGURA 58. – Aço ABNT 5160, condição austemperado. Aspecto de fratura dúctil do material ensaiado em tração, (aumento de 25X)

FIGURA 59 – Aço ABNT 5160 austemperado com superfície de fratura do material mostrando partes fraturadas lisas, sem protuberâncias. (aumento de 500X).

FIGURA 60. – Aço ABNT 5160, austemperado, Presença de microcavidades, e microinclusões não metálicas que contribuíram para o coalescimento da fratura. (aumento de 2000X).

FIGURA 61. – Aço ABNT 5160, austemperado, Inclusões não metálicas e alguns carbonetos são observados (aumento de 4000X).

Fadiga flexo-rotativa

Amostra temperada e revenida

Nas imagens a seguir (FIG. 62, 63, e 72) apresentam-se os aspectos da superfície de fratura do material temperado e revenido ensaiado em fadiga flexo-rotativa à temperatura ambiente, onde se observa a região de progressão da ruptura por fadiga, assim como a ruptura final do corpo de prova.

Na FIG. 62 é apresentada uma visão geral da superfície de fratura.

FIGURA 62. – Aço ABNT5160, temperado e revenido. Superfície de fratura do corpo de prova de fadiga, mostrando regiões de trincamento, crescimento de trincas e fratura final. (aumento de 5x)

Na FIG. 63 mostra-se a região de fadiga onde teve início o processo de trincamento. As marcas radiais convergem para um ponto na superfície do corpo de prova onde se originou a trinca.

FIGURA 63. – Aço ABNT5160, temperado e revenido. Região de iniciação do processo de fadiga (aumento de 21 x).

A FIG. 64 mostra em maior aumento o aspecto da região de fadiga do material.

FIGURA 64. – Aço ABNT5160, temperado e revenido. Superfície de fratura por fadiga (aumento de 300 x)

Na FIG. 65 apresenta-se em aumento elevado, o aspecto da região de ruptura final por sobrecarga mecânica do material ensaiado em fadiga. Observa-se o aspecto dúctil do material, com a presença de microcavidades.

FIGURA 65. Aço ABNT5160, temperado e revenido. Superfície de fratura final (aumento de 1000 x)

Nas imagens mostradas nas figuras 66 a 67, mostram os aspectos de fratura por fadiga flexo-rotativa do material temperado e revenido, ensaiado em níveis baixos de tensão (próximo ao limite de fadiga) e elevado número de ciclos..

Na FIG. 66 pode-se observar que a fratura por fadiga se inicia na superfície do corpo de provas (neste caso em múltiplos pontos) e se propaga no sentido indicado pelas setas, até que se atinja um ponto onde a secção remanente é insuficiente para resistir a tensão aplicada vindo o corpo de prova a se romper definitivamente por sobrecarga.

FIGURA 66. – Aço ABNT 5160, temperado e revenido. Aspecto geral da fratura por fadiga para níveis de tensão baixos. (aumento de 10 x).

Na FIG. 67 apresenta-se um aspecto da região de fadiga do material temperado e revenido (marcada com a letra F na FIG. 74) testado em níveis de tensão próximo ao limite de fadiga.

FIGURA 67. – Aço ABNT 5160, temperado e revenido, mostrando o aspecto da fratura de fadiga para baixos níveis de tensão. Região de fratura por fadiga. (aumento de 500 x).

Na FIG. 68 apresenta-se um outro aspecto da região de fadiga do material temperado e revenido (marcada com a letra F na FIG. 74) com maior aumento, testado em níveis de tensão próximo ao limite de fadiga. Notar a ocorrência de microtrincas e de pequenas inclusões na microestrutura.

FIGURA 68– Aço ABNT 5160 temperado e revenido, mostrando o aspecto da fratura de fadiga para baixos níveis de tensão (aumento de 1000 x).

Nas FIG. 69 e 70, pode-se observar a região de fratura por sobrecarga mecânica (região marcada com a letra S na FIG.74 do material ensaiado em níveis baixos de tensão aplicada - próximo ao limite de fadiga) que mostra o aspecto dúctil da condição temperada e revenida com a ocorrência de microcavidades (“dimples”) nucleadas em carbonetos precipitados como resultado do revenimento da martensita e também nas inclusões não-metálicas.

FIGURA 69. Aço ABNT 5160 temperado e revenido, mostrando o aspecto da fratura por sobrecarga mecânica para baixos níveis de tensão (aumento de 500X).

FIGURA 70. Aço ABNT 5160, temperado e revenido, região de sobrecarga mecânica. Ocorrência de microcavidades, mostrando partículas de segunda fase (carbonetos), no interior das mesmas. (aumento de 1500 x).

Amostra austemperada

Tensão Alta e Baixo Ciclo

Nas FIG. 71 a 72 mostra-se imagens do material na condição austemperada rompido sob fadiga flexo-rotativa em níveis elevado de tensão aplicada (baixo número de ciclos) da ordem de 600 MPa

Na FIG. 7971 apresenta-se uma visão geral da superfície de fratura com a região de fadiga situada na parte inferior da mesma. Devido ao baixo número de ciclos de vida em fadiga, a extensão desta região é sensivelmente inferior àquela apresentada para o material temperado e revenido visto anteriormente (FIG. 74).

FIGURA 71. Aço ABNT 5160, condição austemperada. Material ensaiado sob flexão rotativa em tensão elevada (baixo número de ciclos). Na parte inferior da imagem tem-se a região de fratura por fadiga (aumento de 9x),

Na FIG. 72, observa-se um detalhamento da região de fadiga mostrando uma iniciação múltipla de trincas.

FIGURA 72. Aço ABNT 5160, condição austemperada. Material ensaiado em fadiga flexo-rotativa sob tensão elevada. Evidência da iniciação múltipla de trincas. (aumento de 23x).

Nas FIG. 73 e 74 mostra-se o aspecto da região de fadiga em aumentos crescentes onde pode-se notar a presença de trincas secundárias na estrutura bainítica.

FIGURA 73. Aço ABNT 5160, condição austemperada. Material ensaiado em fadiga flexo-rotativa sob tensão elevada. Região de fadiga (aumento de 300X).

FIGURA 74. Aço ABNT 5160, condição austemperada. Material ensaiado em fadiga flexo-rotativa sob tensão elevada. Região de fratura por fadiga. Presença de trincas secundárias (aumento de 1000 x).

As FIG. 75, 76 e 77 apresentam detalhes da região de fratura por sobrecarga mecânica do material austemperado rompido sob fadiga flexo-rotativa, em aumentos crescentes. Observe-se o aspecto de quase-clivagem colocado em destaque, sobretudo na FIG. 85.

FIGURA 75. Aço ABNT 5160, condição austemperada. Material ensaiado em fadiga flexo-rotativa sob tensão elevada. Região de sobrecarga mecânica (aumento de 300X).

FIGURA 76. Aço ABNT 5160, condição austemperada. Material ensaiado em fadiga flexo-rotativa sob tensão elevada. Região de fratura por sobrecarga mecânica. O detalhe enquadrado na parte inferior da foto é mostrado com maior aumento na FIGURA 77 (aumento de 1000x).

FIGURA 77. Aço ABNT 5160, condição austemperada. Material ensaiado em fadiga flexo-rotativa sob tensão elevada. Detalhe destacado na FIGURA 76. (aumento de 2000X).

A FIG. 78 mostra o aspecto geral da superfície de fratura de um outro corpo de prova do material austemperado ensaiado em fadiga flexo-rotativa sob tensão elevada, na qual fica nítido a separação entre a região de ruptura por fadiga (parte inferior da figura) e a de ruptura final por sobrecarga mecânica (parte superior da

figura). As FIG. 78, 79, e 80, mostram detalhes adicionais das duas regiões fraturadas e da interface de separação entre elas.

FIGURA 78. Aço ABNT 5160, condição austemperada. Material ensaiado em fadiga flexo-rotativa sob tensão elevada. Visão geral da superfície de fratura. (aumento de 5x).

FIGURA 79. Aço ABNT 5160, condição austemperada. Material ensaiado em fadiga flexo-rotativa sob tensão elevada. Detalhe da região de fadiga com evidência de dois pontos de nucleação de trincas. (aumento de 20x).

FIGURA 80. Aço ABNT 5160, condição austemperada. Material ensaiado em fadiga flexo-rotativa sob tensão elevada. Região de fadiga (1000x).

FIGURA 81. Aço ABNT 5160, condição austemperada. Material ensaiado em fadiga flexo-rotativa sob tensão elevada. Detalhe da interface de separação entre a região de fadiga e de fratura final por sobrecarga mecânica (aumento de 500x).

FIGURA 82. Aço ABNT 5160, condição austemperada. Material ensaiado em fadiga flexo-rotativa sob tensão elevada. Região de fratura final. Ocorrência de quase-clivagem (aumento de 1000x).

Tensão Baixa e Alto Ciclo

Na FIG. 83 mostra-se a macrofotografia da fratura do aço ABNT 5160, na condição austemperada. O material foi ensaiado em fadiga flexo-rotativa em um nível baixo de tensão aplicada (próximo ao limite de fadiga) da ordem de 375 MPa.

Nas FIG. 84 e 85 mostra-se a região de fratura por fadiga em dois aumentos sucessivos.

FIGURA 83. Aço ABNT 5160, condição austemperada. Material ensaiado em fadiga flexo-rotativa sob tensão baixa. Aspecto geral da fratura, apresentando na parte inferior a fratura por fadiga, com propagação da periferia para o centro. (aumento de 10 x)

FIGURA 84. Aço ABNT 5160, condição austemperada. Material ensaiado em fadiga flexo-rotativa sob tensão baixa. Aspecto da região de fratura por fadiga (aumento de 500x)

FIGURA 85. Aço ABNT 5160, condição austemperada. Material ensaiado em fadiga flexo-rotativa sob tensão baixa. Região de fratura por fadiga (aumento de 2000x).

As FIG. 86 e 97 mostram aspectos da região de fratura por sobrecarga mecânica para a mesma condição de tratamento térmico das FIG. 91 e 92. As duas imagens mostram evidência de quase-clivagem com diferentes direções de propagação de trincas e presença de trincas secundárias, perpendiculares à superfície de fratura.

FIGURA 86. Aço ABNT 5160, condição austemperada. Material ensaiado em fadiga flexo-rotativa sob tensão baixa. Aspecto da região de fratura por sobrecarga mecânica. (aumento de 250x)

FIGURA 97. Aço ABNT 5160, condição austemperada. Material ensaiado em fadiga flexo-rotativa sob tensão baixa. (aumento de 2000 x).

7. CONCLUSÕES

O aço em estudo, ABNT 5160, apresenta-se sob as condições de tratamento térmico de têmpera e revenimento do presente trabalho, caracterizado pela presença de grande quantidade de carbonetos globulizados distribuídos uniformemente sobre uma matriz ferrítica própria de martensita revenida. A presença de cromo faz com que se tenha carboneto duplo do tipo Fe- Cr- C.

O fato de se ter o deslocamento do cotovelo da curva para a direita no diagrama TTT, em consequência da presença de cromo, principalmente, dá maiores condições de se optar por um meio menos drástico de resfriamento como no caso a martêmpera, como foi realmente realizado. Este procedimento nos dá condições de se ter menores empenamentos e menores riscos de trinca por têmpera. A metalografia óptica comprovou a presença de carbonetos finos distribuídos uniformemente na matriz ferrítica.

Na observação por microscopia eletrônica de varredura nota-se a presença de microcavidades (“dimples”) no material temperado e ensaiado em tração monotônica. Essas cavidades ocorrem em consequência da ancoragem oferecida pelos carbonetos dispersos na ferrita, responsável pela ductilidade mostrada pelo material durante o ensaio realizado.

No material austemperado, em razão da maior resistência obtida devido à presença da estrutura bainítica, observa-se aspectos de quasi-clivagem na microestrutura e na fratura com a presença de facetas quase-planas no interior dos grãos em contraste com o caso anterior.

Como a distribuição dos carbonetos na bainita é diferente daquela na martensita revenida, ou seja, os carbonetos são distribuídos ao longo das “ripas” de ferrita e podem não ocorrer os ancoramentos para nucleação das microcavidades. Neste caso, além dos contornos de grãos, que servem para desviar a propagação da clivagem, também os carbonetos atuam como defletores de direção de propagação de trincas. Disto se deduz então que embora ambos os casos apresentem uma boa ductilidade, a bainita obtida na austêmpera tem

melhor tenacidade e deve ter melhor comportamento que a forma temperada e revenida em situação de esforços cíclicos.

Por outro lado, como, as trincas obedecem à direção preferencial de cada estrutura em condições de esforços alternados e monotônicos e são definitivamente afetados pela microestrutura de forma coerente com a orientação de crescimento destas bem como pela forma dos carbonetos desenvolvidos além do tamanho de grão.

O estudo do comportamento do material em situação de esforços cíclicos, fadiga flexo-rotativa, mostra que a condição austemperada é mais adequada para resistir este tipo de carregamento em virtude da maior ductilidade propiciada pela microestrutura bainítica, mesmo apresentando também propriedades de resistência mecânica superiores à condição temperada e revenida.

Para situações de tensão aplicadas baixa, ambas as condições são igualmente favoráveis, uma vez que o material apresenta quase o mesmo limite de fadiga nas duas condições.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AARONSON,H.I.; SPANOS,G. E REYNOLDS,JR.,W.T.; **A progress report on the definitions of bainite**; Scripta Materials, Vol.47,pp.139-144,2002

ANDERSON,T.L.; **Fracture mechanics : fundamentals and applications**; CRC Press Inc, Florida, 2nd edition.1995

ARGON,A.S.;IM,J.;SAFOGLU,R.; **Cavity formation from inclusion in ductile fracture**; Metallurgical Transactions, Vol. 6A,pp.825-837, 1975.

ASTM E 606 – 92/98: **Ensaio de fadiga controlada por deformação**, ASTM – American Society for Testing and Materials, 1998.

BAILER-JONES,C.A.L.; BHADSHIA,H.K.D.H.; MACKAY,D.J.C.; **Gaussian process modeling of austenite formation in steel**, Materials Science and Technology, v.15, pp.287-294, 1999

BATISTA, C.A.R.P.; **Modelagem preditiva do comportamento de trincas com a aplicação ao titânio de pureza comercial**, Tese de doutorado, Faculdade de Engenharia Química de Lorena, 2000.

BEREMIN,F.M.; **A local criteria for cleavage fracture of a nuclear pressure vessel steel**; Metallurgical Transactions, Vol. 14A , pp.2277-2287,1983.

BHADSHIA,H.K.D.H.; **Bainite in steels**;Chap 12, Mechanical properties, pp. 285-341 Institute of Materials, London, 1992.

BROWN,L.M.;STOBBS,W.M.; **The work-hardening of copper-silica v.equilibrium plastic relaxation by secondary dislocations**;Philosophical magazine,Cavendish Laboratory,Vol. 34,Issue 3, pp. 351-372, September 1976.

CÂNDIDO, L.C.; GODEFROID L.B.; ARAÚJO SILVA, J.G.; **Comportamento em fadiga de um aço estrutural patinável soldado**, Revista Escola de Minas, Vol. 55, N^o 2, Ouro Preto, abril, 2002.

CALLISTER, W.D.; **Materials science and engineering: An introduction** .5th ed.; John Wiley , 2002.

CHO, Y.W.; BYUN, J.S.; SHIM, J.H.; **Effect of Ti addition on mixed microstructure of allotriomorphic and bainitic ferrite in wrought C-Mn steels.**; Materials Science Forum, Vol 426-432. pp. 1511-1516, 2003.

COHEN, M.; **International conference on bainite**; Metallurgical Transactions , Vol. 21A, april, 1990.

COTTREL, A.H.; in **Report of a conference on strength of solids**; Ed. Mott, N.F.; Phys. Soc. London Conf. , 30. 1948.

COTTREL, A.H.; **Dislocations and plastic flow in crystals**, Oxford University Press; 1953.

CHRISTIAN, J.W.; in **Martensite: Fundamentals and technology** ; Ed. By Petty, E.R. Longmans, 1970.

CHRISTIAN, J.W. **The theory of phase transformation in metals and alloys**, Pergamon Press , 1975.

DAVENPORT, E.S.; BAIN, E.C.; **Transformations of austenite at constant subcritical temperatures**; Trans. AIME , Vol. 90, pp. 117-144, 1930.

FAIRES, V.M.; **Elementos de máquinas**; 1^a Edição, Rio de Janeiro, Ao Livro Técnico S.A., p. 658, 1966.

GOLDENSTEIN, H.; **Bainita nos aços**; in **Aços: perspectivas para os próximos 10 anos** ; Ed.Bott, I – Rio de Janeiro pp. 77-88, 2002.

GOLDSCHMIDT, H.J.; **Interstitial alloys**, Butterworths, 1967.

GRIFFITH, A.A.; **The phenomena of rupture and flow in solids**; Philosophical Transaction of the Royal Society; Vol. 221, pp. 163-168; London 1921.

GOODS, S.H. E BROWN, L.M.; **The nucleation of cavities by plastic deformation**; Acta Metallurgica, Vol. 27, pp. 1-15, 1979.

HABRAKEN, L.J.; ECONOMOPOULOS, M.; **Bainitic microstructures in low carbon alloy steels and their mechanical properties**; Symposium: Transformation and hardenability of steels; Climax Molybdenum Co. , pp. 69-108, 1967.

HALL, E.O.; **Yield point phenomena in metals and alloys**; Plenum Press, 1970.

HEHEMANN, R.F.; **Phase transformations**, American Society for Metals, Ohio, p.397, 1970.

HONEYCOMBE, R.W.K.; **Aços – microestrutura e propriedades**; Ed. Fundação Calouste Gulbenkian, Lisboa, Portugal, pp.. 348, 1984

HUME ROTHERY, W. ; **Estruturas das ligas de ferro** ; Ed Edgard Blücher Ltda. São Paulo SP , 1968.

IRVINE, K.J.; PICKERING, F.B.; HESELWOOD, W.C.; ATKINS, M.; **Metallurgical development in carbon steels**, special report, J. Iron and Steel Institute, London, Vol.186, pp. 54-67, 1957.

KEH, A.S.; LESLIE, W.C.; **Recent observations on quench-aging and strain – aging of iron and steel**; Materials Science Research, Vol I , pp. 208-250, 1963.

KELLY,P.M.; NUTTING,J.; **The martensite transformation in carbon steels;** Proc. Royal Society of London , A Vol. 259 ,pp. 45-58,1960.

KINSMAN, K.R.; AARONSON H.I.; **Influence of molybdenum and manganese on the kinetics of the proeutectoid ferrite reaction.** in **Transformation and hardenability in steels;** Climax Molybdenum Co. ,pp.39-67, 1967

LANGER, E.W.; **The quench ageing process in iron,** Polytekniske Laereanstalt , Denmark , 1967.

LESLIE,W.C,SPEICH,G.R.; **Tempering of steel;** Metallurgical Transactions. Vol.3, pp.1043-1054,1972.

MEHL, R.F.; **Hardenability of alloy steels;** ASM , Cleveland, Ohio,pp.1-58, 1939.

MEHL,R.F.;BARRET,C.S.;SMITH,D.W..; **Studies upon the widmanstätten structure: IV. The iron-carbon alloys,** Trans. AIME,Vol.105, pp. 215-249,1933.

METALS HANDBOOK – VOL.2.; **Heat treating cleaning and finishing.** 8th. Edition, Metals Park, Ohio, American Society for Metals, 1964.

MEYERS M.A. E CHAWLA, K.K.,**Princípios de metalurgia mecânica** , Ed. Edgard Blücher Ltda. ; 1982.

MONTEIRO, W.A..; BUSO,S.I.; **Caracterização de materiais por métodos físicos;** CD–Rom da disciplina “Técnicas de microscopias eletrônicas aplicadas a materiais” IPEN /SP,2003.

NISHIAMA,Z.; **Martensitic transformation** ; Academic Press,pp.467, N.Y. 1978.

OHMORI,Y.;OHTANI,H.,KUNITAKE,T. ;**The bainite in low carbon low alloy high strength steels,** trans. ISIJ, Tokio, Japan, Vol. 11,p. 251-259, 1971.

OROWAN,E; **Causes and effects of internal stresses**; in **Internal stresses and fatigue of metals**, Elsevier,1959.

PICKERING, F.B.; **Physical metallurgy and the design of steels**, Aplied Science Publisher, London, 1978.

PETCH,N.J.;in **Fracture**; Ed. Averbach,B.L. ;John Wiley,pp.54,1959.

PORTER,D.A.;EASTERLING K.E.; **Phase Transformation in metals and alloys**; Van Nostrand, 1987.

SANDVIK,B.P.J.;NEVALAINEN,H.P.; **Structure-property relationships in commercial low-alloy bainitic-austenitic steel with high strength, ductility, and toughness** ; Metals. Tech. ,Vol.8, pp.213-220,1981.

SPANOS G., FANG H.S, AARONSON,H.I ; **A mechanism for the formation of lower bainite**; Metallurgical and Materials Transactions,V21, pp.1381-1390,1990.

SPEICH,G.R.;CLARK,J.B.(eds); **Precipitation from iron-base alloys**, Met. Society, AIME Conference, Gordon and Breach, 1965.

TAKAHASHI,T.;NAGUMO, M.; **Flow stress and work hardening of perlitic steels**;Trans. Japan Institute of Metals; 11, pp.113-119, 1970.

TAKAHASHI, M. ; **Reaustenitisation from bainite in steels**; PhD thesis University of Cambridge, 1992.

TAKEUCHI, S.;**Solid solution strengthening in single crystals of iron alloys**; J.Phys, Soc. Japan, 27,pp. 929-940, 1969.

THOMASON, P.F.; **Ductile fracture of metals**; Elsevier science, Oxford , 1990.

von MISES,R.;**Göttingen nachrichten**;Math.phys.Klasse,p. 582,1913.

WOOD, W.A. **The study of metal structures and their mechanical properties**, Pergamon Press , New York , 1971.

ZENER ,C. ; **Kinetics of decomposition of austenite**; Trans. AIME, Vol. 167, p. 550, 1946.

ZENER, C. in **Fracturing of metals**; ASM, Metals Park , Ohio, 1948.