

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO E DO DESPORTO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
ESCOLA DE ENGENHARIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA
METALÚRGICA E DOS MATERIAIS

INICIAÇÃO E PROPAGAÇÃO DE TRINCAS POR FADIGA EM AÇOS
CEMENTADOS E EM AÇOS TEMPERADOS POR INDUÇÃO

por

AFONSO REGULY
Engenheiro Metalúrgico

Trabalho realizado no Departamento de Metalurgia da Escola de Engenharia
da UFRGS, dentro do Programa de Pós-Graduação em Engenharia
Metalúrgica e dos Materiais- PPGEMM.

PORTO ALEGRE
- 1994 -

ESCOLA DE ENGENHARIA
BIBLIOTECA

INICIAÇÃO E PROPAGAÇÃO DE TRINCAS POR FADIGA EM AÇOS
CEMENTADOS E EM AÇOS TEMPERADOS POR INDUÇÃO

DISSERTAÇÃO

Apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e dos Materiais
- PPGEMM, como parte dos requisitos para a obtenção do título de:

MESTRE EM ENGENHARIA
ÁREA DE CONCENTRAÇÃO: CIÊNCIA DOS MATERIAIS

por

AFONSO REGULY
Engenheiro Metalúrgico

- 1994-

Esta DISSERTAÇÃO foi julgada adequada para a obtenção do título de Mestre em Engenharia, área de concentração Ciência dos Materiais e aprovada em sua forma final, pelo Orientador e pela Banca Examinadora do curso de Pós-Graduação.

Orientador:

Prof. Dr. Telmo Roberto Strohaecker
PPGEMM - UFRGS

Banca Examinadora:

Profa. Dra. Iduvirges Lourdes Müller
PPGEMM-UFRGS

Prof. Dr. Jorge Daniel Riera
CPGEC-UFRGS

Prof. Dr. Marco Antonio dos Santos
CCT-UFPB

Coordenador do PPGEMM
Prof. Dr. Telmo Roberto Strohaecker

Aos que me amam e apoiam ...

RESUMO

Este trabalho buscou avaliar a resistência à fadiga em flexão e caracterizar os mecanismos de iniciação e propagação de trincas por fadiga de aços cementados e dos aços temperados por indução. Para o tratamento de cementação foram utilizados os aços SAE 8620 e SAE 4820. O tratamento de têmpera por indução foi utilizado o aço SAE 8650.

Foram realizados diferentes ciclos de cementação visando determinar a influência da microestrutura na tenacidade e resistência à fadiga, dando-se especial ênfase na influência da austenita retida sobre estas propriedades.

A caracterização geométrica das trincas de fadiga através de exames fractográficos permitiu, com aplicação de técnicas da Mecânica da Fratura Linear Elástica, a determinação da tenacidade à fratura de camadas de aços cementados. Os resultados encontrados para tenacidade à fratura variaram de 11.8 a 23 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{-1/2}$, tendo sido constatada influência da tensão máxima aplicada sobre a tenacidade à fratura.

ABSTRACT

This work aims to evaluate the bending fatigue behavior and describes fatigue crack initiation and propagation in carburized steels and induction hardened steel. For the carburizing treatment the steels SAE 4820 and SAE 8620 were used. For the induction heat treatment the SAE 8650 was used.

Different carburizing processes were taken to examine the effect of microstructure on bending fatigue and on fracture toughness behavior of carburized steels, an special emphasis was given to the influence of retained austenite on those properties.

The geometric characterization of bending fatigue cracks through fracture analysis, allowed to calculate the fracture toughness of the carburized case by linear elastic fracture mechanics. The fracture toughness of the carburized case ranged from 11.8 to 23 MPa.m^{-1/2}, also was found that case fracture toughness increases with increasing maximum applied stress during fatigue testing.

AGRADECIMENTOS

Ao Prof. Dr. TELMO ROBERTO STROHAECKER pela orientação, apoio e oportunidades oferecidas.

Ao Prof. Dr. GEORGE KRAUSS pela receptividade no estágio junto a Colorado School of Mines, Golden, Colorado, EUA.

Ao amigo Paulo E. Gobbi pelo auxílio nos ensaios de fadiga dos corpos de prova tipo Fett modificado.

Ao colega Ricardo D. Torres pela sugetões oferecidas.

A Rachel Cohen pela realização dos ensaios em fadiga dos corpos de prova tipo SDEF.

A Susi Mari Marques pela dedicação na ampliação dos negativos.

A Albarus ATH e Pistões SULOY pela confecção dos corpos de prova tipo Fett modificado;

A Sultêmpera e Temperasul por terem propiciado tratamento térmico dos corpos de prova tipo Fett modificado.

A Timken Co. pela confecção e tratamento térmico dos corpos de prova SDEF e análises de RX.

A todos os colegas que tornaram este período tanto instrutivo como divertido.

Ao Programa RAHE/CNPq pelo auxílio recebido.

A FAPERGS pelo apoio em termos de materiais de laboratório.

SUMÁRIO

RESUMO.....	V
ABSTRACT.....	VI
AGRADECIMENTOS.....	VII
LISTA DE FIGURAS.....	X
1. INTRODUÇÃO.....	1
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	4
2.1 INCLUSÕES.....	4
2.2 OXIDAÇÃO INTERGRANULAR.....	7
2.2.1 <i>Influência da Composição Química na Profundidade de Oxidação Intergranular</i>	8
2.3 TENSÕES RESIDUAIS.....	13
2.3.1 <i>Tensões Residuais em Aços Cementados</i>	16
2.3.2 <i>Influência da Temperabilidade no Perfil de Tensões Residuais</i>	18
2.3.3 <i>Influência do Tratamento Sub-Zero</i>	20
2.3.4 <i>Influência da Profundidade de Camada</i>	22
2.4 TAMANHO DE GRÃO AUSTENÍTICO.....	24
2.5 AUSTENITA RETIDA.....	28
2.5.1 <i>Origem da Austenita Retida</i>	28
2.5.2 <i>Fatores que Controlam o Teor de Austenita Retida</i>	29
2.5.3 <i>Influência da Austenita Retida nas Propriedades Mecânicas</i>	29
3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL.....	36
3.1 MATERIAL.....	36
3.2 PREPARAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA.....	36
3.2.1 <i>Corpos de prova SDEF</i>	37
3.2.2 <i>Corpos de Prova Fett Modificado</i>	38
3.3 TRATAMENTO TÉRMICO.....	39
3.4 PERFIL DE MICRODUREZAS.....	41
3.5 METALOGRAFIA.....	41
3.6 DETERMINAÇÃO DA AUSTENITA RETIDA.....	42
3.7 DETERMINAÇÃO DAS TENSÕES RESIDUAIS.....	43
3.8 ENSAIO DE FADIGA.....	43
3.9 ENSAIO DE IMPACTO.....	44
3.10 FRACTOGRAFIA.....	46
3.11 DETERMINAÇÃO DO K_{IC} EM AÇOS CEMENTADOS.....	47
3.12 DETERMINAÇÃO DO K_{IC} EM AÇOS TEMPERADOS POR INDUÇÃO.....	49
4. RESULTADOS.....	50
4.1 METALOGRAFIA.....	50
4.2 PERFIL DE DUREZA.....	60
4.3 AUSTENITA RETIDA.....	62
4.4 TENSÕES RESIDUAIS.....	63
4.5 ENSAIOS DE FADIGA.....	64
4.6 ENSAIO DE IMPACTO.....	66
4.7 FRACTOGRAFIA.....	67
4.8 TENACIDADE À FRATURA.....	72
5. DISCUSSÃO.....	74

5.1 PERFIS DE DUREZA E AUSTENITA RETIDA.....	74
5.2 INICIAÇÃO DE TRINCAS POR FADIGA	75
5.3 TENACIDADE À FRATURA X TENSÃO APLICADA.....	76
5.4 TENACIDADE À FRATURA X AUSTENITA RETIDA.....	79
6. CONCLUSÕES	82
7. BIBLIOGRAFIA.....	85

LISTA DE FIGURAS

- Figura 2.1 - Comparação do resultado em fadiga para o aço ABNT 8219 contendo diferentes teores de enxofre(6)..... 6
- Figura 2.2 - Relação entre a profundidade de contorno de grão oxidado e o limite em fadiga(8)..... 8
- Figura 2.3 - Potencial de oxigênio para diferentes elementos durante o aquecimento em atmosfera endotérmica a 930 C.(7) 9
- Figura 2.4 - Efeito da concentração de Si no limite em fadiga para o aço SCM 420 e SNCM 420.(9) 10
- Figura 2.5 - Efeito da concentração de Mn, Cr, Ni e Mo no limite em fadiga para diferentes aços.(9) 10
- Figura 2.6 - Relação entre a profundidade de oxidação e o parâmetro de composição, $10Si+Mn+Cr$ (%peso).(9) 11
- Figura 2.7 - Perfil dos fatores de intensidade de tensões e diferentes níveis de tensão residual.(14) 15
- Figura 2.8 - Resistência em fadiga do aço ABNT 4140 temperado em função da tensão residual máxima.(15) 16
- Figura 2.9 - Desenho esquemático do surgimento de tensões residuais em um aço cementado durante o processo de têmpera, a) todo componente se encontra no campo austenítico, b) núcleo atinge temperatura de início de transformação, M_s , c) após transformação da superfície(17) 18
- Figura 2.10 - Relação entre o limite em fadiga e a temperabilidade do núcleo para o aço ABNT 8620 com pequenas variações de composição. O índice D_i indica o índice Jominy de temperabilidade do núcleo .(11) 19
- Figura 2.11 - Tensões residuais para o aço ABNT 4130 em função da temperatura do meio de têmpera.(18) 20
- Figura 2.12 - Perfil de tensões residuais para o aço EX55, com e sem tratamento sub-zero após carbonitretação.(20) 21
- Figura 2.13 - Efeito da profundidade de camada no perfil de tensões residuais para o aço ABNT 1045 temperado por indução.(22) 23
- Figura 2.14- Limite de fadiga em flexão como função do tamanho de grão austenítico.(3) 24

Figura 2.15 - Quantidade de micro trincas como função do tamanho de grão, o índice S_v indica a quantidade de microtrincas presente por unidade de volume.(26)	25
Figura 2.16 - Influência da austenita retida no limite elástico verdadeiro.(33)	30
Figura 2.17 - Efeito da austenita retida no limite elástico em tração e compressão.(31)	31
Figura 2.18 - Influência da austenita retida na resistência à fadiga em flexão de corpos de prova cementados.(34)	31
Figura 2.19 - Resistência à fadiga de corpos de prova cementados, a gás e plasma, em função do teor de austenita retida.(3)	32
Figura 2.20 - Classificação morfológica da martensita em função do teor de carbono.(35)	33
Figura 2.21 - Tenacidade do aço 15NiCr cementado em função do teor de austenita retida.(34)	35
Figura 3.1 - Geometria do corpo de prova SDEF utilizado para o ensaio em fadiga dos aços ABNT 8620 e ABNT 4820 cementados. (15,40)	38
Figura 3.2 - Geometria do corpo de prova Fett modificado utilizado para o ensaio em fadiga dos aços ABNT 8620N e ABNT 8650 cementados.(41)	38
Figura 3.3- Desenho esquemático da execução do ensaio Charpy.	45
Figura 3.4- Dimensões do corpo de prova utilizado para impacto com pêndulo de Charpy, dimensões em mm.	46
Figura 3.5 - Representação esquemática da determinação dos parâmetros a e c sobreposta a fratura de aço ABNT 4820 rompido por fadiga.	48
Figura 4.1- Microestrutura encontrada para o corpo de prova ABNT 8620N NOR; a) camada, martensita de alto carbono e austenita retida;b) martensita massiva. Ataque camada Metabisulfito de Sódio 5%, núcleo Nital 2%	51
Figura 4.2 - Microestrutura encontrada para o corpo de prova ABNT 8620N DIR; a)camada, martensita de alto carbono e austenita retida;b)martensita massiva. Ataque camada Metabisulfito de Sódio 5%, núcleo Nital 2%	52
Figura 4.3 - Microestrutura encontrada para o corpo de prova ABNT 8620N SUB; a) camada, martensita de alto carbono e austenita retida; b) martensita massiva. Ataque camada Metabisulfito de Sódio 5%, núcleo Nital 2%	53

- Figura 4.4 - Microestrutura encontrada para o aço ABNT 8620;
a) camada, martensita de alto carbono e austenita retida; b)
martensita massiva. Ataque camada Metabisulfito de Sódio 5%,
núcleo Nital 2% 54
- Figura 4.5 - Microestrutura encontrada para o aço ABNT 4820;
a) camada, martensita de alto carbono e austenita retida; b)
martensita massiva. Ataque camada Metabisulfito de Sódio 5%,
núcleo Nital 2% 55
- Figura 4.6 - Representação do tamanho de grão austenítico
primário para o aço ABNT 8620N cementado. Ataque 15g ác.
Pícrico, 80g ác. Dodecylbenzeno, 450 ml água destilada... 56
- Figura 4.7 - Tamanho de grão austenítico primário; a) ABNT 8620
cementado; b) ABNT 4820 cementado. Ataque 15g ác. Pícrico,
80g ác. Dodecylbenzeno, 450 ml água destilada..... 57
- Figura 4.8 - Oxidação intergranular superficial ; a) ABNT 8620
cementado; b) ABNT 4820 cementado. Sem ataque..... 58
- Figura 4.9 - Microestrutura após têmpera por indução do aço
ABNT 8650; a) camada, b) núcleo, ferrita e perlita. Ataque
Nital 2%..... 59
- Figura 4.10- Perfil de dureza resultante do tratamento térmico
dos corpos de prova ABNT 8620N NOR, ABNT 8620N DIR e ABNT
8620N SUB cementados, a linha pontilhada a 513 HV indica a
profundidade da camada efetiva..... 61
- Figura 4.11- Perfil de dureza resultante do tratamento térmico
de têmpera por indução do aço ABNT 8650. A linha pontilhada
a 513 HV indica a profundidade de camada efetiva..... 61
- Figura 4.12 - Perfil de dureza dos aços ABNT 8620 e ABNT 4820
cementados, a linha pontilhada a 513 HV indica a
profundidade de camada efetiva..... 62
- Figura 4.13 - Perfil de austenita retida dos aços ABNT 8620 e
ABNT 4820 cementados..... 62
- Figura 4.14 - Perfil de tensões residuais para os aços ABNT
8620 e ABNT 4820 cementados, temperados e revenidos..... 63
- Figura 4.15- Tensões residuais compressivas determinadas, pelo
método do seccionamento, para o aços ABNT 8650 temperado por
indução 64
- Figura 4.16 - Resistência à fadiga para os aços ABNT 8620 e
ABNT 4820 cementados, temperado e revenido. Razão de
carregamento $R=0,1$, frequência 30Hz..... 65
- Figura 4.17 - Mecanismos de fratura por fadiga encontrado nos
aços cementados ; a) vista geral da superfície de fratura,

- b) zona de iniciação intergranular, c) zona de transição entre propagação por fadiga transgranular e propagação instável intergranular, d) zona de propagação instável intergranular. 68
- Figura 4.18 - Mecanismo de iniciação subsuperficial; a) visão geral da superfície de fratura, b) local de iniciação, c) zona de transição entre propagação por fadiga transgranular e região de sobrecarga. 70
- Figura 5.1 - Superfície de fratura típica encontrada para o aço ABNT 8650 temperado por indução. 76
- Figura 5.2- Tenacidade à fratura como função da tensão máxima aplicada para os aços ABNT 8620 e ABNT 4820 cementados. ... 77
- Figura 5.3- Perfil de tensões residuais para os aços ABNT 8620 e ABNT 4820 cementados. A zona assinalada indica a profundidade de trinca, a, atingida até a propagação instável de trinca. 78
- Figura 5.4- Microestrutura do aço ABNT 4820 fraturado após 17000 ciclos a 1515 MPa. a) junto a superfície de fratura (seta), b) a 2mm da superfície de fratura, c) a 4mm da superfície de fratura . Ataque Metabisulfito de Sódio 5%..80

1. INTRODUÇÃO

Os tratamentos térmicos de cementação e têmpera por indução são largamente utilizados pela indústria em nossos dias por conferirem ao aço grande resistência à fadiga e ao desgaste, aliadas a uma boa tenacidade. A alta dureza da camada e a introdução de tensões residuais compressivas junto a superfície são responsáveis pela resistência à fadiga e ao desgaste. O núcleo de baixa dureza e grande ductilidade atua como substrato garantindo a integridade da camada e conferindo boa tenacidade ao material.

Para o processo de cementação são utilizados aços de baixo carbono. Este tratamento é realizado através da exposição do material a temperaturas apropriadas em atmosferas ricas em carbono por determinado tempo. O carbono difunde para o interior do material, a partir da superfície, até atingir a profundidade de cementação desejada. Esta profundidade atingida é denominada camada cementada.

Com processo de têmpera por indução são utilizados aços de médio carbono. Esse método permite que se aqueça apenas a superfície do aço até a profundidade que se deseja endurecer o material. A profundidade de camada é geralmente determinada através de ensaio de microdureza Vickers, sendo denominada profundidade de camada efetiva, a profundidade máxima a atingir uma dureza mínima de 550 HV.

Este trabalho buscou avaliar a resistência à fadiga em flexão e a caracterização dos mecanismos de iniciação e propagação de trincas por fadiga de aços cementados e dos aços temperados por indução. Para uma melhor compreensão da relação entre o processo de tratamento térmico e o desempenho em fadiga do material deve ser levado em conta a composição química, a microestrutura e os mecanismos de fratura encontrados. A composição química é importante por ditar a temperabilidade do aço determinando a microestrutura e a profundidade da camada resultante. A composição química também influencia a microestrutura por determinar a quantidade de austenita retida e o número e a distribuição de inclusões, parâmetros que influenciam fortemente na resistência à fadiga do material. A microestrutura presente na camada é de suma importância pois as falhas por fadiga normalmente iniciam próximas à superfície. Os mecanismos de fratura indicam onde a falha iniciou e como ela ocorreu. Uma melhor compreensão dos mecanismos de fratura podem proporcionar uma melhora no desempenho em fadiga através da identificação da porção de menor resistência na microestrutura e o conseqüente aperfeiçoamento desta.

Neste trabalho foram estudados os aços ABNT 8620 (diferentes corridas deste aço) e ABNT 4820 cementados, temperados e revenidos e o aço ABNT 8650 temperado por indução e revenido. Os aços ABNT 8620 e ABNT 4820 cementados foram analisados em estágios realizados junto ao Advanced Steel Research Center (Colorado School of Mines, EUA), sendo os

demais aços estudados no Laboratório de Metalurgia Física, do Departamento de Metalurgia, desta Universidade.

O objetivo deste trabalho foi o de determinar a influência de diferentes ciclos de tratamentos térmicos na resistência à fadiga em flexão de aços cementados e aços temperados por indução assim como definir os mecanismos de falha por fadiga nestes materiais. Foi também estudada a influência da microestrutura na tenacidade à fratura do material.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Inclusões

As inclusões estão presentes em todos os aços comerciais como resultado da adição de elementos desoxidantes, impurezas ou materiais exógenos (quebra de partes do refratário do forno), durante o processo de fabricação do aço. Em alguns casos são introduzidos deliberadamente visando melhora na usinabilidade, como em aços de usinagem fácil.

As inclusões não metálicas em um aço de alta resistência diminuem a tenacidade e agem como sítios de iniciação de trincas. O tamanho, forma, fração volumétrica e as propriedades das inclusões afetam os mecanismos de iniciação e propagação de trincas. O consenso para a iniciação de trincas por fadiga com relação a inclusões é⁽¹⁾:

1. As falhas originam-se em inclusões próximas a zonas de grande tensão, geralmente junto a superfície ou sub-superficialmente.
2. As inclusões maiores são mais efetivas como sítios de iniciação de trinca que as inclusões menores.
3. A orientação geométrica da inclusão em relação a tensão aplicada é crítica.
4. As trincas por fadiga iniciam a partir de inclusões que apresentam descolamento da matriz ou em bandas de escorregamento originadas junto a inclusões.

Para a fadiga de baixo ciclo, ($10^1 - 10^3$ ciclos), o mecanismo de bandas de escorregamento é predominante. Na zona intermediária, ($10^3 - 10^5$ ciclos), bandas de escorregamento e

inclusões são as responsáveis e, para a zona de alto ciclo, $>10^5$ ciclos, praticamente todas as falhas são originadas a partir de inclusões. Para fadiga em alta tensão-baixo ciclo a vida do componente é determinada pelo crescimento da trinca e para a faixa de baixa tensão-alto ciclo a vida em fadiga é determinada pelos mecanismos de iniciação de trinca.⁽¹⁾

As inclusões de sulfetos apresentam plasticidade, não afetando tanto o limite de fadiga como inclusões de óxidos refratários de grande fragilidade. Os sulfetos também contraem mais que a matriz metálica após o trabalho a quente ou tratamento térmico, não desenvolvendo tensões de tração localizadas. Entretanto, óxidos contraem menos que a matriz metálica e, conseqüentemente, desenvolvem tensões residuais localizadas que podem diminuir a resistência à fadiga.

Nos aços cementados, as trincas por fadiga tem sido observadas nucleando a partir de carbonetos⁽²⁾ e em contornos de grão austenítico primário para aços com tamanho de grão médio^(2,3,4). Para aços com tamanho de grão fino a nucleação se dá a partir de marcas de usinagem ou inclusões.

O mecanismo de iniciação intergranular apresenta-se dominante em processos de cementação usual quando outros efeitos como acabamento superficial, oxidação e arestas concentradoras de tensões são eliminadas. Zaccone et alii⁽⁵⁾ indicam que trincas intergranulares são formadas durante os primeiros ciclos de carregamento. Estas trincas intergranulares

são ancoradas pela transformação da austenita retida, mas tornam-se sítios ativos para propagação transgranular.

Em estudo recente Erven et alii⁽⁶⁾ estudaram a influência do enxofre na vida em fadiga de componentes cementados para o aço ABNT 8219. Os resultados obtidos neste aço com diferentes teores de enxofre podem ser observados na figura 2.1. O aço com menor teor de enxofre apresentou maior limite em fadiga.

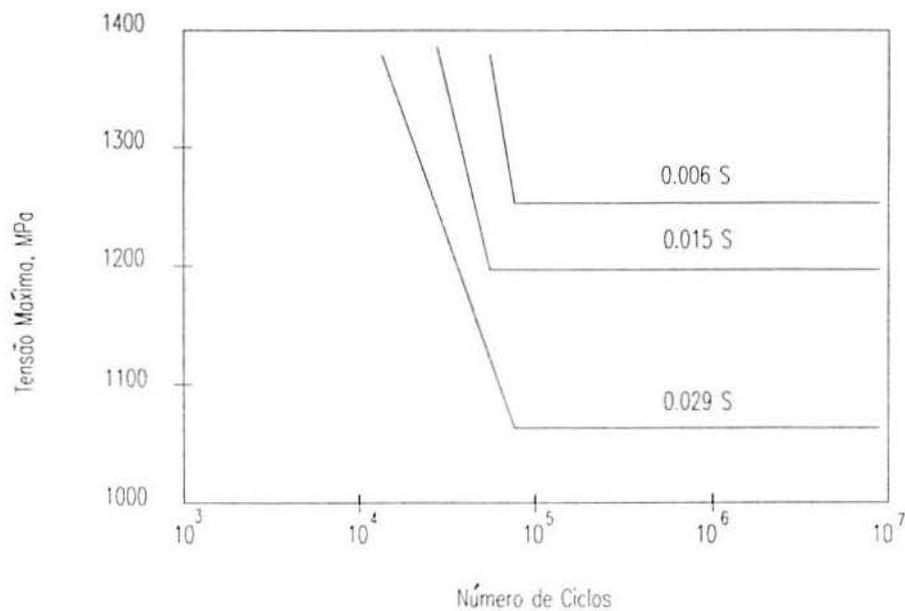


Figura 2.1 - Comparação do resultado em fadiga para o aço ABNT 8219 contendo diferentes teores de enxofre⁽⁶⁾.

O maior efeito observado com o aumento do teor de enxofre foi dispersão nos valores próximos ao limite em fadiga. No entanto, o autor reportou que, quando não são observadas inclusões próximas ou aflorando a superfície, os valores para alto teores de enxofre são equivalentes aos de baixo.

2.2 Oxidação Intergranular

A formação de óxidos abaixo da superfície de um metal é chamada oxidação interna. Este processo ocorre quando da realização de trabalho a quente ou tratamento térmico de um metal em ambiente contendo oxigênio ou seus compostos. Os fatores que incentivam a oxidação interna são ⁽⁷⁾:

1. O material metálico apresenta certa solubilidade ao oxigênio;
2. o material contém elementos de liga de maior afinidade com oxigênio que o metal de base;
3. a taxa de difusão do oxigênio no metal de base for maior que a dos elementos de liga.

Os aços comerciais preenchem estes requisitos pois apresentam certa solubilidade ao oxigênio, a taxa de difusão do oxigênio no ferro é geralmente maior que em seus elementos de liga e muitos destes elementos apresentam maior afinidade ao oxigênio que o ferro.

O oxigênio necessário para que ocorra este processo é encontrado nos meios de tratamento térmico seja na sua forma livre, através da decomposição de CO_2 , H_2O , ou ainda sob a forma de óxidos utilizados em tratamentos térmicos em banho de sal.

No passado a oxidação intergranular era encarada como um problema em nível de laboratório, pois esta "camada" oxidada

era retirada pelos posteriores processos de usinagem e retífica. Atualmente devido a necessidade de diminuição de custos e projetos cada vez mais otimizados, este problema passa a ter grande importância face a tendência de utilizar o componente tal como cementado.

O limite em fadiga pode ser melhorado diminuindo a profundidade de oxidação, como demonstrado na figura 2.2.

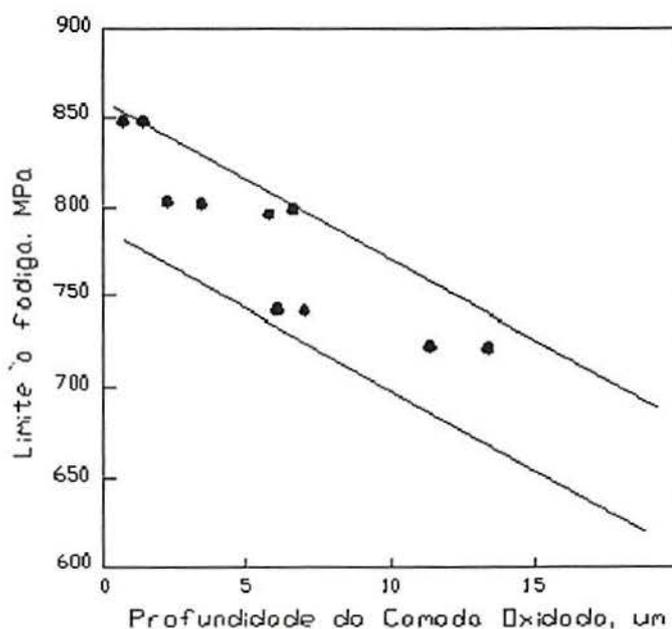


Figura 2.2 - Relação entre a profundidade de contorno de grão oxidado e o limite em fadiga⁽⁸⁾.

Como as falhas por fadiga podem originar-se em contornos de grão oxidados, uma diminuição da oxidação através do controle de elementos de liga e refino de grão permitem um aumento na resistência do material.

2.2.1 Influência da Composição Química na Profundidade de Oxidação Intergranular

Os vários elementos presentes no aço apresentam diferentes afinidades pelo oxigênio. A figura 2.3 apresenta o potencial de

oxigênio para diferentes elementos em uma atmosfera endotérmica a 930°C. Segundo Chatterjee-Fisher⁽⁷⁾ o Cr, Mn, Si e Ti irão oxidar enquanto que Fe, Mo, Ni, W e Cu não oxidarão podendo ocorrer, inclusive, a redução de seus óxidos.

Os óxidos dos diferentes elementos de liga não se distribuem uniformemente pela camada, ocorrendo no contorno de grão em diferentes profundidades. Os óxidos de cromo encontram-se bastante próximos a superfície (5 μm de profundidade), já o óxido de Mn pode ser encontrado a maiores profundidades (15-20 μm) enquanto que o óxido de silício é encontrado a profundidades ainda maiores (20-30 μm) levando-se em conta os valores de tempos e temperaturas usualmente utilizados para o tratamento de cementação.^(7,9,10,11)

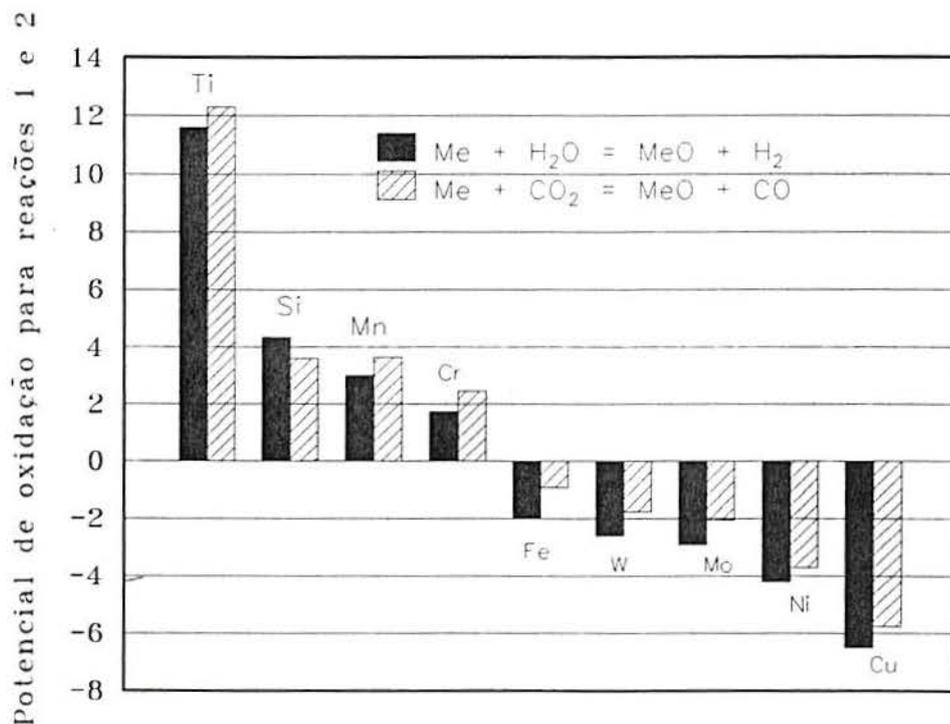


Figura 2.3 - Potencial de oxidação para diferentes elementos durante o aquecimento em atmosfera endotérmica a 930°C.⁽⁷⁾

O efeito destes elementos de liga na vida em fadiga de um componente foi apresentado por Namiki et alia⁽⁹⁾ em uma série de gráficos representando o limite em fadiga pela concentração em peso do elemento. A influência do Si, Mn, Ni, Cr e Mo pode ser encontrada nas figuras 2.4 e 2.5.

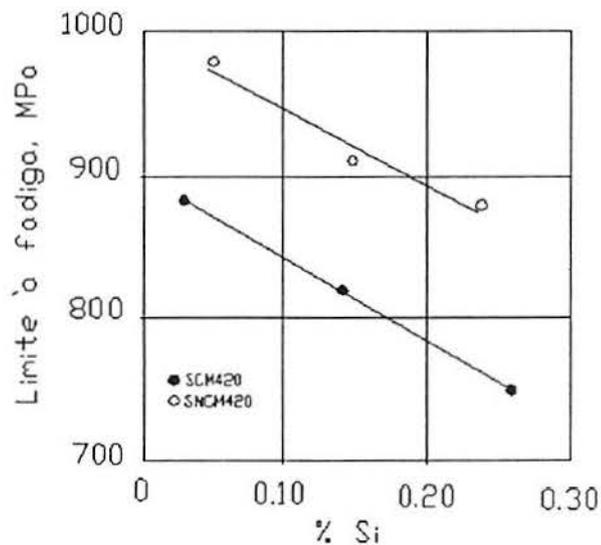


Figura 2.4 - Efeito da concentração de Si no limite em fadiga para o aço SCM 420 e SNCM 420.⁽⁹⁾

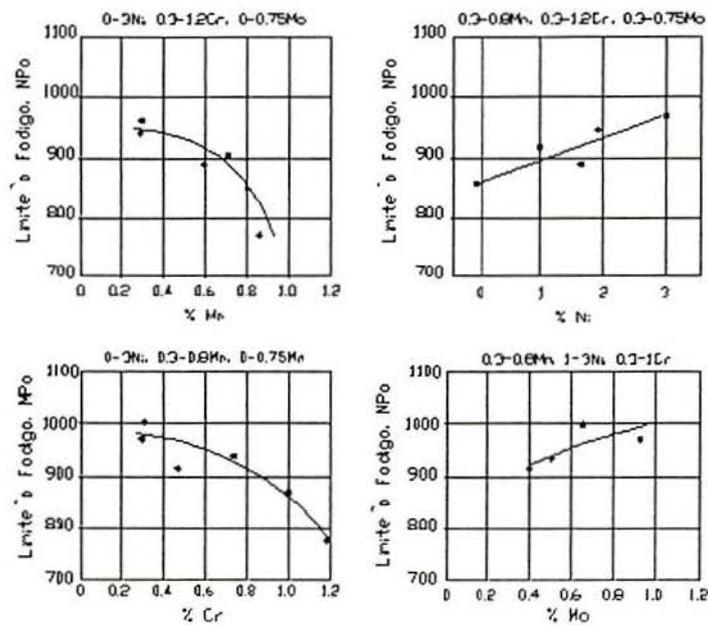


Figura 2.5 - Efeito da concentração de Mn, Cr, Ni e Mo no limite em fadiga para diferentes aços.⁽⁹⁾

Analisando os resultados Namiki et alii⁽⁹⁾ encontraram um parâmetro de composição, $10Si + Mn + Cr$ (% peso), que relaciona a profundidade de oxidação com a concentração dos elementos presentes no aço. Esta relação está representada na figura 2.6.

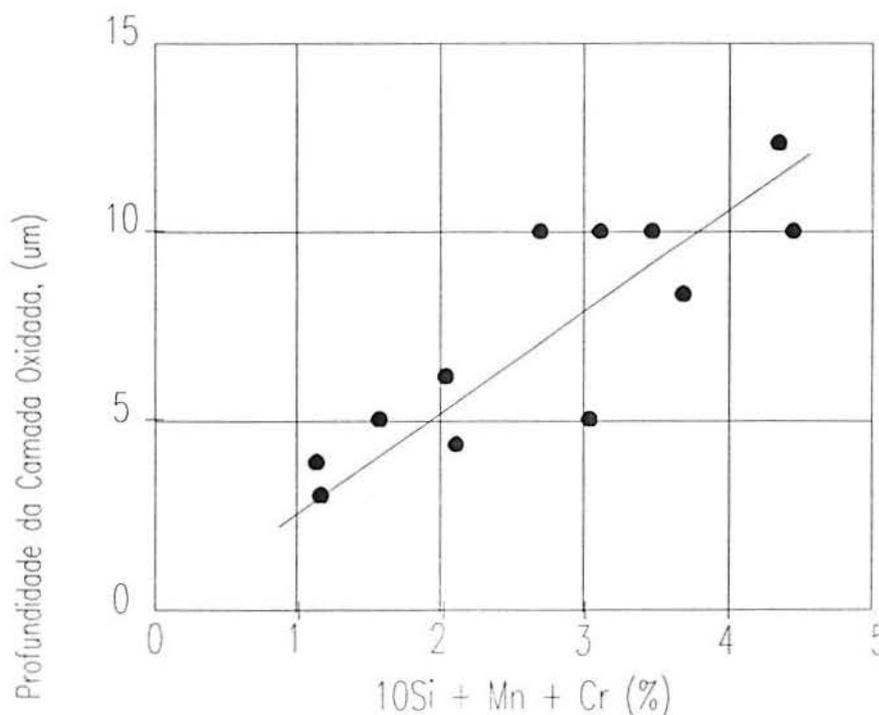


Figura 2.6 - Relação entre a profundidade de oxidação e o parâmetro de composição, $10Si+Mn+Cr$ (%peso).⁽⁹⁾

Naito et alii⁽¹⁰⁾ também descreveram uma relação deste tipo entre a profundidade de contorno de grão oxidado e a composição química. Ambos pesquisadores encontraram o Si como forte causador da oxidação intergranular, indicando que um melhor controle do teor de silício pode levar a uma diminuição na profundidade da camada oxidada e, conseqüentemente, a um melhor desempenho em fadiga.⁽⁹⁻¹²⁾

A influência da oxidação interna não se limita somente a zona oxidada. A formação de óxidos acarreta uma diminuição da

concentração do elemento na sua periferia que, por sua vez, por difusão, causa um empobrecimento deste elemento na vizinhança do óxido. Esta diminuição na concentração de elementos de liga pode levar a formação de produtos não martensíticos, bainita ou perlita, durante a têmpera, podendo até ocasionar o surgimento de tensões residuais tratativas junto a superfície.⁽¹³⁾

2.3 Tensões Residuais

Tensões residuais são aquelas presentes no material sem a aplicação de uma carga externa. O maior benefício dos tratamentos térmicos de têmpera por indução e de cementação seguida de têmpera e revenido é a introdução de tensões residuais compressivas na superfície do material. Essas tensões interagem com a carga externa aplicada levando a uma melhora no desempenho em fadiga.

O aumento da resistência em fadiga com o aumento das tensões residuais compressivas junto a superfície do material pode ser explicado com o auxílio da mecânica da fratura. A condição necessária para crescimento de trinca é⁽⁸⁾:

$$\Delta K_{ef} \geq \Delta K_{th} \quad (2.1)$$

onde,

$$\Delta K_{ef} = \sigma_a (\pi a)^{1/2} + K_{res} + K_{fech} \quad (2.2)$$

ΔK_{ef} - fator de intensidade de tensão efetiva;

ΔK_{th} - limiar de intensidade de tensões para propagação de trinca;

σ_a - amplitude da tensão aplicada;

a - comprimento de trinca;

K_{res} - fator de intensidade de tensão devido a tensão residual;

K_{fech} - fator de intensidade de tensão de fechamento de trinca.

O valor mínimo de ΔK_{th} para aços com 0,8% de carbono (aproximadamente o teor de carbono presente em camadas cementadas) é praticamente constante. Para uma melhora na resistência em fadiga é necessária uma redução do K_{ef} aplicado sobre a ponta da trinca. Isso é possível através da diminuição da profundidade da camada oxidada, da diminuição do tamanho de grão (fatores que atuam sobre o tamanho da trinca inicial) e do aumento das tensões residuais compressivas (que atuam sobre o valor de K_{res}).

Kim⁽¹⁴⁾ demonstrou, através da figura 2.7, como as tensões residuais levam a uma melhora no desempenho em fadiga do material. Os valores para a carga externa aplicada e tensões residuais compressivas estão plotados em valores positivos, entretanto o valor de K_{eff} é obtido pela subtração da contribuição das tensões residuais do valor da intensidade de tensões pela aplicação de uma carga externa.

Observa-se na figura 2.7 que somente para valores de comprimento de trinca maiores de 0.089 mm o valor de K_{eff} excede o valor de ΔK_{th} , se o valor das tensões residuais compressivas forem de -138 MPa (-20ksi). Quando o valor das tensões residuais superficiais for de -276 MPa (-40ksi) o tamanho crítico de trinca será de 0.178 mm. Por outro lado, sem a presença de tensões residuais o comprimento de trinca crítico atingiria somente 0.036 mm para o valor de K_{ef} superar o valor de ΔK_{th} .

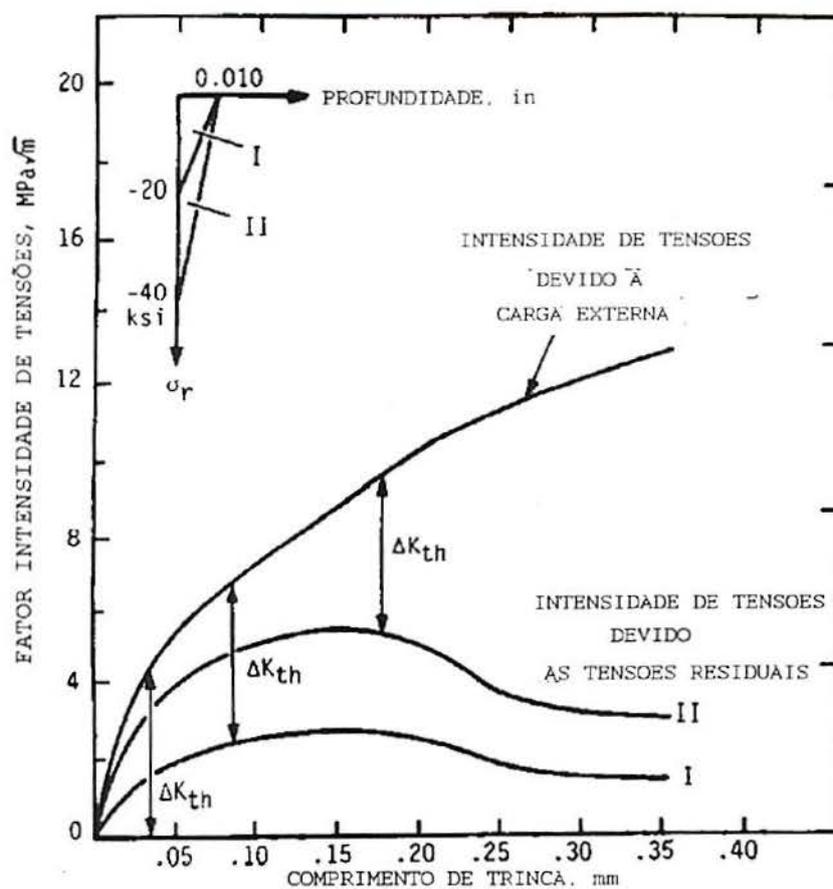


Figura 2.7 - Perfil dos fatores de intensidade de tensões e diferentes níveis de tensão residual.⁽¹⁴⁾

Sanders⁽¹⁵⁾ citando Koster⁽¹⁶⁾, através da figura 2.8, relaciona o desempenho em fadiga do aço ABNT 4140 temperado apresentando diferentes níveis de tensões residuais. Pode-se observar uma relação próxima da linear entre a resistência em fadiga e a tensão residual máxima.

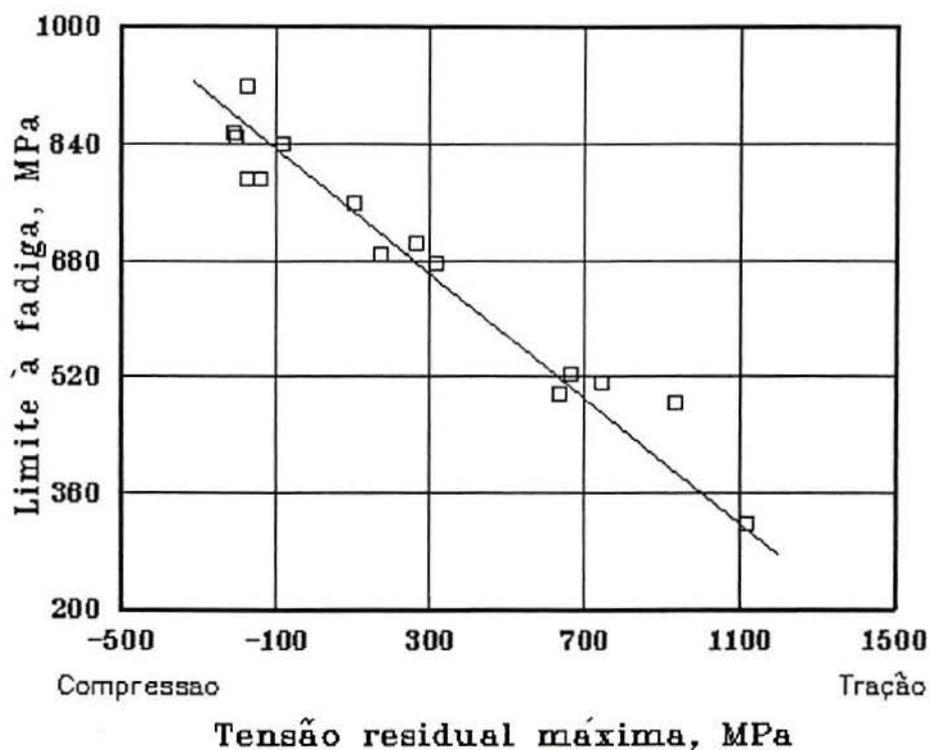


Figura 2.8 - Resistência em fadiga do aço ABNT 4140 temperado em função da tensão residual máxima.⁽¹⁵⁾

2.3.1 Tensões Residuais em Aços Cementados

As tensões residuais em aços cementados resultam de duas fontes principais, ambas associadas com o resfriamento rápido (têmpera) do aço. A primeira deve-se a maior velocidade de resfriamento da superfície em relação ao núcleo do material. A segunda fonte de tensões residuais deve-se as diferentes temperaturas de início de transformação da martensita entre o núcleo e a superfície em função do gradiente de carbono encontrado entre estas regiões devido ao processo de cementação.

A figura 2.9 de Ebert⁽¹⁷⁾ exemplifica, esquematicamente, o surgimento de tensões residuais em um aço cementado durante o processo de têmpera. Na figura 2.9.a pode ser observado o material totalmente no campo austenítico e o gradiente de carbono encontrado entre a superfície e o núcleo como resultado do processo de cementação. Com o processo de têmpera o núcleo do material, de menor teor de carbono, atinge a temperatura de início de transformação antes que a superfície, causando um aumento de volume do núcleo do material, figura 2.9.b, que é facilmente acompanhado pela superfície devido a alta temperatura em que o material ainda se encontra. Mesmo com esta deformação plástica ocorrendo há o surgimento de tensões trativas na superfície do material para acompanhar o surgimento de tensões compressivas no núcleo. Seguindo o resfriamento do material ocorre a transformação da superfície, figura 2.9.c, que tenderá a um aumento de volume. Entretanto, a presença do núcleo, agora a uma temperatura mais baixa, não permitirá a sua total expansão, resultando no surgimento de tensões residuais compressivas junto a superfície, que, pelo balanço de tensões do material, são acompanhadas pelo surgimento de tensões residuais trativas no núcleo do componente.

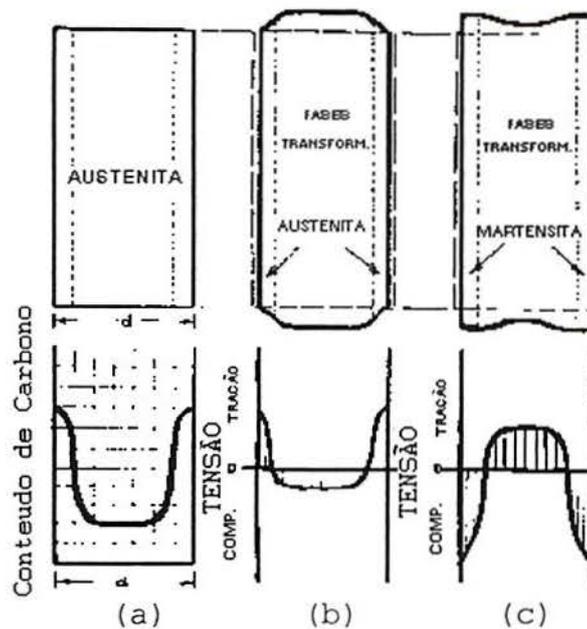


Figura 2.9 - Desenho esquemático do surgimento de tensões residuais em um aço cementado durante o processo de tempera, a) todo componente se encontra no campo austenítico, b) núcleo atinge temperatura de início de transformação, M_s , c) após transformação da superfície⁽¹⁷⁾

2.3.2 Influência da Temperabilidade no Perfil de Tensões Residuais

Os elementos de liga direta ou indiretamente influenciam o desempenho em fadiga através da determinação do tipo e quantidade de inclusões, estabelecendo a temperabilidade do núcleo e camada, afetando a temperatura de início de transformação martensítica (M_s), controlando o tamanho de grão e influenciando as propriedades mecânicas do material.

A influência da temperabilidade do núcleo nas tensões residuais pode ser explicada pela mudança na temperatura de transformação martensítica, M_s . Um aumento na temperabilidade diminuirá a temperatura de transformação diminuindo o tempo entre a transformação do núcleo e a camada com maior teor de

carbono, levando a uma diminuição nas tensões residuais compressivas.

Uma estimativa do efeito da composição na temperatura de transformação, M_s , pode ser feita através da equação 2.3⁽¹¹⁾;

$$M_s = 561 - 474[C] - 33[Mn] - 17[Cr] - 21[Mo] \quad (2.3)$$

Na figura 2.10 de Preston⁽¹¹⁾ é plotado o limite de fadiga médio contra a temperabilidade do núcleo, para o aço ABNT 8620. Este comportamento é atribuído a modificação do perfil de tensões residuais como explicado anteriormente.

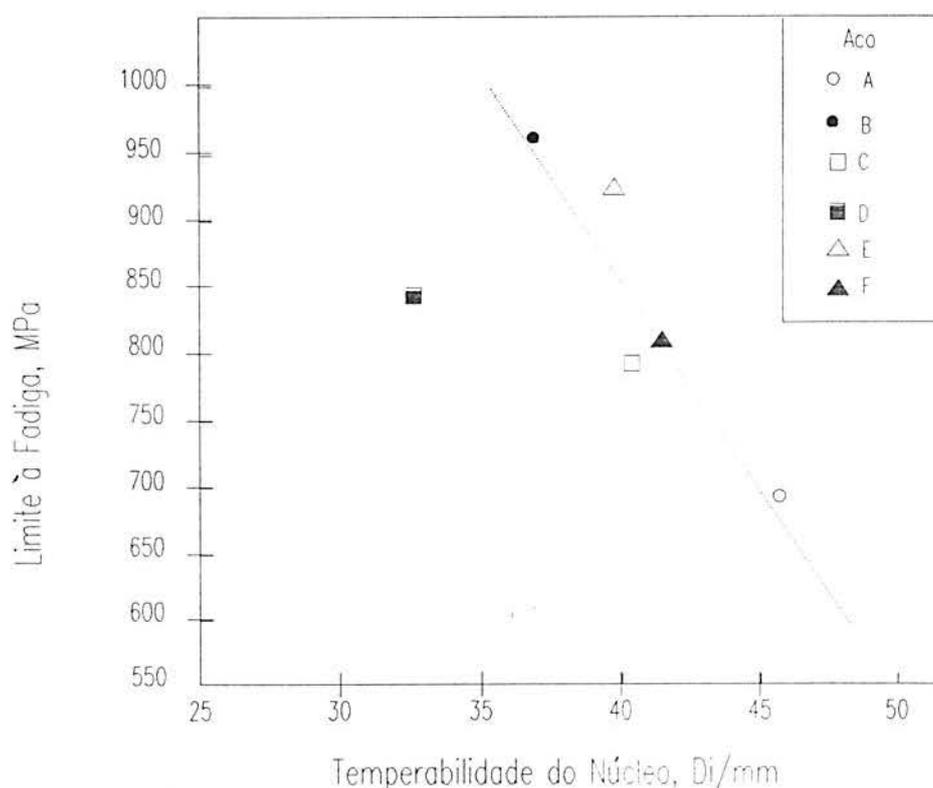


Figura 2.10 - Relação entre o limite em fadiga e a temperabilidade do núcleo para o aço ABNT 8620 com pequenas variações de composição. O índice Di indica o índice Jomminy de temperabilidade do núcleo.⁽¹¹⁾

A temperatura do meio de têmpera apresenta influência no perfil de tensões residuais. Shea⁽¹⁸⁾ estudando o surgimento de tensões residuais compressivas na superfície do aço ABNT 4130 observou que ocorre um aumento nas tensões compressivas com o aumento na temperatura do meio de têmpera, conforme pode ser observado na figura 2.11.

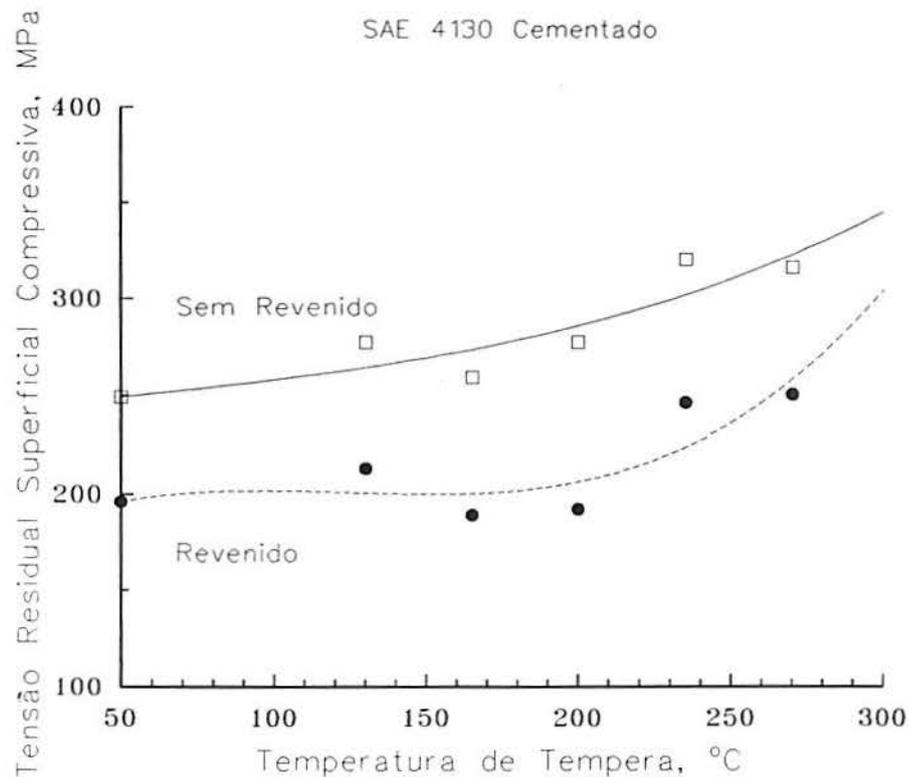


Figura 2.11 - Tensões residuais para o aço ABNT 4130 em função da temperatura do meio de têmpera.⁽¹⁸⁾

2.3.3 Influência do Tratamento Sub-Zero

O tratamento sub-zero consiste no resfriamento, após a têmpera, à temperaturas criogênicas, usualmente utilizando-se nitrogênio líquido ou gelo seco. Este tratamento é realizado visando um aumento de dureza e estabilidade dimensional através da transformação da austenita retida presente no material.

Seria de se esperar que o aumento de volume associado a transformação austenita-martensita e o conseqüente acréscimo nas tensões residuais compressivas, resultantes deste tratamento térmico, propiciassem uma melhora no desempenho em fadiga, no entanto isto não tem sido observado⁽¹⁹⁻²¹⁾.

Kim et alii⁽²⁰⁾ encontraram para o aço EX55 carbonitretado uma diminuição da vida em fadiga da ordem de 50% comparado com o material sem tratamento sub-zero. Esta variação é atribuída a uma modificação no perfil de tensões residuais, figura 2.12. As tensões residuais induzidas na austenita remanescente após o tratamento térmico sub-zero são trativas, contribuindo com isso para uma diminuição da resistência à fadiga.⁽²⁰⁾

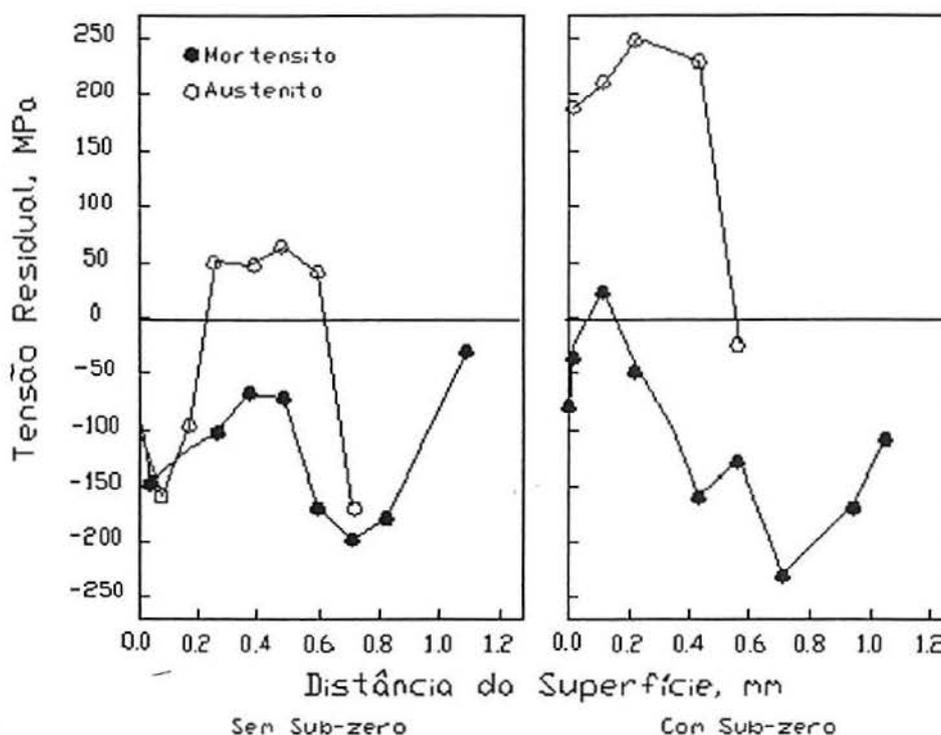


Figura 2.12 - Perfil de tensões residuais para o aço EX55, com e sem tratamento sub-zero após carbonitreção.⁽²⁰⁾

2.3.4 Influência da Profundidade de Camada

Em geral para uma determinada composição e diâmetro de secção quanto menor for a profundidade de camada maiores serão as tensões residuais compressivas presentes na superfície da peça. Isso pode ser explicado pela interação núcleo-camada. Se o volume do núcleo for muito pequeno para suportar o aumento de volume na camada as tensões residuais tenderão a zero, devendo também ser observado que com o aumento da camada a distribuição das tensões se dá sobre uma área maior, ocasionando uma diminuição nas tensões junto a superfície. Walker⁽²²⁾, através da figura 2.13, ilustra a influência da profundidade de camada no perfil de tensões residuais. O material utilizado foi o aço ABNT 1045 com 25 mm de diâmetro e temperado por indução a 3 e 5 mm de camada, apresentando (-)300 MPa para o material com 3mm e apenas (-)175 MPa a (-)200 MPa para o material com 5mm de camada⁽²²⁾.

Um aumento na profundidade de camada resulta na diminuição na carga suportada pelo material sem o surgimento de trincas superficiais. Segundo Kim⁽¹⁴⁾, o decréscimo na carga máxima suportada varia quase linearmente com a profundidade da camada. Em geral o decréscimo na carga máxima suportada é de 421 N para cada 0,1 mm de camada.

Camadas endurecidas pouco profundas podem resultar na nucleação de trincas subsuperficiais. Esse fato se deve ao balanço de tensões. As tensões compressivas geradas na superfície são contrabalanceadas pelo surgimento de tensões

trativas na interface núcleo-camada que, somadas a carga externa aplicada, podem resultar na falha do componente a partir desta região.⁽²³⁻²⁵⁾

A escolha da profundidade de camada deve ser feita visando apenas atender os requisitos de resistência ao desgaste e limite elástico de projeto. Camadas com profundidade além da necessária são prejudiciais a resistência ao impacto e fadiga além de acrescentar um desnecessário custo ao produto.

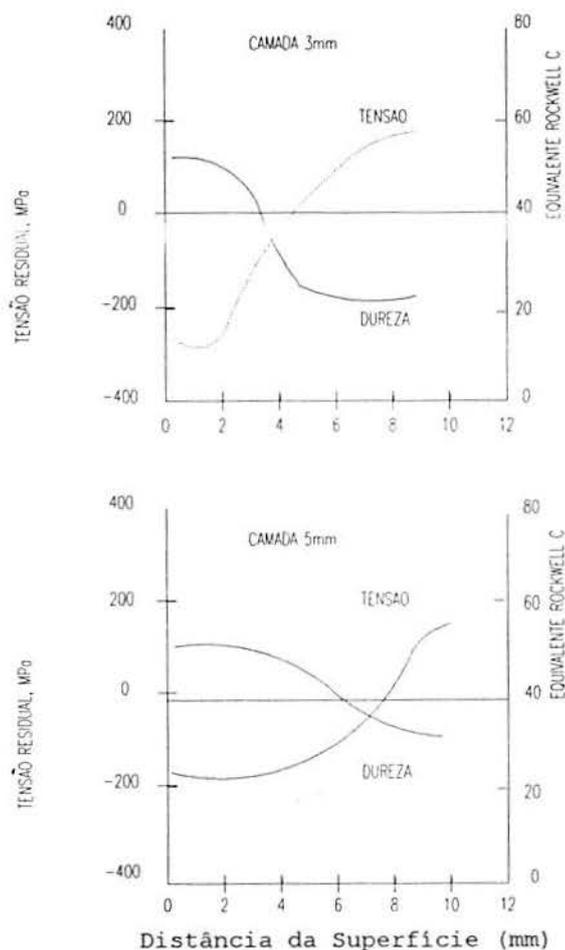


Figura 2.13 - Efeito da profundidade de camada no perfil de tensões residuais para o aço ABNT 1045 temperado por indução.⁽²²⁾

2.4 Tamanho de Grão Austenítico

O tamanho de grão austenítico está diretamente relacionado ao limite em fadiga, como determinado por Pacheco et alia⁽³⁾ em estudo da resistência a flexão-fadiga de um aço Cr-Ni-Mo cementado. A figura 2.14 mostra que o limite em fadiga aumenta com a diminuição do tamanho de grão.

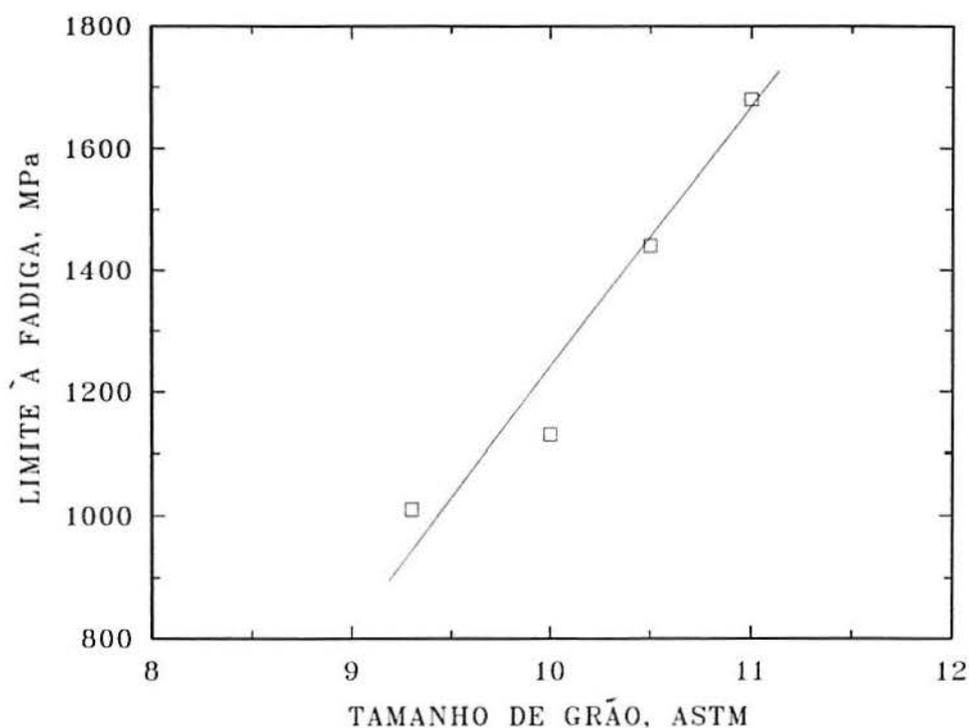


Figura 2.14- Limite de fadiga em flexão como função do tamanho de grão austenítico.⁽³⁾

O tamanho de grão austenítico afeta a quantidade de microtrincas formadas na martensita de alto carbono. Microtrincas intergranulares ou intragranulares podem ocorrer. As microtrincas intragranulares são ocasionadas pela constricção entre ripas de martensita enquanto que as microtrincas intergranulares são geradas pela constricção entre uma ripa de martensita e o contorno de grão.⁽²⁵⁻²⁷⁾ A figura 2.15 mostra um aumento na quantidade de microtrincas com o aumento

do tamanho de grão⁽²⁶⁾. O tamanho de grão influencia as microtrincas por determinar o tamanho das ripas martensíticas. Conseqüentemente com a diminuição do tamanho das ripas martensíticas, há uma diminuição na deformação produzida. Como resultado em aços de pequeno tamanho de grão as microtrincas são mais difíceis de ocorrerem.

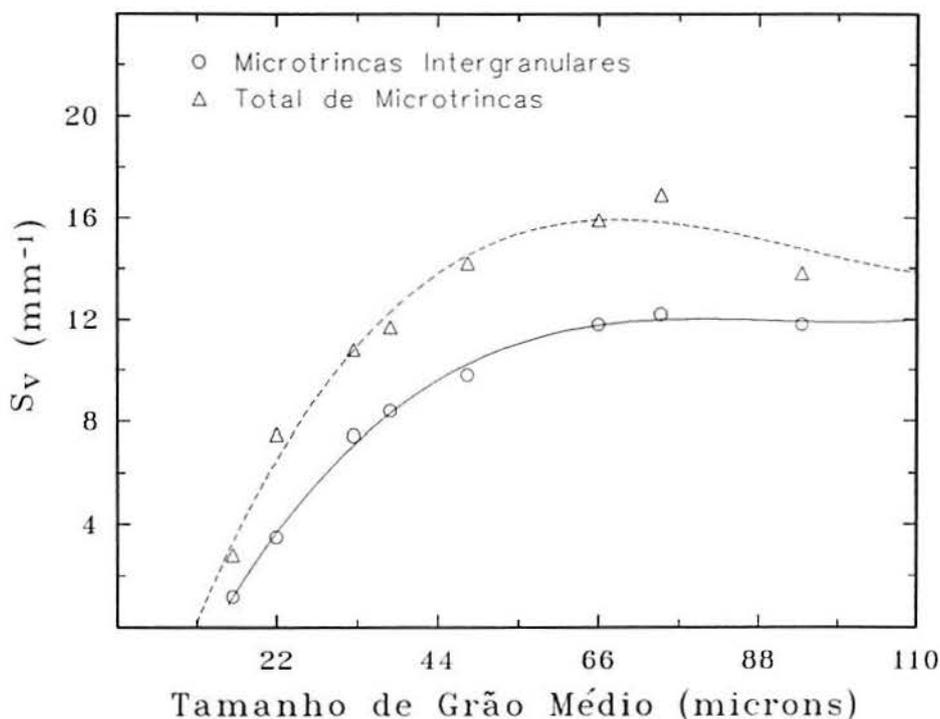


Figura 2.15 - Quantidade de micro trincas como função do tamanho de grão, o índice S_v indica a quantidade de microtrincas presente por unidade de volume.⁽²⁶⁾

Brobst e Krauss⁽²⁶⁾ sugerem que somente a primeira ripa formada é suficientemente grande para gerar deformação capaz de produzir microtrincas.

A segregação de fósforo e a formação de cementita no contorno de grão também favorecem a formação de microtrincas intergranulares.

Apple e Krauss⁽²⁸⁾ estudaram o efeito das microtrincas em flexão-fadiga a quatro pontos em corpos de prova cementados. Foram realizados diferentes tratamentos térmicos objetivando a variação no tamanho de grão austenítico de 1-3 ASTM a 4-5 ASTM. O material de menor tamanho de grão apresentou uma diminuição significativa na quantidade de microtrincas, especialmente próximo a superfície. Esta é considerada uma das razões do melhor desempenho do material em fadiga. Foi ainda notado que esta variação pode ser causada por diferenças no tamanhos de grão, microestrutura e tensões residuais.

Jena e Heich⁽²⁷⁾, estudando a formação de microtrincas, encontraram que com o aumento do tamanho de grão o número de microtrincas permanece constante, mas seu tamanho aumenta.

O tamanho de grão austenítico também pode influenciar o desempenho em fadiga afetando a concentração de impurezas, como fósforo no contorno de grão, que por sua vez diminuem a energia necessária para a fratura intergranular.

Vários trabalhos⁽²⁹⁻³¹⁾ sugerem que este tipo de fratura é ocasionado pela segregação de fósforo nos contornos de grão austeníticos durante a cementação, seguida pela nucleação e crescimento de um fino filme de cementita nos contornos de grão durante a têmpera. Este filme mesmo encontrando-se em escala atômica é suficiente para fragilizar o contorno de grão, tornando-se o caminho preferencial para fratura.

O tamanho de grão austenítico influencia a concentração de solutos nos contornos pela mudança na relação superfície/volume. Com a diminuição do tamanho de grão a relação área do grão/volume do grão aumenta formando uma maior superfície para a distribuição do soluto. Uma diminuição da concentração de impurezas no contorno de grão leva a um aumento na resistência coesiva entre grãos e conseqüentemente a um aumento na resistência à fadiga pelo aumento na energia necessária à fratura intergranular.

Como o tamanho de grão austenítico influencia diretamente a resistência à fadiga, o controle do tamanho de grão deve ser otimizado para melhorar o desempenho do componente.

2.5 Austenita Retida

A austenita retida pode acompanhar a martensita obtida na têmpera de um aço.

2.5.1 Origem da Austenita Retida

A austenita é uma fase cúbica de face centrada estável acima das linhas de fase A_{C3} e A_{Cm} . Quando resfriada a partir da região de estabilidade, a austenita pode se decompor ou transformar em outros constituintes, em função de três fatores⁽³²⁾;

- 1- Composição química, i.é. elementos de liga e teor de carbono em solução no momento da têmpera;
- 2- taxa de resfriamento;
- 3- temperatura do meio de têmpera ou temperatura mais baixa atingida anteriormente ao revenido.

Quando a taxa de resfriamento é suficientemente baixa, a transformação da austenita envolve processos de difusão, podendo levar à formação de ferrita livre ou agregados de ferrita e carbonetos denominados perlita ou bainita. No resfriamento lento a austenita pode se decompor totalmente, não restando austenita à temperatura ambiente.

Quando a taxa de resfriamento é alta o suficiente para evitar a difusão de carbono e elementos de liga, é formada a martensita, uma fase tetragonal de corpo centrado. A martensita começa a ser formada usualmente a uma temperatura característica, M_S , e continua a aumentar sua quantidade com a diminuição da temperatura até atingir M_f , a temperatura onde

95% de transformação é atingida. Entretanto em muitos aços a temperatura M_f pode situar-se bem abaixo da temperatura ambiente, com isso uma considerável quantidade de austenita não transformada permanece retida à temperatura ambiente.

2.5.2 Fatores que Controlam o Teor de Austenita Retida

Os principais fatores que promovem a retenção de austenita em aços temperados são os mesmos que afetam a formação da martensita⁽³²⁾:

1. composição química;
2. temperatura mais baixa atingida no resfriamento;
3. taxa de resfriamento a partir da temperatura de austenitização e entre a faixa M_S e M_f .

Após a têmpera outros dois fatores, revenido e deformação a frio, geralmente levam a uma diminuição na quantidade de austenita retida através de formação de bainita ou martensita. Maiores quantidades de austenita retida encontram-se próximo a superfície em aços cementados, uma vez que maiores teores de carbono e, conseqüentemente, temperaturas mais baixas de início de transformação martensítica ocorrem junto a superfície⁽¹⁹⁾. A maior taxa de resfriamento na superfície também é responsável pelos maiores teores de austenita retida localizados nesta região.⁽¹⁸⁾

2.5.3 Influência da Austenita Retida nas Propriedades Mecânicas

Devido a capacidade de se transformar em martensita sob deformação e a maior plasticidade em relação a esta, a austenita retida desempenha um importante papel junto as

propriedades mecânicas de um material. Entretanto os dados encontrados na literatura não permitem um estudo conclusivo sobre quanto e como a austenita retida é favorável no desempenho de um componente.

Segundo Castleman et alii⁽³³⁾ a austenita retida apresenta um efeito prejudicial sobre o limite elástico, a resistência à fratura e energia absorvida. Estudando os efeitos da austenita retida sobre as propriedades mecânicas Brandis et alia⁽³⁴⁾ e Kelley⁽³¹⁾ observaram uma diminuição no limite elástico com uma maior porcentagem de austenita retida como indicam as figuras 2.16 e 2.17.

Entretanto estes mesmos pesquisadores obtiveram resultados conflitantes em relação a influência da austenita retida na resistência à fadiga de alto ciclo. Segundo Brandis, teores de austenita retida da ordem de 30 por cento são benéficos na resistência à fadiga como pode ser observado na figura 2.18.

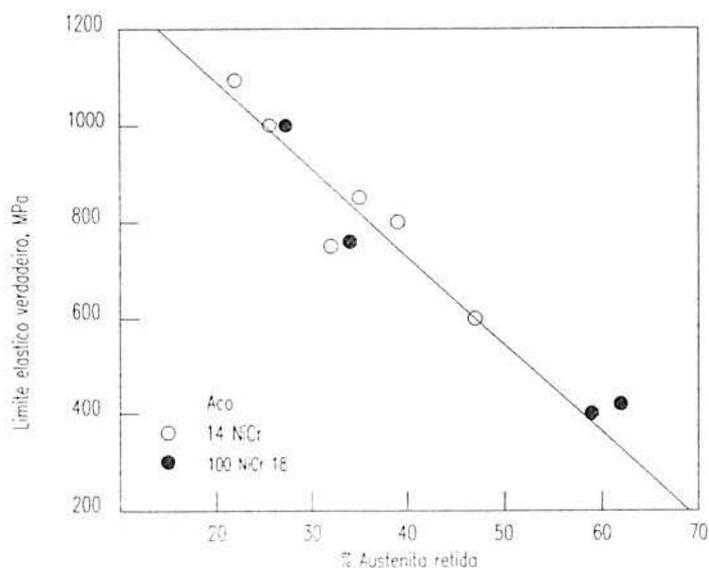


Figura 2.16 - Influência da austenita retida no limite elástico verdadeiro.⁽³³⁾

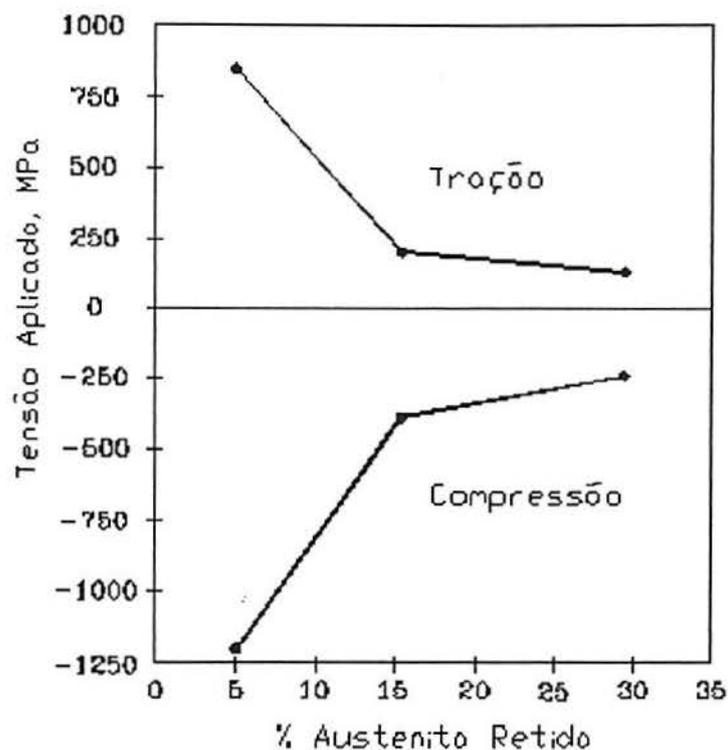


Figura 2.17 - Efeito da austenita retida no limite elástico em tração e compressão.⁽³¹⁾

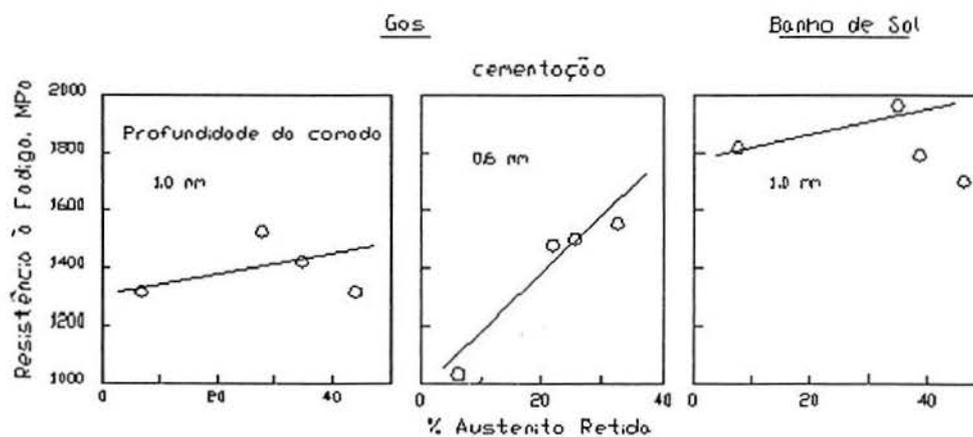


Figura 2.18 - Influência da austenita retida na resistência à fadiga em flexão de corpos de prova cementados.⁽³⁴⁾

Este efeito benéfico tem sido atribuído a maior tenacidade da martensita gerada por deformação plástica da austenita e ao

surgimento de tensões residuais compressivas devido a expansão volumétrica quando da transformação austenita-martensita.

Pacheco et alia⁽³⁾ encontraram uma relação oposta, em que a austenita retida apresenta um efeito negativo na resistência à fadiga, como pode ser observado na figura 2.19.

Segundo Pacheco et alia⁽³⁾ este desempenho deve-se a baixa deformação imposta durante o ensaio, que não chegaria a ativar os mecanismos de transformação austenita-martensita, levando a uma queda na resistência à fadiga.

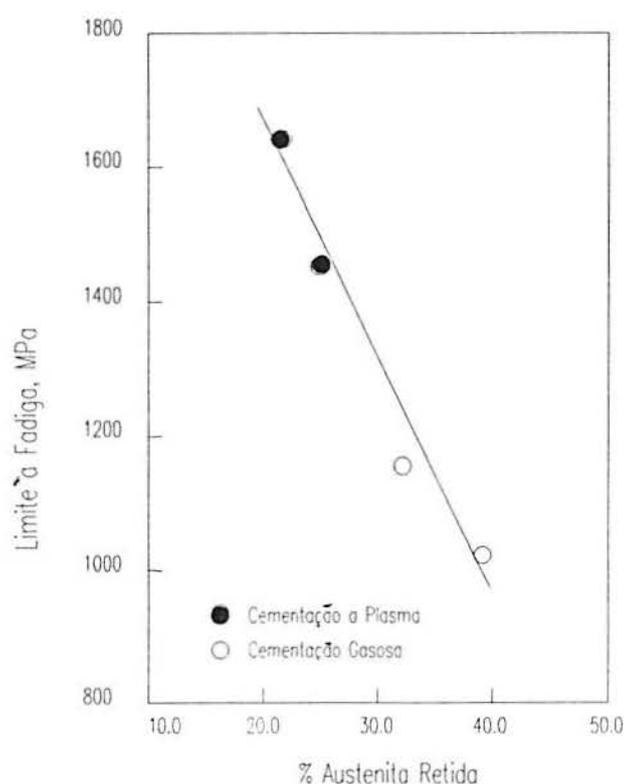


Figura 2.19 - Resistência à fadiga de corpos de prova cementados, a gás e plasma, em função do teor de austenita retida.⁽³⁾

Esta contradição talvez possa ser explicada pela grande variação na morfologia martensita-austenita por mudanças no

teor de carbono, elementos de liga, e ou, tratamentos térmicos entre os diferentes trabalhos. A figura 2.20 sobrepõem o diagrama ferro-carbono com a classificação microestrutural da martensita formada em ligas Fe-C. A martensita acicular ou lenticular (plate martensite), formada a partir da austenita de alto carbono, está associada a maior retenção de austenita em relação a martensita massiva (lath martensite). O mecanismo de transformação da martensita acicular leva a geração de microtrincas que estão associadas a possíveis falhas prematuras de componentes cementados.⁽¹²⁻²⁷⁾ Assim sendo, camadas cementadas apresentando martensita acicular podem conter não só altos teores de austenita retida, mas também apresentar significativa quantidade de microtrincas, detalhes microestruturais que afetam a performance em fadiga de maneiras contrárias.

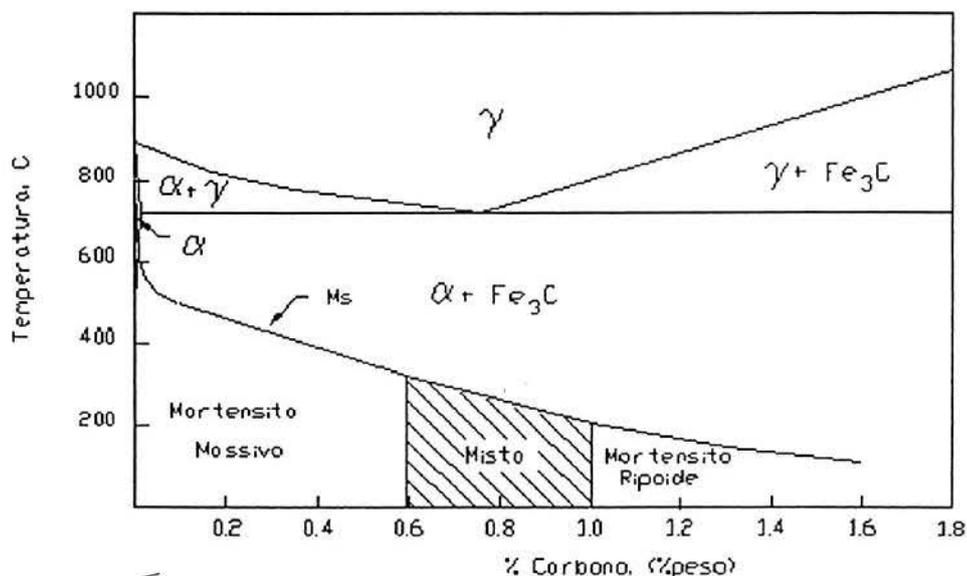


Figura 2.20 - Classificação morfológica da martensita em função do teor de carbono.⁽³⁵⁾

A austenita retida sob a forma de blocos está associada a martensita do tipo acicular ou lenticular (plate martensite) e quando sob a forma de filmes, está associada a martensita massiva (lath martensite).

A presença de austenita retida sob a forma de finos filmes distribuídos entre a martensita é considerada benéfica a tenacidade à fratura em aços martensíticos⁽³⁶⁾. Esse efeito é atribuído ao aumento na resistência a propagação de trincas, pelo ancoramento ou cegamento da frente de propagação, pela transformação induzida por tensão ou deformação da austenita retida que resulta no surgimento de tensões compressivas na frente da trinca⁽⁵⁾, pela prevenção no surgimento de filmes de cementita no contorno de grão e pela quebra nos planos de clivagem da martensita⁽³⁷⁾.

Shama et alii⁽³⁸⁾ variando o teor de austenita retida pelo tratamento térmico sub-zero encontraram uma grande diminuição no valor da tenacidade à fratura com menores percentuais de austenita retida conforme observado na tabela 2.1.

Tabela 2.1 - Efeito da austenita retida sobre a tenacidade à fratura para o aço ABNT 4895.⁽³⁸⁾

Tratamento Térmico	Dureza HRC	% austenita retida	K_{IC} MPa.m ^{-1/2}
Revenido 190°C	55.5	40	24.5
- 84°C	64	18.5	14.6
- 207°C	65	15.5	12.5

Esta grande variação na tenacidade à fratura não pode ser atribuída somente a austenita retida devendo ser levado em

conta o surgimento de novas microtrincas com a transformação martensítica e a modificação no perfil de tensões residuais. Entretanto estes valores indicam uma grande influência da austenita retida.

Brandis et alia⁽³⁴⁾ observaram um aumento na deformação plástica e na energia absorvida com o aumento da austenita retida como pode ser observado na figura 2.21. A maior plasticidade da austenita em relação a martensita seria responsável por esse aumento na tenacidade do material.

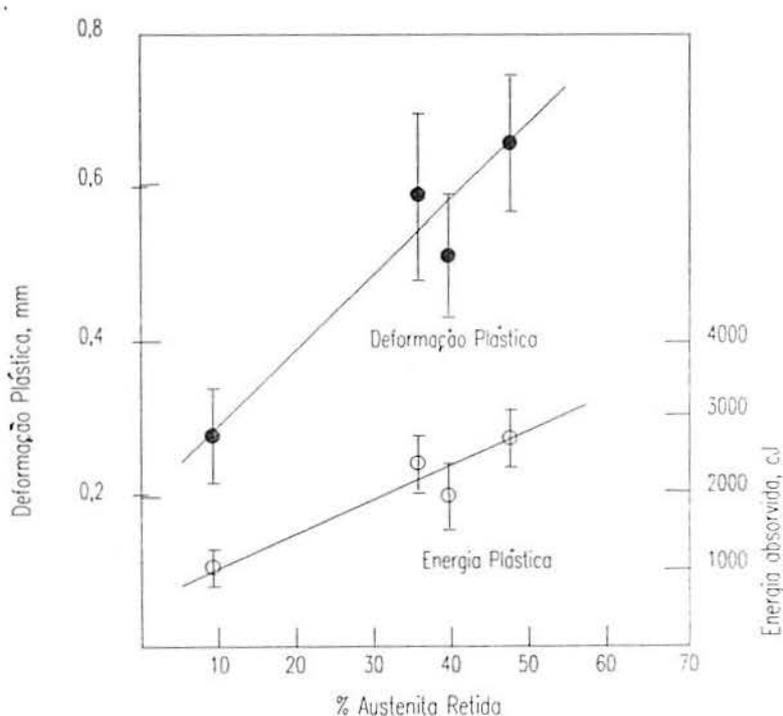


Figura 2.21 - Tenacidade do aço 15NiCr cementado em função do teor de austenita retida.⁽³⁴⁾

Os tratamentos térmicos e os elementos de liga devem ser selecionados de modo a obter-se austenita retida finamente distribuída, não prejudicando com isso a dureza e as propriedades correlacionadas do material.

3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

3.1 Material

os aços utilizados neste trabalho foram o ABNT 8620, ABNT 8620N, ABNT 4820 e ABNT 8650 com composições químicas conforme apresentado na tabela 3.1. A escolha destes materiais se deve ao fato de serem aços amplamente utilizados em nossa indústria, sendo que o aço ABNT 4820 foi utilizado devido ao seu maior teor de Ni.

Tabela 3.1 - Composição química dos aços utilizados.

Aço	C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo	Cu	Al
8620	0.21	0.75	0.011	0.032	0.25	0.48	0.42	0.19	0.07	0.014
8620N	0.22	0.72	0.019	0.043	0.32	0.45	0.52	0.17	---	---
4820	0.19	0.52	0.004	0.020	0.19	3.25	0.13	0.22	0.02	0.030
8650	0.49	0.89	0.015	0.04	0.27	0.47	0.16	0.16	---	---

3.2 Preparação dos Corpos de Prova

Foram confeccionados dois tipos de corpos de prova. Para os testes realizados na Colorado School of Mines foi utilizado o projeto desenvolvido por Brugger e modificado por Jones e Krauss⁽²⁾ para facilitar a usinagem e para a adaptação a capacidade da máquina de ensaio utilizada. Este projeto, utilizado por vários outros pesquisadores, (2,3,15,39,40), visa simular o dente de uma engrenagem submetida a flexão (SDEF).

Para os ensaios realizados no Laboratório de Metalurgia Física desta Universidade foi utilizado o desenho desenvolvido

por Fett⁽⁴¹⁾ com um aumento no comprimento para adaptar-se a capacidade da máquina utilizada.

Os aços ABNT 8620 e ABNT 4820 foram utilizados para confecção de corpos de prova simulando o dente de uma engrenagem em flexão, chamados a partir de agora de SDEF.

Os aços ABNT 8620N e ABNT 8650 foram utilizados para a confecção dos corpos de prova utilizando o projeto de Fett modificado.

3.2.1 Corpos de prova SDEF

Os corpos de prova SDEF foram obtidos a partir de uma barra de 59 mm de diâmetro que foi laminada até atingir 16 mm de espessura, sendo então os corpos de prova usinados desta chapa. A figura 3.1 apresenta a geometria do corpo de prova SDEF utilizado para os ensaios de fadiga. Após a usinagem, o acabamento superficial foi realizado até a lixa 400 seguido de polimento químico mergulhando-se em solução contendo 10 partes de HF, 30 partes de H₂O₂ e 70 partes de H₂O por 1-2 segundos, sendo então após lavados em água e secos. Estes corpos de prova foram então, após a cementação, submetidos ao ensaio de fadiga.

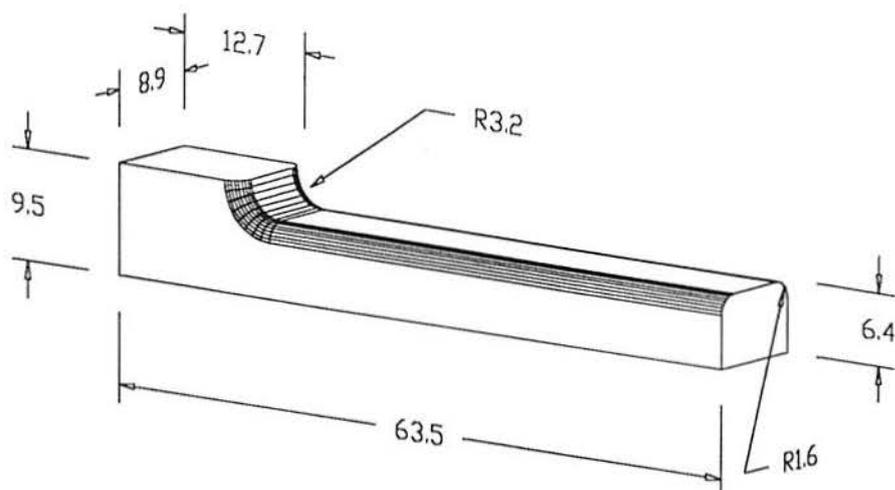


Figura 3.1 - Geometria do corpo de prova SDEF utilizado para o ensaio em fadiga dos aços ABNT 8620 e ABNT 4820 cementados^(15,40), dimensões em mm.

3.2.2 Corpos de Prova Fett Modificado

Os corpos de prova tipo Fett modificado foram usinados a partir de barras de 30 mm de diâmetro resultando em inclusões alinhadas no sentido do comprimento. A figura 3.2 apresenta a geometria do corpo de prova Fett modificado utilizado para o ensaio de fadiga.

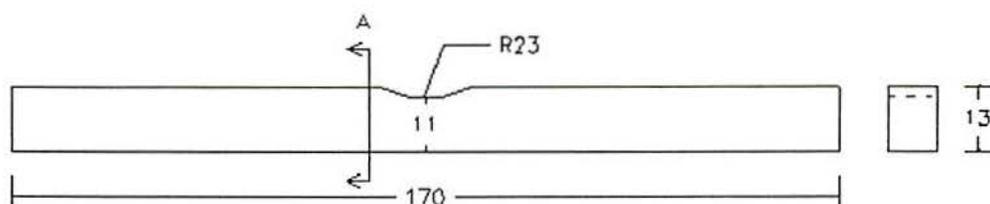


Figura 3.2 - Geometria do corpo de prova Fett modificado utilizado para o ensaio em fadiga dos aços ABNT 8620N e ABNT 8650 cementados⁽⁴¹⁾, dimensões em mm.

Após a usinagem estes corpos de prova foram cementados, temperados e revenidos seguindo-se, então, o acabamento superficial até a lixa 600 e posterior ensaio em fadiga.

3.3 Tratamento Térmico

Os corpos de prova SDEF foram submetidos a cementação gasosa conforme ciclo descrito nas tabelas abaixo. A tabela 3.2 apresenta o ciclo de cementação para o aço ABNT 8620. O ciclo de cementação para o aço ABNT 4820 é descrito na tabela 3.3.

Tabela 3.2- Processo de cementação gasosa para o aço ABNT 8620.

Descrição	Tempo (minutos)	Temperatura (°C)	Potencial de Carbono (%)
Aquecimento	18	921	0
Cementação	150	927	1.05
Difusão	135	927	0.82
Equalização	30	849	0.82

Tabela 3.3 - Processo de cementação gasosa para o aço ABNT 4820.

Descrição	Tempo (minutos)	Temperatura (°C)	Potencial de Carbono (%)
Aquecimento	18	921	0
Cementação	180	927	1.05
Difusão	150	927	0.78
Equalização	30	829	0.78

Os corpos de prova tipo Fett modificado para o aço ABNT 8620N seguiram tratamentos térmicos diferentes visando determinar a influência do processo de tratamento térmico nas propriedades finais.

Os corpos de prova do aço ABNT 8650 foram temperados por indução até uma profundidade de têmpera de 0,5 mm.

Os corpos de prova do aço ABNT 8620N foram cementados em banho de sal, seguindo diferentes ciclos de cementação e foram

classificados de acordo com o tratamento realizado. Para sua classificação utilizou-se a denominação ABNT 8620N DIR, ABNT 8620N SUB, ABNT 8620N NOR. O ciclo de cementação para cada um destes encontra-se descrito nas tabelas que seguem. A tabela 3.4 descreve o tratamento térmico de cementação utilizado para o material classificado como ABNT 8620N DIR, nas tabelas 3.5 e 3.6 encontram-se os ciclos de cementação utilizados para os aços ABNT 8620N SUB e ABNT 8620N NOR, respectivamente.

Tabela 3.4 - Ciclo de cementação utilizado para o material ABNT 8620N DIR..

Descrição	Temperatura (°C)	Tempo (minutos)	Potencial de Carbono (%)
Cementação	920	180	0.8

Tabela 3.5 - Ciclo de cementação para o material ABNT 8620N SUB.

Descrição	Temperatura (°C)	Tempo (minutos)	Potencial de Carbono (%)
Cementação	920	180	0.8
Equalização	840	30	0.8
Sub-Zero*	-60	30	---

* Tratamento Térmico Sub-zero realizado em gelo seco + álcool.

Tabela 3.6 - Ciclo de cementação para o material ABNT 8620N NOR

Descrição	Temperatura (°C)	Tempo (minutos)	Potencial de Carbono (%)
Cementação	920	180	0.8
Equalização	840	30	0.8

Em todas as amostras a têmpera foi realizada em óleo a uma temperatura de 60 °C e o revenido realizado a 180 °C por uma hora.

3.4 Perfil de Microdurezas

O perfil de microdurezas foi obtido junto a zona submetida ao maior esforço em cada corpo de prova. As indentações foram realizadas utilizando-se a escala de dureza Vickers com uma carga de 200g por 16 segundos. Devido a variação encontrada próximo a superfície o valor utilizado consistiu na média de três medidas até uma profundidade de 0,4 mm.

3.5 Metalografia

Foi utilizada microscopia óptica para a análise metalográfica. Para a preparação dos corpos de prova foram utilizadas técnicas usuais de metalografia visando determinar a profundidade de oxidação intergranular, microestrutura do núcleo e camada, carbonetos e tamanho de grão austenítico.

A determinação da profundidade de oxidação foi realizada após o último estágio de polimento, sem ataque do material.

A microestrutura do núcleo foi observada após ataque por imersão em Nital 2%.

A austenita retida presente na camada foi observada através da imersão em Nital 2% até a camada ser levemente atacada. Após lavagem e secagem o corpo de prova foi imerso em solução contendo 5g de Metabisulfito de Sódio ($\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_3$) em 100 ml de água destilada por 10 a 15 segundos. A austenita retida apresenta-se como a fase clara.

O tamanho de grão austenítico foi revelado pelo ataque em solução contendo 15g de ácido Pícrico, 80g de Dodecylbenzeno

($C_{12}H_{25}C_6H_4SO_3Na$) e 450 ml de água destilada. O ataque consistiu em imersão nesta solução por 5 minutos sob agitação em limpador ultra-sônico. Após a lavagem e secagem as amostras foram repolidas em diamante 1 μm para remover a estrutura intragranular revelada. Este processo foi repetido até ser possível a clara determinação dos contornos de grão. O tamanho de grão austenítico foi determinado pelo método de comparação com quadro de tamanho de grão ASTM e através de analisador de imagens LECO 2001 utilizando a Norma ASTM E112-85.

Para a determinação de carbonetos as amostras foram imersas em solução de ácido Pícrico 4%. As amostras também foram analisadas como polidas. Não foram observados carbonetos ou filme de cementita em nenhuma das amostras analisadas.

3.6 Determinação da Austenita Retida

A análise de austenita retida dos aços ABNT 8620 e ABNT 4820 cementados foi realizada pela empresa The Timken Co. utilizando técnicas de difração de raios-X.

A austenita retida foi determinada na superfície junto ao início do raio de curvatura dos corpos de prova SDEF nas profundidades de 0,076mm, 0,13mm, 0,25mm, 0,51 mm e 0,76mm após polimento químico.

Para os demais corpos de prova foi utilizado metalografia quantitativa para análise da quantidade de austenita retida.

3.7 Determinação das Tensões Residuais

A determinação das tensões residuais dos aços ABNT 8620 e ABNT 4820 foi realizada pela empresa The Timken Co. utilizando técnicas de difração de raios-X. As medidas foram realizadas na mesma localização e profundidades que as realizadas para determinação da austenita retida.

A determinação das tensões residuais para o aço ABNT 8650 foi realizada utilizando a técnica do seccionamento. O método se baseia na mudança do campo de tensões devido a realização de um corte na região tensionada. Esse seccionamento produz um desvio no campo de tensões na área adjacente ao corte, resultando em uma zona livre de tensões junto ao corte. Ao se realizar este corte frente a um extensômetro resistivo, colado adequadamente e na direção em que se deseja determinar as tensões residuais, pode-se monitorar as deformações causadas pela relaxação dessas tensões. O extensômetro resistivo colado no material sente estas deformações resultando em uma alteração na sua resistência elétrica. Esta variação na resistência elétrica pode ser convertida em deformação e, conseqüentemente, em tensão. ^(42,43)

3.8 Ensaio de Fadiga

Conforme descrito anteriormente os testes de fadiga foram realizados em máquinas distintas. Para o corpo de prova SDEF foi utilizado o ensaio em flexão a dois pontos, com o lado de maior espessura fixado a máquina e a outra extremidade flexionada. A frequência utilizada durante os ensaios foi de 30

Hz. Os corpos de prova do tipo Fett modificado sofreram flexão a três pontos com a distância entre apoios de 80 mm. A frequência utilizada foi de 15 Hz.

Embora engrenagens trabalhem em modo tração-carga zero foi utilizado o modo de carregamento tração-tração para preservar a superfície de fratura durante os estágio de iniciação e propagação (razão de carregamento positiva). Foi utilizada uma relação de carga mínima/máxima de 0.1.

As máquinas de ensaio foram calibradas através de um extensômetro resistivo elétrico aplicado sobre a zona de maior solicitação. Para o corpo de prova SEDF a linha de maior solicitação situou-se a uma distância de 47,6 mm da menor extremidade, próximo ao início do raio de curvatura. Para o corpo de prova tipo Fett modificado a linha de maior tensão situou-se a uma distância de 85 mm da extremidade, no centro do raio de curvatura. A deformação foi medida ao longo de uma zona e não ao longo de uma linha de deformação pois o extensômetro resistivo elétrico utilizado apresentava 2 mm de comprimento.

3.9 Ensaio de Impacto

Esta avaliação é relativamente simples com o uso de um pêndulo Charpy, onde se leva uma massa até uma altura h , esta massa esta presa a um eixo, e quando solta rompe o corpo de prova por flexão, figura 3.3. Registra-se a altura h' atingida pelo pêndulo após a fratura e a energia absorvida para o rompimento será calculada através de $h-h'$. As máquinas Charpy

normalmente são calibradas para fornecer diretamente esta energia absorvida. O ensaio de impacto Charpy é descrito na norma ASTM E23-86.

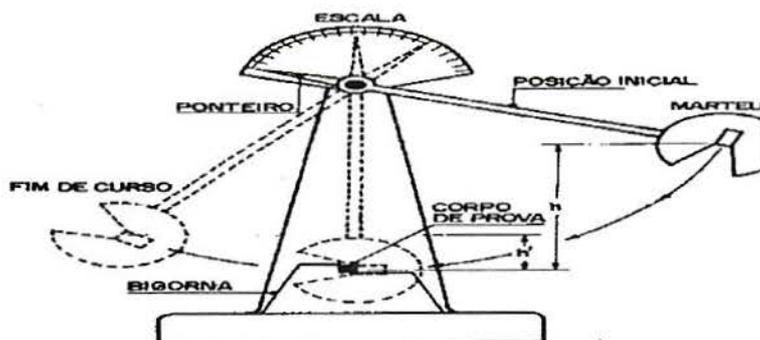


Figura 3.3- Desenho esquemático da execução do ensaio Charpy.

A principal medida obtida em um ensaio de impacto é a energia absorvida para fraturar a amostra, usualmente denominada de C_v (Kgf·m), sendo ainda possível determinar o tipo predominante de fratura (cisalhamento ou clivagem) e a ductilidade do material. Este ensaio é bastante utilizado para determinação da temperatura de transição dúctil-frágil do material. Os valores obtidos em um ensaio de impacto não apresentam aplicação prática em projeto, como por exemplo ensaio de tração, os resultados obtidos neste ensaio são apenas comparativos dando uma idéia qualitativa do comportamento do material.

Para o ensaio de impacto de materiais cementados é utilizado um corpo de prova sem entalhe, pois a cementação é basicamente um processo de difusão não sendo possível se obter uma camada uniforme a frente do entalhe.

Foram realizados ensaios de impacto para determinar a influência dos diferentes tratamentos térmicos realizados no aço ABNT 8620N. Os corpos de prova para este ensaio foram obtidos a partir do seccionamento dos corpos de prova tipo Fett modificados utilizados para o ensaio em fadiga deste material. O corte foi realizado na região junto ao início da curvatura como indicado na figura 3.2, corte A. A figura 3.4 apresenta as dimensões do corpo de prova utilizado e a região em que se deu o impacto.

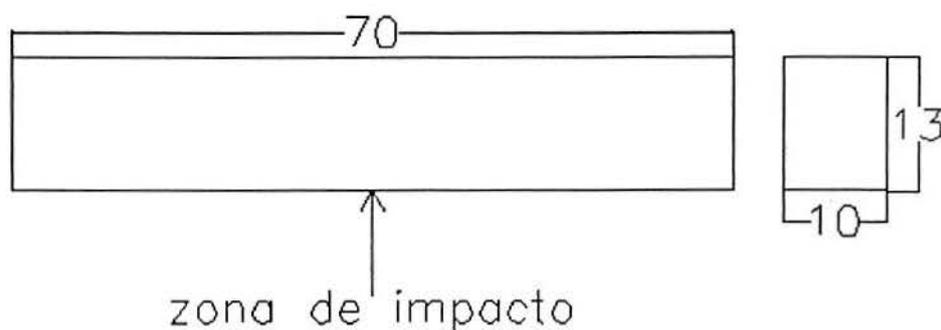


Figura 3.4- Dimensões do corpo de prova utilizado para impacto com pêndulo de Charpy, dimensões em mm.

3.10 Fractografia

As fraturas por fadiga foram analisadas em Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV). Foram utilizados os microscópios JEOL-JXA-840 e Cambridge Stereoscan 500.

A caracterização das trincas por fadiga dos aços ABNT 8620 e ABNT 4820 cementados foi realizada com a utilização do programa para microcomputadores SEMICAPS. O programa SEMICAPS possibilita a aquisição da imagem gerada a partir do MEV em computadores para posterior análise. Para os aços ABNT 8620N e

ABNT 8650 a caracterização geométrica das trincas foi realizada medindo-se sobre fotos geradas a partir do MEV.

3.11 Determinação do K_{IC} em Aços Cementados

Falhas por fadiga de aços cementados submetidos a flexão usualmente seguem a seguinte seqüência: um sítio de iniciação intergranular, propagação transgranular estável e fratura intergranular após a trinca transgranular atingir seu tamanho crítico. Falhas intergranulares em camadas de aços cementados são associadas a segregação de fósforo e formação de cementita nos contornos de grão austenítico durante o processo de cementação e têmpera, e são associadas a moderados níveis de resistência a fadiga.

A transição nos modos de propagação de trinca de transgranular para intergranular quando a trinca se torna instável permite a determinação do tamanho e forma da trinca estável, tornando possível a determinação da tenacidade à fratura em camadas de aços cementados. Hyde et alii⁽⁴⁰⁾ demonstraram que valores de K_{IC} consistentes com a tenacidade à fratura de aços de alto carbono temperados podem ser determinados a partir de corpos de prova utilizados em fadiga em flexão.

Os valores de tenacidade à fratura foram calculados em função da tensão imposta ao material e geometria da trinca de fadiga no momento da ruptura, segundo técnica utilizada por Hyde⁽⁴⁰⁾.

Para os aços ABNT 8620 e ABNT 4820 cementados praticamente todas as trincas apresentaram-se semi-elípticas (forma de unha) e foram caracterizadas através de dois parâmetros: **a** (profundidade de trinca) e **c** (metade da largura da trinca). A figura 3.5 ilustra, sobreposta a fratura por fadiga do aço ABNT 4820 cementado, como foram determinados os parâmetros **a** e **c**.

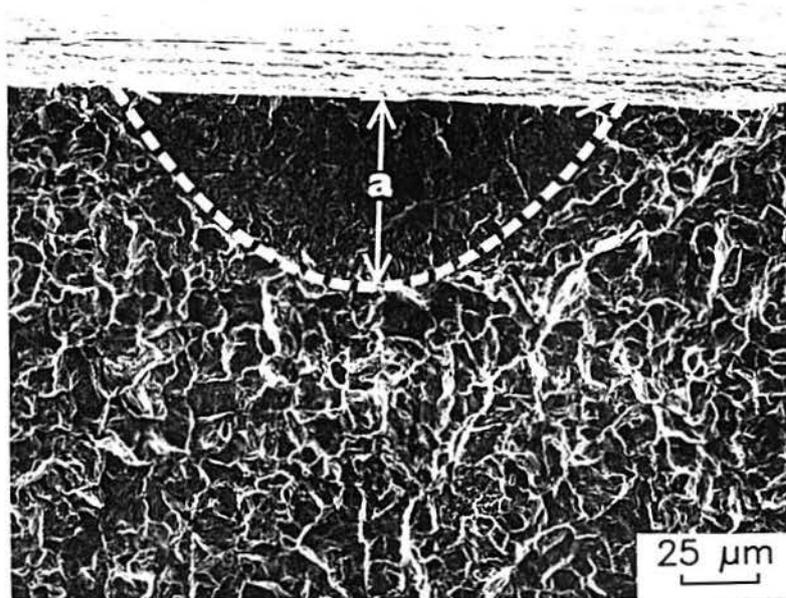


Figura 3.5 - Representação esquemática da determinação dos parâmetros **a** e **c** sobreposta a fratura de aço ABNT 4820 rompido por fadiga.

A equação (3.1) utilizada para calcular a tenacidade à fratura é descrita abaixo⁽⁴⁴⁾:

$$K_{IC} = M\sigma_a \sqrt{\frac{a\pi}{Q}} \quad (3.1)$$

e

$$Q = 1 + 1.464 \left(\frac{a}{c}\right)^{1.65} - 0.212 \left(\frac{\sigma_f}{\sigma_e}\right)^2 \quad (3.2)$$

onde,

M é função da geometria, σ_f tensão aplicada durante a fratura, a é a profundidade de trinca crítica, c é a metade do comprimento de trinca, σ_e é a tensão de escoamento do aço estimada em 1840 MPa neste trabalho. A equação acima é designada para uma placa finita sob flexão uniforme apresentando uma trinca plana semi-elíptica aflorando com $W > 20c$ (onde W é a largura do material na direção de c), condições satisfeitas pelas trincas encontradas neste estudo. O valor de M na equação 3.1 é determinado graficamente, e é função de a/B e $a/2c$ onde B é a espessura do material.

3.12 Determinação do K_{IC} em Aços Temperados por Indução

Para a determinação da tenacidade à fratura da camada dos aços temperados por indução foi utilizada a mesma metodologia descrita na seção 3.11, sendo considerado as trincas subsuperficiais como defeitos superficiais para utilização da equação 3.1.

4. RESULTADOS

4.1 Metalografia

Todos os aços cementados apresentaram martensita de alto carbono e diferentes teores de austenita retida na camada. Já no núcleo dos aços cementados a microestrutura consistiu em martensita massiva.

A figura 4.1 apresenta a microestrutura encontrada para o aço ABNT 8620N NOR. Na camada, figura 4.1.a, a martensita apresenta-se em forma de ripas escuras, as zonas claras entre a martensita são a austenita retida. A microestrutura do núcleo, martensita massiva é encontrada na figura 4.1.b. A microestrutura do núcleo e camada para os corpos de prova ABNT 8620N DIR, ABNT 8620N SUB, ABNT 8620 e ABNT 4820 cementados é encontrada nas figuras 4.2, 4.3, 4.4, 4.5, respectivamente.

É interessante observar a variação no teor de austenita retida resultante dos diferentes tratamentos térmicos e composição química utilizadas. O tratamento térmico de sub-zero realizado no material ABNT 8620N SUB apresentou bons resultados. Como pode ser observado, na figura 4.3.a, ficou comprovada a diminuição no teor de austenita retida neste aço quando comparado com os demais tratamentos térmicos.

Os diferentes tratamentos térmicos realizados no aço ABNT 8620N resultaram em tamanho de grão austenítico primário médio

de 17 μm , (ASTM8). A micrografia que representa o tamanho de grão resultante deste material é apresentada na figura 4.6.

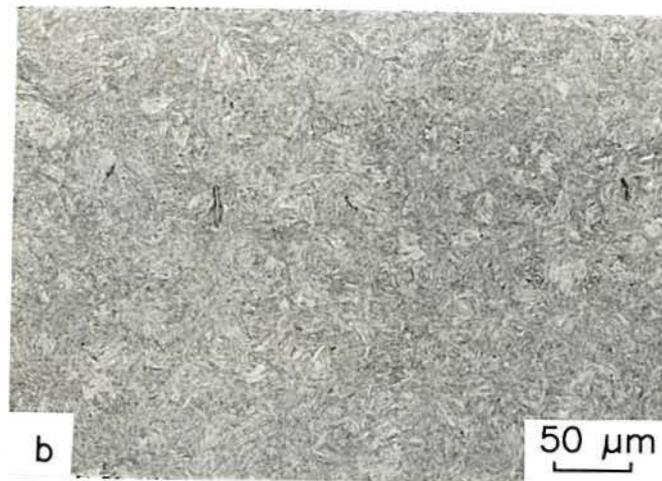


Figura 4.1- Microestrutura encontrada para o corpo de prova ABNT 8620N NOR; a) camada, martensita de alto carbono e austenita retida; b) martensita massiva. Ataque camada Metabisulfito de Sódio 5%, núcleo Nital 2%

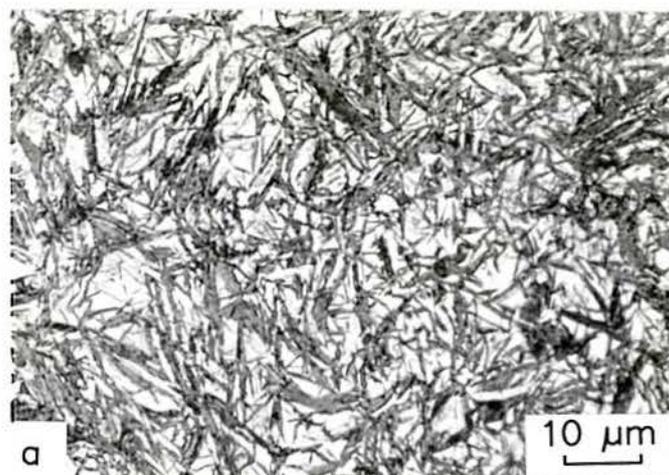


Figura 4.2 - Microestrutura encontrada para o corpo de prova ABNT 8620N DIR; a) camada, martensita de alto carbono e austenita retida; b) martensita massiva. Ataque camada Metabisulfito de Sódio 5%, núcleo Nital 2%

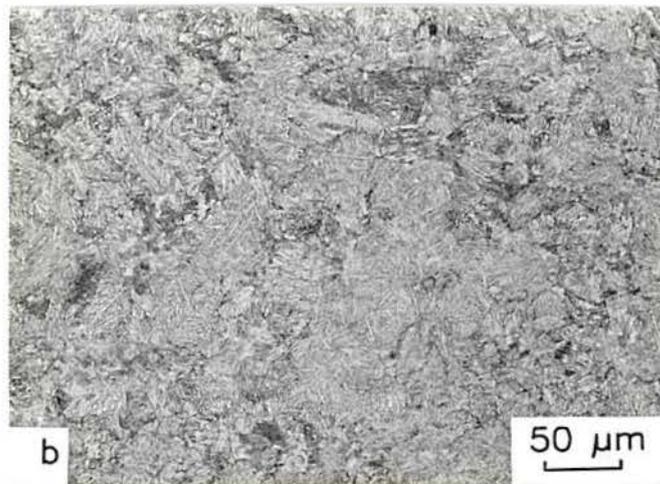
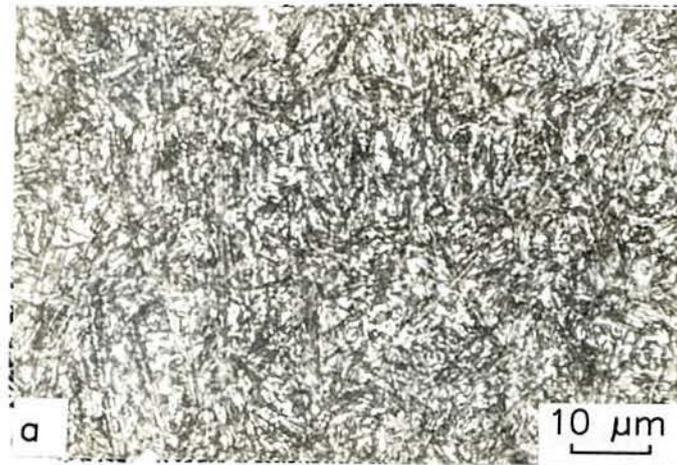


Figura 4.3 - Microestrutura encontrada para o corpo de prova ABNT 8620N SUB; a) camada, martensita de alto carbono e austenita retida; b) martensita massiva. Ataque camada Metabisulfito de Sódio 5%, núcleo Nital 2%

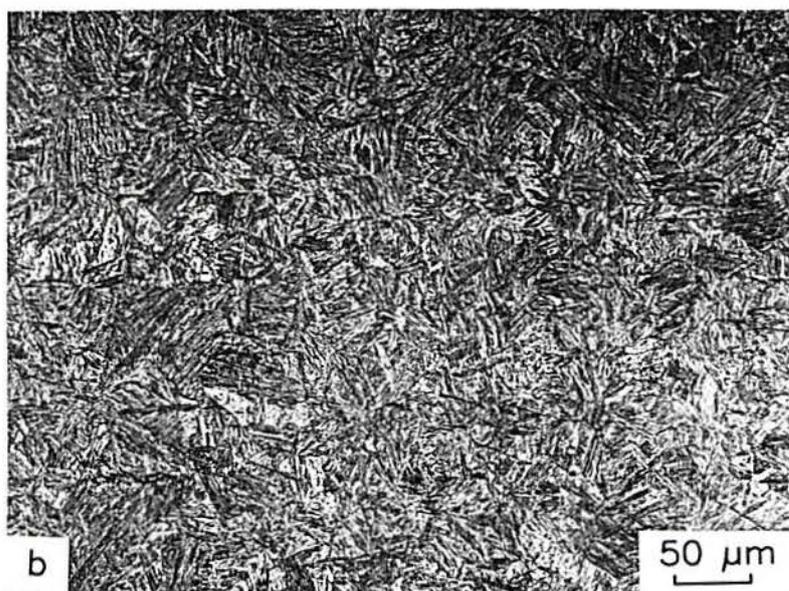
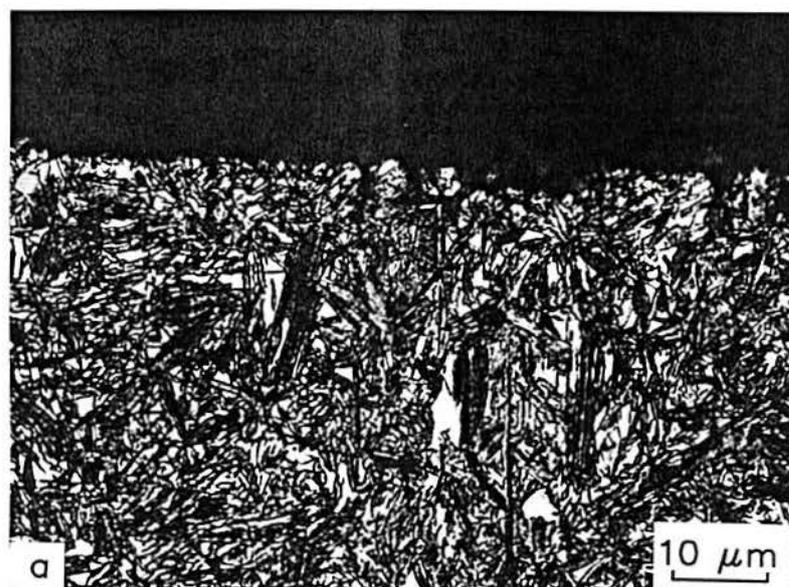


Figura 4.4 - Microestrutura encontrada para o aço ABNT 8620; a) camada, martensita de alto carbono e austenita retida; b) martensita massiva. Ataque camada Metabisulfito de Sódio 5%, núcleo Nital 2%

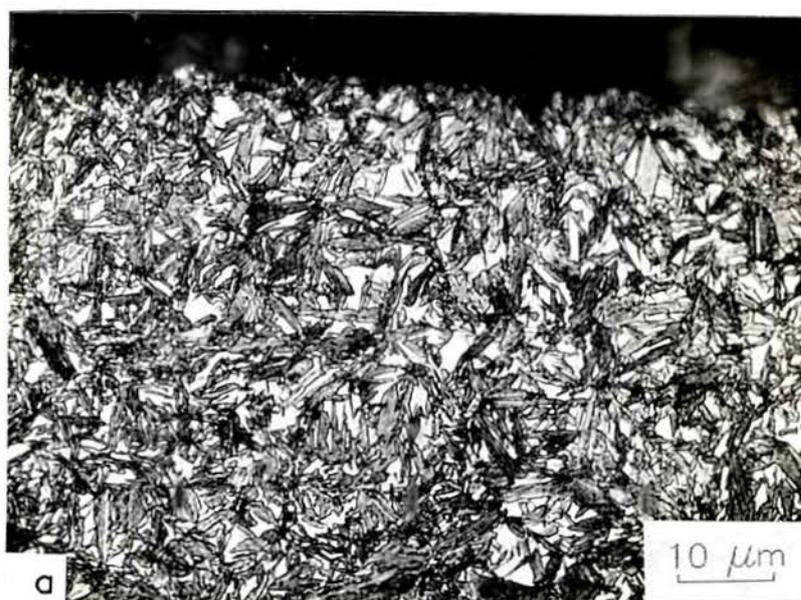


Figura 4.5 - Microestrutura encontrada para o aço ABNT 4820; a) camada, martensita de alto carbono e austenita retida; b) martensita massiva. Ataque camada Metabisulfito de Sódio 5%, nicleo Nital 2%

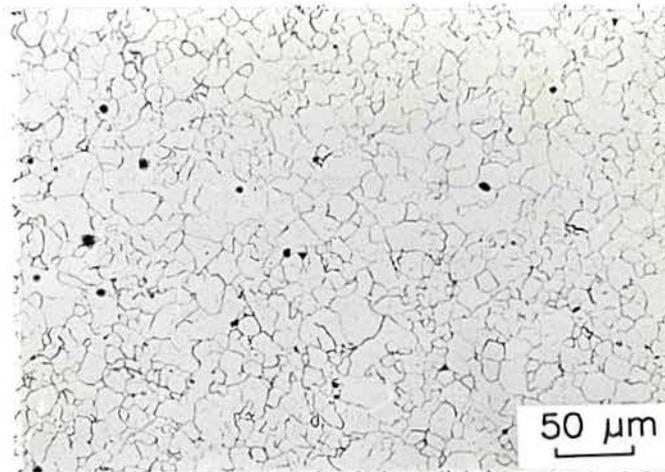


Figura 4.6 - Representação do tamanho de grão austenítico primário para o aço ABNT 8620N cementado. Ataque 15g ác. Picrico, 80g ác. Dodecylbenzeno, 450 ml água destilada.

Um tamanho de grão austenítico primário ASTM 8 e ASTM 7,5 foi determinado para os aços ABNT 8620 e ABNT 4820 a partir das micrografias apresentadas na figura 4.7.

O aço ABNT 8620N não apresentou oxidação intergranular superficial uma vez que esta "camada" foi retirada após o tratamento térmico de cementação.

A profundidade de oxidação intergranular para os aço ABNT 8620 e ABNT 4820 cementados foi de, aproximadamente, 8 μm e é apresentada na figura 4.8.

Não foram encontradas microestruturas não martensíticas junto a superfície de nenhum dos corpos de prova como resultado de oxidação intergranular superficial.

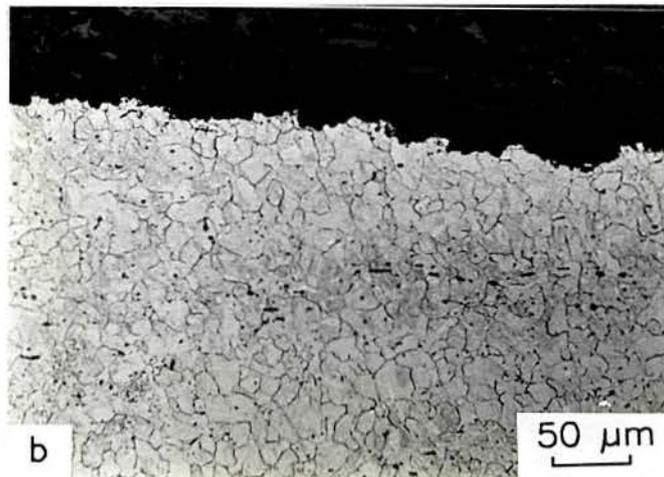
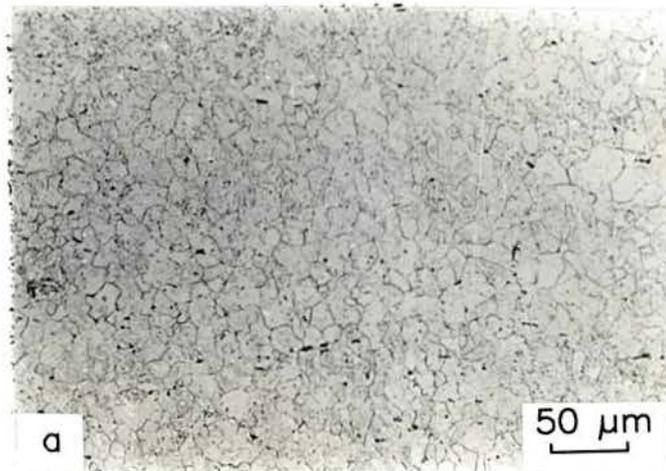


Figura 4.7 - Tamanho de grão austenítico primário; a) ABNT 8620 cementado; b) ABNT 4820 cementado. Ataque 15g ác. Picrico, 80g ác. Dodecylbenzeno, 450 ml água destilada

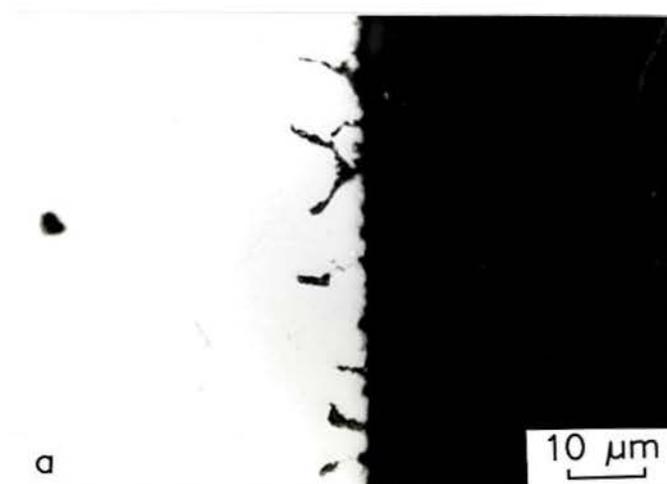


Figura 4.8 - Oxidação intergranular superficial ; a) ABNT 8620 cementado; b) ABNT 4820 cementado. Sem ataque.

O aço ABNT 8650 temperado por indução apresentou martensita na camada e ferrita e perlita no núcleo conforme apresentado na figura 4.9.

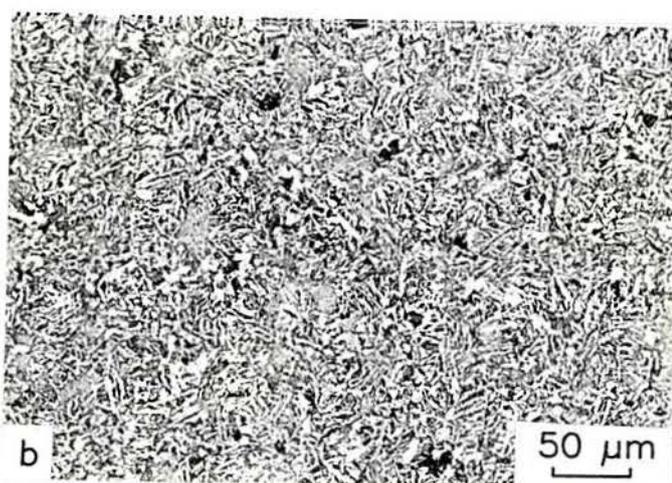


Figura 4.9 - Microestrutura após tempera por indução do aço ABNT 8650; a) camada, b) núcleo, ferrita e perlita. Ataque Nital 2%.

4.2 Perfil de Dureza

Os perfis de durezas resultantes dos tratamentos térmicoquímicos efetuados para os corpos de prova ABNT 8620N NOR, ABNT 8620N DIR e ABNT 8620N SUB cementados são apresentados na figura 4.10. A dureza da superfície e do núcleo resultante destes tratamentos térmicos é apresentada na tabela 4.1. O limite de dureza de 513 HV (50 HRC) foi utilizado para determinar a profundidade de camada efetiva, que para estes corpos de prova foi de 0,7 mm.

Tabela 4.1 - Dureza superficial e do Núcleo resultante do tratamento térmico para os corpos de prova ABNT 8620N NOR, ABNT 8620N DIR e ABNT 8620N SUB cementados

Descrição	Dureza Superficial (HRC)	Dureza do Núcleo (HRC)
ABNT 8620N NOR	590	420
ABNT 8620N DIR	550	470
ABNT 8620N SUB	735	450

Para o aço ABNT 8650 temperado por indução o perfil de dureza resultante é apresentado na figura 4.11. A dureza superficial e de núcleo resultante para este material foi de 590 HV e 210 HV, respectivamente. Para este material a profundidade de camada efetiva resultante foi de 0,45 mm.

Os aços ABNT 8620 e ABNT 4820 cementados apresentaram o perfil de dureza demonstrado na figura 4.12. O aço ABNT 8620 apresentou uma dureza superficial e de núcleo de 680 e 460 HV, respectivamente. Para o aço ABNT 4820 a dureza resultante foi de 595 HV para a superfície e de 440 HV para o núcleo.

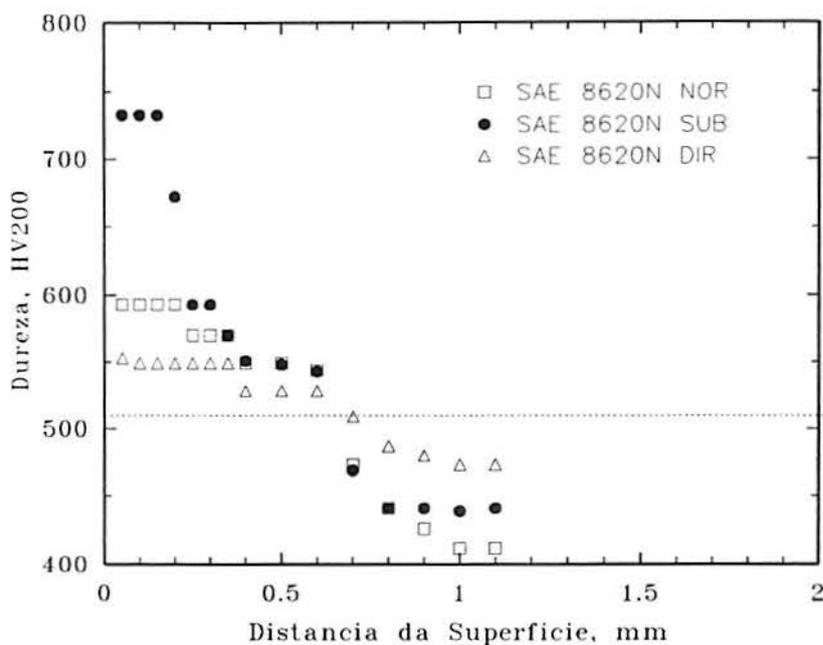


Figura 4.10- Perfil de dureza resultante do tratamento térmico dos corpos de prova ABNT 8620N NOR, ABNT 8620N DIR e ABNT 8620N SUB cementados, a linha pontilhada a 513 HV indica a profundidade da camada efetiva.

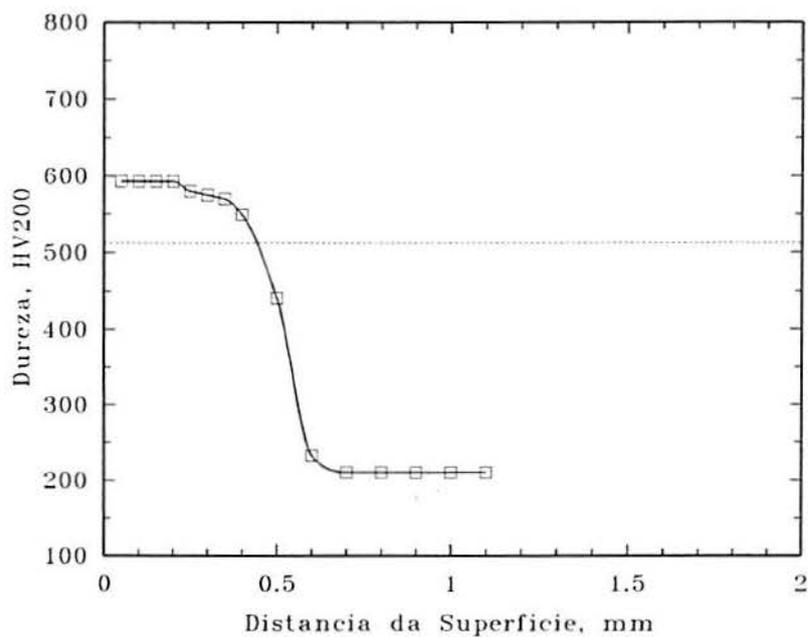


Figura 4.11- Perfil de dureza resultante do tratamento térmico de têmpera por indução do aço ABNT 8650. A linha pontilhada a 513 HV indica a profundidade de camada efetiva.

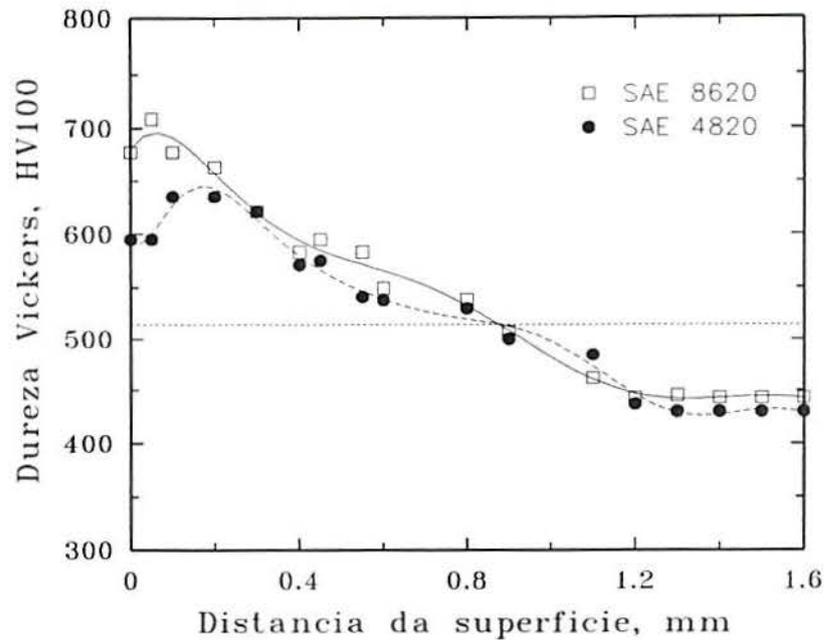


Figura 4.12 - Perfil de dureza dos aços ABNT 8620 e ABNT 4820 cementados, a linha pontilhada a 513 HV indica a profundidade de camada efetiva.

4.3 Austenita Retida

As quantidades de austenita retida nos aços cementados variaram de 7 a 32 por cento. O perfil de austenita retida encontrado para os aços ABNT 8620 e ABNT 4820 cementados é apresentado na figura 4.13.

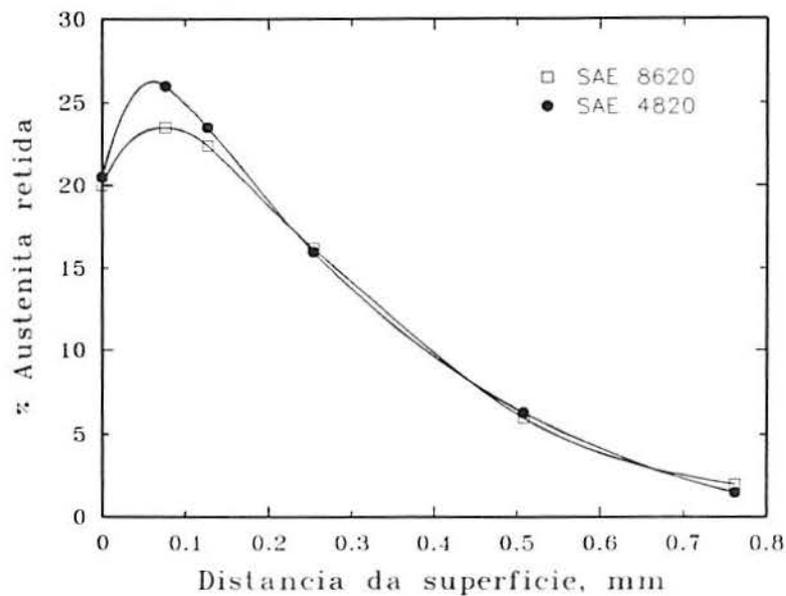


Figura 4.13 - Perfil de austenita retida dos aços ABNT 8620 e ABNT 4820 cementados.

O aço ABNT 8620N apresentou após os tratamentos térmicos efetuados diferentes teores de austenita retida na superfície, conforme indicado na tabela 4.2. O aço ABNT 8620N DIR apresentou maior teor de austenita em relação aos demais aços estudados.

Tabela 4.2 - Teor de austenita retida encontrado para o aço ABNT 8620N cementado.

Descrição	% Austenita Retida (% área)
ABNT 8620N NOR	26
ABNT 8620N DIR	32
ABNT 8620N SUB	7

4.4 Tensões Residuais

O perfil de tensões residuais para os aços ABNT 8620 e ABNT 4820 cementados, determinado por difração de Raios-X, é apresentado na figura 4.14.

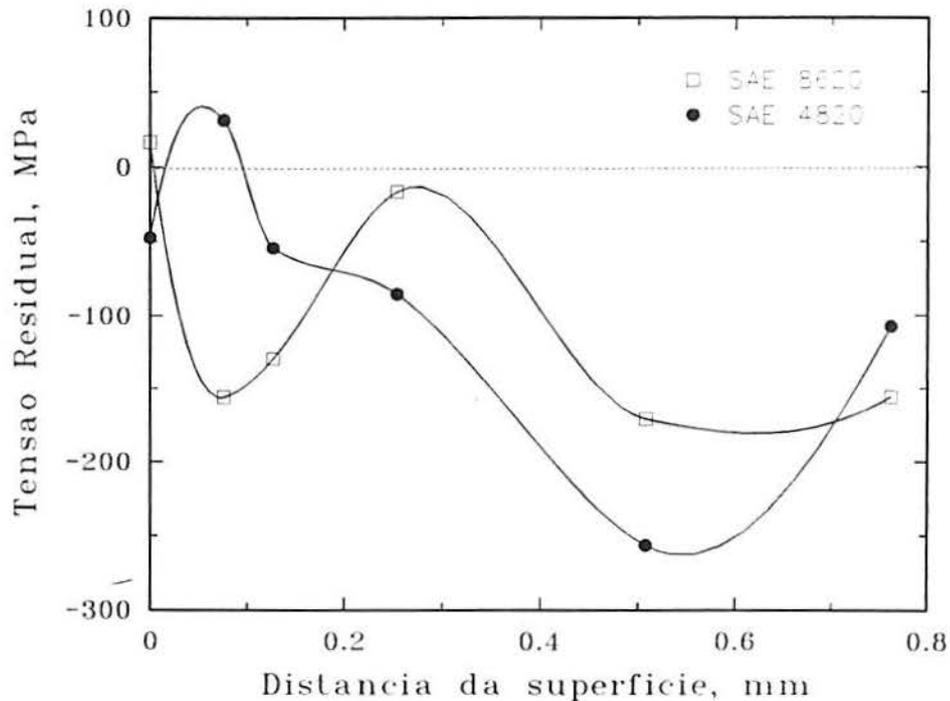


Figura 4.14 - Perfil de tensões residuais para os aços ABNT 8620 e ABNT 4820 cementados, temperados e revenidos..

O aço ABNT 8620 apresentou tensões residuais levemente trativas junto a superfície e o aço ABNT 4820 cementado apresentou tensões subsuperficiais trativas. A razão desta variação nas tensões residuais não são claras, mas podem ser atribuídas a diferenças na quantidade de martensita nesta região.

As tensões residuais determinadas para o aço ABNT 8650 temperado por indução são apresentadas na figura 4.15. Nesta figura as tensões residuais compressivas são apresentadas em modulo.

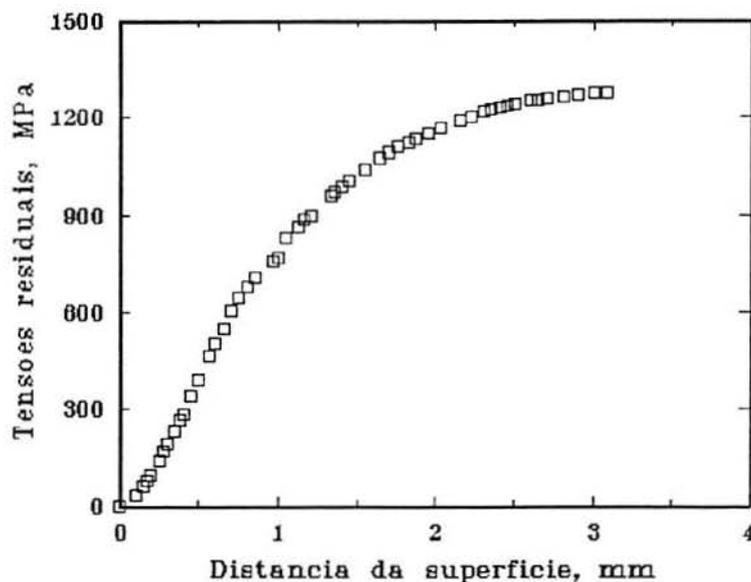


Figura 4.15- Tensões residuais compressivas determinadas, pelo método do seccionamento, para o aço ABNT 8650 temperado por indução.

4.5 Ensaios de Fadiga

Os valores encontrados nos ensaios de fadiga para os aços ABNT 8620 e ABNT 4820 cementados são apresentados na figura 4.16, onde foi representada a tensão aplicada em função do número de ciclos (curva S-N). O aço ABNT 4820 apresentou um

melhor desempenho que o aço ABNT 8620, com limite à fadiga de 1110 MPa e 940 MPa, respectivamente.

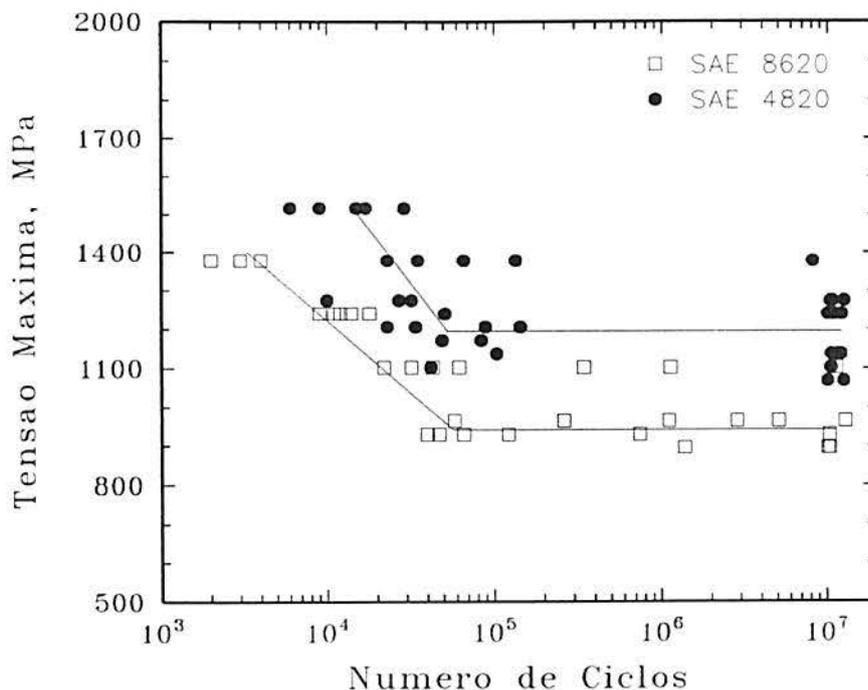


Figura 4.16 - Resistência à fadiga para os aços ABNT 8620 e ABNT 4820 cementados, temperado e revenido. Razão de carregamento $R=0,1$, frequência 30Hz.

Os resultados encontrados para os aços ABNT 8620N cementados e ABNT 8650 temperado por indução são apresentados na tabela 4.3. O aço ABNT 8650 temperado por indução apresentou um desempenho bastante superior aos aços cementados. Para o aço ABNT 8620N cementado, o material temperado a partir de 920 °C (ABNT 8620N DIR) apresentou uma melhor performance, quando comparado ao mesmo aço com diferentes tratamentos. Esse desempenho é possivelmente devido ao maior teor de austenita retida encontrada neste material.

Tabela 4.3- Resultados para o ensaio em fadiga dos aços ABNT 8620N cementado e ABNT 8650 temperado por indução.

Descrição	Tensão Aplicada MPa	Número de Ciclos
ABNT 8620 NOR	1480	3400
	1230	10200
	1230	20100
ABNT 8620 DIR	1480	8600
	1480	26000
	1480	17000
	1230	34500
ABNT 8620 SUB	1230	6000
	790	42500
	790	300050
ABNT 8650	790	1369120
	790	2007240
	1611	881500
	1611	17200

4.6 Ensaio de Impacto

Os resultados para o ensaio de impacto do aço ABNT 8620N são apresentados na tabela 4.4. O material ABNT 8620N DIR apresentou uma maior resistência ao impacto, com um desempenho bastante superior ao apresentado pelo material ABNT 8620N SUB. Essa variação na tenacidade com os diferentes tratamentos térmicos é atribuída a diferenças na quantidade de austenita retida presente nestes materiais.

Tabela 4.4 - Resultados do ensaio de impacto para o aço ABNT 8620N com diferentes tratamentos térmicos.

Descrição	ABNT 8620N DIR	ABNT 8620N NOR	ABNT 8620N SUB
Energia Absorvida (J)	51 ± 3	43 ± 2	15 ± 1

4.7 Fractografia

Foram realizadas análises de fratura em todas as amostras rompidas por fadiga buscando determinar os mecanismos de fratura associados a cada tratamento térmico realizado.

Duas formas de iniciação de trinca foram encontradas para os aços estudados, iniciação superficial e iniciação subsuperficial. Os aços cementados apresentaram o mecanismo de iniciação superficial enquanto que o aço ABNT 8650 temperado por indução apresentou o mecanismo de iniciação subsuperficial.

O mecanismo de iniciação superficial se dá à partir de uma pequena região de nucleação intergranular, seguida de uma região semi-elíptica de crescimento transgranular e uma região de sobrecarga intergranular que gradualmente vai dando lugar a coalescência de microcavidades quando a trinca se propaga para o centro do material. Esse mecanismo de fratura é apresentado na figura 4.17. A figura 4.17.a apresenta uma visão geral da superfície de fratura. A zona de iniciação intergranular é apresentada na figura 4.17.b, a zona de transição transgranular-intergranular é apresentada na figura 4.17.c e a zona de sobrecarga intergranular é apresentada na figura 4.17.d.

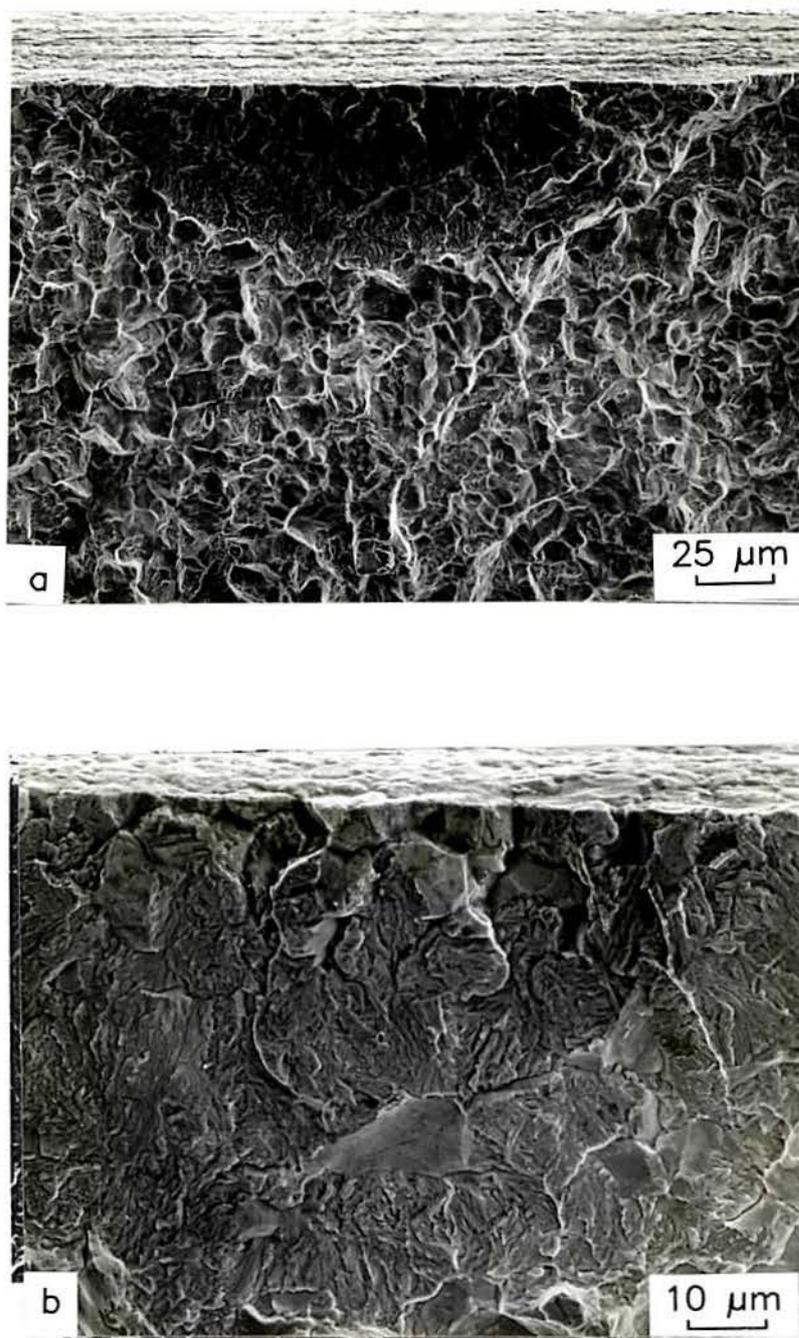


Figura 4.17 - Mecanismos de fratura por fadiga encontrado nos aços cementados ; a) vista geral da superfície de fratura, b) zona de iniciação intergranular, c) zona de transição entre propagação por fadiga transgranular e propagação instável intergranular, d) zona de propagação instável intergranular.

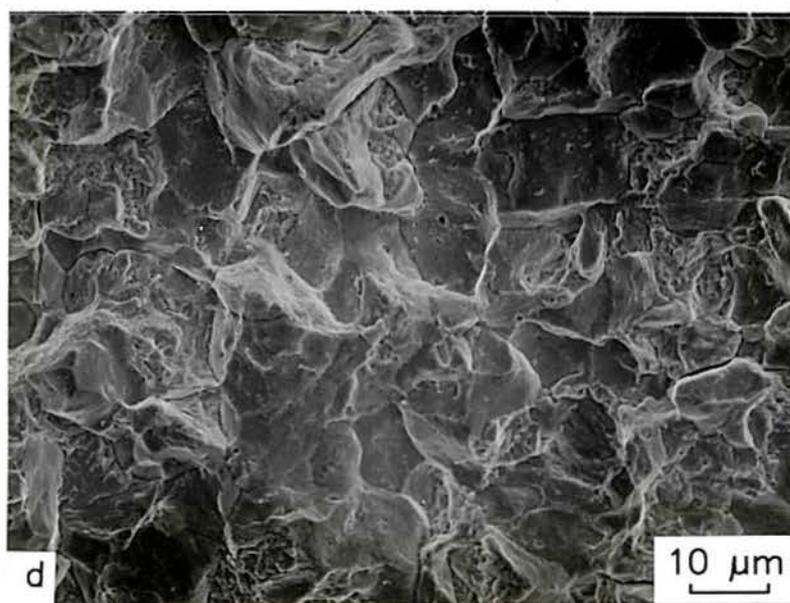
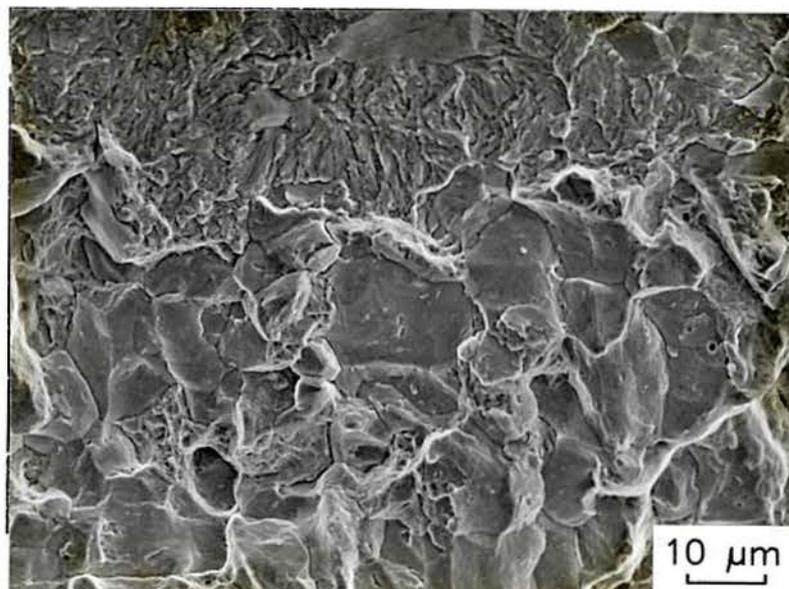


Figura 4.17 - Mecanismos de fratura por fadiga encontrado nos aços cementados ; a) vista geral da superfície de fratura, b) zona de iniciação intergranular, c) zona de transição entre propagação por fadiga transgranular e propagação instável intergranular, d) zona de propagação instável intergranular.

No mecanismo de iniciação subsuperficial a nucleação se dá a partir de inclusões presentes na camada endurecida. O crescimento ocorre em forma circular transgranular até atingir o tamanho crítico de trinca passando, então, ao modo de coalescência de microcavidades. A figura 4.18 apresenta este mecanismo de fratura. Uma visão geral do local de iniciação é apresentada na figura 4.18.a, o ponto de nucleação de trinca é apresentado na figura 4.18.b, a zona de transição entre propagação por fadiga transgranular e a de coalescência de microcavidades é apresentada na figura 18.c. A análise em microsondas EDS das inclusões encontradas nos sítios de iniciação indicaram serem inclusões ricas em alumínio.

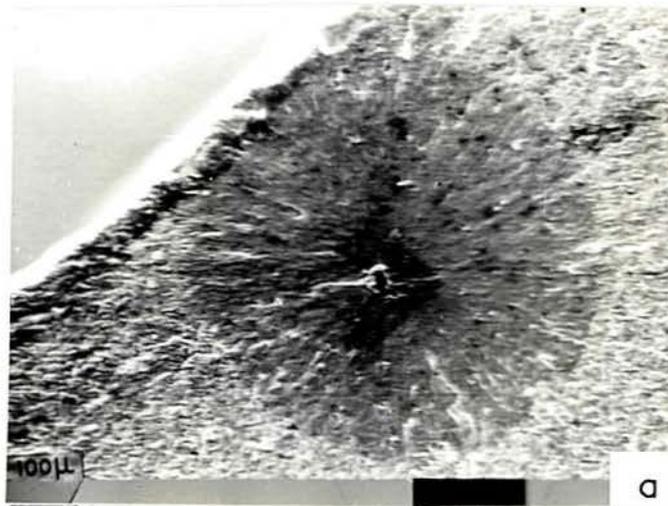


Figura 4.18 - Mecanismo de iniciação subsuperficial; a) visão geral da superfície de fratura, b) local de iniciação, c) zona de transição entre propagação por fadiga transgranular e região de sobrecarga.

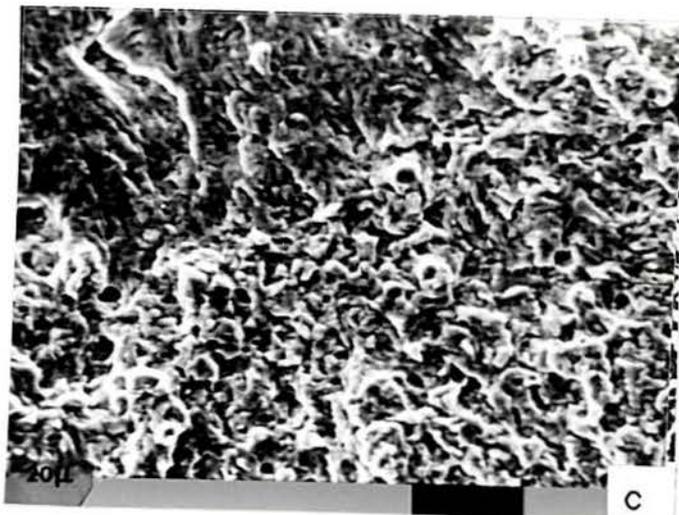
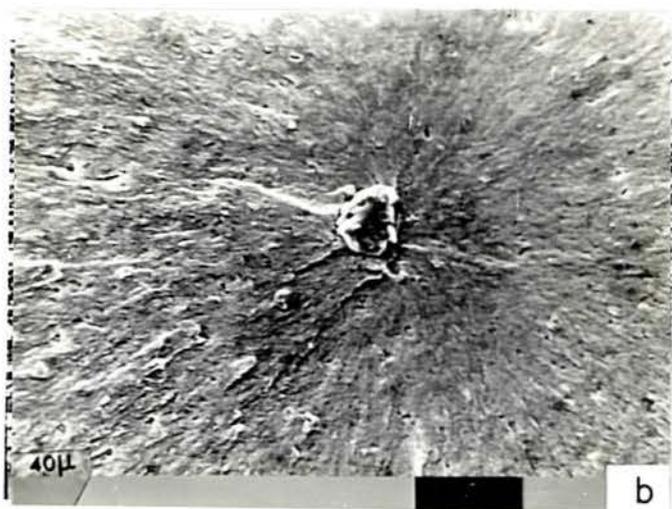


Figura 4.18 - Mecanismo de iniciação subsuperficial; a) visão geral da superfície de fratura, b) local de iniciação, c) zona de transição entre propagação por fadiga transgranular e região de sobrecarga.

4.8 Tenacidade à Fratura

Os valores para tenacidade à fratura calculados para a camada dos aços ABNT 8620 e ABNT 4820 cementados variaram de 11.8 a 23 MPa.m^{-1/2}

Os valores da tensão máxima aplicada, geometria de trinca, número de ciclos para fratura, e K_{Ic} calculados pela mecânica da fratura linear elástica para os aços ABNT 4820 e ABNT 8620 cementados, temperados e revenidos são apresentados nas tabelas 4.5 e 4.6, respectivamente.

Tabela 4.5 - Resultados para tenacidade à fratura para o aço ABNT 4820.

Tensão Aplicada MPa	Profundidade, a (µm)	Largura, 2c (µm)	Nº de ciclos	M	K_{Ic} , MPa.m ^{-1/2}
1516	117.5	309.3	15000	1.03	22.4
1516	96.2	202	29000	1.02	18.0
1516	81.5	181	17000	1.02	17.1
1378	182.6	404	135000	1.02	23.0
1378	112.2	361.2	23000	1.04	21.6
1378	111.3	240.7	8166000	1.02	17.8
1378	71.9	242.2	66000	1.05	17.7
1275	103.6	252.8	27000	1.02	16.8
1240	96	241.9	11037000	1.02	16.0
1240	73.4	183.3	51000	1.03	14.0
1206	110.2	279.3	23000	1.02	16.6
1171	111.7	264.5	49000	1.02	15.7
1171	83.7	216.7	84000	1.02	14.3
1137	116.7	226.5	104000	1.00	14.0
1102	69.8	166	42000	1.03	11.8

Tabela 4.6- Resultados para tenacidade à fratura para o aço ABNT 8620 cementado.

Tensão Aplicada MPa	Profundidade, a (μm)	Largura, 2c (μm)	Nº de ciclos	M	K_{IC} , MPa.m ^{-1/2}
1378	124.4	294.3	2000	1.03	19.7
1378	98.5	268.4	4000	1.03	18.9
1378	58.3	216.5	3000	1.06	16.6
1240	149.4	415.7	14000	1.02	20.8
1240	73.4	252.7	12000	1.05	16.1
1102	133.8	400	1134000	1.03	17.9
1102	146	365.4	43000	1.02	17.2
1102	105	330.9	62000	1.04	16.4
964	242.9	484.9	28449000	0.98	16.8
964	131.5	288	1109000	1.01	13.4
964	130.7	286.6	58000	1.01	13.3
930	111.7	625.9	40000	1.06	16.7
930	158.7	473.9	122000	1.02	16.3
930	101.4	364.4	47000	1.05	14.2

Os valores para tenacidade à fratura calculados para a camada do aço ABNT 8650 temperado por indução variaram de 34 a 40 MPa.m^{-1/2}. Os valores da tensão máxima aplicada, geometria de trinca, número de ciclos para fratura e K_{IC} calculados pela mecânica da fratura linear elástica para este aço são apresentados na tabela 4.7.

Tabela 4.7- Resultados para tenacidade à fratura para o aço ABNT 8650.

Tensão Aplicada MPa	Profundidade, a (μm)	Largura, 2c (μm)	Nº de ciclos	M	K_{IC} , MPa.m ^{-1/2}
790	1650	3300	2007240	1.03	38,6
790	1550	3100	1369120	1.03	37,4
1611	400	800	881500	1.03	38,8
1611	310	620	17200	1.03	34

5. DISCUSSÃO

5.1 Perfis de Dureza e Austenita Retida

O aumento de mais de 100 pontos de dureza HV alcançado no material ABNT 8620N SUB em relação aos outros tratamentos térmicos realizados para o aço ABNT 8620N atesta a diminuição da austenita retida neste material como anteriormente indicado, figuras 4.1.a a 4.3.a. A menor dureza superficial para o aço ABNT 8620N DIR em relação ao aço ABNT 8620N NOR pode ser atribuída a presença de menor teor de austenita retida no último.

A menor dureza encontrada na superfície dos aços ABNT 8620 e ABNT 4820 cementados, figura 4.12, é atribuída ao maior teor de austenita retida presente junto a superfície destes materiais. O mesmo efeito não foi observado para o aço ABNT 8620N cementado, figura 4.10, pois este material foi retificado após a cementação sendo retirada uma camada aproximada de 0,3 mm de profundidade.

O aço ABNT 4820 apresentou teor subsuperficial de austenita retida levemente maior que o aço ABNT 8620, figura 4.13. Esta diferença é atribuída ao maior teor de Ni presente no aço ABNT 4820.

Seria interessante salientar as diferenças entre os dois métodos empregados para determinação do teor de austenita retida: difração de raios-X e análise de imagens. Segundo Eldis⁽⁴⁵⁾ a técnica de análise por difração de raios-X empregada

em aços de alto carbono resulta em menores valores de austenita retida quando comparada à metalografia quantitativa por não levar em conta a transformação da austenita em martensita quando da preparação do material para a análise. Por metalografia quantitativa seria possível diferenciar a martensita formada por deformação durante a preparação da amostra da martensita revenida. Por esta razão a análise do aço ABNT 8620N DIR cementado, mesmo apresentando um menor teor de níquel, indica uma maior quantidade de austenita retida em relação ao aço ABNT 4820. Quando a análise da quantidade de austenita retida presente no aço ABNT 4820 foi realizada utilizando a técnica de metalografia quantitativa este aço apresentou quantidade de austenita retida da ordem de 35 por cento.

5.2 Iniciação de Trincas por Fadiga

A análise fractográfica dos corpos de prova rompidos indicou dois mecanismos de iniciação de trinca; iniciação superficial a partir de contornos de grão oxidados e/ou fragilizados por filme de cementita e iniciação subsuperficial a partir de inclusões presentes na camada próxima a superfície.

A iniciação subsuperficial das trincas não é um fenômeno esperado em materiais submetidos à flexão uma vez que a tensão aplicada no material é máxima junto a superfície. Entretanto o perfil de tensões residuais ao longo da camada também afeta a tensão efetiva a que o material é submetido. A tensão efetiva aplicada ao material pode ser apresentada como a soma da tensão aplicada e as tensões residuais do material, ^(22,23,47) o que

poderia explicar a iniciação subsuperficial. A análise do local de iniciação das trincas indicou, nucleação a partir de inclusões próximas ao final da camada efetiva, região onde as tensões residuais podem se apresentar trativas. Este fato aliado a pequena profundidade de camada utilizada poderia ser a razão da iniciação subsuperficial nos corpos de prova temperados por indução. A figura 5.1 apresenta a superfície de fratura do aço ABNT 8650 temperado por indução. Em sua maioria os aços temperados por indução apresentaram este tipo de iniciação, sendo encontrado iniciação superficial apenas a partir de marcas presentes na superfície.

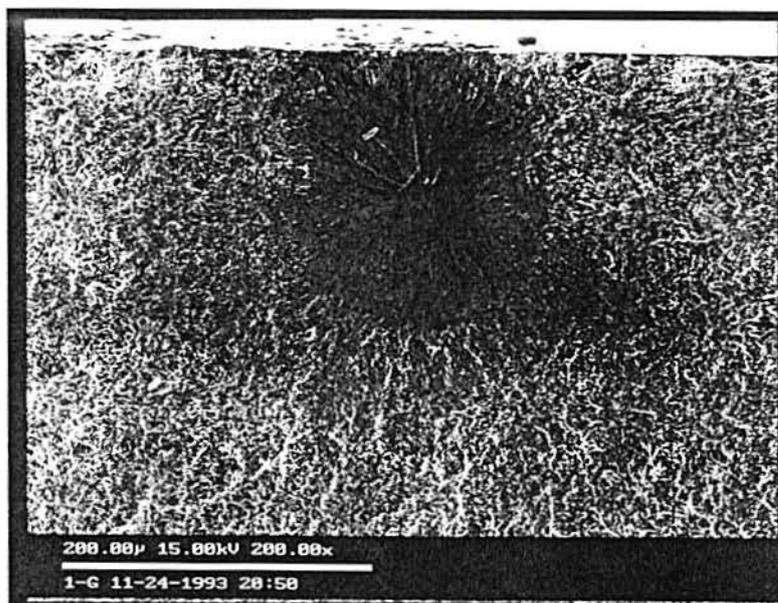


Figura 5.1 - Superfície de fratura típica encontrada para o aço ABNT 8650 temperado por indução.

5.3 Tenacidade à Fratura x Tensão Aplicada

Os valores encontrados para tenacidade à fratura da camada dos aços cementados são consistentes com os definidos em

literatura para aços martensíticos de alto carbono revenidos⁽⁴⁶⁻⁴⁸⁾

A figura 5.2 apresenta os resultados da tenacidade à fratura contra a tensão máxima aplicada, indicados nas tabelas 4.5 e 4.6.

Pode ser notado um aumento da tenacidade à fratura com o aumento da tensão aplicada até ser atingido um patamar, que representa o valor máximo determinado para aços de alto carbono temperados e revenidos.⁽⁴⁶⁾

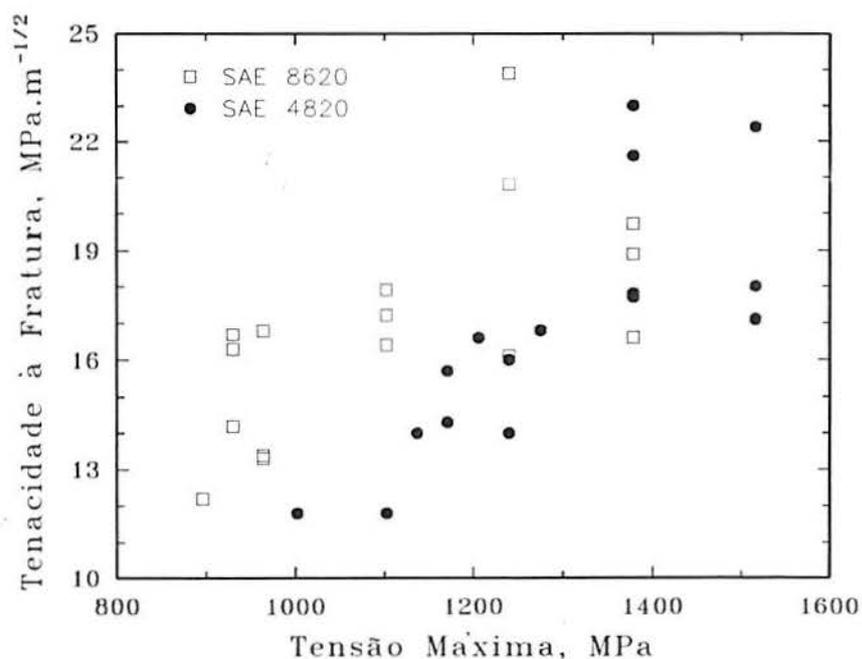


Figura 5.2- Tenacidade à fratura como função da tensão máxima aplicada para os aços ABNT 8620 e ABNT 4820 cementados.

A análise da figura 5.2 indica que até tensões aplicadas de 1300 MPa os valores calculados para a tenacidade à fratura do aço ABNT 8620 cementado são maiores que os para o aço ABNT 4820 cementado, o que vai contra dados encontrados na

literatura em que aços com maiores teores de Ni apresentam uma maior tenacidade⁽⁴⁸⁾. Este fato talvez possa ser explicado através do perfil de tensões residuais encontrado nestes aços. A figura 5.3 apresenta, sobreposta a figura 4.14, uma região indicando a profundidade típica da trinca, a , encontrada para estes aços na faixa de até 1300 MPa de tensão máxima aplicada. O perfil de tensões residuais para o aço ABNT 4820 cementado no entorno de 0,1 mm, região em que as trincas entram em instabilidade, apresentam-se trativas. O que indica que a tensão efetiva aplicada nesta região poderia ser maior que a tensão aplicada. Já para o aço ABNT 8620 cementado as tensões residuais nesta região são compressivas resultando em uma tensão efetiva menor que a tensão aplicada, o que resultaria em valores da tenacidade à fratura maiores que o real.

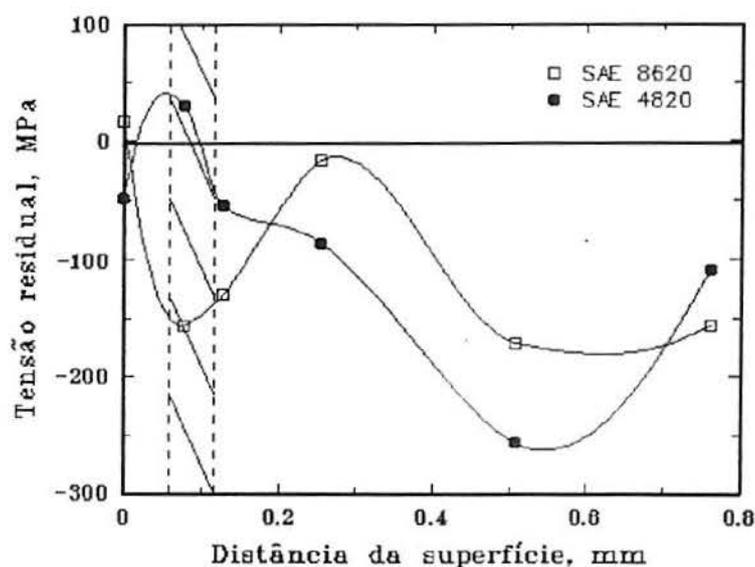


Figura 5.3- Perfil de tensões residuais para os aços ABNT 8620 e ABNT 4820 cementados. A zona assinalada indica a profundidade de trinca, a , atingida até a propagação instável de trinca.

5.4 Tenacidade à Fratura x Austenita Retida

O aumento da tenacidade à fratura com o aumento da tensão aplicada foi anteriormente observado por Hyde⁽⁴⁰⁾ trabalhando com o aço ABNT 4320 cementado. Uma das razões para este comportamento seria a transformação da austenita retida frente a trinca que, devido ao aumento de volume associado a transformação austenita-martensita, induziria tensões residuais compressivas diminuindo o K_{ef} sobre o material. Buscando determinar a existência ou não de transformação da austenita retida durante o ensaio de fadiga foram realizadas análises metalográficas em seção transversal a superfície de fratura, próximo ao local de início de instabilidade do material. As micrografias obtidas para esta região são apresentadas na figura 5.4. A figura 5.4.a foi obtida junto a superfície de fratura (seta), a figura 5.4.b foi obtida a 2mm da superfície de fratura e a figura 5.4.c a 4mm da superfície de fratura. É evidente a transformação da austenita retida junto a superfície de fratura. A análise por metalografia quantitativa das micrografias apresentadas na Figura indica uma transformação da austenita retida da ordem de 90 % quando comparado a região distante da superfície de fratura.

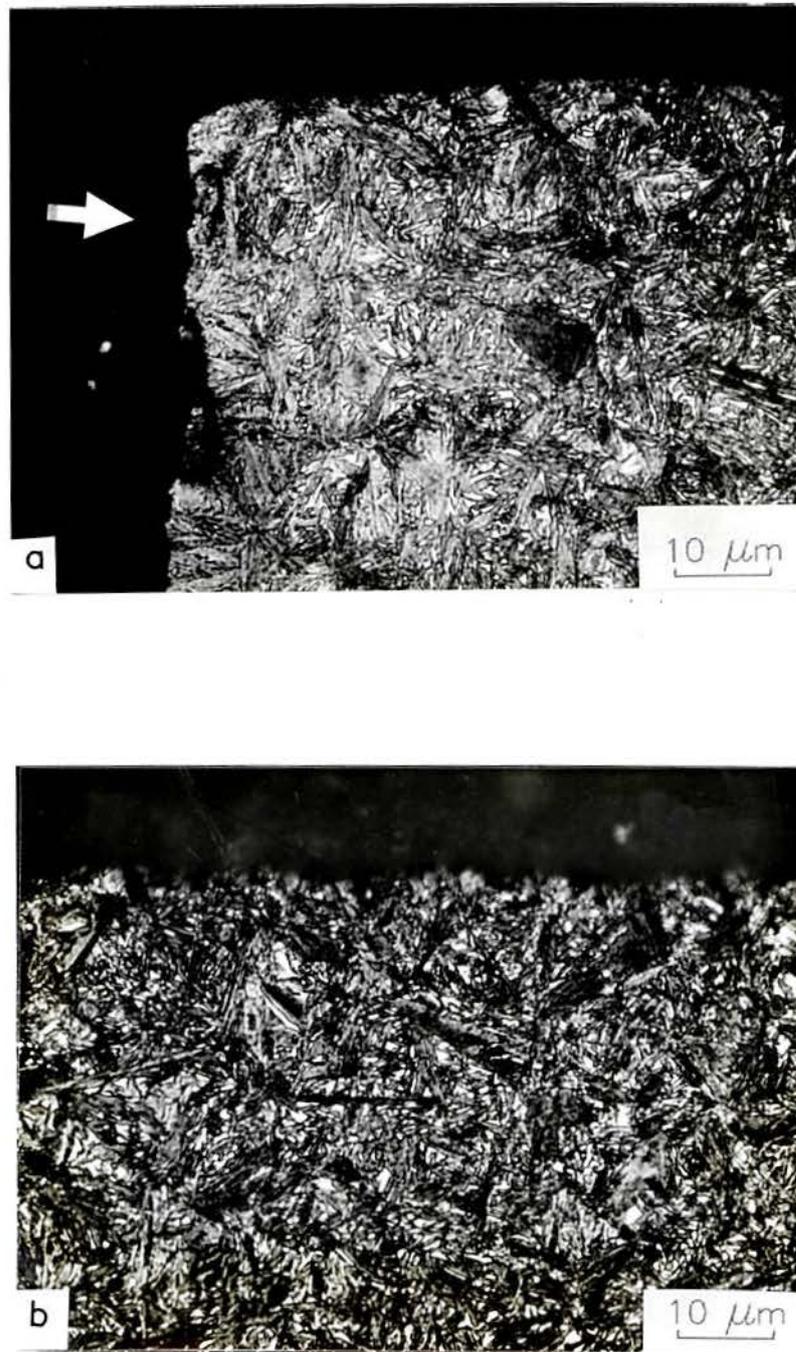


Figura 5.4- Microestrutura do aço ABNT 4820 fraturado após 17000 ciclos a 1515 MPa. a) junto a superfície de fratura (seta), b) a 2mm da superfície de fratura, c) a 4mm da superfície de fratura . Ataque Metabisulfito de Sódio 5%..

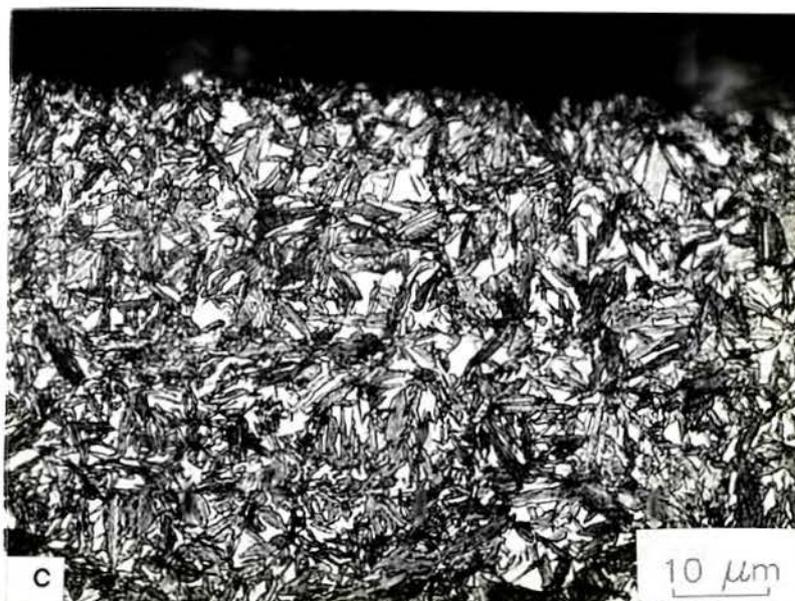


Figura 5.4 - Microestrutura do aço ABNT 4820 fraturado após 17000 ciclos a 1515 MPa. a) junto a superfície de fratura (seta), b) a 2mm da superfície de fratura, c) a 4mm da superfície de fratura Ataque Metabisulfito de Sódio 5%..

Os corpos de prova rompidos com menores tensões aplicadas não apresentaram transformação significativa da austenita retida, sugerindo que para menores tensões aplicadas sua transformação não é imediata. O material em menores tensões aplicadas não atinge a deformação mínima para ultrapassar o período de incubação apresentado por Kelley⁽³¹⁾.

6. CONCLUSÕES

1. O mecanismo de iniciação intergranular foi predominante em todas as amostras cementadas, mesmo para os aços que sofreram remoção da camada oxidada.

2. A austenita retida é favorável a resistência ao impacto em materiais cementados

3. A forma de propagação de trincas de fadiga dos aços cementados e a metodologia empregada permitem a obtenção de valores de K_{IC} para a camada de materiais cementados a partir dos corpos de prova ensaiados em fadiga.

4. Ocorre transformação da austenita retida durante os ciclos de fadiga, o que pode explicar o aumento da tenacidade à fratura com o aumento da tensão aplicada.

5. O campo de tensões residuais gerado explica a nucleação subsuperficial no aço ABNT 8650 temperado por indução.

6. A maior tenacidade à fratura da camada cementada para o aço com menor teor de níquel pode ser explicada pelas tensões residuais que diminuem o K_{ef} .

SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS

Como sugestão para futuros trabalhos a serem realizados são apresentados os seguintes pontos:

- Determinar a relação tensão máxima aplicada ao componente x teor de austenita retida para que a transformação induzida da austenita retida leve a um valor de máximo para a tenacidade à fratura da camada cementada.

- Desenvolver metodologia para obtenção de valores de K_{IC} a partir de ensaios de fadiga para trincas subsuperficiais.

7. BIBLIOGRAFIA

1. W. Leslie, "Inclusions and Mechanical Properties", *ISS Transactions*, Vol 2, 1983, pp.1-24.
2. K.D. Jones and G. Krauss, "Effect of High-Carbon Specimen Corners on Microstructure and Fatigue of Partial Pressure Carburized Steels", *Heat Treatment '79*, The Metals Society, London, 1979, pp.188-193.
3. J.L. Pacheco and G. Krauss, "Microstructure and High Bending Fatigue Strength in Carburized Steel", *Carburizing-Processing and Performance*, ASM, 1989, pp.227-237.
4. G. Krauss, "The Microstructure and Fracture of Carburized Steel", *Metall. Trans. A*, 1978, vol. 9, pp.1527-1535.
5. M.A. Zaccone, J.B. Kelley and G. Krauss, "Strain Hardening and Fatigue of Simulated Case Microstructures in Carburized Steel", *Carburizing-Processing and Performance*, ASM, 1989, pp.249-266.
6. K. Erven, D. Matlock and G. Krauss, "Effect of Sulfur on Bending Fatigue of Carburized Steel", *J. Heat Treating*, (1991) 9, pp.27-35.
7. Ruth Chatterjee-Fischer, "Internal Oxidation During Carburizing and Heat Treating", *Met. Trans. A*, 9A, Nov. 1978, pp.1553-1560.
8. Y. Koyasu *et al.*, "Development of Special Steel Bar and Wire Rods for High-Strength Automobile Parts", *Nippon Steel Technical Report N°53*, 4, 1992.
9. K. Namiki and K. Isokawa, "Effects of Alloying Elements on the Rotating Bending Fatigue Properties of Carburized Steels", *Transactions ISIJ*, Vol. 26, 1986, pp.642-648.
10. T. Naito, H. Ueda and M. Kikuchi, "Fatigue Behavior of Carburized Steel with Internal Oxides and Nonmartensitic Microstructure near Surface", *Met. Trans. A*, 15A, July 1984, pp.1431-1436.
11. S. Preston, "Bending Fatigue Strength of Carburizing Steel SS 2506", *Mat. Scie. and Tech.*, Feb. 1991, Vol.7, pp.105-110.
12. A. Melander and S. Preston, "Influence of Surface Microstructure on Bending Fatigue Strength of Carburized Steels", *Materials Science Forum Vols. 102-104* (1992), pp.199-210, ASM Heat Treatment and Surface Engineering.
13. B. Hildenwall and T. Ericsson, "Residual Stresses in Soft Pearlite Layer of Carburized Steel", *J. Heat Treating*, Vol.1, 3, 1980, pp.3-13.

14. C. Kim, "Fracture of Case Hardened Steels and Residual Effects", Case Hardened Steels: Microstructural and Residual Stress Effects, TSM/AIME, Warrendale, Pennsylvania, 1984, pp. 59-87.
15. J.A. Sanders, "The Effects of Shot Peening on the Bending Fatigue Behavior of Carburized ABNT 4320 Steel", *M.S. Thesis N°4461*, Colorado School of Mines, 1992.
16. W.P. Koster, "Surface Integrity of Machined Materials", *Technical Report AFML-TR-7460*, April 1974.
17. L.J. Ebert, "The Role of Residual Stresses in the Mechanical Performance of Carburized Steel", *Metall. Trans. A*, 1978, vol.9, pp.1527-1551.
18. M.M. Shea, "The Influence of Quenchant Temperature on the Surface Residual Stress and Impact Fracture of Carburized Steels", *J. Heat Treating*, Vol. 3, 1983, pp.38-47.
19. K. Jones and G. Krauss, "Microstructure and Fatigue of Partial Pressure Carburized ABNT 8620 and EX 24 Steel", *J. Heat Treating*, Vol.1, 1, 1979, pp.64-71.
20. C. Kim, D. Diesburg and R. Buck, "Influence of Sub-Zero and Shot-Peening Treatments on Impact and Fatigue Fracture Properties of Case-Hardened Steels", *J. Heat Treating*, Vol.2, 1, 1981, pp.43-53
21. M. Panhans and R. Fournelle, "High Cycle Fatigue Resistance of AISI E9310 Carburized Steel with Two Different Levels of Surface Retained Austenite and Surface Residual Stress", *J. Heat Treating*, Vol. 2, 1, 1981, pp.54-61.
22. E. Walker, "Some Aspects of Residual Stress in Parts Heat Treated by the Induction Method", Residual Stresses for Designers and Metallurgists, L.S. Vandewalle, ASM, 1981, pp.41-49.
23. P.P Silva *et alii* "Início e Propagação de Fratura em Peças Cementadas e Temperadas por Indução", *Metallurgia ABM*, dez. 1977, vol.33, [241], 735-741.
24. M.F. McGuire, A.R. Troiano and L.J. Ebert, "Phase Transformation Effects on the Bending Stress Distributions in Carburized Steel Components", *Journal of Basic Engineering Transactions of the ASME*, dec. 1971, 93D (4), pp.699-707.
25. T. Cameron, D. Diesburg and C. Kim, "Fatigue Overload Fracture of Carburized Steels", *Journal of Metals*, July 1983, pp.37-41.
26. R.P. Brobst and G. Krauss, "The Effect of Austenite Grain Size on Microcracking in Martensite of an Fe-1.22Cr Alloy", *Met. Trans. A*, vol.5, 1974, pp.457-462.
27. L. Jena and P. Heich, "Microcracks in Carburized and Hardened Steel", *Met. Trans. A*, Feb. 1972, pp.588-590.
28. A. Apple and G. Krauss, "Microcracking and Fatigue in Carburized Steel", *Met. Trans. A*, 4A, May 1973, pp.1195-1200.

29. H. Obermeyer and G. Krauss, "Toughness and Intergranular Fracture of Simulated Carburized Case in EX-24 Type Steel", *J.Heat Treating*, Vol. 1, 3, 1980, pp.31-39.
30. K. Erven, D. Matlock and G. Krauss, "Bending Fatigue and Microstructure of Gas-Carburized Alloy Steel", *Materials Science Forum Vols. 102-104* (1992), pp.183-189. ASM Heat Treatment and Surface Engineering.
31. J.B. Kelley *et alii*, "Strain Hardenig and Fatigue of Simulated Case Microstructures in Carburized Steel", Carburizing-Processing and Performance, ASM, 1989, pp.249-265.
32. J.A. Larson, "Retained Austenite and Its Measurements by X-Ray Diffraction", ABNT Technical Paper, SP-80-453, 1980.
- 33 L.S. Castleman, B.L. Averbachn and M. Cohen, "Effect of Retained Austenite Upon Mechanical Properties", *Trans. ASM*, 1952, vol. 44, pp.240-263.
34. H. Brandis and W Schmindt, "Contribution of the Effects of Retained Austenite on the Measured Properties of Case-Hardened Steels", Case Hardened Steels: Microstructural and Residual Stress Effects, TSM/AIME, Warrendale, Pennsylvania, 1984, pp.189-210.
35. G. Krauss, Steels- Heat Treatment and Processing Principles. ASM International. Metals Park, OH, 1990.
36. G. Thomas, "Retained Austenite and Tempered Martesite Embrittlement", *Metall. Trans. A*, 1978, vol.9, pp.439-450.
37. J. Koo, B.V. Rao and G. Thomas, "Designing High Performance Steels with Dual Phase Structures", *Metals Progress*, Set. 1979, pp.66-70.
38. V.K. Sharma, G.H. Walter and D.H. Breen, "The Effect of Alloying Elements on Case Toughness of Automobile Gear Steels", Carburizing-Processing and Performance, ASM, 1989, pp.291-301.
39. R. Cohen, P. Haagensen, D. Matlock and G. Krauss, "Assessment of Bending Fatigue Limits for Carburized Steel", *ABNT Technical Paper 910140*, 1991.
40. R. Hyde, R. Cohen, D. Matlock and G. Krauss, "Bending Fatigue Crack Characterization and Fracture Toughness of Gas Carburized ABNT 4320 Steel" *ABNT Technical Paper 920534*, 1992.
41. G.A. Fett, "Bending Properties of Carburizing Steel", *Advanced Materials & Process*, 4, 88, p.43-45.
42. A.R. Froehlich, "Caracterização Metalúrgica de rodas Ferroviárias e Correlação com a Tenacidade à Fratura", Trabalho de diplomação, 1/1993.
43. E. Procter, "Measurement of Residual Stresses" em Residual Stress and Their Effect. Welding Institute, 1981.

44. J.P. Gallagher, F.J. Giessler, A.P. Berens, and R.M. Engle Jr., "USAF Damage Tolerant Design Handbook: Guidelines for the Analysis and Design of Damage Tolerant Aircraft Structures", *Report N° AFWAL-TR-82-3073*, USAF Flight Dynamics Laboratory (AFWAL/FIBEC), Wright-Patterson Air Base, Ohio, 1984.
45. G.E. Eldis, "Correlation of Measurements of Retained Austenite in Carburized Steels by X-Ray Diffraction and Quantitative Metallography", *J.Heat Treating*, 1, 3, pp.24-30.
46. G. Krauss, "The Relationship of Microstructure to Fracture Morphology and Toughness of Hardened Hypereutectoid Steels", Case Hardened Steels: Microstructural and Residual Stress Effects, TSM/AIME, Warrendale, Pennsylvania, 1984, pp.33-58.
47. R.E.Cohen, P.J. Haagenen, D. Matlock and G. Krauss, "Assessment of Bending Fatigue Limits of Carburized Steel", *ABNT Technical Paper 910140*, 1991.
48. B. Thoden and J. Grosch, "Crack Resistance of Carburized Steel Under Bend Stress", Carburizing-Processing and Performance, ASM, 1989, pp.303-310.