

MICROESTRUTURA E TENACIDADE DE AÇOS BAIXA LIGA TIPO 41XX - UMA
ABORDAGEM QUANTITATIVA

Flávia Barros Lima

DISSERTAÇÃO SUBMETIDA AO CORPO DOCENTE DA COORDENAÇÃO DOS
PROGRAMAS DE PÓS-GRADUAÇÃO DE ENGENHARIA DA UNIVERSIDADE
FEDERAL DO RIO DE JANEIRO COMO PARTE DOS REQUISITOS
NECESSÁRIOS PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE MESTRE EM CIÊNCIAS EM
ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS.

Aprovada por:

Prof. Luiz Henrique de Almeida, D.Sc.

Prof. Dilson Silva dos Santos, D.Sc.

Prof. Luiz Paulo Mendonça Brandão, D.Sc.

Prof. Sidnei Paciornik, D.Sc.

RIO DE JANEIRO, RJ – BRASIL

JANEIRO DE 2006

LIMA, FLÁVIA BARROS

Microestrutura e Tenacidade de Aços
Baixa Liga Tipo 41XX - Uma Abordagem
Quantitativa [Rio de Janeiro] 2006

X, 188 p. 29,7 cm (COPPE/UFRJ,
M.Sc., Engenharia Metalúrgica e de
Materiais, 2006)

Dissertação – Universidade Federal
do Rio de Janeiro, COPPE

1. Microestrutura e Tenacidade
2. Aços baixa liga tipo 41XX

I. COPPE/UFRJ II. Título (série)

*Ao meu marido, Robert,
à minha mãe, Elizabeth,
e aos meus irmãos, Aimée e Fabrício.*

AGRADECIMENTOS

Ao Prof. Luiz Henrique de Almeida, pela orientação, pela amizade, pela confiança, pelos ensinamentos diários, por seu exemplo profissional e por ter tornado meu caminho pelo Mestrado possível nesses dois últimos anos.

À Dr.^a Annelise Zeemann, pela orientação, pela amizade, pelas idéias e dedicação para que este trabalho se realizasse, por seu exemplo profissional e por sua valiosa contribuição na minha vida profissional nos últimos cinco anos.

Aos Técnicos do PEMM, pela ajuda durante a parte experimental, em especial ao Oswaldo Pires Filho, pela enorme boa vontade e paciência durante a preparação das amostras.

Aos alunos de Iniciação Científica, Raquel Ferreira e Amaro Vitor, pela amizade e grande ajuda na realização dos ensaios.

Aos colegas e amigos do Laboratório de Propriedades Mecânicas, em especial Monique e Viviane Azambuja, Paula Siquara, Frederico Nunes, Raquel Lavouras, Taís Munhoz e Maurício Noronha.

Ao Dr. Paulo Roberto Emygdio da Tecmetal Consultoria em Materiais, pela cessão das amostras e disponibilização dos laboratórios. Aos funcionários da Tecmetal, pela grande ajuda na parte experimental, em especial ao Eng. Carlos Henrique e aos Técnicos Gabriela, André e Lúcio.

Ao Prof. Sidnei Paciornik e ao Dr. Marcos Henrique de Pinho Maurício do DCMM-PUC/RJ, pela disponibilização do Laboratório de Microscopia Digital e pela grande ajuda e boa vontade para elaboração das rotinas de aquisição e processamento de imagens.

Ao IME, na pessoa do Capitão André Pinto, por ter disponibilizado a utilização do MEV e do Microdurômetro.

Ao CNPq pelo suporte financeiro para realização deste trabalho.

Ao meu marido, à minha mãe e aos meus irmãos, que são as pessoas mais importantes da minha vida, pelo apoio, pela ajuda, pelo amor e pela confiança incondicionais. Por entenderem a minha ausência, respeitar as minhas decisões e desejarem sempre o melhor para mim.

Ao Oskar, pela ajuda, pelo respeito e pelo incentivo profissional.

Resumo da Dissertação apresentada à COPPE/UFRJ como parte dos requisitos necessários para a obtenção do grau de Mestre em Ciências (M.Sc.)

MICROESTRUTURA E TENACIDADE DE AÇOS BAIXA LIGA TIPO 41XX - UMA
ABORDAGEM QUANTITATIVA

Flávia Barros Lima

Janeiro/2006

Orientador: Luiz Henrique de Almeida

Programa: Engenharia Metalúrgica e de Materiais

Dentre os diversos elementos de uma coluna de perfuração de poços de petróleo as conexões tecnicamente conhecidas como *subs* desempenham um papel importante. Entretanto, falhas frágeis têm sido freqüentemente reportadas e, por essa razão, são objeto de estudo neste trabalho. Esses componentes devem atender aos requisitos do código *API Spec 7 "Specification for Rotary Drill Stem Elements"* que inclui apenas propriedades de resistência mecânica em tração e dureza mínima na superfície, sem requisitos de tenacidade. De uma forma geral, o material utilizado na fabricação dos *subs* são os aços baixa liga da família 41XX. Neste trabalho foram estudadas amostras retiradas de 30 *subs* de procedências desconhecidas que apresentam diâmetro, composição química, propriedades mecânicas e processo de fabricação diferentes. O objetivo do trabalho foi criar um método para correlacionar numericamente as variáveis metalúrgicas com os valores de energia Charpy V, os quais se mostraram entre 10J e 64J nos ensaios à temperatura ambiente. A razão LE/LR, a concentração de carbono, o tamanho de grão da austenita prévia e a quantificação das inclusões se mostraram os fatores predominantes nesta correlação.

Abstract of Dissertation presented to COPPE/UFRJ as a partial fulfillment of the requirements for the degree of Master of Science (M.Sc.)

MICROSTRUCTURE AND TOUGHNESS OF 41XX TYPE LOW ALLOY STEELS - A
QUANTITATIVE APPROACH

Flávia Barros Lima

January/2006

Advisor: Luiz Henrique de Almeida

Department: Metallurgical and Materials Engineering

Among the many parts of an oil well drilling column the connections known as subs carry out an important role. Fragile failures are frequently reported for these connections. The reasons for the failures are studied in this work. These parts must meet API Spec 7 "Specification for Rotary Drill Stem Elements" code requirements which include only tensile strength properties and minimum surface hardness, with no toughness requirement. In general, the materials used in manufacturing subs are low-alloy steels of the 41XX type. Specimens from 30 subs gathered from unknown sources that have different diameter, chemical composition, mechanical properties and manufacturing process were studied in this work. The purpose was to create a method to numerically correlate the metallurgical parameters with V-notch Charpy impact energy values, which vary between 10J and 64J at room temperature. The yield-tensile strength ratio, the carbon concentration, the austenitic grain size and the inclusions quantification showed to be the predominant factors in this correlation.

ÍNDICE

CAPÍTULO I - INTRODUÇÃO.....	1
CAPÍTULO II - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	3
II.1- Componentes de ligação em colunas de perfuração (<i>subs</i>).....	3
II.2- Material.....	5
II.2.1- Microconstituintes.....	7
II.2.2- Tratamento Térmico de Têmpera e Revenimento de Aços HTLA.....	10
II.2.2.1- Têmpera.....	10
II.2.2.2- Temperabilidade.....	11
II.2.2.3- Revenimento.....	17
<u>Martensita Revenida</u>	17
<u>Revenido da Bainita</u>	21
II.3- Tenacidade e Fatores Correlatos.....	22
II.3.1- Composição Química.....	22
II.3.1.1- Segregações.....	23
II.3.1.2- Impurezas.....	26
II.3.1.3- Carbono.....	27
II.3.1.4- Elementos de Liga.....	28
II.3.2- Fatores Microestruturais.....	28
II.3.2.1- Inclusões.....	29
II.3.2.2- Segregação em Contornos de Grão e Carbetos.....	33
II.3.2.3- Microestrutura.....	34
II.3.3- Processamento.....	35
II.3.3.1- Taxa de Redução.....	35
II.3.3.2- Efetividade do Tratamento Térmico.....	37
II.3.3.3- Temperatura de Austenitização.....	39

II.3.4- Fatores Mecânicos.....	40
II.4- Correlação Numérica entre Propriedades Mecânicas e Variáveis Metalúrgicas.....	44
CAPÍTULO III - MATERIAIS E MÉTODOS.....	51
III.1- Materiais.....	51
III.2- Obtenção das Amostras.....	51
III.3- Análise Química.....	53
III.4- Fractografia.....	53
III.5- Análise Microestrutural.....	53
<i>Preparação das Amostras para Metalografia.....</i>	<i>53</i>
<i>Caracterização das Inclusões por Microscopia Ótica e EDS.....</i>	<i>53</i>
<i>Caracterização do Bandejamento.....</i>	<i>54</i>
<i>Caracterização dos Microconstituintes.....</i>	<i>54</i>
<i>Caracterização do Tamanho de Grão.....</i>	<i>55</i>
III.6- Ensaio de Dureza.....	56
III.7- Ensaio de Microdureza.....	56
CAPÍTULO IV - RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	57
IV.1- Propriedades Mecânicas.....	57
IV.2- Composição Química.....	63
IV.3- Inclusões e Fratura.....	67
IV.4- Bandejamento.....	74
IV.5- Microestrutura e Microdurezas.....	78
V.6- Tamanho de Grão da Austenita Prévia.....	82
IV.7- Fatores Determinantes para a E_{CV}	85
CAPÍTULO V - CONCLUSÕES.....	87
CAPÍTULO VI - SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	89
CAPÍTULO VII - REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	90

ANEXO I – CARACTERIZAÇÃO METALÚRGICA.....	97
ANEXO II – INCLUSÕES E FRACTOGRAFIAS.....	158
ANEXO III – ANÁLISE MICROESTRUTURAL POR MEV.....	180

LISTA DE SÍMBOLOS E NOMENCLATURAS

API - *American Petroleum Institute*

CE – carbono equivalente

CP – corpo de prova

E_{CV} – energia de resistência ao impacto Charpy V

EPS – energia de patamar superior

ETDF – energia de transição dúctil frágil

f_v – fração volumétrica

HB – dureza em Brinnell

HR_C – dureza em Rockwell C

HTLA - *heat treatable low alloy steels* (aços baixa liga tratáveis termicamente)

HV – dureza em Vickers

LE – tensão limite de escoamento

LE/LR – razão entre tensão limite de escoamento e tensão limite de resistência

LR – tensão limite de resistência

MET - Microscopia Eletrônica de Transmissão

MEV – Microscopia Eletrônica de Varredura

MO – Microscopia Ótica

RA – redução de área em tração

TG – tamanho de grão da austenita prévia

TTDF – temperatura de transição dúctil frágil

ϵ_T – deformação total em tração

CAPÍTULO I

INTRODUÇÃO

A indústria do petróleo vem enfrentando desafios cada vez mais complexos, particularmente na fase de exploração durante a etapa de perfuração, onde a integridade dos equipamentos e componentes passa a ser um dos fatores mais estratégicos da operação. Dentre os diversos elementos de uma coluna de perfuração as conexões tecnicamente conhecidas como *subs* desempenham um papel importante. Entretanto, falhas frágeis têm sido freqüentemente reportadas e, por essa razão, são objeto de estudo neste trabalho.

Os *subs* funcionam como interfaces entre peças da coluna de perfuração que apresentam tamanhos de rosca diferentes ou projetos incompatíveis, integrando um sistema de circulação de lama que opera em temperaturas superiores a 100°C [1]. Esses componentes devem atender aos requisitos do código *API Spec 7 "Specification for Rotary Drill Stem Elements"* que inclui apenas propriedades de resistência mecânica em tração e dureza mínima na superfície, sem requisitos de tenacidade.

De uma forma geral, o material utilizado na fabricação dos *subs* são os aços baixa liga da família 41XX. Esses aços são ligados ao Cromo (~1%) e ao Molibdênio (~0,2%) e atingem alta resistência através de tratamento térmico de têmpera e revenido. São amplamente utilizados na indústria do petróleo, não somente em equipamentos relacionados à exploração mas também à “etapa de completação” e à produção, principalmente em componentes pressurizados que requerem tensão limite de escoamento entre 410MPa e 965MPa, com teores de carbono entre 0,3% e 0,5%. Os principais aços da família são AISI/SAE 4130, 4140 e 4145, sendo os dois últimos os mais aplicados na fabricação de *subs*.

Devido à operação em temperaturas elevadas estes componentes não rompem de forma frágil quando estão em serviço, sendo usual que os problemas de quebra ocorram durante as etapas de montagem, quando os componentes estão sendo torqueados no chão da plataforma, e entre etapas de operação, quando os componentes estão sob tração sem que esteja circulando a lama quente. Essas falhas provocam perdas significativas e são observadas freqüentemente a despeito de todas as propriedades estarem dentro das especificações do código *API Spec 7*, principalmente porque a tenacidade não é considerada pelo código. A constatação desse histórico no Brasil fez com que algumas empresas, mais cautelosas,

passassem a exigir de seus fornecedores que os *subs* - normalmente considerados itens menos críticos - fossem avaliados, e eventualmente certificados, antes de entrar em operação. Dessa forma, a compreensão de como, e em que grau, os fatores metalúrgicos controlam as propriedades de tenacidade viria a contribuir para conciliar a melhoria de qualidade desses componentes com a manutenção dos baixos custos.

Neste trabalho foram estudadas amostras retiradas de 30 *subs*, de procedências e fabricantes desconhecidos, que apresentam diâmetro, composição química, propriedades mecânicas e processo de fabricação diferentes, com o objetivo de criar um método para correlacionar numericamente as variáveis metalúrgicas com os valores de energia Charpy V obtidos para certificar os componentes e cujos valores se mostraram entre 10J e 64J nos ensaios à temperatura ambiente.

Com os resultados obtidos foram estabelecidas as relações de dependência propostas que têm como meta indicar critérios de qualificação para um desempenho adequado também durante as etapas de pré e pós-operação e de montagem. Mostrou-se uma estreita dependência da razão LE/LR com o tipo de microestrutura e com a tenacidade e que, de maneira bem caracterizada, estas não dependem do nível de dureza, que por sua vez está diretamente relacionado com as condições de processamento termo-mecânico. Por outro lado, a quantidade de inclusões e o fator de forma a estas relacionado, particularmente para as do tipo MnS, mostrou ser de crítica importância para o controle da tenacidade. Uma relação numérica entre a E_{CV} e a razão LE/LR, a concentração de carbono, o tamanho de grão da austenita prévia e a quantificação das inclusões foi obtida utilizando-se parâmetros medidos.

CAPÍTULO II

REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

II.1- Componentes de ligação em colunas de perfuração (*subs*)

Os *subs* atuam como peças de ligação entre elementos da coluna de perfuração de poços de petróleo que apresentam tamanhos de rosca diferentes ou projetos incompatíveis, podendo ainda operar como peças de sacrifício de rosca ou como peças de apoio que auxiliam na elevação de um segmento da coluna [1]. Os *subs* integram um sistema de circulação de lama que opera em temperaturas superiores a 100°C podendo ser do tipo pino x pino, caixa x caixa ou pino x caixa e ainda apresentarem diferentes diâmetros internos e externos. Esses componentes, devido às características de sua aplicação, devem atender aos requisitos do código *API Spec 7 "Specification for Rotary Drill Stem Elements"*. A Figura II.1, reproduzida deste código API, apresenta modelos e dimensões típicos de *subs*.

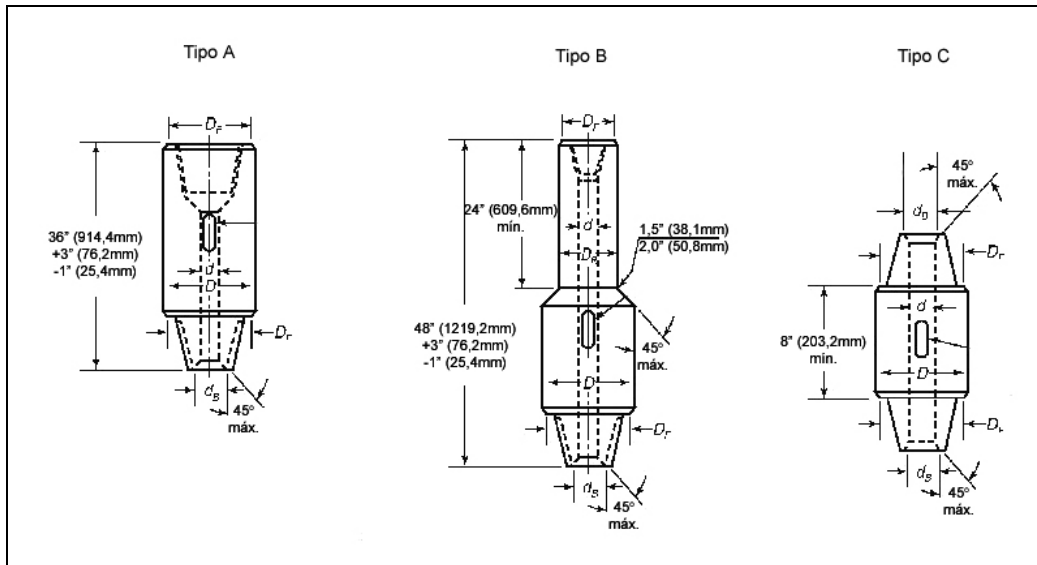


Figura II.1 – Exemplos de diferentes tipos (pino x caixa e pino x pino) e dimensões de subs [2].

Os *subs* são componentes que não são soldados, apenas usinados a partir de barras forjadas sendo que, dependendo das dimensões, pode-se utilizar aços na condição tratado termicamente, temperado e revenido, ou, muitas vezes, é necessário realizar as etapas de pré-usinagem a partir de barras normalizadas e mandar tratar termicamente antes da usinagem final.

Os requisitos de propriedades mecânicas para esses componentes conforme o código API Spec 7 incluem apenas propriedades de resistência mecânica e dureza mínima na superfície, sem requisitos específicos de tenacidade. O quadro da tabela II.1 mostra os valores mínimos de propriedades mecânicas indicados por esse código. Com relação à dureza, essas peças devem apresentar no mínimo 285 HB na superfície.

Tabela II.1 – Requisitos do API Spec 7 para diferentes diâmetros externos[2].

diâmetro externo do componente	limite de escoamento	limite de resistência à tração	deformação total
<i>entre 3" e 6 7/8"</i>	<i>758 MPa mínimo (110 Ksi mínimo)</i>	<i>965 MPa mínimo (140 Ksi mínimo)</i>	<i>13%</i>
<i>entre 7" e 10"</i>	<i>690 MPa mínimo (100 Ksi mínimo)</i>	<i>931 MPa mínimo (135 Ksi mínimo)</i>	<i>13%</i>

É importante observar na tabela II.1 que o nível de resistência requerido é menor para equipamentos de maior diâmetro pois para seções mais espessas torna-se mais difícil obter o nível de resistência característico da liga [3].

II.2- Material

Os aços que são utilizados na fabricação de *subs* e estudados nesse trabalho pertencem à família dos aços baixa liga médio carbono do tipo 41XX temperados e revenidos. Dependendo do nível de resistência mecânica para o qual eles são tratados, podem se enquadrar como **aços baixa liga tratáveis termicamente** (*heat treatable low alloy steels* ou HTLA*) ou como **aços ultra-resistentes** (*ultrahigh strength low alloy steels* ou UHSLA), estes últimos apresentando tensão limite de escoamento de até 1380 MPa (200 Ksi).

Os aços da família AISI/SAE 41XX são usados em aplicações de engenharia na condição “temperado e revenido” ou “normalizado, temperado e revenido”, este último quando é necessário assegurar elevados níveis de tenacidade. Os aços baixa liga dessa família, especialmente o 4130 e o 4140, estão entre os aços mais usados na indústria do petróleo em aplicações de alta resistência, como em corpos pressurizados, *bonnets*, *flanges*, *hangers*, pistões de operação e particularmente em *subs*, entre outras. Esses aços se apresentam em destaque do ponto de vista de utilização porque são facilmente tratados termicamente para os níveis de resistência requeridos pelos códigos API (*American Petroleum Institute*), são relativamente baratos e bastante disponíveis no mercado [4].

Em relação aos aços carbono, os baixa liga da família 41XX são modificados ao cromo e ao molibdênio, e em relação ao AISI/SAE 4130, os aços AISI/SAE 4140, e 4150 apresentam teores mais elevados de carbono e manganês, o que aumenta bastante sua temperabilidade. Esses aços devem ser temperados em óleo ou em solução polimérica e por causa de sua alta temperabilidade são mais difíceis as operações de conformação e soldagem [4].

O código API não estabelece qualquer requisito de composição química para o material dos *subs*, nem para o nível de impurezas, e deixa a cargo do fabricante determinar o grau do aço e o tipo de tratamento durante o processo de fusão necessários.

Entre os fabricantes tradicionais usa-se na prática especificações de material que restringem impurezas, o que é típico para o que se chama no mercado de “qualidade petróleo”, e que também adicionam elementos de liga que modificam os

* Utiliza-se o termo conhecido em inglês por não existir em português uma sigla consagrada.

graus usuais dos aços AISI, principalmente elementos que aumentam a temperabilidade e retêm dureza no revenimento, como molibdênio e vanádio, além de melhorar um pouco a tenacidade, níquel, que entretanto exige um cuidado muito grande para não reter austenita.

O quadro da tabela II.2 apresenta a composição química básica, conforme AISI/SAE, de três aços tradicionais da família 41XX [5].

Tabela II.2 - Composições químicas dos aços 4130, 4140 e 4150 conforme AISI/SAE (% em peso) [5].

Aço	C	Mn	P	S	Si	Cr	Mo
4130	0,28-0,33	0,40-0,60	0,035	0,040	0,15-0,35	0,80-1,10	0,15-0,25
4140	0,38–0,43	0,75-1,00					
4150	0,48-0,53						

Os aços estudados apresentam como principais constituintes após tratamento térmico a martensita e a bainita, muito embora poderão ser formadas algumas estruturas com considerável difusão como a ferrita pró-eutetóide, presentes nos diagramas tempo-temperatura-transformação (TTT) para os aços dessa classe. A figura II.2 ilustra o diagrama TTT para o aço 4140 [6].

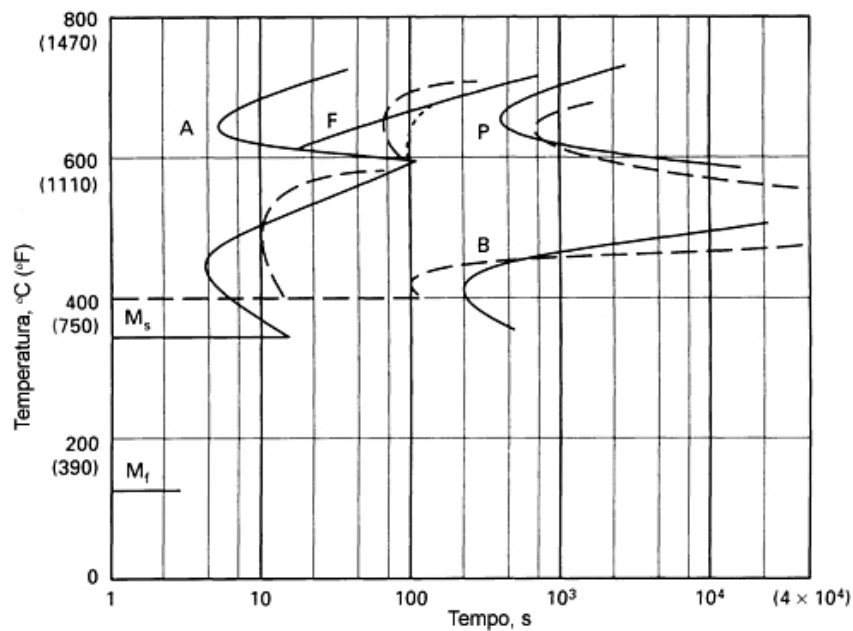


Figura II.2 – Diagrama TTT para o aço AISI 4140 [6].

De uma forma geral, os aços baixa liga médio carbono apresentam como principal motivação de suas aplicações a excelente temperabilidade, combinada com alta resistência. Por outro lado, um grande problema que esses aços podem apresentar é a não-uniformidade das propriedades mecânicas ao longo do comprimento do forjado. Além disso, as propriedades podem variar de uma maneira irregular. Por exemplo, a região de mais alta resistência à tração pode também oferecer o maior valor de impacto, ou uma resistência à tração constante ao longo do comprimento de um forjado pode estar associada com uma grande variação nos valores de impacto. Maropoulos et al. [7] estudaram as propriedades mecânicas de dois aços baixa liga Cr-Mo-Ni-V médio carbono, ambos apresentando composições químicas bastante semelhantes. Nesse trabalho os forjados tiveram um histórico térmico quase idêntico e ainda assim apresentaram propriedades mecânicas significativamente diferentes.

A partir dos principais aços dessa classe (AISI/SAE 4130, 4140 e 4150), são feitas modificações na composição química para se alcançar otimização de alguma propriedade específica, porém nenhum novo aço comercial foi desenvolvido durante os últimos anos. Os estudos voltados para essa classe de aços têm objetivado o aumento da ductilidade e tenacidade, a minimização da variação das propriedades e conseqüentemente uma maior confiabilidade em serviço, através da melhoria e inovações de técnicas de refino e processamento e também através de um maior controle do processamento e inspeção [8].

II.2.1- Microconstituintes

Nos aços, a austenita é a fase em equilíbrio em temperaturas elevadas que se transforma em martensita sob resfriamento rápido o suficiente para alterar as condições de equilíbrio da fase ferrita. A transformação martensítica é adifusional, e por essa razão a martensita tem exatamente a mesma composição que a austenita, até 2% de carbono. Como a difusão é suprimida, normalmente pelo resfriamento rápido, os átomos de carbono não se dividem entre cementita e ferrita, e sim são aprisionados nas posições octaédricas de uma estrutura cúbica de corpo centrado (CCC), produzindo então uma nova fase, a martensita. A solubilidade de carbono em uma estrutura CCC é enormemente excedida quando a martensita se forma, esta assume então uma estrutura tetragonal de corpo centrado (TCC) [9].

A martensita é uma fase particular que se forma nos aços. Ela tem sua própria estrutura cristalina e composição e é separada de outras eventuais fases por interfaces bem definidas, entretanto ela é uma fase metaestável que está presente apenas porque a difusão foi suprimida. Se a martensita for aquecida a uma temperatura onde os átomos de carbono tenham mobilidade, estes difundem dos sítios octaédricos para formar carbonetos. Como resultado, a tetragonalidade é aliviada, e a martensita é substituída por uma mistura de ferrita e cementita como previsto pelo diagrama de fase Fe-C, e desde que se trate de um aço ao carbono [9].

A martensita é formada por um mecanismo de cisalhamento, no qual vários átomos se movimentam cooperativamente e quase simultaneamente para efetuar a transformação, mecanismo este bem diferente do movimento de átomo por átomo através de interfaces durante as transformações difusionais. A cinética da transformação martensítica é atérmica, uma vez que a conversão da microestrutura austenítica em martensítica acontece continuamente com o decréscimo da temperatura durante resfriamento suficientemente rápido e contínuo. A martensita nos aços apresenta duas morfologias, ripas e placas. A Figura II.3 mostra as faixas de carbono de formação e as temperaturas M_s (início da transformação martensítica) das duas morfologias para ligas Fe-C. Os contornos das várias regiões são baseados na caracterização de ligas Fe-C de alta pureza e podem mudar em aços ligados. As ripas, formadas em aços de baixo e médio carbono, são placas longas e finas que se formam lado a lado, e estão alinhadas paralelamente entre si. As ripas são agrupadas em entidades estruturais maiores, os blocos. Os detalhes microestruturais desse tipo de martensita são muito finos para serem revelados por microscopia ótica. As placas descrevem propriamente a forma das unidades de martensita que se formam em aços de alto teor de carbono [9].

No diagrama tempo-temperatura-transformação dos aços pode-se observar que existe uma faixa larga de temperatura em que não há formação de perlita ou martensita. Nesta região ocorre a formação de agregados finos de ripas de ferrita e partículas de cementita, cuja estrutura é denominada bainita. A bainita pode ser formada com altas taxas de resfriamento para impedir a formação de perlita, sem no entanto formar martensita. Todavia, existem semelhanças estruturais e de transformação tanto com a perlita quanto com a martensita [10].

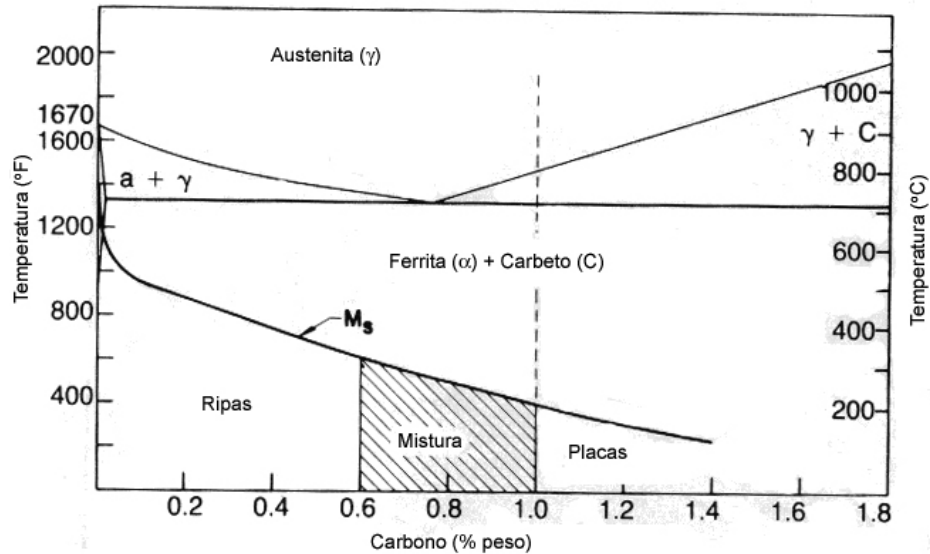


Figura II.3 – Faixas de formação da martensita em placas e da martensita em ripas em ligas Fe-C [9].

Da mesma forma que a perlita, a bainita é uma mistura das fases ferrita e cementita, e é por isso dependente da divisão controlada por difusão dos átomos de carbono entre ferrita e cementita. Por outro lado, a estrutura da bainita difere da perlita uma vez que a ferrita e a cementita são arranjadas de forma não lamelar cuja característica depende da composição da liga e da temperatura de transformação. Semelhante à martensita, a ferrita da bainita pode estar na forma de ripas ou placas contendo uma estrutura de discordâncias e, por isso, em determinada extensão, o mecanismo de formação da bainita envolve tanto cisalhamento como difusão [9].

Podem ser identificadas algumas formas da bainita, basicamente superior, inferior e granular, entretanto nos aços em questão – HTLA – a bainita que se forma é consequência de uma velocidade de resfriamento inefetiva para a completa transformação martensítica, que na prática seria a desejada, e a bainita é do tipo **granular** formada em resfriamento contínuo.

A bainita granular não é facilmente distinguível das bainitas superior ou inferior formadas em transformação isotérmica quando examinadas no microscópio eletrônico de transmissão uma vez que seus mecanismos de formação não são diferentes. No entanto, como a microestrutura se forma gradualmente durante o resfriamento, os feixes de bainita podem ser maiores. No microscópio óptico a microestrutura tem a aparência de blocos de bainita e austenita, sendo considerado apropriado empregar o termo "granular" [10].

II.2.2- Tratamento Térmico de Têmpera e Revenimento de Aços HTLA

II.2.2.1- Têmpera

A têmpera é o resfriamento rápido de um aço após o aquecimento em temperatura de austenitização. O objetivo é transformar a austenita em martensita, que é o produto de maior dureza das transformações dos aços. A microestrutura obtida a partir de um tratamento térmico de têmpera e revenimento depende da taxa de resfriamento após austenitização. Se esta é rápida o suficiente o produto é a martensita caso contrário, produtos de transformação mais macios, tais como a bainita e a ferrita, são obtidos. A taxa de resfriamento é determinada em grande parte pelo meio de resfriamento utilizado, o qual pode ser salmoura, água, óleo, solução polimérica, sais fundidos ou ar, em ordem decrescente da capacidade de resfriamento [4,11].

Quando a austenita se transforma em martensita durante a têmpera, o volume do metal expande levemente criando tensões na peça. Se um aço altamente temperável é tratado em uma taxa de resfriamento muito rápida, podem ocorrer trincas de têmpera em resposta às tensões induzidas. As trincas de têmpera normalmente iniciam em pontos de concentração de tensão e na superfície em contato com o meio de resfriamento e então crescem para o interior da peça. Por isso, há sempre o cuidado em eliminar pontos de concentração de tensões, mas principalmente em utilizar um meio de resfriamento que favoreça uma taxa de resfriamento adequada ao material. Por causa disso, os aços entre o AISI 4140, 4145 e 4150, os quais apresentam relativamente alta temperabilidade, devem ser temperados em óleo ou em solução polimérica, havendo ainda a garantia de que sejam atingidos os níveis de resistência requeridos [4].

Além do meio de resfriamento usado, o grau de agitação é também muito importante, pois uma peça temperada em um meio agitado resfriará mais rápido do que em meio estagnado. Isto ocorre porque o maior fluxo de fluido sobre a peça melhora a taxa de transferência de calor da peça para o fluido [4].

Outro parâmetro muito relevante do qual depende a efetividade do processo é a espessura do material, sendo importante que haja uma combinação adequada com as condições de resfriamento para que ocorra a transformação martensítica em toda a seção transversal.

II.2.2.2- Temperabilidade

A temperabilidade é a capacidade de um aço de ser transformado completamente de austenita para martensita, a uma dada profundidade, quando resfriado sob determinadas condições. Essa propriedade apresenta consequências práticas importantes [11].

A martensita é o microconstituente normalmente desejado nos aços baixa liga temperados. A taxa de resfriamento deve ser rápida o suficiente para evitar entrar em um campo difusional (tocar o “nariz”) da curva do diagrama de resfriamento contínuo do aço sendo temperado, de forma a obter a quantidade máxima de martensita; caso contrário, outros microconstituintes serão formados e haverá um correspondente decréscimo na quantidade de martensita formada e na dureza do material após têmpera, como mostra o exemplo a seguir [11].

A Figura II.4 mostra o diagrama de resfriamento contínuo para o aço AISI 4140 sobreposto a um gráfico de temperatura x tempo que corresponde a taxa de resfriamento no centro de uma barra de diâmetro de 2,25” durante uma têmpera em óleo (curva A) para previsão da estrutura final apresentada pelo aço [4].

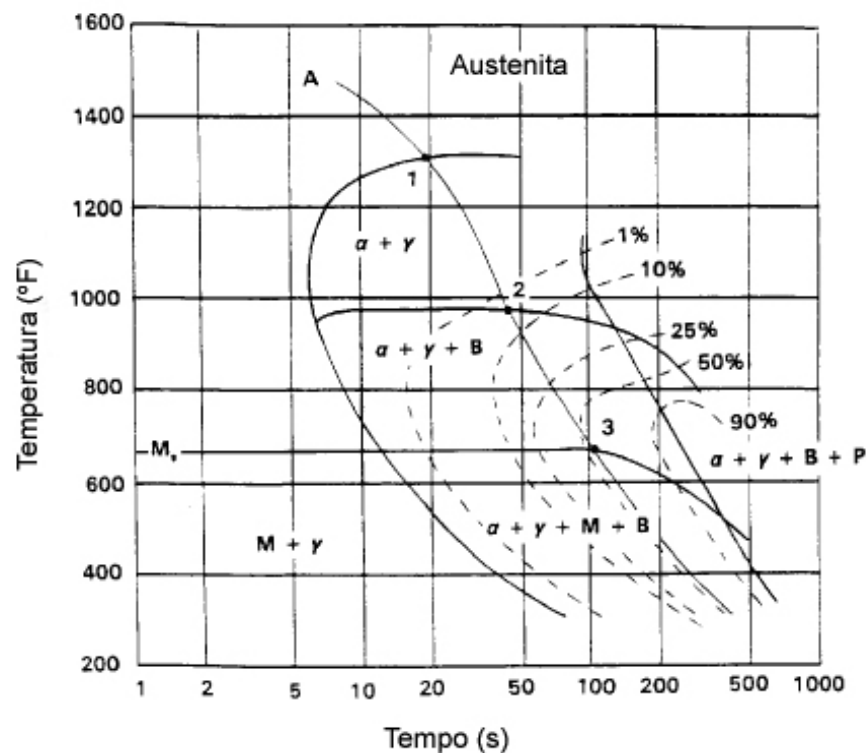


Figura II.4 – Diagrama de resfriamento contínuo para o AISI 4140 [4].

É possível observar que a austenita começa a transformar em ferrita pró-eutetóide no ponto 1 (após 20 segundos de resfriamento). Quando o ponto 2 é alcançado (após aproximadamente 45 segundos), 5% da austenita se transformou em ferrita. No ponto 2, a austenita remanescente começa a transformar em bainita. A transformação bainítica se completa no ponto 3, havendo então aproximadamente 5% de ferrita, 55% de bainita e o restante austenita não transformada. O ponto 3 marca o início da formação da martensita. Virtualmente toda a austenita remanescente transformará em martensita quando a temperatura ambiente for atingida, logo a estrutura final consiste de aproximadamente 5% de ferrita pró-eutetóide, 55% de bainita e 40% de martensita [4].

Para quantificar as microestruturas formadas no tratamento de têmpera no centro de barras de diferentes diâmetros, Creusot-Loire [12] montou equações com base nas curvas de resfriamento contínuo e na composição química, que resultam em gráficos como o da figura II.5. Constata-se que para um material do tipo 8620, barras de 100mm de diâmetro já não apresentam qualquer estrutura martensítica.

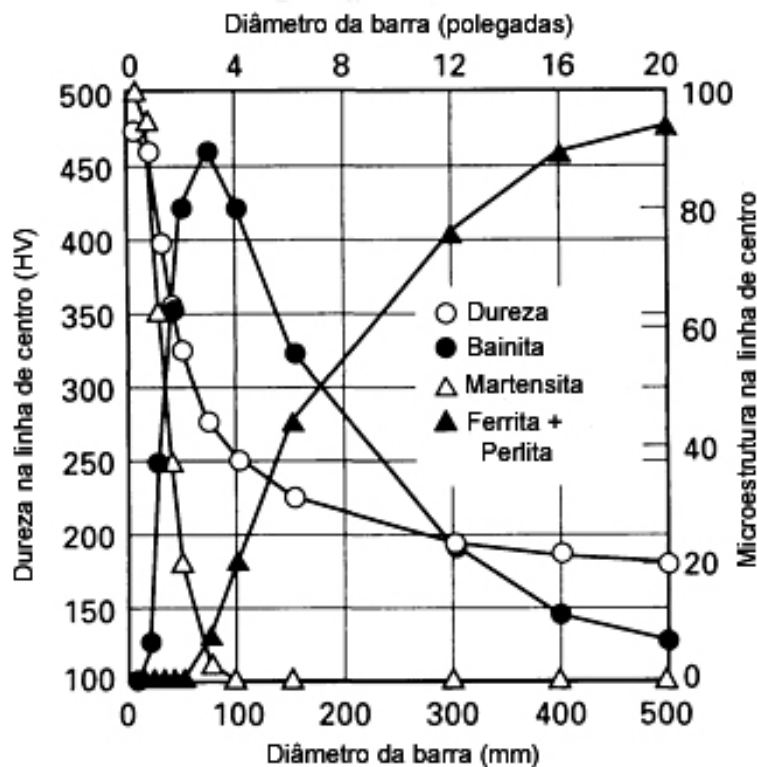


Figura II.5 – Dureza na linha de centro e microestrutura de uma barra de aço tipo 8620 temperada em água como previsto pelas fórmulas de Creusot-Loire [12].

Não se deve confundir a capacidade de formação martensítica em maiores profundidades (temperabilidade) com a capacidade de endurecimento. A dureza máxima que pode ser alcançada por um aço depende quase que exclusivamente da concentração de carbono. A figura II.6 mostra a relação entre a dureza de microestruturas martensíticas com a concentração de carbono no aço [13]. A relação da concentração de carbono e porcentagem de martensita com a dureza máxima aproximada, alcançada após têmpera, está apresentada na figura II.7 [14]. Considerando-se uma concentração de carbono de 0,25% e uma porcentagem de martensita de 50%, observa-se que a dureza pode variar entre aproximadamente 30 e 40HR_C, enquanto que para uma quantidade de martensita de 99,9% e a mesma concentração de carbono, a faixa de dureza fica entre 42 e 54HR_C, aproximadamente.

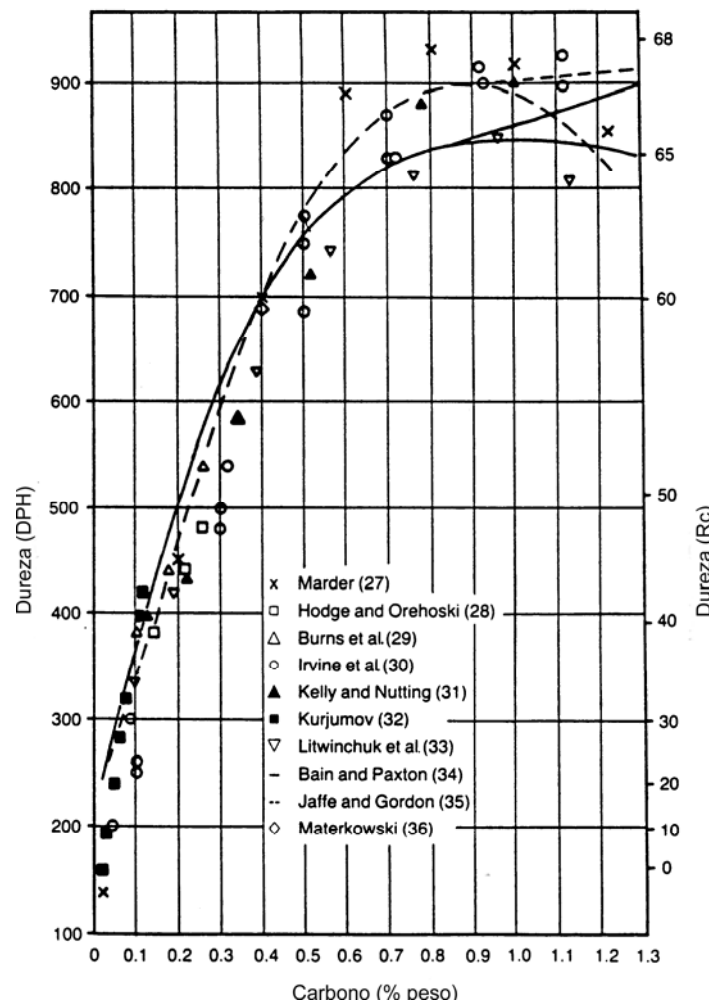


Figura II.6 – Dureza de microestruturas martensíticas como uma função da concentração de carbono no aço [13].

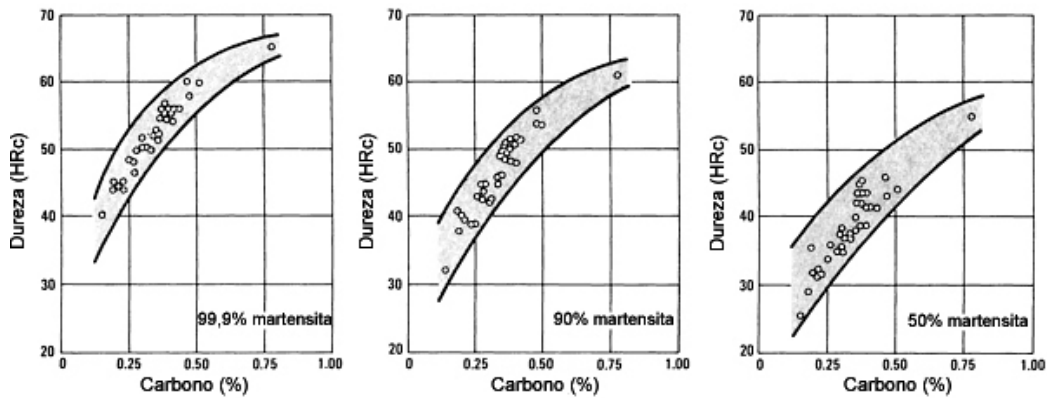


Figura II.7 – Relação da concentração de carbono e porcentagem de martensita com a dureza [11].

É importante ressaltar entretanto que quanto mais alta a porcentagem de martensita formada, melhores são as propriedades de impacto após o revenimento [11].

A temperabilidade de um dado aço é principalmente uma função da composição química. A quantidade de carbono e outros elementos de liga em um aço tem um importante papel na determinação dos constituintes que serão formados em resposta a têmpera a partir da temperatura de austenitização. Os elementos de liga permitem que haja o endurecimento em profundidades maiores uma vez que possibilitam que a transformação martensítica aconteça em taxas de resfriamento mais baixas o que, por outro lado, possibilita que seções mais espessas formem martensita. Dentre os elementos de liga utilizados para aumentar a temperabilidade, o carbono apresenta a maior influência, todavia existe um limite para o carbono utilizado individualmente. Para que a temperabilidade seja aumentada mais ainda, é necessária a adição de outros elementos de liga, como manganês, cromo, molibdênio, silício e níquel. Esses elementos aumentam a temperabilidade retardando as transformações difusionais da austenita e, portanto, permitindo que a transformação martensítica ocorra em taxas de resfriamento mais lentas [11].

É importante destacar também que a temperabilidade de um determinado aço, tipo 4130 por exemplo, pode variar dentro dos limites da sua especificação, ou seja, para diferentes corridas siderúrgicas pode-se esperar diferentes comportamentos, mesmo que se aplique ciclos de tratamento térmico idênticos. A tabela reproduzida na figura II.8 mostra um exemplo que compara três composições diferentes, uma que atende ao limite inferior da especificação, a composição real e

uma composição que se refere ao limite superior da especificação. A figura II.9 apresenta o diagrama tempo-temperatura-transformação para as três composições apresentadas na figura anterior, explicitando temperabilidades muito diferentes, ou seja, para mesma velocidade de resfriamento é possível formar diferentes microconstituintes [11].

Aço	Composição (% peso)						
	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Cu
Limites mínimos da especificação	0,280	0,150	0,400	0,160	0,800	0,150	0,150
Composição real	0,290	0,240	0,550	0,160	1,020	0,150	0,150
Limites máximos da especificação	0,330	0,300	0,600	0,160	1,100	0,250	0,150

Figura II.8 – Comparação da composição química real com as composições químicas limite do aço AISI 4130 [11].

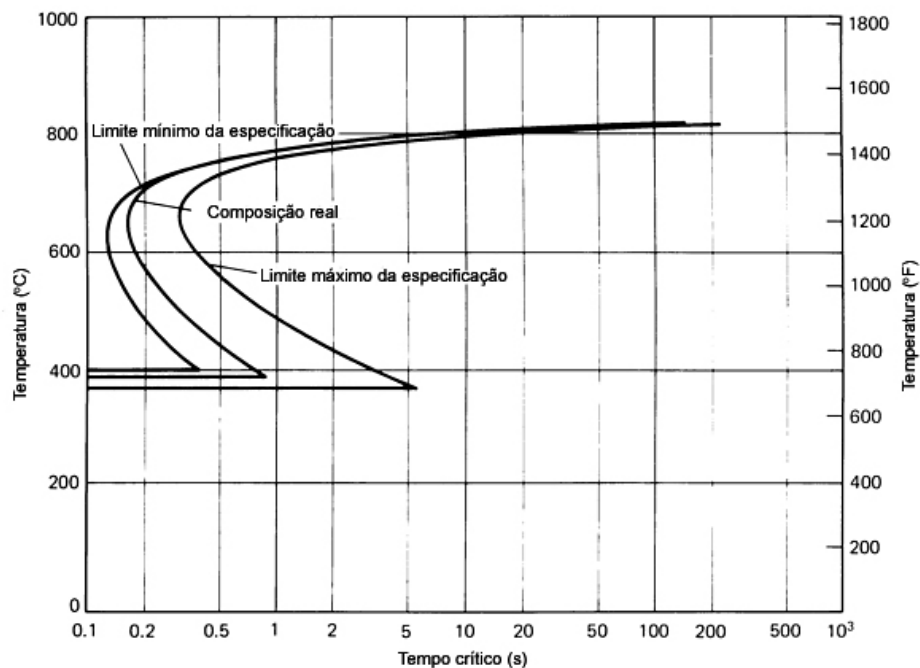


Figura II.9 – Curvas TTT para as composições do aço baixa liga 4130 apresentadas na figura II.8 [11].

Outro parâmetro que exerce um efeito pronunciado sobre a temperabilidade é o tamanho de grão. Por exemplo, um aumento no diâmetro do grão de 0,02mm para 0,125mm pode aumentar a temperabilidade em até 50%. Isso ocorre porque uma austenita de grão grosseiro transforma mais prontamente em martensita do que uma austenita de grão refinado, pois esta última tenderá a formar fases difusionais ao invés de martensita (uma vez que há mais área de contornos de grão para promover a nucleação da fase). Todavia, não é uma prática comum tentar melhorar a temperabilidade utilizando uma austenita de grão grosseiro porque esta é mais susceptível ao trincamento durante têmpera e a distorções do que a austenita de grão refinado. Além disso, aços com tamanho de grão grosseiro apresentam tenacidade inferior quando comparados aos aços com grãos refinados [11].

A temperabilidade é também afetada pela distribuição do tamanho de grão da austenita. Um material com boa homogeneidade do tamanho de grão austenítico apresenta melhor temperabilidade do que um material com uma mistura de grãos grandes, médios e pequenos. Para melhorar a homogeneidade de um material, o tratamento térmico de **normalização** é freqüentemente realizado antes do tratamento de têmpera e revenimento [4]. Na normalização, o aço é aquecido na faixa austenítica e é então resfriado ao ar, o que produz um tamanho de grão mais uniforme e melhora a resposta ao endurecimento durante a têmpera e revenimento subsequentes. Outra maneira de melhorar a homogeneidade de um material é conformá-lo mecanicamente por forjamento, laminação, extrusão, etc. Se o material sofrer um grau de deformação suficiente, pode-se atingir uma situação onde não seja necessário o tratamento de normalização, o que geralmente ocorre para barras de diâmetro pequeno ou material com uma taxa de redução no forjamento de pelo menos 4:1.

Ainda um outro fator que deve ser destacado é o efeito da massa sobre a velocidade de resfriamento na têmpera. Observando-se a tabela II.3 é possível concluir que quanto maior for a espessura da peça menor é a dureza atingida pelo aço AISI 4140, pois há um decréscimo na taxa de resfriamento a medida que o volume de material aumenta.

Tabela II.3 – Efeitos da massa sobre propriedades típicas do aço AISI 4140 tratados termicamente [14].

Diâmetro da barra		Resistência à tração		Resistência ao escoamento		Dureza na superfície
mm	pol.	MPa	Ksi	MPa	Ksi	HB
25	1	1140	165	985	143	335
50	2	920	133	750	109	302
75	3	860	125	665	95	293

II.2.2.3- Revenimento

Martensita Revenida

O revenimento de um aço temperado é o processo no qual o material é aquecido em temperatura abaixo da crítica, usualmente entre 175°C e 705°C, e mantido durante um intervalo de tempo para que ocorram transformações na microestrutura com vistas a aumentar suas propriedades de ductilidade e tenacidade [15].

A martensita é bastante dura mas é também muito frágil. A fragilidade de microestruturas martensíticas se deve a um número de fatores que podem incluir a distorção da rede causada pelos átomos de carbono aprisionados nos sítios octaédricos da martensita, segregação de átomos de impureza nos contornos de grão da austenita, formação de carbonetos durante têmpera e tensões residuais. Com a realização do revenimento, ocorre a redução da fragilidade ou aumento da tenacidade dos aços endurecidos [9].

As mudanças durante o revenimento da martensita em aços ao carbono podem ser classificadas em três diferentes estágios, muito embora as temperaturas dos diferentes estágios se sobreponham. São eles:

Estágio 1 - entre 100 e 250°C quando ocorre a formação de carbonetos de transição e redução dos teores de carbono da martensita para aproximadamente 0,25%;

Num primeiro momento o excesso de átomos de carbono em solução sólida segrega para os defeitos ou forma arranjos ordenados dentro da solução sólida. A seguir ocorre a precipitação, ou como cementita em aços baixo carbono ou como

carbeto de ferro de transição em ligas de alto carbono. A concentração de carbono que permanece em solução sólida pode ser bastante grande se o precipitado é um carbeto de transição.

Estágio 2 - entre 200 e 300°C quando ocorre a transformação de austenita retida em ferrita e cementita; e

Revenimento adicional leva ao segundo estágio, no qual quase todo o excesso de carbono é precipitado, e todos os carbeto são convertidos em cementita mais estável. Toda austenita retida irá se decompor durante este estágio.

Estágio 3 - entre 250 e 350°C quando ocorre a troca de carbonetos de transição e martensita por ferrita e cementita.

A continuação do revenimento leva então ao crescimento dos carbeto, extensa recuperação da estrutura de discordâncias, e finalmente à recristalização das placas de ferrita em grãos equiaxiais [16]. A figura II.10 mostra uma micrografia obtida por MEV típica da martensita revenida com as partículas de cementita em matriz ferrítica [17].

Alguns aços com maior teor de elementos de liga formadores de carbonetos, como cromo, molibdênio, vanádio e tungstênio, são capazes de ter endurecimento secundário, ou seja de aumentar a dureza quando revenidos, ou mesmo de não reduzirem os valores de dureza quando revenidos em elevadas temperaturas.

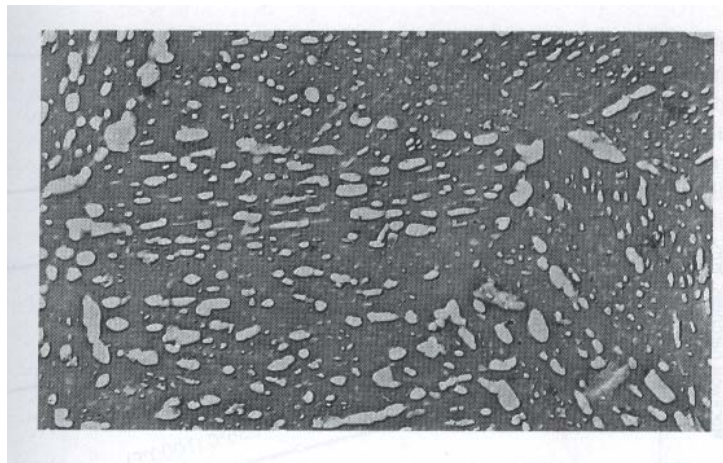


Figura II.10 – Micrografia observada em MEV da martensita revenida a 594°C (apresentada com 9300x de aumento na publicação original). As partículas pequenas são a cementita e a matriz, ferrita α [17].

Como qualquer temperatura abaixo da temperatura mínima crítica pode ser usada para revenimento, há uma variação ampla nas propriedades e microestruturas que podem ser produzidas, desde aquelas da martensita após têmpera a carbeto esferoidizados na ferrita. Finalmente é o balanço de dureza (ou resistência) e tenacidade requeridos em serviço que determinam as condições de revenimento para uma dada aplicação.

A Figura II.11 mostra a tenacidade ao impacto como uma função da temperatura de revenimento para aços endurecidos contendo 0,4 e 0,5% de carbono. Existem duas faixas de temperatura de revenimento que produzem melhoras significativas na tenacidade apresentada no estado após têmpera. Revenimento na faixa de 150 a 200°C (300 a 400°F) produz um aumento modesto da tenacidade que é adequado em aplicações que requerem alta resistência e resistência a fadiga (aços médio carbono) ou onde o carregamento é primariamente compressivo (aços alto carbono). O revenimento acima de 425°C (800°F) é a outra faixa importante de temperatura de revenimento. A figura II.11 mostra que a tenacidade aumenta significativamente após revenimento nesta faixa, porém a dureza e a resistência também diminuem significativamente. Por isso, o revenimento acima de 425°C é usado onde se deseja aumentar a tenacidade, e a resistência mecânica e dureza sejam importantes mas estejam em segundo plano [9].

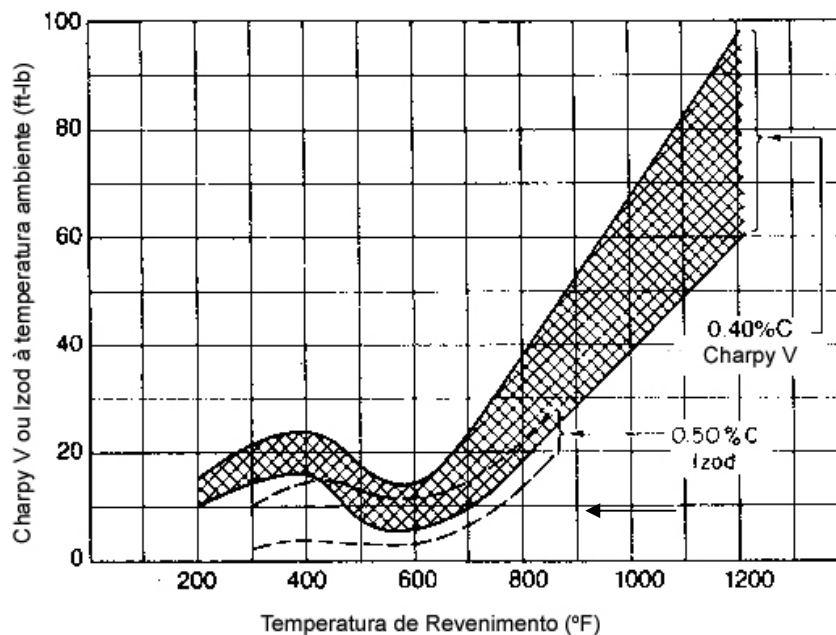


Figura II.11 – Tenacidade ao impacto como uma função da temperatura de revenimento de aços baixa liga médio carbono endurecidos [9].

A Figura II.11 também mostra que a tenacidade pode de fato diminuir se aços são revenidos na faixa de 260 a 370°C (500 a 700°F). Esse decréscimo na tenacidade é referido como **fragilização da martensita revenida** (*tempered martensite embrittlement*), fragilização a 350°C, ou fragilização a 500°F, e como resultado dessa fragilização, o revenimento nessa faixa é geralmente evitado na prática comercial. Esse fenômeno resulta dos efeitos combinados da precipitação da cementita nos contornos de grão da austenita prévia ou nos contornos entre ripas e da segregação de impurezas nos contornos de grão da austenita prévia.

Nesta Figura II.11 pode-se ainda verificar o efeito substancial que o aumento da concentração de carbono tem sobre a tenacidade ao impacto pela comparação dos resultados do revenimento de aços com 0,5%C com os dos aços com 0,4%C. Aços com concentração igual ou maior a 0,5%C apresentam tenacidade ao impacto muito baixa e são usados apenas onde alta dureza e/ou resistência ao desgaste são de importância prioritária.

Apesar de não mencionado pelo autor existe outro tipo de fragilização típico de ocorrência em aços de alta resistência, que é a **fragilização ao revenido** (*tempered embrittlement*), e pode desenvolver-se em aços revenidos acima de 425°C (800°F), a qual ocorre em certos aços ligados como um resultado de manter ou resfriar lentamente em certas faixas de temperatura de revenimento. Essa fragilização é resultante da segregação nos contornos de grão de impurezas como arsênio, antimônio, fósforo e estanho. Esses dois fenômenos de fragilização diferem em relação à resistência do material e nas faixas de temperatura de exposição. Na fragilização ao revenido, o aço é normalmente revenido a uma temperatura relativamente alta, produzindo resistência e dureza mais baixas, e a fragilização ocorre durante o revenimento ou sob resfriamento lento após o mesmo dentro da faixa de fragilização ou ainda durante o serviço a temperaturas dentro da faixa de fragilização. Na fragilização da martensita revenida, o aço é revenido dentro da faixa de fragilização e normalmente este é de alta resistência, e o serviço é a temperatura ambiente. Outra diferença é que a fragilização da martensita revenida é um processo muito mais rápido, uma vez que se desenvolve dentro do período normal de revenimento de uma hora, enquanto a fragilização ao revenido leva muitas horas para se completar; por isso esse último tipo de fragilização é mais preocupante em seções espessas que são revenidas em altas temperaturas para assegurar o equilíbrio entre resistência e tenacidade, e ainda após revenimento acima da faixa crítica de temperatura, a seção espessa resfria muito lentamente durante muitas horas na faixa crítica para fragilização. Como a fragilização da martensita revenida

ocorre durante um curto período de revenimento na faixa crítica, esta é independente da seção e/ou da taxa de resfriamento após revenimento [9,15,18].

Revenido da Bainita

O comportamento da bainita durante o revenido é bastante diferente do da martensita. Ao contrário da martensita, a ferrita bainítica normalmente contém um pequeno excesso de carbono em solução sólida. Grande parte do carbono na amostra transformada em bainita está na forma de partículas de cementita, e estas partículas são maiores do que as que se formam durante o revenido da martensita. Os efeitos do tratamento térmico de revenido da bainita são sempre mais suaves do que quando a martensita do mesmo aço é revenida.

Uma diferença marcante em relação a martensita é que uma variação na concentração de carbono (no caso estudado entre 0,06 a 0,14%) tem pouco efeito no revenimento da bainita. Embora ocorra a precipitação do carbono durante o revenido a resistência da martensita cai drasticamente pois o carbono tem um grande efeito no endurecimento por solução sólida. O carbono na bainita está mais na forma de carbonetos grosseiros, o que pouco contribui no seu endurecimento [10].

II.3- Tenacidade e Fatores Correlatos

O conceito de tenacidade como uma medida da energia absorvida durante a fratura é bem conhecido. Esta propriedade é freqüentemente medida usando ensaios de impacto com barras entalhadas, entre os quais o mais comum é o ensaio Charpy. Uma barra entalhada de seção quadrada é fraturada sob condições específicas e a energia absorvida durante a fratura é considerada como uma medida da tenacidade. O ensaio Charpy é empírico, de modo que os dados não podem ser usados diretamente em projetos de engenharia. Todavia, o ensaio Charpy é uma medida vital de controle de qualidade e é especificado amplamente em normas internacionais e na ordenação de amostras em exercícios de pesquisa e desenvolvimento. Ele é a avaliação de tenacidade mais comum e nesse sentido apresenta um comprovado registro de confiabilidade [19].

Como o objetivo deste trabalho inclui a criação de um modelo que permita, dentro de limites de resistência estabelecidos para aços de médio carbono da família 41XX utilizados em *subs*, estabelecer relações entre propriedades e aspectos metalúrgicos, principalmente microestruturais, é importante mencionar os fatores que notadamente afetam a tenacidade. Alguns bem conhecidos são apresentados a seguir.

II.3.1- Composição Química

A produção de aços é realizada a partir de ferro gusa (em conversores) ou utilizando sucata e ferro-ligas (em fornos elétricos). Quando se parte do ferro gusa, além da adição de elementos de liga para atingir a composição desejada também é necessária a redução dos teores de carbono, silício, manganês, fósforo e enxofre. Estas operações ocorrem na aciaria através da introdução de quantidades controladas de oxigênio no banho para oxidar os elementos indesejáveis (o que não ocorre com o enxofre) e eliminá-los na escória ou como gases. A maior parte dos aços comuns é produzida utilizando conversores do tipo LD (sopro de oxigênio por cima) e Q-BOP (sopro de oxigênio por baixo). Já a sucata, acompanhada de ferros-liga ou metais puros, é tratada em forno elétrico, no qual ocorre a fusão, refino e equilíbrio da composição química. O forno elétrico é um equipamento mais versátil e eficiente na produção de aços, pois além de alta eficiência energética, permite a produção de qualquer tipo de aço.

Há ainda uma grande diversidade de processos especiais de refino que visam melhorar as características dos aços para atender às exigências crescentes

da indústria mecânica de uma forma geral. Alguns dos processos que podem ser destacados são: as operações de Metalurgia da Panela (processos de degaseificação, como o VAD (*Vacuum Arc Degassing*) e ASEA-SKF (indução), e dessulfuração) que são realizadas após o vazamento e antes da solidificação, influenciando na composição química e limpeza do aço mas sem alterar a solidificação; e os processos de refusão (como VAR – refusão a arco sob vácuo e ESR – refusão sob escória eletrocondutora) que incluem além do refino a solidificação gradual, promovendo uma estrutura de lingote com nível de inclusões e segregações muito menor que em lingotes convencionais.

Todavia, apesar dos processos de fabricação de aços objetivarem a “limpeza” dos mesmos, com a minimização de impurezas e balanceamento da composição química [20], durante a solidificação do aço em lingotes há a formação de heterogeneidades de composição química, ou seja, há a formação de **segregações**, cuja intensidade pode atuar de forma decisiva na qualidade do produto após o trabalho mecânico.

II.3.1.1- Segregações

O fenômeno de segregação de elementos soluto e impurezas em aços baixa liga é amplamente estudado em todo o mundo uma vez que muitas falhas em materiais durante os processos de fabricação e até mesmo durante a operação são causadas, direta ou indiretamente, por esse fenômeno.

As segregações resultam das várias maneiras com que os elementos solutos são redistribuídos na estrutura solidificada, uma vez que os elementos em uma liga que se solidifica têm probabilidade mínima de estarem distribuídos de uma maneira uniforme. Então, a composição do metal ou liga varia de local para local no produto fundido, e tal variação da composição química é freqüentemente significativa, podendo produzir condições de material prejudiciais. O desvio da composição nominal em um determinado local em um produto solidificado é a imperfeição chamada de segregação.

Os diferentes tipos de segregação são normalmente classificados como **microsegregação** e **macrosegregação**.

A microsegregação é um fenômeno que ocorre em pequena escala e estende-se por distâncias da ordem do tamanho de grão. O tipo de microsegregação de interesse neste trabalho é a segregação interdendrítica, a qual favorece o

“zoneamento” (*coring*) da composição química, ou seja, uma variação da concentração de soluto entre o centro e a região externa da ramificação dendrítica [21]. Ela é o resultado da rejeição do soluto na interface sólido/líquido durante a solidificação, formando-se então um gradiente composicional entre o núcleo das dendritas e as regiões interdendríticas, as quais são enriquecidas com elementos de liga (soluto), impurezas de baixo ponto de fusão e inclusões não-metálicas.

O espaçamento entre as ramificações dendríticas define a extensão da microsegregação e é inversamente proporcional à velocidade de resfriamento. Os efeitos da microsegregação podem ser minimizados por um tratamento térmico de homogeneização [22], porém quanto maior o espaçamento interdendrítico mais difícil será este tratamento. Espaçamento interdendríticos grosseiros (maiores que 500µm) em aços necessitam de tempos da ordem de 300 horas em temperaturas superiores a 1200°C para alguma redução na microsegregação interdendrítica [21].

A eliminação da microsegregação propicia grande melhoria das propriedades mecânicas de forjados, porém isto se torna particularmente difícil quando se formam partículas de segundas fases em regiões interdendríticas, como é o caso dos sulfetos formados nas mais diversas distribuições e formas [23,24] no último estágio de resfriamento de lingotes de aço. Estas inclusões são extremamente estáveis e impedem o refino da estrutura durante a conformação, sendo responsável pela formação de textura em aços forjados. Neste caso, o refino das ramificações interdendríticas através do aumento da velocidade de resfriamento durante a solidificação tem se mostrado de importância crescente [21].

A macrosegregação é uma segregação de longo alcance e pode resultar de variações que ocorrem no líquido antes da frente de solidificação ter caminhado bastante, ou então ser resultante do movimento do líquido na zona pastosa situada atrás da frente de solidificação. Basicamente existem quatro tipos de fatores que levam a macrosegregações em lingotes: correntes de convecção induzidas por temperaturas diferenciadas no líquido, contrações térmica e de solidificação, densidades diferenciadas no líquido e sólido, densidades diferenciadas no líquido interdendrítico, além de efeitos da gravidade. Um lingote industrial apresenta em sua estrutura fundida diferentes modelos de segregação macroscópica [25] que apresentam variações tanto verticais como horizontais. Então, a segregação produz um material que tem uma faixa de composições e conseqüentemente um material que apresenta variação nas propriedades mecânicas e físicas.

A presença de regiões localizadas que desviam da composição nominal nos metais e ligas pode afetar a resistência à corrosão, as operações de conformação, tal como o forjamento, os processos de soldagem, e as propriedades mecânicas, especialmente a tenacidade à fratura e o comportamento em fadiga. Em ligas que são tratadas termicamente, as variações nas composições podem produzir respostas inesperadas ao tratamento térmico que resultam em áreas macias e duras, trincas de têmpera, ou outros defeitos. Conforme estudado por PAPWORTH *et al.* [26], o grau e a frequência com que os fenômenos de segregação e dessegregação ocorrem durante o tratamento térmico de aços baixa liga é extremamente complexo, dependendo do aço e o do estágio específico do tratamento que tenha sido alcançado.

O forjamento deve a princípio eliminar a estrutura bruta de fusão proveniente do lingote. Esta “quebra” da estrutura dendrítica ocorre devido à uma compressão dos braços das dendritas provocada pela deformação a quente, causando uma redução do espaçamento interdendrítico e reduzindo as distâncias necessárias para a difusão das segregações, o que favorece a homogeneização por efeito da temperatura [27]. Todavia, as segregações provocam dificuldades no processo de forjamento, pois a resposta não uniforme das diferentes regiões segregadas às forças de forjamento gera deformações não uniformes, recristalizações e crescimento de grão não uniforme e texturas [28]. Desta forma, as regiões segregadas podem persistir mesmo após a conformação a quente do componente, na forma de bandas de composição química diferenciada.

A presença de segregações em forjados é então praticamente inevitável, e o grau de degradação que resulta da segregação depende do tipo de liga e da severidade da segregação, além de muitas outras variáveis relacionadas ao processamento. Em materiais de mais alta resistência mecânica os efeitos na degradação das propriedades são evidenciados devido às variações de dureza entre regiões segregadas e não segregadas.

A maioria dos processos metalúrgicos partem do princípio de que a composição é nominal ou aproximadamente uniforme, pois a composição química tomada como base para qualificação do material é geralmente medida antes da solidificação. Porém, com base no que foi discutido anteriormente, a premissa de composição aproximadamente uniforme no produto solidificado ou conformado pode ser um erro sério, podendo levar a problemas de processamento ou a falhas inesperadas e prematuras em serviço.

II.3.1.2- Impurezas

Os limites de impurezas S e P permitidos para aços desta família podem ser da ordem de 0,040% e 0,035% em peso, respectivamente, conforme a classificação AISI/SAE. No entanto, particularmente para aços de mais alta resistência, os teores de impurezas devem ser muito controlados para garantir que o material apresente boa tenacidade. A Figura II.12 ilustra a perda de tenacidade para níveis de resistência mais elevados em um aço temperado e revenido (neste caso um AISI 4345) para teores de impurezas crescentes. Observa-se que os limites permitidos pelo AISI correspondem a valores especialmente elevados [29].

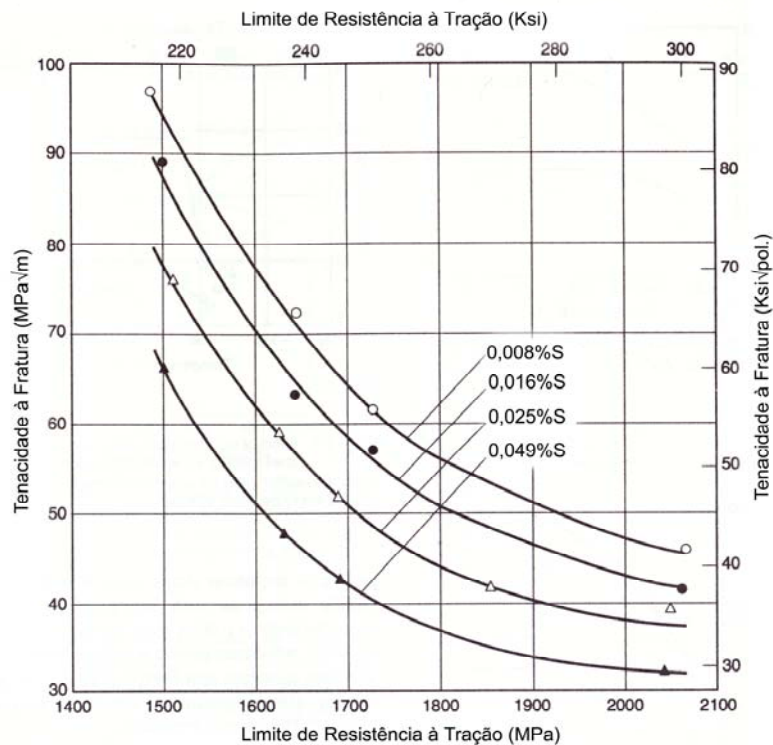


Figura II.12 - Efeitos do teor de S na tenacidade a fratura de um aço AISI 4345 temperado e revenido para diferentes níveis de resistência [29].

Na indústria de petróleo quando se utiliza estes aços em equipamentos de responsabilidade, por exemplo que atendem aos códigos API 6A, existem limites muito mais restritivos do que a AISI para um nível de especificação de produto (conhecido como PSL) sem risco de falha. Dessa forma o aço AISI 4140 utilizado em um equipamento API 6A PSL3 (em campos que estejam próximos de cidades) pode ter no máximo 0,025% em peso de S ou de P, conforme ilustrado na tabela reproduzida do API 6A na figura II.13. Isto significa que quando não se pode correr risco de falha frágil deve-se limitar as impurezas para aumentar a tenacidade [30].

	PSL 2	PSL 3 e PSL 4
Fósforo	0,040 máximo	0,025 máximo
Enxofre	0,040 máximo	0,025 máximo

Figura II.13 - Tabela reproduzida do código API 6A para equipamentos críticos, evidenciando limites de S e P (%peso) mais restritivos com um nível de especificação do produto maior [30].

Com certeza não somente o teor das impurezas em si mas também os efeitos destas impurezas na formação de inclusões não metálicas e durante posterior processamento mecânico, que no caso em questão trata-se de forjamento de barras, afetam muito a tenacidade principalmente pela formação de texturas, sendo esperada menor resistência ao impacto na direção transversal das barras [29]. Segregações causadas por impurezas geram bandeamento microestrutural (que pode ser quantificado) e anisotropia de propriedades.

II.3.1.3- Carbono

O teor de carbono influencia no aumento na temperatura de transição Charpy V [29] para aços ferrítico-perlíticos, porém para aços martensíticos, com mesmos níveis de resistência mecânica, a temperatura de transição pouco se altera, como ilustrado na figura II.14, sendo o efeito benéfico do menor teor de carbono apenas o de aumentar os níveis de energia absorvida na região dúctil.

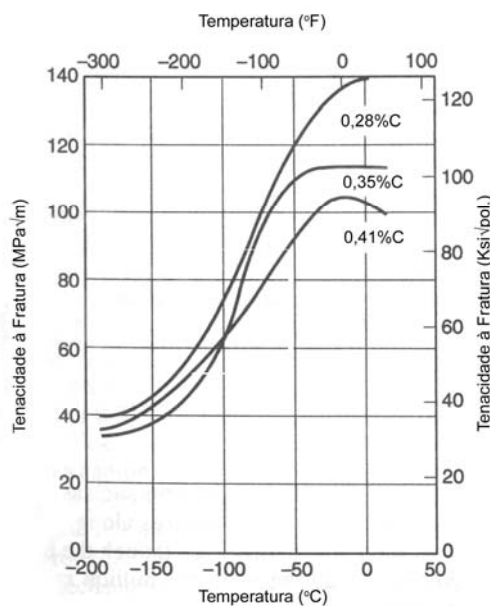


Figura II.14 - Efeitos do teor de C na curva Charpy V de um aço temperado e revenido para limite de escoamento na ordem de 1170 MPa (170 Ksi) [29].

II.3.1.4- Elementos de Liga

Os elementos de liga, como mencionado anteriormente, afetam muito as características de temperabilidade e é esperado que variações nos teores de elementos de liga causem variações microestruturais e notadamente de tenacidade. Conhecer e quantificar (mesmo que de forma semi-quantitativa) as microestruturas (com auxílio de medidas de dureza) pode dar informações importantes a serem relacionadas com a tenacidade.

II.3.2- Fatores Microestruturais

A microestrutura de um aço temperado e revenido pode apresentar diversos aspectos microestruturais como consequência do processo de austenitização e das mudanças estruturais e fenômenos de fragilização que podem ocorrer durante o revenimento. Cada aspecto tem um papel na deformação plástica e no processo de fratura, mas é a estrutura como um todo que deve responder às tensões e deformações aplicadas. Portanto, a forma com que os mecanismos de deformação plástica e de fratura são influenciados por todos os componentes determina a resistência e a tenacidade ou resistência à fratura de um dado aço [9].

Os principais aspectos microestruturais estão apresentados a seguir:

- | | | |
|-----------------------|---|--|
| <u>Grupo 1</u> | { | <ul style="list-style-type: none">• inclusões;• segregação em contornos de grão / precipitados;• carbeto / nitreto não dissolvidos pela austenitização;• carbeto grosseiros produzidos pelo revenimento; |
| <u>Grupo 2</u> | { | <ul style="list-style-type: none">• ripas ou placas de martensita;• tamanho do pacote da martensita (aços baixo e médio C);• grão austenítico prévio;• austenita retida;• subestrutura de discordâncias / maclas;• carbeto fino entre as ripas;• átomos intersticiais (C,N) e substitucionais; |

Estes aspectos estão divididos em dois grupos porque o Grupo 1 apresenta características que controlam a fratura; enquanto o Grupo 2 lista as características que controlam o comportamento em deformação plástica, as quais estabelecem as propriedades mecânicas de projeto de um aço, ou seja, resistências ao escoamento e à tração, e as interações dinâmicas de discordâncias que são responsáveis pelo endurecimento por deformação e a forma da curva tensão-deformação.

No estudo das relações entre tenacidade e microestrutura é importante considerar os aspectos microestruturais mencionados, principalmente os do Grupo 1, e ainda o tamanho de grão, embora este não tenha sido destacado nesse conjunto pelo autor [9].

II.3.2.1- Inclusões

As **partículas** que iniciam a fratura ou os efeitos delas são prontamente identificados pela observação das superfícies de fratura por microscopia eletrônica de varredura. Se as partículas estão separadas e dispersas na matriz, **fratura dúctil** por nucleação, crescimento e coalescência de microvazios se desenvolve. Quanto mais densa a distribuição de partículas, e normalmente quanto maiores as partículas, mais baixa será a energia absorvida pelo processo de fratura dúctil. Em ensaios de impacto Charpy V, esta última condição é manifestada por baixas energias de patamar superior.

A evolução teórica e empírica da identificação de partículas associadas com a fratura dúctil levou à aceitação das **inclusões** como um importante componente microestrutural dos aços. O efeito deletério das inclusões sobre a fratura dúctil tem levado ao desenvolvimento de procedimentos com o objetivo de reduzir a concentração de inclusões em aços estruturais. As inclusões são fases não metálicas tais como alumina, aluminatos, sulfetos e silicatos, em muitas combinações e morfologias, que são introduzidas durante vários estágios do processo de fabricação de aços. As inovações nesse processo para reduzir a concentração de inclusões incluem melhor desoxidação, proteção com líquidos para impedir reoxidação, degaseificação a vácuo, sopro de argônio e dessulfuração, muitos dos quais são possíveis através de um bom controle térmico, atmosférico e químico associado à metalurgia da panela.

Algumas inclusões, tais como sulfetos de manganês, são plásticas durante o trabalho a quente e tornam-se alongadas e planificadas, conseqüentemente pode ser introduzida considerável **anisotropia** nas propriedades e na fratura em produtos

conformados a quente. A anisotropia causada por essas partículas pode ser reduzida pelo controle de forma das inclusões com adição de elementos como cálcio, titânio, zircônio, cobalto e terras raras uma vez que estes se combinam com o enxofre para produzir sulfetos que são menos deformáveis durante a conformação a quente [9].

Muitos trabalhos têm abordado o tratamento e o efeito das inclusões não metálicas em aços baixa liga temperados e revenidos, geralmente com médio carbono e alta resistência, como uma das formas efetivas de melhorar a tenacidade à fratura e a anisotropia das propriedades mecânicas [31-43].

Em um de seus trabalhos, Tomita [31] mostrou que uma solução efetiva para resolver o problema da anisotropia das propriedades é a modificação da morfologia (quantidade, tamanho, forma, composição química e localização) das inclusões não metálicas nos aços tanto pela redução dos níveis de concentração de enxofre dos aços ou através da mudança da morfologia das inclusões nos aços por meios químicos, tais como adição ao metal fundido de metais terra-raras alcalinos, como por exemplo cálcio e magnésio, ou metais terra-raras, como cério e lantânio. Ele estudou cinco corridas de aço 0,4C-Cr-Mo-Ni para determinar o efeito dos tratamentos de dessulfuração e adição de cálcio sobre a morfologia das inclusões em aços baixa liga. Em três corridas, denominadas 1, 2 e 3, não foi adicionado cálcio e os teores de enxofre foram, respectivamente para as três corridas, 0,016% em peso (enxofre comercial), 0,002% em peso (aço dessulfurado com baixo teor de enxofre) e 0,0008% em peso (aço dessulfurado com ultra baixo teor de enxofre). No aço da corrida 1, as inclusões foram predominantemente do tipo MnS e tinham morfologia filamentosa. Nas corridas 2 e 3, a quantidade, a fração volumétrica e o valor médio da razão de aspecto dessas inclusões MnS tipo filamentosas foram reduzidos significativamente pela redução do teor de enxofre através da dessulfuração e as inclusões apresentaram forma elíptica, sendo que para a corrida 3 (teor de enxofre ultra baixo) não foi possível determinar a fração volumétrica das inclusões pela metodologia de contagem por pontos (utilizada no trabalho), ainda que pequenas quantidades tenham sido observadas por microscopia ótica. Foi também reduzida pela dessulfuração a fração volumétrica de inclusões compostas do tipo aglomerados, as quais consistem em MnS-CaS-CaO-Al₂O₃. Foram ainda detectadas por microscopia ótica pequenas quantidades de inclusões tipo partícula (TiN, TiO₂ ou Al₂O₃), muito embora suas quantidades não puderam ser determinadas.

Para avaliar o efeito do tratamento com cálcio, foram utilizadas outras duas corridas (denominadas 4 e 5) que se diferenciaram pelos teores de enxofre (0,016%

e 0,002% em peso, respectivamente) e de cálcio (0,0059% e 0,0061% em peso, respectivamente). Foi observado que o tratamento com cálcio não foi muito efetivo para a corrida 4 na modificação das inclusões, produzindo inclusões tipo aglomerado que foram de dois tipos: CaS-CaO-MnS e CaS-CaO-TiS-TiO. Todavia, esse tratamento na corrida 5 significativamente reduziu as inclusões filamentosas tipo MnS e modificou enormemente o tipo filamentosa para o tipo partícula (predominantemente CaS-CaO), sendo também detectadas pequenas quantidades de Ti e Al. Foi então concluído que a modificação da morfologia das inclusões foi controlada pela quantidade de cálcio adicionada, sendo sugerido que a razão ótima entre os teores de cálcio e enxofre (Ca/S) para a mudança da morfologia das inclusões foi aproximadamente 3.

Em uma publicação posterior nesta mesma linha, Tomita [32] mostrou um estudo feito com os mesmos aços baixa liga estruturais temperados e revenidos utilizados no trabalho [31] para determinar o efeito da morfologia de inclusões não metálicas sobre as propriedades de impacto determinadas em ensaio Charpy V. Foram utilizados corpos de prova Charpy V em dimensões padrão retirados de barras forjadas nas direções longitudinal e transversal e revenidos em 200°C (473K) e 650°C (923K). Foram realizados ensaios mecânicos (ensaio de tração e Charpy V) e análises fractográficas das superfícies de fratura dos corpos de prova Charpy V em MEV. Os resultados mostraram que:

- a. As inclusões MnS filamentosas que existem nos aços que contêm teores de enxofre em nível comercial (corrida 1) levaram à uma acentuada anisotropia em relação à energia de patamar superior (EPS), à energia de transição dúctil frágil (ETDF) e à temperatura de transição dúctil frágil (TTDF) nos ensaios de impacto Charpy V;
- b. Inclusões MnS elípticas finas presentes em um aço revenido a 200°C (473 K) com teor de enxofre 0,002% peso causaram um efeito prejudicial às propriedades de impacto Charpy V, independente da orientação, porque elas causaram fratura frágil intergranular. Foi sugerido pelo autor que esse modo de fratura possa ser um resultado de efeitos de “super aquecimento”: quando o aço é aquecido na faixa de temperatura da conformação a quente (alta temperatura da faixa de austenitização), o MnS presente como inclusões pode entrar completamente em solução e no resfriamento para temperaturas mais baixas na faixa austenítica, o enxofre difunde para os contornos de grão da austenita aonde ele reage com o manganês e precipita como finas inclusões de MnS. Essas podem então causar fratura intergranular durante ensaio mecânico subsequente;

c. As inclusões MnS presentes no aço com teor de enxofre 0,002% peso e revenido a 650°C (923K) ou no aço dessulfurado para uma concentração de enxofre muito baixa de 0,0008% peso tiveram um pequeno efeito adverso sobre a isotropia das propriedades de impacto Charpy V. No revenimento em 650°C (923K) a susceptibilidade ao “super aquecimento” foi minimizada e a fratura em forma de *dimples* foi predominante, o que pode ser explicado devido ao fato que o aço revenido nessa temperatura é mais macio e portanto as altas tensões que causam fratura intergranular no aço revenido a 200°C (473K) não são geradas no revenido a 650°C (923K). No aço com concentração de enxofre reduzida a níveis muito baixos a susceptibilidade ao “super aquecimento” também foi minimizada e a fratura em forma de *dimples* foi predominante, o que está de acordo com resultados encontrados por outros autores que mostram que o super aquecimento tem sido cada vez mais encontrado em aços baixa liga de alta resistência com baixa concentração de enxofre (0,002% peso) mas que em concentrações muito baixas (0,0001% peso) existe um risco pequeno de fragilização por super aquecimento. O que pode ser devido ao fato de que as inclusões de MnS precipitadas nos contornos de grão diminuíram significativamente como um resultado da redução notável da concentração de enxofre;

d. Os dois tipos de inclusões compostas em forma de aglomerados associadas ao aço com tratamento de cálcio e concentração de enxofre em nível comercial (0,016% peso) produziram um efeito prejudicial sobre a isotropia das propriedades de impacto Charpy V, independente da temperatura de revenimento, porque elas causaram fratura frágil associada com a matriz;

e. As inclusões em forma de partículas finas apresentadas pelo aço tratado com cálcio com a concentração de enxofre de 0,002% peso tiveram um efeito adverso relativamente pequeno sobre a isotropia das propriedades de impacto Charpy V porque elas resultaram em um modo de fratura dúctil transgranular acima da TTDF.

É também discutido pelo autor nesse trabalho que todos os aços, mesmo aqueles com concentrações de enxofre muito baixas, apresentam anisotropia das propriedades de impacto. A anisotropia está provavelmente associada às inclusões, mesmo com pequenas frações volumétricas, e à textura na matriz do aço revenido. Todavia, o mecanismo é complexo e ainda não entendido completamente. São necessários mais estudos utilizando vários materiais antes que conclusões a respeito do mecanismo possam ser traçadas.

II.3.2.2- Segregação em Contornos de Grão e Carbetos

Os fenômenos de **segregação nos contornos de grão e precipitação**, tais como aqueles que produzem fragilização ao revenido, fragilização da martensita revenida e fragilização pelo hidrogênio, produzem caminhos preferenciais para a propagação das trincas através da microestrutura de contornos de grão de aços de alta resistência. A **fratura intergranular** associada aos contornos de grão da austenita prévia é acompanhada por muito pouca deformação plástica e, por isso, representa um modo de fratura frágil controlado por tensão, em contraste com a fratura dúctil, controlada por deformação.

Dado que o conteúdo de inclusões pode ser significativamente reduzido pelo processamento de um aço limpo, e que as condições que produzem fragilização podem ser evitadas, existem ainda muitas partículas nas quais fratura dúctil de aços temperados e revenidos pode originar-se. As resistências mais altas são produzidas pelo revenimento entre 150 e 200°C, abaixo das faixas de temperatura que produzem fragilização pelo revenido e fragilização pela martensita revenida. Aços temperados e revenidos nessa condição, quando sobrecarregados, invariavelmente falham por cisalhamento ou fratura dúctil caracterizada pela formação de finos micro vazios ao redor de partículas finas. Embora pequenas, na ordem de 0,05µm em tamanho (abaixo da resolução do microscópio ótico), as partículas não são produzidas por revenimento. Revenimento entre 150 e 200°C produz carbeto de transição ϵ que são muito mais finos, na ordem de 0,002µm. Esses carbeto finos são aparentemente muito pequenos para iniciar micro vazios e, pelo contrário, contribuem para o endurecimento por deformação da martensita revenida. As partículas que iniciam os vazios são carbeto, talvez estabilizados por elementos de liga, que são esferoidizados e retidos nas temperaturas de austenitização tipicamente usadas para endurecimento de aços baixa liga médio carbono.

Temperaturas de austenitização mais altas causam a dissolução de carbeto retidos e melhoram a resistência à fratura dúctil da martensita revenida. Todavia, temperaturas de austenitização mais altas também causam crescimento excessivo de grão e também agravam a segregação nos contornos de grão [9].

II.3.2.3- Microestrutura

Alguns autores que pesquisam métodos para melhoria de propriedades mecânicas, especialmente a tenacidade, de aços baixa liga médio carbono, com aplicações em alta resistência e algumas vezes em baixa temperatura, têm mencionado ou proposto que microestruturas mistas, tais como martensita-bainita, apresentem propriedades de tenacidade e resistência superiores às dos aços com estrutura convencional, ou seja, completamente martensítica [33, 37,42, 44].

Em uma das propostas [33,37], o autor sugere a produção de um aço com estrutura mista de martensita e bainita inferior (25%) através de um tratamento térmico modificado que consiste em transformação isotérmica de curto tempo na região de temperatura bainítica, logo acima da temperatura inicial da transformação martensítica (M_s), seguida de têmpera. Esse tratamento proporcionou energia de impacto Charpy V e resistência superiores às obtidas em tratamentos convencionais em aços AISI 4340 e 4140 e até mesmo em aços baixa liga de alto carbono. Esse tratamento também se mostrou eficiente, em termos de melhoria das propriedades mecânicas e isotropia, quando aplicado de maneira conjugada com o decréscimo da taxa de redução durante laminação a quente. O aumento da resistência foi atribuído ao refino da subestrutura obtido na matriz martensítica e ao aumento da resistência da bainita inferior devido à maior restrição plástica da bainita pela martensita. A melhoria da tenacidade foi atribuída tanto ao efeito de aprisionamento da trinca na bainita como ao efeito de alívio de tensão da bainita bem em frente da trinca existente. Por outro lado, os resultados também mostraram que a presença de bainita superior é prejudicial uma vez que eleva a temperatura de transição do modo de fratura, independente da fração volumétrica.

Todavia, é importante observar que a melhoria significativa nas propriedades mecânicas apresentada pelas microestruturas mistas, se a segunda fase dúctil aparece com uma morfologia (tamanho, forma e distribuição) adequada associada à martensita revenida.

É possível concluir que embora os tratamentos isotérmicos curtos sejam benéficos do ponto de vista de tenacidade, eles têm um significado industrial bastante limitado uma vez que os aços não são normalmente processados sob condições isotérmicas [42].

II.3.3- Processamento

II.3.3.1- Taxa de Redução

Conforme exposto anteriormente, o forjamento pode parcialmente aliviar a segregação química pela recristalização ou pela quebra da estrutura de grãos e pela difusão, e por isso desenvolve um material mais homogêneo. Todavia, os efeitos da segregação não podem ser totalmente eliminados pelo forjamento, pelo contrário, as regiões segregadas tendem a ser alteradas pela operação de conformação formando bandas. Estas bandas são geralmente marcadas pela presença de inclusões não metálicas e, no caso específico dos sulfetos, apresentam alta plasticidade e tendem a se alongar durante o processo de conformação.

Considerando-se que uma das maneiras mais efetivas de melhoria da resistência à fratura é o controle da morfologia das inclusões, Tomita [33,34] sugeriu que o método alternativo a ser considerado neste sentido é o decréscimo da taxa de redução na laminação a quente, o qual ainda oferece as vantagens de ser mais econômico na prática comercial e sendo um tratamento mecânico não requer técnicas mais sofisticadas, como é o caso dos tratamentos químicos com adição de cálcio, por exemplo. Em outros trabalhos, este mesmo autor investigou o efeito do decréscimo da taxa de redução sobre a modificação da forma das inclusões tipo sulfeto e na tenacidade à fratura de aços de alta resistência (4340). Os resultados obtidos estão mostrados nas tabelas das figuras II.15 e II.16 e são brevemente discutidos a seguir.

TR	TG austenita prévia (μm)	Fração volumétrica de MnS	Média aritmética de			Austenita retida (%volume)
			Comprimento (μm)	Largura (μm)	Razão de aspecto	
80%	21,6	0,113	23,8	6,2	3,8	3,6
98%	14,7	0,112	38,4	2,2	17,5	3,5

Figura II.15 – Efeito do decréscimo da laminação a quente sobre os parâmetros microestruturais de um aço AISI 4340 de alta resistência contendo inclusões tipo MnS. (TR = taxa de redução) [33].

TR	0,2% LE (MNm^{-2})	RA (%)	E_{CV} (J)	K_{IC} ($\text{MNm}^{-3/2}$)
80%-L	1475,6	40,7	26,3	64,7
80%-T	1530,4	31,8	15,8	54,7
98%-L	1486,9	38,3	26,7	44,3
98%-T	1521,0	13,0	6,3	38,4

Figura II.16 – Efeito do decréscimo da laminação a quente sobre as propriedades mecânicas de um aço AISI 4340 de alta resistência nas orientações longitudinal (L) e transversal (T) [33].

A redução da taxa de conformação de 98% para 80% teve os seguintes resultados significativos em termos dos aspectos microestruturais: modificou a forma das inclusões de sulfeto de manganês de filamentos para elipsóides (comprimento diminuiu de 38,4 para 23,8 μm e correspondente aumento na largura de 2,2 para 6,2 μm); reduziu a razão de aspecto média das inclusões MnS. Com relação às propriedades mecânicas, foi observado que na orientação longitudinal esse procedimento não alterou muito as propriedades de tração e a energia de impacto Charpy; e na orientação transversal a ductilidade e a energia de impacto Charpy aumentaram, porém houve mudança muito pequena na resistência.

II.3.3.2- Efetividade do Tratamento Térmico

A figura II.17 mostra que materiais temperados que apresentam microestruturas com diferentes porcentagens de martensita se comportam de forma diferente durante o revenimento [15].

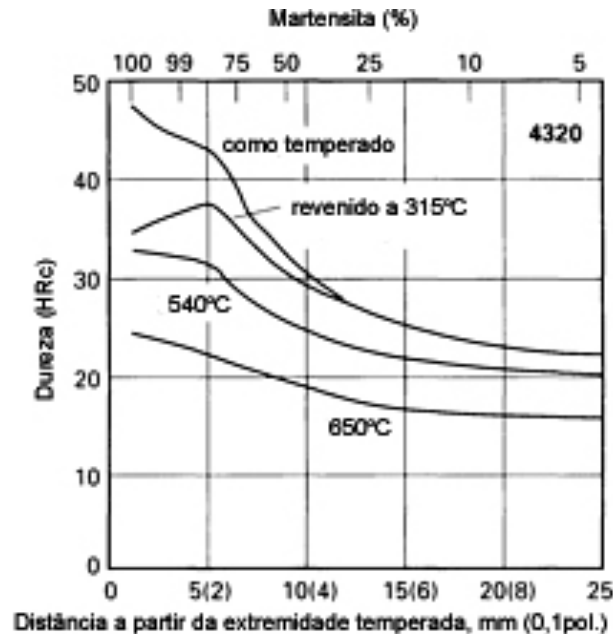


Figura II.17 - Dureza em temperatura ambiente antes e após revenimento, assim como a quantidade de martensita presente antes do revenimento em amostras de temperabilidade (temperadas a partir da extremidade) revenidas por 2 horas de aço 4320 [15].

Observando-se a figura II.17 pode-se constatar que para porcentagens de martensita elevadas existe um decréscimo mais acentuado de dureza durante o revenimento do que para porcentagens de martensita reduzidas. A formação de estruturas não-martensíticas na têmpera – inefetividade do tratamento térmico – pode causar problemas que não são detectáveis depois que o material sofreu revenimento, pois apesar da dureza estar baixa não se sabe se foi devido a um bom revenimento da martensita (onde a tenacidade seria otimizada) ou se foi a formação de baixa quantidade de martensita ainda na têmpera, e cujo valor de dureza não sofreria redução significativa no revenimento.

A figura II.18 apresenta um gráfico da relação LE/LR para diferentes durezas com tratamentos mais ou menos efetivos. Constata-se que para valores de dureza na ordem de 280 a 350HB, típicos para o material 41XX em questão, uma resposta

incompleta ao endurecimento reduziria a relação LE/LR a valores em torno de 0,8, quando para um tratamento efetivo cuja estrutura fosse predominantemente martensítica, esta relação poderia chegar a 0,9 [45]. Isto significa que a razão LE/LR está diretamente relacionada com a microestrutura, mais especificamente com a quantidade de martensita.

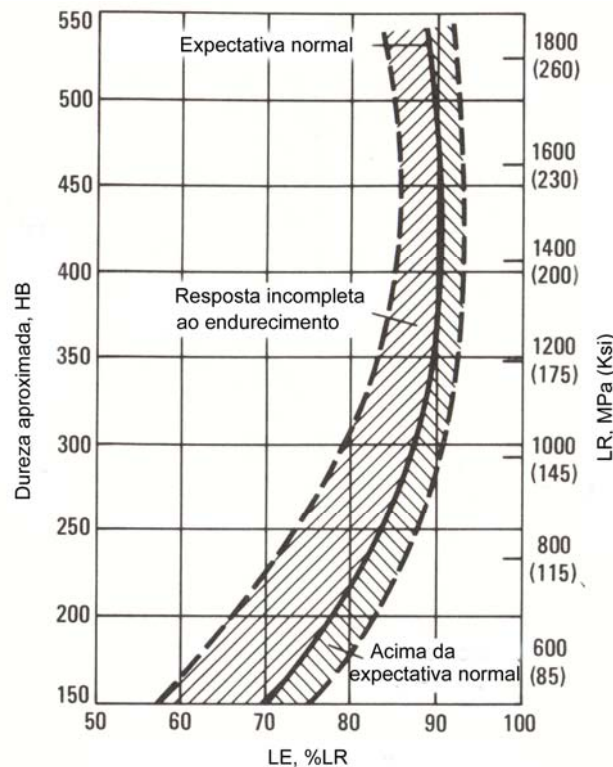


Figura II.18 – Relação entre resistência à tração e resistência ao escoamento para aços temperados e revenidos [45].

No que diz respeito à influência de LE/LR na tenacidade e sua relação com a microestrutura pouco foi verificado na literatura específica para aços temperados e revenidos de médio carbono da família 41XX.

Esta relação costuma ser mais estudada em aços ferríticos de granulometria refinada e aços *dual-phase* de baixo carbono [46,47], onde valores mais baixos são benéficos pois são aços estruturais e menores valores de limite elástico são desejados. Estes aços no entanto têm ótima tenacidade.

Também em aços de baixo carbono martensíticos e bainíticos [48,49] de alta tenacidade estuda-se a razão LE/LR em relação à sua variação com temperaturas de revenimento, sendo entretanto que nestes aços existe possibilidade de retenção de austenita e a relação LE/LR sempre varia quando existe possibilidade de formação martensítica.

II.3.3.3- Temperatura de Austenitização

Outra medida importante, que traz informações sobre o processamento que o material sofreu e sobre a tenacidade esperada, é o tamanho de grão da austenita prévia. Quando se realiza o tratamento de normalização anterior ao de têmpera e revenimento refina-se o grão austenítico, que traz dois efeitos distintos [29], sendo um o de reduzir a temperabilidade (e muitas vezes dificultar a formação martensítica permitindo estruturas difusionais de baixa tenacidade) e o outro o de uniformizar a estrutura e conferir maior tenacidade à estrutura martensítica (de preferência quando maior quantidade de martensita é formada).

Em um levantamento feito por Tomita [33] sobre o desenvolvimento de estudos para melhoria da tenacidade à fratura de aços baixa liga alta resistência, um dos métodos de controle microestrutural apontados é o tratamento térmico com alta temperatura de austenitização. Ele relata que embora aços baixa liga alta resistência comerciais sejam convencionalmente austenitizados em baixas temperaturas (tipicamente 870°C) antes de têmpera e revenimento para a produção de um tamanho de grão austenítico prévio refinado e de uma boa combinação de propriedades mecânicas, há trabalhos sugerindo que austenitização de aços em temperaturas superiores a 1100°C ao invés de temperatura convencional aumenta dramaticamente a tenacidade à fratura em deformação plana K_{IC} para o estado como temperado, sendo este efeito benéfico reforçado por têmpera rápida. Entre outros [40], este efeito foi observado para os aços AISI 4130, 4140, 4330 e 4340. No artigo [50] de Parker e Zackay são mostrados valores resultantes desse tratamento para alguns desses aços e o procedimento é discutido, sendo que a efetividade do tratamento de austenitização em alta temperatura em reduzir a fragilidade é atribuída ao fato de que como a energia média de contorno de grão é mais baixa após o crescimento do grão, há um atraso na nucleação de produtos de decomposição da austenita nos contornos (aumento da temperabilidade da bainita), uma vez que microestruturas mistas são conhecidamente maléficas à tenacidade, especialmente quando uma fase minoritária está presente como uma rede nos contornos de grãos da austenita prévia [50]. Todavia, é destacado pelo autor [33] que a grande melhoria na tenacidade à fratura não é frequentemente acompanhada pela energia de impacto Charpy. De fato, em um trabalho anterior [35] que utilizava este tratamento de alta temperatura de austenitização, havia sido constatado pelo próprio Tomita que ao mesmo tempo que a tenacidade à fratura aumentava, havia também reduções da resistência e da energia de impacto Charpy como resultado da estrutura de grãos grosseiros. Foi então concluído que alta temperatura de

austenitização não é um método completamente adequado para melhoria da tenacidade à fratura.

II.3.4- Fatores Mecânicos

Conforme já mencionado, o tratamento térmico normalmente aplicado a forjados de aço baixa liga médio carbono é a têmpera seguida de revenimento, com tempos e temperaturas dependentes da seção transversal e das propriedades desejadas. É bem conhecido que o comportamento mecânico desses aços é muito sensível à temperatura de revenimento e ao tempo de tratamento. A resistência e a dureza decrescem para valores crescentes da temperatura de revenimento e tempo de patamar, porém o efeito da temperatura é mais significativo que o do tempo [51,13]. A figura II.19 ilustra o comportamento da tensão de escoamento e da tensão de resistência à tração de um aço com 0,41% de carbono com a temperatura de revenimento.

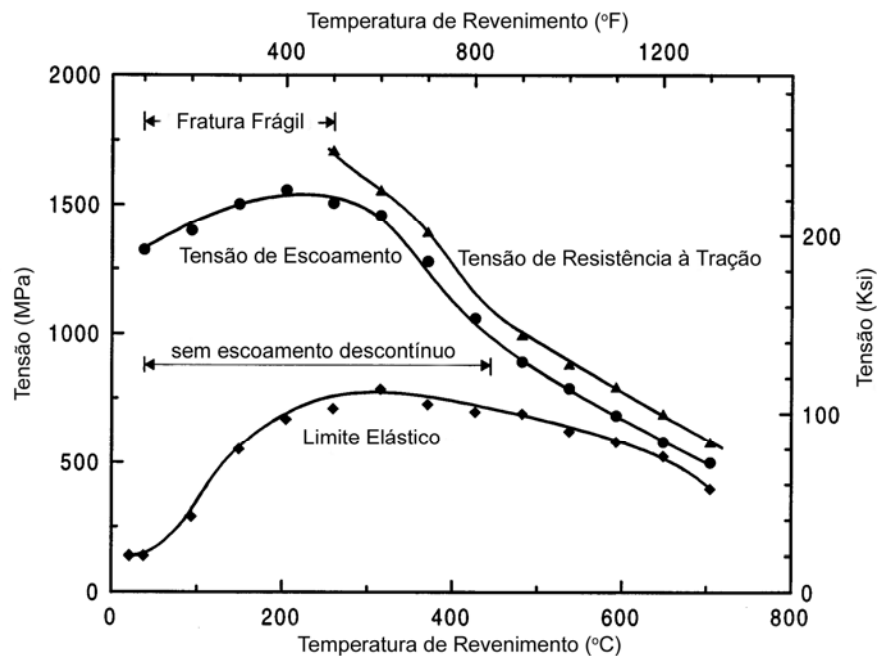


Figura II.19 – Resistência à fratura, resistência ao escoamento e limite elástico em um aço com 0,41%C temperado e revenido nas temperaturas apresentadas [13].

Também já foi abordado que a dureza, e por sua vez os valores de resistência, são fortemente dependentes da concentração de carbono no aço, como pode ser observado na figura II.20 que mostra a dependência da dureza e das propriedades de resistência com a concentração de carbono para aços da família 41XX e 43XX [13].

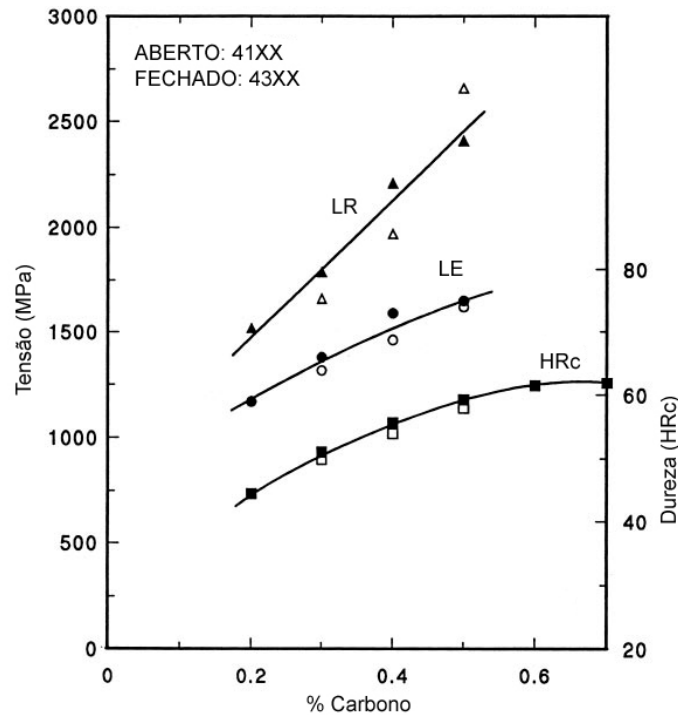


Figura II.20 – Dependência entre dureza e parâmetros de resistência de aços 41XX e 43XX temperados e revenidos a 150°C com a concentração de carbono [13].

A concentração de carbono é também um fator determinante sobre a tenacidade ao impacto de aços temperados e revenidos [9]. A figura II.21 mostra a energia absorvida em ensaio Charpy-V em função da temperatura de revenimento para uma série de amostras com várias concentrações de carbono e dois níveis de fósforo. Os aços 41XX contêm nominalmente 1% de cromo e 0,2% de molibdênio e o aço 52100 contém nominalmente 1,5% de cromo. Os níveis alto e baixo de fósforo foram respectivamente 0,02% e 0,002% nos aços 41XX e 0,023% e 0,009% no aço 52100. A tenacidade ao impacto cai enormemente nas amostras revenidas em 200°C, onde a fratura é exclusivamente dúctil, de 60J no aço com 0,3% de carbono para menos de 2J no aço com 1% de carbono. A densidade de partículas de carbeto que iniciam vazios certamente aumenta com a concentração de carbono,

mas a densidade de partículas não pode explicar sozinha o forte efeito do carbono sobre o revenimento. Um outro efeito de concentrações crescentes de carbono é o aumento na dureza e na resistência em uma dada condição de revenimento, e a maneira com que o carbono modifica o comportamento da deformação plástica contribui fortemente para a dependência da tenacidade ao impacto dos aços temperados e revenidos com o carbono.

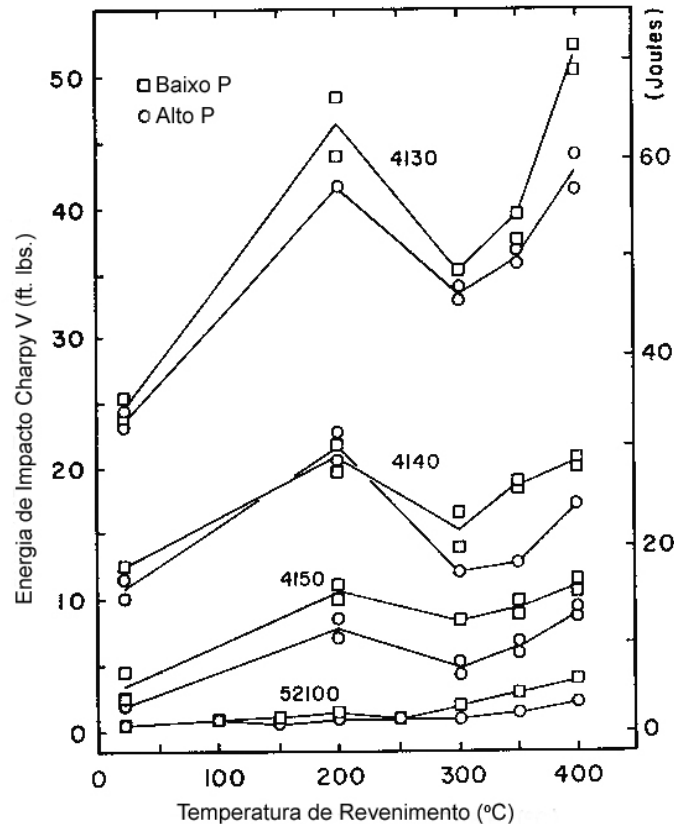


Figura II.21 – Energia de impacto absorvida por amostras Charpy-V em função da temperatura de revenimento para aços de vários conteúdos de carbono e fósforo [9].

Vale ainda observar na figura II.21 que o **efeito do fósforo** no decréscimo da tenacidade ao impacto é relativamente constante independente das condições de revenimento das amostras. Isso é atribuído à segregação de fósforo durante austenitização e seu efeito fragilizante nas interfaces críticas carbeto-matriz nas amostras após têmpera e nas revenidas. A queda na tenacidade ao impacto Charpy V a 300°C é atribuída à formação de carbetos durante o segundo estágio de revenimento [9].

A tabela II.4 [52] mostra um quadro que resume os fatores apresentados anteriormente que afetam a tenacidade de aços baixa liga tipo 41XX temperados e revenidos para o nível de resistência dos componentes estudados neste trabalho, com as influências de cada etapa de fabricação e com o respectivo parâmetro que se acredita ser importante medir.

Tabela II.4 - Principais fatores que afetam a tenacidade dentro de cada etapa de fabricação [52].

etapa de fabricação	fatores que afetam a tenacidade	parâmetro a ser medido
Processamento Siderúrgico (técnicas de refino e seleção de materiais pela temperabilidade)	limite de impurezas	teor de enxofre (contribui para a formação de inclusões)
	composição química	teor de carbono e o carbono equivalente (influenciam na temperabilidade e dureza)
Processamento Mecânico (taxa de redução e temperatura de forjamento)	nível de segregações	variação de durezas entre regiões segregadas e não segregadas
		tipo de bandeamento
Tratamento Térmico (temperaturas de patamar, tempos de revenimento, meios de resfriamento e tamanhos de peças)	refino da estrutura	tamanho de grão da austenita prévia
	efetividade da têmpera	fração volumétrica de microestruturas
	efetividade do revenimento	dureza da martensita

II.4- Correlação Numérica entre Propriedades Mecânicas e Variáveis Metalúrgicas

O desenvolvimento e processamento de materiais apresentam um grande número de variáveis que os tornam temas complexos. Embora pesquisas científicas em materiais ajudem enormemente no entendimento das origens dos fenômenos, muitos problemas permanecem quando são necessários tratamentos quantitativos dessas variáveis [19].

A falta de avanços mais significativos na previsão das propriedades mecânicas a partir do conhecimento das características microestruturais dos aços se deve à influência de um grande número de variáveis. No entanto, existem padrões que metalurgistas experientes reconhecem e entendem. A tenacidade medida em ensaio Charpy é um exemplo disso. Embora não seja exatamente claro o quanto se espera que a tenacidade melhore, a relação qualitativa está bem estabelecida com base em um vasto número de experimentos [19].

Muitos trabalhos têm abordado a correlação entre as características microestruturais observadas e as propriedades mecânicas dos materiais ensaiados, dada a importância da previsão do comportamento em serviço de um determinado material [19,43-60]. Todavia, a correlação entre propriedades mecânicas e microestruturas em aços temperados e revenidos é muito complexa devido justamente à complexidade das microestruturas [53]. Conforme discutido acima, vários fatores afetam a tenacidade de um aço. Se esses fatores operassem independentemente nos materiais, a maneira mais simples de estimar a tenacidade resultante de aços seria a soma linear destes em cada etapa da fabricação. Todavia, a contribuição de cada um deve ser considerada de maneira combinada ao invés de simples adição. O mesmo raciocínio é válido quando se aborda a resistência dos aços, pois esta pode ser decomposta em diferentes mecanismos de endurecimento que não atuam independentemente [61].

No trabalho de Li, Q. [53], os parâmetros microestruturais foram caracterizados, medidos e avaliados de forma a serem aplicados no cálculo da tensão associada aos mecanismos de endurecimento individuais. Cada parcela de tensão individual associada a cada um dos mecanismos contribui, por sua vez, no valor da tensão de escoamento a 0,2%. O autor então compara a tensão resultante do somatório dos diferentes mecanismos de endurecimento (aplicando o método da raiz do somatório dos quadrados ao invés de somatório simples) com a tensão medida experimentalmente e encontra uma boa correlação entre os resultados.

Dessa forma, a tabela reproduzida na figura II.22 mostra os valores atribuídos a cada um dos mecanismos, o somatório e o valor medido.

Contribuição de várias fontes para a resistência ao escoamento total (MPa)	
Peierls, $\bar{\sigma}_i$	30,0
Solução sólida intersticial, $\bar{\sigma}_c$	5,9
Solução sólida substitucional, $\bar{\sigma}_{ss}$	205,2
Contorno de grão, $\bar{\sigma}_{lb}$	239,4
Partículas de carbeto, $\bar{\sigma}_p$	64,4
Endurecimento por conformação, $\bar{\sigma}_{wh}$	40,0
Discordâncias, $\bar{\sigma}_d$	128,9
$\bar{\sigma}_A = \bar{\sigma}_d$	128,9
$\bar{\sigma}_B = \bar{\sigma}_i + \bar{\sigma}_c + \bar{\sigma}_{ss} + \bar{\sigma}_{lb} + \bar{\sigma}_p + \bar{\sigma}_{wh}$	584,9
Soma linear, $\bar{\sigma}_y = \bar{\sigma}_A + \bar{\sigma}_B$	713,8
Soma rms, $\bar{\sigma}_y = \sqrt{(\bar{\sigma}_A^2 + \bar{\sigma}_B^2)}$	598,9
Observada [44], $\bar{\sigma}_y$	584,5

Figura II.22 – Contribuição dos mecanismos para o valor de tensão e comparação com valor observado [53].

Muitos outros autores também já discutiram a correlação entre microestrutura e propriedades mecânicas em aços martensíticos, conforme citado em [53]. Um dos exemplos é o artigo publicado por Young e Bhadeshia [54], no qual os autores modelam as propriedades mecânicas (especificamente resistência) de uma microestrutura mista de bainita e martensita revenida, interpretando quantitativamente resultados que mostram que a resistência alcança um pico numa determinada fração volumétrica de martensita. É importante destacar que é encontrada uma ótima concordância entre resultados experimentais e os estimados pelo modelo.

Esta relação entre propriedades de tração e parâmetros microestruturais tem sido discutida por vários autores de diferentes maneiras. No trabalho de Kim e Niinomi [55], em ligas a base de alumínio, parâmetros microestruturais como tamanho de grão, grau de recristalização, e tamanho/distribuição de precipitados foram modificados através de processamento termo-mecânico, tendo sido realizada a caracterização microestrutural e ensaios de tração. As análises quantitativas permitiram explicar a relação entre a tensão de escoamento e os parâmetros microestruturais. Os mecanismos de endurecimento presentes na liga estudada que

contribuem na tensão de escoamento foram então teoricamente discutidos utilizando os parâmetros microestruturais analisados, e os valores de resistência ao escoamento medidos e os calculados teoricamente foram comparados. É observado que os valores de resistência medidos e os calculados poderiam estar em melhor concordância, o que deve ser atingido se forem medidos valores mais precisos do incremento na resistência devido ao endurecimento por solução sólida. Outros resultados do trabalho mostram os efeitos do processamento termo-mecânico sobre a resistência da liga de Al-Li, além de caracterizar os principais precipitados responsáveis pelo endurecimento da liga e os mecanismos pelos quais esses atuam.

Hodgson, P. D. [56] fez uma revisão do desenvolvimento de modelos que utilizam parâmetros microestruturais para prever propriedades mecânicas finais de aços trabalhados a quente. Este trabalho considerou os chamados modelos convencionais que envolvem o desenvolvimento de equações para os eventos microestruturais (precipitação, recristalização, crescimento de grão e transformação), e os modelos que correlacionam estrutura com propriedades para a previsão dessas. Com relação a esses últimos, os modelos que se baseiam na equação de Hall-Petch têm sido amplamente utilizados na indústria de aço para prever a resistência a tração e ao escoamento. Também já foram identificadas relações semelhantes entre tamanho de grão e outras propriedades como o alongamento e a tenacidade, todavia há um nível de confiança muito menor para estas, pois outros fatores como nível de impurezas e segregação reduzem a simples dependência entre as propriedades e o tamanho de grão.

Este autor [56] também afirma que modelos que correlacionam estrutura-propriedades para bainita ainda são muito pouco entendidos e estão, na maioria, relacionados à temperatura de transformação média. Além disso, o comportamento do escoamento de aços que contém uma mistura de fases não está adequadamente modelado.

Um outro método desenvolvido por Bhadeshia *et al.* [57] utiliza redes neurais para o cálculo da tenacidade de juntas soldadas ferríticas. A tenacidade Charpy foi expressa como uma função do processo de soldagem, da composição química, da temperatura de teste e da microestrutura. Foram utilizados dados experimentais que representaram um total de 181 combinações das variáveis, sendo parte dos exemplos utilizados para treinar a rede e outra parte utilizada como “novos” experimentos para testar a rede treinada. O objetivo da análise foi verificar se a rede reconheceria tendências consagradas na tenacidade como uma função da

microestrutura. A figura II.23 ilustra a significância de cada uma das variáveis de entrada, como percebido pela rede neural, influenciando a tenacidade da solda. O resultado é que a análise é empírica porém após treinamento apropriado ela reproduz de maneira confiável uma experiência metalúrgica conhecida. O método é então útil de modo que a rede otimizada resume conhecimentos de uma maneira quantitativa e pode ser treinada repetidamente à medida que novos dados sejam disponibilizados. Por outro lado, conforme Bhadeshia [19] em trabalho posterior, embora esse modelo de tenacidade seja revelador, é no entanto impraticável para uso rotineiro porque as variáveis de entrada incluem a microestrutura, que pode ser difícil de ser medida ou prevista. O autor sugere então que as entradas microestruturais sejam eliminadas e que as condições de soldagem sejam incluídas, uma vez que essas determinam a taxa de resfriamento da solda e a microestrutura é uma função desta e da composição química (ambas facilmente medidas) assim, a microestrutura não precisaria ser incluída explicitamente. O autor conclui que para aplicações práticas, os modelos de redes neurais mais úteis são aqueles em que as entradas são facilmente medidas, talvez até porque permitam fazer parte de um processo de controle de qualidade. Por outro lado, pode ser revelador usar dados de entrada que estão relacionados diretamente com o parâmetro de saída, como é o caso da microestrutura com a tenacidade, de modo que os mecanismos sejam revelados.

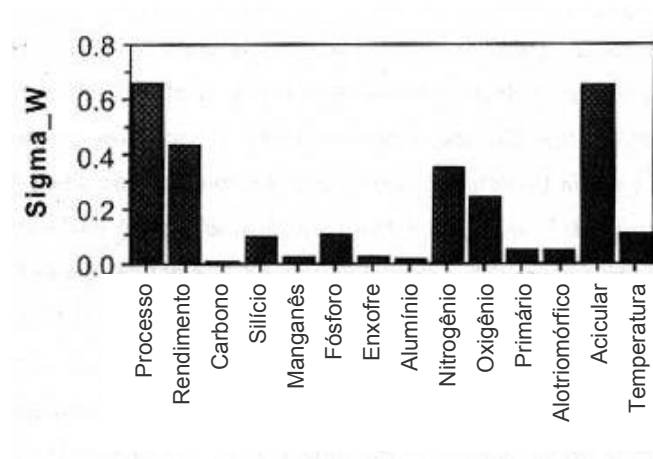


Figura II.23 – Gráfico de barras mostrando uma medida da significância, conforme percebida pelo modelo, de cada variável de entrada que influencia a tenacidade[19].

Majta *et al.* [58] desenvolveram um modelo que utiliza simulação computacional para analisar o desenvolvimento microestrutural e finalmente prever as propriedades mecânicas de aços C-Mn. O modelo microestrutural possibilita separar as contribuições relativas de solução sólida, microestrutura da ferrita, subestrutura e endurecimento por discordâncias. As condições de deformação a quente foram simuladas usando Método de Elementos Finitos e foram realizados ensaios de compressão. Após a deformação, o material foi analisado para obter a microestrutura e verificar o modelo de subestrutura e os mecanismos de endurecimento por discordâncias. Os resultados experimentais foram usados para validar e melhorar as equações empíricas que foram empregadas no modelo genérico.

Bhattacharjee e Davis em seu trabalho [59] afirmam que para um aço microligado conformado termo-mecanicamente (*thermomechanical controlled rolling* - TMCR), cuja microestrutura resultante é bastante heterogênea, os valores de resistência são geralmente dependentes do tamanho de grão médio e por isso valores de tensão de escoamento e de tensão de fratura podem ser previstos usando este valor. Todavia, segundo os autores, valores de tenacidade são mais sensíveis a variações microestruturais uma vez que as tensões na ponta da trinca envolvem um volume relativamente pequeno de material. Eles trabalharam com dois aços que representam rotas de processamento diferentes: um aço microligado conformado termo-mecanicamente e um aço C-Mn normalizado. Os aços foram caracterizados em relação à distribuição do tamanho de grão e à distribuição do tamanho de facetas de fratura por clivagem (que representa a unidade microestrutural que a frente de uma trinca experimenta em um material). A contribuição do tamanho de grão tradicionalmente medido por microscopia ótica para o processo de fratura pode ser deduzido por uma comparação da distribuição do tamanho de faceta com aquela do tamanho de grão óticamente observado. Os autores discutem então a relação entre o tamanho de grão e o tamanho de faceta para os dois aços. Eles observam que enquanto no aço C-Mn normalizado o tamanho de grão médio 3-D é bem próximo do tamanho de faceta médio, nos aços processados termo-mecanicamente o tamanho de faceta médio é significativamente maior que o tamanho de grão médio 3-D. Considerando que a frente da trinca ignora os contornos de baixo ângulo e atravessa grupos de tais grãos tratando-os como um único grão efetivo, então o tamanho de grão efetivo observado pela frente da trinca é pelo menos 54% (calculado previamente no trabalho) maior que o tamanho de grão 3-D. presentes nesses aços. Fica claro então que para aços processados termo-

mecanicamente apenas o tamanho de grão não é informação suficiente para previsão da tenacidade. Neste caso, a mesotextura herdada pelos grãos, ou seja, a distribuição dos ângulos de desorientação entre grãos vizinhos traz um efeito importante no modelamento e previsão da tenacidade, e para ilustrar isso os autores utilizam a equação de Gladman-Pickering [62] para 50% TTI (temperatura de transição de impacto Charpy), a qual é válida para tamanho de grão médio 2-D (d):

$$TTI (^{\circ}C) = -19 + 44\% Si + 700(\%N_{(livre)})^{0,5} + 2,2\% perlita - 11,5d^{-0,5} \quad (II.1)$$

Para o aço normalizado, 50% de TTI previsto pela Equação II.1 é -41°C e o valor observado é aproximadamente -40°C. Todavia, para o aço processado termo-mecanicamente esses valores são -100°C e aproximadamente -65°C, respectivamente. É possível observar então que os valores aproximados da previsão de TTI usando a equação II.1, junto com a comparação do tamanho de grão com o tamanho de faceta, claramente indicam que o tamanho de grão é informação suficiente para prever o comportamento em fratura para o aço normalizado. Por outro lado, no aço processado termo-mecanicamente o tamanho de grão efetivo observado pela trinca é muito maior que o tamanho de grão óticamente observado. Dessa forma, se for utilizado o tamanho de grão 2-D corrigido para mesotextura (isto é, multiplicado por 1,54%) na equação II.1, o valor de TTI previsto é -70°C, o que mostra uma concordância muito melhor com o valor medido, -65°C. Portanto é apropriado usar o tamanho de grão médio 2-D corrigido para mesotextura para prever a TTI do aço processado termo-mecanicamente. Os autores concluem então que os dados sobre o tamanho de grão são suficientes para prever a temperatura de transição de impacto Charpy em aços normalizados de composição conhecida utilizando a equação de Gladman-Pickering. Todavia, para o aço processado termo-mecanicamente é essencial ter informações sobre a distribuição dos ângulos de desorientação para prever a tenacidade Charpy.

O conceito de tamanho de grão efetivo calculado considerando a desorientação da microestrutura e a correlação com o tamanho de faceta da superfície de fratura foram originalmente desenvolvidos por Kim *et al.* [60]. Eles trabalharam com um aço bainítico baixa liga Mn-Mo-Ni comumente utilizado em vasos de pressão de reatores nucleares, sendo que a resistência e a tenacidade à fratura são as propriedades mecânicas mais significativas para esta aplicação. Estas propriedades são muito afetadas pela microestrutura do material e esta por sua vez é muito complexa e variável conforme o processo de fabricação e a composição o

que, segundo os autores, deu origem a vários estudos, os quais tentaram correlacionar os parâmetros microestruturais com as propriedades mecânicas, isto é o efeito do tamanho de grão na temperatura de transição dúctil-frágil e na tenacidade à fratura. Todavia, não foi estabelecida uma definição clara para o tamanho de grão efetivo que afeta as propriedades mecânicas porque aços bainíticos apresentam microestruturas complexas tais como células de discordâncias, ripas, pacotes e grãos de austenita prévia, o que torna a discriminação de tal microestrutura difícil. De fato, a determinação do tamanho de grão de aços bainíticos é um problema devido aos vários tipos de contornos que esses aços apresentam e a maioria das propriedades mecânicas se relacionam diretamente com o tamanho e o tipo de contornos. Por isso, é necessário estabelecer o critério para a determinação do tamanho de grão efetivo para a análise das propriedades mecânicas. Os autores explicam que os critérios para decidir o tamanho de grão efetivo podem ser definidos pela capacidade do próprio contorno em atuar como uma barreira à deformação ou à propagação da trinca, e essa capacidade pode ser explicada em relação a desorientação nos contornos. Quando o contorno entre dois pacotes adjacentes apresenta baixa desorientação, é esperado que a deformação ou trinca atravesse facilmente o contorno, e nesse caso, os dois pacotes podem ser considerados como um único grão. Por isso, é razoável levar em consideração a desorientação nos contornos para definir o tamanho de grão efetivo, e a observação da microestrutura deve ser feita em vista da desorientação nos contornos ou da relação da orientação cristalográfica entre dois grãos adjacentes. Os contornos do aço estudado foram caracterizados pela investigação dos ângulos de desorientação entre grãos vizinhos, e a técnica de Difração por Elétrons Retro-Espalhados foi empregada para obter a informação cristalográfica, além de observações por MET. Os autores mostraram que a frente da trinca pode ignorar ângulos de contornos menores que 15° , o que resulta em grandes facetas individuais acomodando múltiplos grãos. Eles também descobriram em seus resultados que o tamanho da faceta é bem próximo do tamanho de grão efetivo definido com base na desorientação dos contornos de grão. Quando uma trinca que está propagando encontra um contorno, este resiste contra a propagação da trinca e o caminho da trinca muda conforme a desorientação no contorno. Por isso, uma faceta pode ser definida como uma área cercada pelos contornos resistentes à propagação da trinca e portanto o tamanho da faceta está intimamente relacionado ao tamanho de grão efetivo. Foi então concluído que a desorientação é um critério útil para definir o tamanho de grão efetivo para os estudos de propriedades de fratura.

CAPÍTULO III

MATERIAIS E MÉTODOS

III.1- Materiais

O material analisado no presente trabalho corresponde a aços da família AISI 41XX (composições entre o AISI 4130 e AISI 4150), provenientes de **subs de perfuração** confeccionados para atendimento ao API Spec 7 (diâmetro externo entre 3 e 10" e diâmetro interno de 3") que foram avaliados previamente pela empresa Tecmetal Consultoria em Materiais.

Foram fornecidos 60 corpos de prova Charpy V ensaiados à temperatura ambiente utilizados para avaliação de 30 subs de procedências desconhecidas, além dos resultados de ensaios de tração (tensão limite de escoamento, tensão limite de resistência, deformação total e redução de área) e de Charpy V, realizados segundo a norma ASTM A370 [63], sempre na direção transversal.

III.2- Obtenção das Amostras

A partir das duas metades dos corpos de prova Charpy V fraturados foram realizadas as diversas análises metalúrgicas, cuja metodologia está apresentada a seguir. É importante ressaltar que os corpos de prova Charpy V são transversais, com entalhe a partir da superfície do forjado, e foram retirados no centro da espessura do *sub* (tubular), como ilustra a figura III.1.

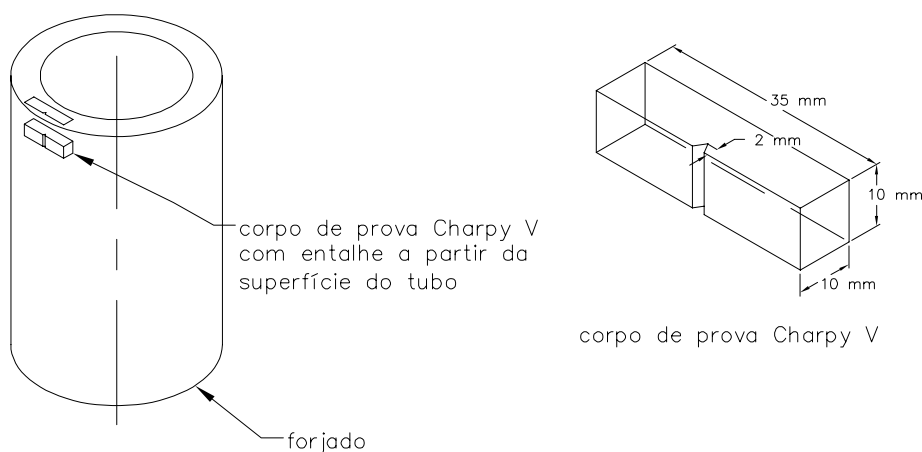


Figura III.1 – Esquema da posição de retirada dos corpos de prova Charpy V.

A Figura III.2 ilustra a seqüência usada para preparação das amostras. Uma das metades do Charpy V foi cortada para **análise fractográfica**, sendo o restante do material utilizado para os **ensaios de dureza e análise química**. Na outra metade fez-se um desbaste a partir da superfície longitudinal (aproximadamente 2 mm) até a raiz do entalhe, que corresponde à altura do chanfro, para que se chegasse ao início da superfície de fratura de forma a realizar as diferentes **análises microestruturais** nesta superfície (indicada na figura III.2) após embutimento em baquelite.

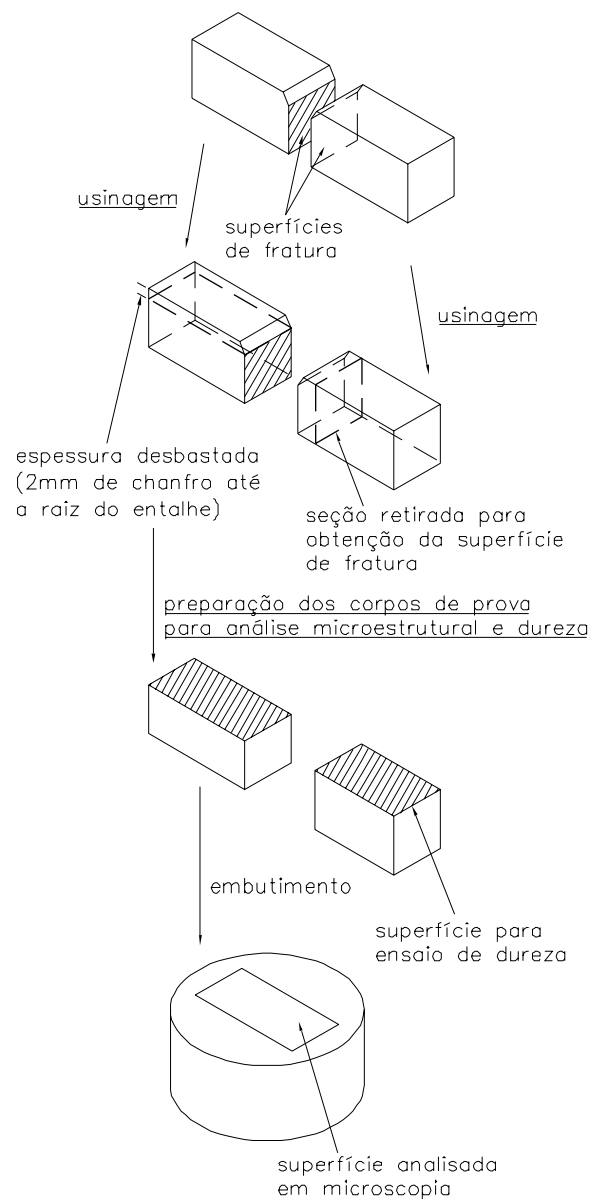


Figura III.2 – Seqüência de preparação dos corpos de prova.

III.3- Análise Química

Foi realizada análise da composição química por espectrometria de emissão em todas as amostras no equipamento Spectro XF utilizando o padrão adequado para aços baixa liga (base Fe-10-F). Todas as amostras foram analisadas numa mesma corrida e o resultado final foi calculado a partir da média dos teores encontrados em duas queimas em superfície previamente polida.

III.4- Fractografia

Foram capturadas macro fractografias de todas as amostras utilizando Estereoscópio Olympus SZ61 com aumento de 10x. O segmento foi preparado como mostrado na figura II.2 e adequadamente conservado sob vácuo. Foram também feitas análises fractográficas utilizando microscopia eletrônica de varredura (MEV Jeol JSM 6460) em algumas amostras com diferentes energias Charpy V visando caracterizar os mecanismos de fratura.

III.5- Análise Microestrutural

Preparação das Amostras para Metalografia

As amostras para microscopia ótica tiveram a altura do chanfro desbastada até o início da região de fratura e foram submetidas ao preparo metalográfico convencional, consistindo em embutimento, lixamento nas granulometrias de 100, 220, 320, 400, 600, 1200 e 4000 e posterior polimento utilizando-se pastas de diamante de $6\mu\text{m}$, $3\mu\text{m}$, $1\mu\text{m}$ e $\frac{1}{4}\mu\text{m}$, seguindo-se diversos ataques químicos conforme aplicável. As amostras foram observadas em microscópio ótico e microscópio eletrônico de varredura para as diferentes análises conforme descrito a seguir.

Caracterização das Inclusões por Microscopia Ótica e EDS

Para a análise de inclusões as amostras foram observadas em microscópio ótico Carl Zeiss Axioskop com objetivas de 5x, 20x e 50x sem ataque químico. Foram capturadas em média 8 imagens de cada amostra, em pelo menos 3 campos diferentes, e as inclusões foram classificadas conforme a ASTM E45 [64] pelo método comparativo com o quadro (*chart*) [65].

Alguns tipos diferentes de inclusões presentes nas superfícies de fratura de amostras escolhidas com diferentes energias Charpy V foram analisadas em EDS quanto à composição.

Caracterização do Bandeamento

Como o bandeamento foi inicialmente identificado como uma característica microestrutural relacionada diretamente à tenacidade, foram conduzidas diferentes análises buscando um parâmetro que representasse esta característica.

Primeiramente foi utilizado ataque com solução de Nital 2%, e as amostras foram observadas em microscópio ótico em relação à distribuição das regiões segregadas (bandeamento). Foram capturadas em média três imagens de cada amostra com objetiva de 5x e a classificação quanto ao bandeamento foi realizada através de uma avaliação relativa comparativa entre as amostras.

Buscando uma técnica mais aprimorada foi utilizada a análise digital de imagens para definir de forma quantitativa o parâmetro, anteriormente analisado de forma qualitativa. As amostras foram atacadas com solução de ácido pícrico (4g de ácido pícrico, 4g de cloreto férrico e 200ml de água destilada) para revelar impurezas, submetidas à captura automática (platina motorizada) e tratamento através de diferentes macros.

A captura das imagens foi feita através de sistema integrado de captura, armazenamento, processamento, análise de imagens e geração de relatórios que consiste em microscópio ótico Carl Zeiss Axioplan 2 imaging com deslocamento x-y, iluminação, foco, contraste e objetivas automatizados; câmera digital AxioCam HRc Zeiss com resolução máxima de 3900x3090 pixels em RGB; e o software KS 400 versão 3.0, para controle do microscópio, aquisição, processamento e análise de imagens. O microscópio é então completamente automatizado e controlado por computador [66,67].

Uma rotina (chamada macro) foi desenvolvida no KS 400 especificamente para aquisição de nove imagens em posições da amostra pré-definidas, com ajuste automático do foco utilizando a objetiva de 5x, e tratamento das imagens para determinação dos parâmetros de bandeamento (fração volumétrica de bandas, largura média, espaçamento entre bandas e continuidade das bandas).

Caracterização dos Microconstituintes

As amostras foram caracterizadas quanto à microestrutura, em regiões dentro e fora de segregações, após ataque com Nital 2%. Foram capturadas em microscopia ótica em média doze imagens de cada amostra com objetivas de 5x, 20x e 50x. Foram também escolhidas amostras com diferentes energias Charpy V para caracterização microestrutural por MEV (microscópio Jeol JSM 5800-LV).

Caracterização do Tamanho de Grão

O tamanho de grão foi classificado para cada amostra segundo a norma ASTM E112 [68] utilizando o método de metalografia quantitativa por comparação [65] com imagens de tamanho de grão ASTM [69] adequadamente ampliadas. Foi utilizado ataque químico com solução de ácido pícrico (4g de Ácido Pícrico, 4g de Cloreto Férrico e 200ml de água destilada) para que fossem revelados os contornos de grão da austenita prévia. As imagens foram capturadas em microscópio ótico com objetiva de 50x.

A figura III.3 apresenta algumas imagens do quadro de padrões de TG da ASTM, com ampliação real de 240x para ilustração, onde está evidente ainda o diâmetro de grão médio em milímetros [70].

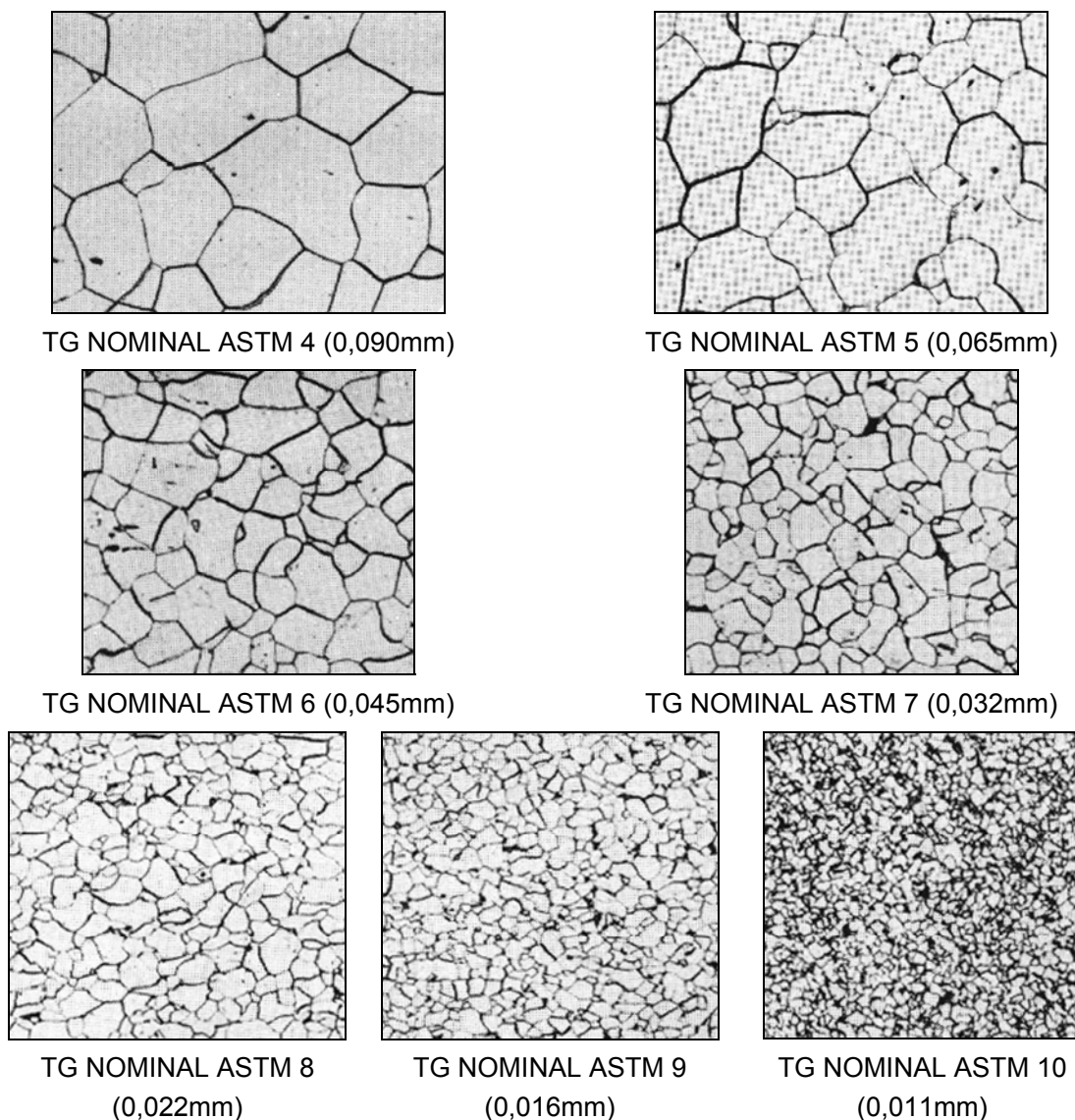


Figura III.3 – Padrões de TG conforme ASTM [69].

III.6- Ensaios de Dureza

Foram conduzidos ensaios de dureza Rockwell C em cada uma das amostras, devidamente preparadas com lixamento até a granulometria 600. Foram realizadas cinco medidas no Durômetro de bancada FIXO-TEST.

III.7- Ensaios de Microdureza

As amostras da análise microestrutural foram avaliadas em relação à microdureza em regiões diferentes para que se pudesse evidenciar se existiram variações de dureza relacionadas às variações microestruturais, não detectáveis em dureza macroscópica. Elas foram neste caso atacadas com solução de ácido pícrico para que as regiões de segregação (bandas) fossem claramente evidenciadas e foi realizado ensaio de microdureza Vickers com carga de 100 gramas no equipamento MICROMET 2003 (Buehler) da seguinte forma: três identações na região da banda de segregação e três identações entre bandas, conforme ilustra a Figura III.4.

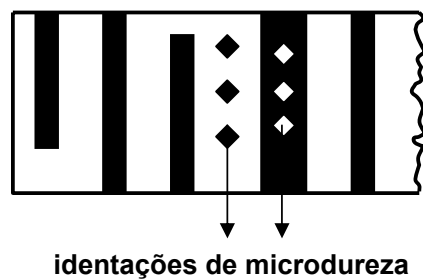


Figura III.4 – *Esquema do posicionamento das medidas de microdureza.*

CAPÍTULO IV

RESULTADOS E DISCUSSÃO

Os resultados da caracterização mecânico-metalúrgica para cada corpo de prova (CP) Charpy V estão apresentados no Anexo I. Neste anexo, além dos valores provenientes dos ensaios de tração e de Charpy V, estão apresentadas a macro fractografia de uma das metades do CP e as micrografias que caracterizam as inclusões, o bandejamento, o tamanho de grão e a microestrutura típicos, juntamente com os valores medidos dos parâmetros microestruturais, composição química e durezas, macro e microscópica.

Para melhor tratamento dos resultados estes serão apresentados, dentro de itens específicos, em tabelas-resumo e gráficos que ilustram as tendências verificadas e que serão discutidas.

IV.1- Propriedades Mecânicas

A tabela IV.1 apresenta os valores das propriedades tensão limite de escoamento (LE), tensão limite de resistência (LR), razão LE/LR; além de dureza Rockwell C e Charpy V para todos os CPs.

Quando se plota os valores de energia Charpy V contra LR (figura IV.1) verifica-se que não existe uma relação bem definida entre a tenacidade e a resistência mecânica dos materiais ensaiados. Da mesma forma para energia Charpy V contra dureza Rockwell C, figura IV.2. O que se nota nestes gráficos é uma tendência para maiores valores de resistência e de dureza estarem associados a maiores valores de energia Charpy V, o que é inclusive uma tendência contrária à tipicamente apresentada na literatura para aços temperados e revenidos [9], onde menores valores de dureza estão associados a maiores temperaturas de revenimento e portanto a maiores valores de resistência ao impacto.

Este resultado que parece contraditório pode ser explicado pela grande variedade de processamentos termomecânicos dos materiais estudados, nos quais foram aplicadas diferentes taxas de redução e ciclos de tratamentos térmicos, com significativas diferenças microestruturais (principalmente em termos das quantidades dos microconstituintes martensita e bainita), isso significa que, mesmo sendo todos os aços temperados e revenidos, não é apenas o revenimento da martensita que dita a tenacidade destes aços e portanto a dureza não é, neste caso, um parâmetro que permita avaliar a tenacidade (resistência ao impacto).

Tabela IV.1 – Resultados dos ensaios mecânicos e a razão LE/LR calculada.

CP	E _{cv} (J)	LE (MPa)	LR (MPa)	LE/LR	HR _c
1	10	763	942	0,81	26
2	10	771	964	0,80	28
3	15	648	877	0,74	25
4	16	808	1002	0,81	31
5	16	808	1002	0,81	31
6	16	771	964	0,80	28
7	16	653	884	0,74	26
8	16	727	942	0,77	28
9	17	705	916	0,77	26
10	17	763	942	0,81	28
11	17	653	884	0,74	25
12	18	717	940	0,76	26
13	20	808	1002	0,81	32
14	20	717	940	0,76	29
15	20	727	942	0,77	27
16	22	728	910	0,80	28
17	22	828	1021	0,81	32
18	22	653	884	0,74	25
19	22	727	942	0,77	29
20	23	728	910	0,80	30
21	24	705	916	0,77	28
22	24	851	1022	0,83	33
23	24	873	1012	0,86	32
24	24	930	1061	0,88	33
25	25	688	892	0,77	26
26	25	873	1012	0,86	31
27	27	821	989	0,83	28
28	28	688	892	0,77	26
29	28	867	1002	0,87	32
30	28	808	969	0,83	29
31	28	847	966	0,88	30
32	29	879	1060	0,83	32
33	29	828	1021	0,81	33
34	30	688	892	0,77	25
35	30	774	941	0,82	29
36	31	789	1004	0,79	30
37	31	930	1061	0,88	33
38	31	828	1021	0,81	32
39	32	829	1013	0,82	31
40	32	690	889	0,78	28
41	32	851	1009	0,84	31
42	33	789	1004	0,79	30
43	33	808	969	0,83	30
44	33	851	1009	0,84	31
45	34	796	953	0,84	31
46	34	829	1013	0,82	31
47	34	774	941	0,82	29
48	35	851	1009	0,84	31
49	35	850	979	0,87	30
50	36	930	1061	0,88	33
51	37	796	953	0,84	30
52	37	774	941	0,82	29
53	37	844	979	0,86	30
54	38	860	989	0,87	30
55	40	850	979	0,87	31
56	43	879	983	0,89	31
57	44	879	983	0,89	31
58	45	860	989	0,87	31
59	51	844	979	0,86	30
60	64	879	983	0,89	29

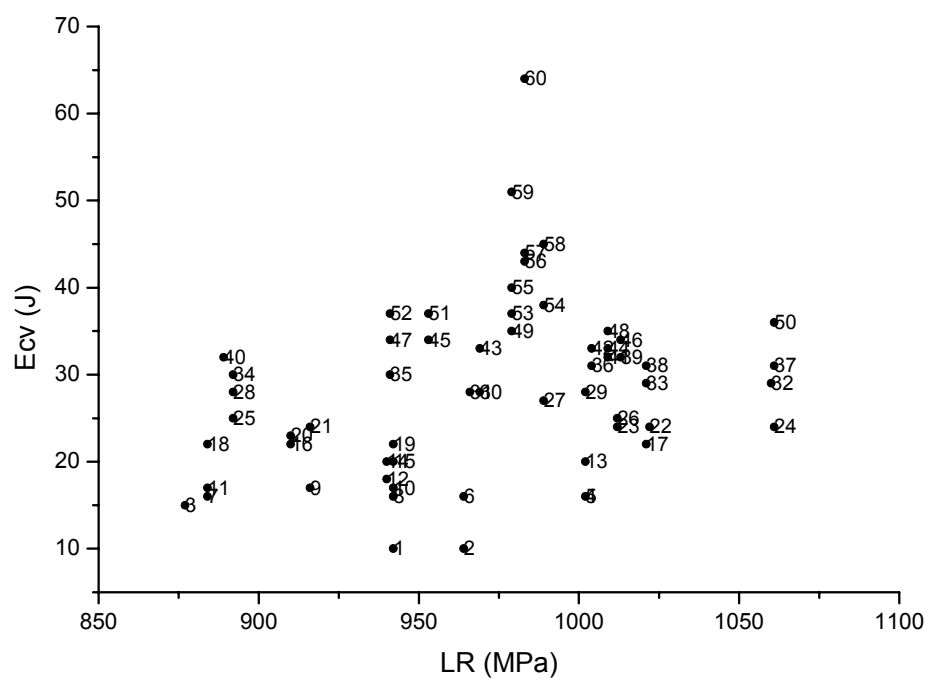


Figura IV.1 – Relação entre E_{CV} e LR.

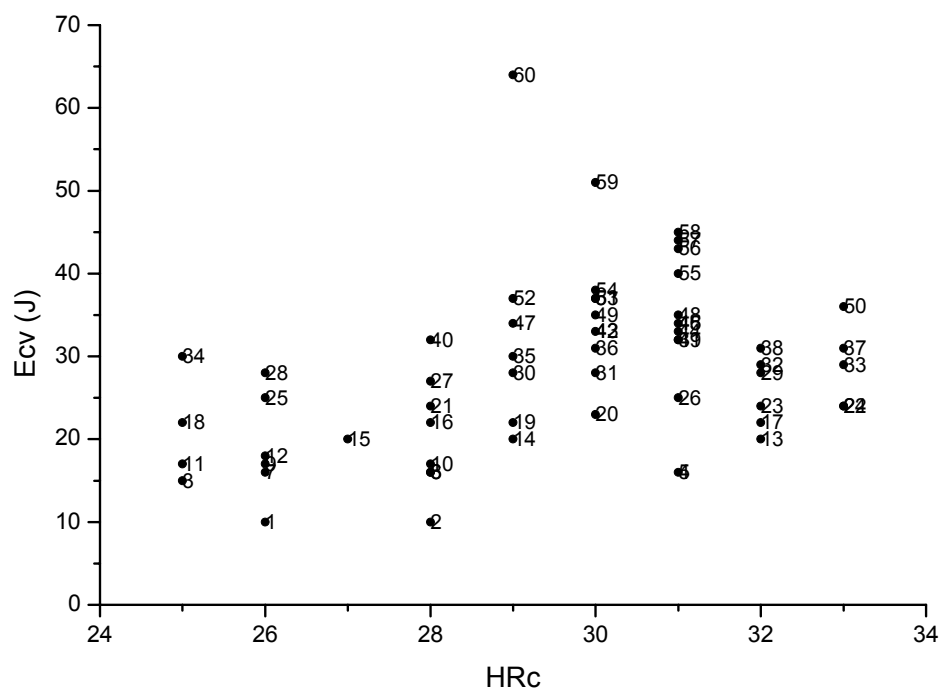


Figura IV.2 – Relação entre E_{CV} e HR_C .

Partindo desta premissa o parâmetro que mais logicamente representaria a microestrutura seria a relação LE/LR, estando os maiores valores de LE/LR relacionados a microestruturas de têmpera mais efetiva (maior quantidade de martensita) e portanto de maior limite elástico, conforme anteriormente apresentado [45]. Isto realmente fica evidente quando se analisa o gráfico energia Charpy V x LE/LR (figura IV.3), com uma tendência nítida da melhor tenacidade estar associada a materiais com alta relação LE/LR.

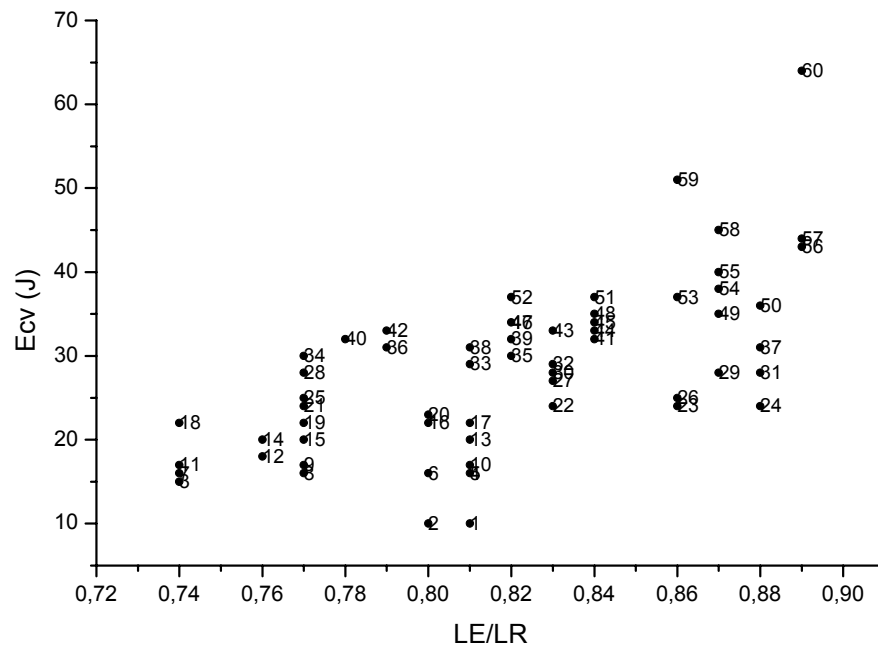


Figura IV.3 – Dependência entre E_{CV} x LE/LR.

Se agora as relações entre dureza e energia Charpy V forem de novo plotadas considerando diferentes faixas de LE/LR - por exemplo separadas entre LE/LR menor do que 0,82 (figura IV.4) e LE/LR maior do que 0,82 (figura IV.5) - pode-se evidenciar as tendências relacionadas com a microestrutura esperada.

Para materiais que não estariam bem temperados (menor quantidade de martensita e menor LE/LR) durezas levemente crescentes estão relacionadas a tenacidades crescentes (figura IV.4); enquanto para materiais com têmpera mais efetiva (maior quantidade de martensita) durezas mais elevadas estão associadas a menor tenacidade (figura IV.5). Este segundo gráfico revela o comportamento tipicamente reportado para aços temperados e revenidos somente válido para estruturas predominantemente martensíticas.

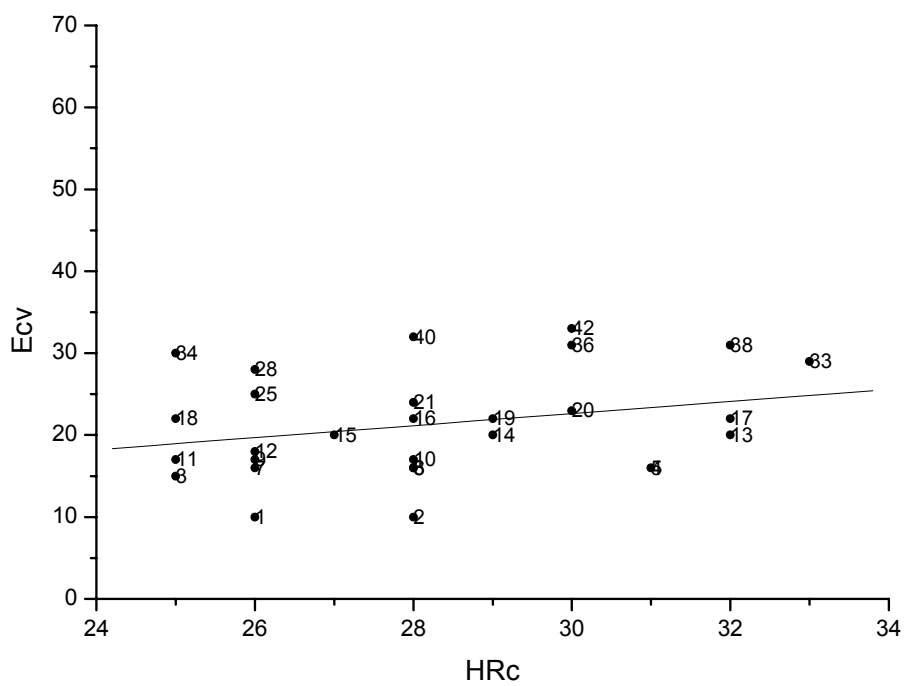


Figura IV.4 – Dependência entre E_{cv} e HR_c para LE/LR menor que 0,82.

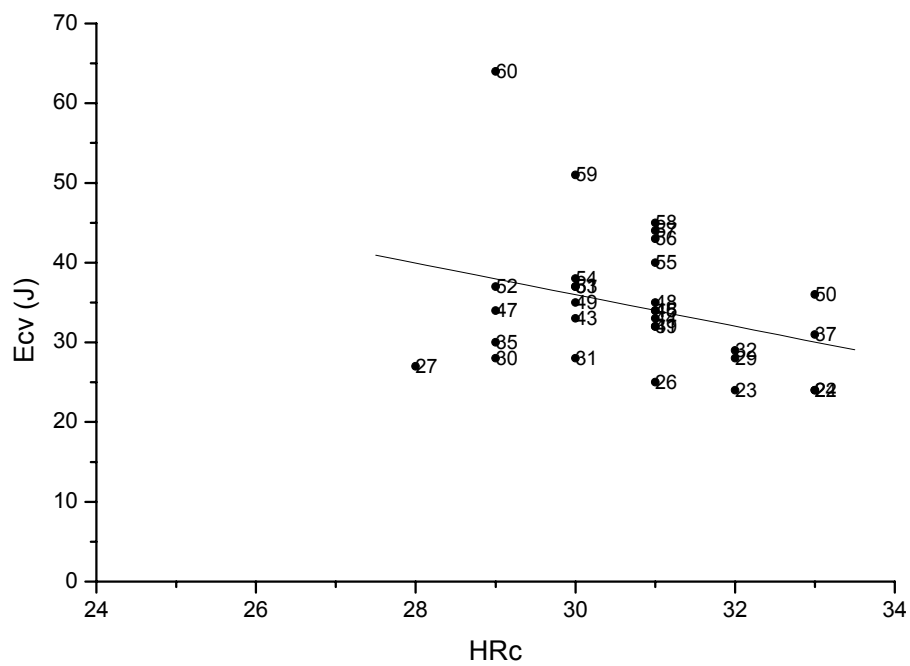


Figura IV.5 – Dependência entre E_{cv} e HR_c para LE/LR maior que 0,82.

Estes resultados sugerem que as maiores quantidades de martensita estejam diretamente relacionadas aos maiores valores de energia Charpy V. Se os ciclos de tratamento térmico para os diferentes aços fossem similares seria então esperado que aos materiais mais temperáveis (em relação aos elementos de liga) estivessem relacionados os maiores valores de energia Charpy V. No sentido de *avaliar se a composição química traz indicativos da tenacidade esperada* foram analisadas as relações entre os valores de energia Charpy V e a composição química dos diferentes CPs apresentada na tabela IV.2.

IV.2- Composição Química

A tabela IV.2 apresenta a concentração dos principais elementos presentes nas amostras estudadas e o valor calculado de carbono equivalente (CE) que considera os elementos de liga que influenciam na temperabilidade [71].

As figura IV.6 e IV.7 apresentam as relações entre teor de carbono e teor de CE, respectivamente, contra energia Charpy V, onde, de acordo com o esperado, os maiores valores de Charpy V parecem estar relacionados aos menores teores de carbono. No entanto não foi verificada maior tenacidade associada à maior temperabilidade (maior CE), o que ratifica a questão das diferenças de processamento, com materiais tratados segundo diferentes ciclos, e portanto sem uma relação entre a temperabilidade e a tenacidade.

Em termos de composição química existe um elemento de liga que é conhecido por aumentar a tenacidade [72] de aços martensíticos mas que não seria esperado nesta família 41XX, que é o Ni. A figura IV.8 apresenta o gráfico da concentração de níquel em função da energia Charpy V, mostrando que o Ni também não apresentou uma relação direta com a tenacidade como esperado, talvez porque este elemento esteja presente em baixas concentrações e ainda, conforme a literatura [72], ele é menos efetivo em melhorar a tenacidade de aços médio carbono do que é em aços baixo carbono. Sua presença não foi portanto considerada relevante em termos de tenacidade.

Por outro lado as impurezas são sempre deletérias em relação à tenacidade, o que neste caso ficou evidenciado no gráfico de energia Charpy V x %S (figura IV.9). Esta figura mostra menor tenacidade para maiores teores de enxofre. Com relação ao fósforo, que conhecidamente é uma impureza que influencia a tenacidade em aços temperados e revenidos devido a sua segregação para os contornos [9], não se verificou nenhuma tendência nesse sentido, tabela IV.2.

Em resumo, em termos de composição química, a tenacidade, neste caso, tem relação significativa com o teor de carbono e com o teor de enxofre.

Tabela IV.2 – Análise química do CP estudado e CE calculado (% em peso).

CP	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Mo	V	CE
1	0,38	1,12	0,019	0,020	0,24	1,25	0,07	0,21	0,005	0,88
2	0,38	1,06	0,007	0,017	0,21	1,10	0,14	0,28	0,001	0,85
3	0,41	1,00	0,015	0,010	0,28	1,16	0,06	0,17	0,002	0,87
4	0,39	1,05	0,013	0,021	0,25	1,15	0,19	0,29	0,004	0,88
5	0,38	1,06	0,013	0,022	0,26	1,15	0,19	0,29	0,003	0,87
6	0,37	1,05	0,007	0,010	0,21	1,08	0,14	0,27	0,001	0,84
7	0,41	0,97	0,007	0,041	0,26	1,08	0,14	0,32	0,003	0,87
8	0,40	1,11	0,010	0,031	0,20	1,12	0,22	0,33	0,002	0,90
9	0,36	1,07	0,017	0,034	0,24	1,25	0,19	0,31	0,004	0,88
10	0,39	1,12	0,019	0,020	0,24	1,23	0,08	0,21	0,005	0,89
11	0,40	0,91	0,006	0,020	0,24	1,03	0,14	0,28	0,002	0,84
12	0,37	1,00	0,013	0,014	0,22	1,18	0,18	0,28	0,004	0,85
13	0,40	1,08	0,015	0,024	0,26	1,14	0,20	0,28	0,004	0,89
14	0,46	1,11	0,020	0,023	0,26	1,26	0,21	0,32	0,006	0,99
15	0,39	1,11	0,009	0,022	0,20	1,10	0,21	0,33	0,002	0,89
16	0,39	1,07	0,010	0,028	0,20	1,08	0,21	0,31	0,002	0,87
17	0,48	1,10	0,010	0,012	0,22	1,20	0,03	0,31	0,004	0,98
18	0,42	0,94	0,007	0,014	0,29	1,04	0,15	0,29	0,004	0,87
19	0,38	1,10	0,010	0,036	0,19	1,11	0,20	0,32	0,002	0,88
20	0,39	1,08	0,010	0,018	0,19	1,09	0,21	0,31	0,002	0,87
21	0,38	1,06	0,015	0,017	0,23	1,24	0,18	0,31	0,004	0,90
22	0,37	0,94	0,013	0,014	0,26	1,07	0,17	0,33	0,009	0,84
23	0,40	1,02	0,012	0,030	0,28	1,16	0,14	0,28	0,004	0,89
24	0,44	1,00	0,011	0,010	0,31	1,13	0,06	0,16	0,003	0,89
25	0,36	1,13	0,019	0,027	0,23	1,19	0,13	0,27	0,005	0,87
26	0,37	0,97	0,014	0,023	0,26	1,15	0,13	0,29	0,003	0,84
27	0,40	0,97	0,012	0,015	0,19	0,95	0,13	0,18	0,002	0,81
28	0,36	1,11	0,017	0,024	0,23	1,19	0,12	0,27	0,004	0,86
29	0,38	1,05	0,014	0,025	0,26	1,08	0,15	0,28	0,004	0,86
30	0,34	0,96	0,013	0,017	0,23	1,03	0,14	0,26	0,002	0,79
31	0,37	1,08	0,015	0,015	0,24	1,19	0,08	0,19	0,006	0,85
32	0,39	1,00	0,011	0,005	0,26	0,95	0,20	0,17	0,008	0,81
33	0,38	1,06	0,014	0,022	0,24	1,21	0,19	0,30	0,004	0,89
34	0,36	1,10	0,016	0,019	0,22	1,19	0,13	0,25	0,004	0,85
35	0,45	1,09	0,011	0,012	0,20	1,22	0,03	0,32	0,003	0,95
36	0,40	1,02	0,016	0,018	0,28	1,29	0,23	0,26	0,007	0,91
37	0,42	0,99	0,013	0,009	0,28	1,15	0,06	0,17	0,002	0,87
38	0,46	1,10	0,012	0,008	0,21	1,19	0,03	0,31	0,004	0,96
39	0,38	1,03	0,016	0,021	0,28	1,29	0,23	0,25	0,006	0,90
40	0,38	1,03	0,014	0,020	0,23	1,20	0,18	0,29	0,004	0,87
41	0,38	1,00	0,018	0,022	0,30	1,15	0,12	0,28	0,004	0,86
42	0,40	1,02	0,015	0,014	0,29	1,29	0,23	0,26	0,006	0,92
43	0,35	1,00	0,015	0,025	0,26	1,04	0,15	0,28	0,003	0,81
44	0,39	0,99	0,015	0,014	0,34	1,09	0,13	0,26	0,005	0,85
45	0,37	0,99	0,013	0,023	0,24	1,05	0,14	0,27	0,002	0,82
46	0,40	1,05	0,015	0,021	0,31	1,29	0,23	0,26	0,006	0,92
47	0,46	1,05	0,011	0,008	0,20	1,17	0,03	0,29	0,003	0,94
48	0,39	1,01	0,024	0,027	0,32	1,16	0,12	0,30	0,004	0,88
49	0,37	0,97	0,015	0,025	0,28	1,13	0,13	0,28	0,004	0,84
50	0,41	0,97	0,011	0,008	0,28	1,13	0,06	0,16	0,002	0,85
51	0,35	0,98	0,013	0,021	0,24	1,03	0,14	0,26	0,002	0,80
52	0,46	1,10	0,013	0,013	0,20	1,25	0,03	0,35	0,003	0,98
53	0,36	0,99	0,015	0,027	0,25	1,16	0,12	0,29	0,003	0,84
54	0,36	0,99	0,019	0,024	0,26	1,18	0,05	0,30	0,004	0,84
55	0,36	0,96	0,013	0,021	0,26	1,11	0,12	0,28	0,003	0,82
56	0,40	0,96	0,010	0,007	0,21	1,18	0,02	0,26	0,006	0,86
57	0,37	0,98	0,009	0,006	0,20	1,20	0,02	0,27	0,006	0,84
58	0,38	0,97	0,015	0,019	0,25	1,13	0,05	0,27	0,004	0,84
59	0,34	1,01	0,015	0,009	0,26	1,20	0,04	0,26	0,003	0,82
60	0,34	0,92	0,009	0,005	0,20	1,16	0,02	0,25	0,005	0,79

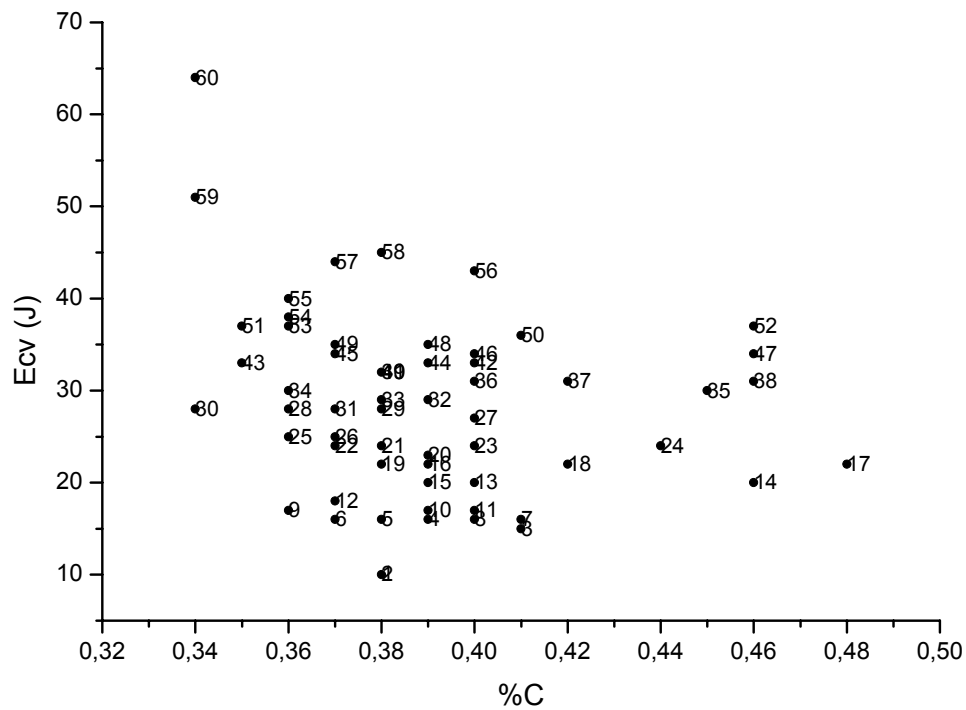


Figura IV.6 – Relação entre E_{cv} e %C.

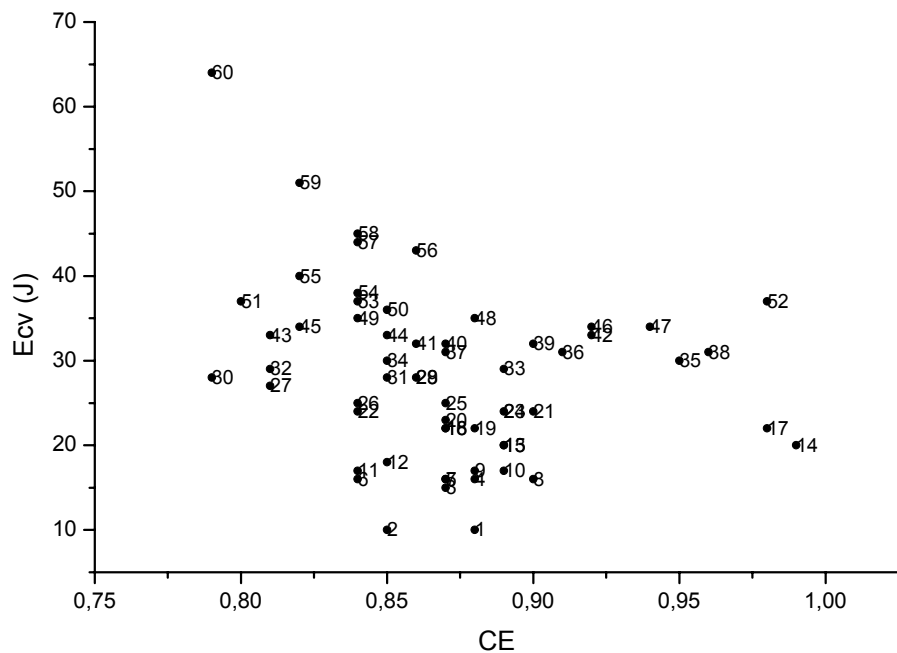


Figura IV.7 – Relação entre E_{cv} e CE.

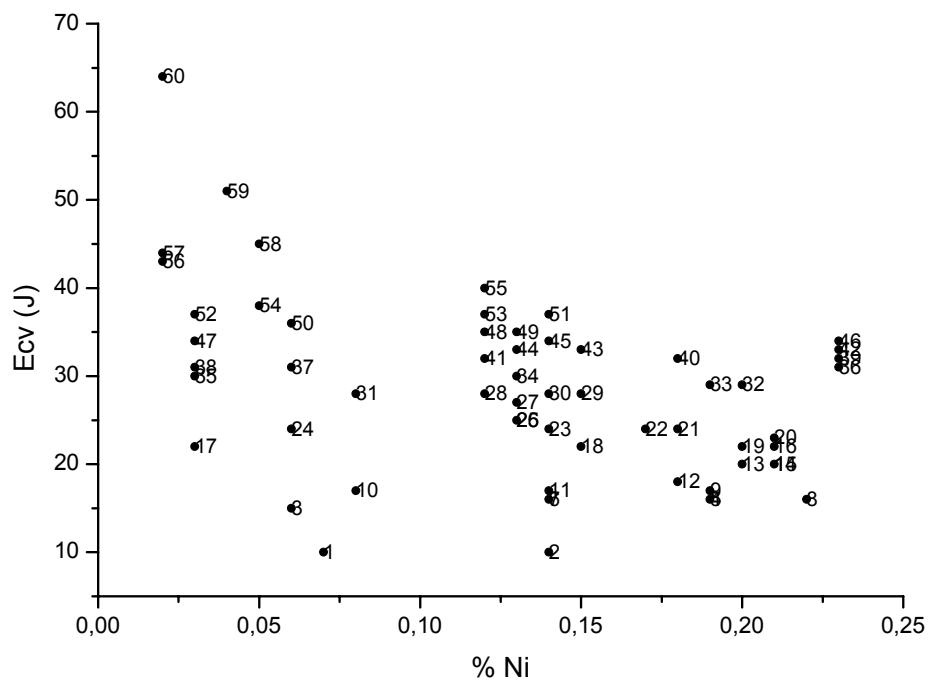


Figura IV.8 – Relação entre E_{cv} e %Ni.

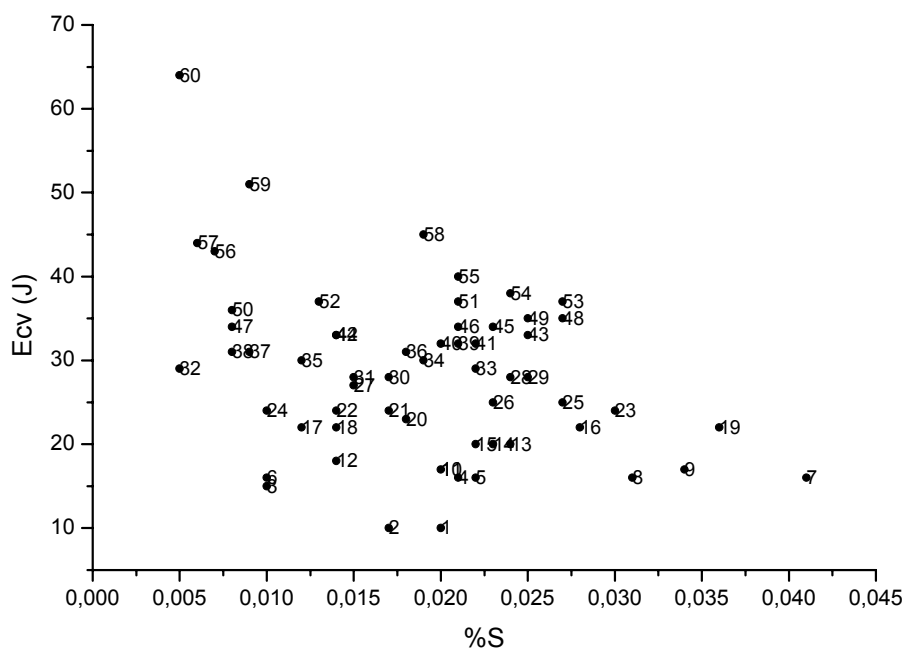


Figura IV.9 – Relação entre E_{cv} e %S.

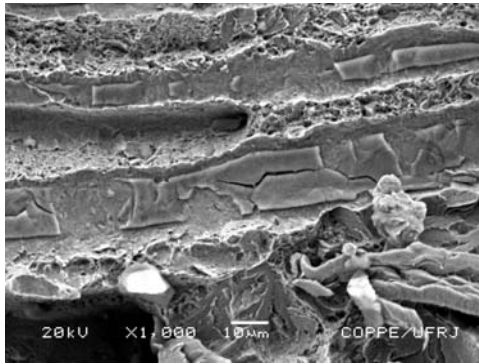
IV.3- Inclusões e Fratura

Os principais tipos de inclusões verificados na fratura de CPs de diferentes energias foram caracterizados quanto à morfologia e composição por EDS (Anexo II) juntamente com os mecanismos de fratura nas adjacências das inclusões. Verificou-se diferentes formas e tamanhos, mas as composições sempre apontam para sulfetos, pequena quantidade de silicatos e alumina, e alguns óxidos.

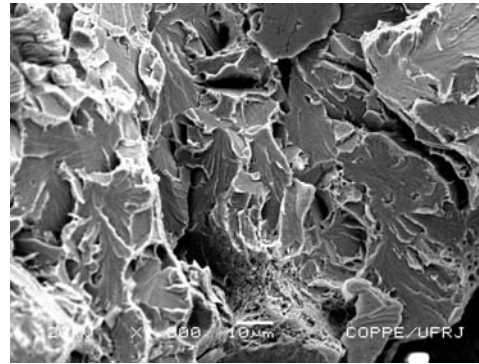
Sempre ao redor das inclusões verifica-se decoesão com a matriz e os mecanismos de fratura entre as inclusões (que seriam regiões fora das bandas de segregação) se mostraram diferentes, sendo do tipo clivagem para baixas energias (CPs 02 e 09), grandes *dimples* e decoesões para energias intermediárias (CPs 23 e 31) e chegando a quasi-clivagem (CPs 38 e 56) e pequenas microcavidades (CP 60) para as maiores energias. Como existe decoesão nas inclusões e este é um mecanismo de baixa energia, ficou evidente que quanto maior a quantidade e o alongamento das inclusões menores são as energias acumuladas no ensaio Charpy. O quadro da figura IV.10 ilustra algumas características das fraturas observadas em MEV para os CPs mencionados acima.

Como a quantidade de amostras foi grande optou-se por avaliar a forma e quantidade de inclusões pelo método comparativo entre os dois piores campos da amostra em baixa ampliação, ou seja, onde se observa a maior concentração dessas segundas fases, e de acordo com a norma ASTM E45 [64].

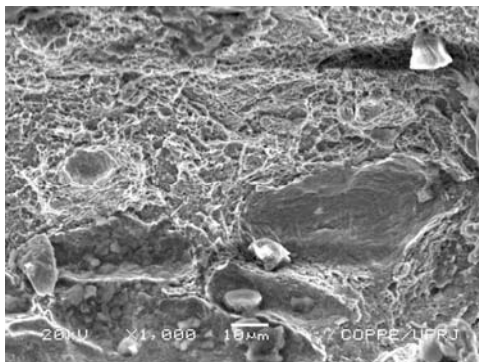
Está apresentada na tabela IV.3 a classificação das inclusões tipicamente verificadas em cada amostra, conforme esta norma. Esta classificação considera o tipo (A para sulfeto, B para alumina, C para silicatos e D para óxidos), a quantidade e a espessura das inclusões (por comparação), respectivamente através do número e da série (fina ou grossa). A figura IV.11 ilustra alguns tipos de inclusão encontrados nas amostras analisadas em microscópio ótico.



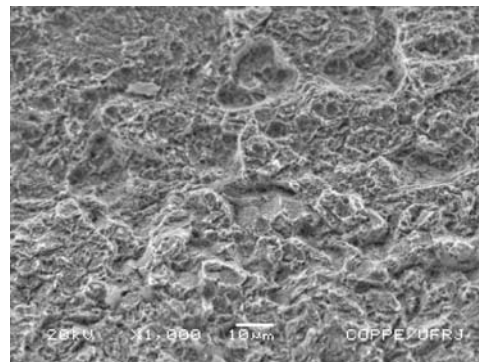
CP02 – Decoesão de inclusões na região da banda de segregação.



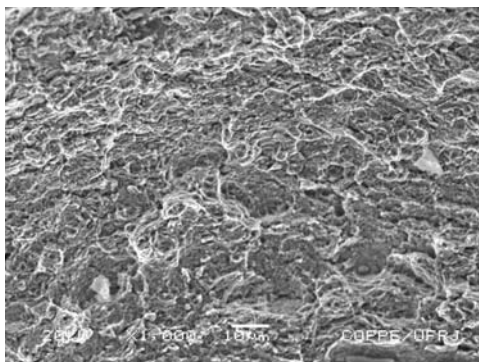
CP09 – Clivagem na região entre bandas de segregação.



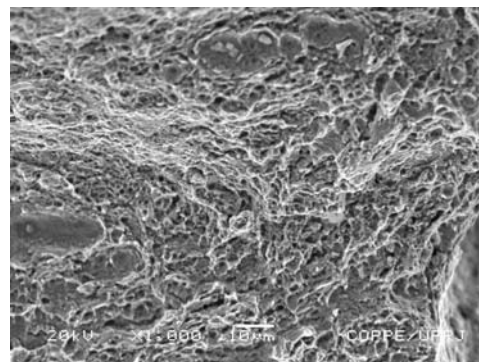
CP23 – Decoesão de inclusões e dimples rasos e largos na região entre bandas de segregação.



CP31 – Grandes dimples na região entre bandas de segregação.

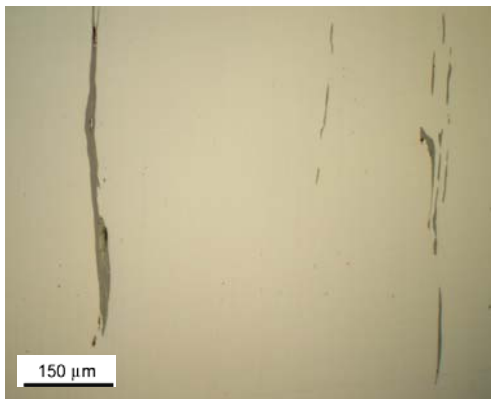


CP56 – Quasi-clivagem na região entre bandas de segregação.

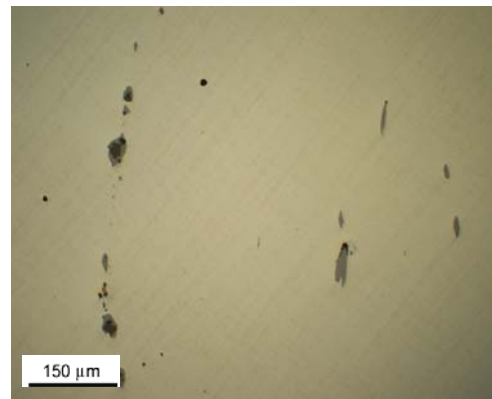


CP60 – Pequenas microcavidades na região entre bandas de segregação.

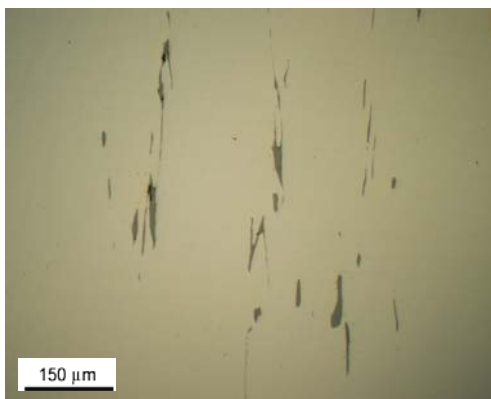
Figura IV.10 – Fractografias por MEV.



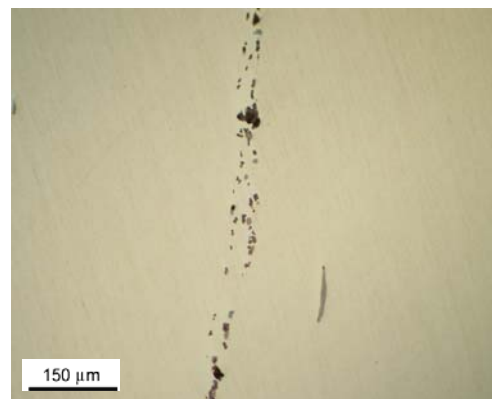
CP15 – Inclusões do tipo sulfeto.



CP29 – Inclusões do tipo sulfeto e do tipo silicato (mais escuras).



CP31 – Inclusões do tipo sulfeto.



CP47 – Inclusões predominantemente do tipo alumina.

Figura IV.11 – Tipos de inclusões.

Tabela IV.3 – Classificação das inclusões conforme ASTM E45 [64]. (Parte 1/2)

CP	foto	tipo			
		A	B	C	D
01	1	2F	-*	1F	2F
	2	2 ½ F	-	½ F	-
02	1	2 F	1F	1 ½ F	-
	2	1 ½ F	2F	4 G	1 ½ F
03	1	2 F	1 ½ F	-	-
	2	2 F	1 ½ F	-	-
04	1	2 ½ F	-	½ F	-
	2	3 G	-	½ F	-
05	1	2 ½ G	-	½ F	1 F
	2	2 ½ G	-	½ F	1 F
06	1	3 G	1 F	1 G	-
	2	3 G	½ F	2 G	-
07	1	3 G	½ F	1/2F	½ F
	2	1 ½ G	-	2 G	½ F
08	1	2 F	-	1 G	½ F
	2	2 F	-	2 G	½ G
09	1	2 F	-	1 F	1 F
	2	2 F	-	1 F	1 F
10	1	1 ½ F	-	1 ½ G	½ F
	2	1 ½ F	-	1 ½ G	-
11	1	2 F	½ G	1 F	½ F
	2	2 F	½ F	1 G	1 F
12	1	3 G	-	½ G	1 F
	2	2 F	-	-	1 F
13	1	3 F	-	1 G	1 F
	2	2 F	-	½ F	1 F
14	1	2 F	-	-	½ G
	2	2 G	-	½ G	1 F
15	1	2 ½ G	-	½ G	½ F
	2	1 ½ F	3 G	-	1 F
16	1	1 ½ F	2 G	½ G	½ F
	2	1 ½ F	-	½ G	½ F
17	1	1 F	-	2 G	½ F
	2	-	2 ½ G	½ G	-
18	1	4 G	-	-	½ F
	2	1 ½ F	1 F	1 G	½ F
19	1	1 ½ F	½ F	1 G	½ F
	2	1 ½ F	-	-	½ F
20	1	2 F	-	-	-
	2	1 ½ F	-	2 F	½ F
21	1	2 G	-	½ G	½ G
	2	2 G	-	-	1 F
22	1	3 G	-	1G	1 F
	2	2 ½ F	-	2 G	1 F
23	1	1 ½ F	2 G	½ G	1 F
	2	1 ½ F	2 G	½ G	1 F
24	1	-	1 G	2 G	1 G
	2	-	1 F	1 G	1 F
25	1	1 ½ F	-	2 G	3 G
	2	1 ½ F	-	1 G	2 G
26	1	2 G	1 ½ G	½ G	2 F
	2	2 G	1 ½ G	½ G	2 F
27	1	1 ½ F	2 G	-	½ F
	2	1 ½ F	½ G	-	½ F
28	1	1 ½ F	-	-	2 ½ G
	2	1 ½ F	-	-	2 G
29	1	2 F	1 ½ G	-	1 ½ F
	2	1 F	3 G	-	1 F
30	1	2 F	3 G	½ G	1 F
	2	1F	2 G	-	1 ½ F

* Esse tipo de inclusão não foi observado.

Tabela IV.3 – Classificação das inclusões conforme ASTM E45 [64]. (Parte 2/2)

CP	foto	tipo			
		A	B	C	D
31	1	2 G	-*	-	1 F
	2	1 G	-	-	-
32	1	1 F	-	-	½ G
	2	-	-	-	1 F
33	1	1 F	2 G	-	-
	2	½ F	2 G	1 ½ G	½ F
34	1	1 G	-	-	1 G
	2	1 G	-	-	2 G
35	1	1 F	2 F	1 G	-
	2	1 F	2 ½ G	-	1 F
36	1	1 F	-	-	½ F
	2	1 G	-	-	½ F
37	1	1 F	½ F	-	½ F
	2	1 F	-	-	½ F
38	1	1 F	3 G	-	½ F
	2	1 ½ F	-	-	½ G
39	1	1 G	-	½ G	½ F
	2	1 G	-	½ G	½ F
40	1	2 F	-	-	1 F
	2	1 ½ F	-	1 G	1 F
41	1	1 F	-	1 ½ G	1 F
	2	1 F	-	½ G	2 F
42	1	1 ½ F	-	-	½ F
	2	1 F	-	-	½ F
43	1	1 ½ G	-	1 G	1 ½ G
	2	1 G	-	½ G	1 G
44	1	1 ½ G	-	-	1 F
	2	1 ½ G	-	-	1 ½ F
45	1	1 ½ G	-	1 G	1 F
	2	1 ½ G	-	-	1 F
46	1	1 G	-	-	1 F
	2	2 G	-	-	1 F
47	1	1 F	-	-	½ F
	2	1 F	2 ½ G	-	½ F
48	1	1 G	-	-	2 F
	2	1 ½ G	-	-	2 F
49	1	1 F	-	2 G	1 F
	2	1 F	-	2 G	1 F
50	1	½ F	-	-	1 F
	2	½ F	1 ½ G	-	½ F
51	1	1 F	-	-	1 F
	2	1 ½ F	-	-	½ F
52	1	-	2 ½ G	2 G	½ G
	2	-	-	3 G	½ F
53	1	1 F	2 G	-	1 ½ F
	2	2 G	-	-	½ F
54	1	1 ½ F	-	-	-
	2	1 G	-	-	½ F
55	1	1 F	2 G	-	1 F
	2	1 ½ G	-	-	1 F
56	1	-	-	1 ½ G	½ F
	2	½ G	-	-	½ F
57	1	1 G	-	-	-
	2	1 G	-	-	-
58	1	1 ½ F	-	-	1 G
	2	1 ½ F	-	-	1 G
59	1	1 F	-	1 ½ G	1 F
	2	1 F	-	-	1 F
60	1	½ F	-	-	-
	2	-	-	1G	1 F

* Esse tipo de inclusão não foi observado.

Como não existe uma forma gráfica simples para representar a relação entre as inclusões e a energia Charpy V, foi proposto um fator que estaria significando a influência das características típicas das inclusões (tamanho, forma e quantidade) na perda de tenacidade. Assim a média dos níveis encontrados para cada tipo de inclusão foram utilizados para calcular o fator. As inclusões do tipo óxido são globulares e seu efeito sobre a tenacidade foi considerado irrelevante (fator 0). A série das inclusões tipo A também mostrou ter influência, sendo atribuído o valor 1 para a série grossa e valor 1,5 para a série fina, que é mais prejudicial. A equação IV.1 descreve o cálculo deste fator.

$$FI = [\text{valor de A} + \text{série A} + \text{valor de B} + \text{valor de C}] \quad (IV.1)$$

O gráfico da figura IV.12 propõe para a influência da presença de inclusões nos níveis de tenacidade esta relação entre o inverso do fator proposto e a energia Chapy V, ratificando o que a literatura apresenta [32]. O gráfico revela a tendência de valores mais altos de E_{CV} estarem associados a níveis mais baixos de inclusão e estes valores apresentam um fator de correlação de 0,69.

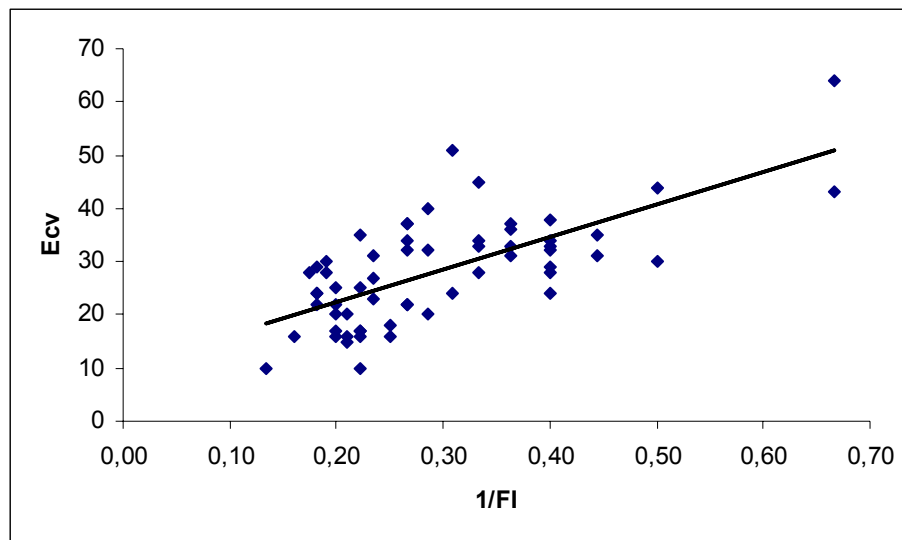


Figura IV.12 – Relação entre E_{CV} e o inverso do fator de inclusões.

Foi interessante, entretanto, verificar que a relação do %S em função do fator inclusões não se mostrou linear (figura IV.13), o que pode significar que diferentes processamentos, com taxas de redução diferentes, podem influenciar na tenacidade, o que também já foi considerado pela literatura [33].

Outra influência indireta da presença de impurezas na tenacidade pode ser a questão do alinhamento e da retenção das segregações, que juntamente com as inclusões se alinham e formam bandas de regiões segregadas e não segregadas. Assim, materiais que apresentam inclusões muito alongadas podem também apresentar bandas de segregações mais pronunciadas e forte anisotropia de propriedades, tendo sido considerado relevante a determinação do fator “bandeamento”.

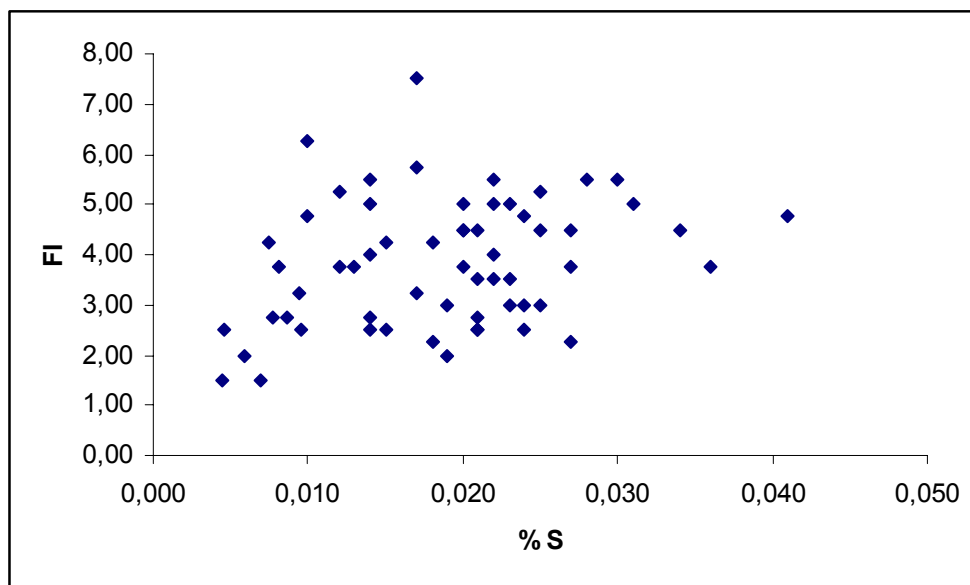


Figura IV.13 – *Relação entre %S e nível de inclusões.*

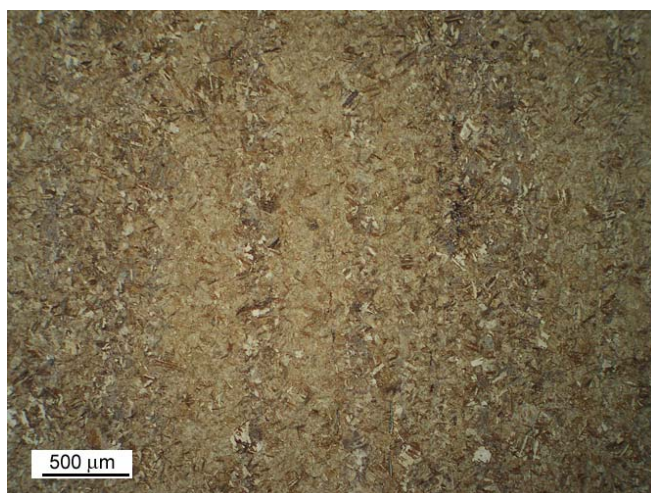
IV.4- Bandeamento

Como o bandeamento foi inicialmente indicado como um dos fatores mais importantes na perda de tenacidade, este parâmetro foi explorado através de análises preliminares qualitativas e depois de análises quantitativas.

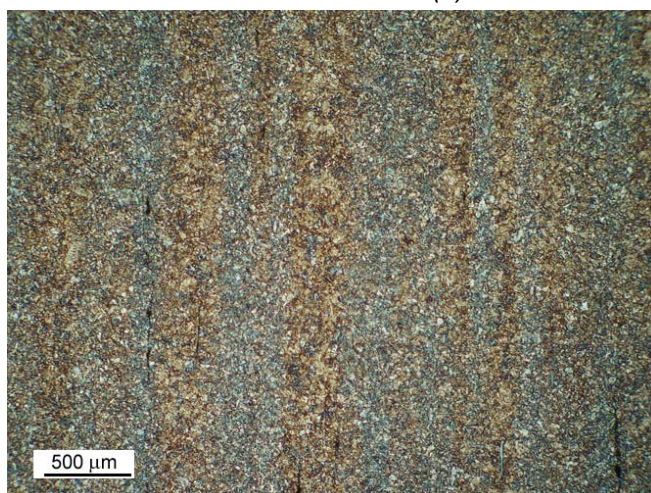
As análises qualitativas consideraram apenas 3 níveis de bandeamento, leve, moderado e forte, tendo sido conferidos valores 1, 2 ou 3 a este parâmetro, respectivamente. A tabela IV.4 apresenta para cada CP os resultados desta análise preliminar e a figura IV.14 ilustra os 3 níveis de bandeamento.

Tabela IV.4 - Parâmetros de bandeamento resultantes da avaliação qualitativa.

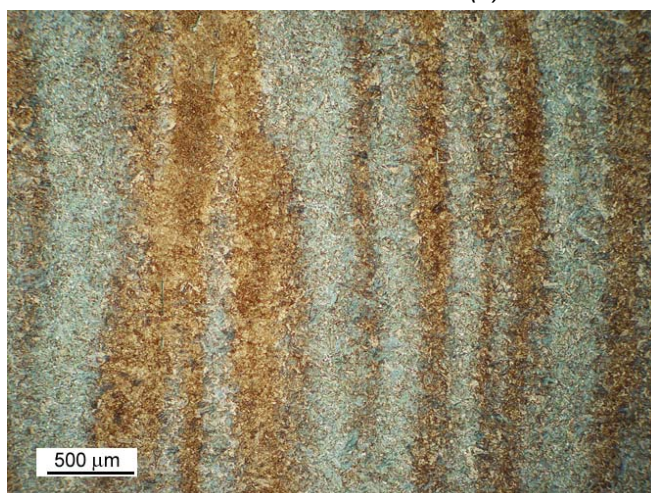
CP	bandeamento	CP	bandeamento
1	3	31	1
2	2	32	1
3	1	33	3
4	1	34	3
5	2	35	2
6	3	36	2
7	3	37	1
8	2	38	1
9	2	39	2
10	3	40	3
11	3	41	2
12	3	42	3
13	1	43	1
14	2	44	2
15	2	45	1
16	1	46	2
17	2	47	3
18	3	48	2
19	2	49	1
20	2	50	1
21	3	51	2
22	3	52	2
23	1	53	1
24	1	54	2
25	2	55	2
26	1	56	2
27	2	57	2
28	2	58	1
29	1	59	1
30	1	60	1



Bandeamento leve (1).



Bandeamento moderado (2).



Bandeamento forte (3).

Figura IV.14 – Os 3 diferentes níveis de bandeamento classificados de forma qualitativa.

O gráfico da figura IV.15 apresenta a tendência verificada para o bandeamento, sugerindo relação entre o parâmetro bandeamento e a tenacidade, tendo sido determinado que seria importante avaliar a quantidade de bandas e sua largura.

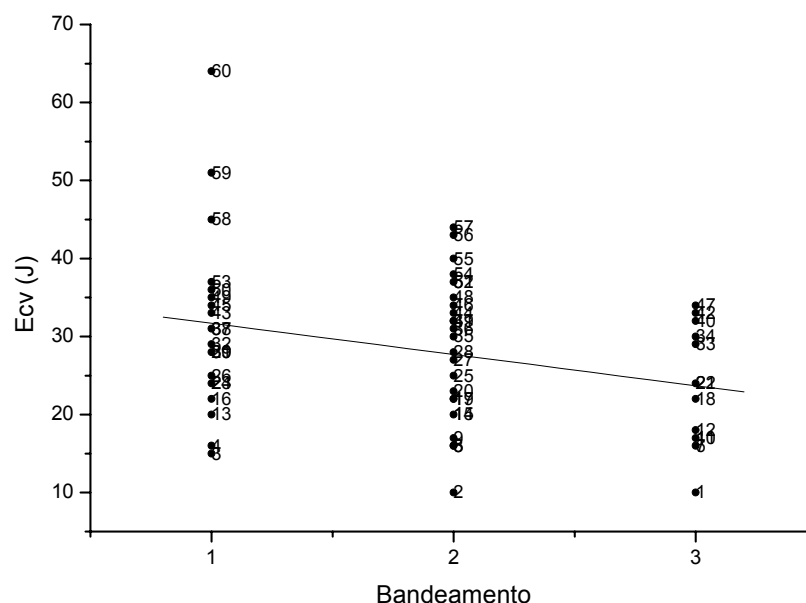
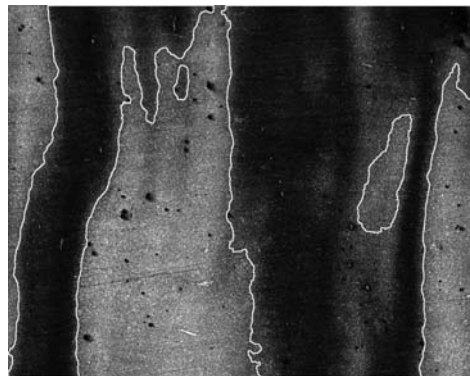
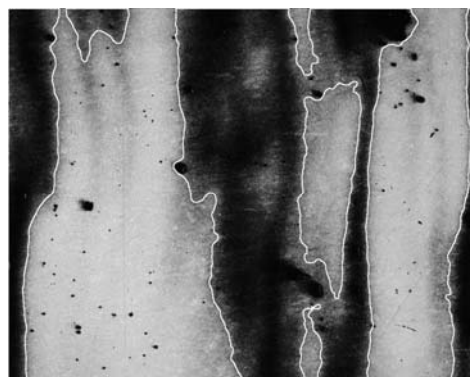


Figura IV.15 – Fator bandeamento x E_{CV} (J).

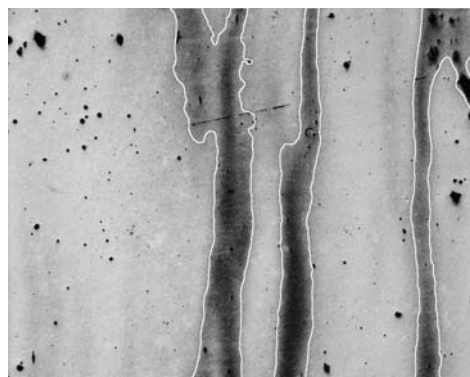
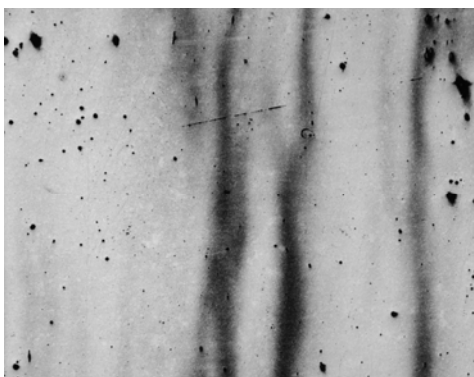
Através do uso de um ataque para revelar impurezas, análise digital de imagens e macros especificamente elaboradas para tratamento destas imagens, foram obtidos para algumas amostras específicas, resultados que não puderam ser reproduzidos quando retestados pois dependiam muito do tempo de ataque e da macro utilizada na avaliação. A figura IV.16 apresenta exemplos de uma das amostras que foi polida e atacada em diferentes momentos, mostrando resultados muito discrepantes e portanto pouco confiáveis. Apesar deste tipo de resultado ter sido verificado em apenas algumas amostras, optou-se por não utilizar o fator bandeamento quantitativo pois não ficou clara qual a relação entre as amostras mais difíceis e os efeitos diferenciados no ataque. Cabe ressaltar que estas diferenças de ataque são típicas de materiais de diferentes composições e processamentos, não sendo possível padronizar a forma de atacar.



Resultado 1: *fv média das bandas = 57,82; largura média das bandas = 425,83 μ m.*



Resultado 2: *fv média das bandas = 44,89; largura média das bandas = 268,16 μ m.*



Resultado 3: *fv média das bandas = 27,55; largura média das bandas = 154,71 μ m.*

Figura IV.16 – *Comparação entre os resultados do processamento do bandeamento do CP01 atacado em diferentes momentos.*

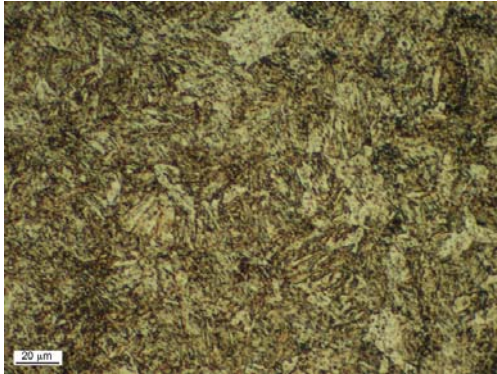
IV.5- Microestrutura e Microdurezas

Tudo indica que a quantidade de martensita é um dos fatores determinantes da tenacidade, embora, assim como o bandejamento, sua quantificação seja bastante difícil, principalmente considerando que os aços apresentam diferentes composições químicas, processamentos mecânicos e tratamentos térmicos.

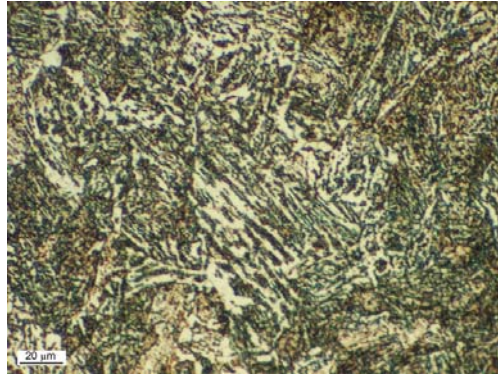
Através de uma análise nas micrografias por MEV para energias Charpy V crescentes (Anexo III) foi possível constatar que as diferenças microestruturais foram marcantes entre regiões na banda (região de segregação) e fora da banda para os CPs de baixa energia enquanto os CPs de alta energia se mostraram com estruturas uniformes. As micrografias feitas em MO com ataque de Nital 2% também evidenciam as características microestruturais nas regiões dentro e fora das bandas. As figuras IV.17 e IV.18 apresentam algumas micrografias feitas por MO e por MEV, respectivamente, para CPs com energias Charpy V crescentes. Isto levou a testes com análise de imagens buscando avaliar um fator chamado de “textura” [73] mas cujo significado não é metalúrgico e sim de morfologia, que pode estar relacionado ao refinamento da estrutura. Alguns resultados preliminares mostraram uma tendência a grandes diferenças de desvio padrão para este fator quando se avaliava regiões aleatoriamente capturadas com alta ampliação (1000x), o que é um fator que revela a heterogeneidade do material. Esta análise foi iniciada e merece ser explorada, embora para este trabalho tenha sido adotada outra forma de avaliar a heterogeneidade, através de microdurezas Vickers com carga de 100 gramas entre regiões bandeadas e não bandeadas, cujos resultados estão apresentados na tabela IV.5.

A figura IV.19 apresenta a relação entre a diferença entre valores de dureza (que dá uma idéia da heterogeneidade do material) e energia Charpy V, onde se ratifica a idéia de que a heterogeneidade é um fator de perda de tenacidade.

CP01 – E_{CV} 10J

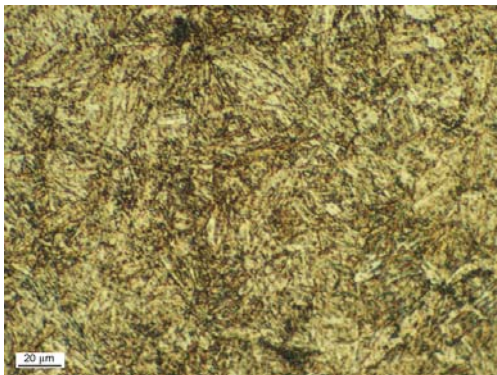


Região da banda de segregação apresenta microestrutura martensítica.

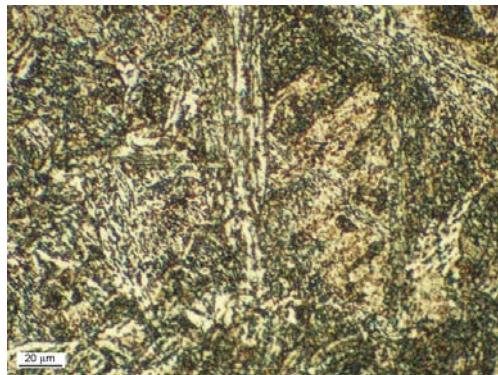


Região fora da banda de segregação apresenta microestrutura bainítica.

CP28 – E_{CV} 28J

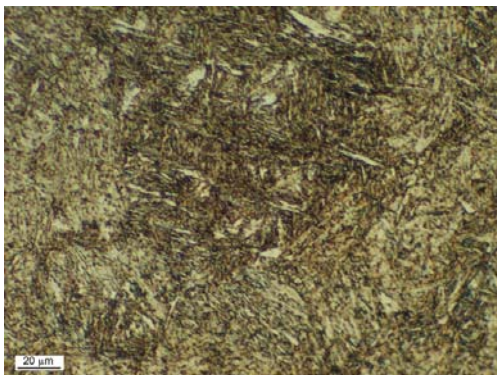


Região da banda de segregação apresenta microestrutura martensítica.

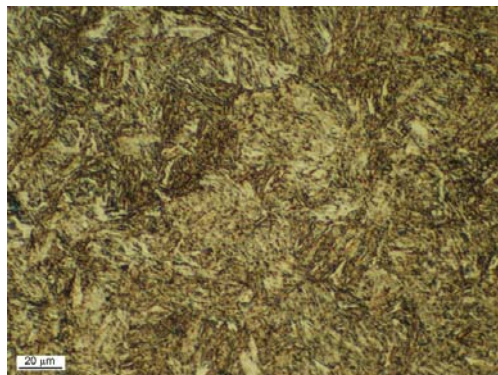


Região fora da banda de segregação apresenta microestrutura mista.

CP59 – E_{CV} 51J



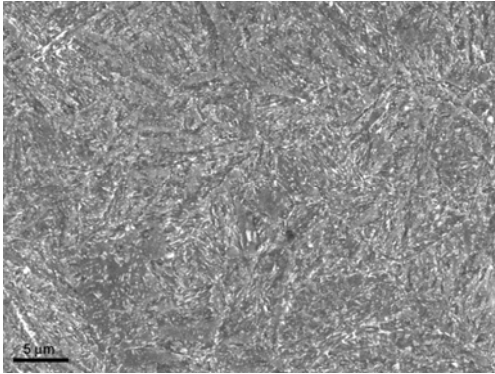
Região da banda de segregação apresenta microestrutura martensítica.



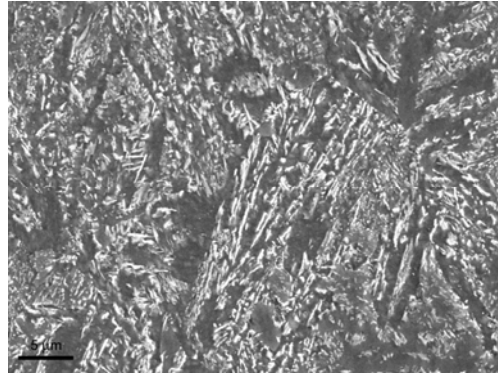
Região fora da banda de segregação apresenta microestrutura martensítica.

Figura IV.17 – Caracterização microestrutural por MO.

CP01 – E_{CV} 10J

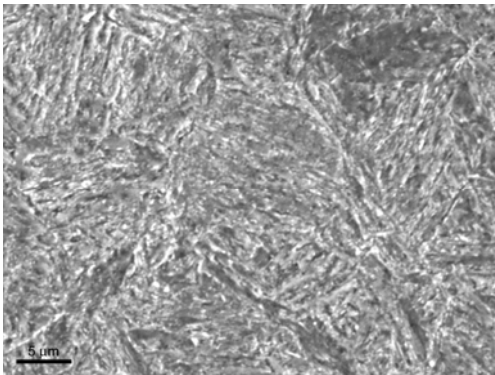


Região da banda de segregação apresenta microestrutura martensítica.

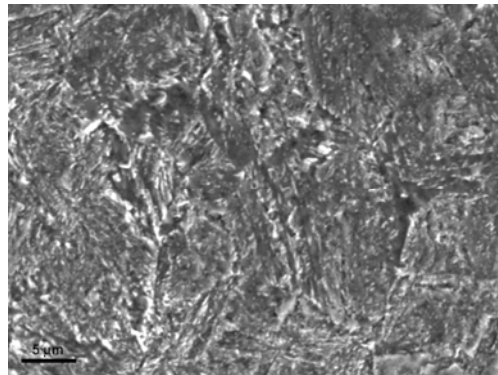


Região fora da banda de segregação apresenta microestrutura bainítica.

CP32 – E_{CV} 29J

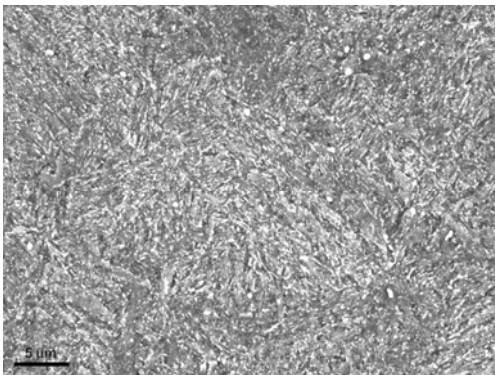


Região da banda de segregação apresenta microestrutura martensítica.

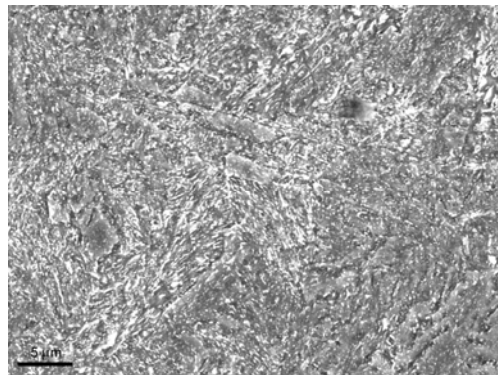


Região fora da banda de segregação apresenta microestrutura mista.

CP47 – E_{CV} 34J



Região da banda de segregação apresenta microestrutura martensítica.



Região fora da banda de segregação apresenta microestrutura martensítica.

Figura IV.18 – Caracterização microestrutural por MEV.

Tabela IV.5 – Valores de microdureza medidos nas regiões de banda e entre banda e a diferença entre eles (Δ HV).

CP	HV banda	HV entrebanda	Δ HV
1	303,4	241,4	62,0
2	295,5	274,3	21,2
3	272,9	240,6	32,3
4	307,4	266,7	40,6
5	282,9	247,6	35,4
6	279,0	261,3	17,7
7	294,9	266,3	28,6
8	278,4	267,6	10,8
9	303,5	224,4	79,2
10	287,1	260,7	26,4
11	287,0	242,0	45,0
12	312,9	223,4	89,5
13	297,6	305,2	7,6
14	298,0	234,5	63,5
15	269,5	263,4	6,1
16	255,0	249,4	5,5
17	283,7	271,6	12,1
18	265,3	230,0	35,3
19	280,8	245,8	35,0
20	305,6	260,7	44,9
21	303,6	248,8	54,7
22	338,8	254,4	84,4
23	292,4	283,8	8,6
24	312,8	291,9	20,9
25	295,0	264,8	30,2
26	344,2	278,9	65,3
27	304,9	256,6	48,4
28	276,5	237,6	38,9
29	299,5	265,9	33,5
30	286,8	252,4	34,4
31	292,2	266,6	25,7
32	305,2	268,3	36,9
33	288,1	283,0	5,1
34	267,8	231,8	36,0
35	278,3	256,9	21,3
36	283,6	240,2	43,4
37	278,6	271,9	6,7
38	284,2	248,7	35,4
39	316,2	253,9	62,3
40	280,4	283,7	3,3
41	280,0	265,3	14,7
42	298,7	261,7	36,9
43	277,5	267,7	9,8
44	276,5	257,9	18,6
45	282,2	248,5	33,7
46	266,9	255,2	11,7
47	270,2	238,3	32,0
48	274,1	249,2	24,9
49	270,9	262,4	8,5
50	312,4	281,5	30,9
51	261,4	266,8	5,4
52	279,4	263,2	16,2
53	312,7	267,0	45,7
54	245,2	240,2	5,0
55	283,5	266,9	16,6
56	286,1	260,6	25,5
57	304,4	270,8	33,6
58	294,4	264,9	29,4
59	279,1	279,0	0,0
60	268,7	247,6	21,1

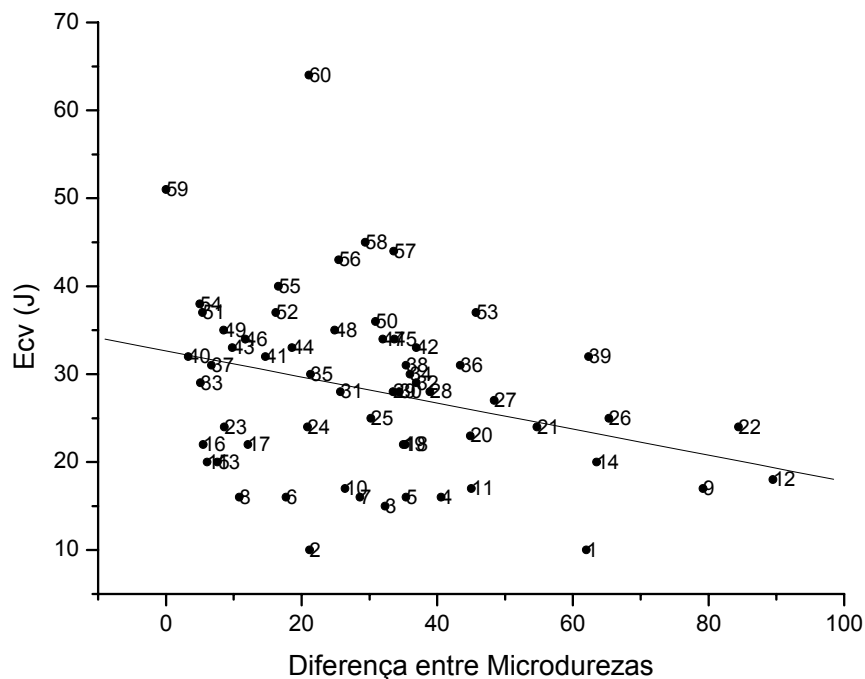


Figura IV.19 – Dependência entre ΔHV e E_{cv} .

IV.6- Tamanho de Grão da Austenita Prévia

A tabela IV.6 apresenta o valor ASTM do tamanho de grão austenítico, avaliado por comparação, para cada CP. Vale ressaltar que quanto maior o número ASTM, menor é o tamanho de grão médio.

Apesar dos materiais terem sido processados para atendimento ao mesmo tipo de equipamento, verificou-se enorme variação no tamanho de grão da austenita prévia, o que ratifica a idéia de que os materiais apresentaram tratamentos térmicos e processamento bem diferentes.

O gráfico da figura IV.20 mostra que a tendência é de maiores tamanhos de grão austenítico apresentarem menor tenacidade, o que está de acordo com o que a literatura destaca [11]. A figura IV.21 ilustra alguns dos diferentes tamanhos de grão austenítico encontrados nas amostras estudadas.

Tabela IV.6 – Tamanho de Grão ASTM para os CPs estudados.

CP	TG	CP	TG
1	7	31	9
2	8,5	32	8
3	6	33	6
4	6	34	5,5
5	4	35	5,5
6	8,5	36	7
7	6,5	37	5
8	5,5	38	5
9	5	39	5,5
10	7	40	5
11	6,5	41	9
12	4	42	5,5
13	5,5	43	9
14	6,5	44	7,5
15	7	45	10
16	6	46	6
17	6,5	47	6
18	6,5	48	9
19	6,5	49	9
20	6	50	5
21	5	51	8,5
22	8,5	52	6
23	8,5	53	8
24	5	54	8
25	6	55	9
26	6	56	9
27	8	57	9
28	5,5	58	7
29	8,5	59	7
30	8,5	60	9

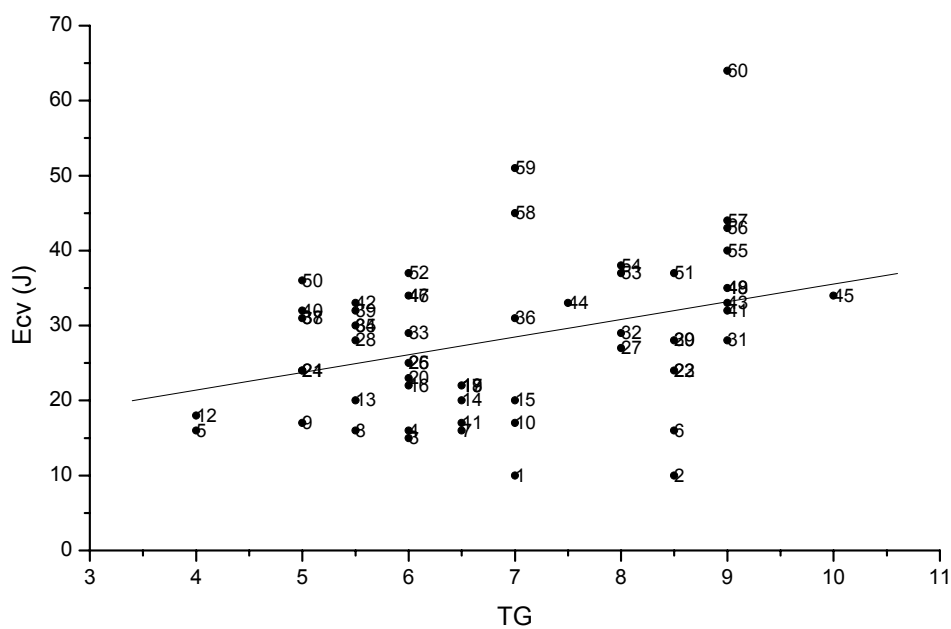
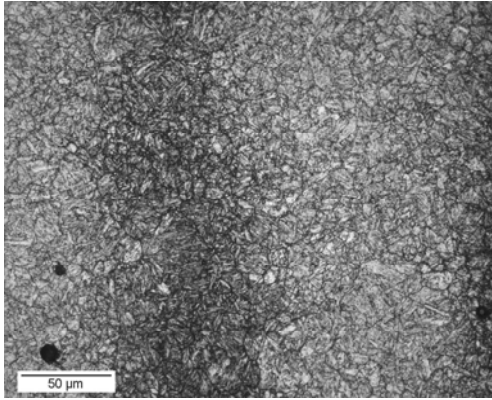
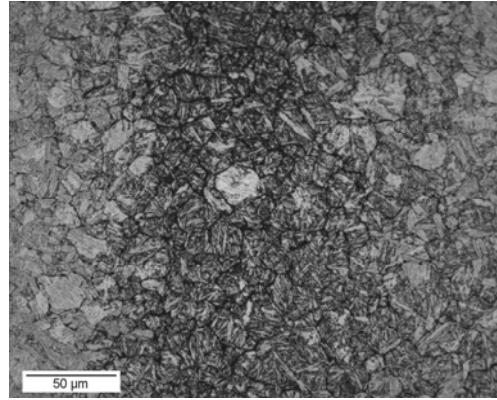


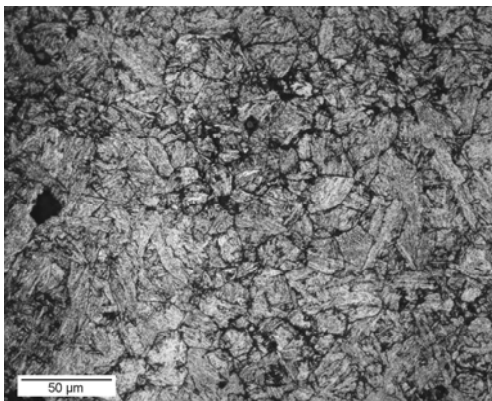
Figura IV.20 – Dependência entre TG ASTM e E_{CV} .



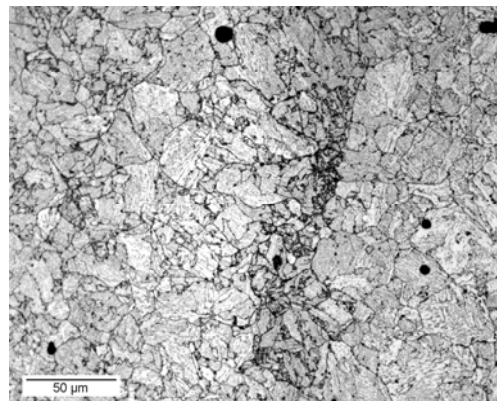
TG ASTM 9



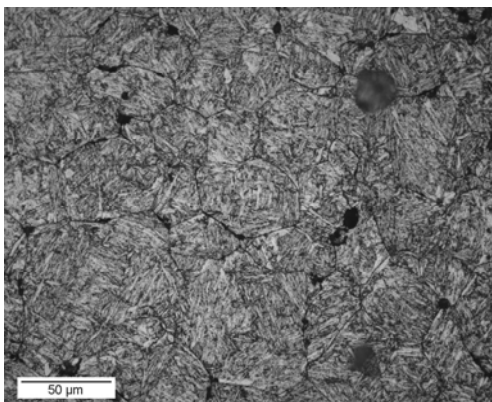
TG ASTM 8



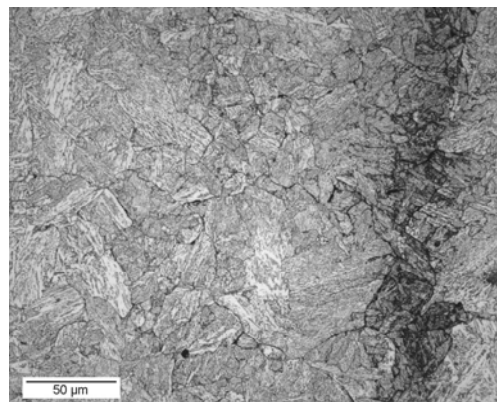
TG ASTM 7



TG ASTM 6



TG ASTM 5



TG ASTM 4

Figura IV.21 – Diferentes TG ASTM observados.

IV.7- Fatores Determinantes para a E_{CV}

Com o objetivo de apresentar uma correlação numérica que evidencie as principais características metalúrgicas que afetam diretamente a energia Charpy V dos aços da família 41XX (quando manufaturados e tratados para classe de propriedades de alta resistência e atendimento ao API Spec 7) estão destacados a seguir os principais parâmetros metalúrgicos analisados e que contribuem para a E_{CV} .

1. relação LE/LR : fornece uma indicação da microestrutura formada no tratamento térmico, sendo valores mais altos relacionados a uma maior quantidade de martensita e, portanto, a maiores valores de E_{CV} . Este parâmetro tem uma relação direta também com a homogeneidade da microestrutura, o que está evidenciado na análise das microdurezas nas regiões de banda de segregação e fora da banda, estando os valores mais baixos da diferença de microdurezas entre as regiões relacionados a menores diferenças na microestrutura (maior homogeneidade). Devido à forte influência que a microestrutura exerce sobre a energia Charpy V, a relação LE/LR foi ajustada por um fator multiplicador de 2,5.
2. tamanho de grão da austenita prévia (TG): é também uma indicação da microestrutura, sendo que para menores valores correspondem maiores energias de impacto Charpy V e, como este é dado pelo tamanho médio ASTM, que por sua vez apresenta uma relação inversa com o tamanho de grão medido em unidade de área, para valores crescentes de TG ASTM, correspondem valores também crescentes de E_{CV} . Dessa forma, esta variável entra no numerador com o seu valor absoluto ASTM.
3. teor de C : representa o efeito da composição química sendo que, para maiores valores correspondem energias de impacto Charpy V mais baixas. Assim, foi considerada a subtração ($0,53 - \%C$) no numerador, na qual o valor 0,53 é o teor máximo de carbono admitido na classe de aços estudados e $\%C$ é a concentração real desse elemento para cada amostra, o que significa que menores teores de carbono resultam em maiores valores da subtração e, por consequência, em uma contribuição maior para o aumento de E_{CV} .

4. fator de inclusões (FI): representa indiretamente o efeito da composição química, pois sua quantidade é diretamente proporcional à concentração de S e representa também os aspectos morfológicos dessas características deletérias, sendo que é dado pela transformação do número ASTM através do cálculo proposto na equação IV.1 e constitui um fator que degrada a E_{CV} . Dessa forma, optou-se por dividir o produto dos valores que são diretamente proporcionais à E_{CV} pelo fator relacionado às inclusões (FI) acrescido de um fator de atenuação 4.

A equação que representa a relação dos fatores acima considerados com a E_{CV} e que foi desenvolvida de forma empírica neste trabalho está apresentada a seguir:

$$[E_{CV}/100] = [((LE/LR).2,5).TG.(0,53 - C)] / [4 + FI] \quad IV.2$$

O gráfico da figura IV.22 mostra uma boa correlação (fator de correlação igual a 0,67) entre o valor calculado pela fórmula e a energia Charpy V medida nos ensaios. Cabe destacar que a partir do lote de amostras relacionadas inicialmente, todas foram consideradas nesta fórmula e que estas têm procedências desconhecidas e por conseguinte uma diversidade muito grande de composição e rotas de fabricação.

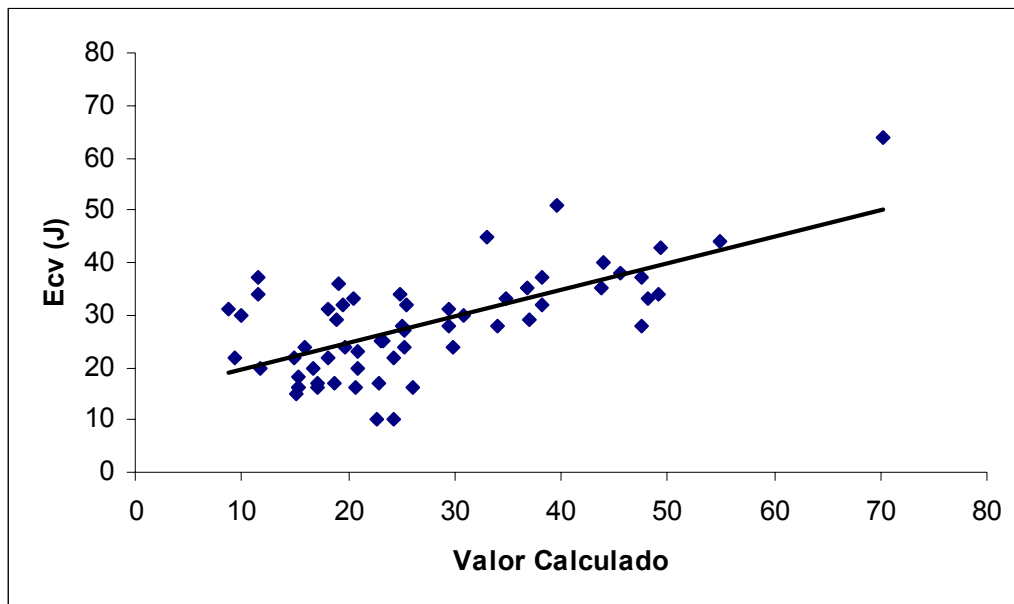


Figura IV.22 – Relação entre a E_{CV} medida e a E_{CV} calculada pela equação IV.2.

CAPÍTULO V

CONCLUSÕES

Através das análises realizadas em corpos de prova Charpy V, ensaiados à temperatura ambiente, provenientes de *subs* de procedências desconhecidas cuja classe de propriedades se enquadra em limite de escoamento de 700MPa e dureza entre 28 a 35HR_C e cuja composição permite enquadrá-los como aços de médio carbono tipo AISI 41XX, foi possível concluir que:

1. Não existe uma relação direta da E_{CV} com a dureza, o que desqualifica este ensaio como referência direta para a avaliação do material quanto à sua tenacidade;
2. Os valores de energia de impacto Charpy V se mostraram diretamente proporcionais à razão LE/LR, que por sua vez os valores mais altos estão associados a tratamentos térmicos mais efetivos onde se espera estrutura predominantemente martensítica;
3. Os valores de E_{CV} se mostraram muito dependentes do teor de enxofre nos aços, cujas procedências revelaram grande variação quanto aos métodos siderúrgicos, com teores de S entre 0,005 e 0,041% (em peso);
4. Os valores de E_{CV} são fortemente dependentes do tipo, nível e morfologia das inclusões, sendo as do tipo MnS consideradas as mais prejudiciais. Um fator de caracterização pôde ser estabelecido levando em conta o nível e a série das inclusões segundo a norma ASTM E45;
5. As inclusões se mostraram, em todos os CPs, associadas a regiões de segregações (bandeamento) onde foi constatada microestrutura predominantemente martensítica. Fora da banda foi verificada a presença de constituintes distintos (bainita e/ou martensita) para os diferentes CPs, estando os de menor LE/LR associados a estruturas bainíticas e os de maior LE/LR associados a estruturas martensíticas;
6. Foi verificada relação inversa entre a E_{CV} e a variação de microdurezas dentro e fora da banda, sendo que os CPs que apresentaram estrutura bainítica fora da banda, e por isso maior diferença de microdurezas em relação à estrutura martensítica da banda, foram os de menor tenacidade;

7. Na fratura de todos os CPs verificou-se grandes cavidades ao redor das inclusões do tipo sulfeto (mecanismo de decoesão), o que explica porque a E_{CV} está inversamente relacionada com o nível de inclusões;
8. Outros mecanismos de fratura verificados nos CPs, fora das regiões de inclusões (ou das bandas), foram clivagem para CPs de menor E_{CV} e quasi-clivagem e microcavidades para CPs de maior E_{CV} ;
9. A E_{CV} foi relacionada aos parâmetros LE/LR, concentração de carbono, tamanho de grão e fator de inclusões através da equação:

$$[E_{CV}/100] = [((LE/LR).2,5).TG.(0,53 - C)] / [4 + FI]$$

CAPÍTULO VI

SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

O presente trabalho considerou um universo de 60 amostras com análises realizadas segundo métodos aplicados a nível industrial, como as avaliações comparativas ASTM de tamanho de grão e do nível de inclusões. A realização de medidas destes parâmetros segundo métodos de metalografia quantitativa poderia ser melhor explorada.

Outro parâmetro de forte influência que somente foi analisado de forma indireta foi a fração de constituintes martensita e bainita, avaliada pela própria razão LE/LR e através das variações de dureza entre regiões bandeadas e não bandeadas. Neste sentido os parâmetros de Haralick relacionados à morfologia da microestrutura foram utilizados preliminarmente em um universo pequeno de amostras, com resultados que já mostram uma tendência, sendo sugerido estudar melhor as relações de LE/LR com estes parâmetros e com a dureza, embora esta não seja uma prática viável a nível industrial.

CAPÍTULO VII

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] BAKER, R., *A Primer of Oilwell Drilling – A Basic Text of Oil and Gas Drilling*. 5 ed. (Revisada) Texas, Petroleum Extension Service, The University of Texas at Austin, em cooperação com International Association of Drilling Contractors, 1996.
- [2] API Specification 7, *Specification for Rotary Drill Stem Elements*, 40 ed. Nov. 2001.
- [3] “High-Strength Structural and High-Strength Low-Alloy Steels”. In: *Metals Handbook*, v. 1, *Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys*, ASM International, pp. 389-423, 1990.
- [4] DUFOUR, J.D., *An Introduction to Metallurgy*. 4 ed. Houston-TX, Cooper Cameron Corporation, 2002.
- [5] “Classification and Designation of Carbon and Low-Alloy Steels”. In: *Metals Handbook*, v. 1, *Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys*, ASM International, pp. 140-194, 1990.
- [6] ERICSSON, T. “Principles of Heat Treating of Steels”. In: *ASM Handbook*, v. 4, *Heat Treating*, ASM International, pp. 3-19, 1991.
- [7] MAROPOULOS, S., RIDLEY, N., KARAGIANNIS, S. “Structural Variations in Heat Treated Low Alloy Steel Forgings”, *Materials Science and Engineering* v. A, n. 380, pp. 79-92, 2004.
- [8] PHILIP T. V., MCCAFFREY, T. J. “Ultrahigh-Strength Steels”. In: *Metals Handbook*, v. 1, *Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys*, ASM International, pp. 430-448, 1990.
- [9] KRAUSS, G., *Steels: Heat Treatment and Processing Principles*. 4 ed. Ohio, ASM International, 1995.
- [10] BHADESHIA, H.K.D.H., *Bainite in Steels*. 2 ed. Institute of Materials, 2001.

- [11] BATES, C. E., TOTTEN, G. E., BRENNAN, R. L. "Quenching of Steel". In: *ASM Handbook*, v. 4, *Heat Treating*, ASM International, pp. 67-120, 1991.
- [12] KIRKALDY, J. F. "Quantitative Prediction of Transformation Hardening in Steels". In: *ASM Handbook*, v. 4, *Heat Treating*, ASM International, pp. 20-34, 1991.
- [13] KRAUSS, G. "Martensite in steel: strength and structure", *Materials Science and Engineering* v. A, n. 273–275, pp. 40–57, 1999.
- [14] BECHERER, B. A., WHITEFORD, J. "Heat Treating of Ultrahigh-Strength Steels". In: *ASM Handbook*, v. 4, *Heat Treating*, ASM International, pp. 207-218, 1991.
- [15] WISTI, M., HINGWE, M., BRENNAN, R. L. "Tempering of Steel". In: *ASM Handbook*, v. 4, *Heat Treating*, ASM International, pp. 121-136, 1991.
- [16] BHADESHIA, H. K. D. H. "Tempered Martensite", Texto disponibilizado no site <http://www.msm.cam.ac.uk/phase-trans/2002/martensite.html> da University of Cambridge, 2004.
- [17] CALLISTER JR., W.D., *Materials Science and Engineering – An Introduction*. 5 ed. John Wiley & Sons, Inc., 2000.
- [18] *ASM Materials Engineering Dictionary*. J.R. Davis, ASM International, 1992.
- [19] BHADESHIA, H. K. D. H. "Neural Networks in Materials Science", *ISI/International* v. 39, n. 10, pp. 966-979, 1999.
- [20] "Purification of Metals". In: *ASM Handbook*, v. 15, *Casting*, ASM International, pp 74-79, 1993.
- [21] PRATES, M.C.F., DAVIES, G.J., *Solidificação e Fundição de Metais e Ligas*. Brasil, Editora da Universidade de São Paulo, 1978.
- [22] PORTER, D.A., EASTERLING, K.E., *Phase Transformations in Metals and Alloys*. Van Nostrand Reinhold, 1981.
- [23] "Inclusion Forming Reactions". In: *ASM Handbook*, v. 15, *Castings*, ASM International, pp. 88-97, 1993.

- [24] KIESSLING, R., LANGE, N., *Non Metallic Inclusions in Steel*. England, The Metals Society, 1978.
- [25] COSTA E SILVA, A.L., MEI, P.R., *Aços e Ligas Especiais*. Brasil, Eletrometal SA Metais Especiais, 1988.
- [26] PAPWORTH, A. J., KNORR, D. B., WILLIAMS, D. B. "The evolution of the segregation behavior of alloying elements in a low-alloy steel", *Scripta Materialia* v. 48, pp. 1301-1305, 2003.
- [27] "Forging of Carbon and Low Alloy Steels". In: *ASM Handbook*, v. 14, *Forming and Forging*, ASM International, pp. 215-221, 1993.
- [28] CHARLES, J. A. "Hot Processability and the Optimization of Hot-Worked Properties", *Int. Met. Rev*, v. 17, pp. 1-24, 1972.
- [29] ASM Source Articles. "Fracture Mechanics Properties of Carbon and Alloy Steels". In: *ASM Handbook*, v. 19, *Fatigue and Fracture*, ASM International, pp. 614-654, 1996.
- [30] API Specification 6A, *Specification for Wellhead and Christmas Tree Equipment*, 17 ed. 2002.
- [31] TOMITA, Y. "Effect of desulphurization and calcium treatments on the inclusion morphology of 0.4C-Cr-Mo-Ni steel", *Journal of Materials Science* v. 29, pp. 2873-2878, 1994.
- [32] TOMITA, Y. "Effect of morphology of non-metallic inclusions on Charpy impact properties of quenched and tempered 0.4C-Cr-Mo-Ni steels", *Materials Science and Technology* v. 11, pp. 508-513, May 1995.
- [33] TOMITA, Y. "Development of fracture toughness of ultrahigh strength low alloy steels for aircraft and aerospace applications", *Materials Science and Technology* v. 7, pp. 481-489, Jun. 1991.
- [34] TOMITA, Y. "Improved fracture toughness of ultrahigh strength steel through control of non-metallic inclusions", *Journal of Materials Science* v. 28, pp. 853-859, 1993.

- [35] TOMITA, Y. "Low fracture toughness of desulphurised 0.4C-Cr-Mo-Ni ultrahigh strength steel and its improvement", *Materials Science and Technology* v. 7, pp. 97-103, Feb. 1991.
- [36] TOMITA, Y. "Morphology of Nonmetallic Inclusions and Mechanical Properties of High Strength Low-Alloy Structural Steels", *Zeitschrift Fur Metallkunde* v. 87, n. 3, pp. 154-160, 1996.
- [37] TOMITA, Y. "Improvement of Low Temperature Mechanical Properties of Ultrahigh-strength Low-alloy Steels", *Zeitschrift Fur Metallkunde* v. 86, n. 8, pp. 568-574, 1995.
- [38] TOMITA, Y. "Effect of Morphology of Nonmetallic Inclusions on Fracture Toughness of Quenched and Light-tempered 0.4C-Cr-Mo-Ni Steels", *Zeitschrift Fur Metallkunde* v. 86, n. 3, pp. 216-221, 1995.
- [39] TOMITA, Y. "Effect of Morphology of Nonmetallic Inclusions on Tensile Properties of Quenched and Tempered 0.4C-Cr-Mo-Ni Steel", *Materials Characterization* v. 34, pp. 121-128, 1995.
- [40] TSANGARAKIS, N. "On the Dependence of Fracture Toughness on Metallurgical Factors", *Materials Science and Engineering* v. 58, pp. 269-276, 1983.
- [41] RAY, A., PAUL, S. K., JHA, S. "Effect of Inclusions and Microstructural Characteristics on the Mechanical Properties and Fracture Behavior of a High-Strength Low-Alloy Steel", *Journal of Materials Engineering and Performance* v. 4, n. 6, pp. 679-688, Dec. 1995.
- [42] MALAKONDAIAH, G., SRINIVAS, M., RAMA RAO, P. "Ultrahigh-Strength Low-Alloy Steels with Enhanced Fracture Toughness", *Progress in Materials Science* v. 42, pp. 209-242, 1997.
- [43] MAROPOULOS, S., RIDLEY, N. "Inclusions and Fracture Characteristics of HSLA Steel Forgings", *Materials Science and Engineering* v. A, n. 384, pp. 64-69, 2004.
- [44] BARBACKI, A. "The Role of Bainite in Shaping Mechanical Properties of Steels", *Journal of Materials Processing Technology* v. 53, pp. 57-63, 1995.

- [45] ASM Source Articles. "Hardenable Carbon and Low-Alloy Steels". In: *ASM Handbook*, v. 1, *Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys*, ASM International, pp. 451-462, 1990.
- [46] ZHANG, C., CAI, D., LIAO, B., *et al.* "A study on the dual-phase treatment of weathering steel 09CuPCrNi", *Materials Letters* v. 58, pp. 1524-1529, 2004.
- [47] MALATESTA, G., MANNUCCI, G., DEMOFONTI, G., *et al.* "Effect of Yield to Tensile (Y/T) Ratio on the Structural Integrity of Offshore Pipeline: Advanced Engineering Assessment Using Limit State Design Approach". In: *Rio Pipeline Conference & Exposition 2005 Annals*, Rio de Janeiro, Out. 2005.
- [48] RAY, P. K., GANGULY, R. I., PANDA, A. K. "Optimization of mechanical properties of an HSLA-100 steel through control of heat treatment variables", *Materials Science and Engineering* v. A, n. 346, pp. 122-131, 2003.
- [49] LIU, D., BAI, B., FANG, H., *et al.* "Effect of tempering temperature and carbide free bainite on the mechanical characteristics of a high strength low alloy steel" *Materials Science and Engineering* v. A, n. 371, pp. 40-44, 2004.
- [50] PARKER, E. R., ZACKAY, V. F. "Enhancement of Fracture Toughness in High Strength Steel by Microstructural Control", *Engineering Fracture Mechanics* v. 5, pp. 147-165, 1973.
- [51] LEE, W. S., SU, T. T. "Mechanical properties and microstructural features of AISI 4340 high-strength alloy steel under quenched and tempered conditions", *Journal of Materials Processing Technology* v. 87, pp. 198-206, 1999;
- [52] ZEEMANN, A., Comunicação privada, 2004.
- [53] LI, Q. "Modeling the microstructure-mechanical property relationship for a 12Cr-2W-V-Mo-Ni power plant steel", *Materials Science and Engineering* v. A, n. 361, pp. 385-391, 2003.

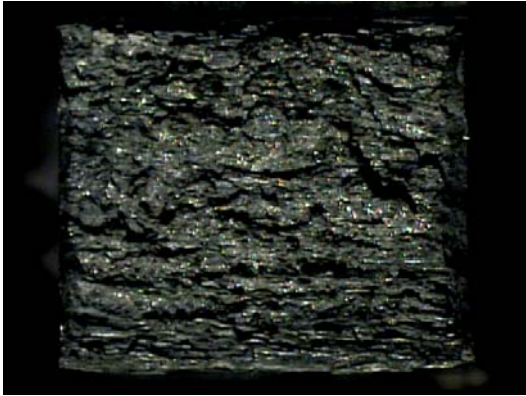
- [54] YOUNG, C. H., BHADSHIA, H. K. D. H. "Strength of mixtures of bainite and martensite", *Materials Science and Technology* v. 10, pp. 209-214, 1994.
- [55] KIM, H. J., NIINOMI, M. "The role of microstructures on the strengthening mechanisms of a thermomechanically processed 2091 Al-Li alloy", *Materials Science and Engineering* v. A, n. 284, pp. 14-24, 2000.
- [56] HODGSON, P. D. "Microstructure modeling for property prediction and control", *Journal of Materials Processing Technology* v. 60, pp. 27-33, 1996.
- [57] BHADSHIA, H. K. D. H., MACKAY, D. J. C., SVENSSON, L. E. "The Impact Toughness of C-Mn Steel Arc_Welds – A Bayesian Neural Network Analysis", *Materials Science and Technology* v. 11, pp. 1046, 1995.
- [58] MAJTA, J., KUZIAK, R., PIETRZYK, M., KRZTON, H. "Use of the computer simulation to predict mechanical properties of C-Mn steel, after thermomechanical processing", *Journal of Materials Processing Technology* v. 60, pp. 581-588, 1996.
- [59] BHATTACHARJEE, D., DAVIS, C. L. "Influence of processing history on mesotexture and microstructure-toughness relationship in control-rolled and normalized steels", *Scripta Materialia* v. 47, pp. 825-831, 2002.
- [60] KIM, M. C., OH, Y. J., HONG, J. H. "Characterization of Boundaries and Determination of Effective Grain Size In Mn-Mo-Ni Low Alloy Steel From The View of Misorientation", *Scripta Materials* v. 43, pp. 205-211, 2000.
- [61] LESLIE, W. C., Proceedings of the 12th Sagamore Army Materials Conference, Syracuse University Press, pp. 43-61, 1966.
- [62] PICKERING F. B., GLADMAN T. *ISI Special Report 81*, 1961.
- [63] ASTM A370–97A, *Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products*.
- [64] ASTM E45-97, *Standard Test Methods for Determining the Inclusion Content of Steel*, 2002.

- [65] DE SEABRA, A.V., *Metalurgia Geral, Volume III – Metalografia*. Lisboa, Laboratório Nacional de Engenharia Civil, 1985.
- [66] PACIORNIK, S., GOMES, O. F. M., BASTOS, A. L., et al., “Digital Microscopy Applied to Materials Characterization”. *XIX Congresso da Sociedade Brasileira de Microscopia e Microanálise*, Caxambu, Rio de Janeiro, Brasil, 2003.
- [67] PACIORNIK, S., “Case Studies in Digital Microscopy”. *Congresso da Sociedade Brasileira de Microscopia e Microanálise*, Águas de Lindóia, São Paulo, Brasil, 2005.
- [68] ASTM E112-96, *Standard Test Methods for Determining Average Grain Size*, 2004.
- [69] *Metals Handbook - Atlas of Microstructures of Industrial Alloys*. 8 ed., v. 7, ASM, 1972.
- [70] DIETER, G.E., *Mechanical Metallurgy*. SI Metric ed. London, McGraw-Hill Book Company, 1988.
- [71] CIESLAK, M. J. “Cracking Phenomena Associated with Welding”. In: *ASM Handbook*, v. 6, *Welding, Brazing and Soldering*, ASM International, pp. 88-96, 1997.
- [72] ROE, G. J., BRAMFITT, B. L. “Notch Toughness of Steels”. In: *Metals Handbook*, v. 1, *Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys*, ASM International, pp. 737-754, 1990.
- [73] DELVAUX, V., GARCIA, R., PACIORNIK, S., “The Use of Haralick Parameters in Microstructure Characterization”. *XVIII Congresso da Sociedade Brasileira de Microscopia e Microanálise*, Águas de Lindóia, São Paulo, Brasil, 2001.

ANEXO I

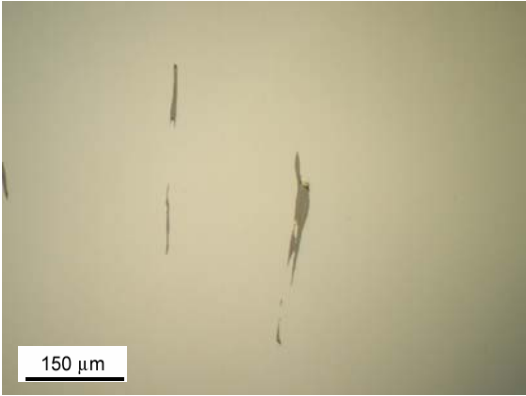
CARACTERIZAÇÃO METALÚRGICA

CP 01							
E_{cv}	LE	LR	ϵ_T	RA	dureza	LE/LR	REF
10 J	763 MPa	942 MPa	8 %	21 %	26 HRc	0,81	23
C %	Mn %	P %	S %	Si %	Cr %	Ni %	Mo %
0,38	1,12	0,019	0,020	0,24	1,25	0,07	0,21



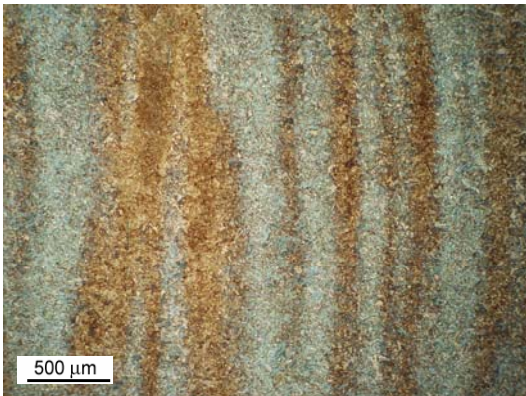
2 mm

FRATURA CHARPY V



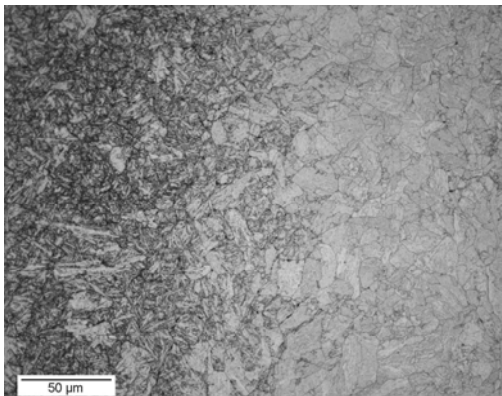
150 μ m

NÍVEL DE INCLUSÕES ASTM A2F/C1F



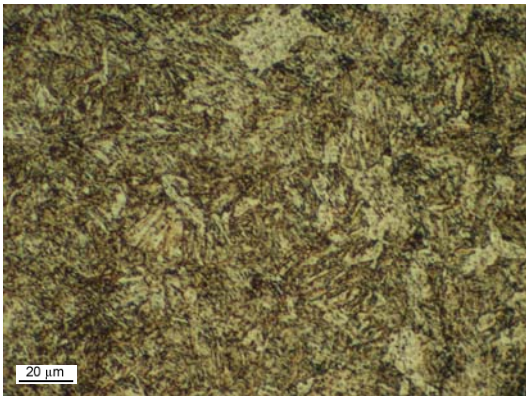
500 μ m

BANDEAMENTO FORTE (3)



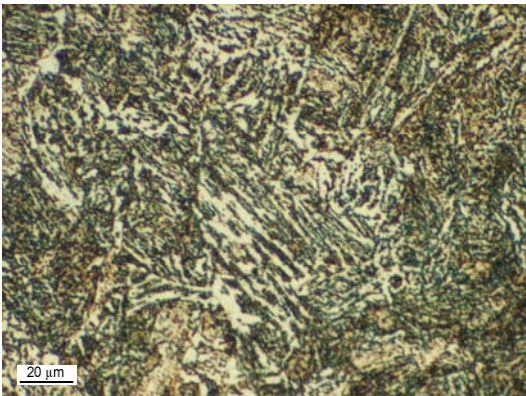
50 μ m

TAMANHO DE GRÃO ASTM 7



20 μ m

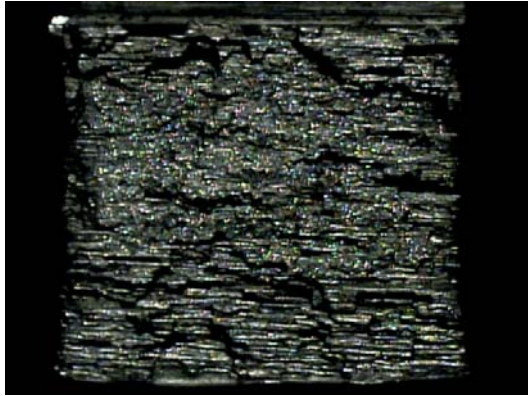
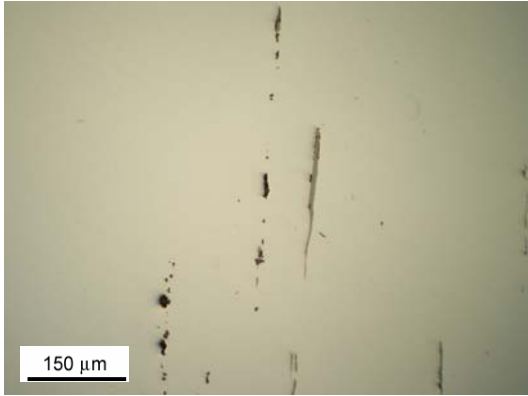
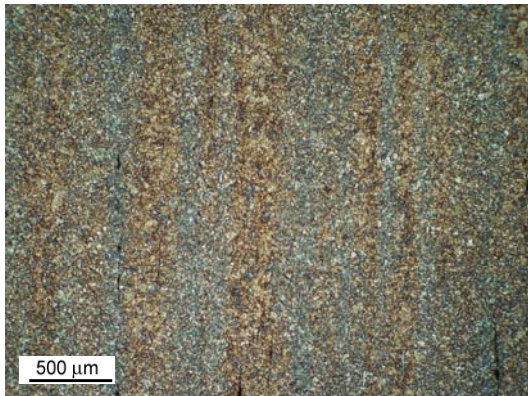
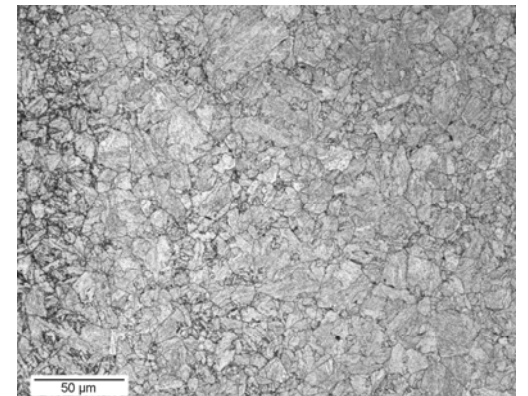
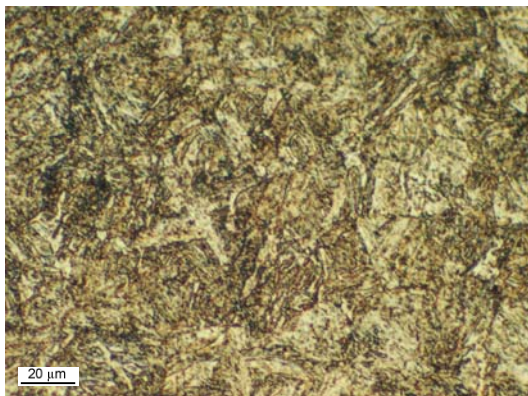
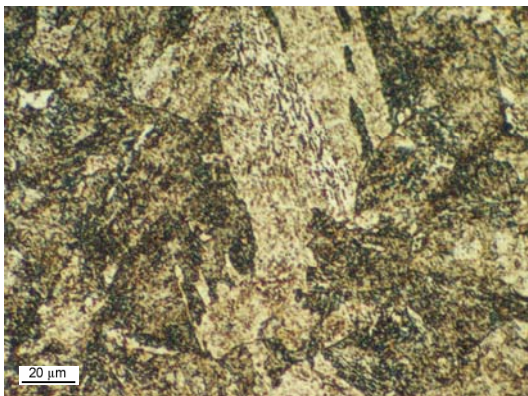
NA BANDA
303 HV



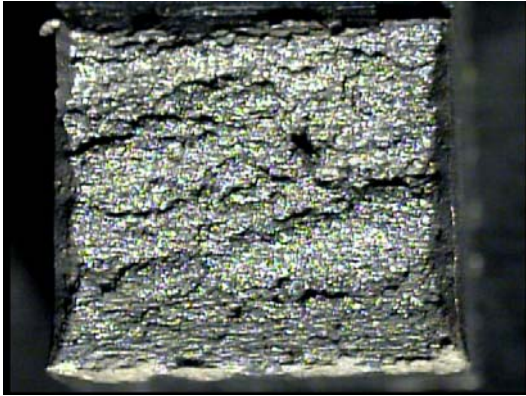
20 μ m

FORA DA BANDA
241 HV

CP 02							
E_{cv}	LE	LR	ϵ_T	RA	dureza	LE/LR	REF
10 J	771 MPa	964 MPa	10 %	16 %	28 HRc	0,80	28
C %	Mn %	P %	S %	Si %	Cr %	Ni %	Mo %
0,38	1,06	0,007	0,017	0,21	1,10	0,14	0,28

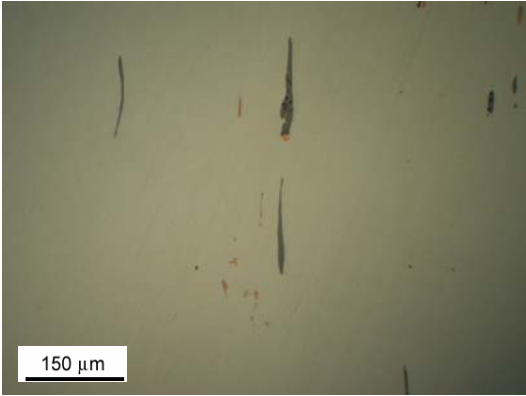
	
FRATURA CHARPY V	NÍVEL DE INCLUSÕES ASTM A2F/B1F/C1½F
	
BANDEAMENTO MODERADO (2)	TAMANHO DE GRÃO ASTM 8,5
	
NA BANDA 296 HV	FORA DA BANDA 274 HV

CP 03							
E_{cv}	LE	LR	ϵ_T	RA	dureza	LE/LR	REF
15 J	648 MPa	877 MPa	13 %	35 %	25 HRc	0,74	72
C %	Mn %	P %	S %	Si %	Cr %	Ni %	Mo %
0,41	1,00	0,015	0,010	0,28	1,16	0,06	0,17



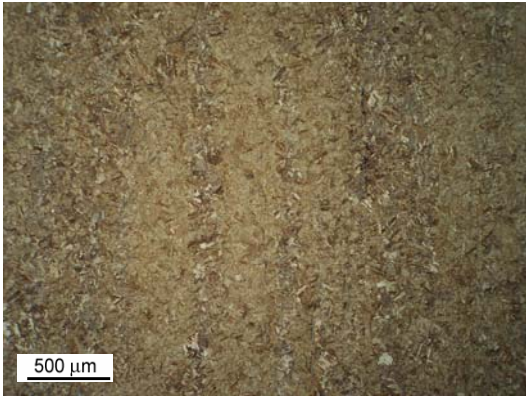
2 mm

FRATURA CHARPY V



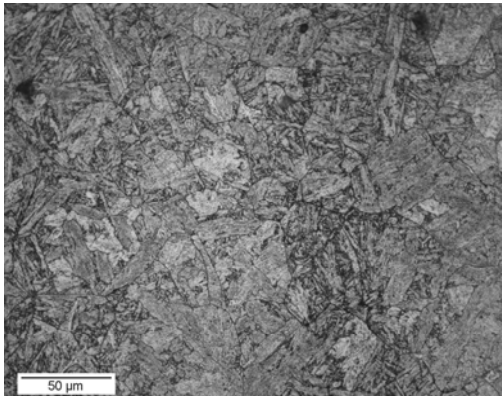
150 µm

NÍVEL DE INCLUSÕES ASTM A2F/B1½F



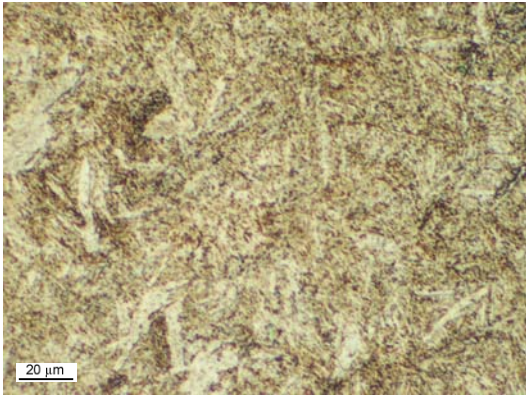
500 µm

BANDEAMENTO LEVE (1)



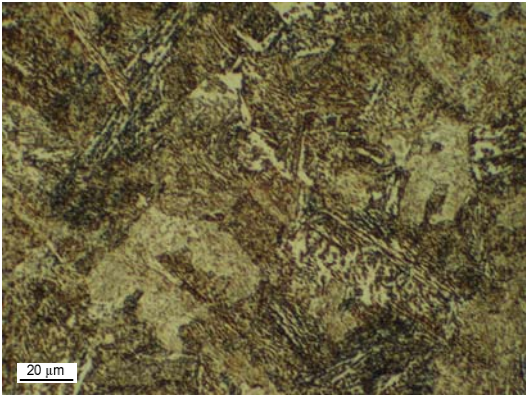
50 µm

TAMANHO DE GRÃO ASTM 6



20 µm

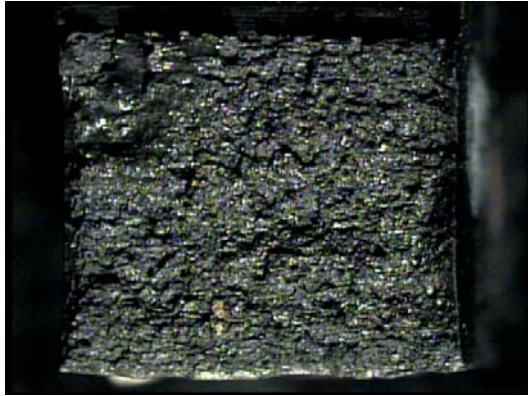
NA BANDA
273 HV



20 µm

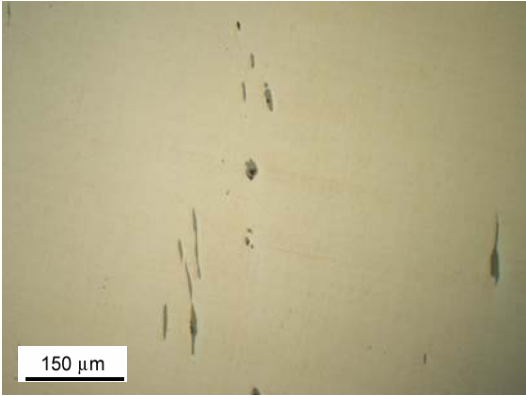
FORA DA BANDA
241 HV

CP 04							
E_{cv}	LE	LR	ϵ_T	RA	dureza	LE/LR	REF
16 J	808 MPa	1002 MPa	12 %	25 %	31 HRc	0,81	08
C %	Mn %	P %	S %	Si %	Cr %	Ni %	Mo %
0,39	1,05	0,013	0,021	0,25	1,15	0,19	0,29



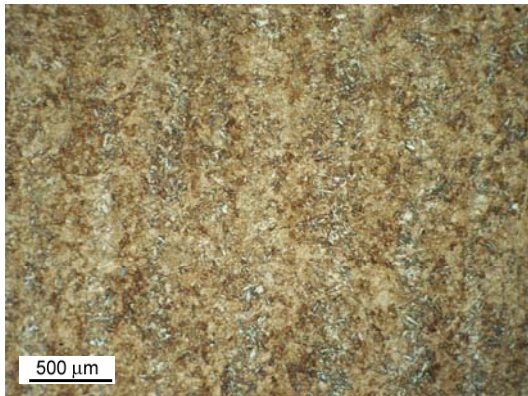
2 mm

FRATURA CHARPY V



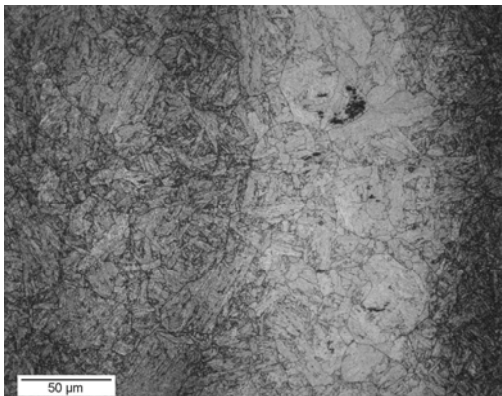
150 μm

NÍVEL DE INCLUSÕES ASTM A2½F/C½F



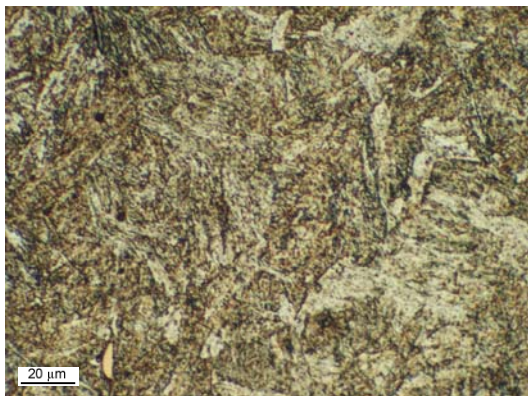
500 μm

BANDEAMENTO LEVE (1)



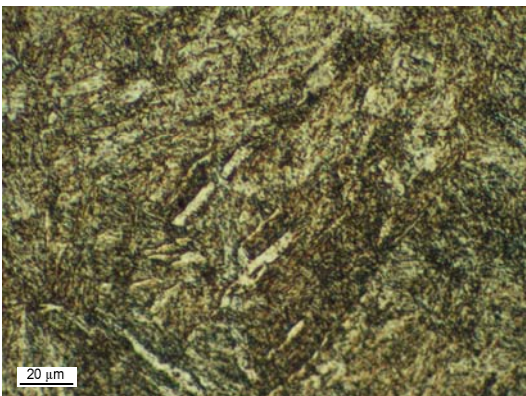
50 μm

TAMANHO DE GRÃO ASTM 6



20 μm

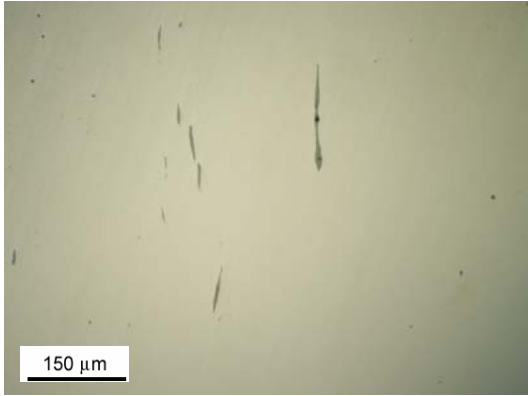
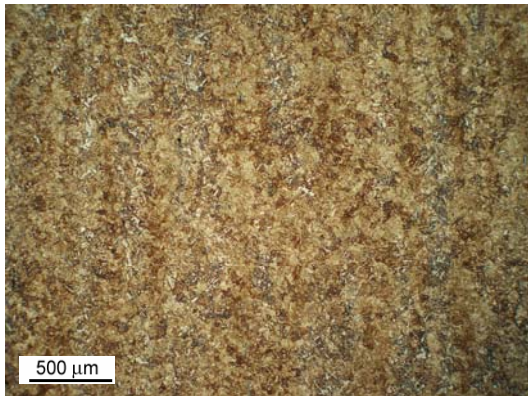
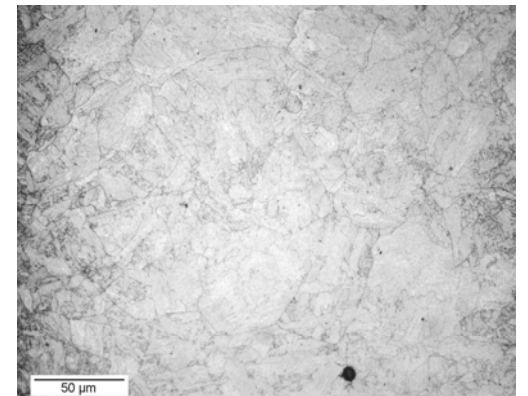
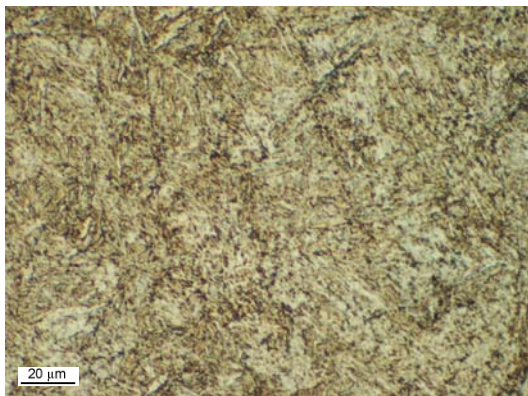
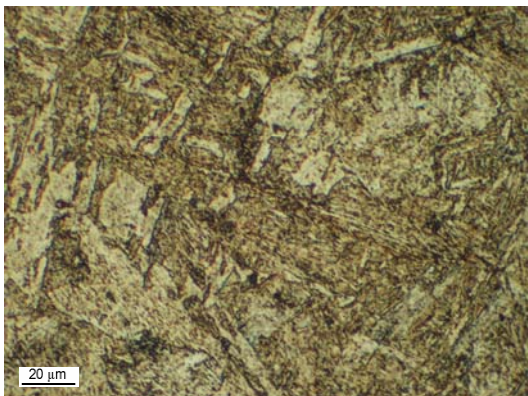
NA BANDA
307 HV



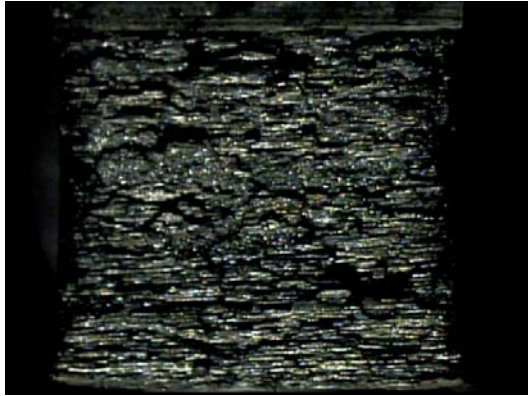
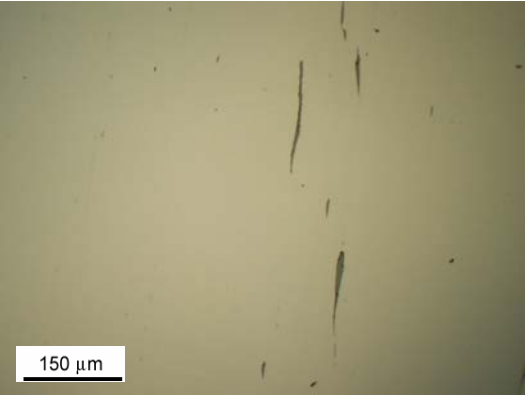
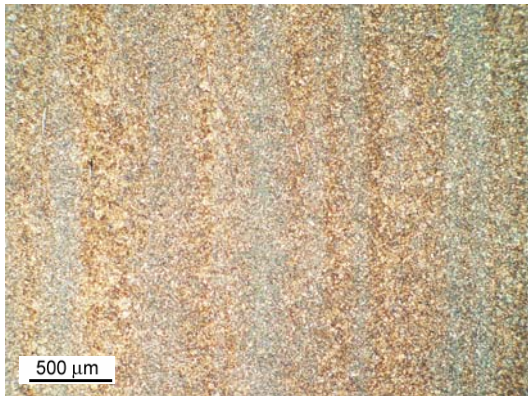
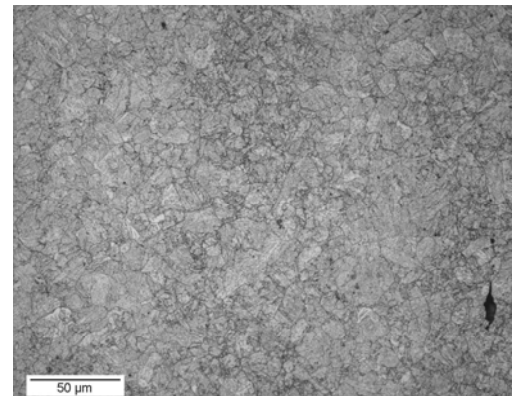
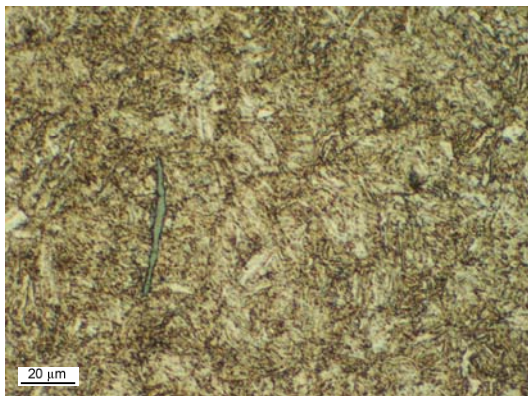
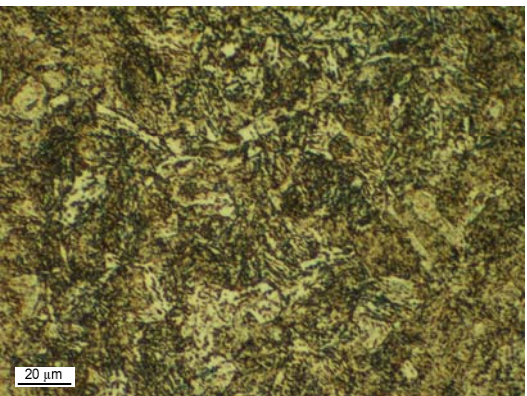
20 μm

FORA DA BANDA
267 HV

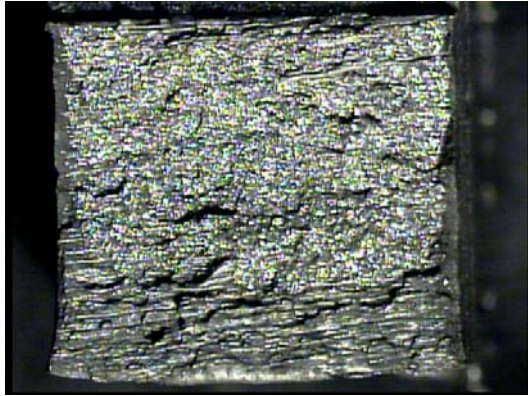
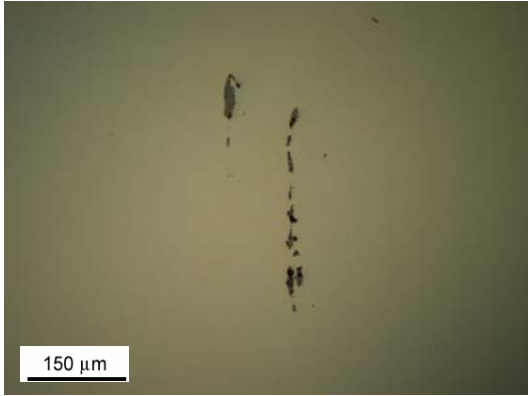
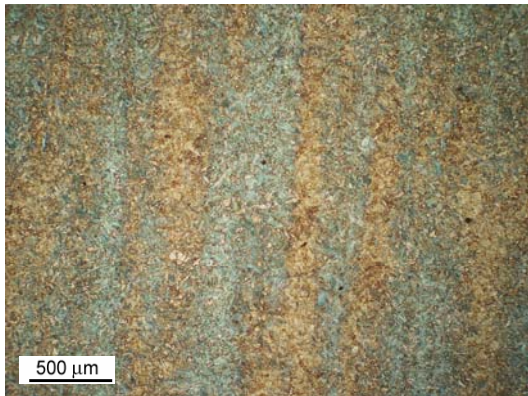
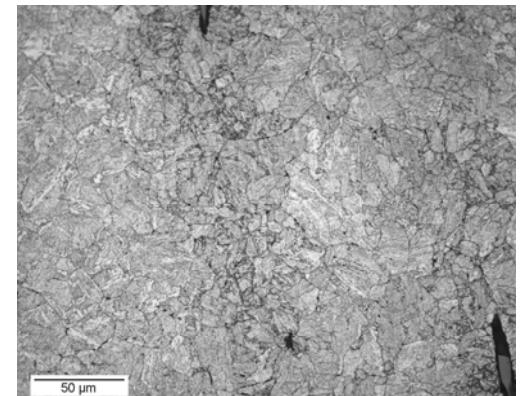
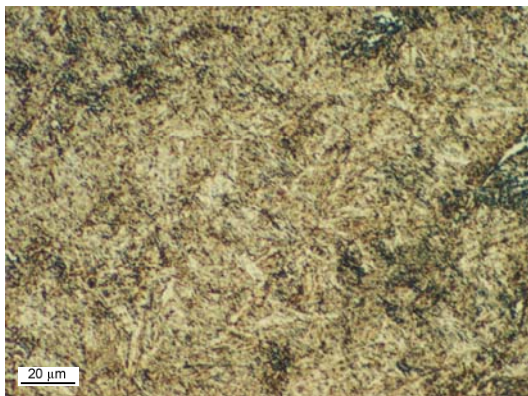
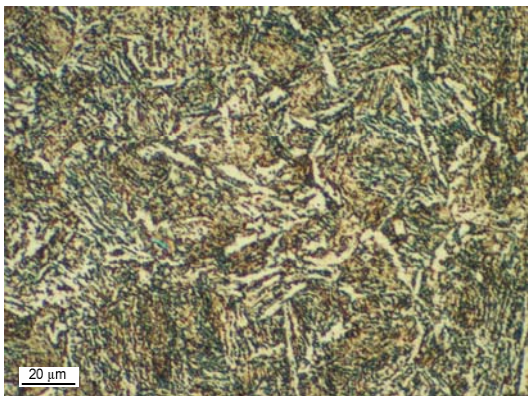
CP 05							
E_{cv}	LE	LR	ϵ_T	RA	dureza	LE/LR	REF
16 J	808 MPa	1002 MPa	12 %	25 %	31 HRc	0,81	09
C %	Mn %	P %	S %	Si %	Cr %	Ni %	Mo %
0,38	1,06	0,013	0,022	0,26	1,15	0,19	0,29

	
2 mm FRATURA CHARPY V	NÍVEL DE INCLUSÕES ASTM A2½G/C½F
	
BANDEAMENTO MODERADO (2)	TAMANHO DE GRÃO ASTM 4
	
NA BANDA 283 HV	FORA DA BANDA 248 HV

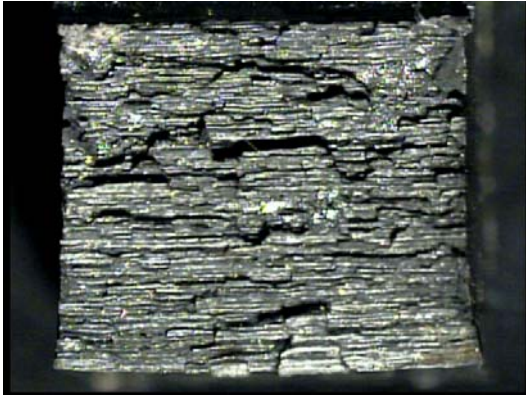
CP 06							
E_{cv}	LE	LR	ϵ_T	RA	dureza	LE/LR	REF
16 J	771 MPa	964 MPa	10 %	16 %	28 HRc	0,80	26
C %	Mn %	P %	S %	Si %	Cr %	Ni %	Mo %
0,37	1,05	0,007	0,010	0,21	1,08	0,14	0,27

	
2 mm FRATURA CHARPY V	NÍVEL DE INCLUSÕES ASTM A3G/B1F/C1G
	
BANDEAMENTO FORTE (3)	TAMANHO DE GRÃO ASTM 8,5
	
NA BANDA 279 HV	FORA DA BANDA 261 HV

CP 07							
E_{cv}	LE	LR	ϵ_T	RA	dureza	LE/LR	REF
16 J	653 MPa	884 MPa	9 %	27 %	26 HRc	0,74	67
C %	Mn %	P %	S %	Si %	Cr %	Ni %	Mo %
0,41	0,97	0,007	0,041	0,26	1,08	0,14	0,32

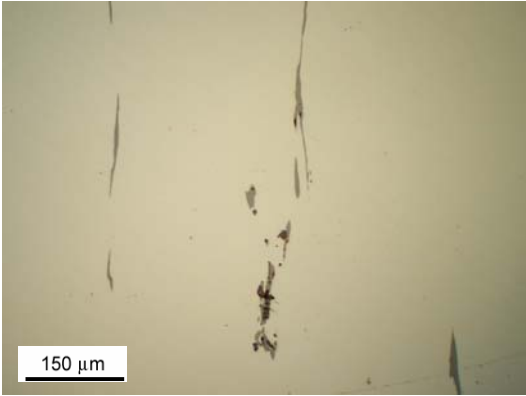
	
2 mm FRATURA CHARPY V	NÍVEL DE INCLUSÕES ASTM A3G/B½F/C½F
	
BANDEAMENTO FORTE (3)	TAMANHO DE GRÃO ASTM 6,5
	
NA BANDA 295 HV	FORA DA BANDA 266 HV

CP 08							
E_{cv}	LE	LR	ϵ_T	RA	dureza	LE/LR	REF
16 J	727 MPa	942 MPa	4 %	19 %	28 HRc	0,77	77
C %	Mn %	P %	S %	Si %	Cr %	Ni %	Mo %
0,40	1,11	0,010	0,031	0,20	1,12	0,22	0,33



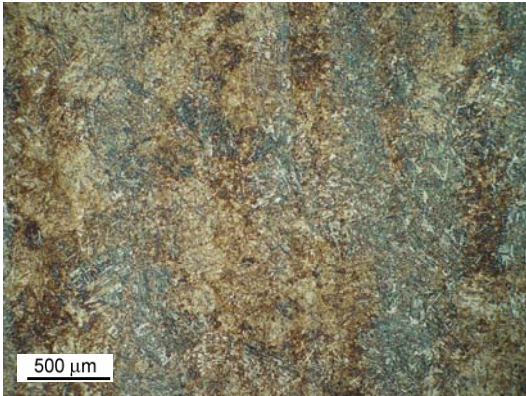
2 mm

FRATURA CHARPY V



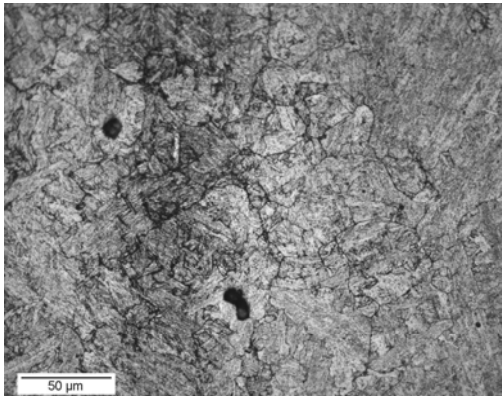
150 µm

NÍVEL DE INCLUSÕES ASTM A2F/C1G



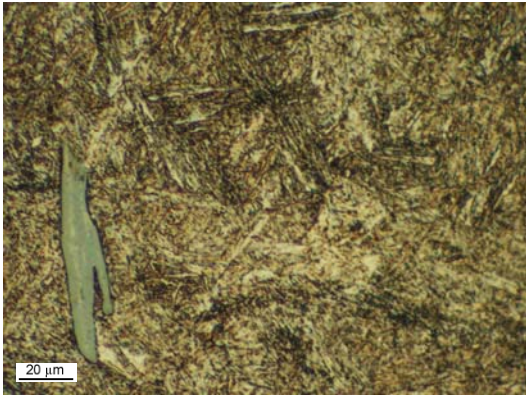
500 µm

BANDEAMENTO MODERADO (2)



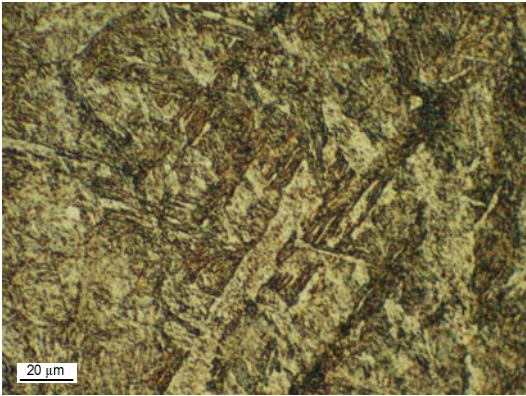
50 µm

TAMANHO DE GRÃO ASTM 5,5



20 µm

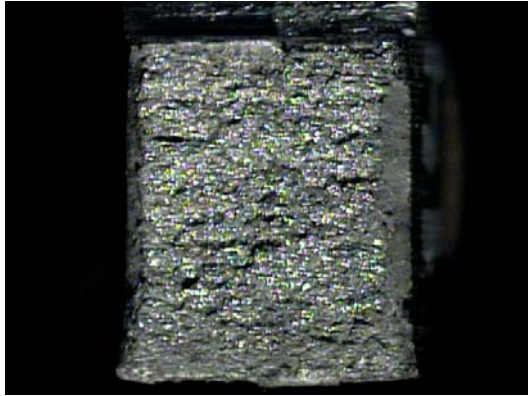
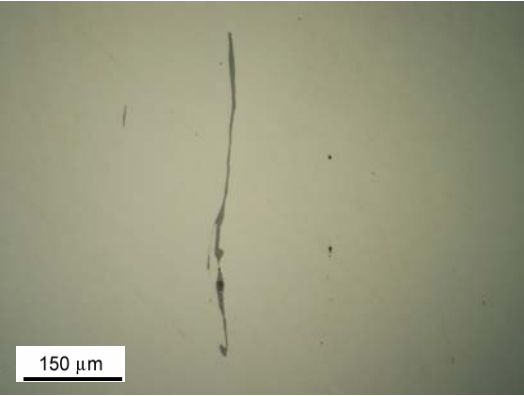
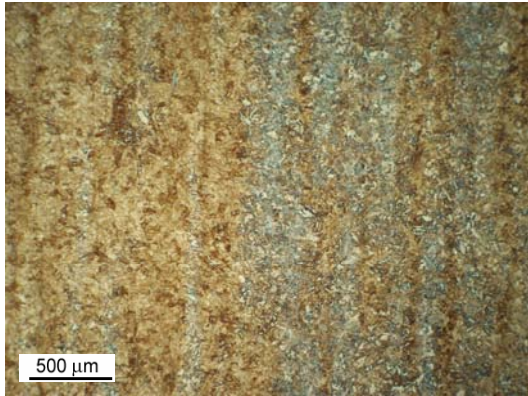
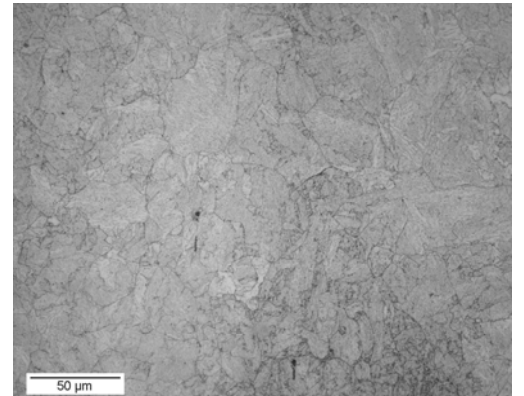
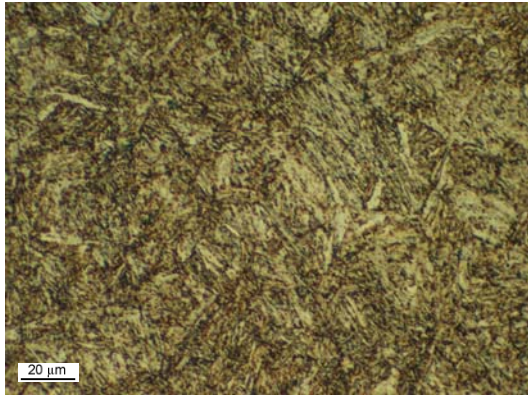
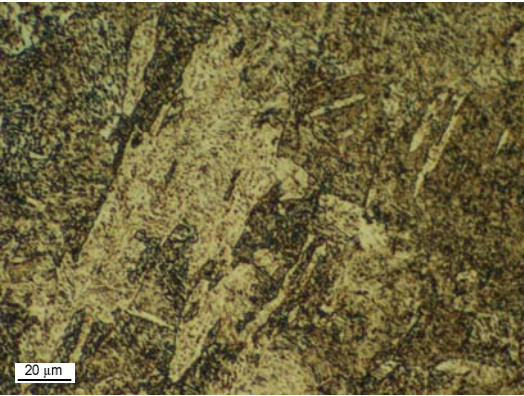
NA BANDA
278 HV



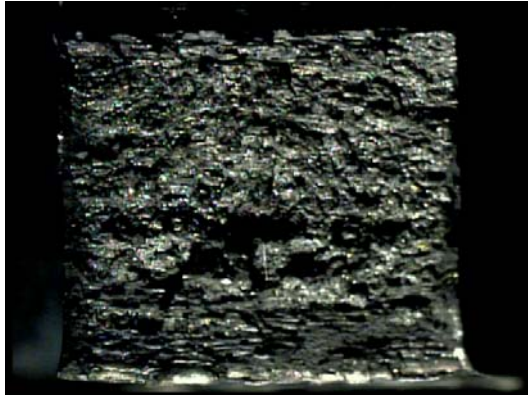
20 µm

FORA DA BANDA
268 HV

CP 09							
E_{cv}	LE	LR	ϵ_T	RA	dureza	LE/LR	REF
17 J	705 MPa	916 MPa	10 %	37 %	26 HRc	0,77	14
C %	Mn %	P %	S %	Si %	Cr %	Ni %	Mo %
0,36	1,07	0,017	0,034	0,24	1,25	0,19	0,31

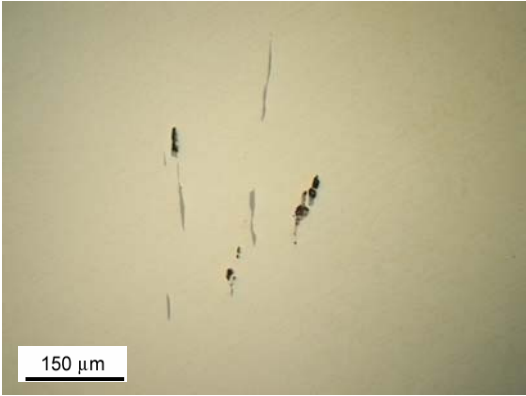
	
2 mm FRATURA CHARPY V	150 μm NÍVEL DE INCLUSÕES ASTM A2F/C1F
	
500 μm BANDEAMENTO MODERADO (2)	50 μm TAMANHO DE GRÃO ASTM 5
	
20 μm NA BANDA 304 HV	20 μm FORA DA BANDA 224 HV

CP 10							
E_{cv}	LE	LR	ϵ_T	RA	dureza	LE/LR	REF
17 J	763 MPa	942 MPa	8 %	21 %	28 HRc	0,81	22
C %	Mn %	P %	S %	Si %	Cr %	Ni %	Mo %
0,39	1,12	0,019	0,020	0,24	1,23	0,08	0,21



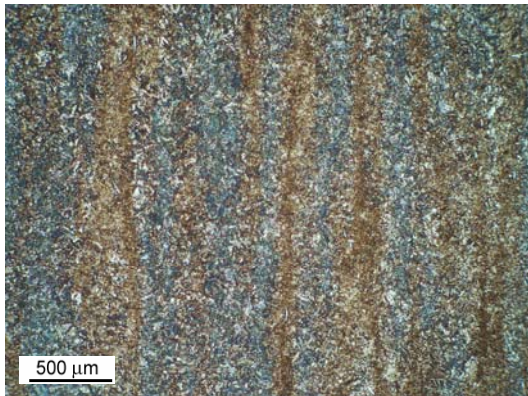
2 mm

FRATURA CHARPY V



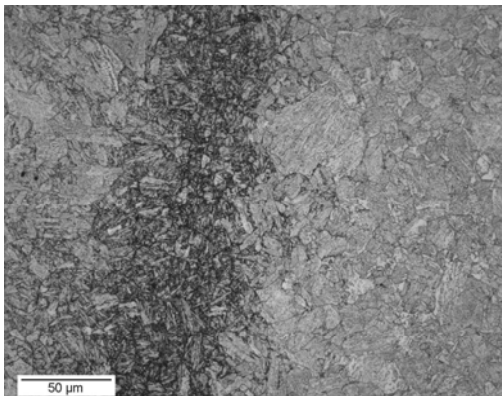
150 µm

NÍVEL DE INCLUSÕES ASTM A1½F/C1½G



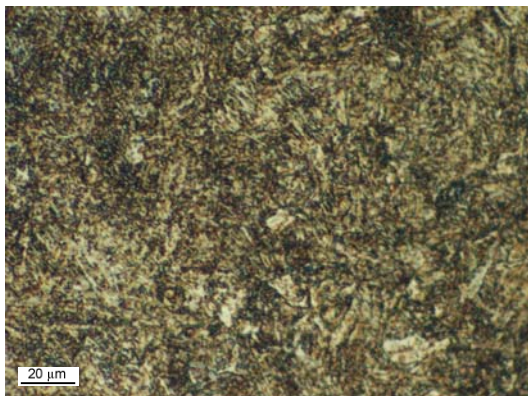
500 µm

BANDEAMENTO FORTE (3)



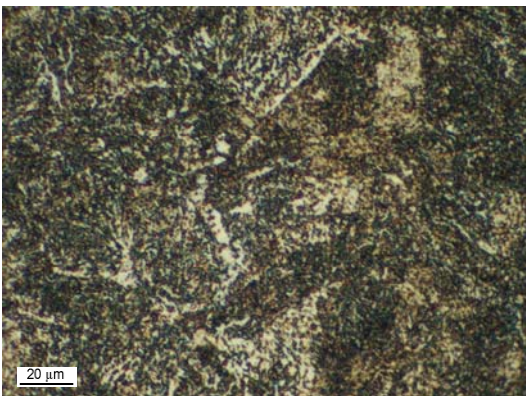
50 µm

TAMANHO DE GRÃO ASTM 7



20 µm

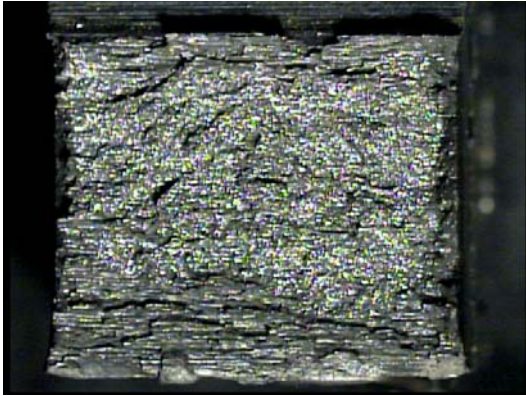
NA BANDA
287 HV



20 µm

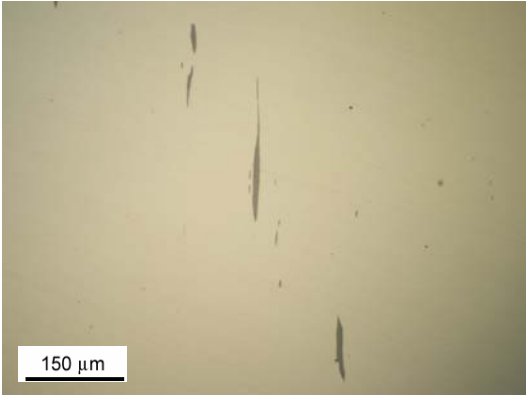
FORA DA BANDA
261 HV

CP 11							
E_{cv}	LE	LR	ϵ_T	RA	dureza	LE/LR	REF
17 J	653 MPa	884 MPa	9 %	27 %	25 HRc	0,74	66
C %	Mn %	P %	S %	Si %	Cr %	Ni %	Mo %
0,40	0,91	0,006	0,020	0,24	1,03	0,14	0,28



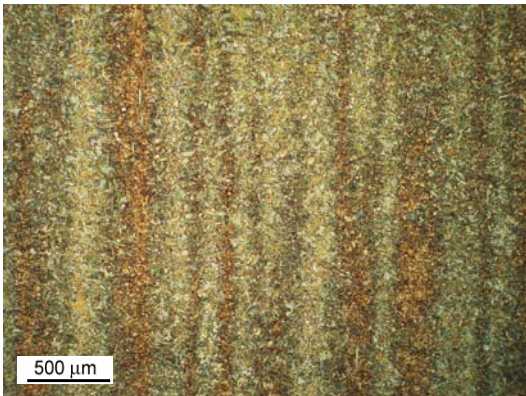
2 mm

FRATURA CHARPY V



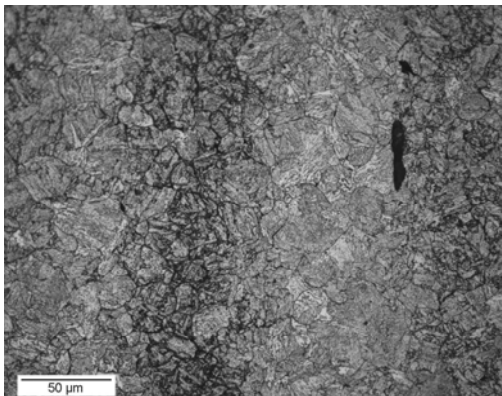
150 μm

NÍVEL DE INCLUSÕES ASTM A2F/B $\frac{1}{2}$ G/C1F



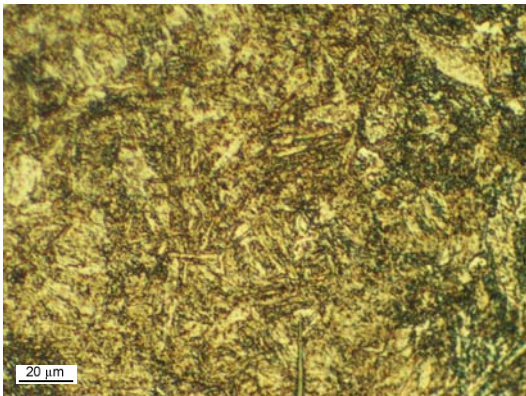
500 μm

BANDEAMENTO FORTE (3)



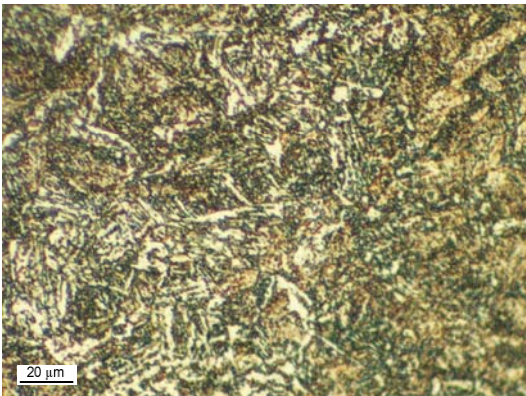
50 μm

TAMANHO DE GRÃO ASTM 6,5



20 μm

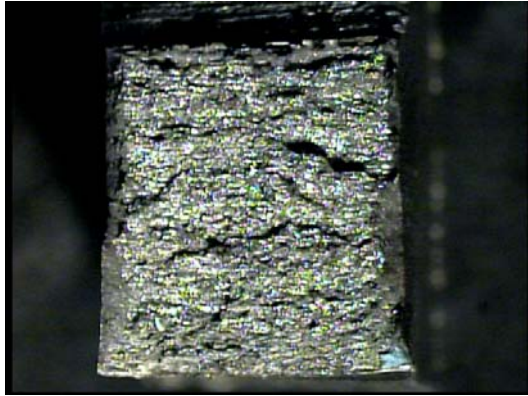
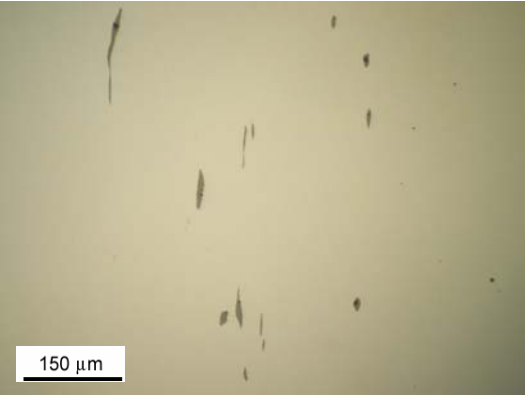
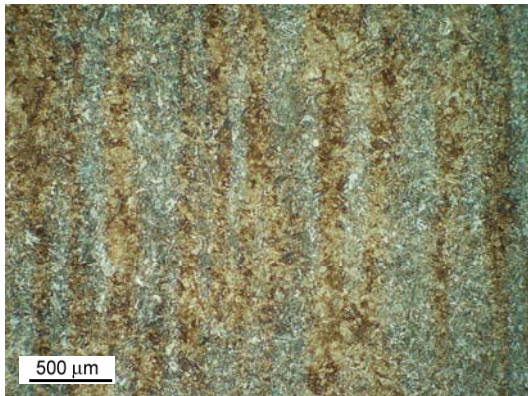
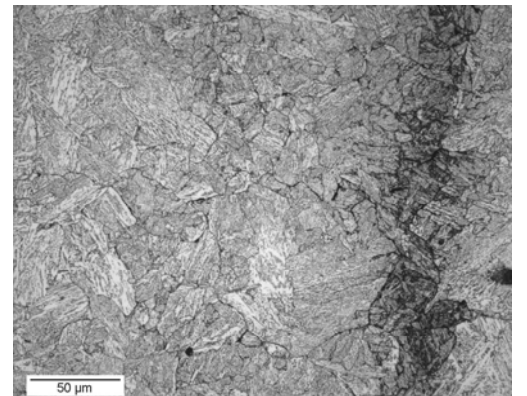
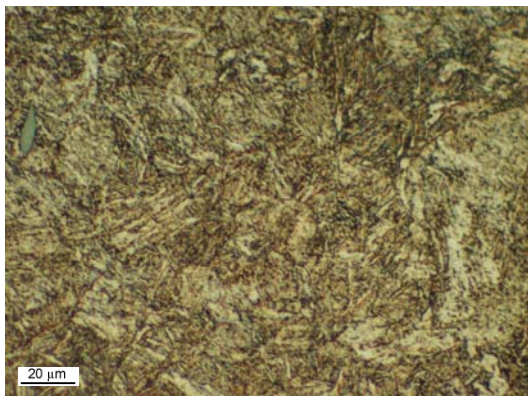
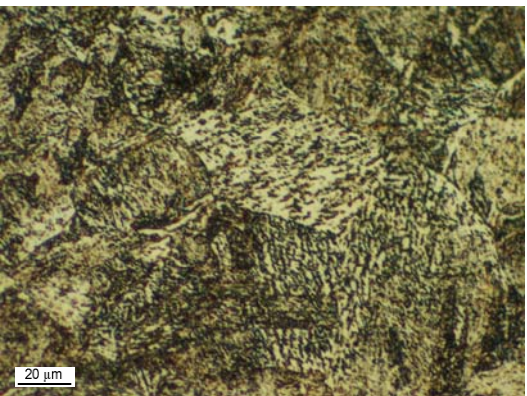
NA BANDA
287 HV



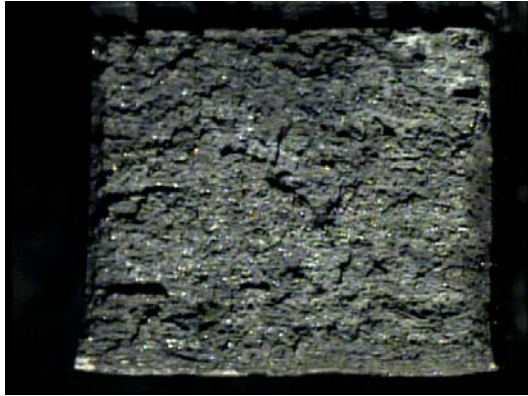
20 μm

FORA DA BANDA
242 HV

CP 12							
E_{cv}	LE	LR	ϵ_T	RA	dureza	LE/LR	REF
18 J	717 MPa	940 MPa	10 %	45 %	26 HRc	0,76	41
C %	Mn %	P %	S %	Si %	Cr %	Ni %	Mo %
0,37	1,00	0,013	0,014	0,22	1,18	0,18	0,28

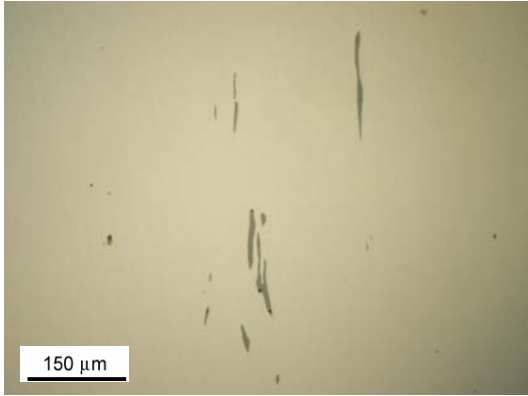
	
2 mm FRATURA CHARPY V	150 μm NÍVEL DE INCLUSÕES ASTM A3G/C1½G
	
500 μm BANDEAMENTO FORTE (3)	50 μm TAMANHO DE GRÃO ASTM 4
	
20 μm NA BANDA 313 HV	20 μm FORA DA BANDA 223 HV

CP 13							
E_{cv}	LE	LR	ϵ_T	RA	dureza	LE/LR	REF
20 J	808 MPa	1002 MPa	12 %	25 %	32 HRc	0,81	10
C %	Mn %	P %	S %	Si %	Cr %	Ni %	Mo %
0,40	1,08	0,015	0,024	0,26	1,14	0,20	0,28



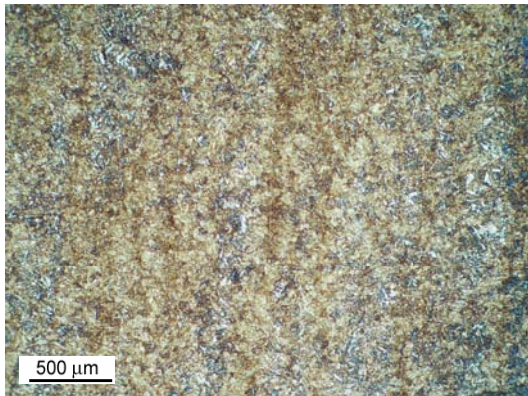
2 mm

FRATURA CHARPY V



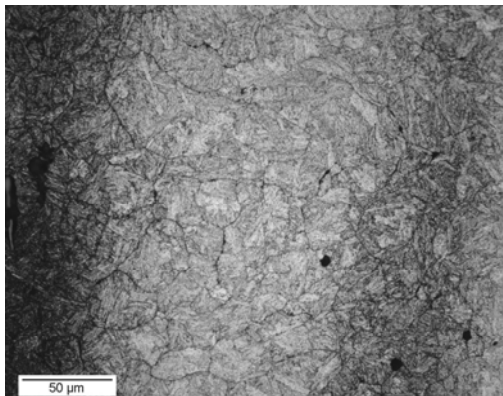
150 μm

NÍVEL DE INCLUSÕES ASTM A3F/C1G



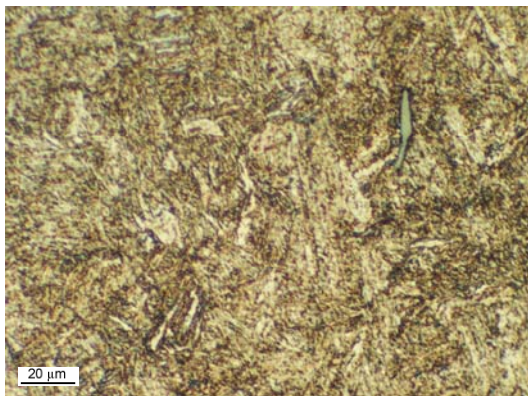
500 μm

BANDEAMENTO LEVE (1)



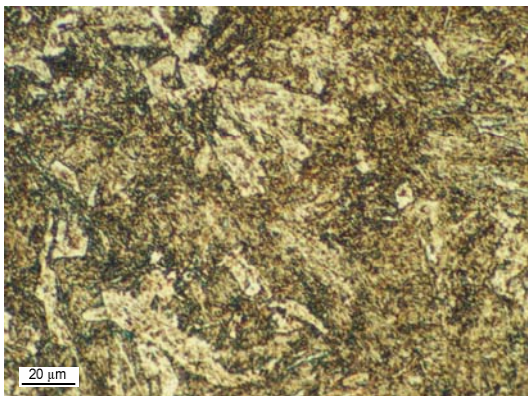
50 μm

TAMANHO DE GRÃO ASTM 5,5



20 μm

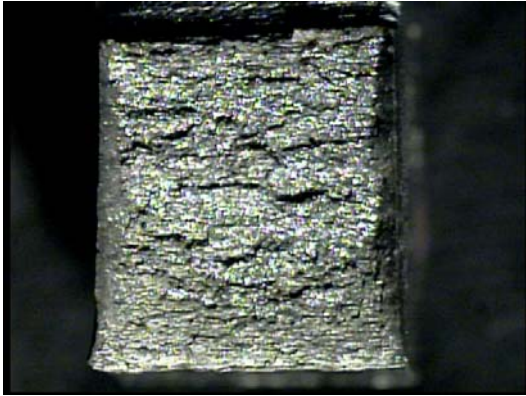
NA BANDA
298 HV



20 μm

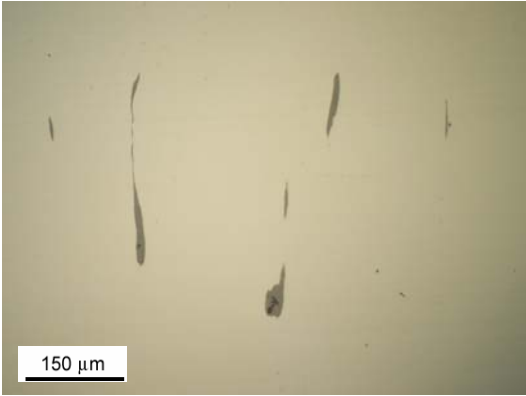
FORA DA BANDA
305 HV

CP 14							
E_{cv}	LE	LR	ϵ_T	RA	dureza	LE/LR	REF
20 J	717 MPa	940 MPa	10 %	45 %	29 HRc	0,76	42
C %	Mn %	P %	S %	Si %	Cr %	Ni %	Mo %
0,46	1,11	0,020	0,023	0,26	1,26	0,21	0,32



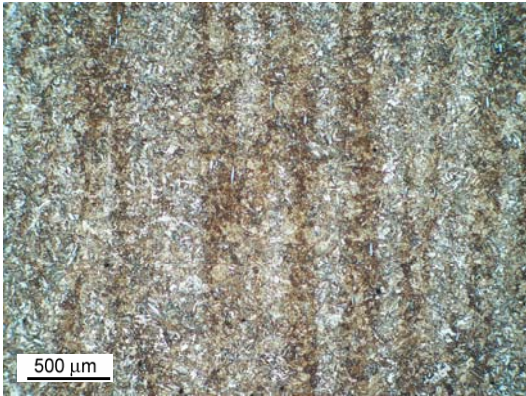
2 mm

FRATURA CHARPY V



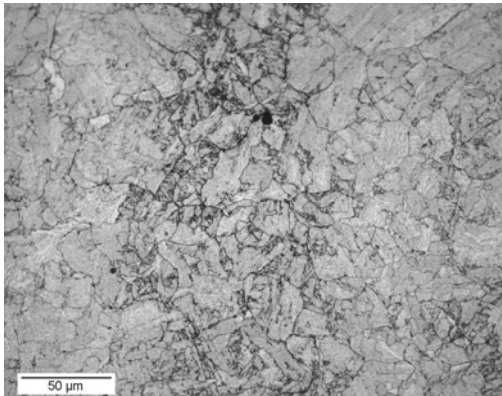
150 µm

NÍVEL DE INCLUSÕES ASTM A2F



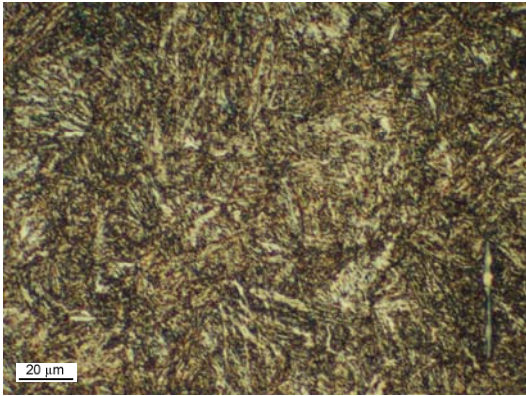
500 µm

BANDEAMENTO MODERADO (2)



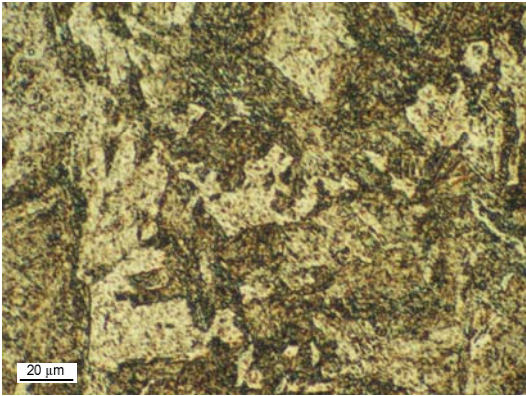
50 µm

TAMANHO DE GRÃO ASTM 6,5



20 µm

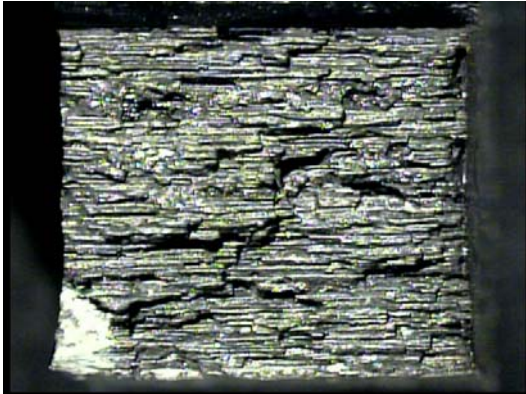
NA BANDA
298 HV



20 µm

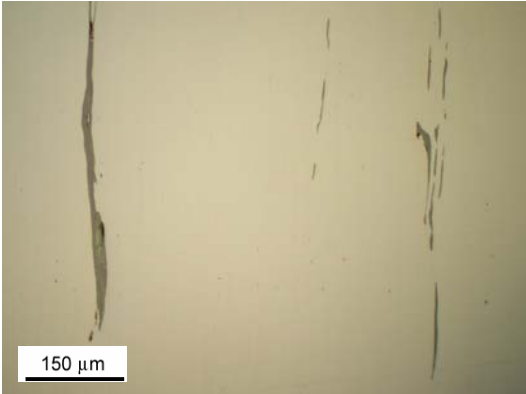
FORA DA BANDA
235 HV

CP 15							
E_{cv}	LE	LR	ϵ_T	RA	dureza	LE/LR	REF
20 J	727 MPa	942 MPa	4 %	19 %	27 HRc	0,77	76
C %	Mn %	P %	S %	Si %	Cr %	Ni %	Mo %
0,39	1,11	0,009	0,022	0,20	1,10	0,21	0,33



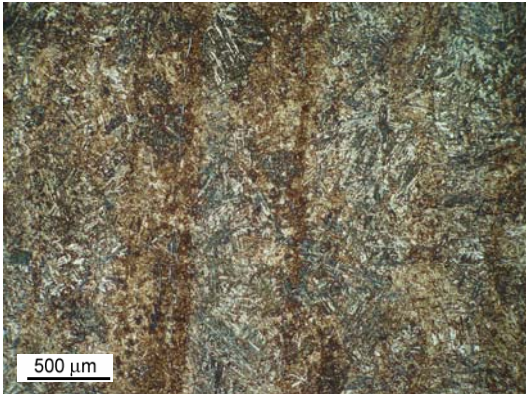
2 mm

FRATURA CHARPY V



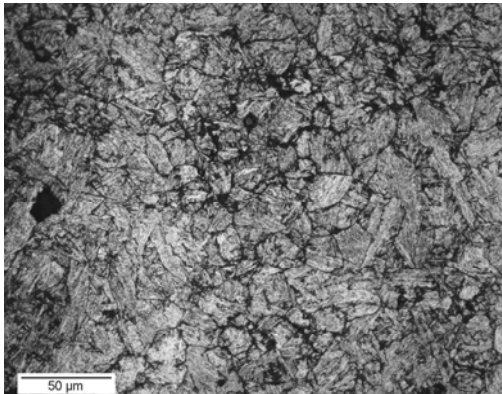
150 μm

NÍVEL DE INCLUSÕES ASTM A2½G/C½G



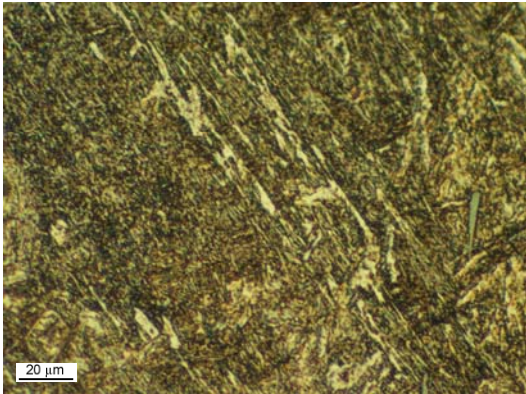
500 μm

BANDEAMENTO MODERADO (2)



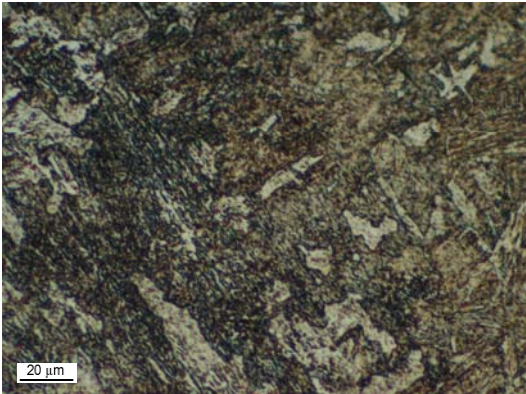
50 μm

TAMANHO DE GRÃO ASTM 7



20 μm

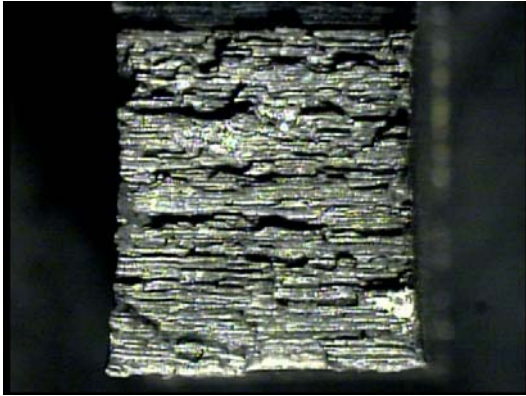
NA BANDA
270 HV



20 μm

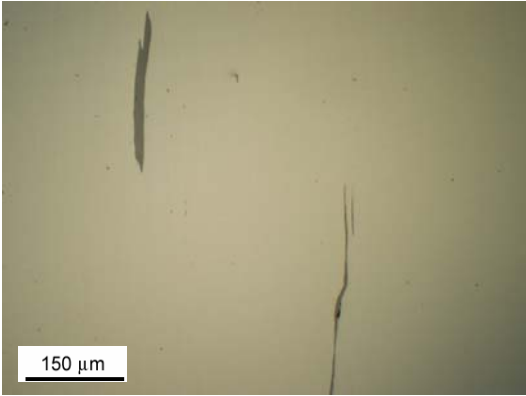
FORA DA BANDA
263 HV

CP 16							
E_{cv}	LE	LR	ϵ_T	RA	dureza	LE/LR	REF
22 J	728 MPa	910 MPa	18 %	19 %	28 HRc	0,80	43
C %	Mn %	P %	S %	Si %	Cr %	Ni %	Mo %
0,39	1,07	0,010	0,028	0,20	1,08	0,21	0,31



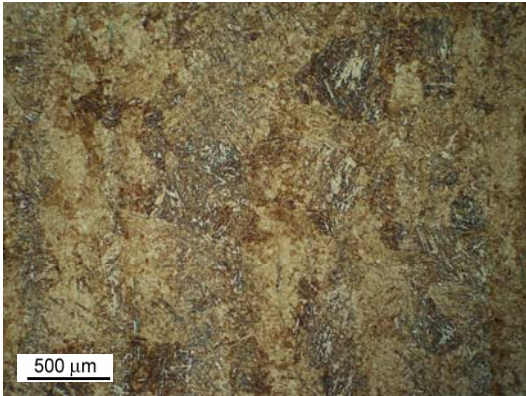
2 mm

FRATURA CHARPY V



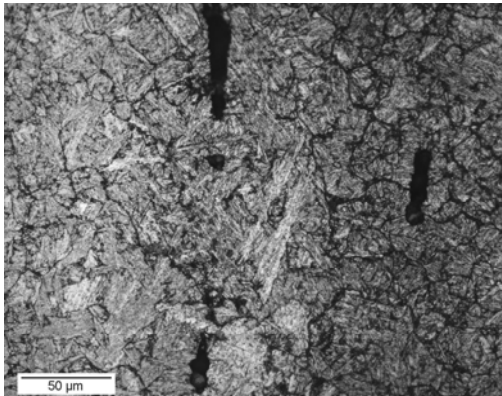
150 µm

NÍVEL DE INCLUSÕES ASTM A1½F/B2G/C½G



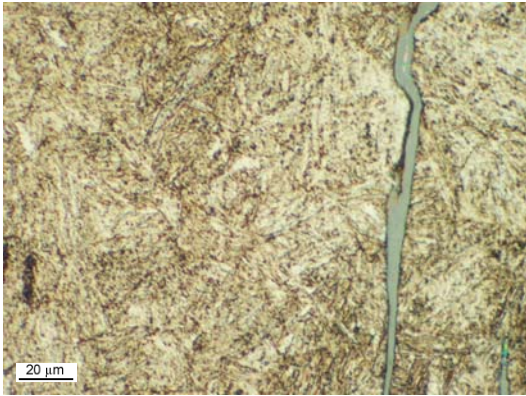
500 µm

BANDEAMENTO LEVE (1)



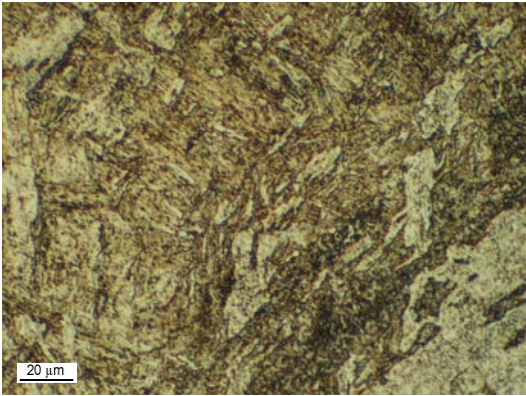
50 µm

TAMANHO DE GRÃO ASTM 6



20 µm

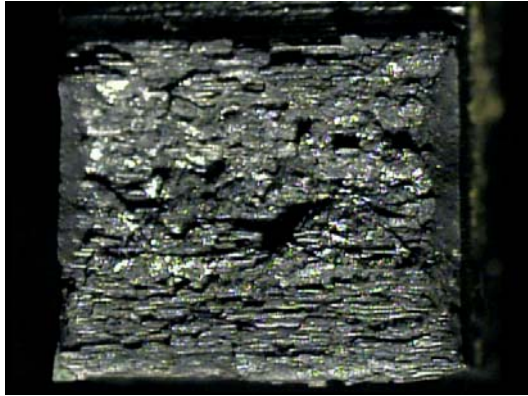
NA BANDA
255 HV



20 µm

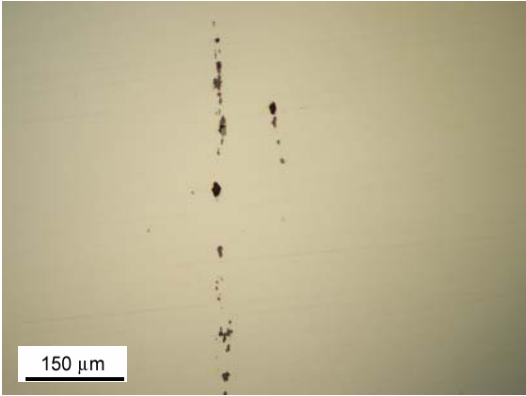
FORA DA BANDA
249 HV

CP 17							
E_{cv}	LE	LR	ϵ_T	RA	dureza	LE/LR	REF
22 J	828 MPa	1021 MPa	8 %	15 %	32 HRc	0,81	52
C %	Mn %	P %	S %	Si %	Cr %	Ni %	Mo %
0,48	1,10	0,010	0,012	0,22	1,20	0,03	0,31



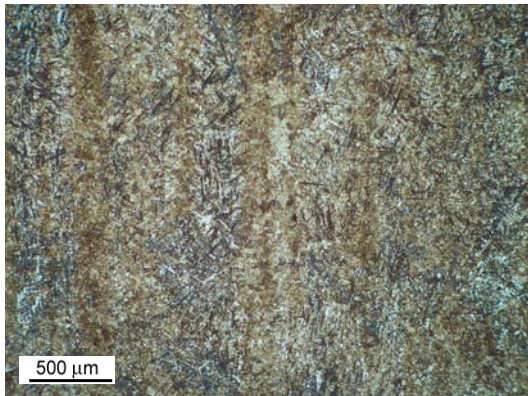
2 mm

FRATURA CHARPY V



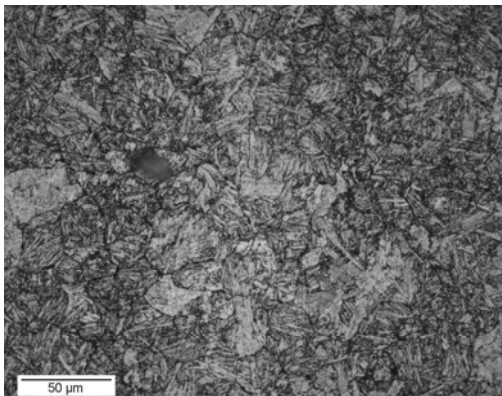
150 µm

NÍVEL DE INCLUSÕES ASTM A1F/C2G



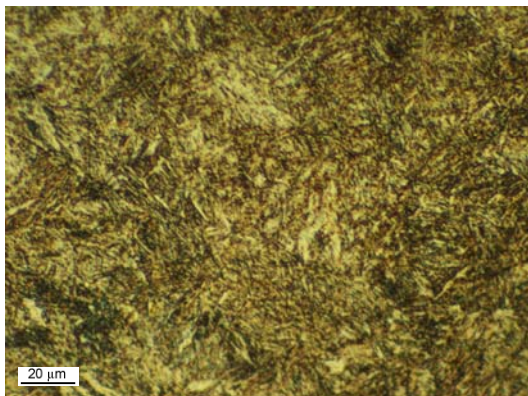
500 µm

BANDEAMENTO MODERADO (2)



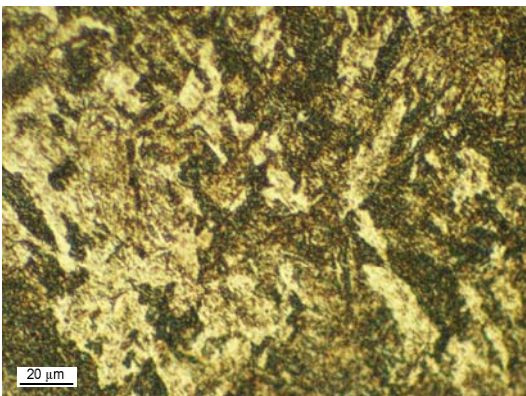
50 µm

TAMANHO DE GRÃO ASTM 6,5



20 µm

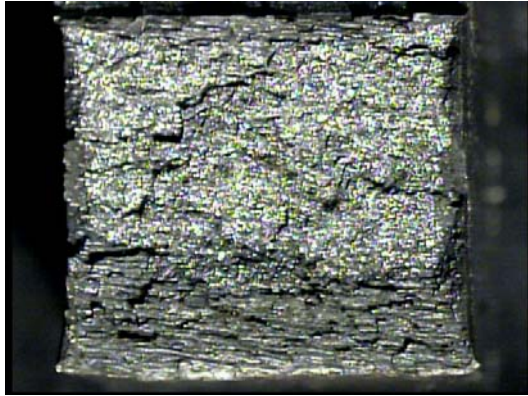
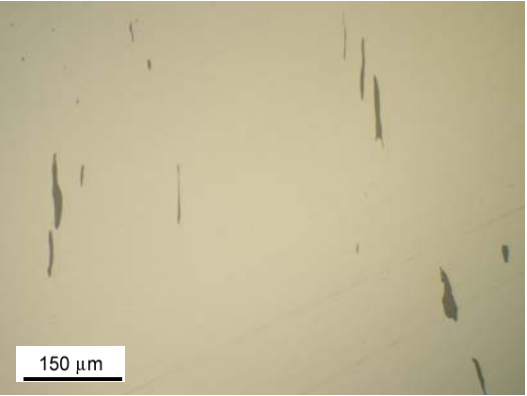
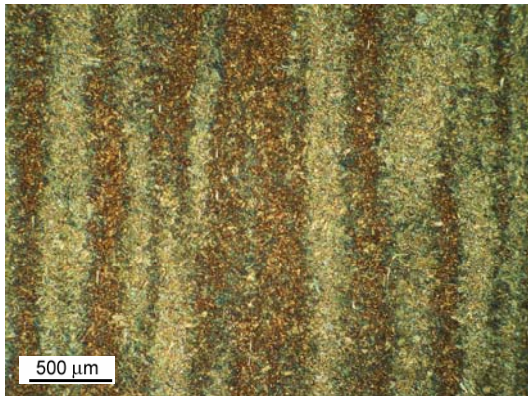
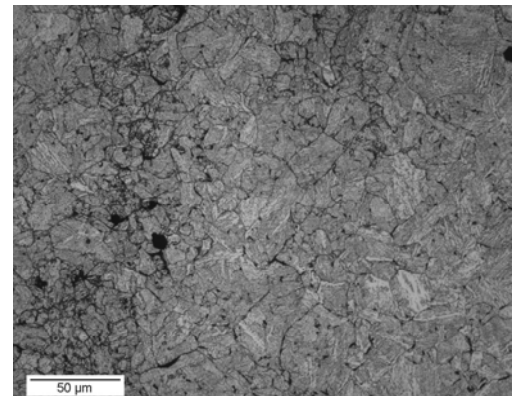
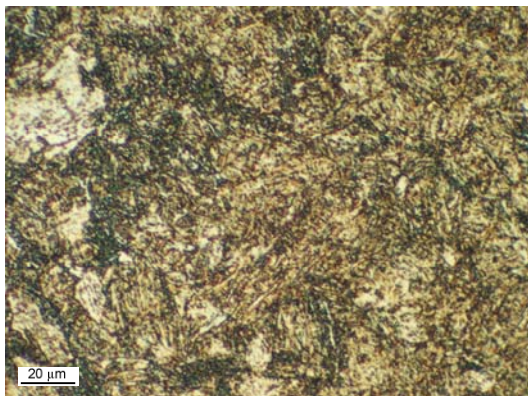
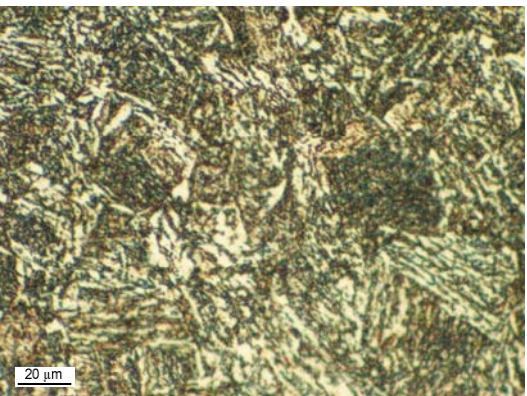
NA BANDA
284 HV



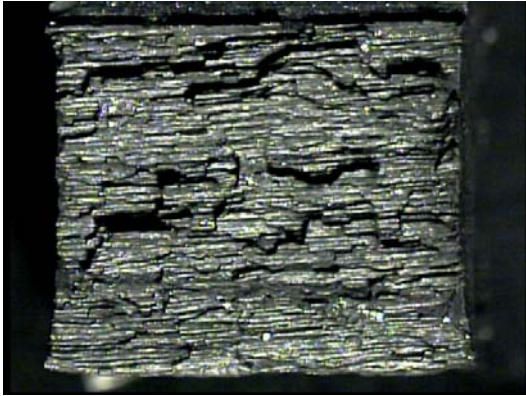
20 µm

FORA DA BANDA
272 HV

CP 18							
E_{cv}	LE	LR	ϵ_T	RA	dureza	LE/LR	REF
22 J	653 MPa	884 MPa	9 %	27 %	25 HRc	0,74	68
C %	Mn %	P %	S %	Si %	Cr %	Ni %	Mo %
0,42	0,94	0,007	0,014	0,29	1,04	0,15	0,29

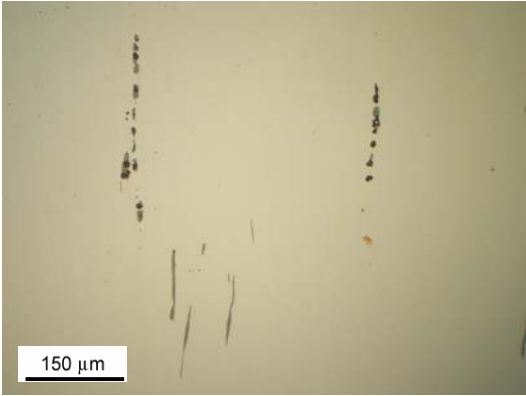
	
2 mm FRATURA CHARPY V	150 μm NÍVEL DE INCLUSÕES ASTM A4G
	
500 μm BANDEAMENTO FORTE (3)	50 μm TAMANHO DE GRÃO ASTM 6,5
	
20 μm NA BANDA 265 HV	20 μm FORA DA BANDA 230 HV

CP 19							
E_{cv}	LE	LR	ϵ_T	RA	dureza	LE/LR	REF
22 J	727 MPa	942 MPa	4 %	19 %	29 HRc	0,77	78
C %	Mn %	P %	S %	Si %	Cr %	Ni %	Mo %
0,38	1,10	0,010	0,036	0,19	1,11	0,20	0,32



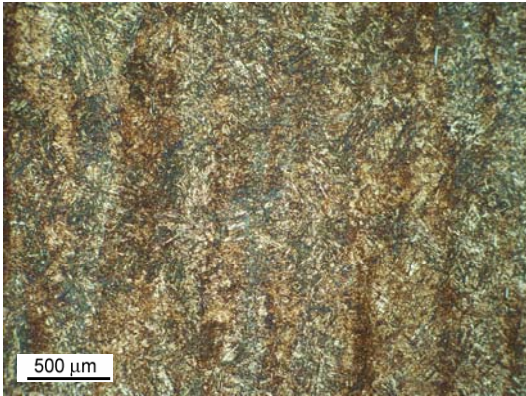
2 mm

FRATURA CHARPY V



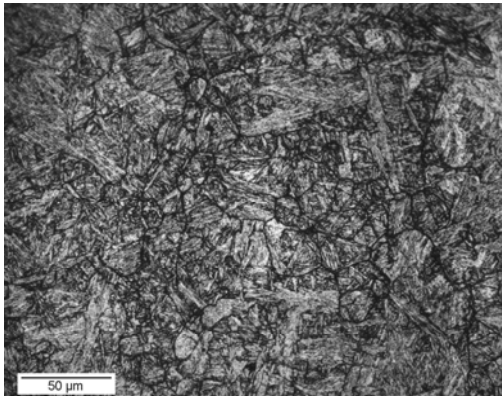
150 μ m

NÍVEL DE INCLUSÕES ASTM A1½F/B½F/C1G



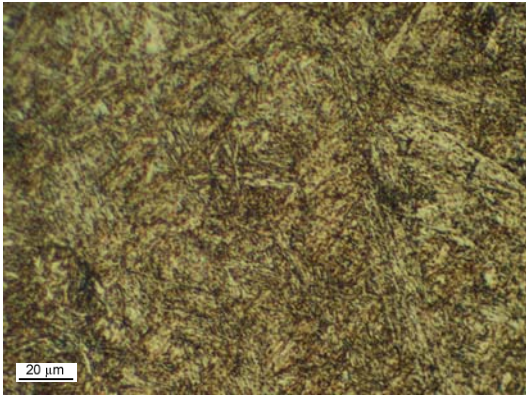
500 μ m

BANDEAMENTO MODERADO (2)



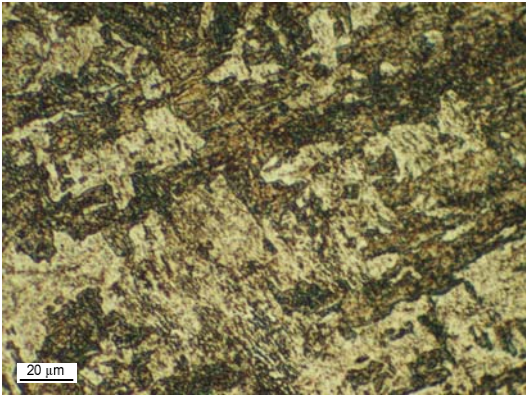
50 μ m

TAMANHO DE GRÃO ASTM 6,5



20 μ m

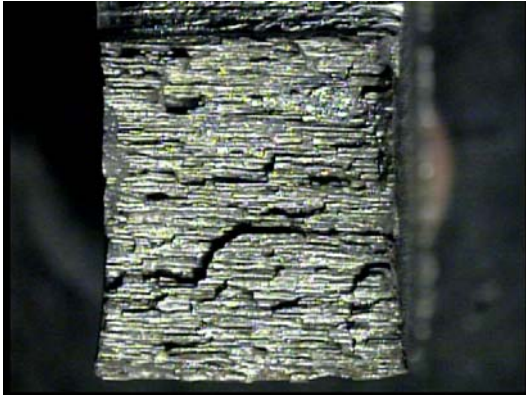
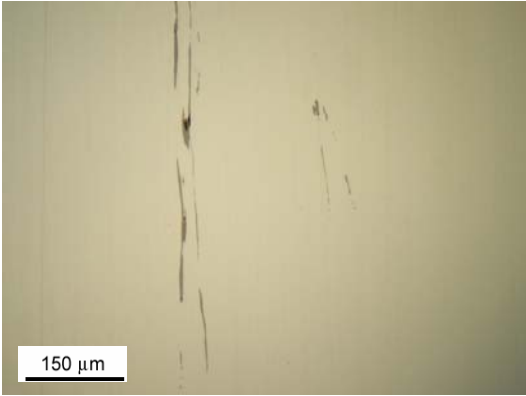
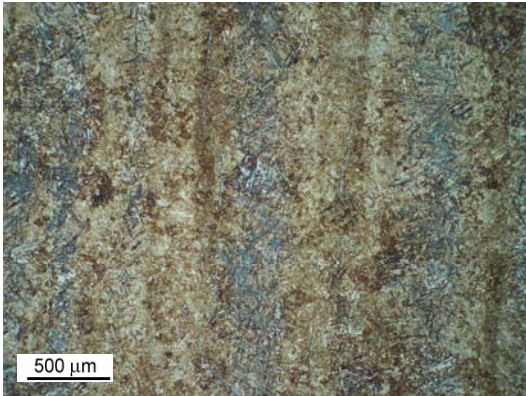
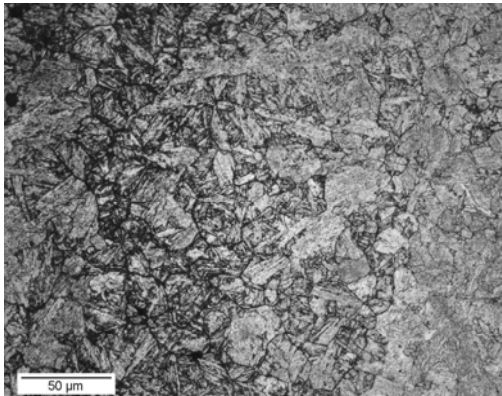
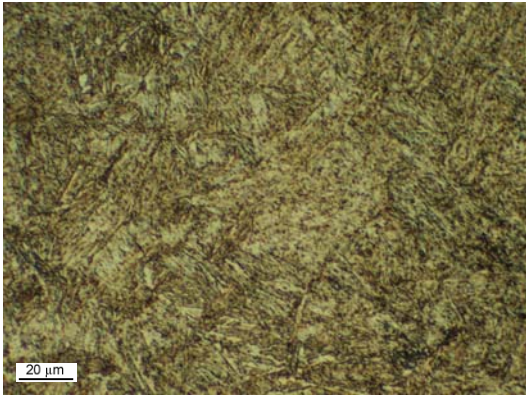
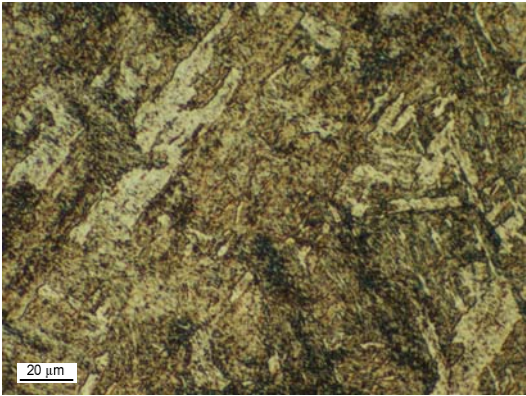
NA BANDA
281 HV



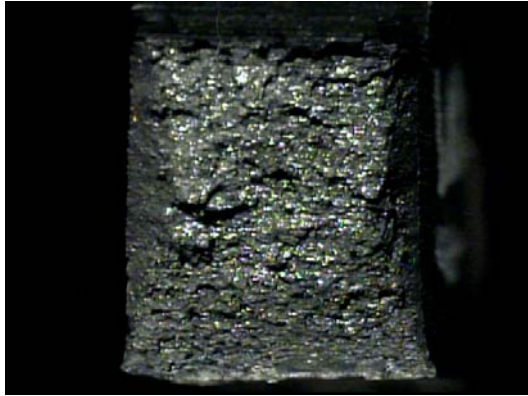
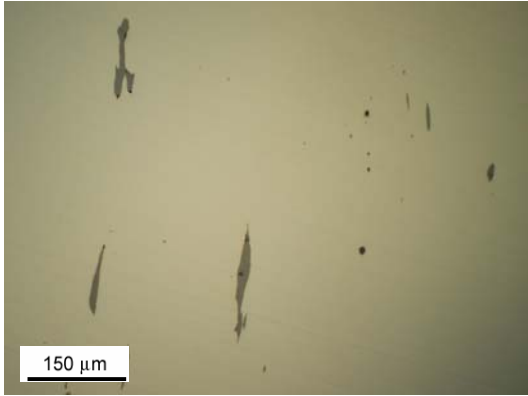
20 μ m

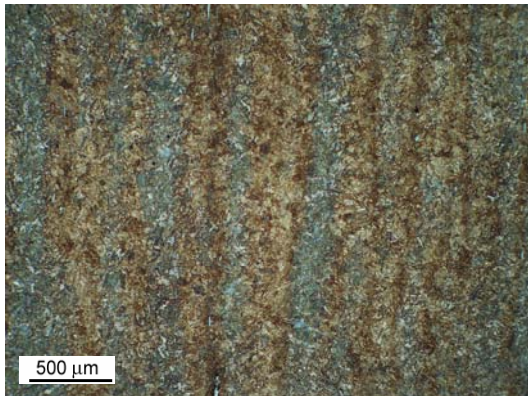
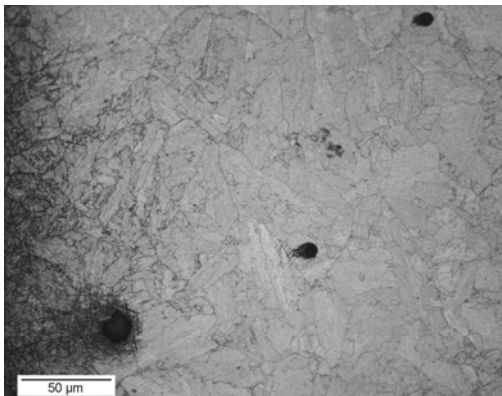
FORA DA BANDA
246 HV

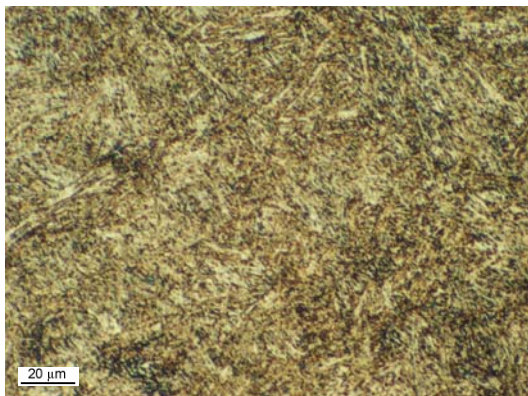
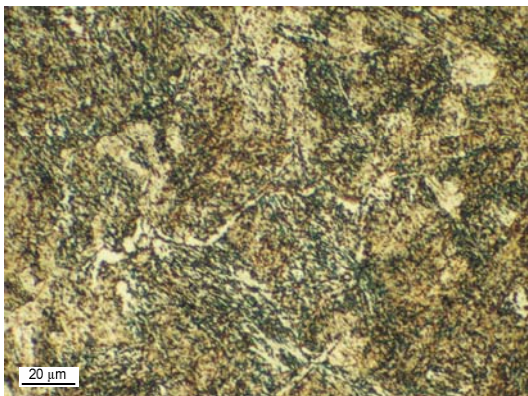
CP 20							
E_{cv}	LE	LR	ϵ_T	RA	dureza	LE/LR	REF
23 J	728 MPa	910 MPa	18 %	19 %	30 HRc	0,80	44
C %	Mn %	P %	S %	Si %	Cr %	Ni %	Mo %
0,39	1,08	0,010	0,018	0,19	1,09	0,21	0,31

 2 mm	FRATURA CHARPY V	 150 μm	NÍVEL DE INCLUSÕES ASTM A2F
 500 μm	BANDEAMENTO MODERADO (2)	 50 μm	TAMANHO DE GRÃO ASTM 6
 20 μm	NA BANDA 306 HV	 20 μm	FORA DA BANDA 261 HV

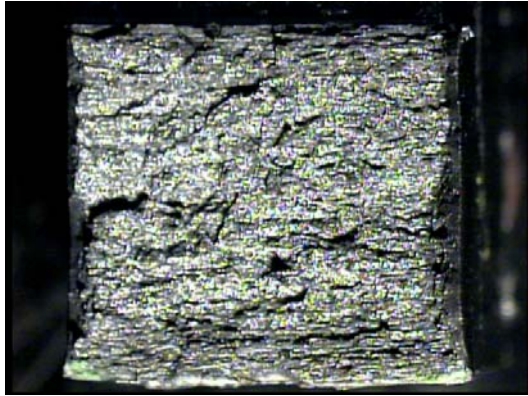
CP 21							
E_{cv}	LE	LR	ϵ_T	RA	dureza	LE/LR	REF
24 J	705 MPa	916 MPa	10 %	37 %	28 HRc	0,77	15
C %	Mn %	P %	S %	Si %	Cr %	Ni %	Mo %
0,38	1,06	0,015	0,017	0,23	1,24	0,18	0,31

	
FRATURA CHARPY V	NÍVEL DE INCLUSÕES ASTM A2G/C1½G

	
BANDEAMENTO FORTE (3)	TAMANHO DE GRÃO ASTM 5

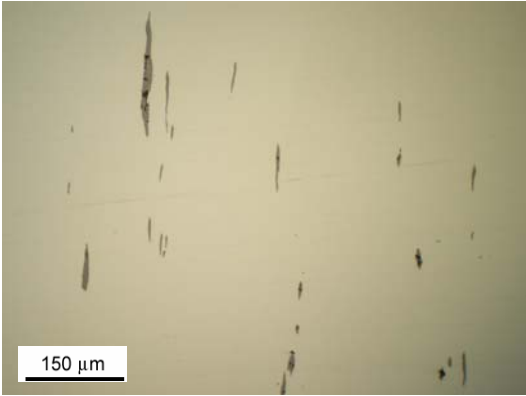
	
NA BANDA 304 HV	FORA DA BANDA 249 HV

CP 22							
E_{cv}	LE	LR	ϵ_T	RA	dureza	LE/LR	REF
24 J	851 MPa	1022 MPa	8 %	34 %	33 HRc	0,83	18
C %	Mn %	P %	S %	Si %	Cr %	Ni %	Mo %
0,37	0,94	0,013	0,014	0,26	1,07	0,17	0,33



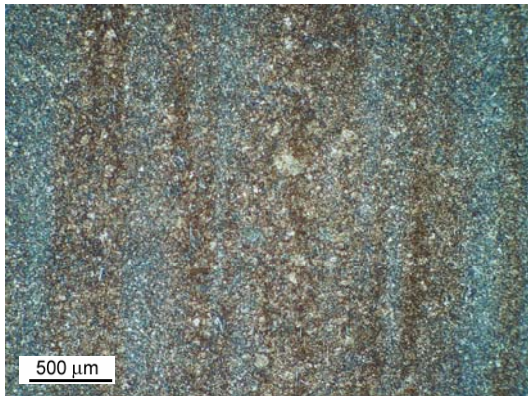
2 mm

FRATURA CHARPY V



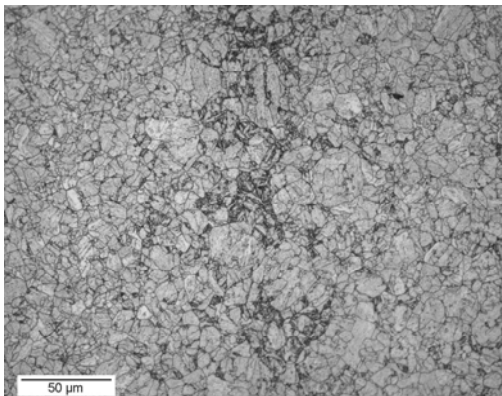
150 μm

NÍVEL DE INCLUSÕES ASTM A3G/C1G



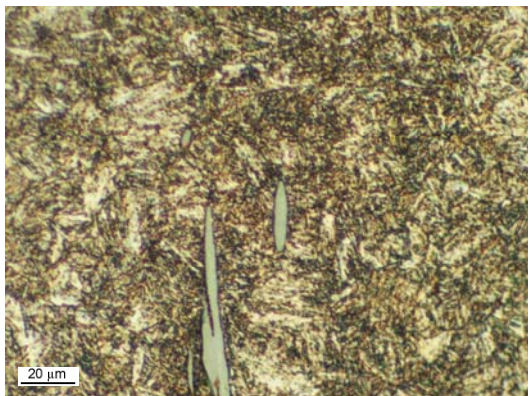
500 μm

BANDEAMENTO FORTE (3)



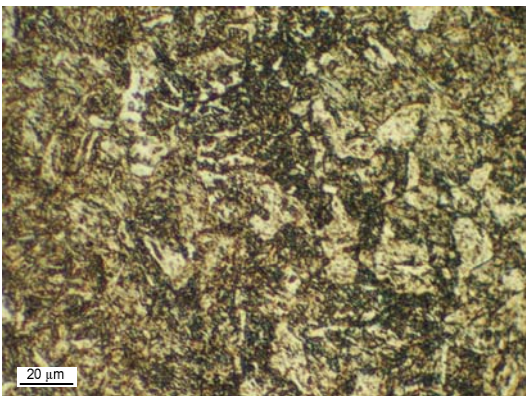
50 μm

TAMANHO DE GRÃO ASTM 8,5



20 μm

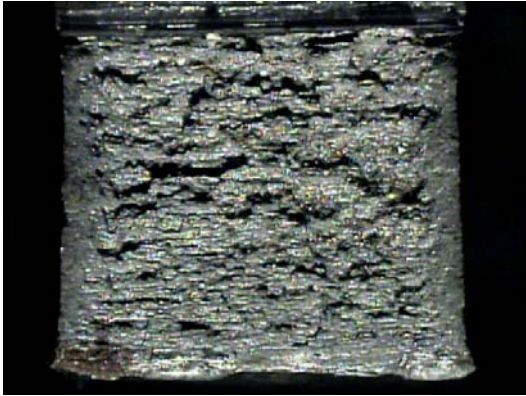
NA BANDA
339 HV



20 μm

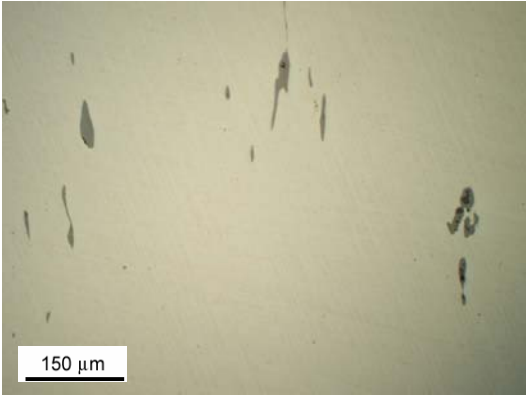
FORA DA BANDA
254 HV

CP 23							
E_{cv}	LE	LR	ϵ_T	RA	dureza	LE/LR	REF
24 J	873 MPa	1012 MPa	11 %	24 %	32 HRc	0,86	34
C %	Mn %	P %	S %	Si %	Cr %	Ni %	Mo %
0,40	1,02	0,012	0,030	0,28	1,16	0,14	0,28



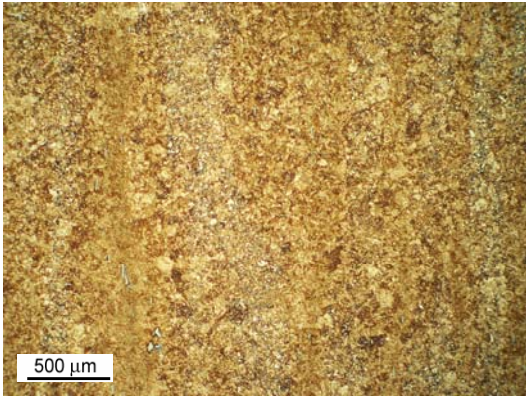
2 mm

FRATURA CHARPY V



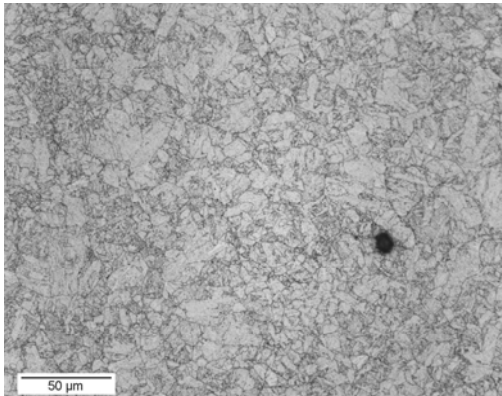
150 µm

NÍVEL DE INCLUSÕES ASTM A1½F/B2G/C½G



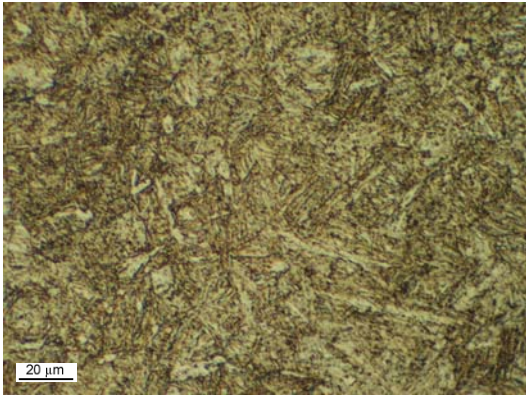
500 µm

BANDEAMENTO LEVE (1)



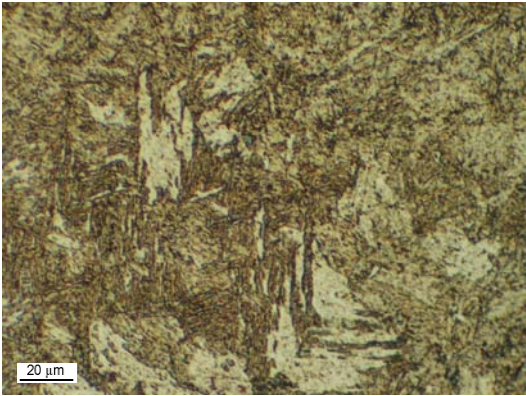
50 µm

TAMANHO DE GRÃO ASTM 8,5



20 µm

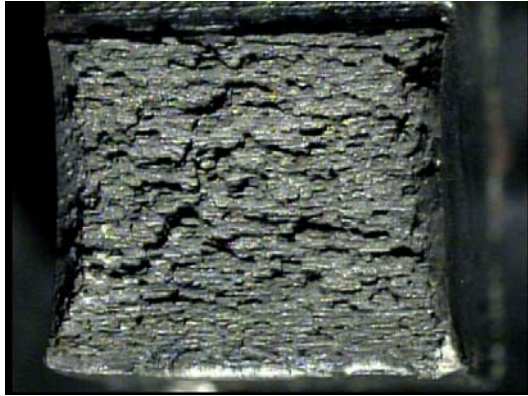
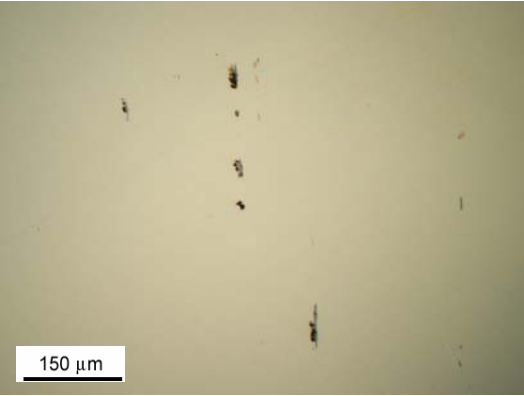
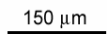
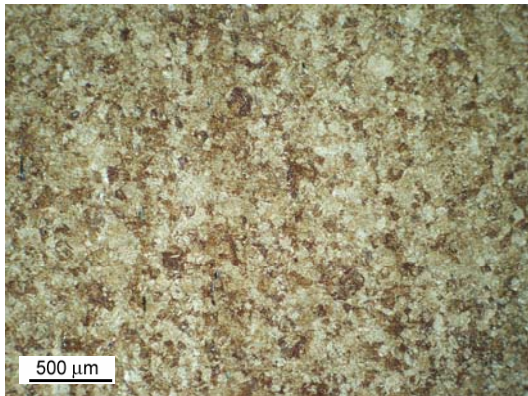
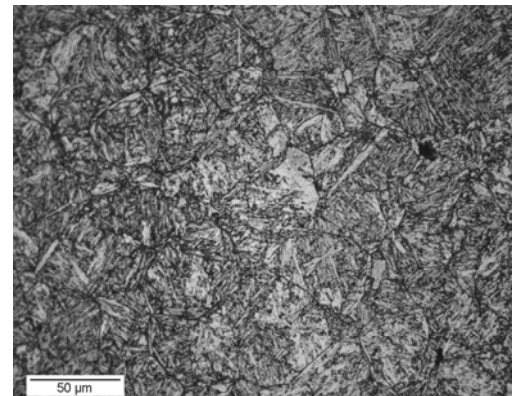
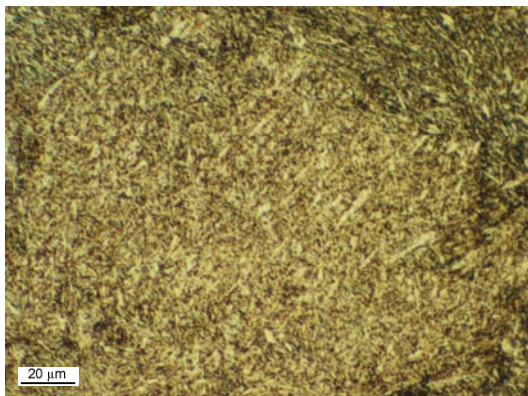
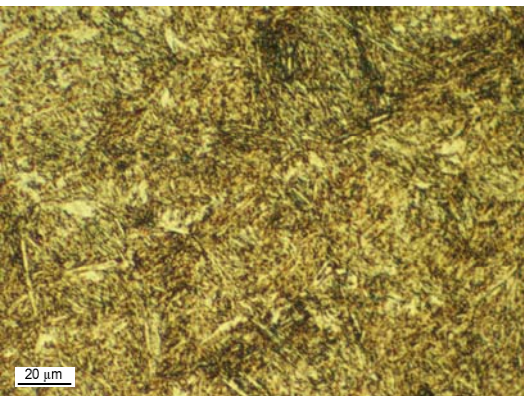
NA BANDA
292 HV



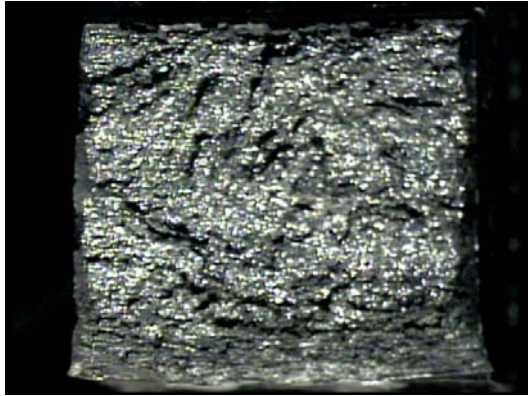
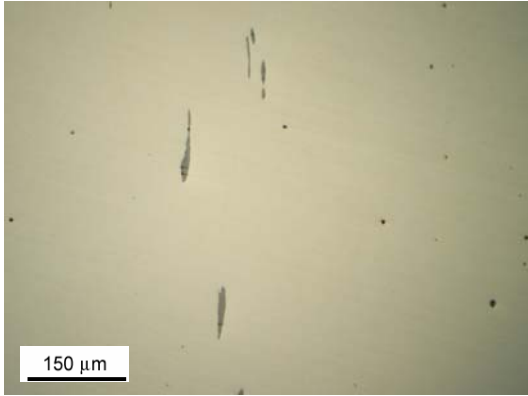
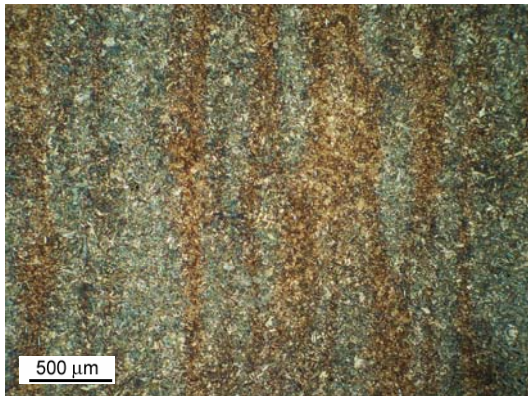
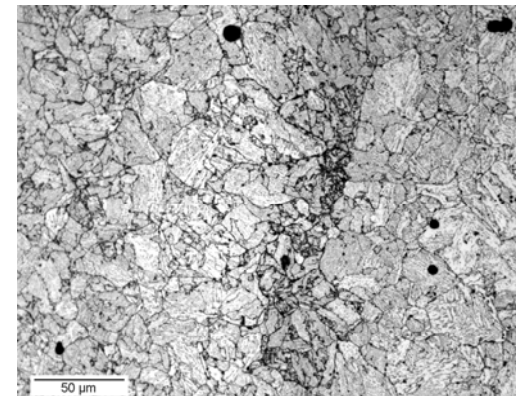
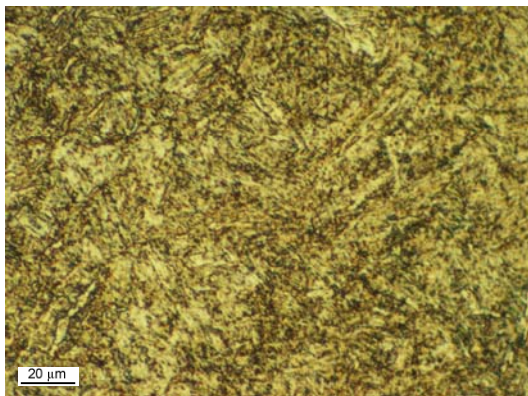
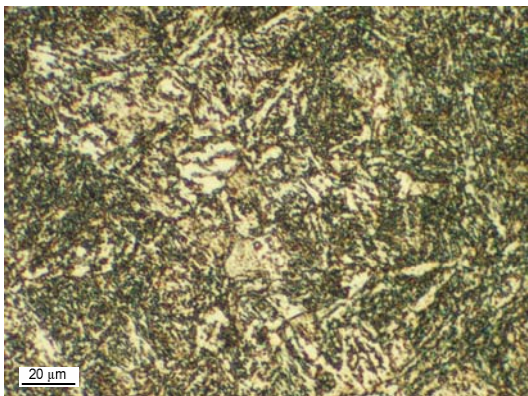
20 µm

FORA DA BANDA
284 HV

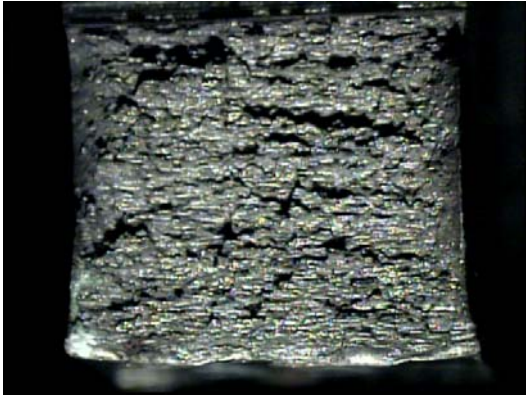
CP 24							
E_{cv}	LE	LR	ϵ_T	RA	dureza	LE/LR	REF
24 J	930 MPa	1061 MPa	9 %	32 %	33 HRc	0,88	45
C %	Mn %	P %	S %	Si %	Cr %	Ni %	Mo %
0,44	1,00	0,011	0,010	0,31	1,13	0,06	0,16

	
	
FRATURA CHARPY V	NÍVEL DE INCLUSÕES ASTM B1G/C2G
	
	
BANDEAMENTO LEVE (1)	TAMANHO DE GRÃO ASTM 5
	
	
NA BANDA 313 HV	FORA DA BANDA 292 HV

CP 25							
E_{cv}	LE	LR	ϵ_T	RA	dureza	LE/LR	REF
25 J	688 MPa	892 MPa	18 %	39 %	26 HRc	0,77	13
C %	Mn %	P %	S %	Si %	Cr %	Ni %	Mo %
0,36	1,13	0,019	0,027	0,23	1,19	0,13	0,27

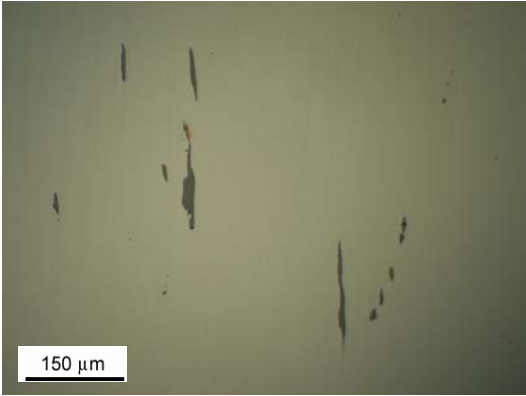
	
2 mm FRATURA CHARPY V	NÍVEL DE INCLUSÕES ASTM A1½F/C2G
	
BANDEAMENTO MODERADO (2)	TAMANHO DE GRÃO ASTM 6
	
NA BANDA 295 HV	FORA DA BANDA 265 HV

CP 26							
E_{cv}	LE	LR	ϵ_T	RA	dureza	LE/LR	REF
25 J	873 MPa	1012 MPa	11 %	24 %	31 HRc	0,86	33
C %	Mn %	P %	S %	Si %	Cr %	Ni %	Mo %
0,37	0,97	0,014	0,023	0,26	1,15	0,13	0,29



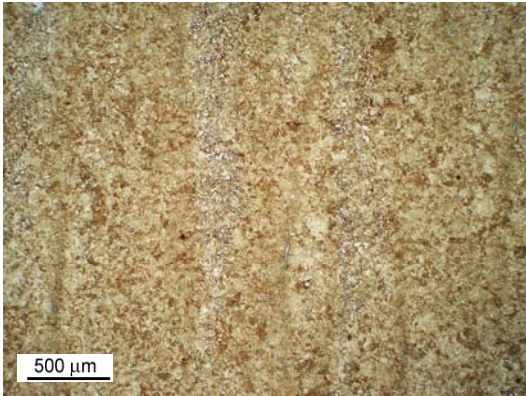
2 mm

FRATURA CHARPY V



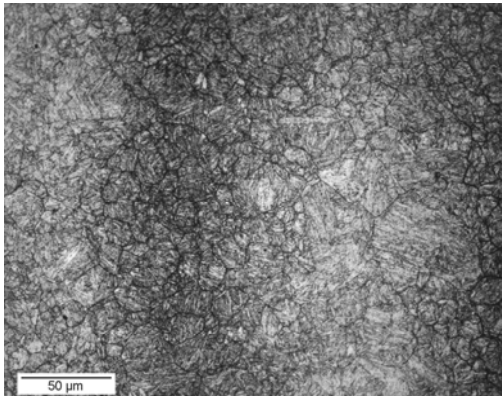
150 µm

NÍVEL DE INCLUSÕES ASTM A2G/B1½G/C½G



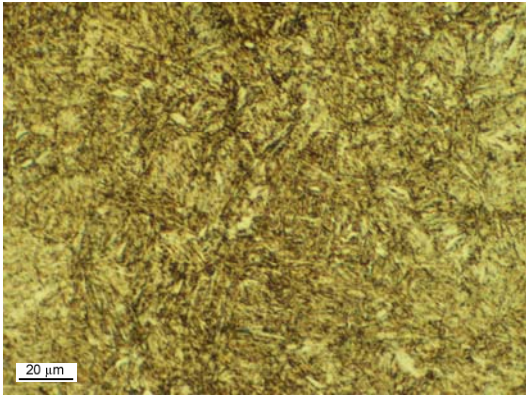
500 µm

BANDEAMENTO LEVE (1)



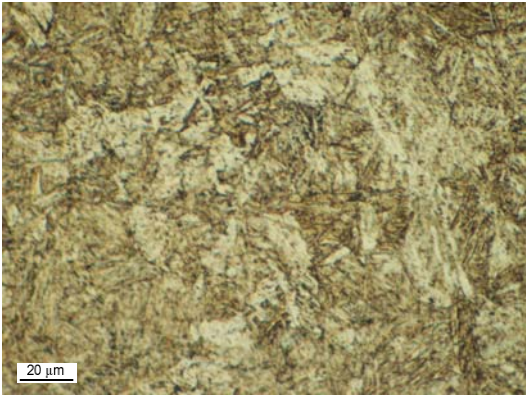
50 µm

TAMANHO DE GRÃO ASTM 6



20 µm

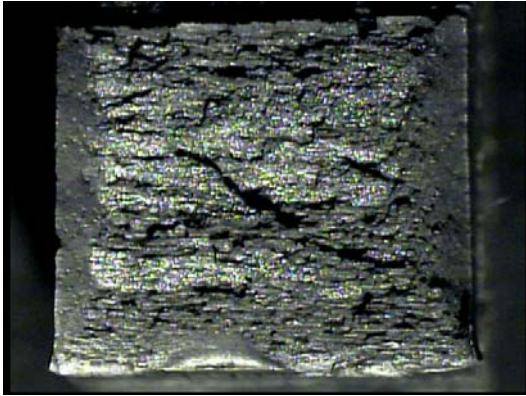
NA BANDA
344 HV



20 µm

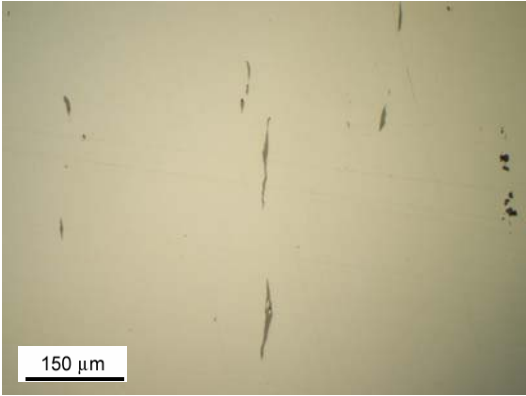
FORA DA BANDA
279 HV

CP 27							
E_{cv}	LE	LR	ϵ_T	RA	dureza	LE/LR	REF
27 J	821 MPa	989 MPa	11 %	27 %	28 HRc	0,83	40
C %	Mn %	P %	S %	Si %	Cr %	Ni %	Mo %
0,40	0,97	0,012	0,015	0,19	0,95	0,13	0,18



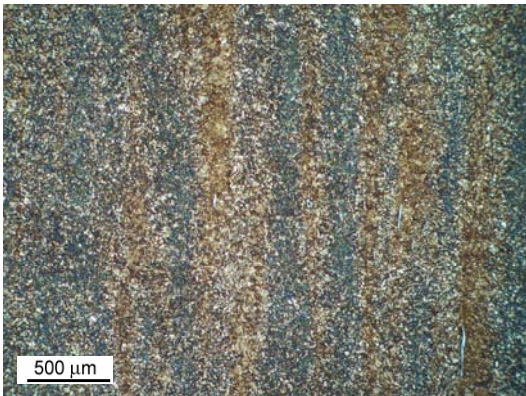
2 mm

FRATURA CHARPY V



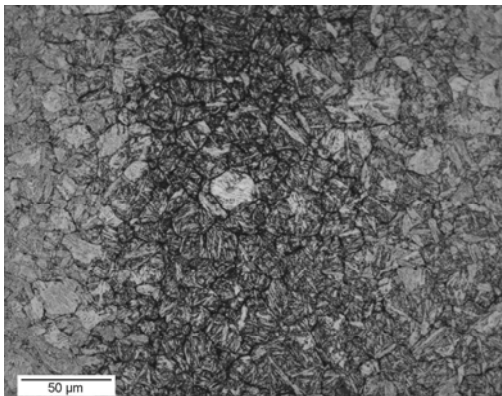
150 µm

NÍVEL DE INCLUSÕES ASTM A11½F/B2G



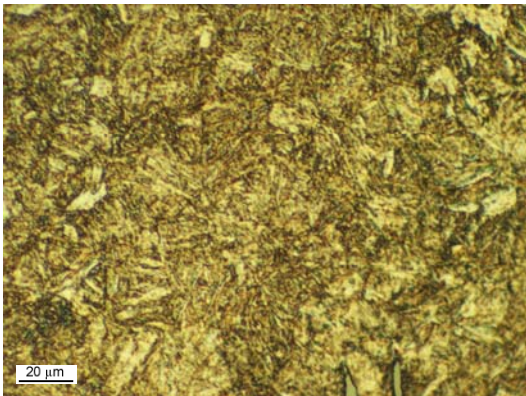
500 µm

BANDEAMENTO MODERADO (2)



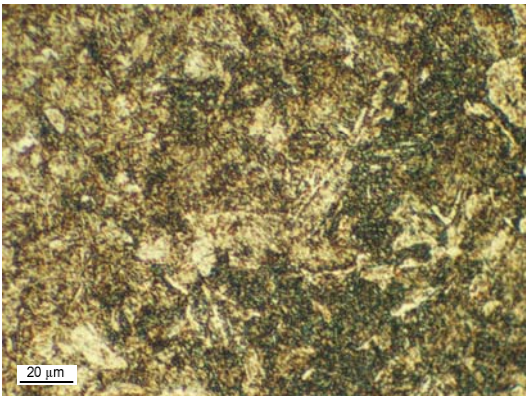
50 µm

TAMANHO DE GRÃO ASTM 8



20 µm

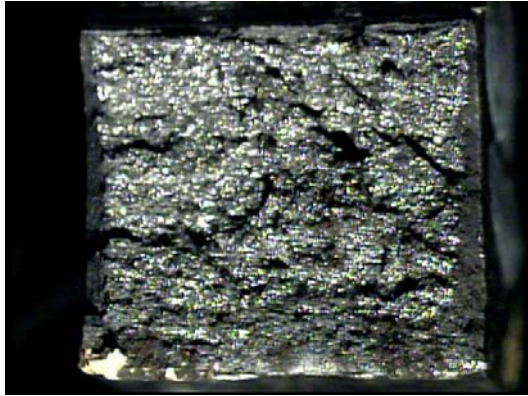
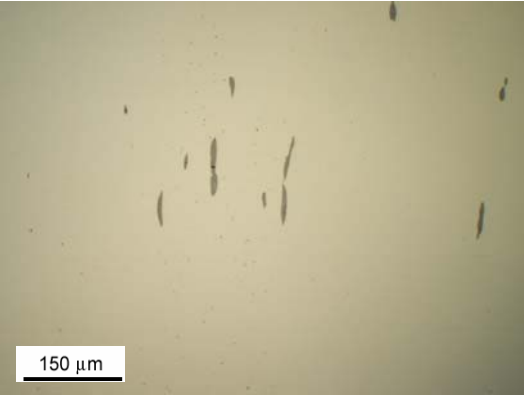
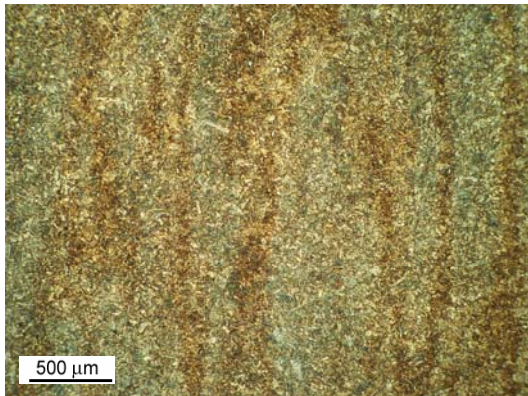
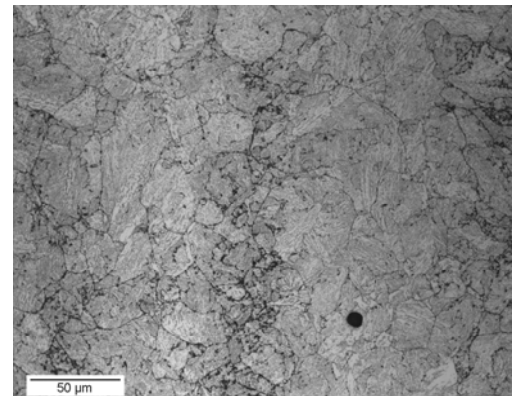
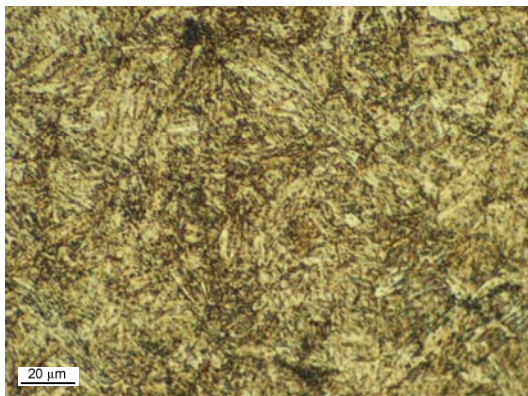
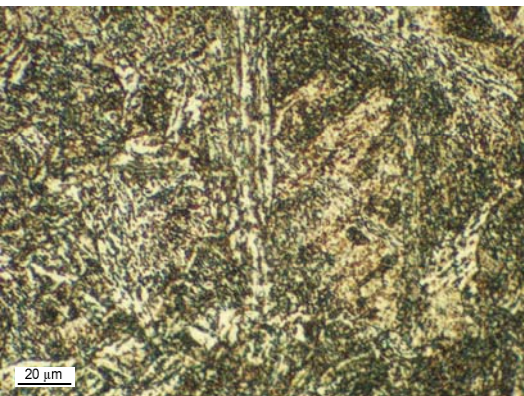
NA BANDA
305 HV



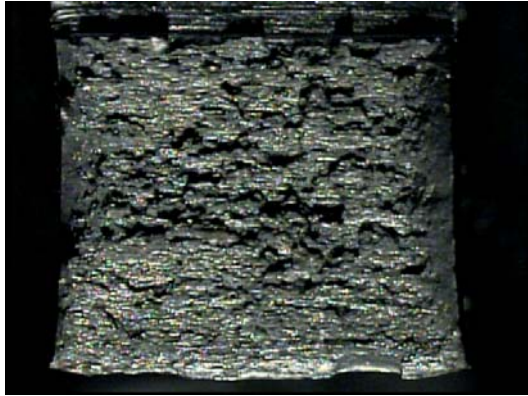
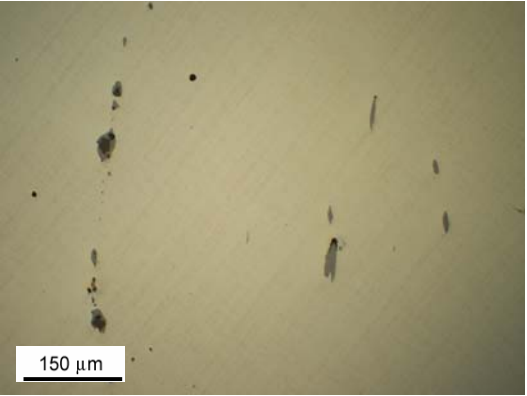
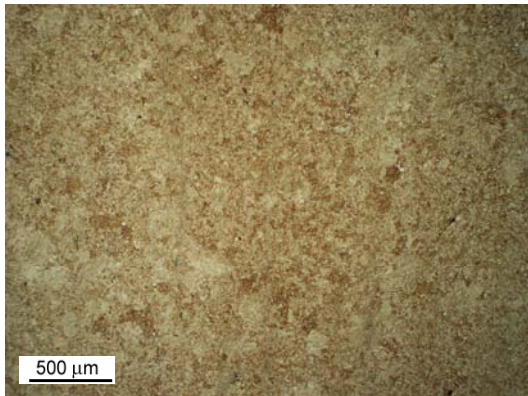
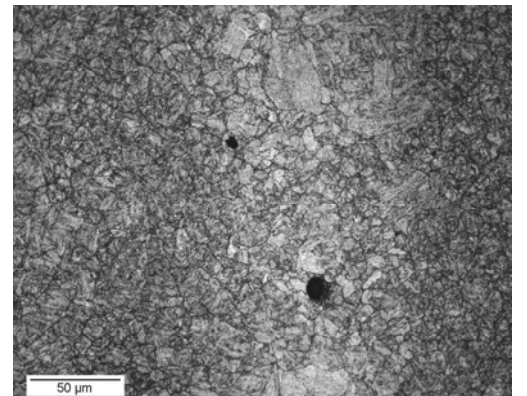
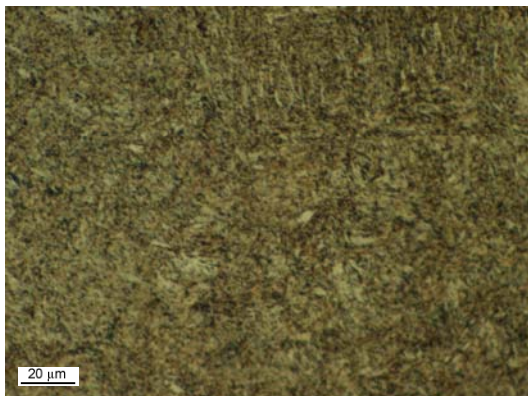
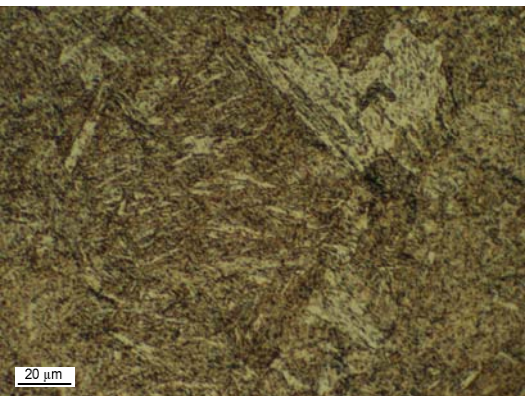
20 µm

FORA DA BANDA
257 HV

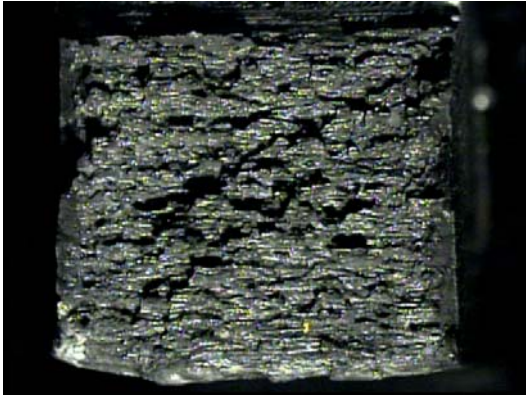
CP 28							
E_{cv}	LE	LR	ϵ_T	RA	dureza	LE/LR	REF
28 J	688 MPa	892 MPa	18 %	39 %	26 HRc	0,77	12
C %	Mn %	P %	S %	Si %	Cr %	Ni %	Mo %
0,36	1,11	0,017	0,024	0,23	1,19	0,12	0,27

	
2 mm FRATURA CHARPY V	NÍVEL DE INCLUSÕES ASTM A1½F
	
BANDEAMENTO MODERADO (2)	TAMANHO DE GRÃO ASTM 5,5
	
NA BANDA 277 HV	FORA DA BANDA 238 HV

CP 29							
E_{cv}	LE	LR	ϵ_T	RA	dureza	LE/LR	REF
28 J	867 MPa	1002 MPa	11 %	29 %	32 HRc	0,87	37
C %	Mn %	P %	S %	Si %	Cr %	Ni %	Mo %
0,38	1,05	0,014	0,025	0,26	1,08	0,15	0,28

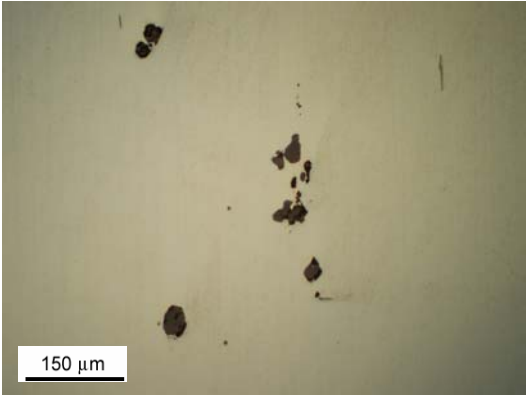
	
2 mm FRATURA CHARPY V	150 μm NÍVEL DE INCLUSÕES ASTM A2F/B1½G
	
500 μm BANDEAMENTO LEVE (1)	50 μm TAMANHO DE GRÃO ASTM 8,5
	
20 μm NA BANDA 299 HV	20 μm FORA DA BANDA 266 HV

CP 30							
E_{cv}	LE	LR	ϵ_T	RA	dureza	LE/LR	REF
28 J	808 MPa	969 MPa	12 %	32 %	29 HRc	0,83	54
C %	Mn %	P %	S %	Si %	Cr %	Ni %	Mo %
0,34	0,96	0,013	0,017	0,23	1,03	0,14	0,26



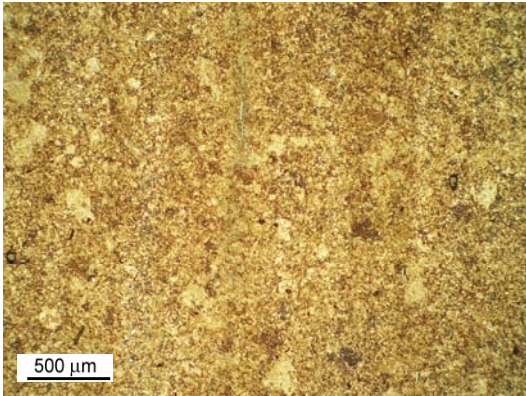
2 mm

FRATURA CHARPY V



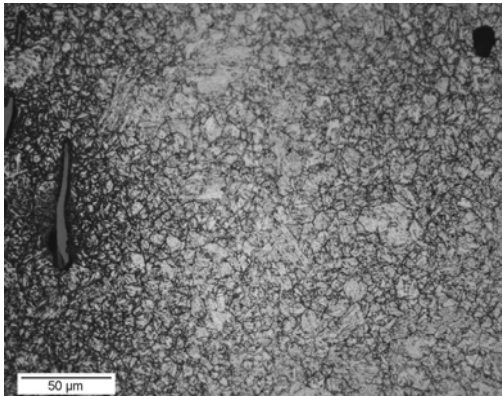
150 µm

NÍVEL DE INCLUSÕES ASTM A2F/B3G/C½G



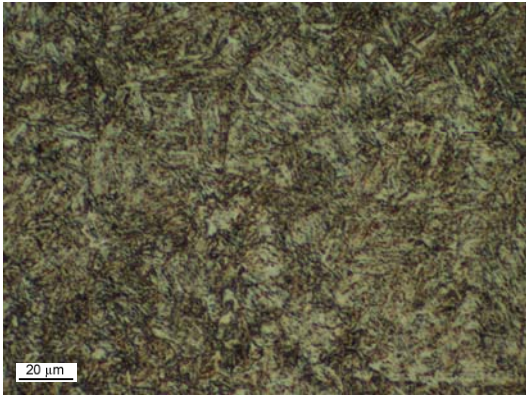
500 µm

BANDEAMENTO LEVE (1)



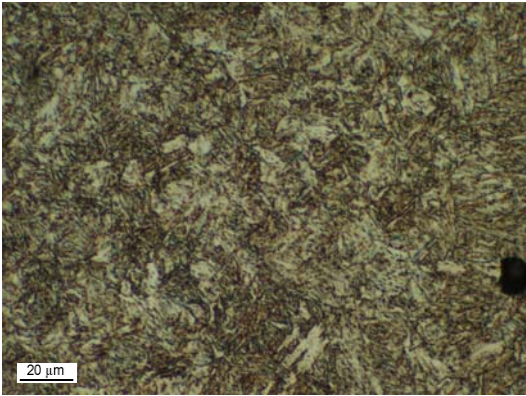
50 µm

TAMANHO DE GRÃO ASTM 8,5



20 µm

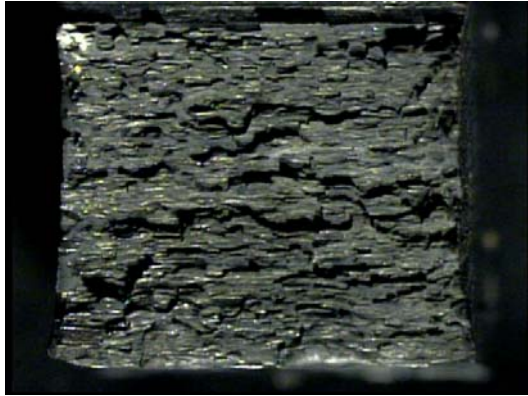
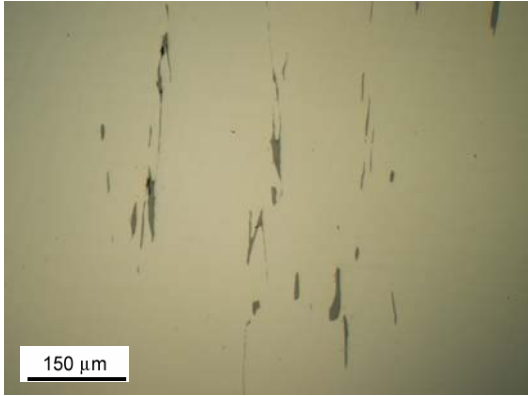
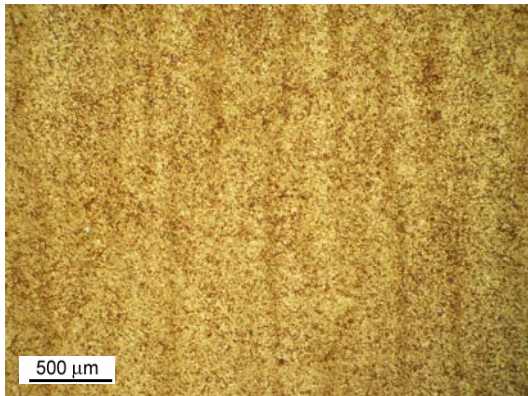
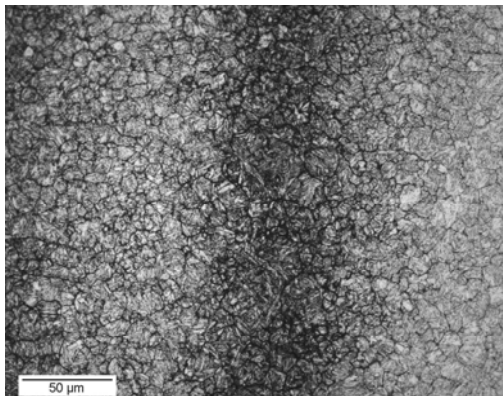
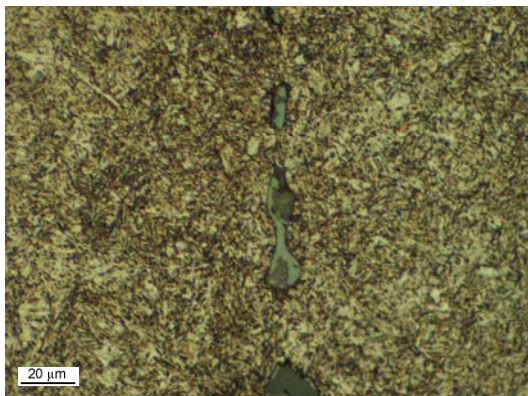
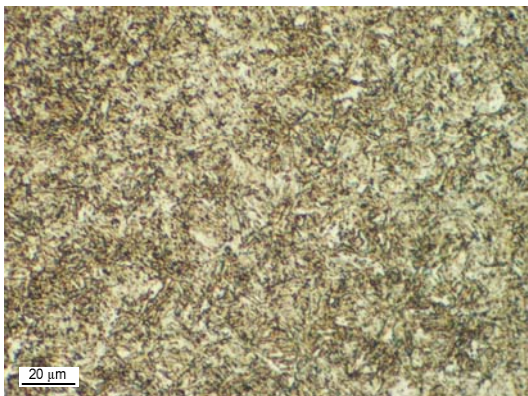
NA BANDA
287 HV



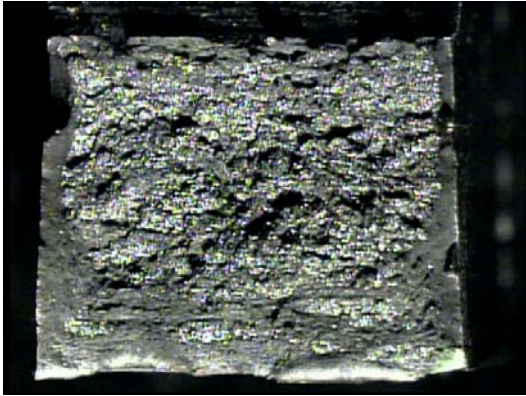
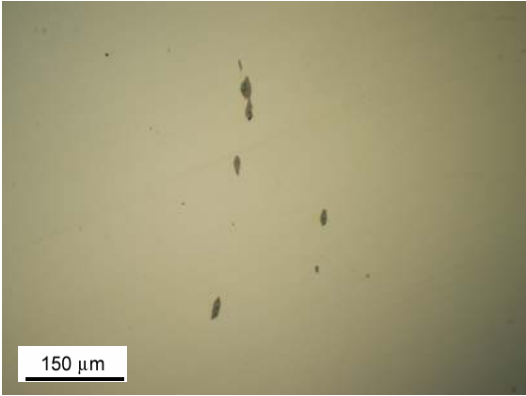
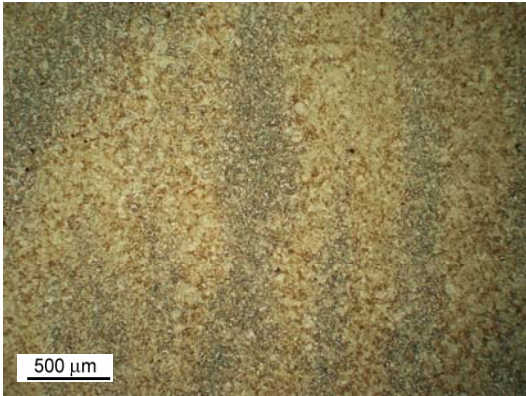
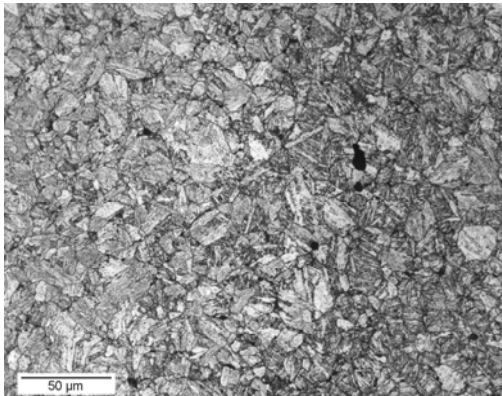
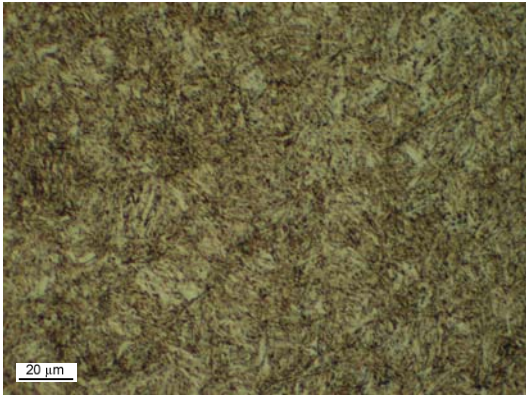
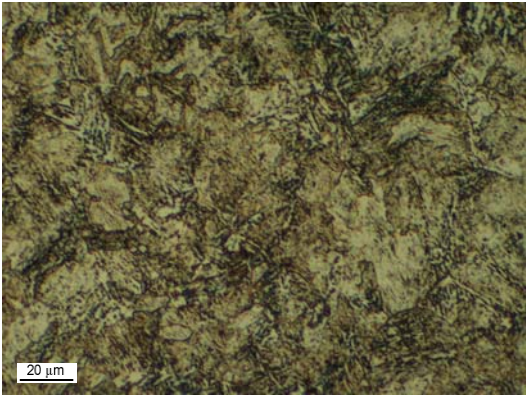
20 µm

FORA DA BANDA
252 HV

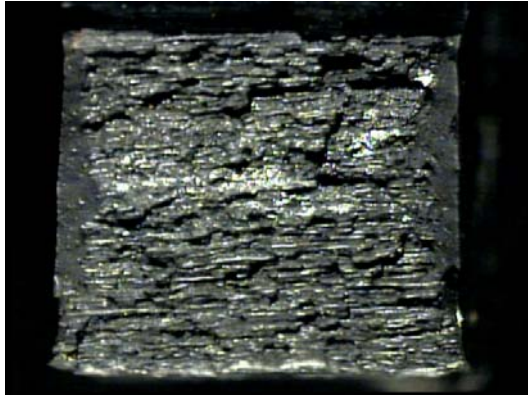
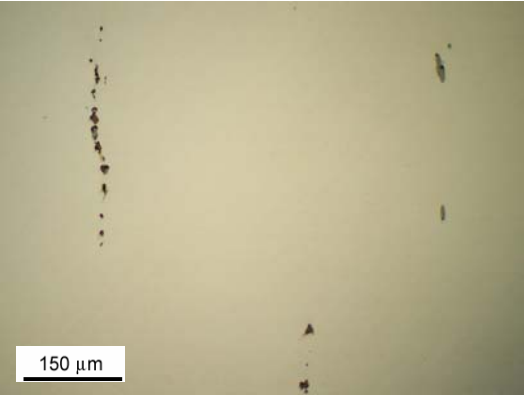
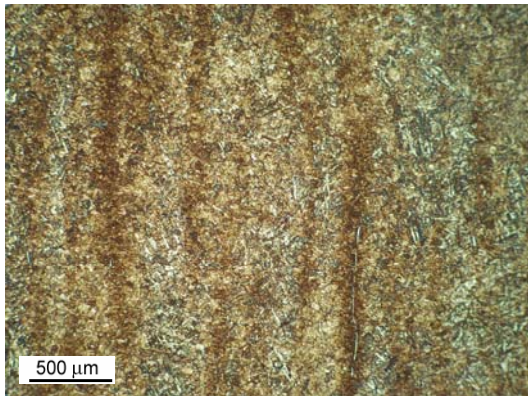
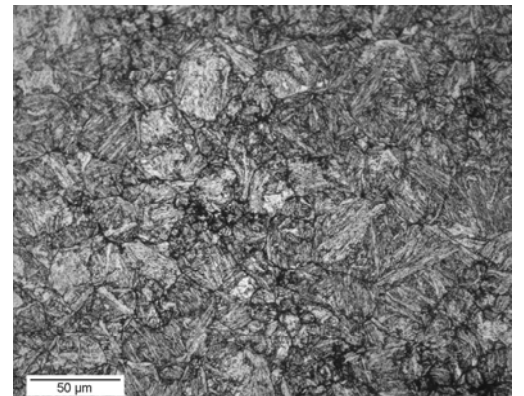
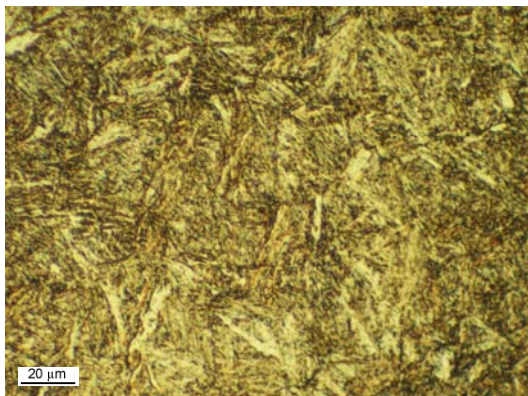
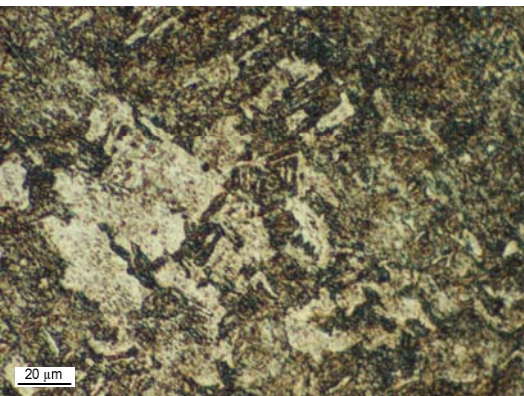
CP 31							
E_{cv}	LE	LR	ϵ_T	RA	dureza	LE/LR	REF
28 J	847 MPa	966 MPa	5 %	16 %	30 HRc	0,88	58
C %	Mn %	P %	S %	Si %	Cr %	Ni %	Mo %
0,37	1,08	0,015	0,015	0,24	1,19	0,08	0,19

	
2 mm FRATURA CHARPY V	NÍVEL DE INCLUSÕES ASTM A2G
	
BANDEAMENTO LEVE (1)	TAMANHO DE GRÃO ASTM 9
	
NA BANDA 292 HV	FORA DA BANDA 267 HV

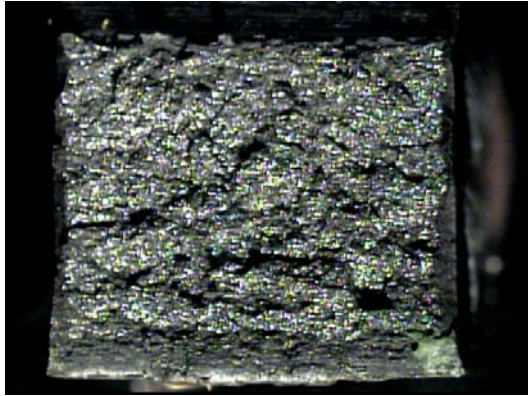
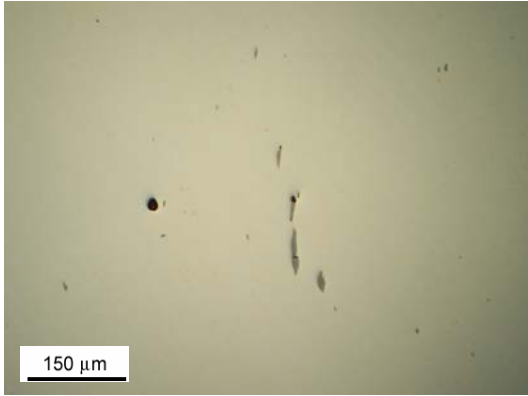
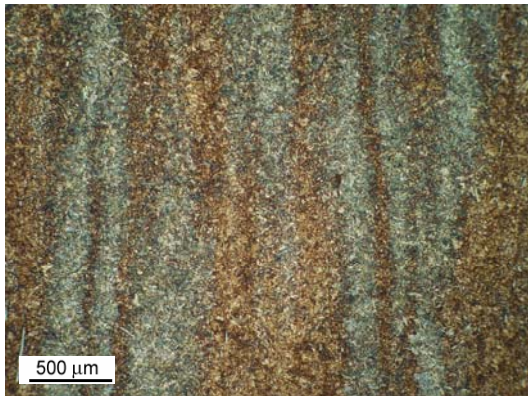
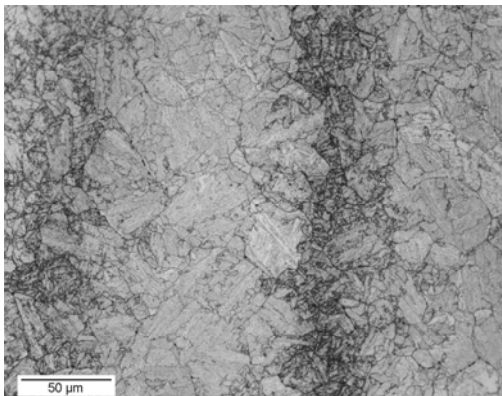
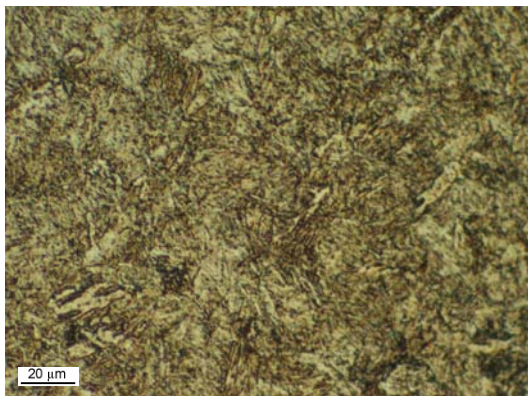
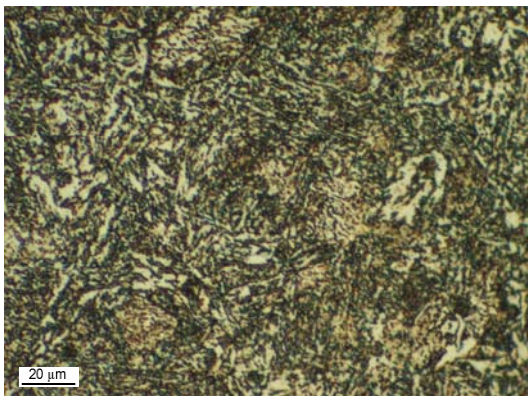
CP 32							
E_{cv}	LE	LR	ϵ_T	RA	dureza	LE/LR	REF
29 J	879 MPa	1060 MPa	11 %	44 %	32 HRc	0,83	03
C %	Mn %	P %	S %	Si %	Cr %	Ni %	Mo %
0,39	1,00	0,011	0,005	0,26	0,95	0,20	0,17

 2 mm FRATURA CHARPY V	 150 µm NÍVEL DE INCLUSÕES ASTM A1F
 500 µm BANDEAMENTO LEVE (1)	 50 µm TAMANHO DE GRÃO ASTM 8
 20 µm NA BANDA 305 HV	 20 µm FORA DA BANDA 268 HV

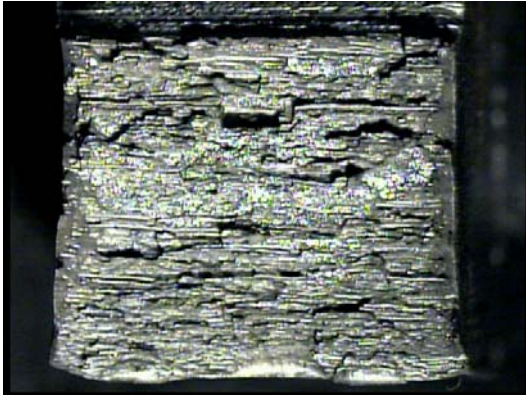
CP 33							
E_{cv}	LE	LR	ϵ_T	RA	dureza	LE/LR	REF
29 J	828 MPa	1021 MPa	8 %	15 %	33 HRc	0,81	51
C %	Mn %	P %	S %	Si %	Cr %	Ni %	Mo %
0,38	1,06	0,014	0,022	0,24	1,21	0,19	0,30

	
2 mm FRATURA CHARPY V	NÍVEL DE INCLUSÕES ASTM A1F/B2G
	
BANDEAMENTO FORTE (3)	TAMANHO DE GRÃO ASTM 6
	
NA BANDA 288 HV	FORA DA BANDA 283 HV

CP 34							
E_{cv}	LE	LR	ϵ_T	RA	dureza	LE/LR	REF
30 J	688 MPa	892 MPa	18 %	39 %	25 HRc	0,77	11
C %	Mn %	P %	S %	Si %	Cr %	Ni %	Mo %
0,36	1,10	0,016	0,019	0,22	1,19	0,13	0,25

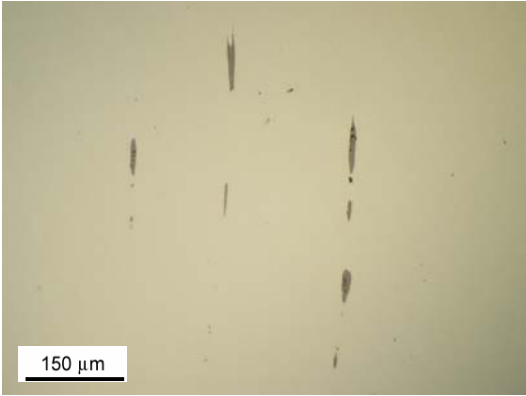
	
2 mm FRATURA CHARPY V	150 μm NÍVEL DE INCLUSÕES ASTM A1G
	
500 μm BANDEAMENTO FORTE (3)	50 μm TAMANHO DE GRÃO ASTM 5,5
	
20 μm NA BANDA 268 HV	20 μm FORA DA BANDA 232 HV

CP 35							
E_{cv}	LE	LR	ϵ_T	RA	dureza	LE/LR	REF
30 J	774 MPa	941 MPa	4 %	17 %	29 HRc	0,82	49
C %	Mn %	P %	S %	Si %	Cr %	Ni %	Mo %
0,45	1,09	0,011	0,012	0,20	1,22	0,03	0,32



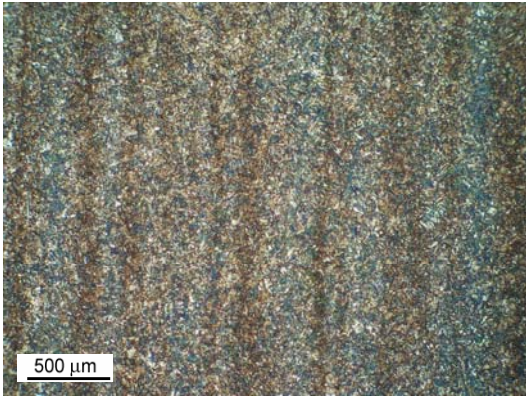
2 mm

FRATURA CHARPY V



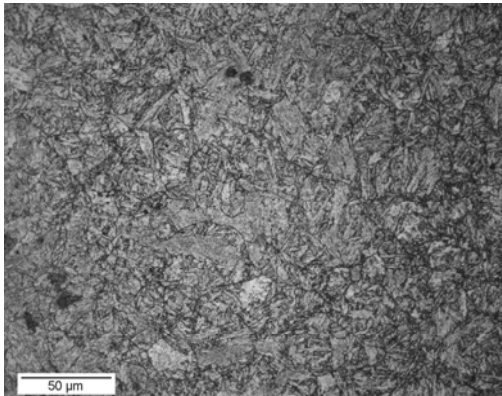
150 µm

NÍVEL DE INCLUSÕES ASTM A1F/B2F/C1G



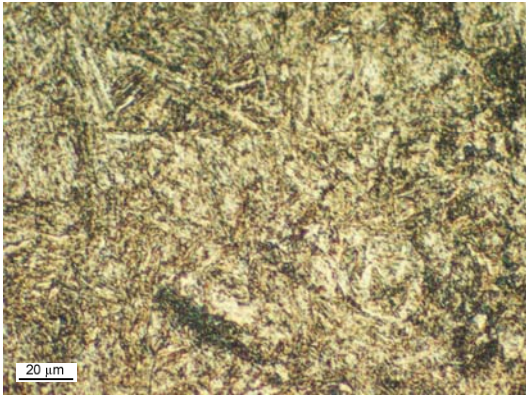
500 µm

BANDEAMENTO MODERADO (2)



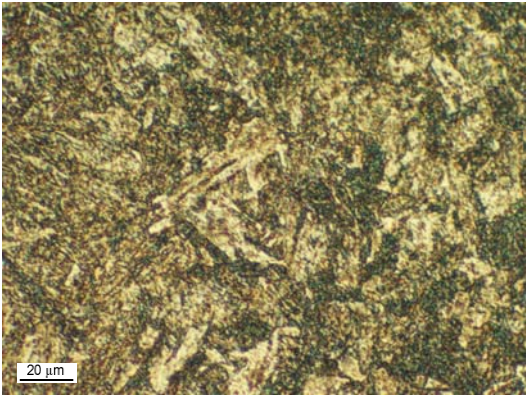
50 µm

TAMANHO DE GRÃO ASTM 5,5



20 µm

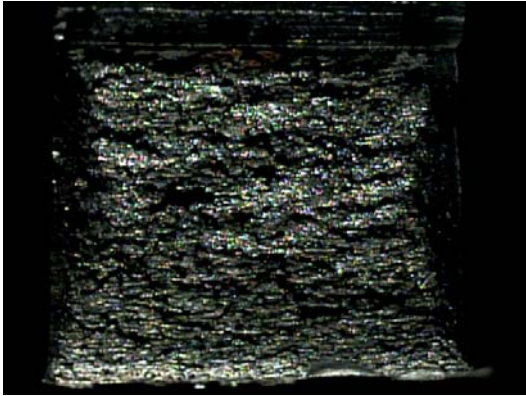
NA BANDA
278 HV



20 µm

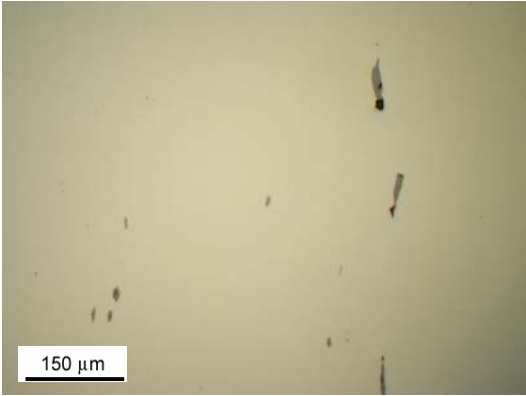
FORA DA BANDA
257 HV

CP 36							
E_{cv}	LE	LR	ϵ_T	RA	dureza	LE/LR	REF
31 J	789 MPa	1004 MPa	12 %	35 %	30 HRc	0,79	24
C %	Mn %	P %	S %	Si %	Cr %	Ni %	Mo %
0,40	1,02	0,016	0,018	0,28	1,29	0,23	0,26



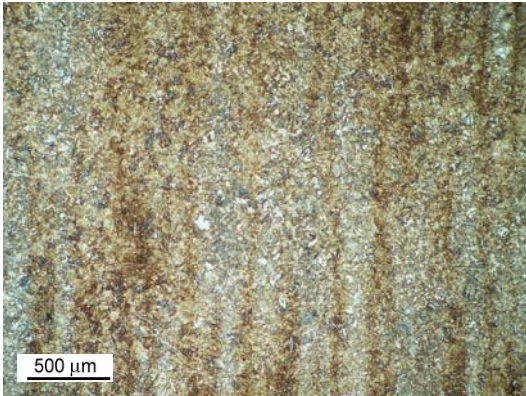
2 mm

FRATURA CHARPY V



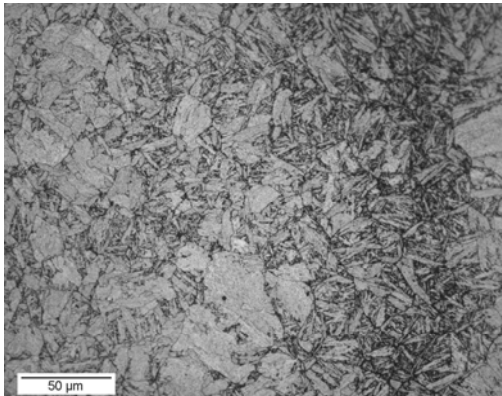
150 µm

NÍVEL DE INCLUSÕES ASTM A1F



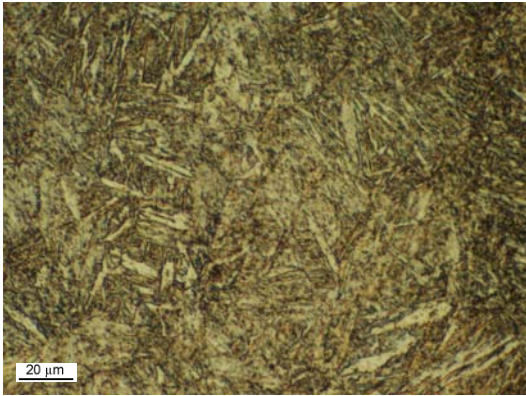
500 µm

BANDEAMENTO MODERADO (2)



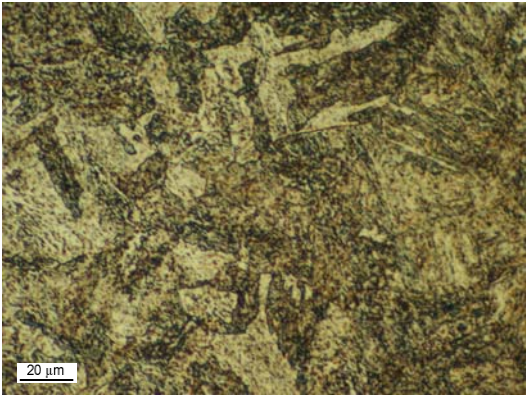
50 µm

TAMANHO DE GRÃO ASTM 7



20 µm

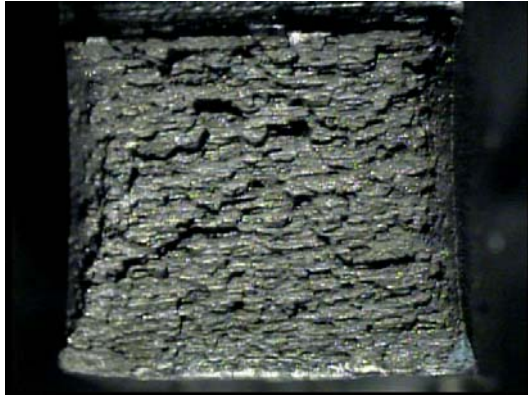
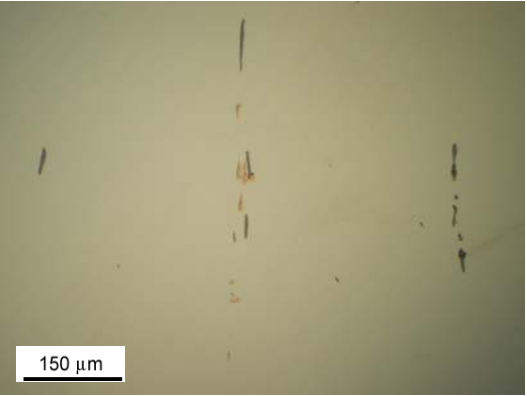
NA BANDA
284 HV

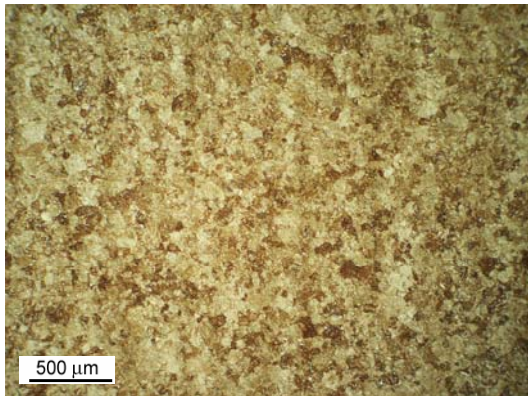
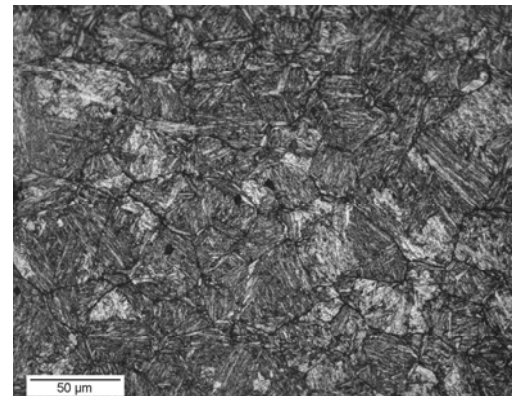
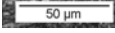


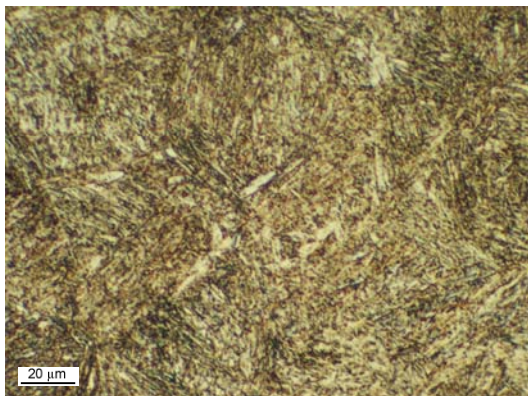
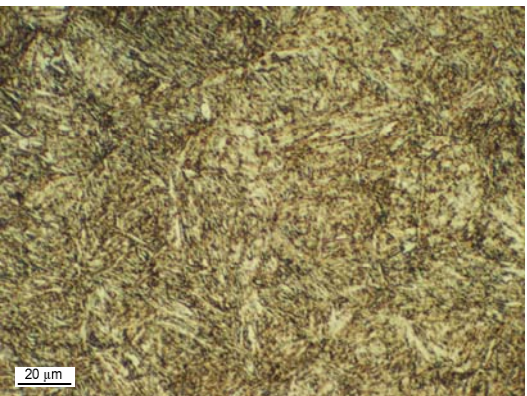
20 µm

FORA DA BANDA
240 HV

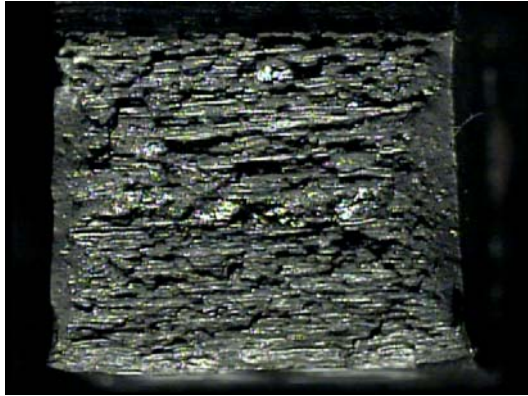
CP 37							
E_{cv}	LE	LR	ϵ_T	RA	dureza	LE/LR	REF
31 J	930 MPa	1061 MPa	9 %	32 %	33 HRc	0,88	46
C %	Mn %	P %	S %	Si %	Cr %	Ni %	Mo %
0,42	0,99	0,013	0,009	0,28	1,15	0,06	0,17

	
	
FRATURA CHARPY V	NÍVEL DE INCLUSÕES ASTM A1F/B½F

	
	
BANDEAMENTO LEVE (1)	TAMANHO DE GRÃO ASTM 5

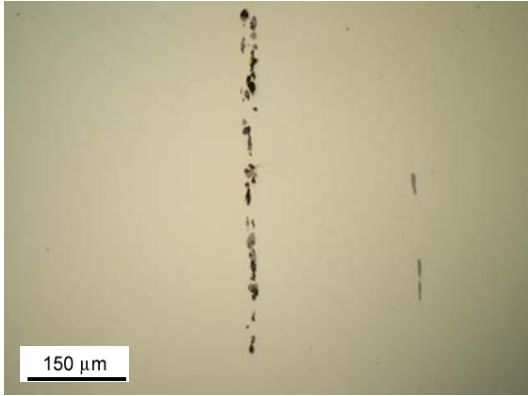
	
	
NA BANDA 279 HV	FORA DA BANDA 272 HV

CP 38							
E_{cv}	LE	LR	ϵ_T	RA	dureza	LE/LR	REF
31 J	828 MPa	1021 MPa	8 %	15 %	32 HRc	0,81	53
C %	Mn %	P %	S %	Si %	Cr %	Ni %	Mo %
0,46	1,10	0,012	0,008	0,21	1,19	0,03	0,31



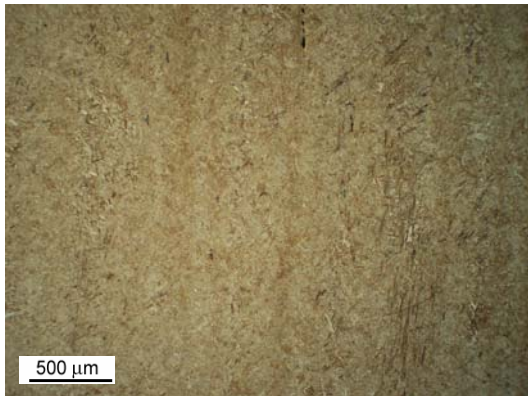
2 mm

FRATURA CHARPY V



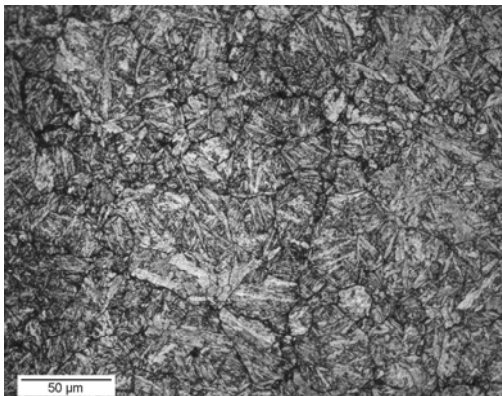
150 µm

NÍVEL DE INCLUSÕES ASTM A1F/B3G



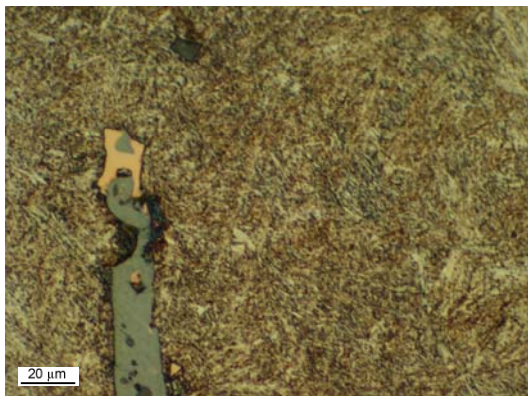
500 µm

BANDEAMENTO LEVE (1)



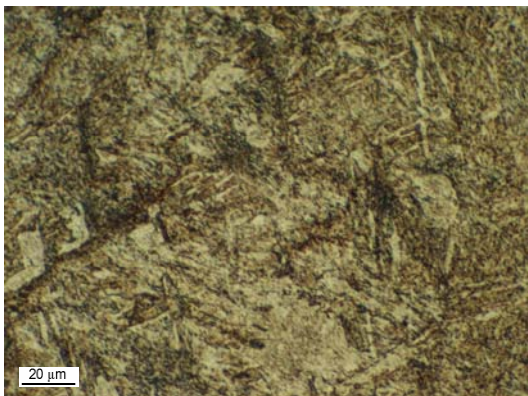
50 µm

TAMANHO DE GRÃO ASTM 5



20 µm

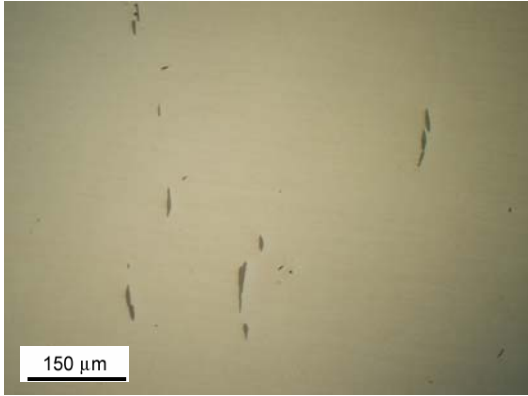
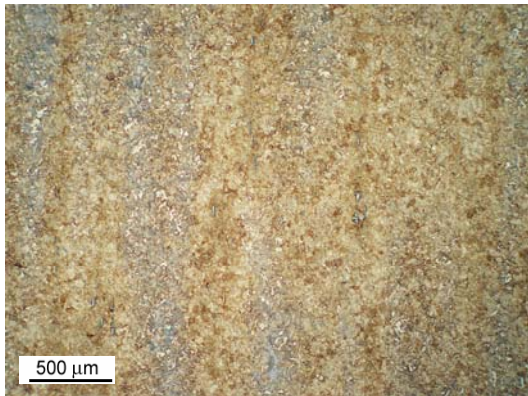
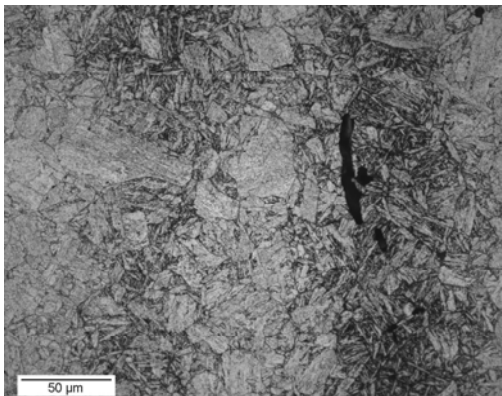
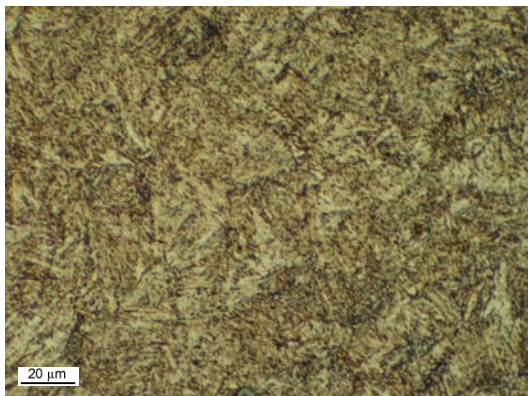
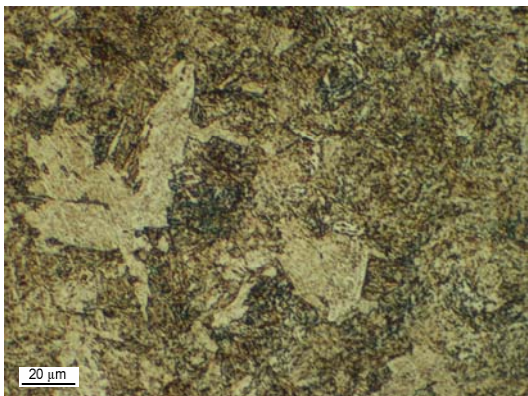
NA BANDA
284 HV



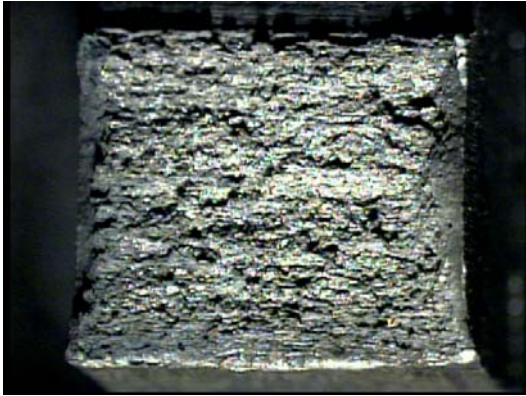
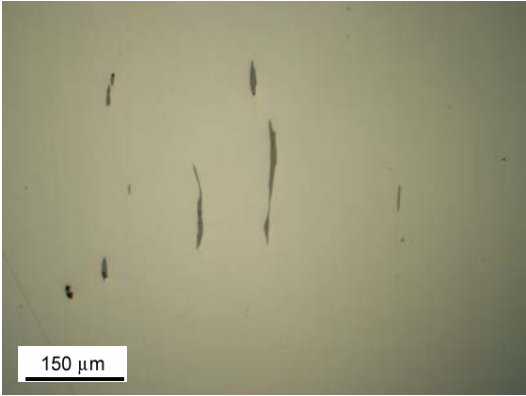
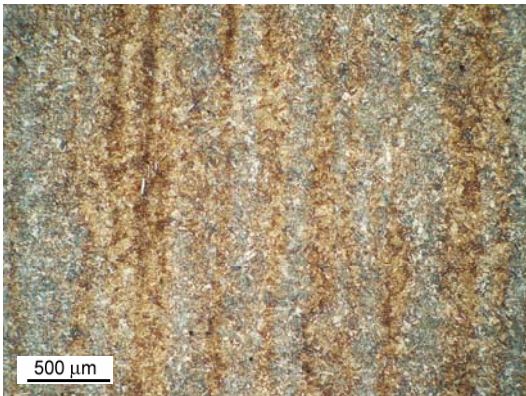
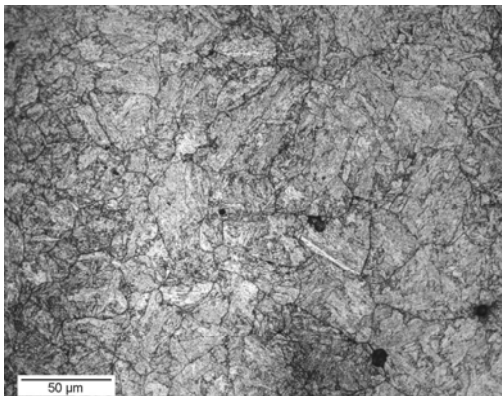
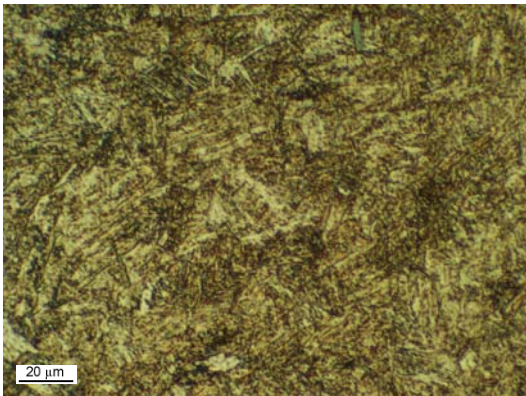
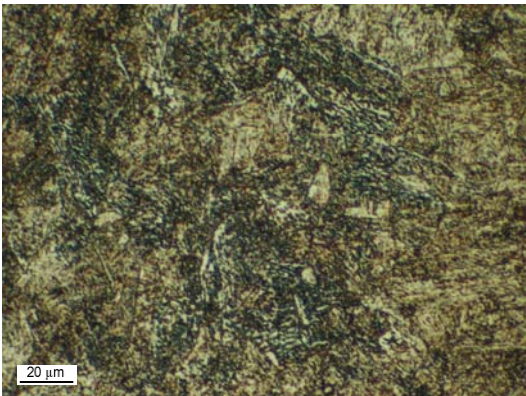
20 µm

FORA DA BANDA
249 HV

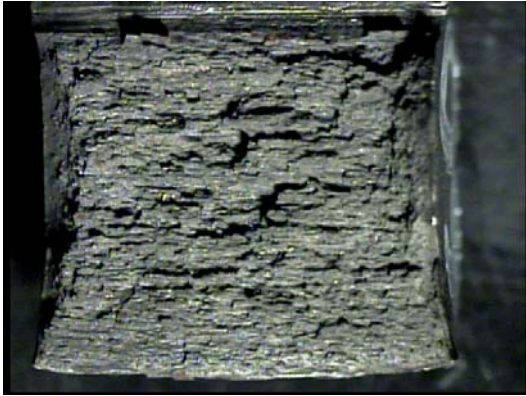
CP 39							
E_{cv}	LE	LR	ϵ_T	RA	dureza	LE/LR	REF
32 J	829 MPa	1013 MPa	12 %	39 %	31 HRc	0,82	21
C %	Mn %	P %	S %	Si %	Cr %	Ni %	Mo %
0,38	1,03	0,016	0,021	0,28	1,29	0,23	0,25

	
2 mm FRATURA CHARPY V	150 µm NÍVEL DE INCLUSÕES ASTM A1G/C1½G
	
500 µm BANDEAMENTO MODERADO (2)	50 µm TAMANHO DE GRÃO ASTM 5,5
	
20 µm NA BANDA 316 HV	20 µm FORA DA BANDA 254 HV

CP 40							
E_{cv}	LE	LR	ϵ_T	RA	dureza	LE/LR	REF
32 J	690 MPa	889 MPa	13 %	34 %	28 HRc	0,78	31
C %	Mn %	P %	S %	Si %	Cr %	Ni %	Mo %
0,38	1,03	0,014	0,020	0,23	1,20	0,18	0,29

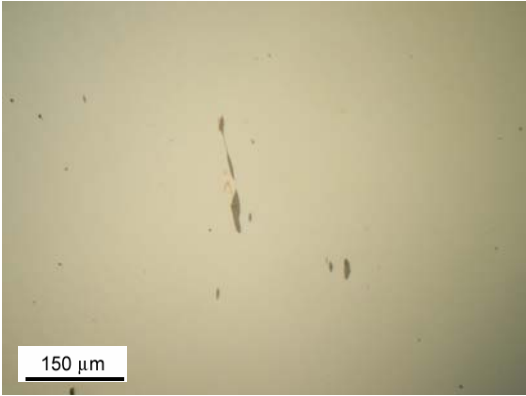
 2 mm FRATURA CHARPY V	 150 μm NÍVEL DE INCLUSÕES ASTM A2F
 500 μm BANDEAMENTO FORTE (3)	 50 μm TAMANHO DE GRÃO ASTM 5
 20 μm NA BANDA 280 HV	 20 μm FORA DA BANDA 284 HV

CP 41							
E_{cv}	LE	LR	ϵ_T	RA	dureza	LE/LR	REF
32 J	851 MPa	1009 MPa	11 %	31 %	31 HRc	0,84	60
C %	Mn %	P %	S %	Si %	Cr %	Ni %	Mo %
0,38	1,00	0,018	0,022	0,30	1,15	0,12	0,28



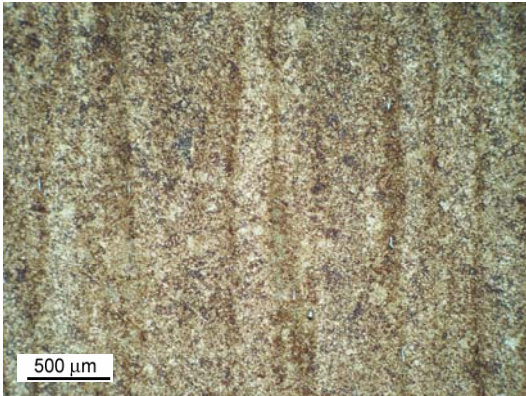
2 mm

FRATURA CHARPY V



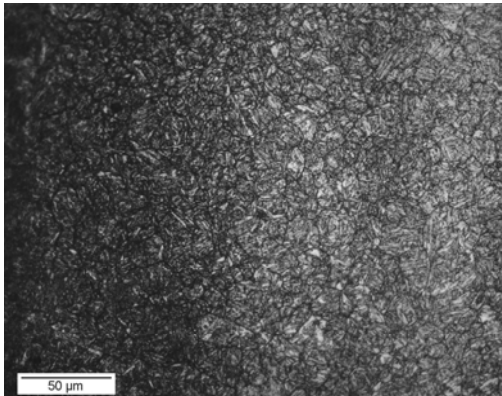
150 μ m

NÍVEL DE INCLUSÕES ASTM A1F/C1½G



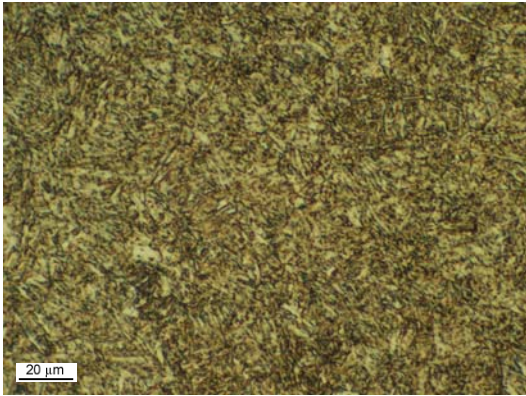
500 μ m

BANDEAMENTO MODERADO (2)



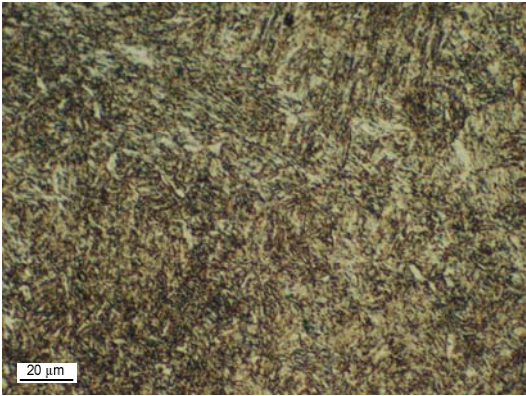
50 μ m

TAMANHO DE GRÃO ASTM 9



20 μ m

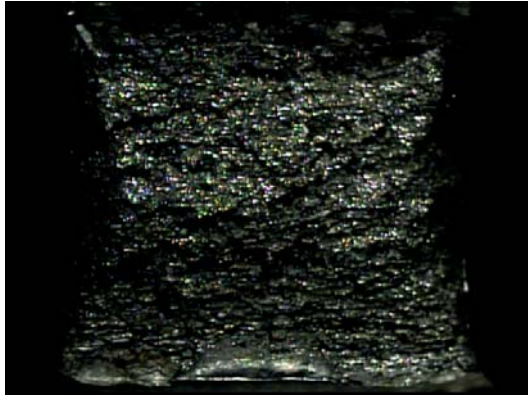
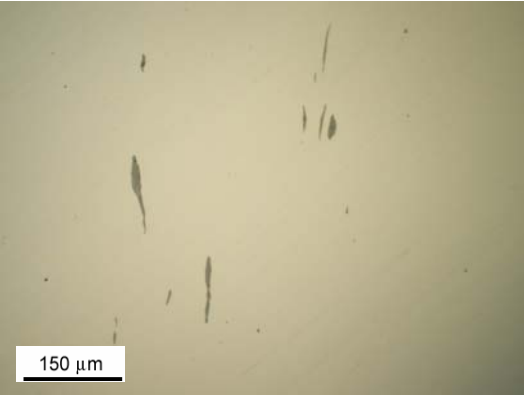
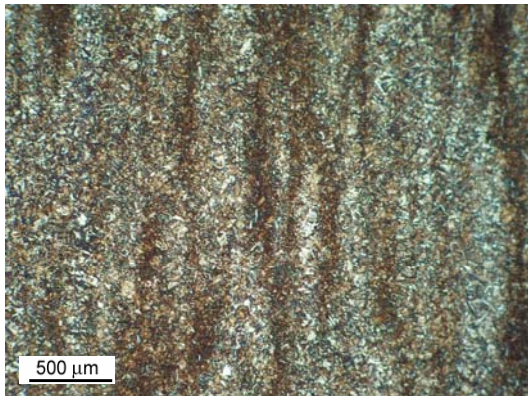
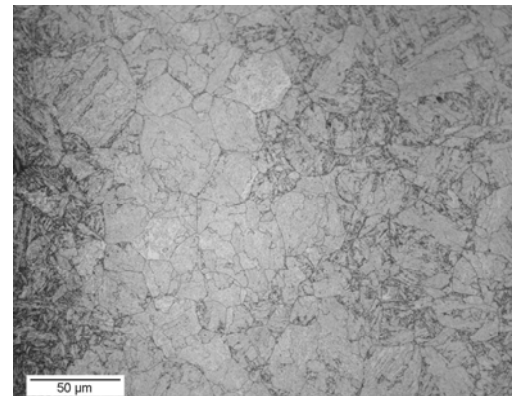
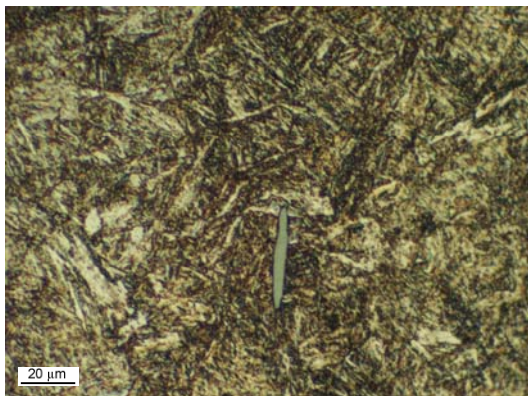
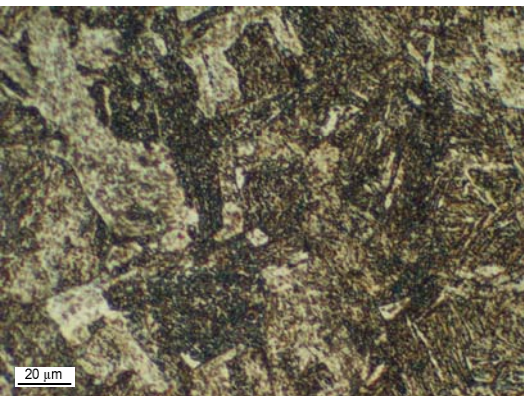
NA BANDA
280 HV



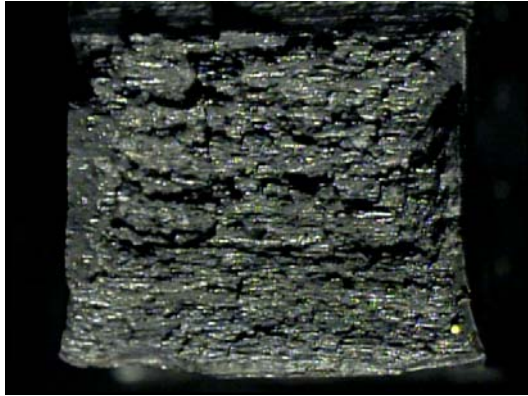
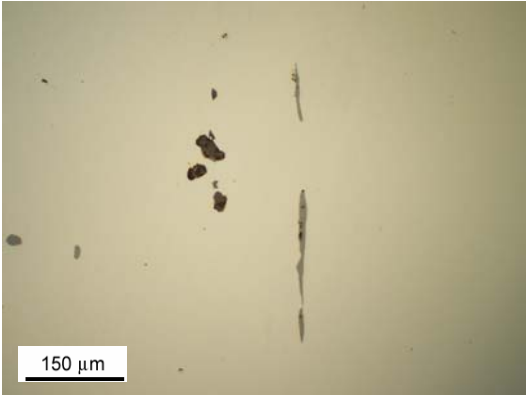
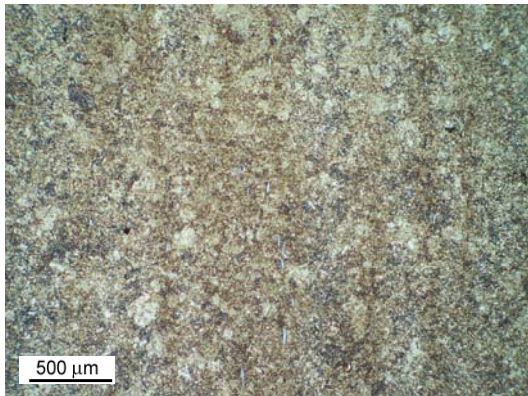
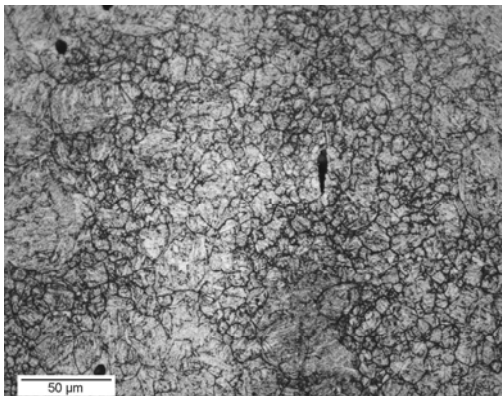
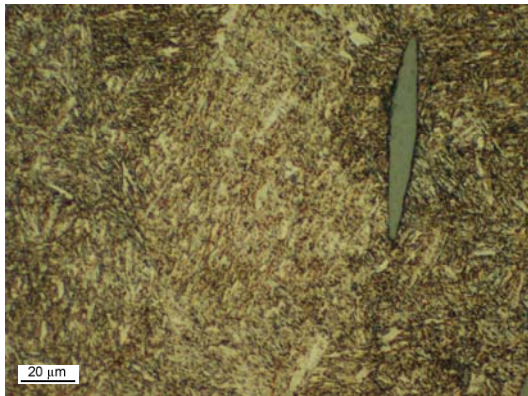
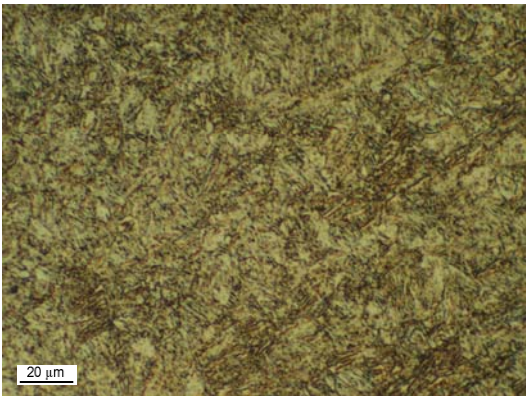
20 μ m

FORA DA BANDA
265 HV

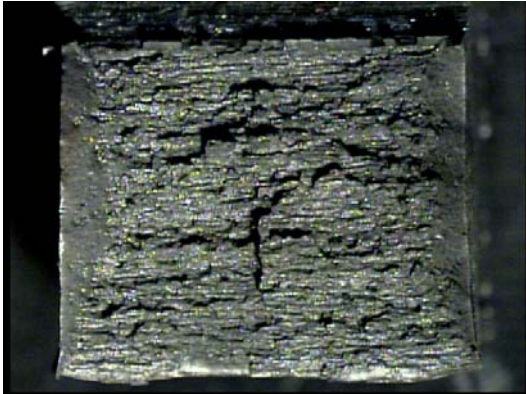
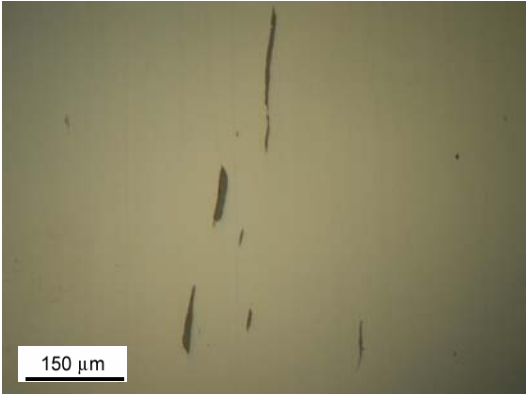
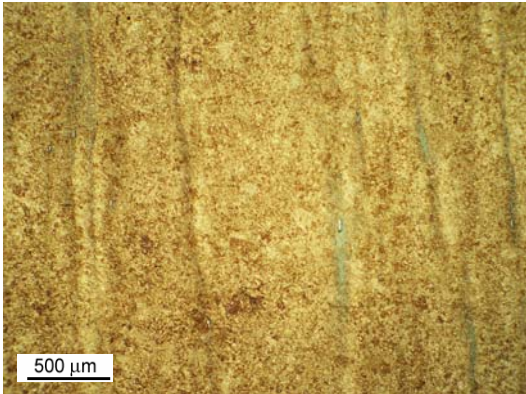
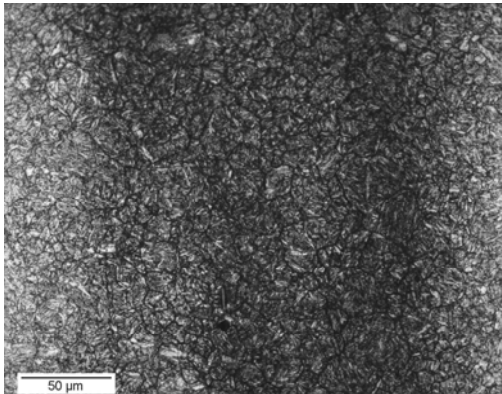
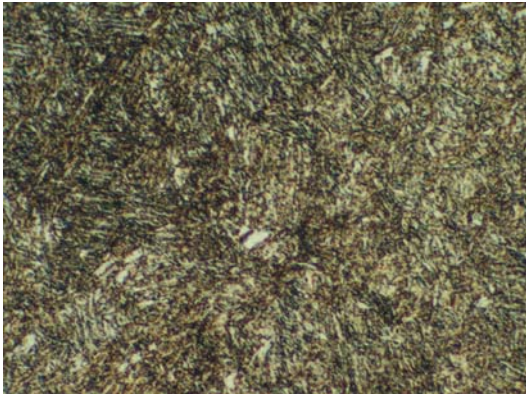
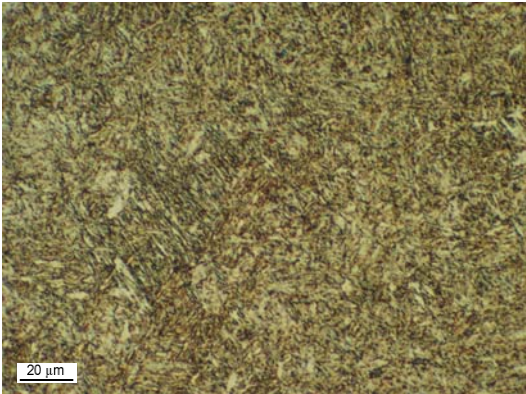
CP 42							
E_{cv}	LE	LR	ϵ_T	RA	dureza	LE/LR	REF
33 J	789 MPa	1004 MPa	12 %	35 %	30 HRc	0,79	25
C %	Mn %	P %	S %	Si %	Cr %	Ni %	Mo %
0,40	1,02	0,015	0,014	0,29	1,29	0,23	0,26

	
2 mm FRATURA CHARPY V	150 μm NÍVEL DE INCLUSÕES ASTM A11½F
	
500 μm BANDEAMENTO FORTE (3)	50 μm TAMANHO DE GRÃO ASTM 5,5
	
20 μm NA BANDA 299 HV	20 μm FORA DA BANDA 262 HV

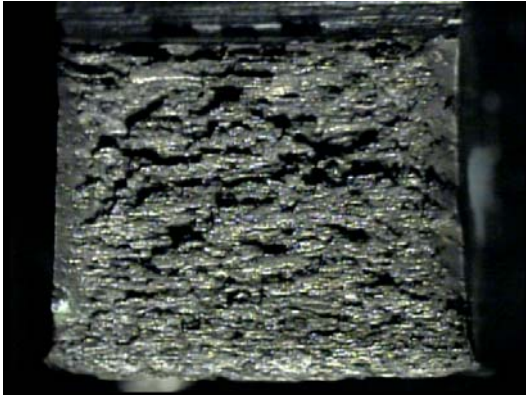
CP 43							
E _{cv}	LE	LR	ε _T	RA	dureza	LE/LR	REF
33 J	808 MPa	969 MPa	12 %	32 %	30 HRc	0,83	55
C %	Mn %	P %	S %	Si %	Cr %	Ni %	Mo %
0,35	1,00	0,015	0,025	0,26	1,04	0,15	0,28

	
2 mm FRATURA CHARPY V	NÍVEL DE INCLUSÕES ASTM A1½G/C1G
	
BANDEAMENTO LEVE (1)	TAMANHO DE GRÃO ASTM 9
	
NA BANDA 278 HV	FORA DA BANDA 268 HV

CP 44							
E_{cv}	LE	LR	ϵ_T	RA	dureza	LE/LR	REF
33 J	851 MPa	1009 MPa	11 %	31 %	31 HRc	0,84	61
C %	Mn %	P %	S %	Si %	Cr %	Ni %	Mo %
0,39	0,99	0,015	0,014	0,34	1,09	0,13	0,26

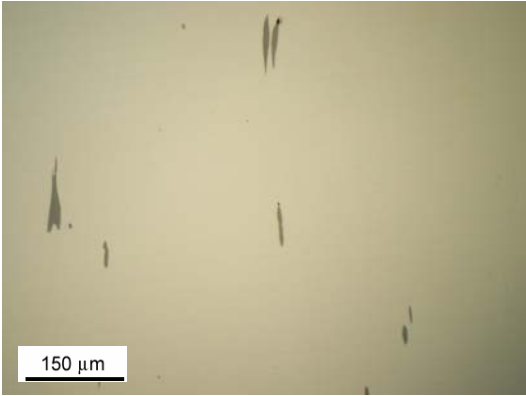
 2 mm FRATURA CHARPY V	 150 μm NÍVEL DE INCLUSÕES ASTM A1 1/2 G
 500 μm BANDEAMENTO MODERADO (2)	 50 μm TAMANHO DE GRÃO ASTM 7,5
 276 HV	 20 μm FORA DA BANDA 258 HV

CP 45							
E_{cv}	LE	LR	ϵ_T	RA	dureza	LE/LR	REF
34 J	796 MPa	953 MPa	9 %	37 %	31 HRc	0,84	01
C %	Mn %	P %	S %	Si %	Cr %	Ni %	Mo %
0,37	0,99	0,013	0,023	0,24	1,05	0,14	0,27



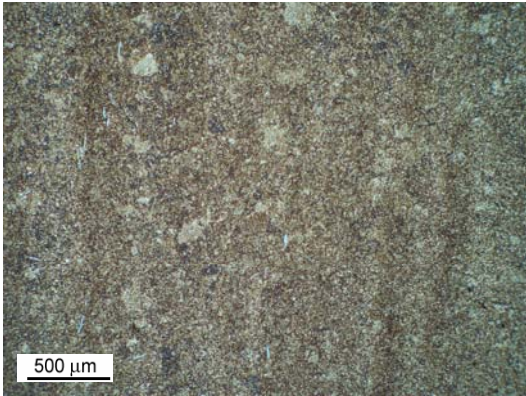
2 mm

FRATURA CHARPY V



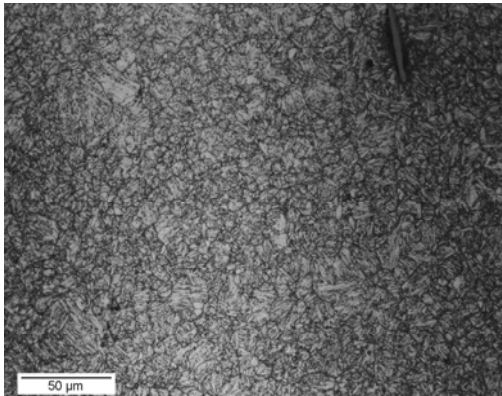
150 μ m

NÍVEL DE INCLUSÕES ASTM A1 1/2 G/C1 G



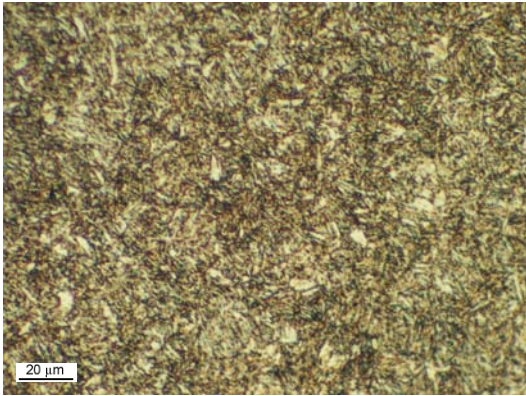
500 μ m

BANDEAMENTO LEVE (1)



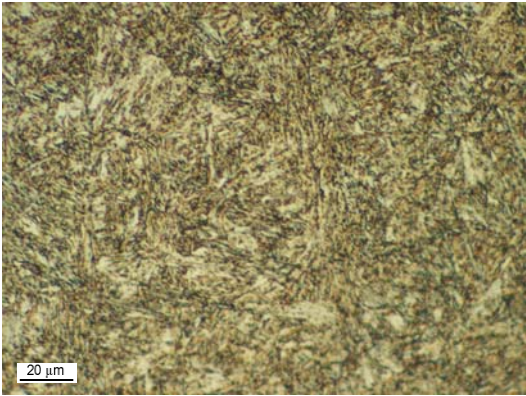
50 μ m

TAMANHO DE GRÃO ASTM 10



20 μ m

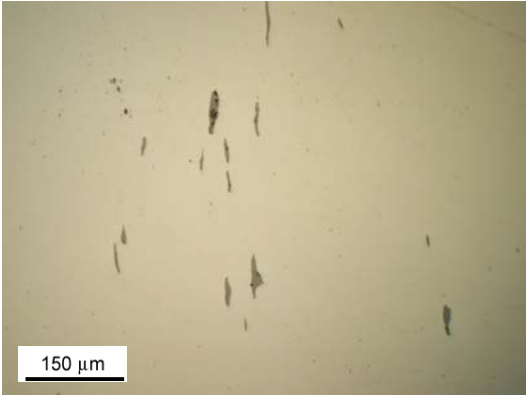
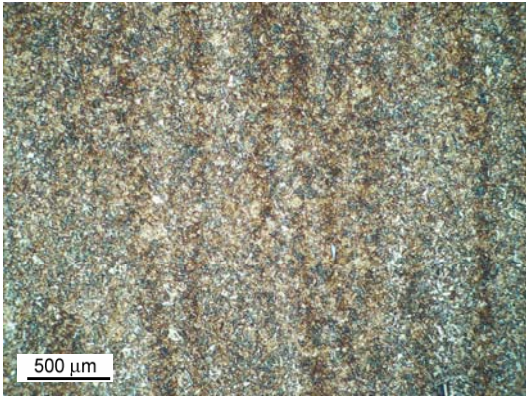
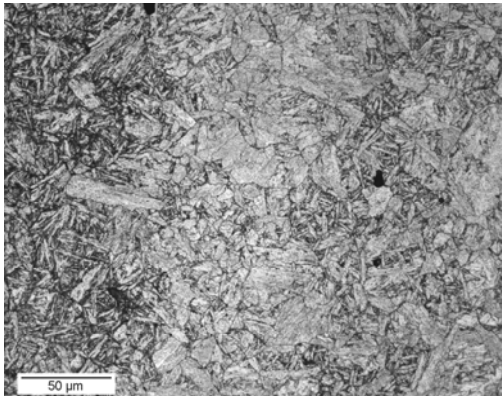
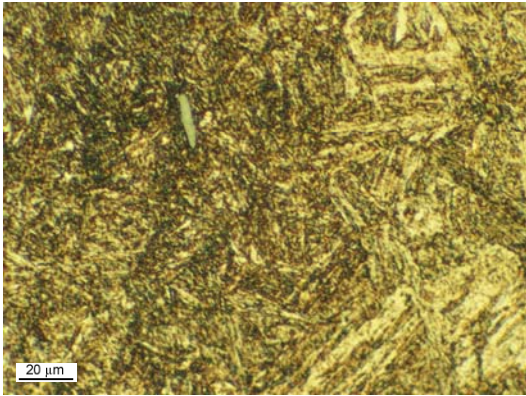
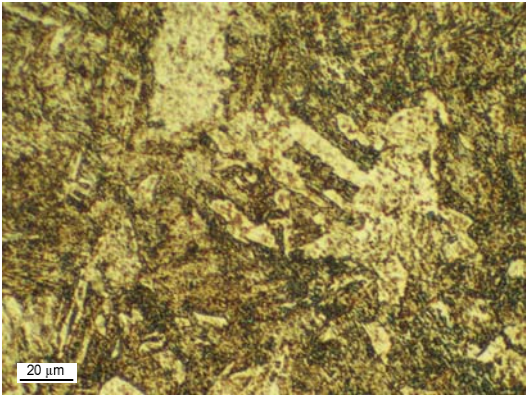
NA BANDA
282 HV



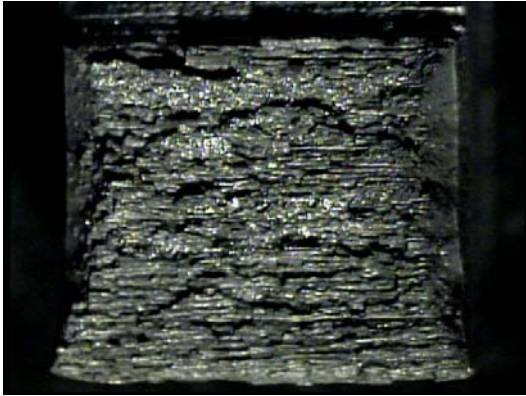
20 μ m

FORA DA BANDA
249 HV

CP 46							
E_{cv}	LE	LR	ϵ_T	RA	dureza	LE/LR	REF
34 J	829 MPa	1013 MPa	12 %	39 %	31 HRc	0,82	19
C %	Mn %	P %	S %	Si %	Cr %	Ni %	Mo %
0,40	1,05	0,015	0,021	0,31	1,29	0,23	0,26

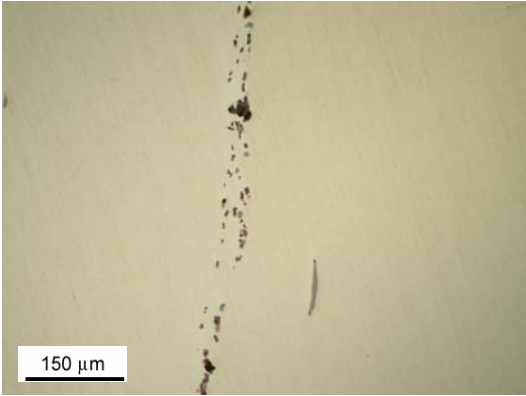
 2 mm FRATURA CHARPY V	 150 μm NÍVEL DE INCLUSÕES ASTM A1G
 500 μm BANDEAMENTO MODERADO (2)	 50 μm TAMANHO DE GRÃO ASTM 6
 20 μm NA BANDA 267 HV	 20 μm FORA DA BANDA 255 HV

CP 47							
E_{cv}	LE	LR	ϵ_T	RA	dureza	LE/LR	REF
34 J	774 MPa	941 MPa	4 %	17 %	29 HRc	0,82	50
C %	Mn %	P %	S %	Si %	Cr %	Ni %	Mo %
0,46	1,05	0,011	0,008	0,20	1,17	0,03	0,29



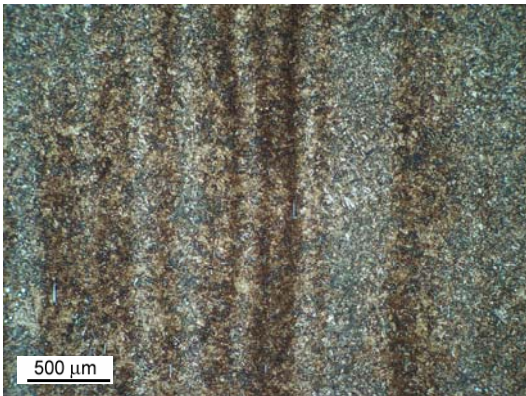
2 mm

FRATURA CHARPY V



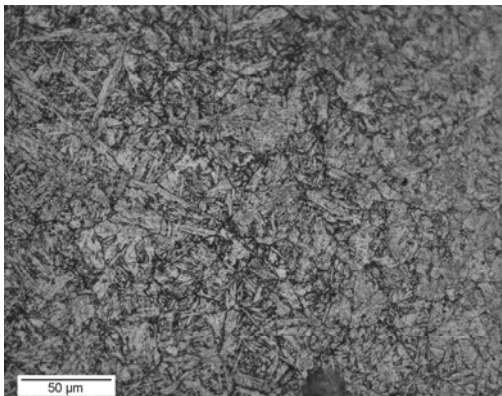
150 μ m

NÍVEL DE INCLUSÕES ASTM A1F



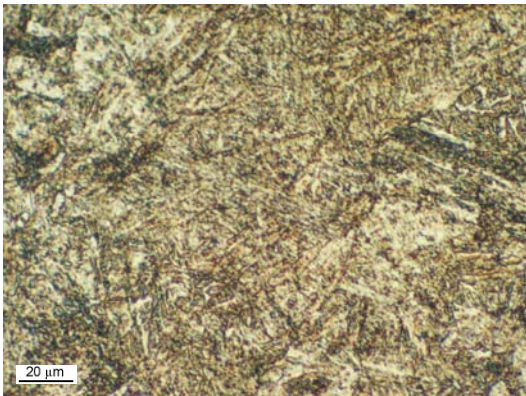
500 μ m

BANDEAMENTO FORTE (3)



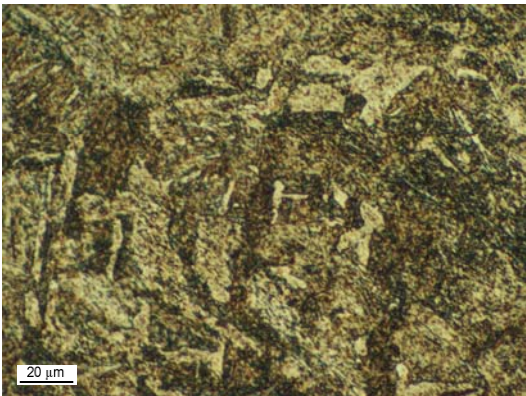
50 μ m

TAMANHO DE GRÃO ASTM 6



20 μ m

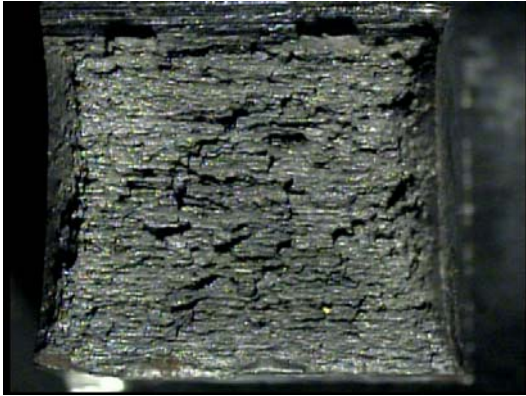
NA BANDA
270 HV



20 μ m

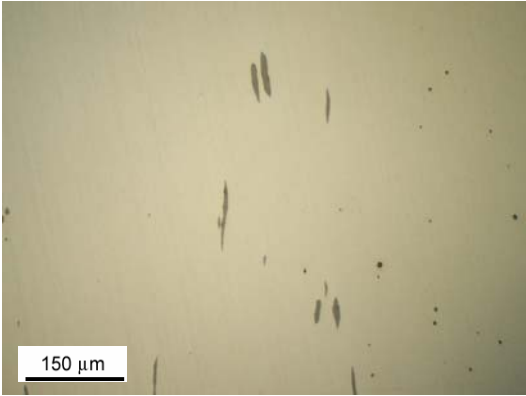
FORA DA BANDA
238 HV

CP 48							
E_{cv}	LE	LR	ϵ_T	RA	dureza	LE/LR	REF
35 J	851 MPa	1009 MPa	11 %	31 %	31 HRc	0,84	62
C %	Mn %	P %	S %	Si %	Cr %	Ni %	Mo %
0,39	1,01	0,024	0,027	0,32	1,16	0,12	0,30



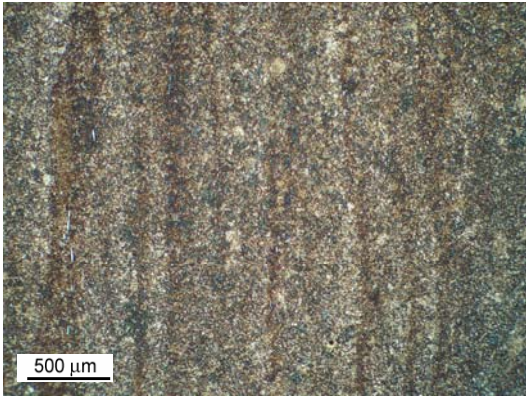
2 mm

FRATURA CHARPY V



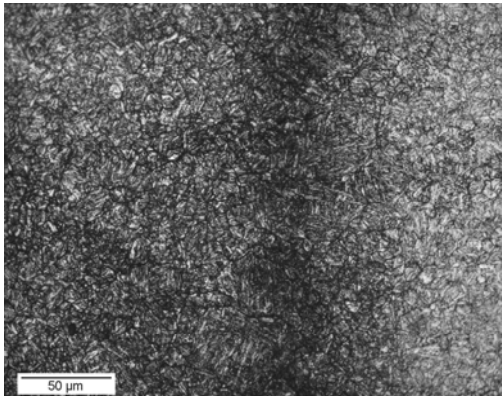
150 μ m

NÍVEL DE INCLUSÕES ASTM A1G



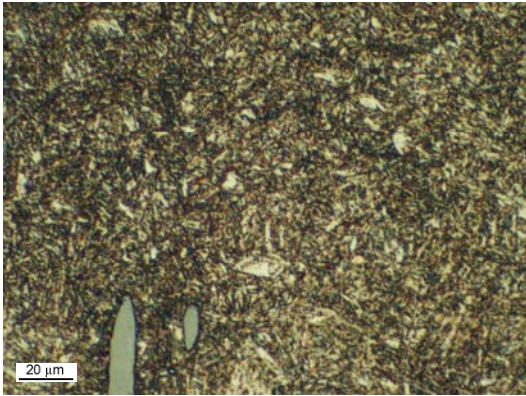
500 μ m

BANDEAMENTO MODERADO (2)



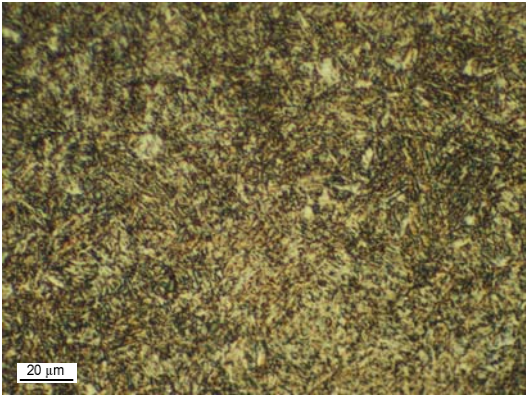
50 μ m

TAMANHO DE GRÃO ASTM 9



20 μ m

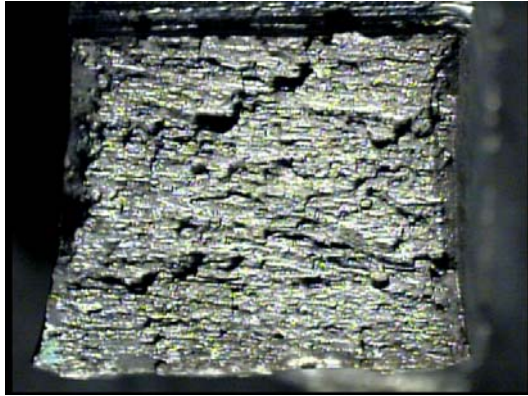
NA BANDA
274 HV



20 μ m

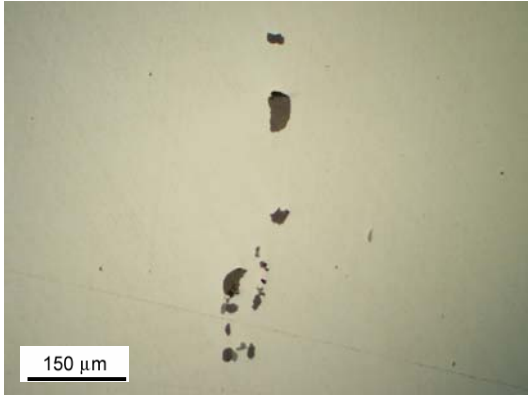
FORA DA BANDA
249 HV

CP 49							
E_{cv}	LE	LR	ϵ_T	RA	dureza	LE/LR	REF
35 J	850 MPa	979 MPa	11 %	39 %	30 HRc	0,87	70
C %	Mn %	P %	S %	Si %	Cr %	Ni %	Mo %
0,37	0,97	0,015	0,025	0,28	1,13	0,13	0,28



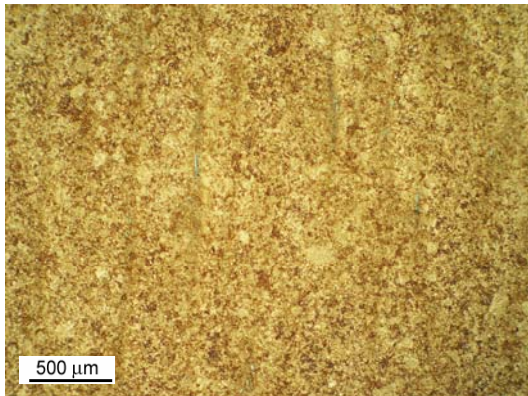
2 mm

FRATURA CHARPY V



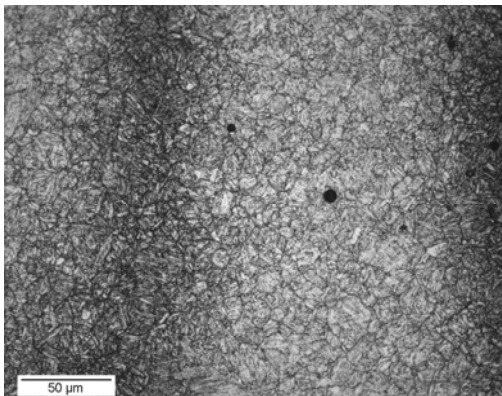
150 µm

NÍVEL DE INCLUSÕES ASTM A1F/C2G



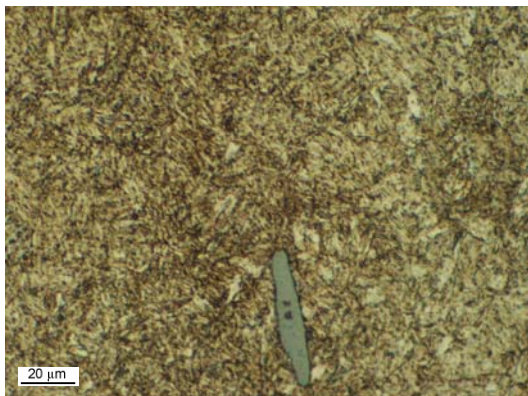
500 µm

BANDEAMENTO LEVE (1)



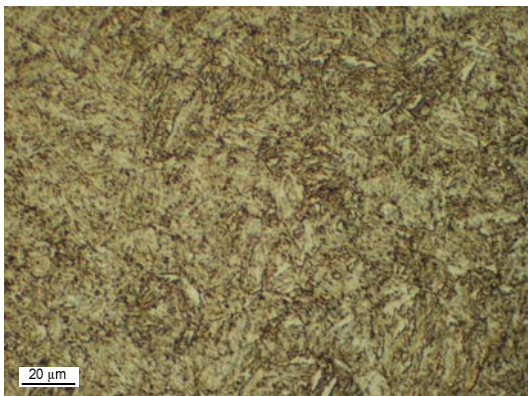
50 µm

TAMANHO DE GRÃO ASTM 9



20 µm

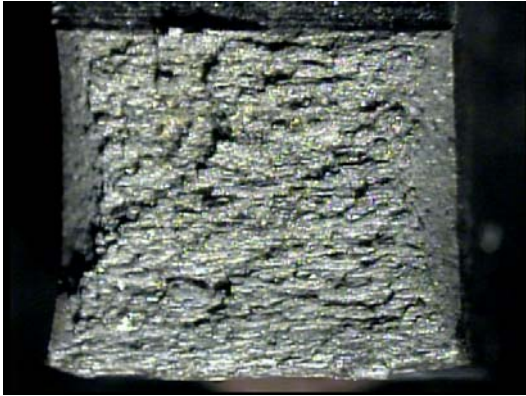
NA BANDA
271 HV



20 µm

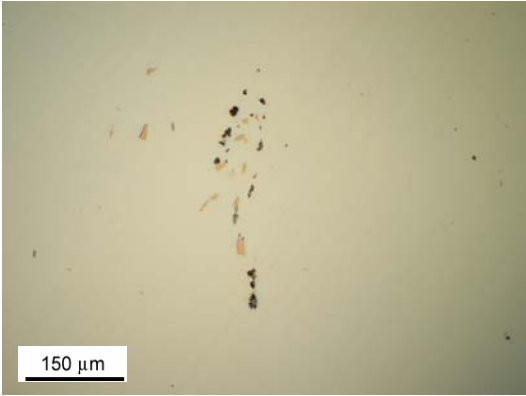
FORA DA BANDA
262 HV

CP 50							
E_{cv}	LE	LR	ϵ_T	RA	dureza	LE/LR	REF
36 J	930 MPa	1061 MPa	9 %	32 %	33 HRc	0,88	47
C %	Mn %	P %	S %	Si %	Cr %	Ni %	Mo %
0,41	0,97	0,011	0,008	0,28	1,13	0,06	0,16



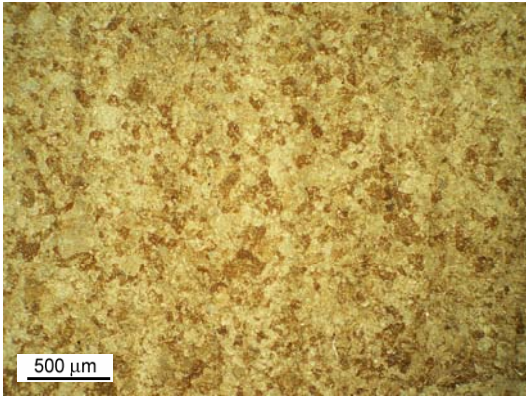
2 mm

FRATURA CHARPY V



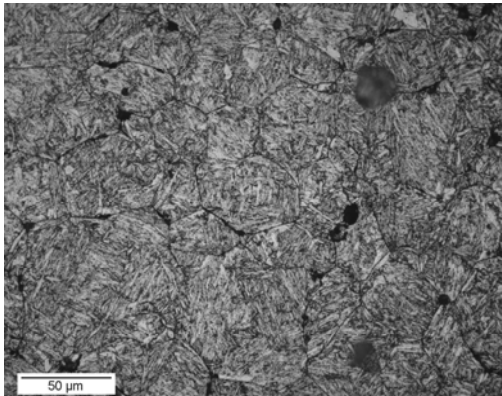
150 µm

NÍVEL DE INCLUSÕES ASTM A $\frac{1}{2}$ F



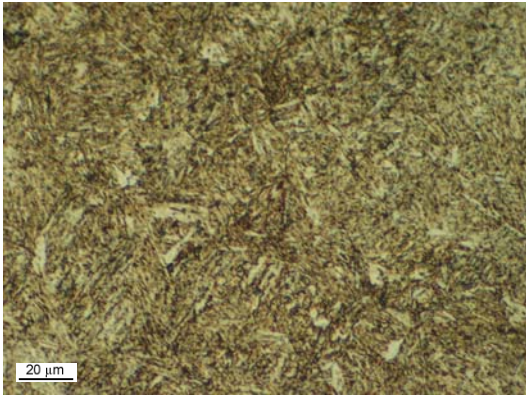
500 µm

BANDEAMENTO LEVE (1)



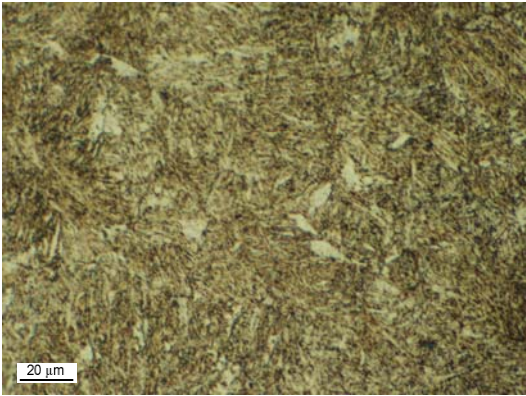
50 µm

TAMANHO DE GRÃO ASTM 5



20 µm

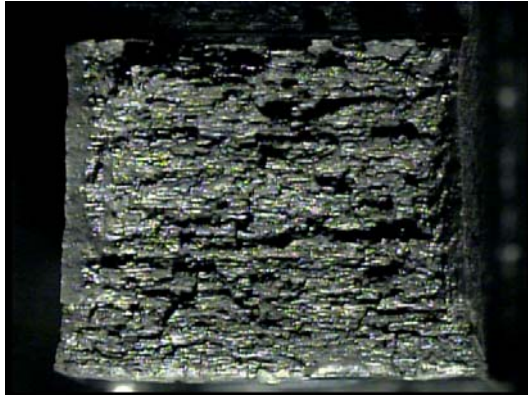
NA BANDA
312 HV



20 µm

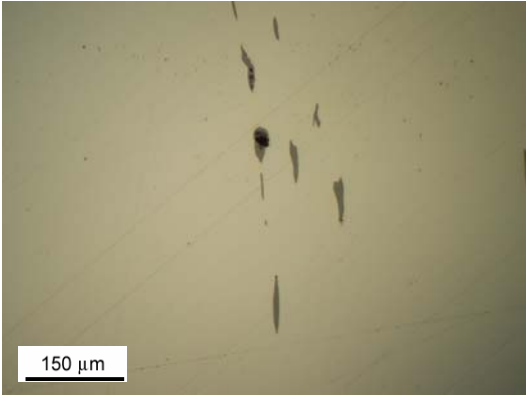
FORA DA BANDA
282 HV

CP 51							
E_{cv}	LE	LR	ϵ_T	RA	dureza	LE/LR	REF
37 J	796 MPa	953 MPa	9 %	37 %	30 HRc	0,84	02
C %	Mn %	P %	S %	Si %	Cr %	Ni %	Mo %
0,35	0,98	0,013	0,021	0,24	1,03	0,14	0,26



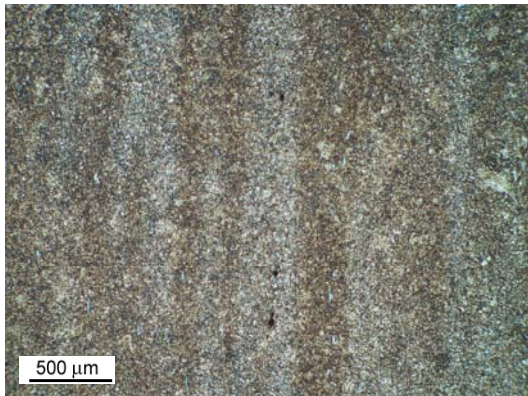
2 mm

FRATURA CHARPY V



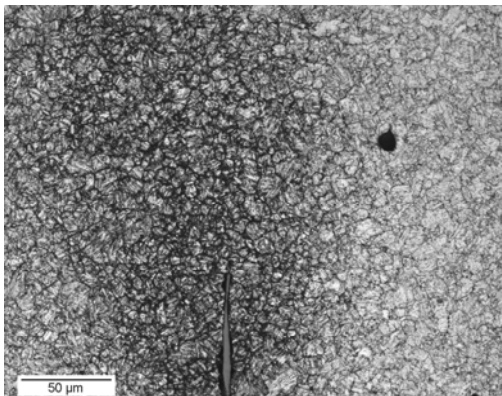
150 μ m

NÍVEL DE INCLUSÕES ASTM A1F



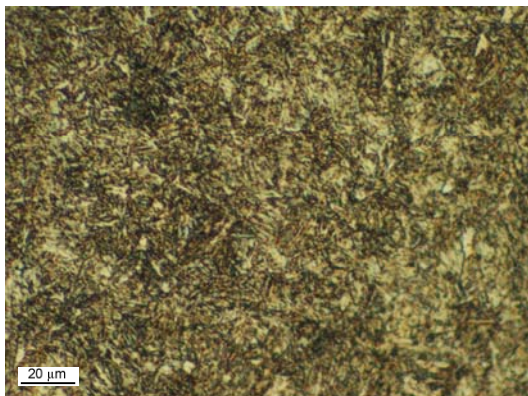
500 μ m

BANDEAMENTO MODERADO (2)



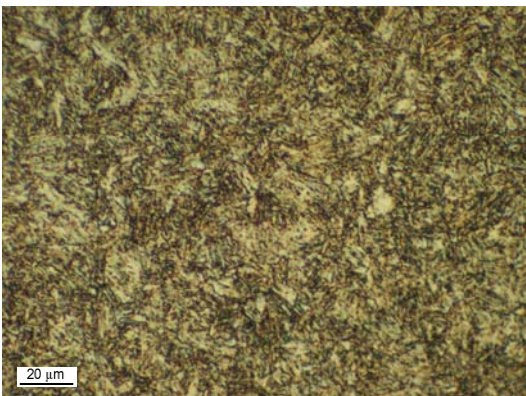
50 μ m

TAMANHO DE GRÃO ASTM 8,5



20 μ m

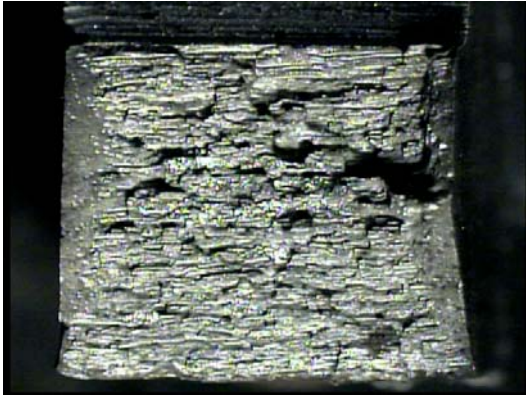
NA BANDA
261 HV



20 μ m

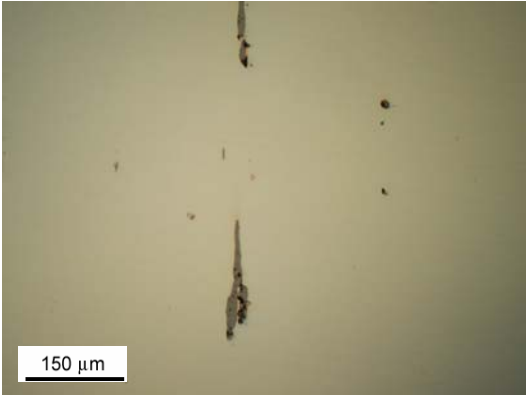
FORA DA BANDA
267 HV

CP 52							
E_{cv}	LE	LR	ϵ_T	RA	dureza	LE/LR	REF
37 J	774 MPa	941 MPa	4 %	17 %	29 HRc	0,82	48
C %	Mn %	P %	S %	Si %	Cr %	Ni %	Mo %
0,46	1,10	0,013	0,013	0,20	1,25	0,03	0,35



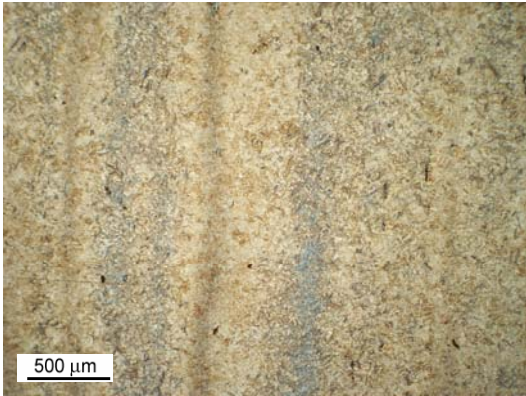
2 mm

FRATURA CHARPY V



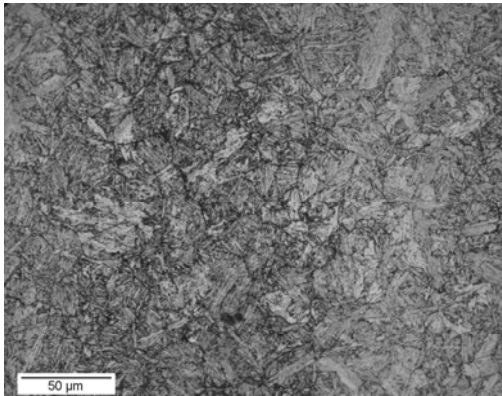
150 µm

NÍVEL DE INCLUSÕES ASTM B2½G/C2G



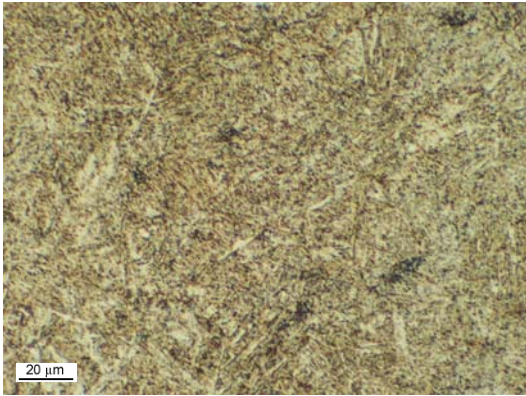
500 µm

BANDEAMENTO MODERADO (2)



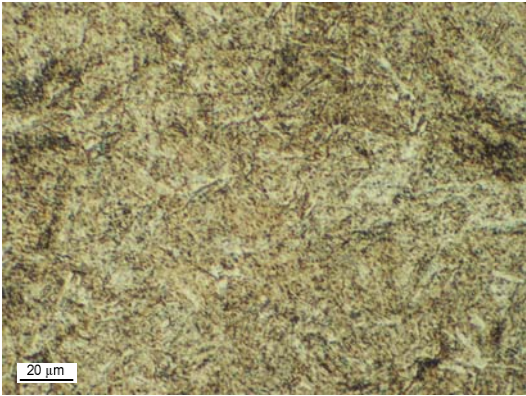
50 µm

TAMANHO DE GRÃO ASTM 6



20 µm

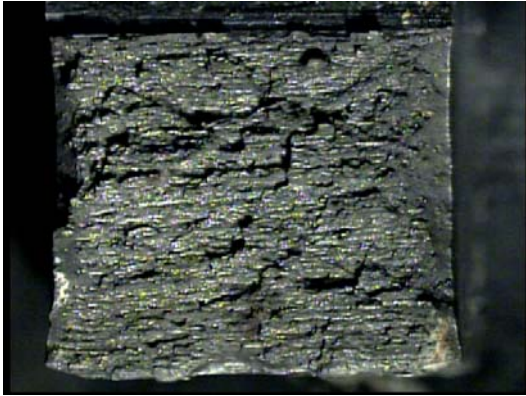
NA BANDA
279 HV



20 µm

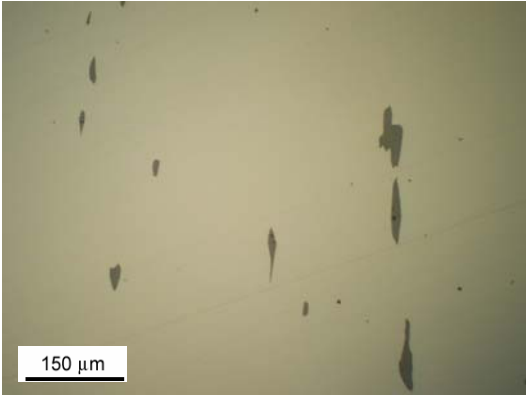
FORA DA BANDA
263 HV

CP 53							
E_{cv}	LE	LR	ϵ_T	RA	dureza	LE/LR	REF
37 J	844 MPa	979 MPa	12 %	40 %	30 HRc	0,86	63
C %	Mn %	P %	S %	Si %	Cr %	Ni %	Mo %
0,36	0,99	0,015	0,027	0,25	1,16	0,12	0,29



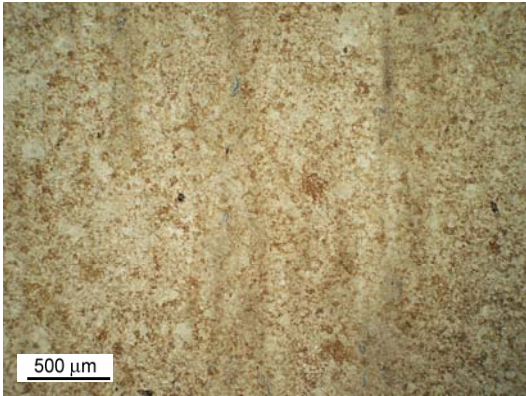
2 mm

FRATURA CHARPY V



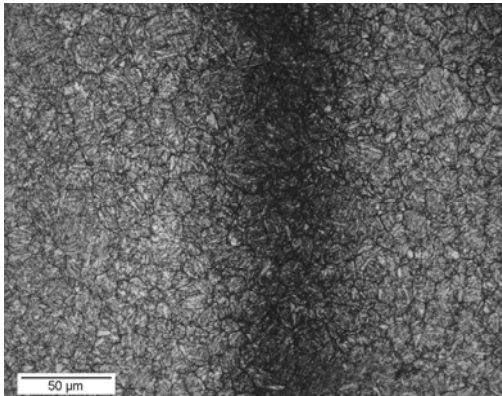
150 μ m

NÍVEL DE INCLUSÕES ASTM A1F/B2G



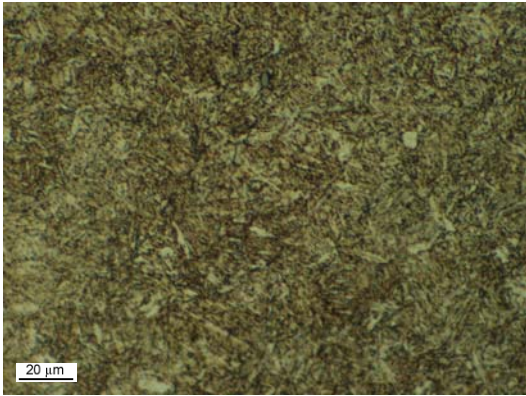
500 μ m

BANDEAMENTO LEVE (1)



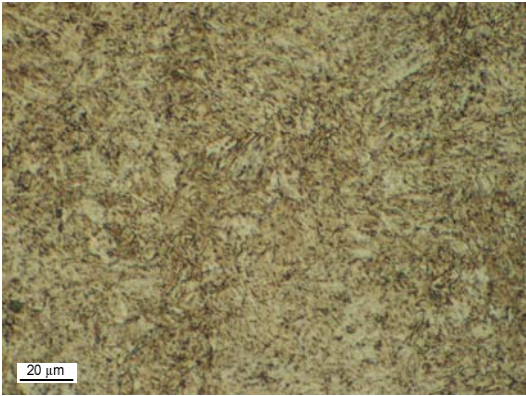
50 μ m

TAMANHO DE GRÃO ASTM 8



20 μ m

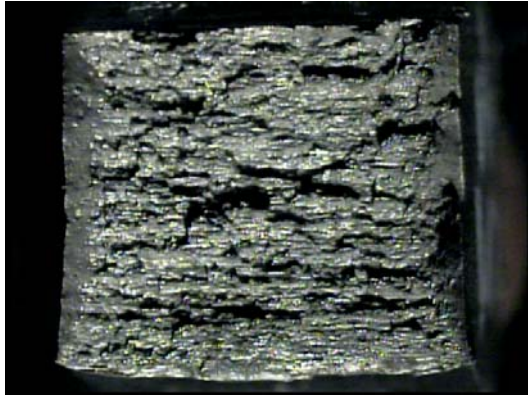
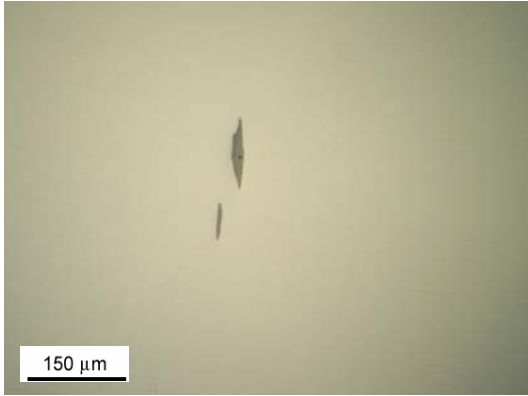
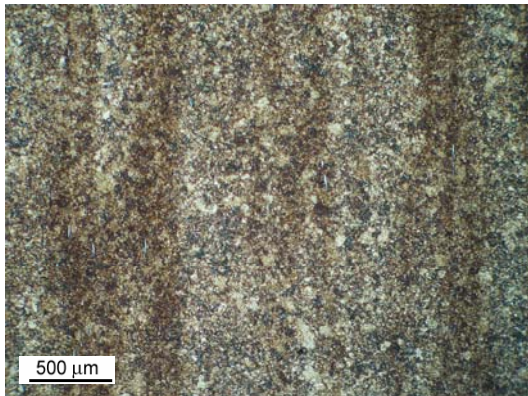
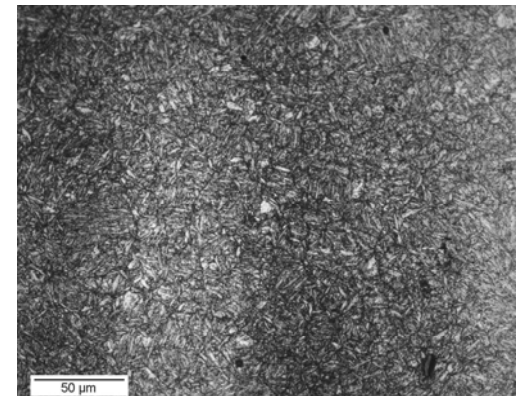
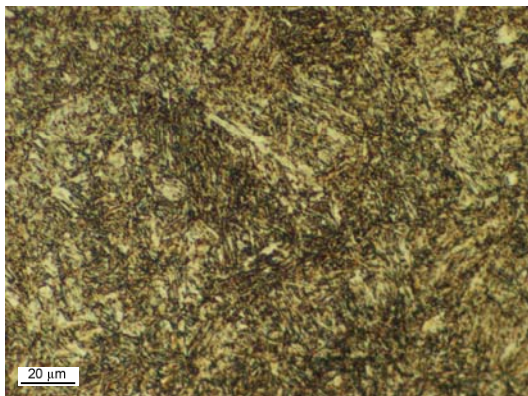
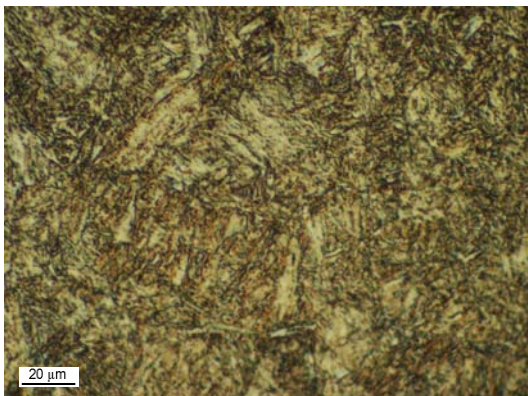
NA BANDA
313 HV



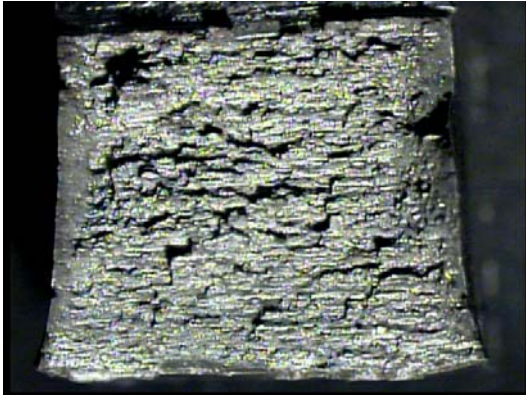
20 μ m

FORA DA BANDA
267 HV

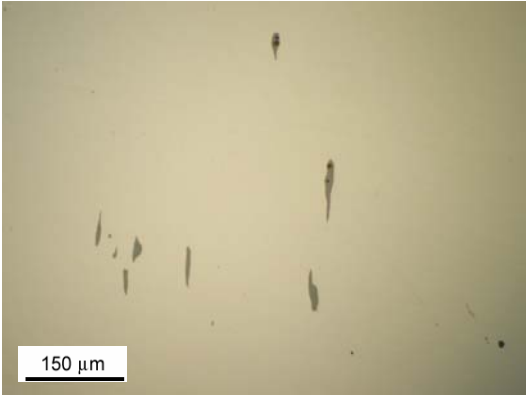
CP 54							
E _{cv}	LE	LR	ε _T	RA	dureza	LE/LR	REF
38 J	860 MPa	989 MPa	13 %	36 %	30 HRc	0,87	57
C %	Mn %	P %	S %	Si %	Cr %	Ni %	Mo %
0,36	0,99	0,019	0,024	0,26	1,18	0,05	0,30

	
2 mm FRATURA CHARPY V	150 μm NÍVEL DE INCLUSÕES ASTM A1½F
	
500 μm BANDEAMENTO MODERADO (2)	50 μm TAMANHO DE GRÃO ASTM 8
	
20 μm NA BANDA 245 HV	20 μm FORA DA BANDA 240 HV

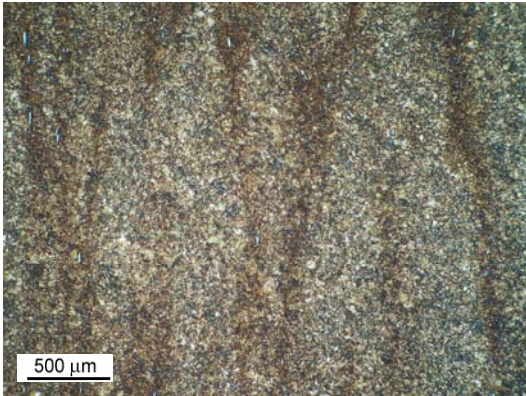
CP 55							
E_{cv}	LE	LR	ϵ_T	RA	dureza	LE/LR	REF
40 J	850 MPa	979 MPa	11 %	39 %	31 HRc	0,87	69
C %	Mn %	P %	S %	Si %	Cr %	Ni %	Mo %
0,36	0,96	0,013	0,021	0,26	1,11	0,12	0,28



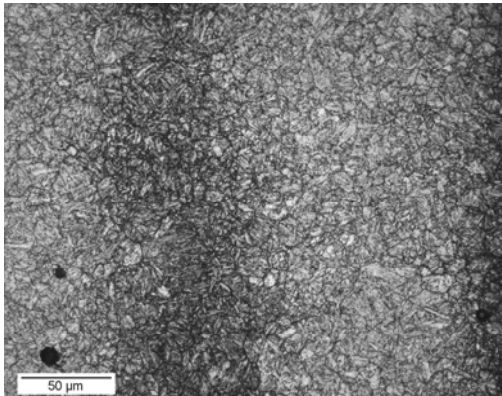
FRATURA CHARPY V



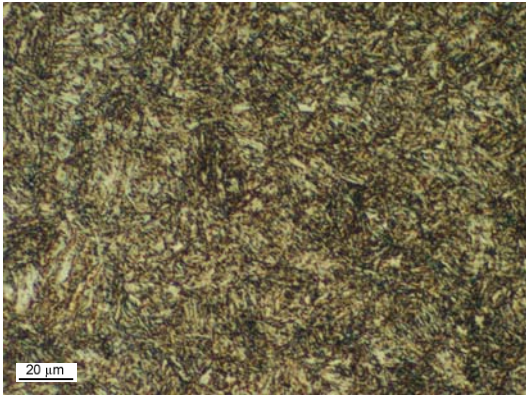
NÍVEL DE INCLUSÕES ASTM A1F/B2G



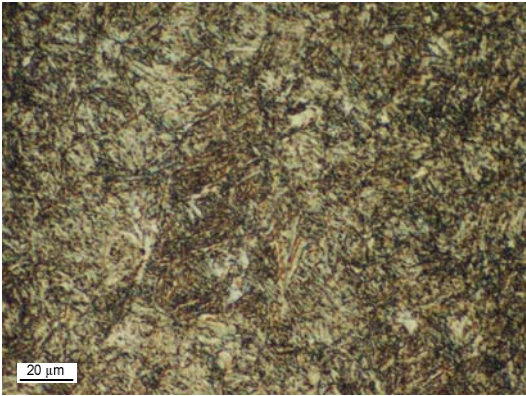
BANDEAMENTO MODERADO (2)



TAMANHO DE GRÃO ASTM 9

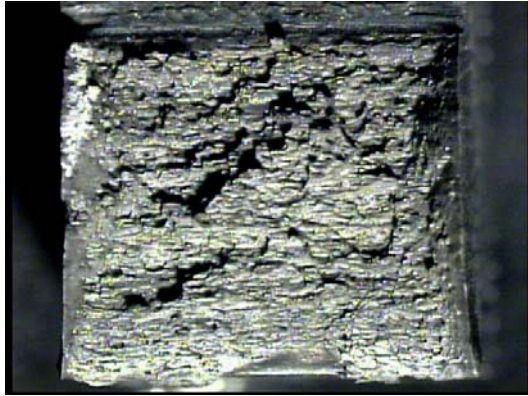
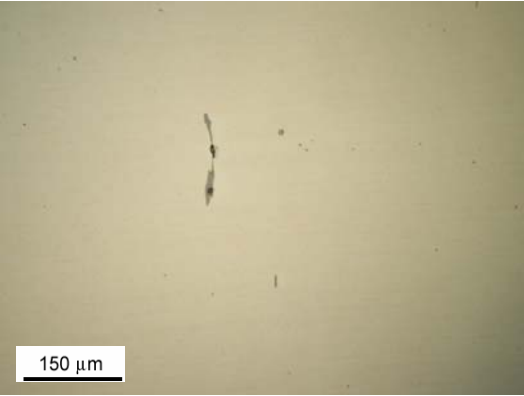
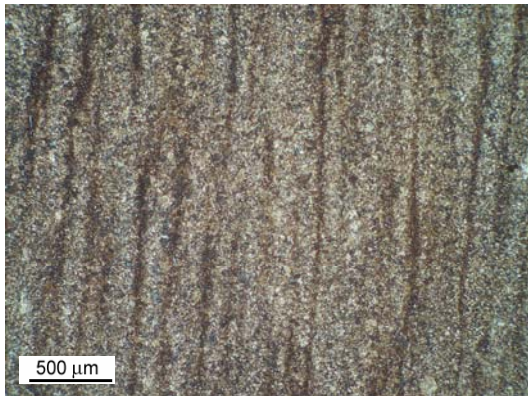
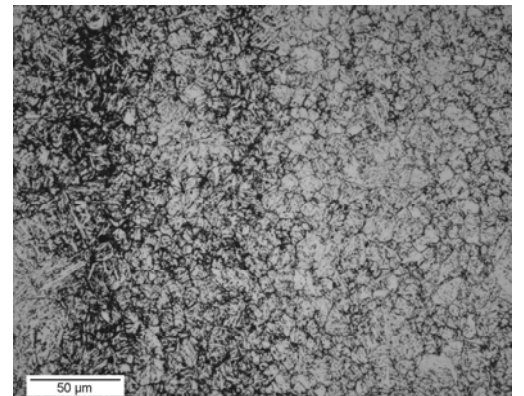
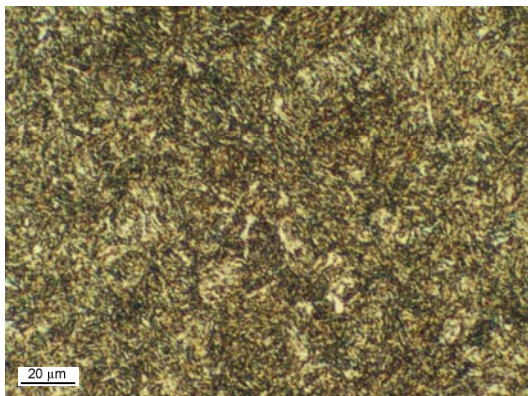
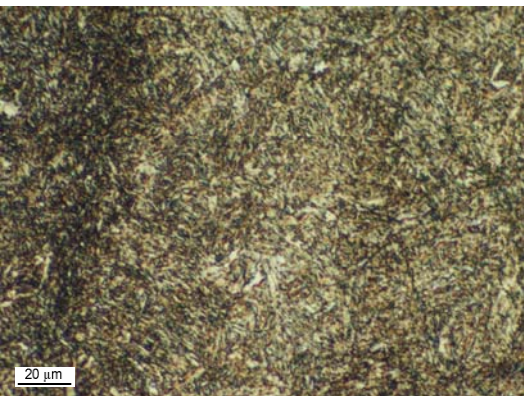


NA BANDA
284 HV

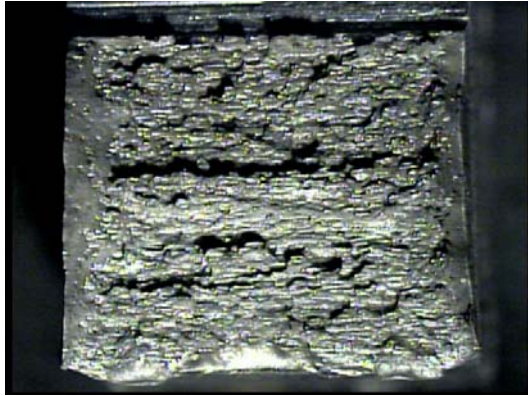
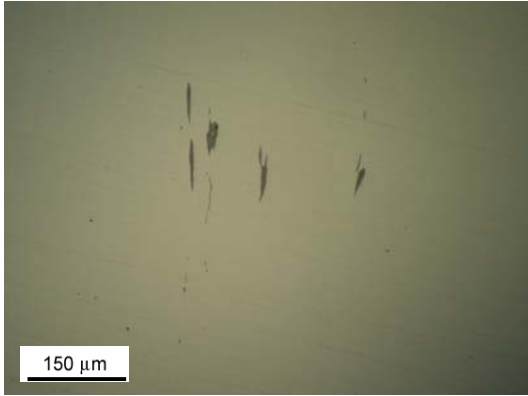
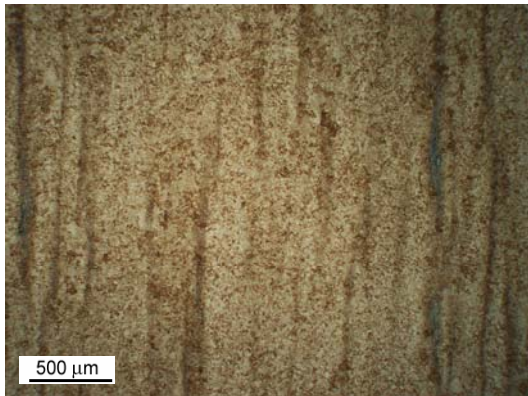
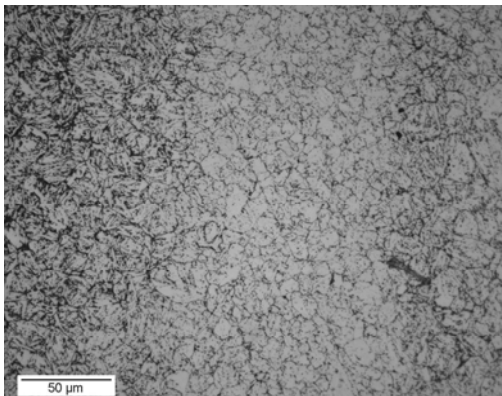
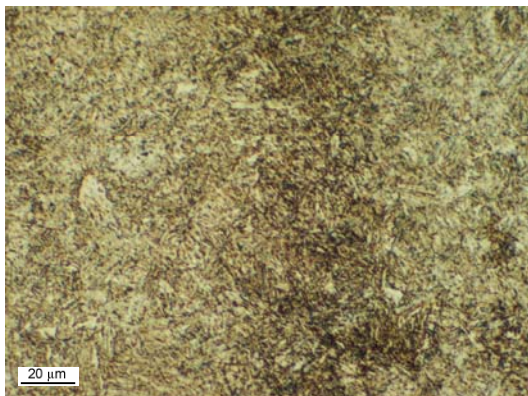
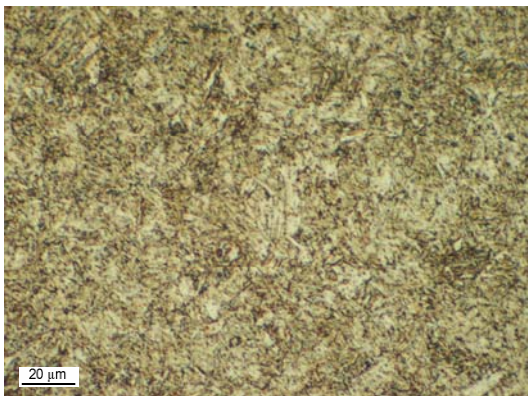


FORA DA BANDA
267 HV

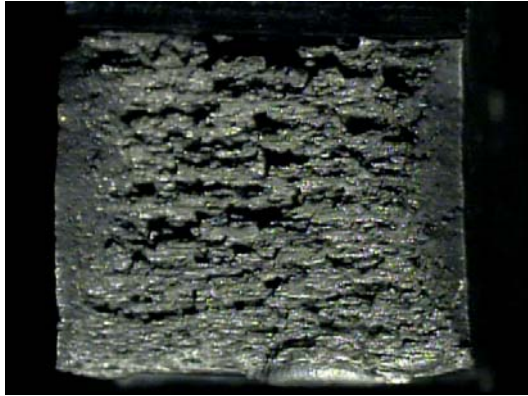
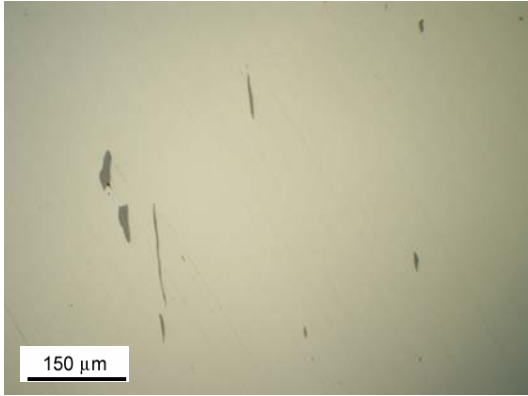
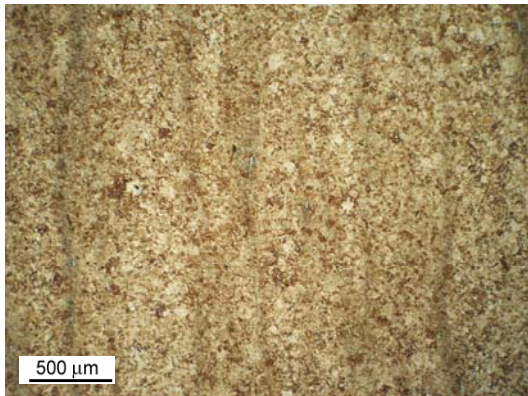
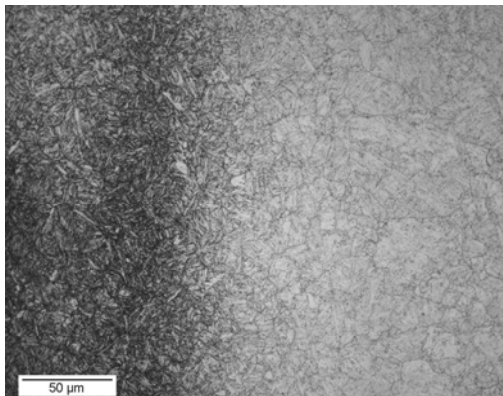
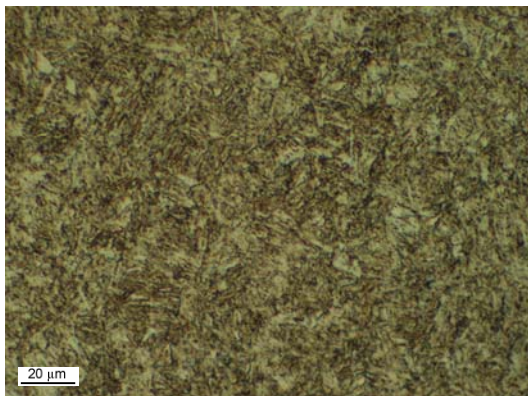
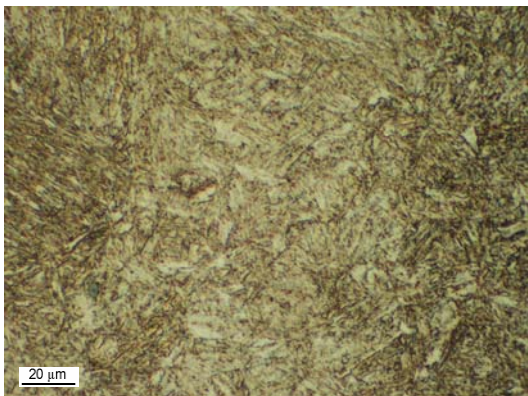
CP 56							
E _{cv}	LE	LR	ε _T	RA	dureza	LE/LR	REF
43 J	879 MPa	983 MPa	10 %	40 %	31 HRc	0,89	73
C %	Mn %	P %	S %	Si %	Cr %	Ni %	Mo %
0,40	0,96	0,010	0,007	0,21	1,18	0,02	0,26

	
2 mm FRATURA CHARPY V	NÍVEL DE INCLUSÕES ASTM C1½G
	
BANDEAMENTO MODERADO (2)	TAMANHO DE GRÃO ASTM 9
	
NA BANDA 286 HV	FORA DA BANDA 261 HV

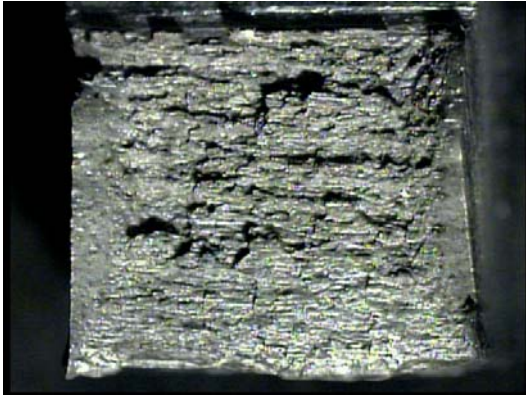
CP 57							
E_{cv}	LE	LR	ϵ_T	RA	dureza	LE/LR	REF
44 J	879 MPa	983 MPa	10 %	40 %	31 HRc	0,89	75
C %	Mn %	P %	S %	Si %	Cr %	Ni %	Mo %
0,37	0,98	0,009	0,006	0,20	1,20	0,02	0,27

 2 mm FRATURA CHARPY V	 150 µm NÍVEL DE INCLUSÕES ASTM A1G
 500 µm BANDEAMENTO MODERADO (2)	 50 µm TAMANHO DE GRÃO ASTM 9
 20 µm NA BANDA 304 HV	 20 µm FORA DA BANDA 271 HV

CP 58							
E_{cv}	LE	LR	ϵ_T	RA	dureza	LE/LR	REF
45 J	860 MPa	989 MPa	13 %	36 %	31 HRc	0,87	56
C %	Mn %	P %	S %	Si %	Cr %	Ni %	Mo %
0,38	0,97	0,015	0,019	0,25	1,13	0,05	0,27

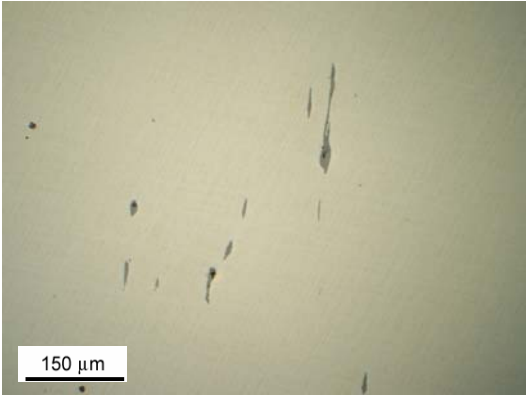
 2 mm FRATURA CHARPY V	 150 μm NÍVEL DE INCLUSÕES ASTM A11/2F
 500 μm BANDEAMENTO LEVE (1)	 50 μm TAMANHO DE GRÃO ASTM 7
 20 μm NA BANDA 294 HV	 20 μm FORA DA BANDA 265 HV

CP 59							
E_{cv}	LE	LR	ϵ_T	RA	dureza	LE/LR	REF
51 J	844 MPa	979 MPa	12 %	40 %	30 HRc	0,86	65
C %	Mn %	P %	S %	Si %	Cr %	Ni %	Mo %
0,34	1,01	0,015	0,009	0,26	1,20	0,04	0,26



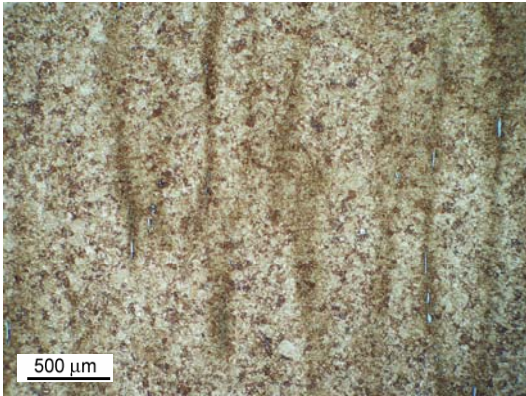
2 mm

FRATURA CHARPY V



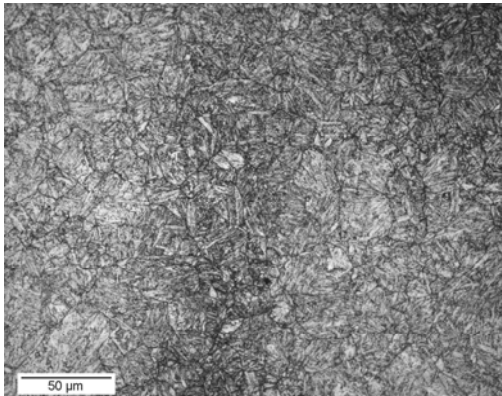
150 µm

NÍVEL DE INCLUSÕES ASTM A1F/C1½G



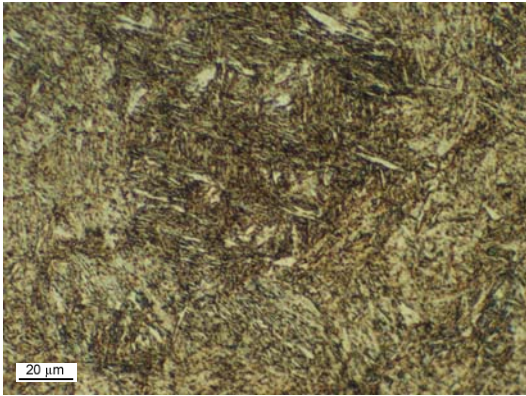
500 µm

BANDEAMENTO LEVE (1)



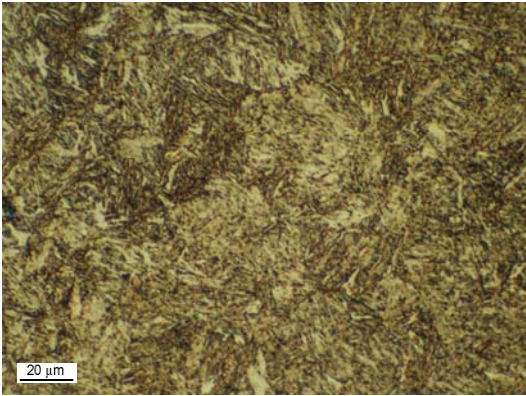
50 µm

TAMANHO DE GRÃO ASTM 7



20 µm

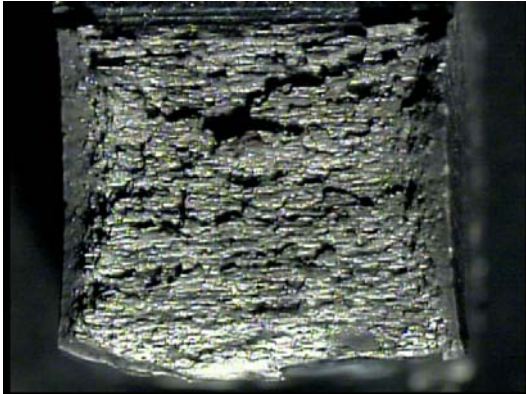
NA BANDA
279 HV



20 µm

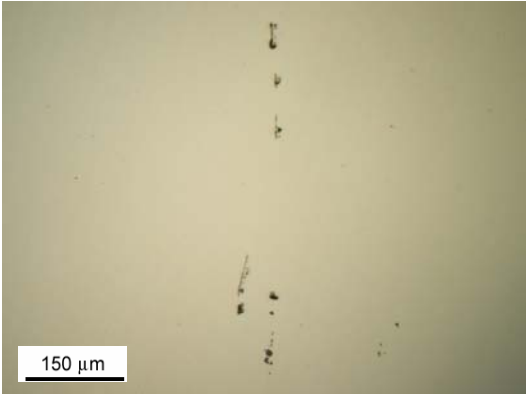
FORA DA BANDA
279 HV

CP 60							
E_{cv}	LE	LR	ϵ_T	RA	dureza	LE/LR	REF
64 J	879 MPa	983 MPa	10 %	40 %	29 HRc	0,89	74
C %	Mn %	P %	S %	Si %	Cr %	Ni %	Mo %
0,34	0,92	0,009	0,005	0,20	1,16	0,02	0,25



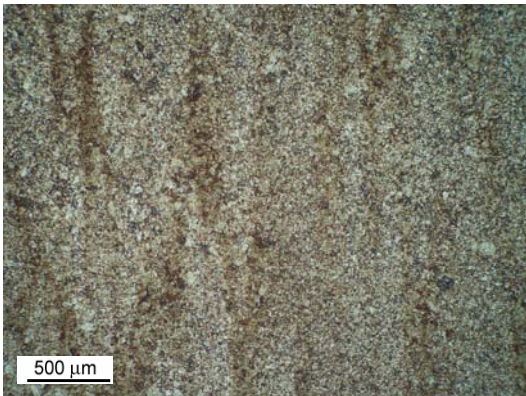
2 mm

FRATURA CHARPY V



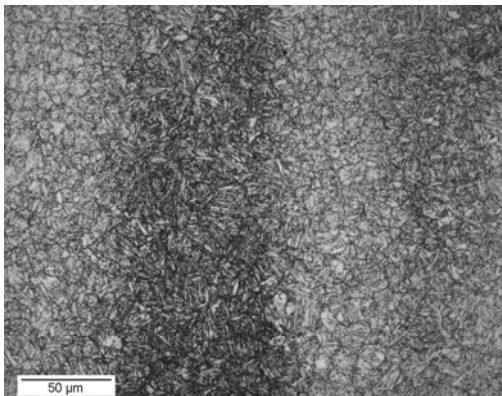
150 μ m

NÍVEL DE INCLUSÕES ASTM A $\frac{1}{2}$ F



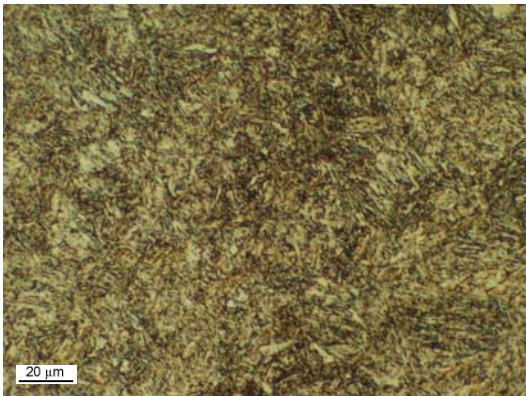
500 μ m

BANDEAMENTO LEVE (1)



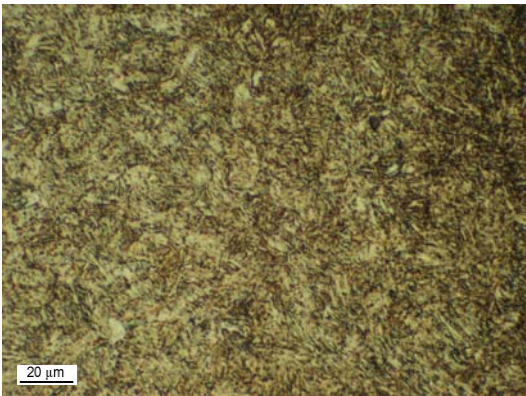
50 μ m

TAMANHO DE GRÃO ASTM 9



20 μ m

NA BANDA
269 HV

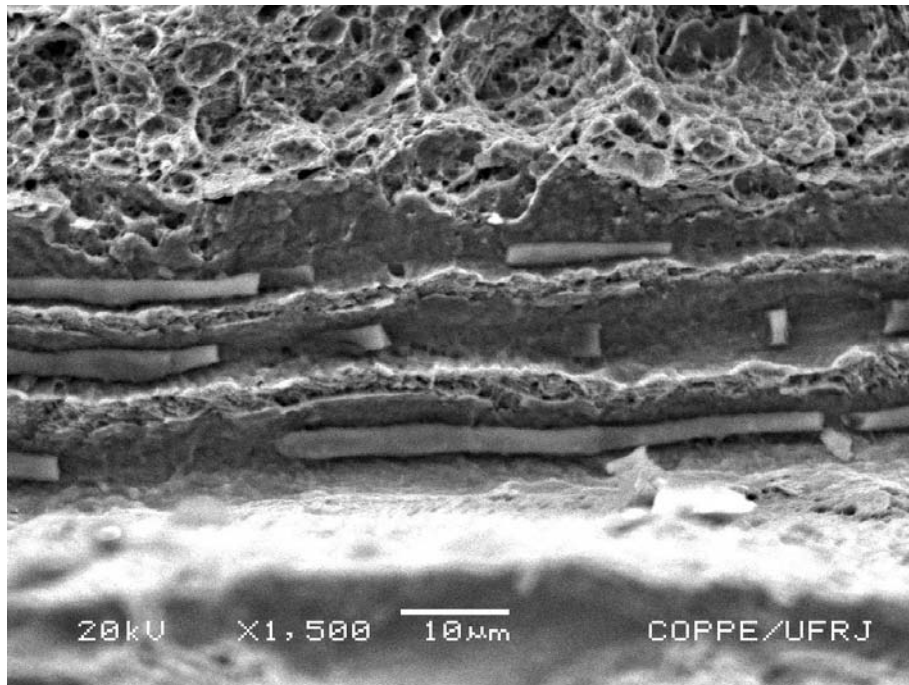


20 μ m

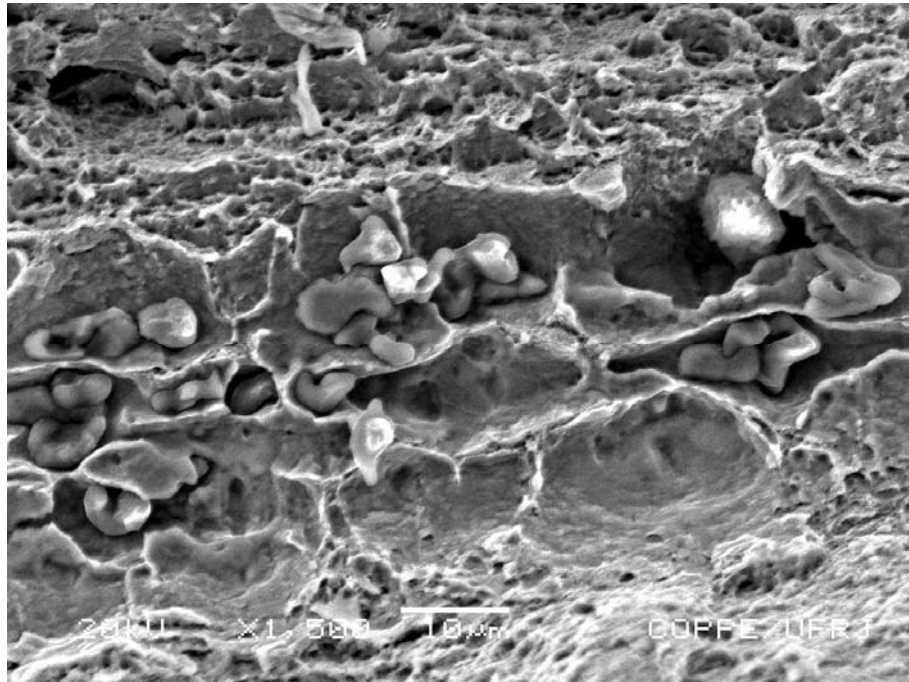
FORA DA BANDA
248 HV

ANEXO II

INCLUSÕES E FRACTOGRAFIAS



Fractografia por MEV – Inclusões tipo sulfeto

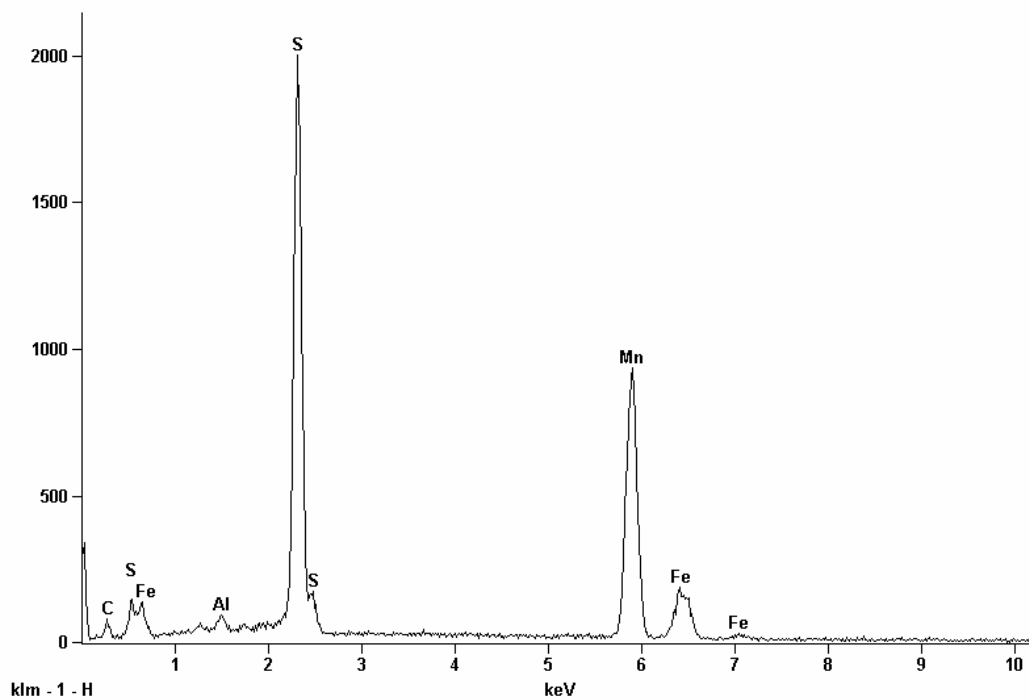


Fractografia por MEV – Inclusões tipo sulfeto e alumina

CP 02 / E_{CV} 10 J (Ref. 28)

Full scale counts: 2001

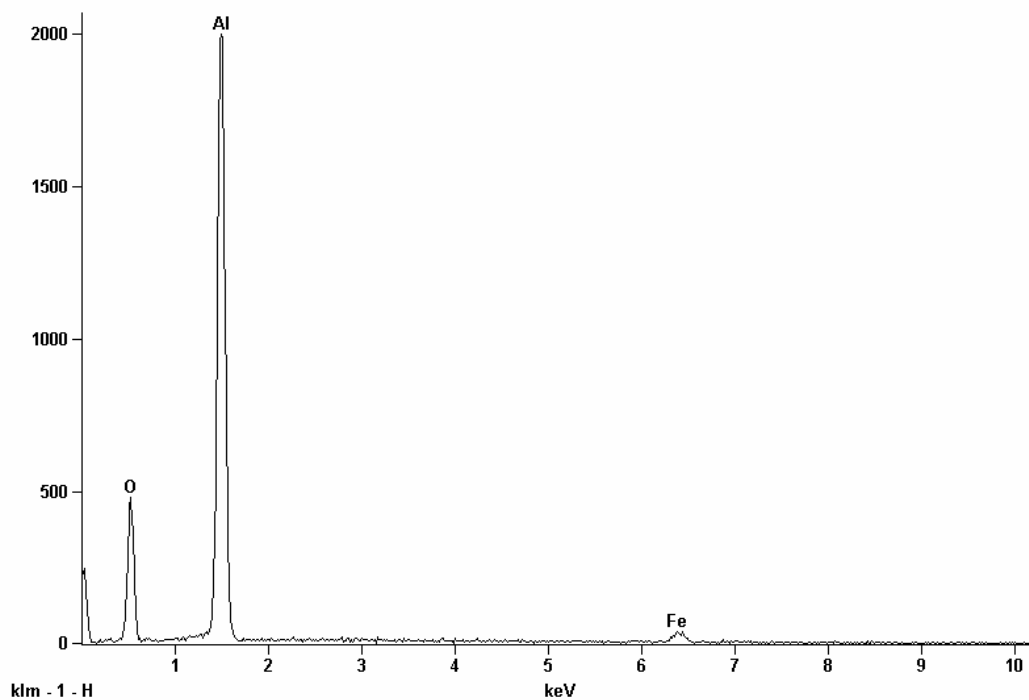
28 | 1



EDS 1

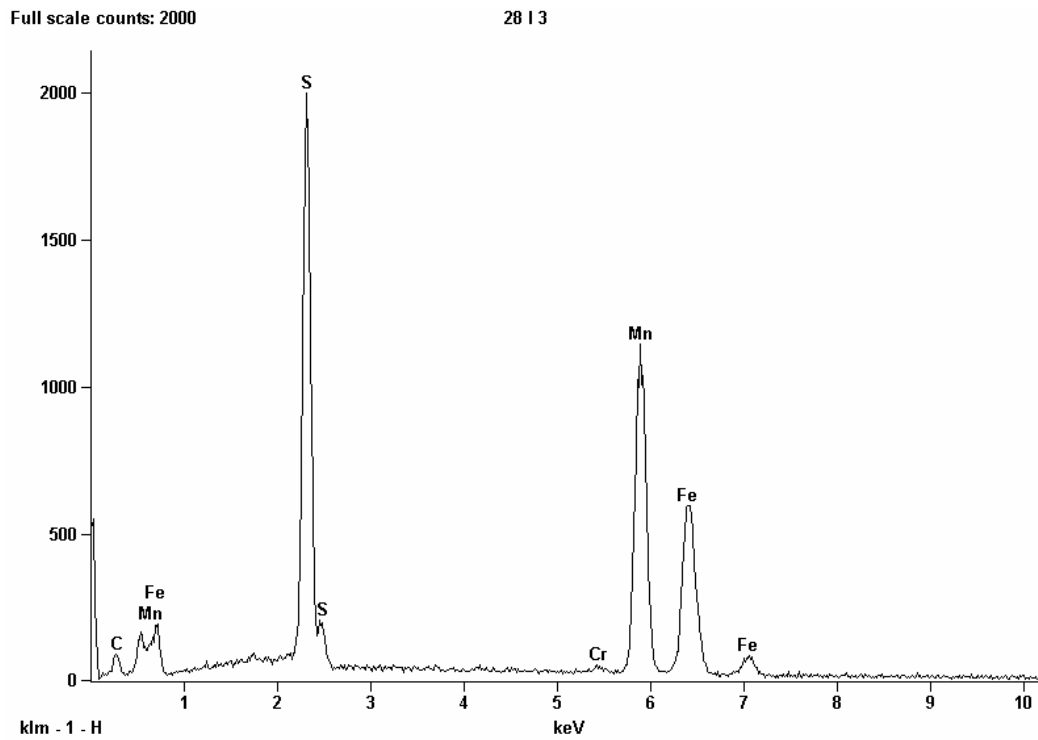
Full scale counts: 2000

28 | 2

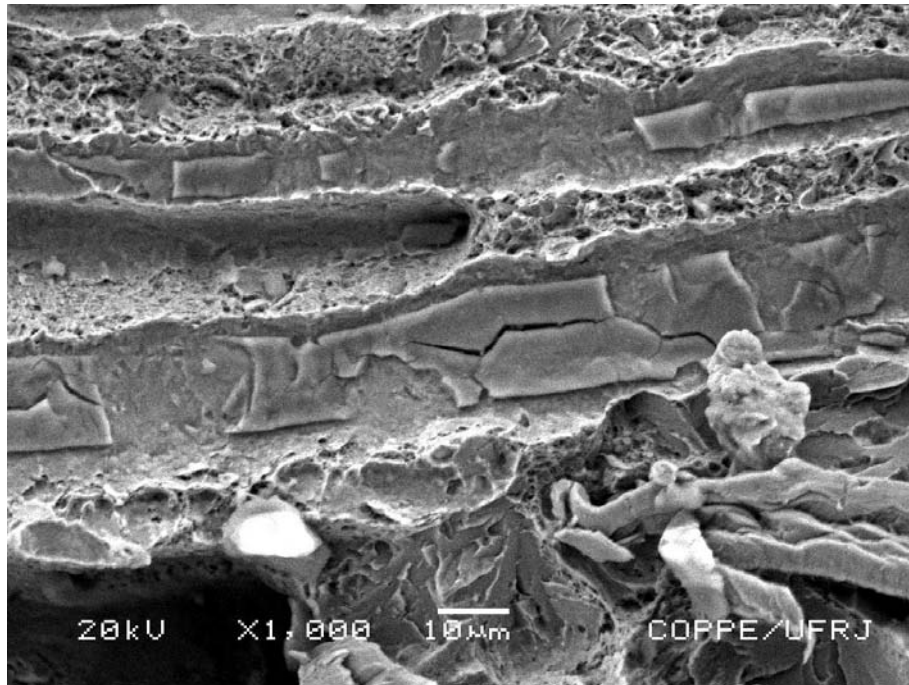


EDS 2

CP 02 / E_{CV} 10 J (Ref. 28)



EDS 3



Fractografia por MEV



Fractografia por MEV – Inclusões tipo sulfeto e óxidos

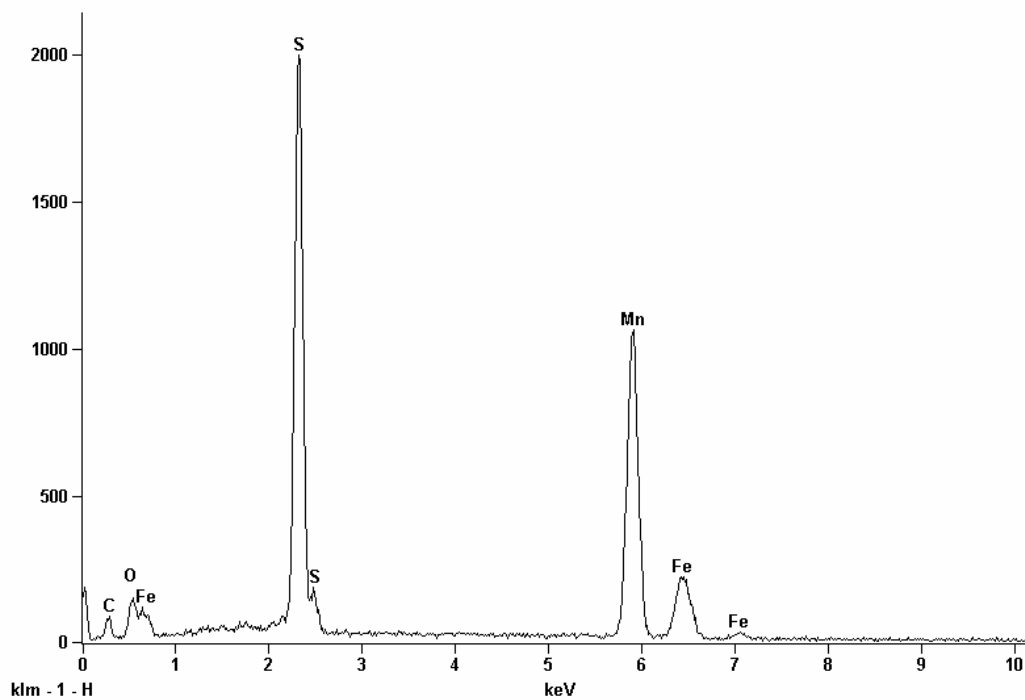


Fractografia por MEV – Inclusão tipo sulfeto

CP 09 / E_{CV} 17 J (Ref. 14)

Full scale counts: 2000

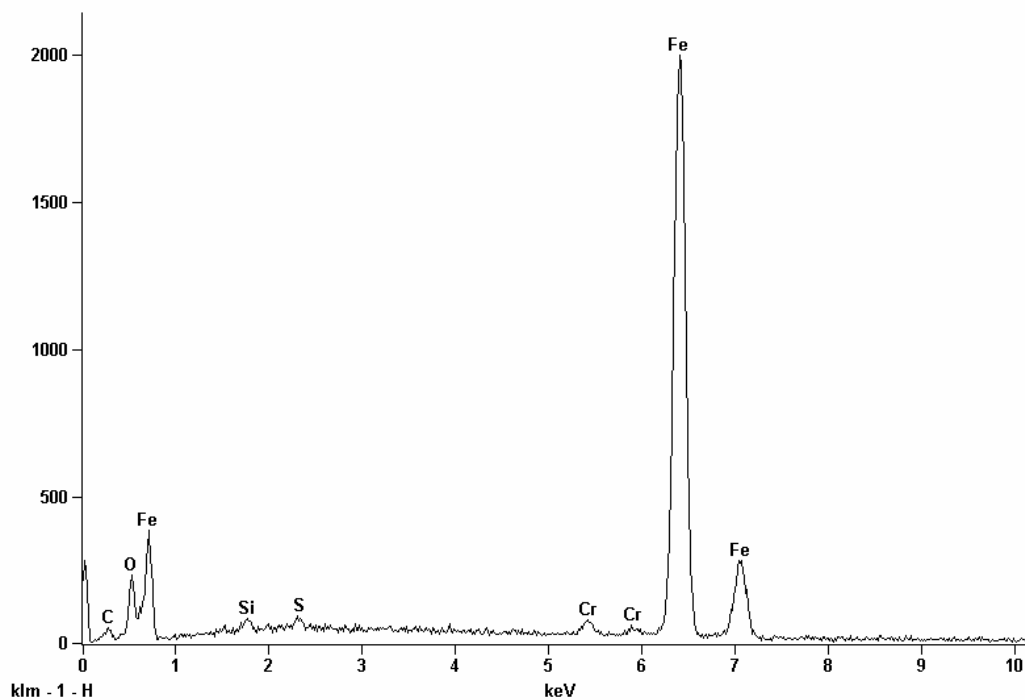
14 | 2



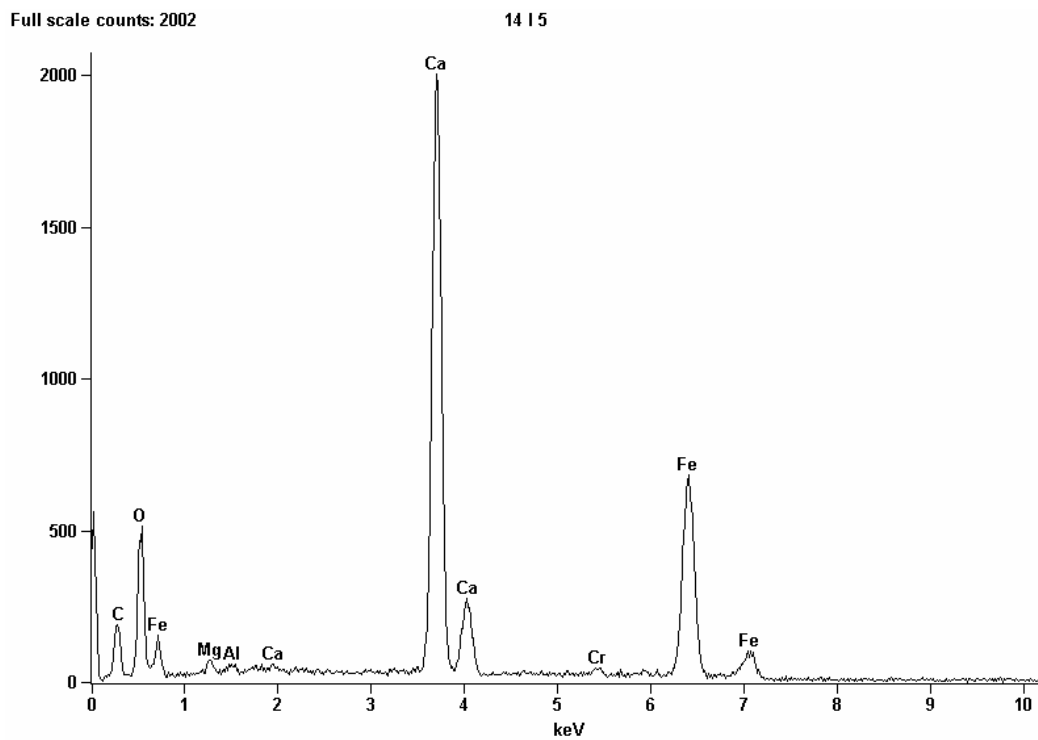
EDS 1

Full scale counts: 2000

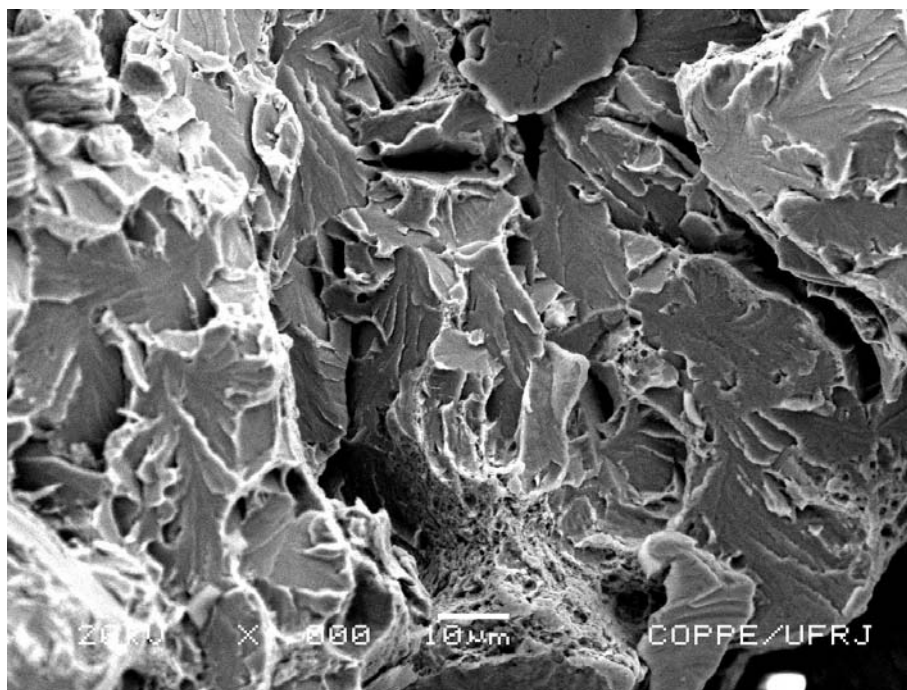
14 | 3



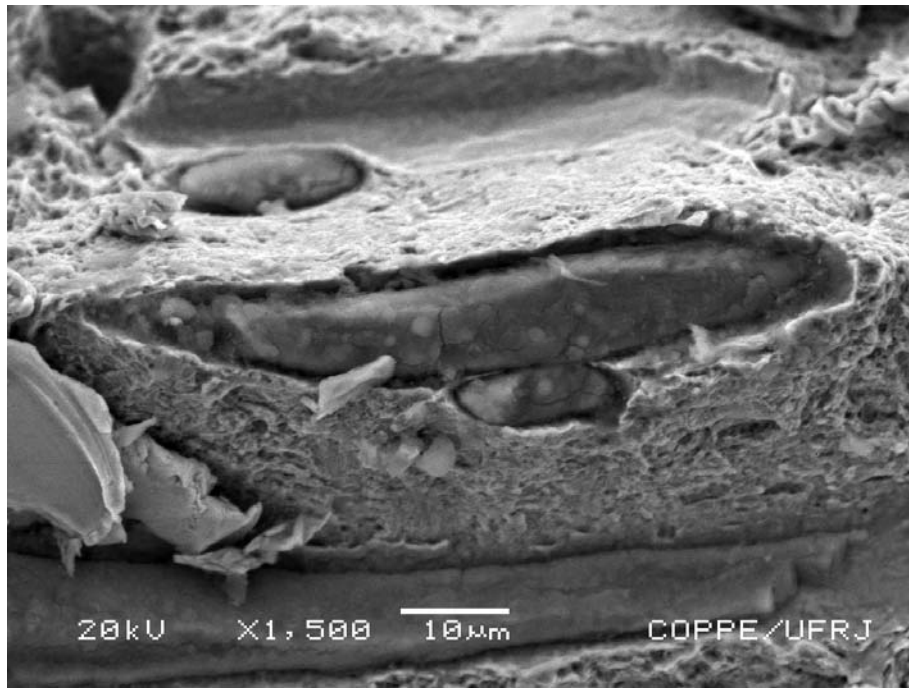
EDS 2



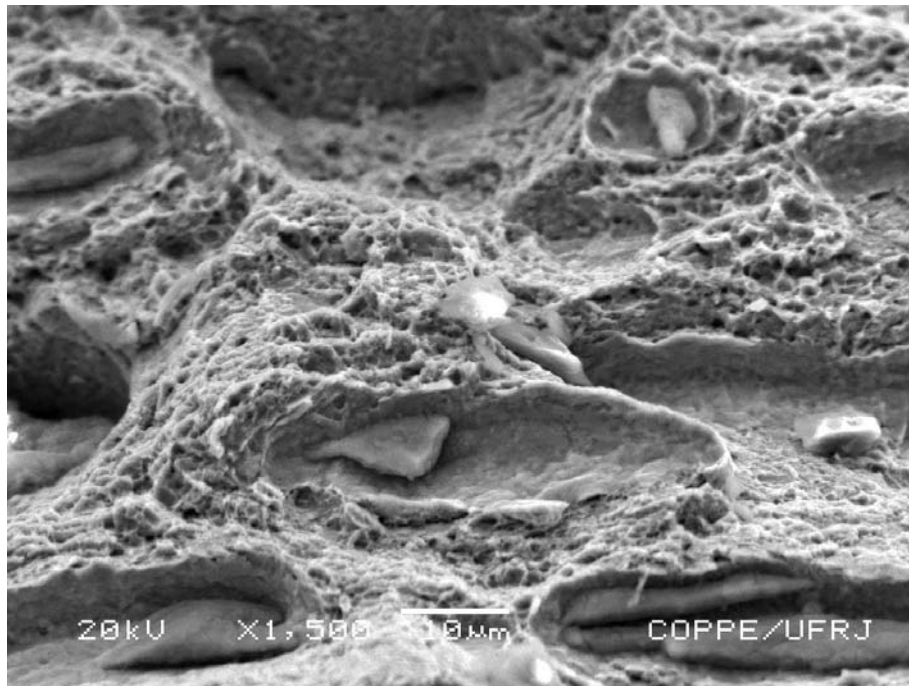
EDS 3



Fractografia por MEV



Fractografia por MEV – Inclusões tipo sulfeto.

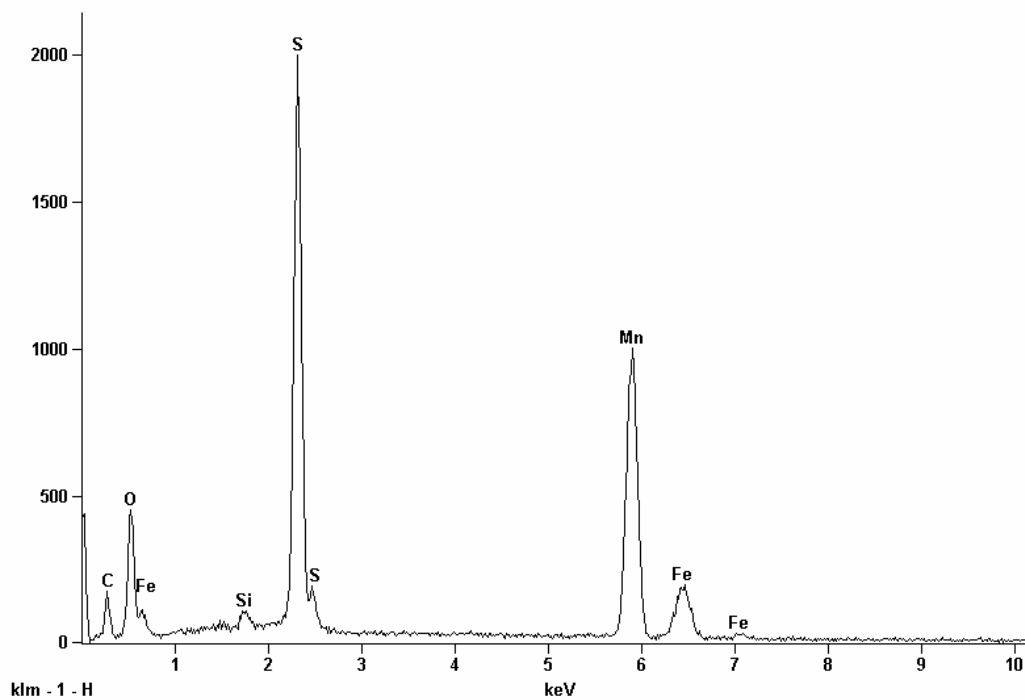


Fractografia por MEV – Inclusões tipo sulfeto e óxidos .

CP 23 / E_{CV} 24 J (Ref. 34)

Full scale counts: 2000

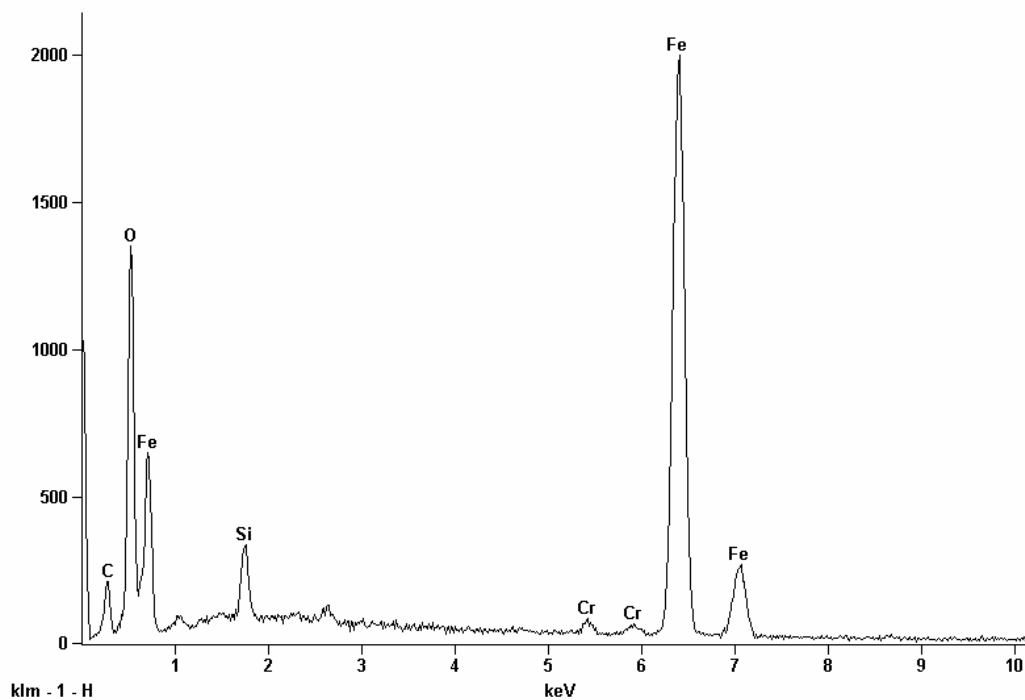
3412



EDS 1

Full scale counts: 2000

3413

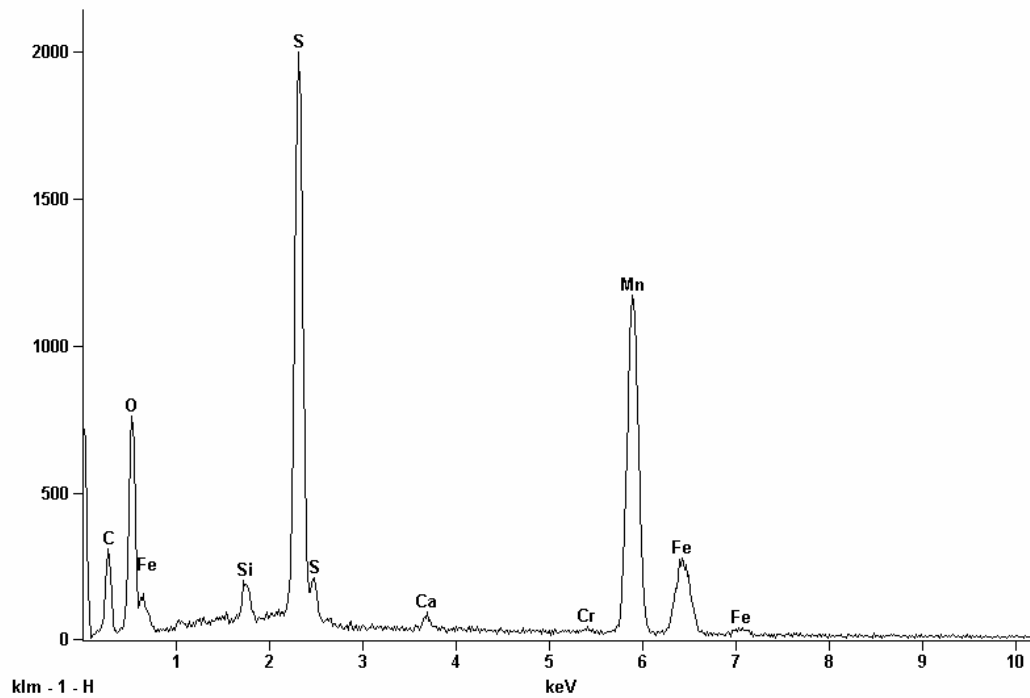


EDS 2

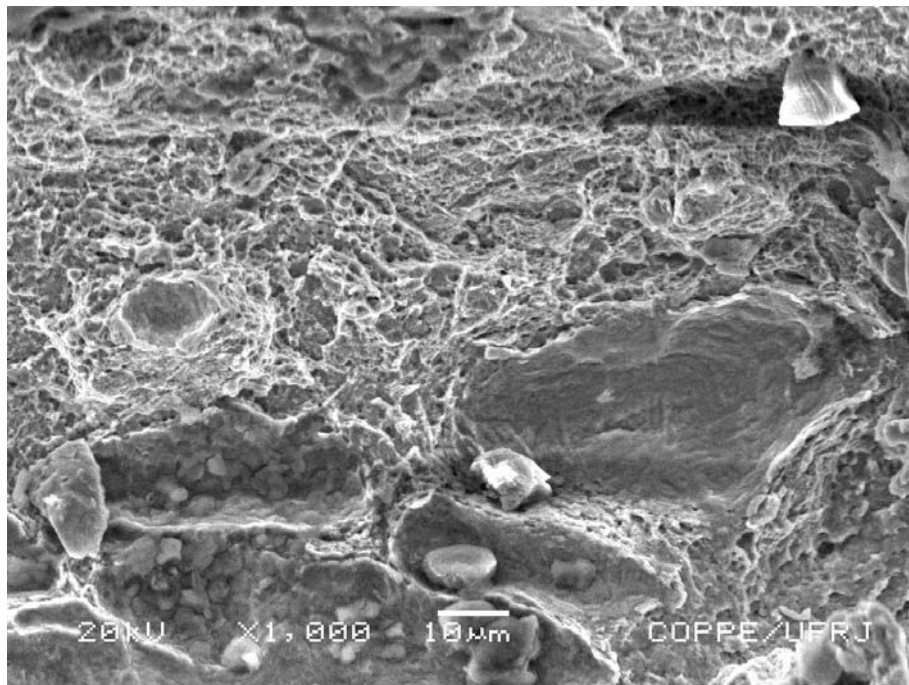
CP 23 / E_{CV} 24 J (Ref. 34)

Full scale counts: 2000

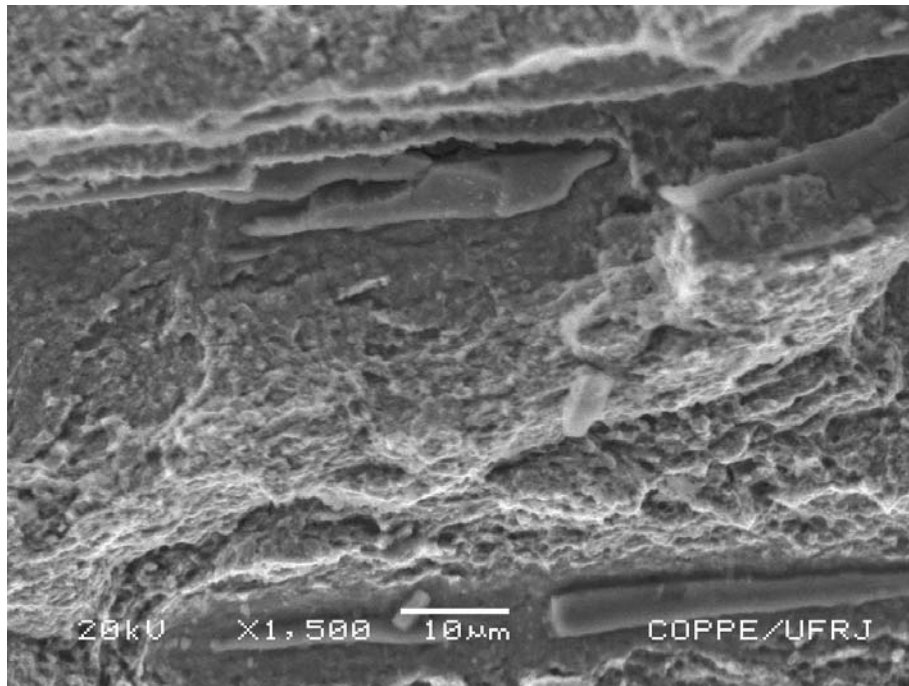
34 | 4



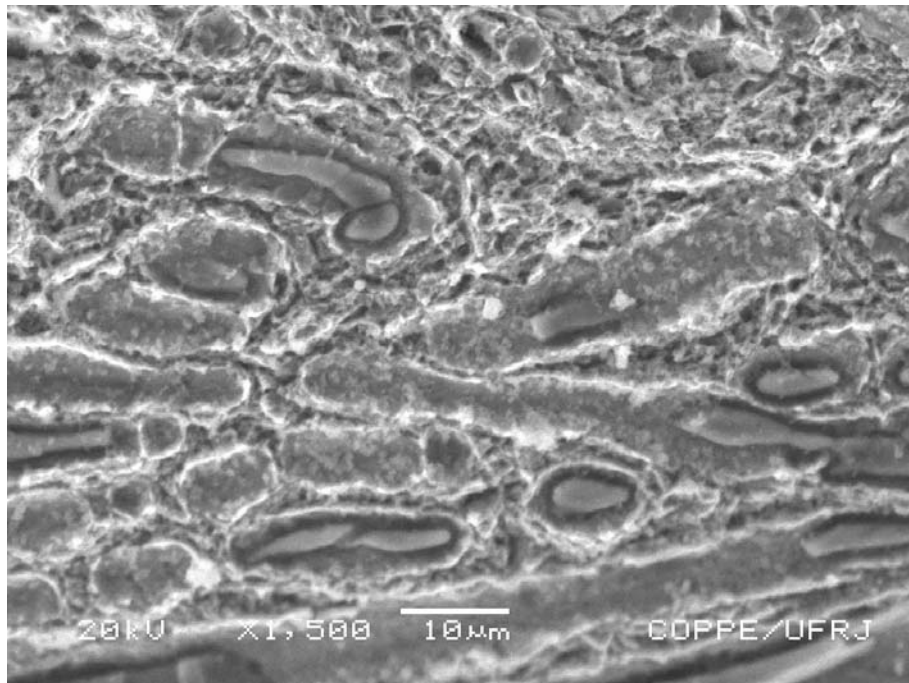
EDS 3



Fractografia por MEV



Fractografia por MEV – Inclusões tipo sulfeto

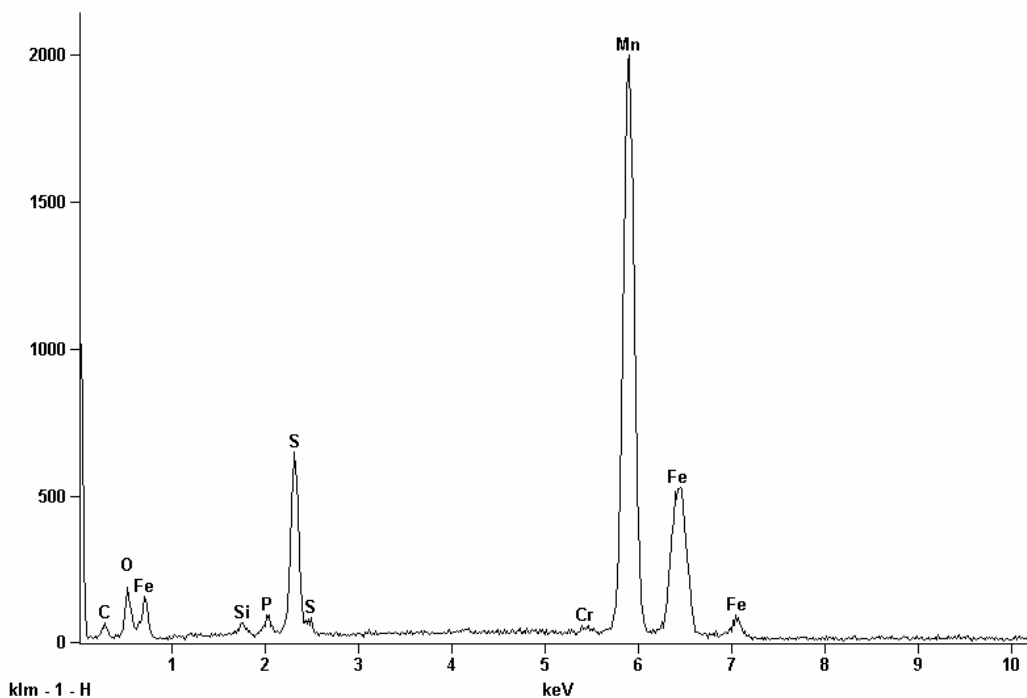


Fractografia por MEV – Inclusões tipo sulfeto

CP 31 / E_{CV} 28 J (Ref. 58)

Full scale counts: 2000

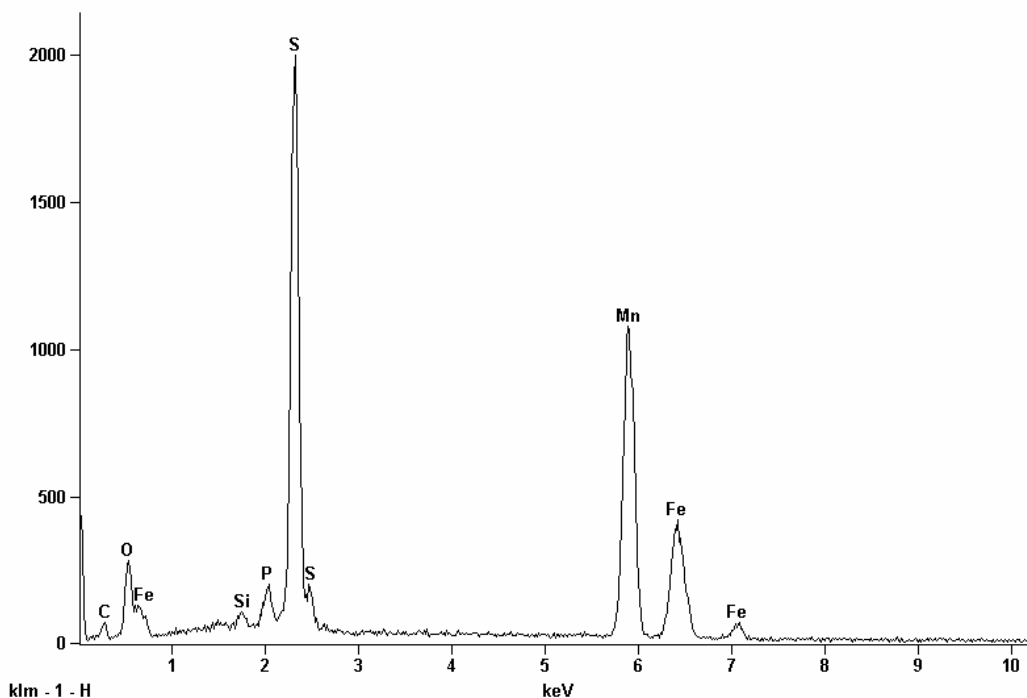
58 | 1



EDS 1

Full scale counts: 2000

58 | 2

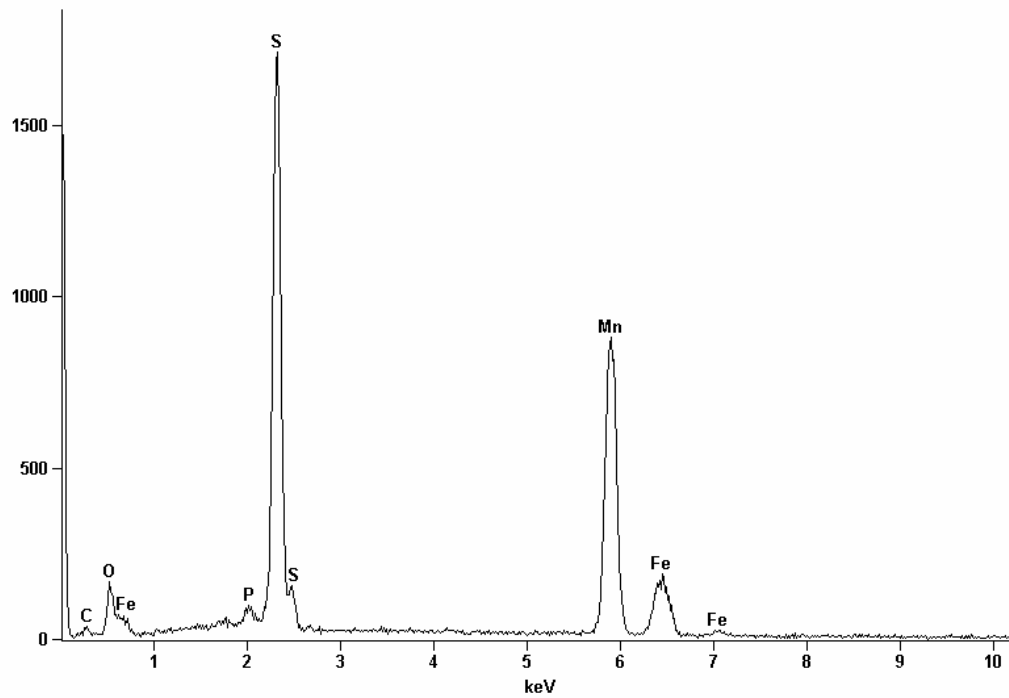


EDS 2

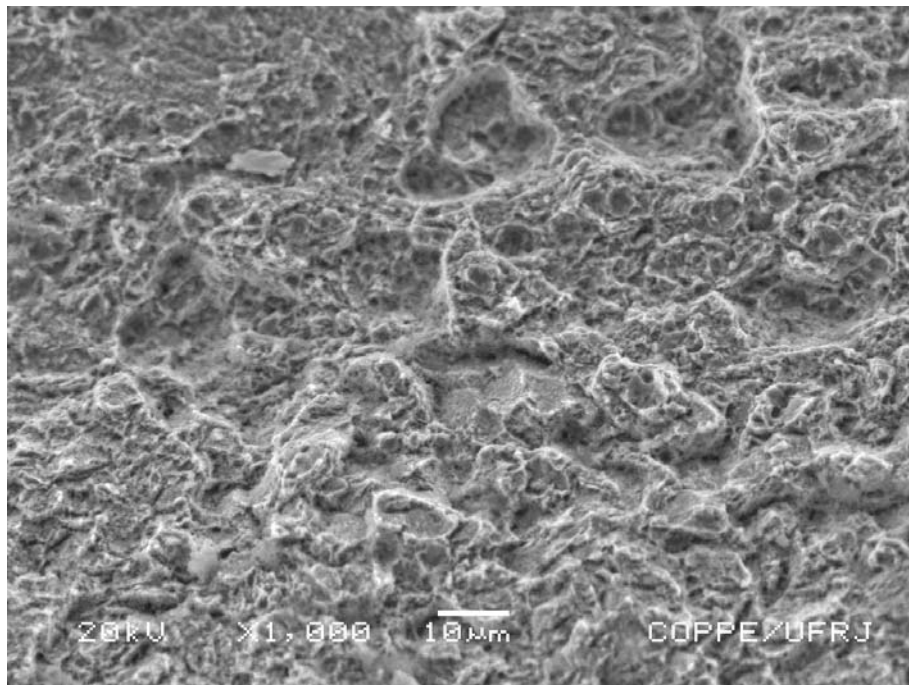
CP 31 / E_{CV} 28 J (Ref. 58)

Full scale counts: 1712

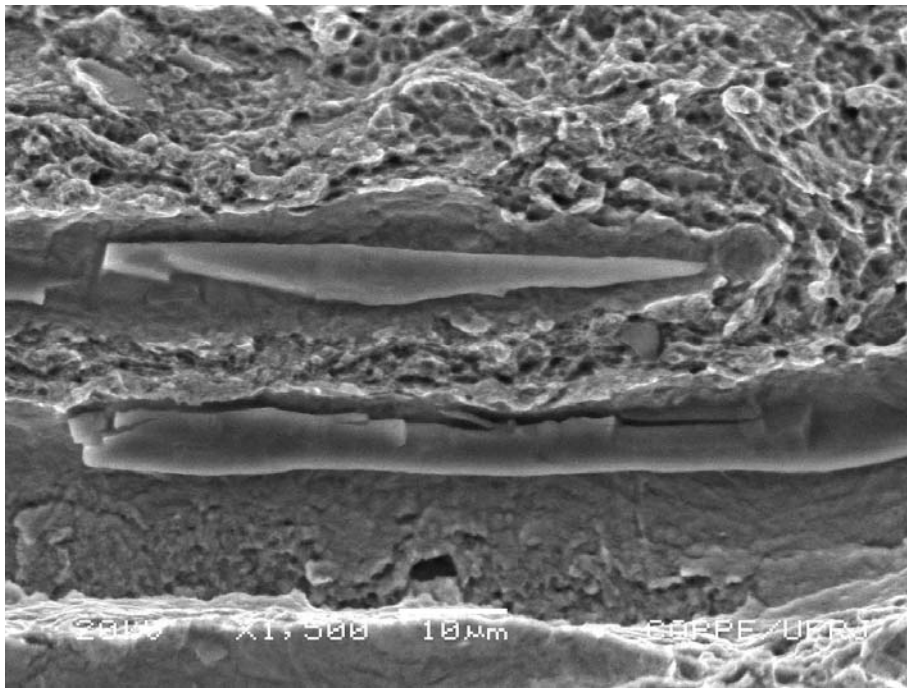
5813



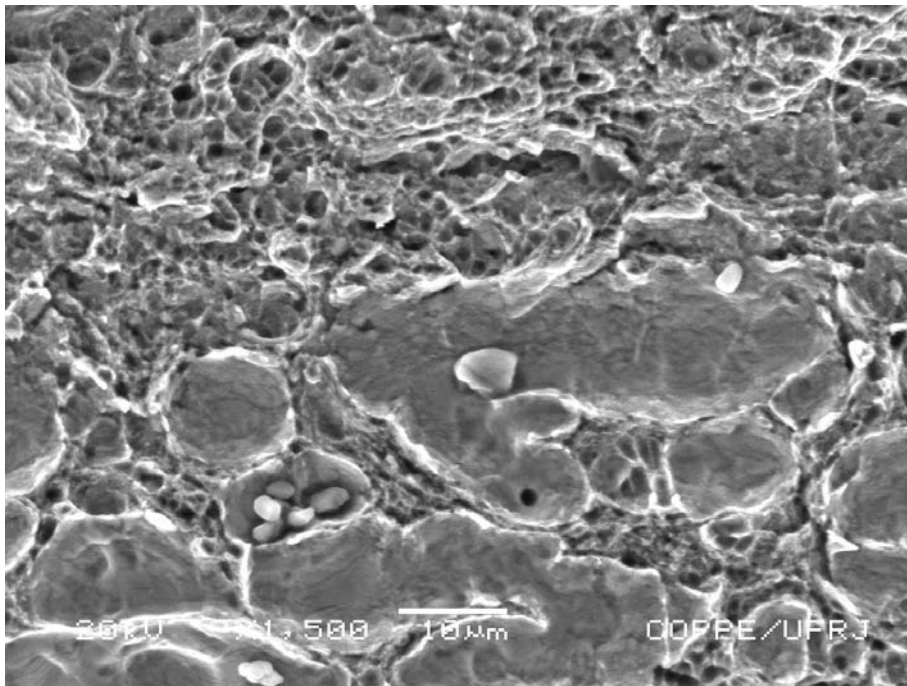
EDS 3



Fractografia por MEV



Fractografia por MEV – Inclusões tipo sulfeto

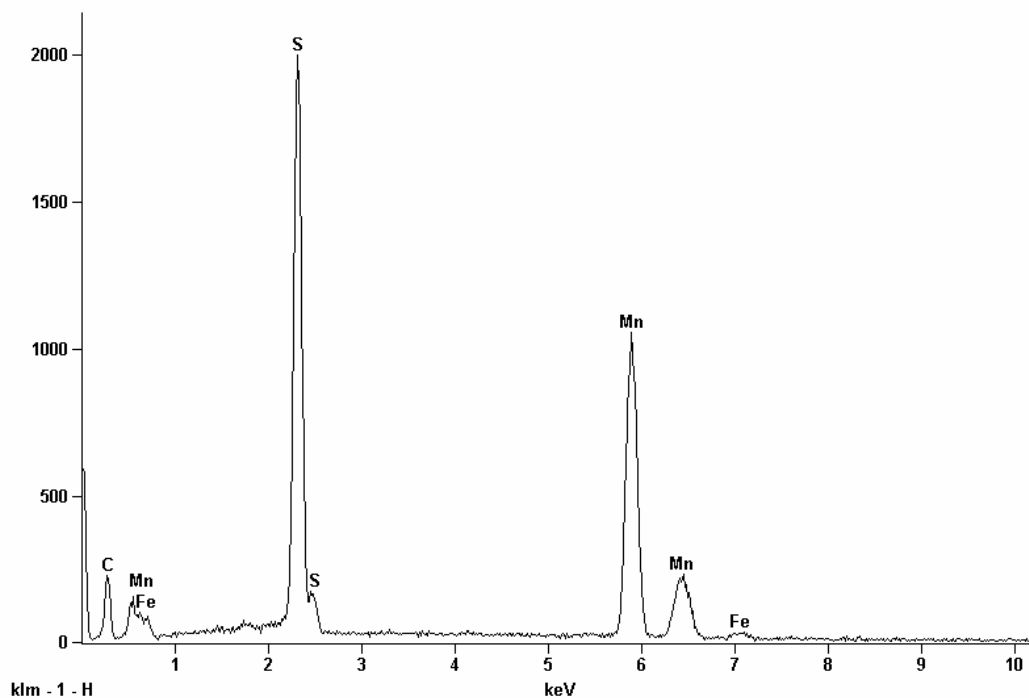


Fractografia por MEV – Inclusões tipo sulfeto e alumina

CP 38 / E_{CV} 31 J (Ref. 53)

Full scale counts: 2000

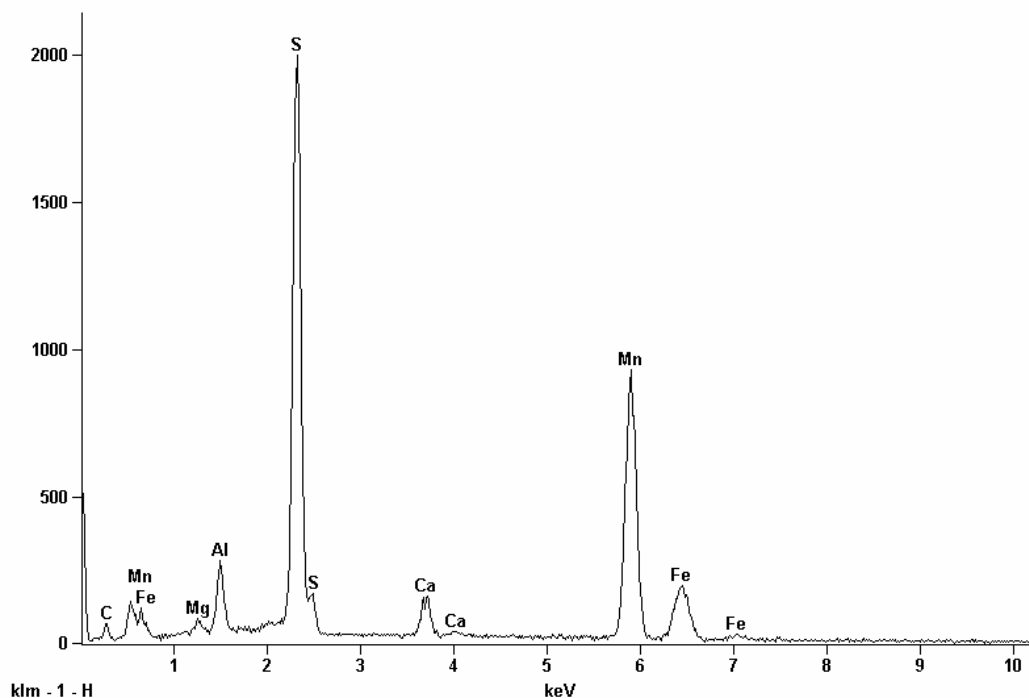
5311



EDS 1

Full scale counts: 2000

5313

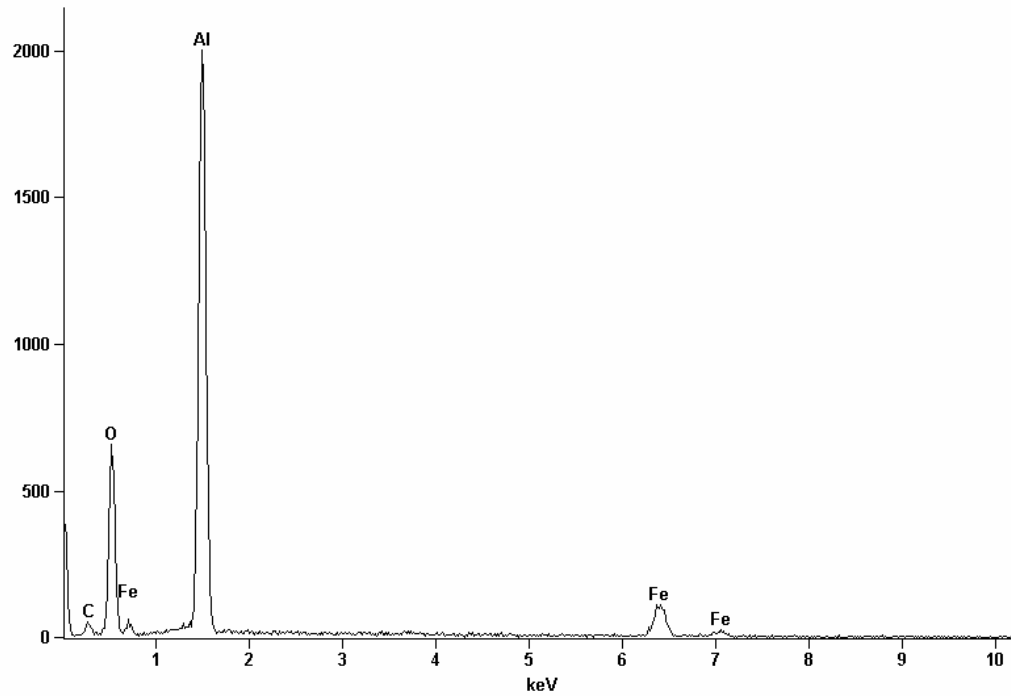


EDS 2

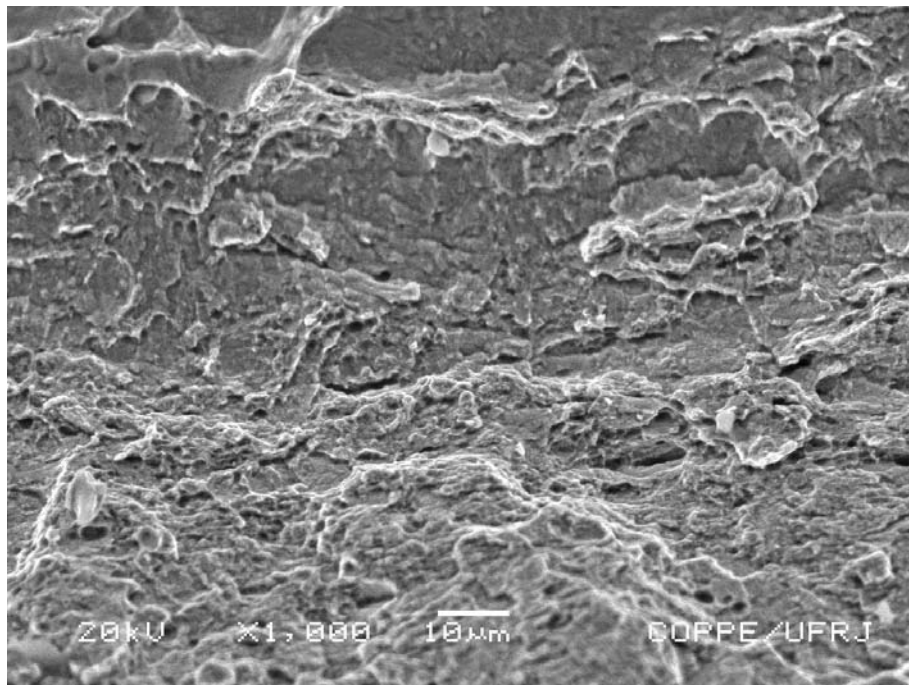
CP 38 / E_{CV} 31 J (Ref. 53)

Full scale counts: 2001

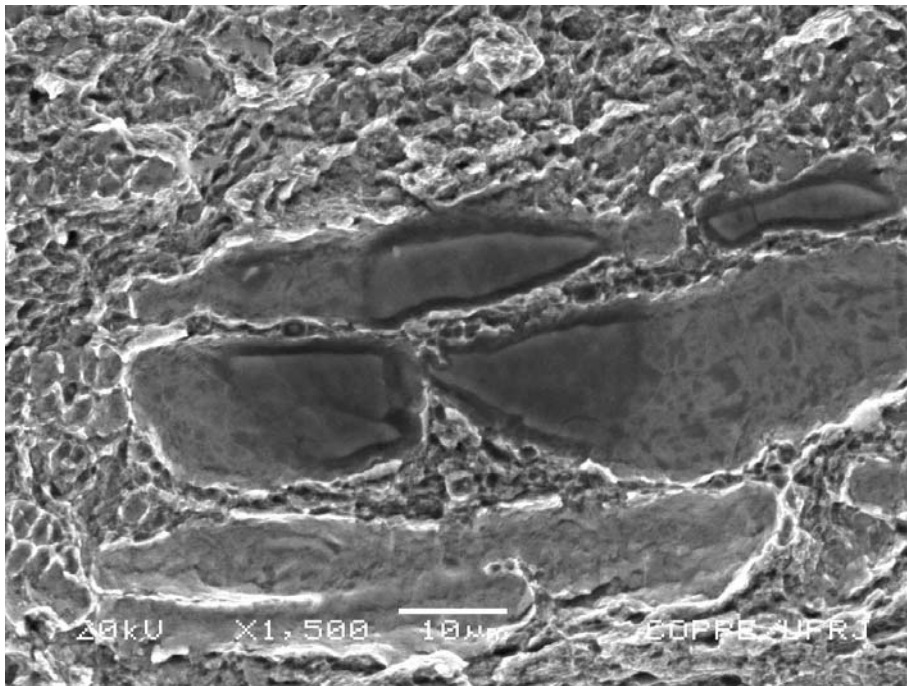
5314



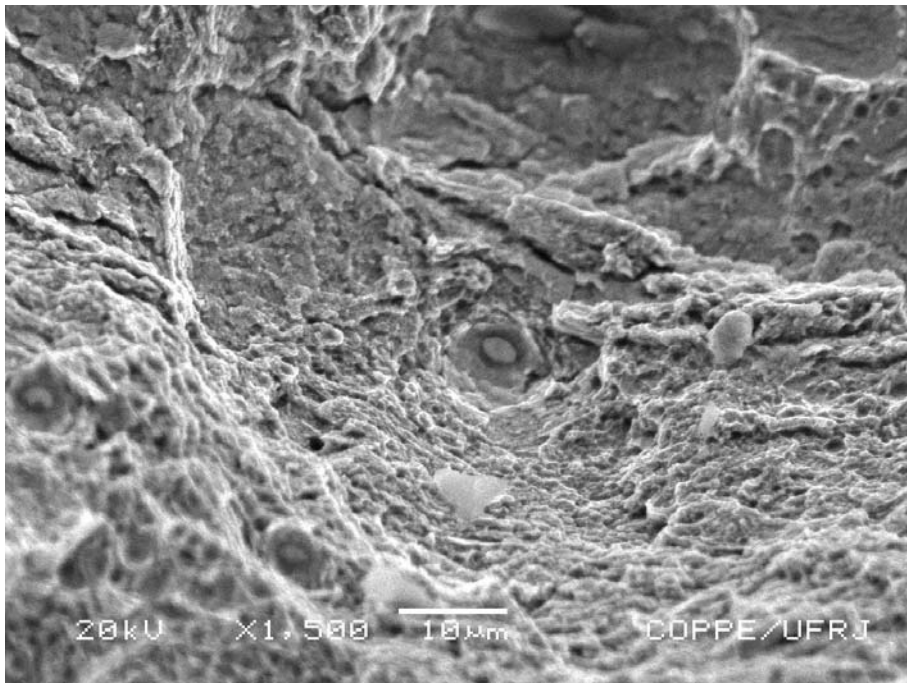
EDS 3



Fractografia por MEV



Fractografia por MEV – Inclusões tipo sulfeto

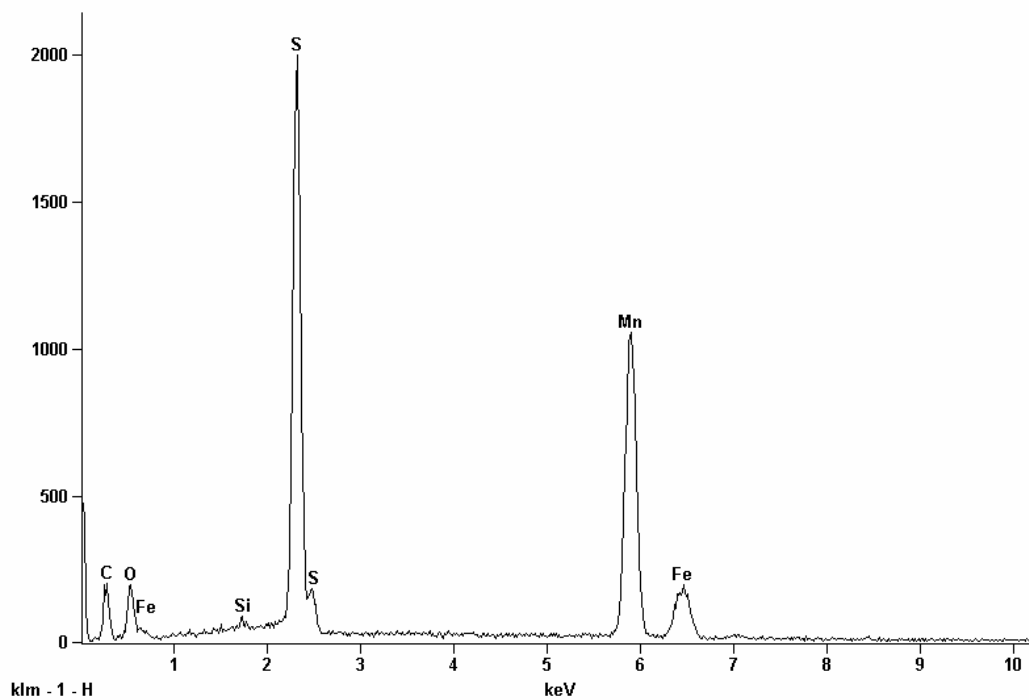


Fractografia por MEV – Inclusões tipo sulfeto e alumina

CP 56 / E_{CV} 43 J (Ref. 73)

Full scale counts: 2000

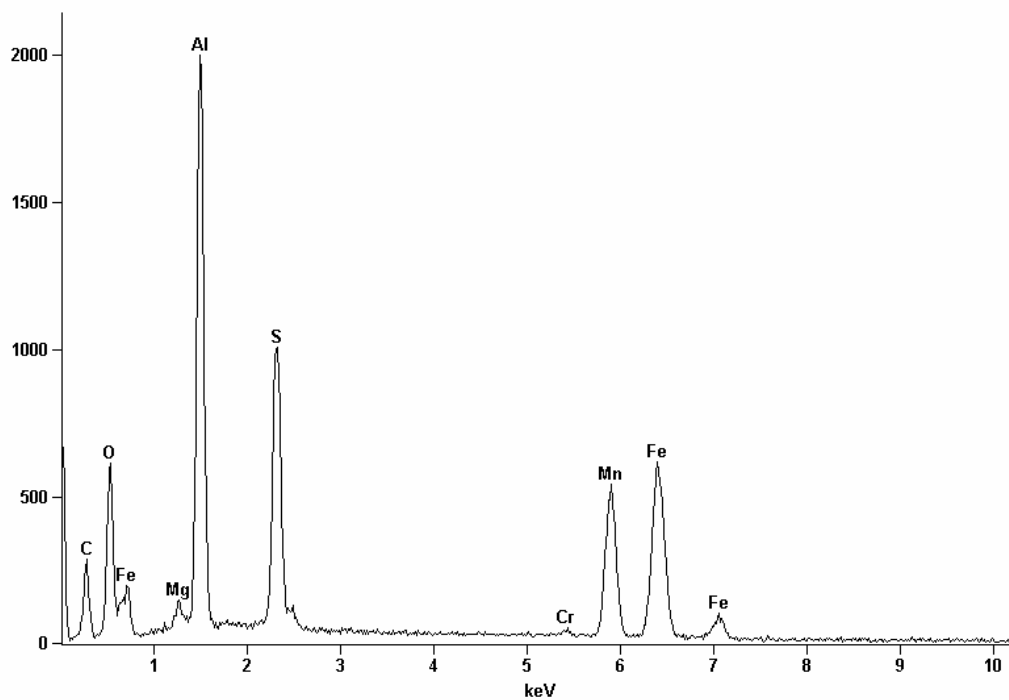
7311



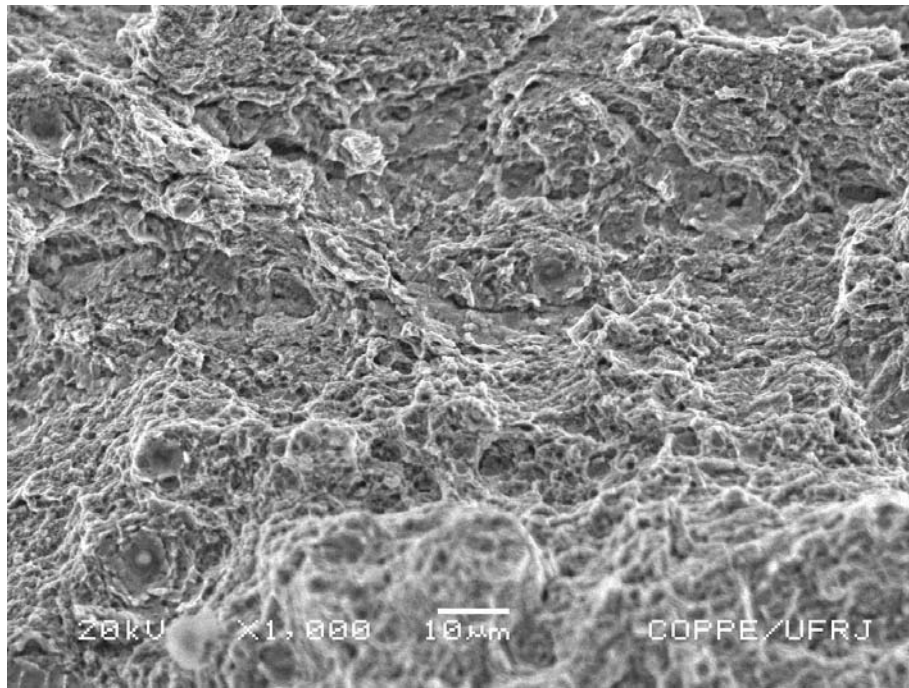
EDS 1

Full scale counts: 2000

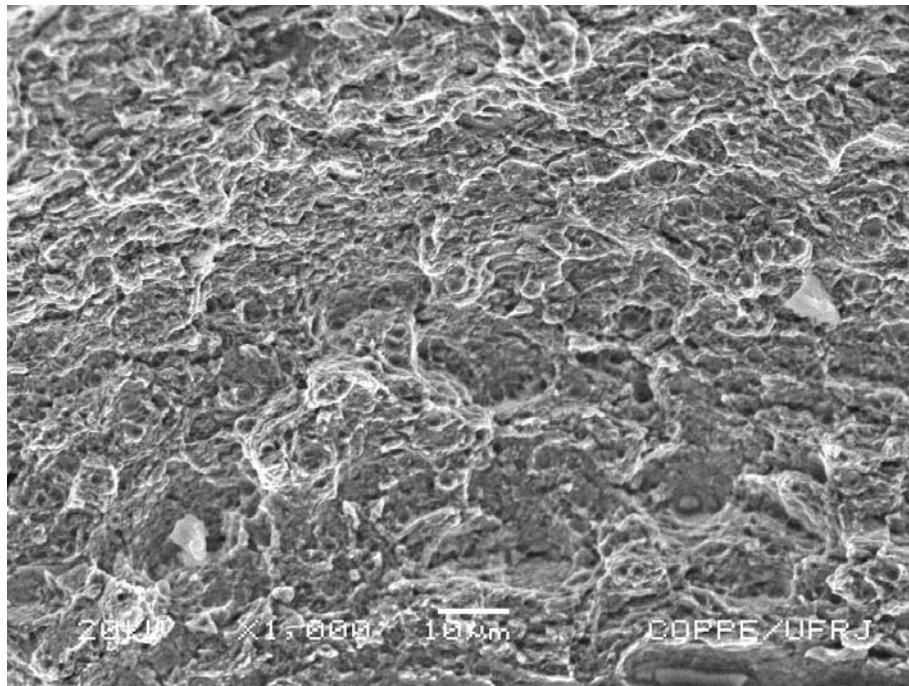
7312



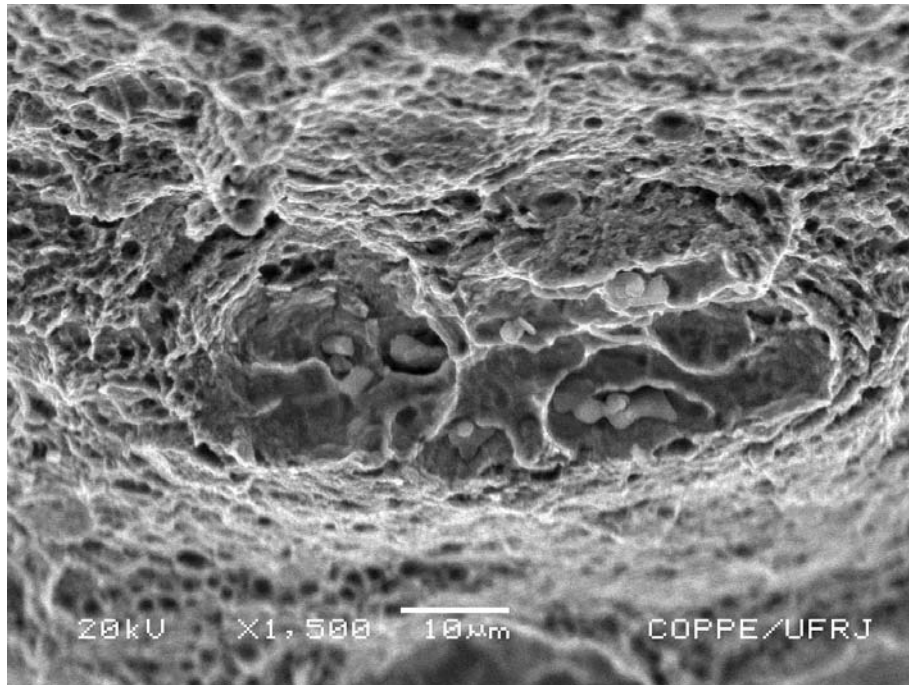
EDS 2



Fractografia por MEV



Fractografia por MEV



Fractografia por MEV – Inclusões tipo alumina e óxido

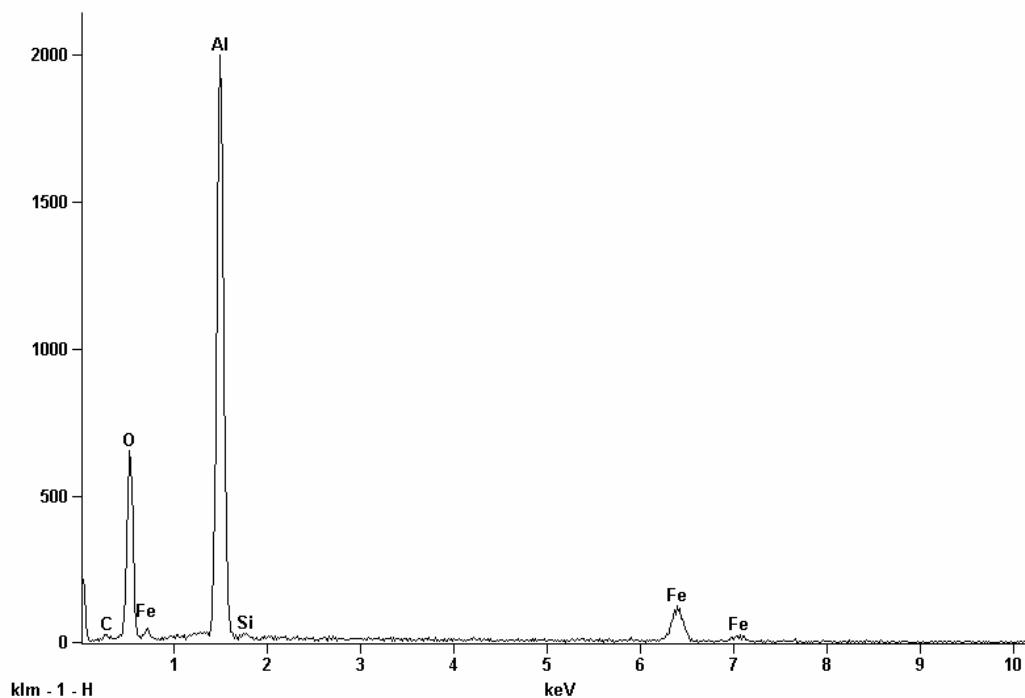


Fractografia por MEV – Inclusões tipo sulfeto, alumina e óxido

CP 60 / E_{CV} 64 J (Ref. 74)

Full scale counts: 2000

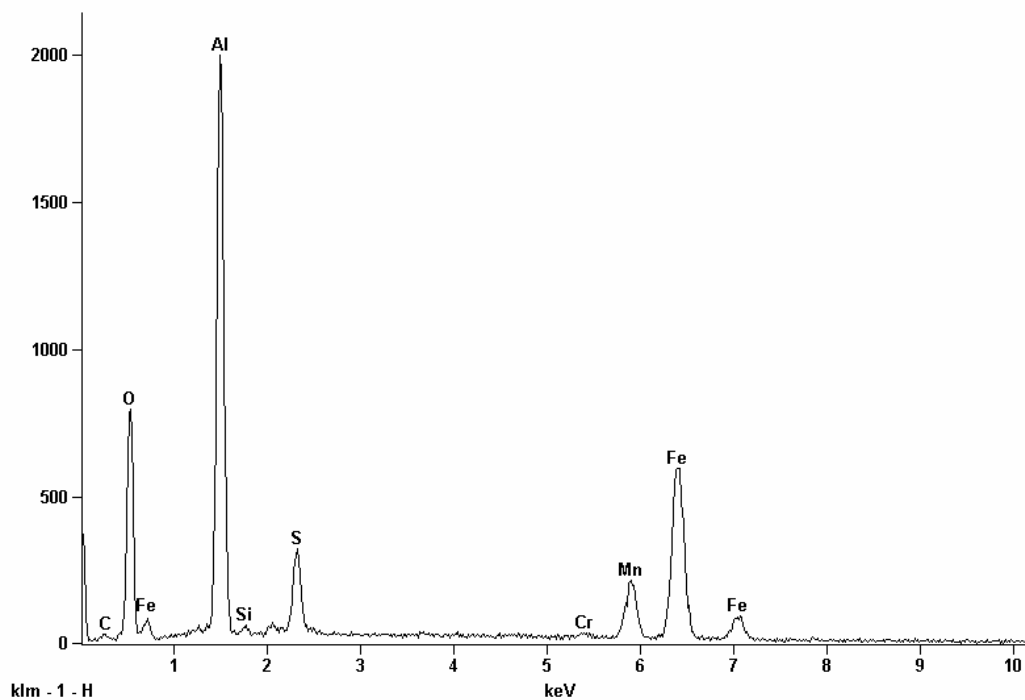
74 | 1



EDS 1

Full scale counts: 2000

74 | 2

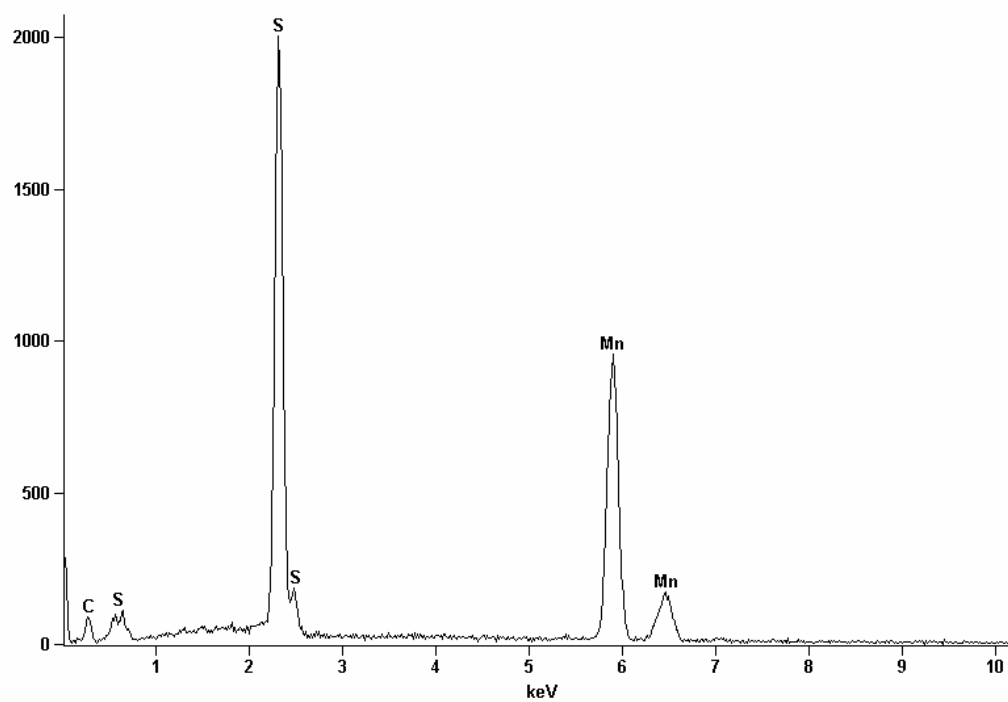


EDS 2

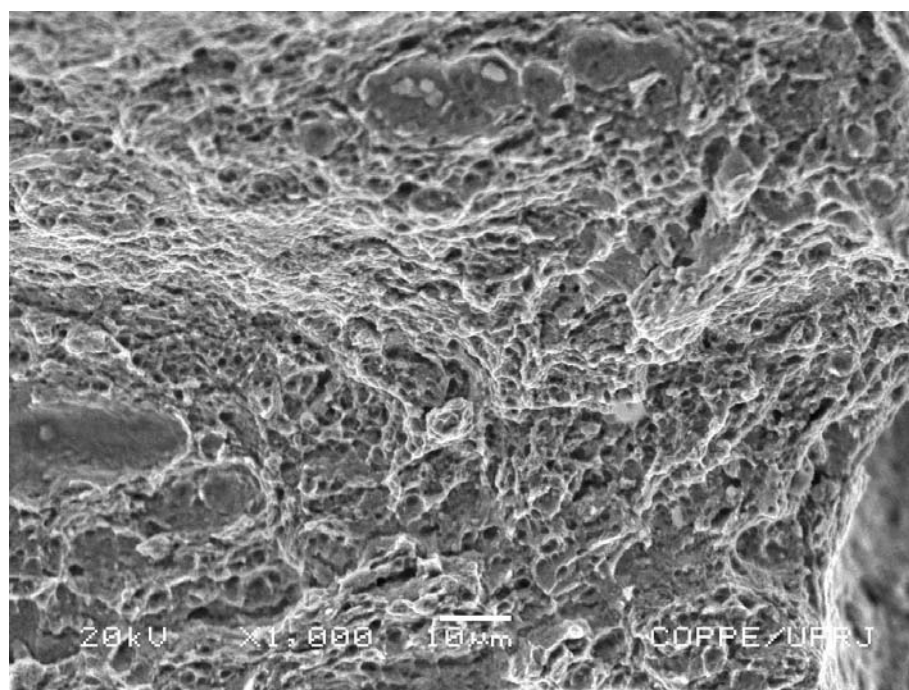
CP 60 / E_{CV} 64 J (Ref. 74)

Full scale counts: 2004

7413



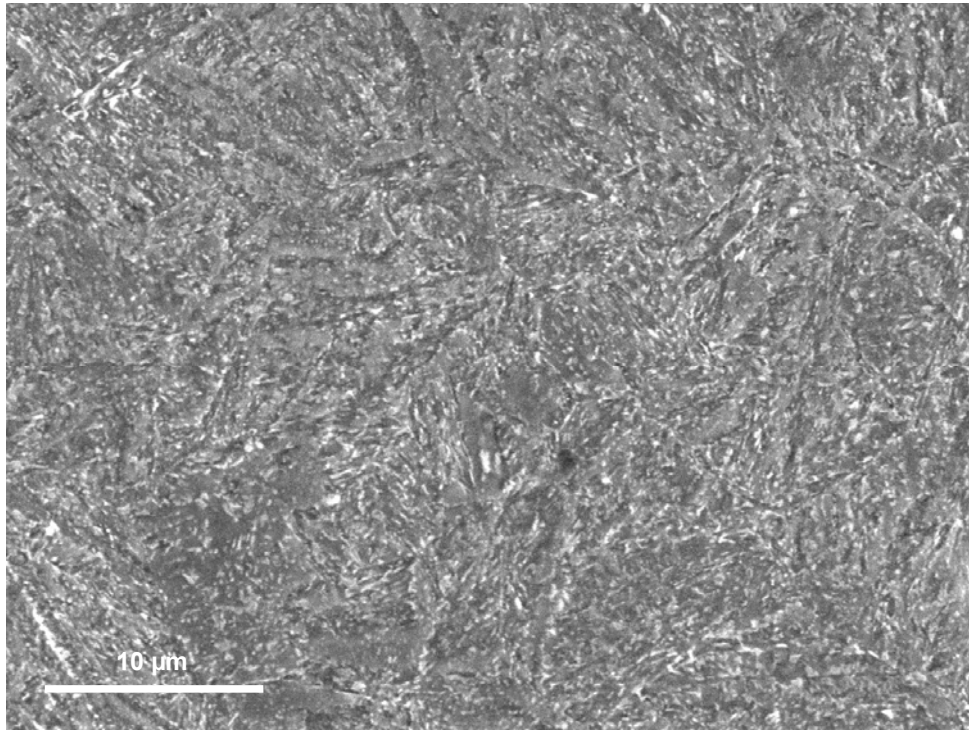
EDS 3



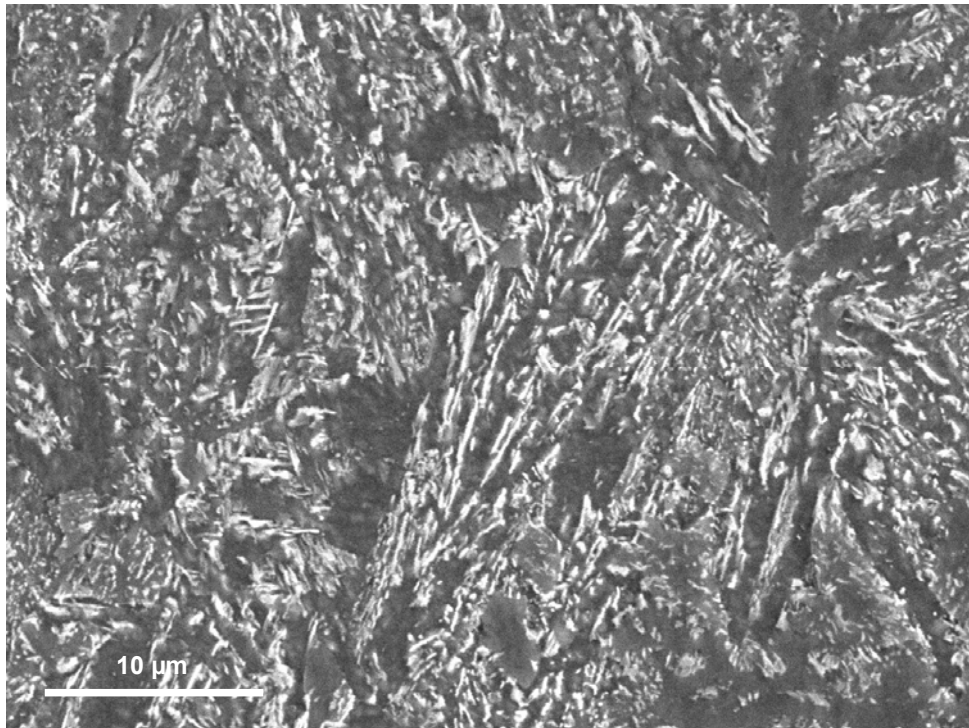
Fractografia por MEV

ANEXO III

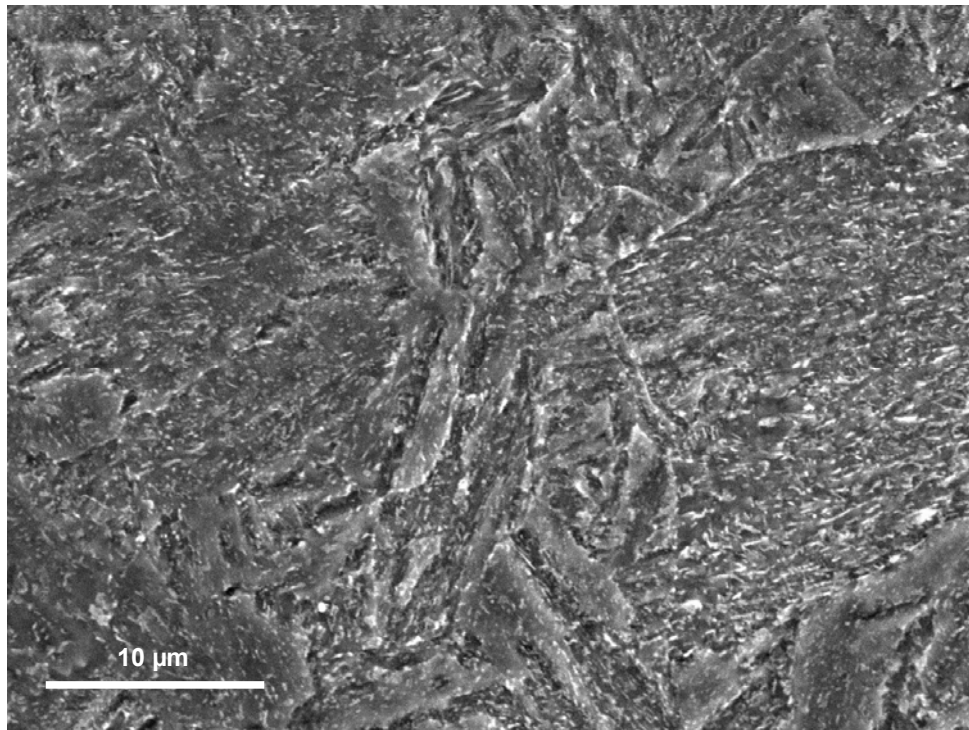
CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL POR MEV



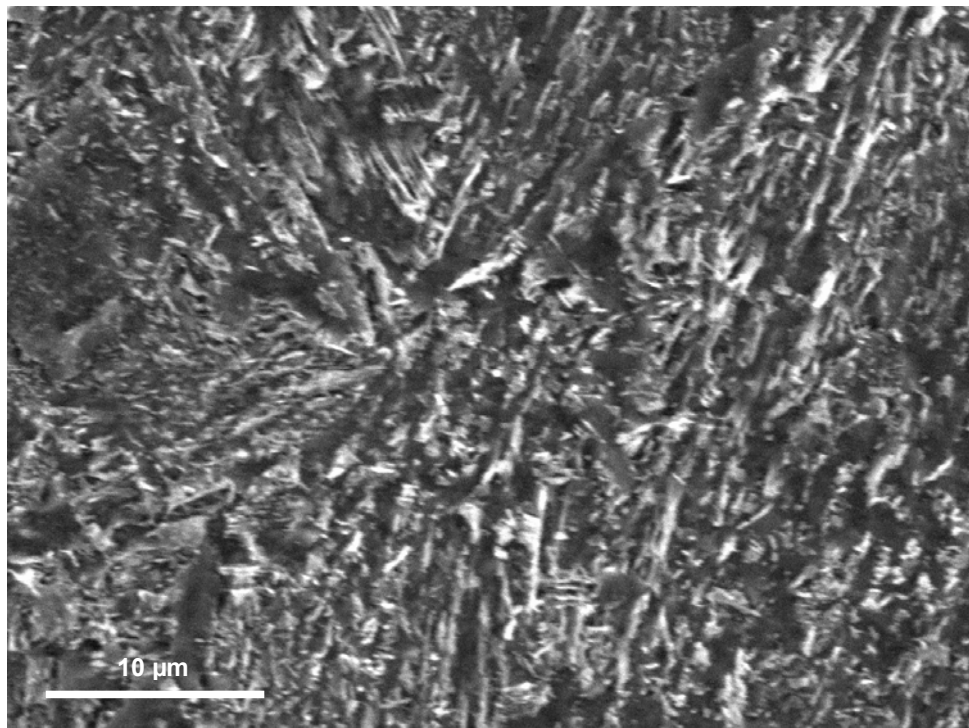
Microestrutura por MEV - Banda



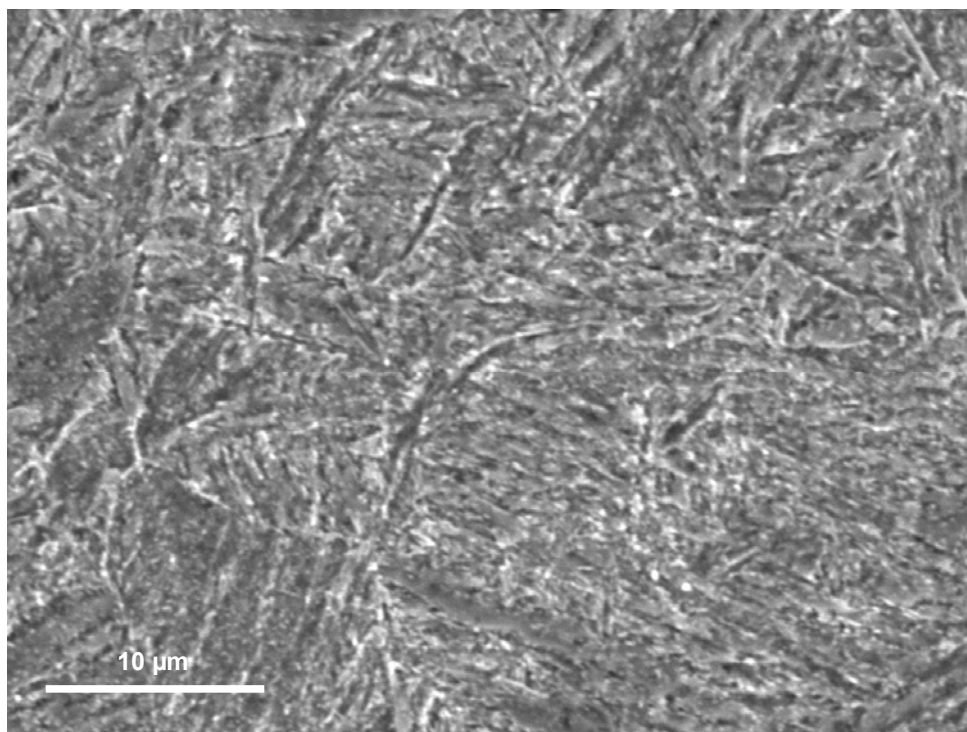
Microestrutura por MEV - Fora da Banda



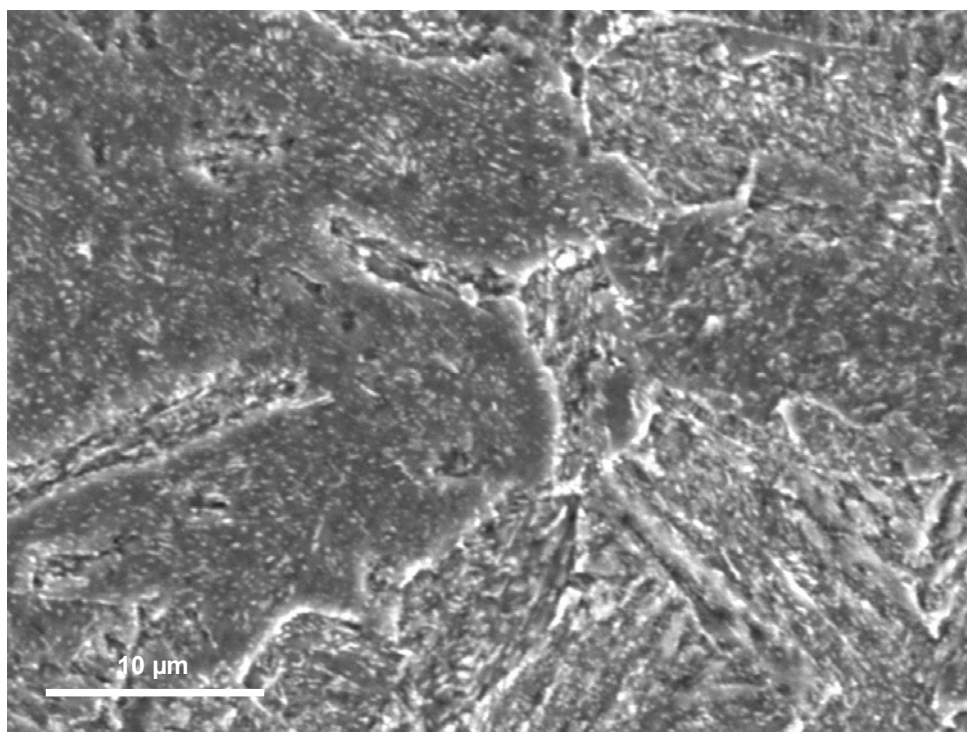
Microestrutura por MEV - Banda



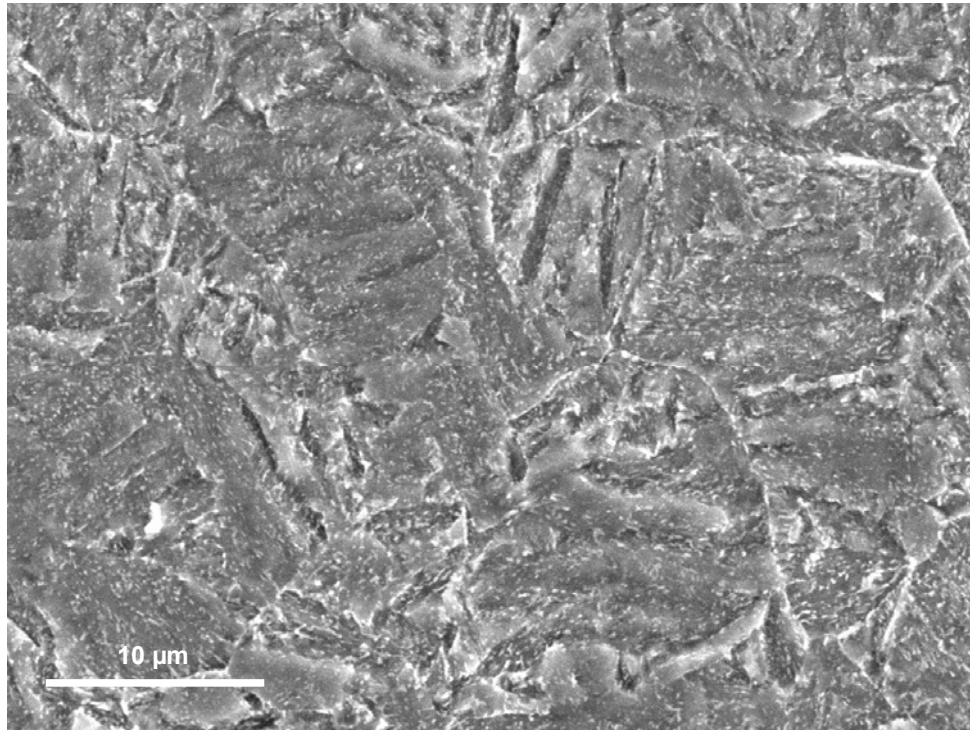
Microestrutura por MEV - Fora da Banda



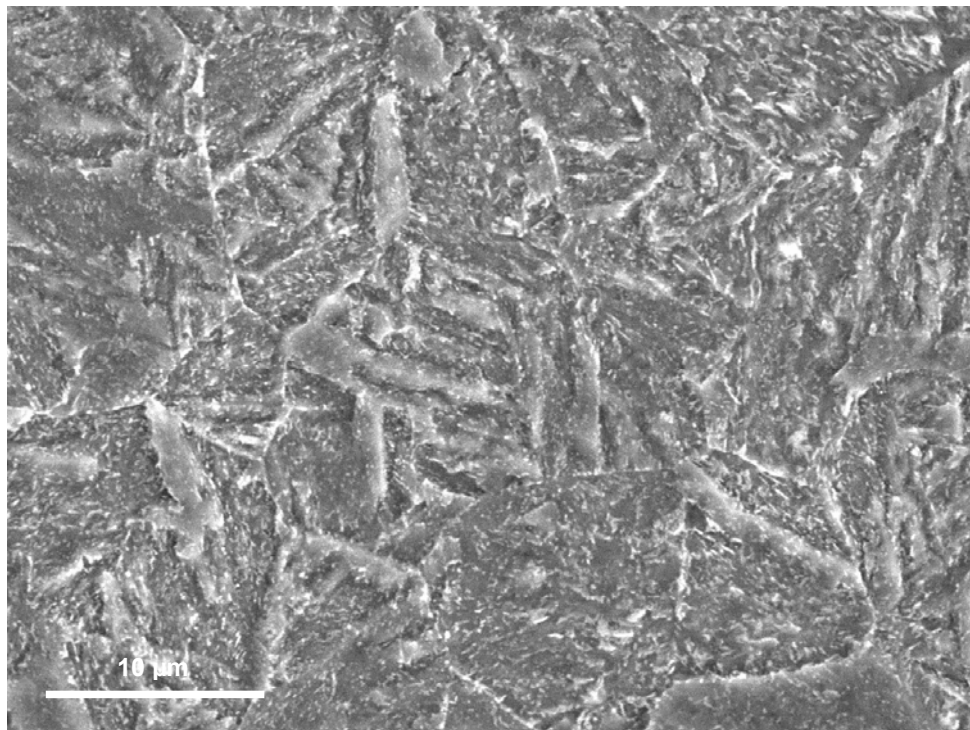
Microestrutura por MEV - Banda



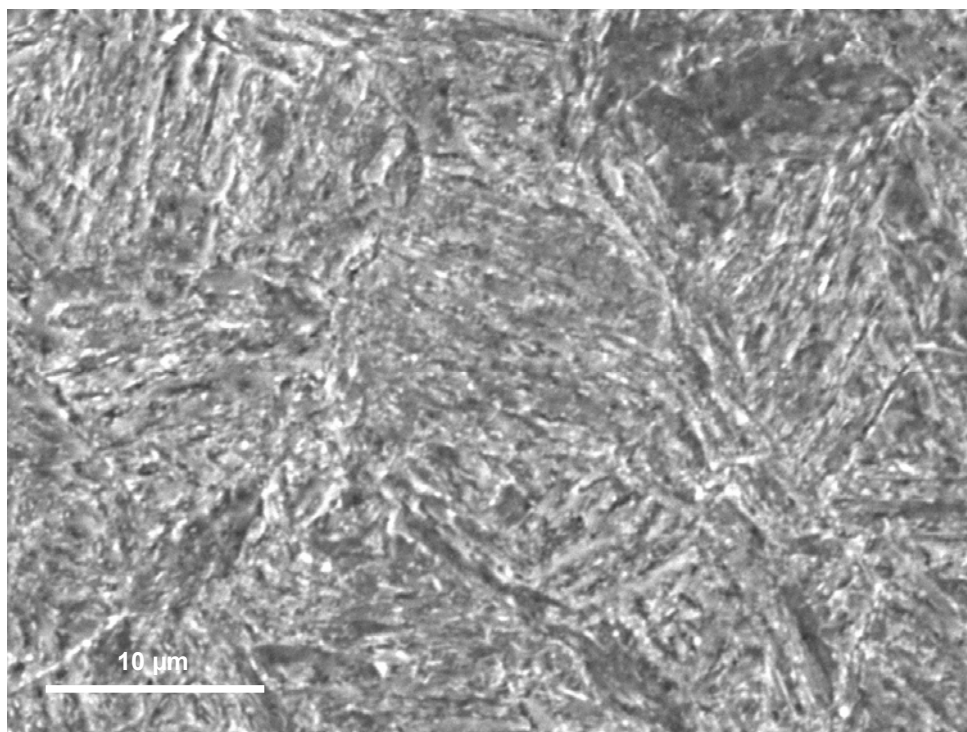
Microestrutura por MEV - Fora da Banda



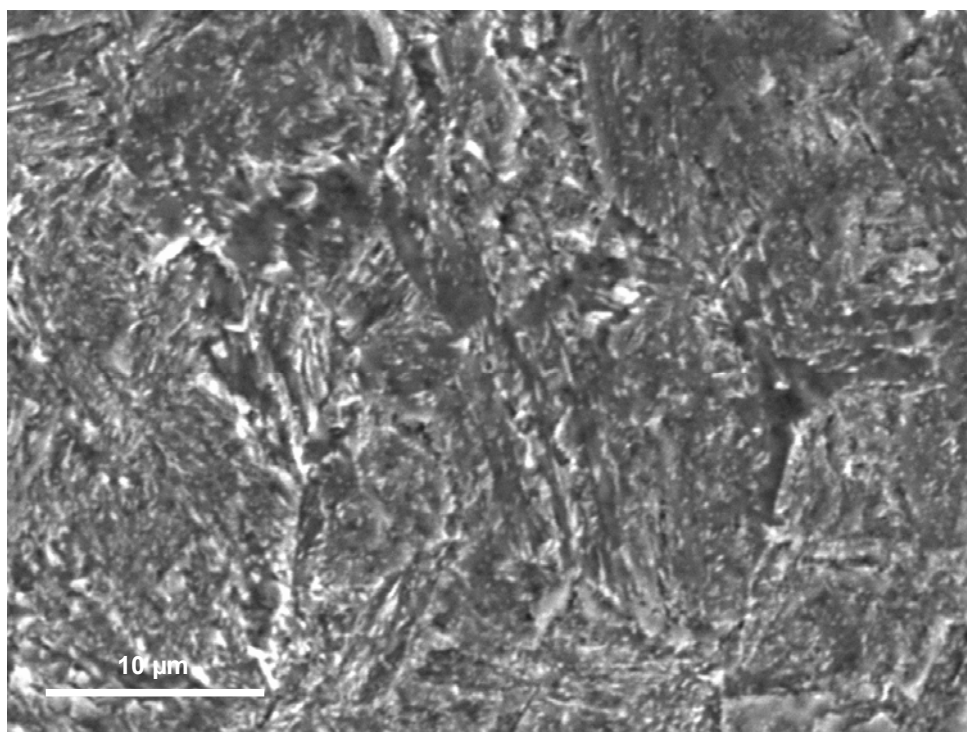
Microestrutura por MEV - Banda



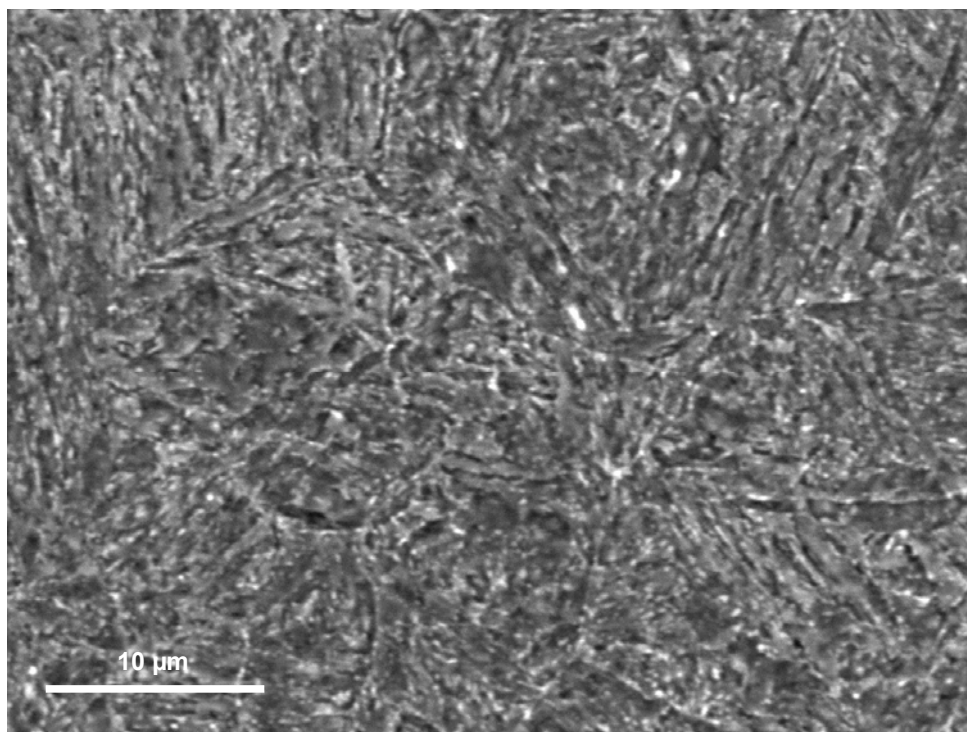
Microestrutura por MEV - Fora da Banda



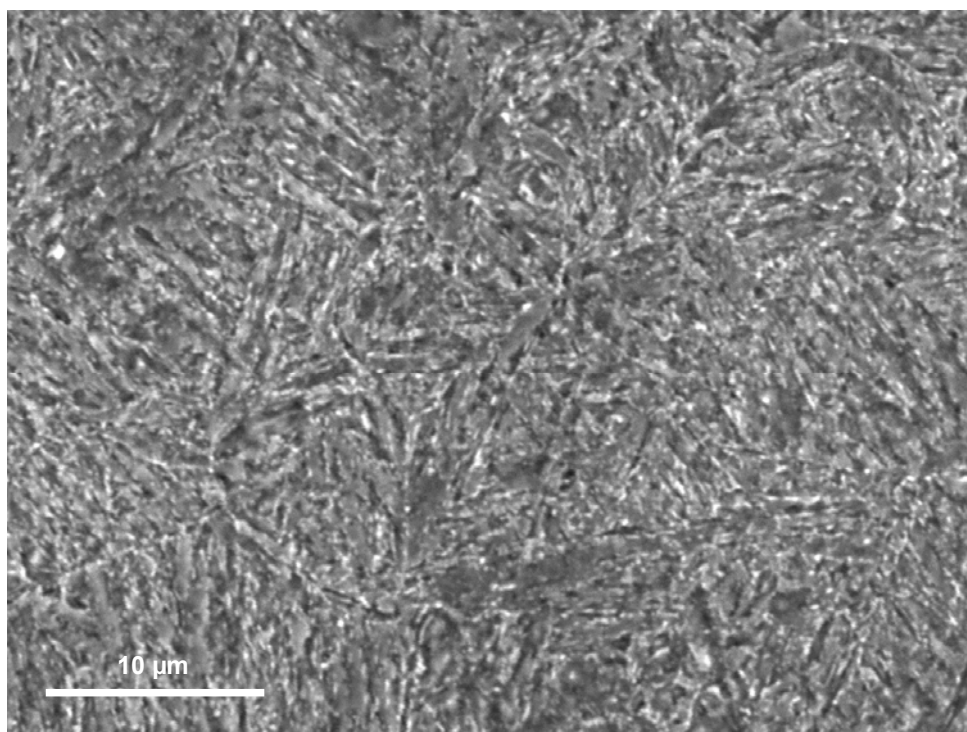
Microestrutura por MEV - Banda



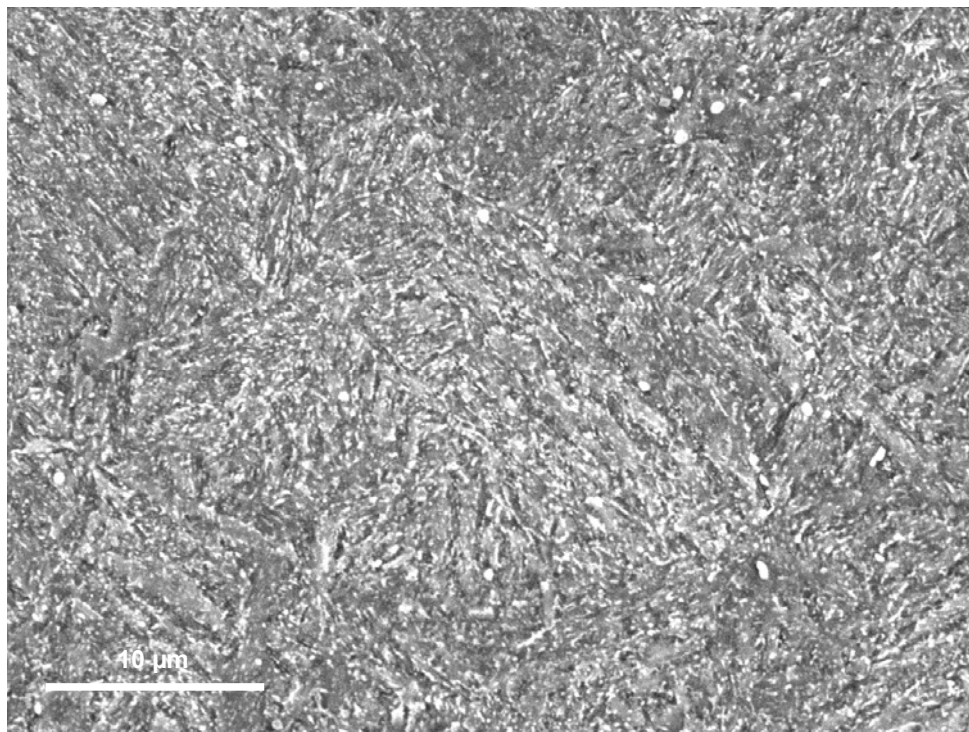
Microestrutura por MEV - Fora da Banda



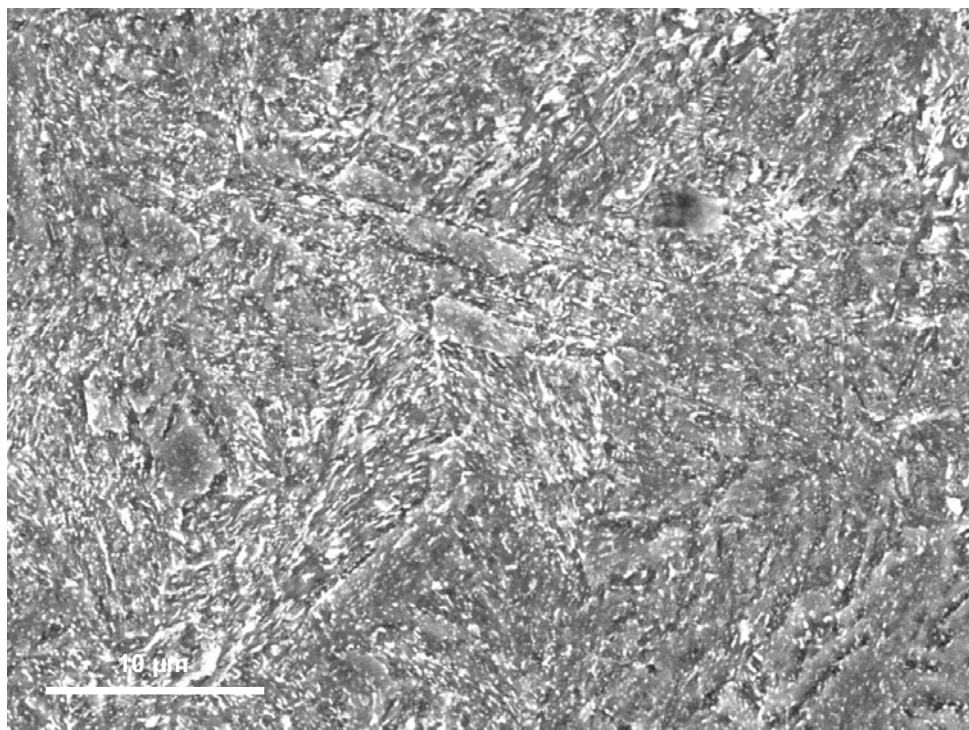
Microestrutura por MEV - Banda



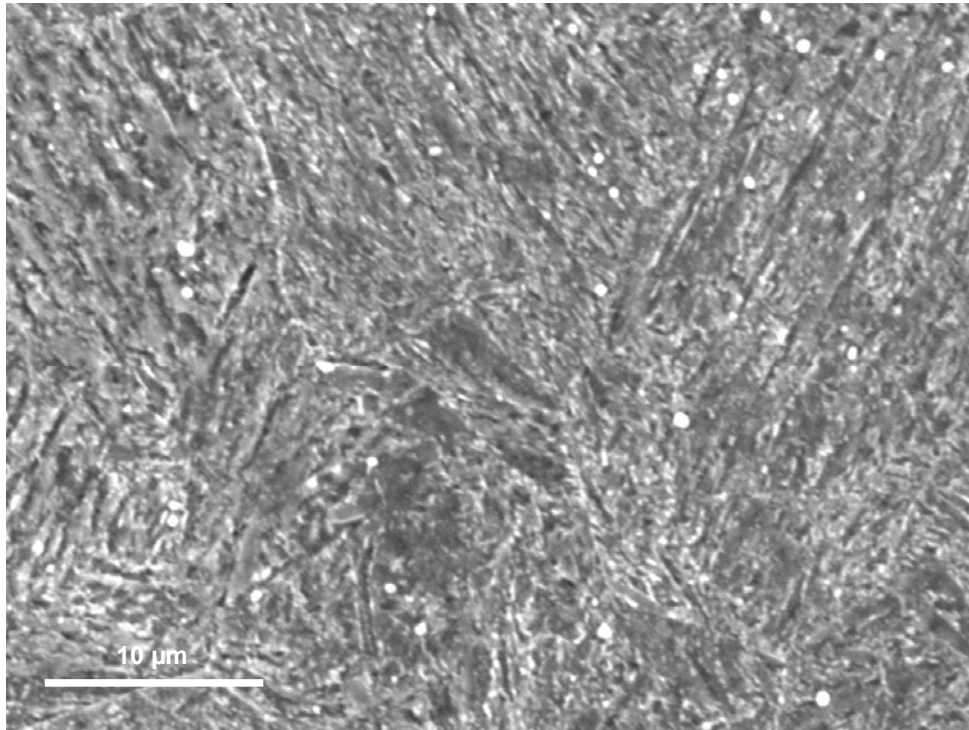
Microestrutura por MEV - Fora da Banda



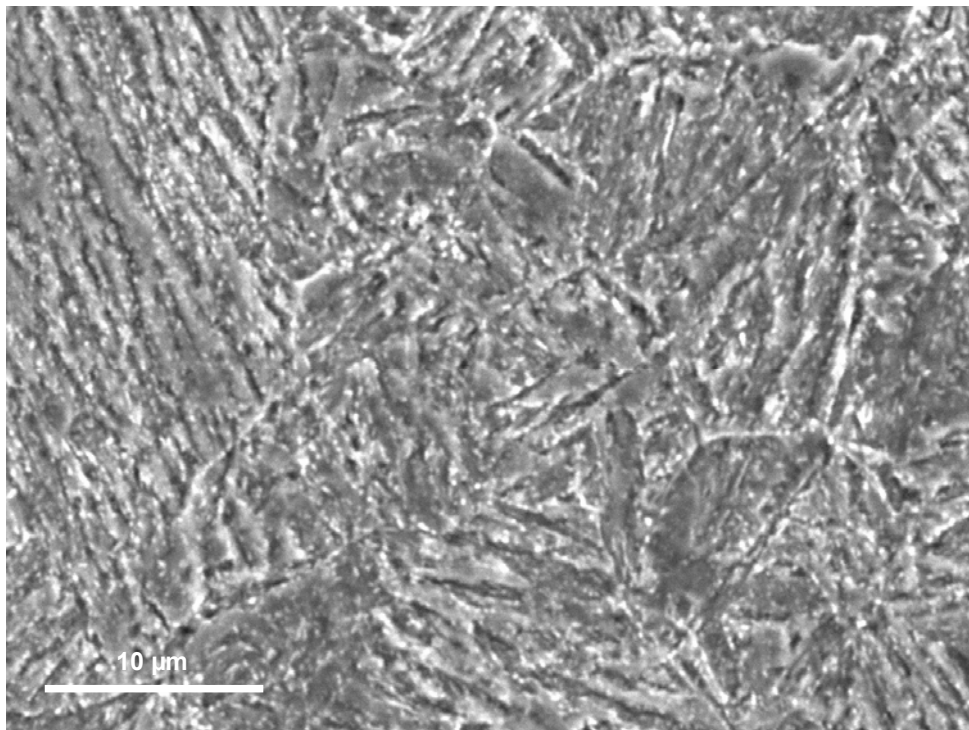
Microestrutura por MEV - Banda



Microestrutura por MEV - Fora da Banda



Microestrutura por MEV - Banda



Microestrutura por MEV - Fora da Banda