

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS
CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DOS MATERIAIS**

**PROPRIEDADES MECÂNICAS DE TRAÇÃO E IMPACTO DOS
AÇOS INOXIDÁVEIS CA15 E CA6NM**

Luiz Cláudio Araújo de Paula

São Carlos
2007

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS
CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DOS MATERIAIS**

**PROPRIEDADES MECÂNICAS DE TRAÇÃO E IMPACTO DOS
AÇOS INOXIDÁVEIS CA15 E CA6NM**

Luiz Cláudio Araújo de Paula

Dissertação apresentada ao
Programa de Pós-Graduação em Ciência
e Engenharia de Materiais como requisito
parcial à obtenção do título de MESTRE
EM ENGENHARIA DE MATERIAIS

Orientador: Dr. Claudemiro Bolfarini

São Carlos
2007

**Ficha catalográfica elaborada pelo DePT da
Biblioteca Comunitária da UFSCar**

P324pm

Paula, Luiz Cláudio Araújo de.

Propriedades mecânicas de tração e impacto dos aços
inoxidáveis CA15 e CA6NM / Luiz Cláudio Araújo de Paula. -
- São Carlos : UFSCar, 2008.
205 p.

Dissertação (Mestrado) -- Universidade Federal de São
Carlos, 2007.

1. Aço inoxidável fundido. 2. Propriedades mecânicas. 3.
CA15. 4. CA6NM. 5. Austenita retida. I. Título.

CDD: 669 (20^a)

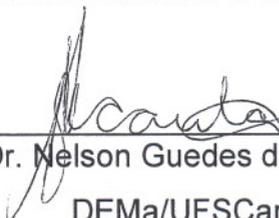
MEMBROS DA BANCA EXAMINADORA DA DISSERTAÇÃO DE MESTRADO DE
LUIZ CLAUDIO ARAUJO DE PAULA
APRESENTADA AO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIENCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS, DA UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO
CARLOS, EM 27 DE FEVEREIRO DE 2007.

BANCA EXAMINADORA:



Prof. Dr. Claudemiro Bolfarini

Orientador/DEMa/UFSCar



Prof. Dr. Nelson Guedes de Alcântara

DEMa/UFSCar



Prof. Dr. Luiz Carlos Casteletti

EESC/USP

APROVADO / HOMOLOGADO / REFERENDADO PELA CPG-CEM EM SUA REUNIÃO
Nº 487,08 DE 08, 07, 2008
SECRETARIA DO PPG-CEM

DEDICATÓRIA

Dedico esse trabalho a Deus, meus pais, Maria do Carmo e Luiz, toda a minha família e a Vanessa.

VITAE

Engenheiro Metalúrgico pela UFOP em 18/08/2001

MEMBROS DA BANCA EXAMINADORA DA DISSERTAÇÃO DE LUIZ
CLAUDIO ARAUJO DE PAULA
APRESENTADA AO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DOS MATERIAIS, DA UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO
CARLOS, EM 27 DE FEVEREIRO DE 2007.

BANCA EXAMINADORA:

Prof. Dr. Claudemiro Bolfarini
Orientador/PPG-CEM

Prof. Dr. Nelson Guedes de Alcântara
DEMa/UFSCar

Prof. Dr. Luiz Carlos Casteletti
EESC/USP

AGRADECIMENTOS

A Deus por ter proporcionado-me saúde e força durante os dias, muitas noites e madrugadas destes quase 3 anos de trabalho.

Ao meu orientador Prof. Dr. Claudemiro Bolfarini, pela oportunidade, orientação, paciência e apoio.

A Fundação Moreno Ltda e seus colaboradores indistintamente, pelo apoio e contribuição na realização deste trabalho.

A UFSCar, pessoal do DEMA, CCDM e PPG-CEM pela contribuição na realização deste trabalho.

RESUMO

A presente dissertação, consiste no estudo das propriedades mecânicas, com base em ensaios de tração e impacto de dois aços inoxidáveis martensíticos, fundidos sob designações da norma ASTM, o aço CA15, um aço com 12% de Cr e o aço CA6NM, um aço com 12% Cr, 4% Ni e 0,65% Mo.

O trabalho atestou os dois aços CA15 e CA6NM, em condições equiparáveis de ensaios de tração e impacto, a partir de corpos de prova tipo “Keel Block” fundidos em molde de areia aglomerada com resina, conforme as designações da norma ASTM.

A efetividade dos tratamentos térmicos e o resultado sob os ensaios mecânicos foram verificados por meio de ensaios de caracterização microestrutural: análise metalográfica por microscopia ótica e eletrônica de varredura. No aço CA15 observou-se a predisposição a obtenção de ferrita delta na matriz martensítica, e uma fraca tendência a precipitação de carbonetos. No aço CA6NM, tanto a microestrutura predominantemente martensítica, quanto a forte precipitação de carbonetos, são traços marcantes.

Os efeitos de dois meios de têmpera: água e ar, sob as propriedades mecânicas dos aços CA15 e CA6NM, foram investigados e se mostraram muito significativos.

Para ambos os aços, duas classes de limites de resistência à tração em temperatura ambiente foram obtidas, uma inferior a 700MPa, e outra superior, em torno dos 900MPa. No aço CA15 obteve-se maiores valores de redução de área e menores valores de alongamento, em comparação com o CA6NM.

Os ensaios de tração a quente(500°C), revelaram uma redução nos valores de limite de resistência(em relação ao obtido a temperatura ambiente), em torno dos 30% no aço CA15. Mas no aço CA6NM, a redução do limite de resistência atingiu valores baixos de até 20%, devido à presença massiva de carbonetos.

Após ensaio de impacto em diversas temperaturas, para determinação da temperatura de transição dúctil-frágil segundo critério 20,6J, o aço CA15 revelou temperaturas de transição maiores que 10°C, enquanto que o CA6NM revelou valores de temperatura de transição entre -100 e -150°C.

MECHANICAL PROPERTIES OF CAST CA15 AND CA6NM STAINLESS STEELS

ABSTRACT

The subject of this work was to study the mechanical properties, based in tensile and impact tests, of two stainless martensitic steels cast under designations of ASTM Standards, namely the CA15 steel, a steel with 12% of Cr, and the CA6NM steel, a steel with 12% Cr and 4% Ni.

For both steel grades bar tests were machined out from “Keel Block” coupons test cast in sand molds bonded with no-bake resin, according to the ASTM designations. Before machining the “Keel Blocks” were heat treated according to the ASTM standards as following: solubilization, quenching and tempering.

The effectiveness of the heat treatments and the results of the mechanical tests were evaluated by means of microstructural characterization using optical and scanning electron microscopies. The CA15 steel showed the presence of delta ferrite in the martensitic matrix, and a weak tendency to carbide precipitation. On the other hand, the CA6NM steel showed predominantly a martensitic structure and strong carbide precipitation.

The effect of two quenching conditions, namely water and air, were investigated on the mechanical properties of CA15 and CA6NM steels and showed to be high significance.

For both steels two distinct levels of tensile strength at room temperature were obtained, one inferior to 700MPa, and other superior around the 900MPa. In the CA15 grades were obtained higher values of area reduction and lower elongation values, when compared to the CA6NM grade.

The tensile tests at higher temperature (500°C), led to a reduction of approximately 30% in the values of tensile strength for the CA15 steel. However, in the CA6NM steel, the reduction of the tensile strength was lower (less than 20%) due to presence of massive carbide precipitation.

After impact tests at several temperatures for determination of the ductile-fragile transition temperature, according to the 20,6J criterion, the CA15 steel revealed

a transition temperature beyond 10°C, while the CA6NM steel revealed values between -100 and -150°C.

SUMÁRIO

Banca Examinadora.....	i
Agradecimentos.....	iii
Resumo.....	v
Abstract.....	vii
Sumário.....	ix
Índice de Tabelas.....	xv
Índice de Figuras.....	xix
1 Introdução.....	1
2 Revisão Bibliográfica.....	3
2.1 Propriedades Mecânicas dos Aços.....	3
2.1.1 Ensaio de Tração.....	4
2.1.1.1 Fatores que influenciam no Ensaio de Tração.....	5
2.1.1.2 Efeitos dos Elementos de Liga.....	9
2.1.2 Resistência dos Aços ao Impacto.....	12
2.1.2.1 Temperatura de Transição Dúctil-Frágil.....	12
2.1.2.2 Efeitos da Composição Química.....	15
2.1.2.3 Efeitos da Prática de Fabricação.....	18
2.1.2.4 Prática de Desoxidação.....	18
2.1.2.5 Processo de Fundição.....	18
2.1.2.6 Tamanho da Seção.....	19
2.1.2.7 Efeito das Condições Superficiais.....	19
2.1.2.8 Descarbonetação.....	19
2.1.2.9 Eletrodeposição.....	20
2.1.2.10 Efeitos dos Microconstituíntes.....	20
2.1.2.11 Tamanho de Grão.....	21
2.1.2.12 Estrutura Submicroscópica.....	22
2.1.2.13 Fragilização Azul.....	23
2.1.2.14 Fragilização de Revenido.....	23
2.1.2.15 Variabilidade dos Resultados no Ensaio de Impacto Charpy.....	24

2.1.2.16 Variabilidade dos Resultados no Ensaio de Impacto Charpy com a Espessura e Grau do Aço.....	25
2.1.3 Caráter da Fratura.....	25
2.1.3.1 Fratura Frágil.....	26
2.1.3.2 Fratura Dúctil.....	27
2.1.3.3 Fratura Intergranular.....	28
2.2 Corpos de Prova e Propriedades dos Aços Fundidos.....	29
2.2.1 Propriedades do Corpo de Prova Versus Propriedades do Fundido.....	29
2.2.2 Requisitos do Produto.....	30
2.2.3 Propriedades do Fundido.....	30
2.3 Transformação Martensítica.....	32
2.3.1 Crescimento da Martensita.....	34
2.3.1 Martensita em Ripas.....	34
2.3.2 Mecanismo da Transformação.....	37
2.3.3 Martensita em Placas.....	38
2.4 Estabilização da Austenita na Martensita.....	41
2.4.1 Tratamento de Têmpera e Partição.....	41
2.4.2 Formação e Estabilização da Austenita por Tratamento Térmico Inter-Crítico.....	45
2.5 Precipitação de Carbonetos na Fase Austenítica.....	50
2.5.1 $M_{23}C_6$	51
2.5.2 M_6C	52
2.6 Aços Inoxidáveis e Aços Inoxidáveis Fundidos.....	53
2.6.1 Introdução.....	53
2.6.2 Metalurgia dos Aços Inoxidáveis.....	54
2.6.3 Relação entre Composição e Microestrutura.....	55
2.6.3.1 Liga Ferro-Cromo.....	55
2.6.3.2 Liga Ferro-Cromo-Níquel.....	57
2.6.3.3 Outras Adições de Liga.....	58
2.6.4 Designação ASTM para os Aços Inoxidáveis Fundidos.....	60

2.6.5 Aços Inoxidáveis Fundidos Conforme Norma ASTM.....	61
2.6.5.1 Aços Martensíticos.....	61
2.6.5.2 Aços Ferríticos.....	61
2.6.5.3 Aços Endurecíveis por Precipitação.....	62
2.6.5.4 Aços Duplex.....	62
2.6.5.5 Aços Austeníticos.....	62
2.6.5.6 Aços Austeníticos com Ferrita.....	63
2.7 Aço Inoxidável CA-15 Conforme Norma ASTM.....	65
2.7.1 Microestrutura.....	66
2.7.2 Equivalência em Outras Especificações.....	67
2.7.3 Metalurgia do Aço CA-15.....	67
2.7.4 Propriedades.....	72
2.8 Aço Inoxidável CA6NM Conforme Norma ASTM.....	74
2.8.1 Microestrutura.....	76
2.8.2 Equivalência em Outras Especificações.....	77
2.8.3 Metalurgia do Aço CA6NM.....	78
2.8.4 Propriedades.....	81
3 Objetivo do Trabalho e Metodologia.....	85
3.1 Fundição dos Corpos de Prova.....	86
3.2 Corpos de Prova.....	87
3.3 Tratamentos Térmicos.....	89
3.4 Dilatometria.....	90
3.5 Ensaios de Tração.....	91
3.6 Ensaios de Impacto.....	94
3.7 Metalografias por Microscopia Ótica e Eletrônica.....	96
3.8 Difração de Raios X.....	97
3.9 Disponibilização e Análise dos Resultados.....	98
4 Apresentação dos Resultados.....	99
4.1 Composições Químicas Obtidas.....	99
4.2 Tratamentos Térmicos.....	103
4.2.1 Tratamento Térmico de Têmpera.....	103
4.2.2 Tratamentos Térmicos de Revenimento do Aço CA15.....	104
4.2.3 Tratamento Térmico de Recozimento do Aço CA15.....	106

4.2.4 Tratamentos Térmicos de Revenimento do Aço CA6NM.....	107
4.3 Identificação dos Corpos de Prova.....	109
4.3.1 CA15.....	109
4.3.2 CA6NM.....	109
4.4 Análise Metalográfica por Microscopia Ótica.....	110
4.4.1 Na Condição Bruto de Têmpera.....	111
4.4.2 Após Tratamento Térmico de Revenimento.....	113
4.5 Análise Microestrutural por Microscopia Eletrônica de Varredura.....	127
4.5.1 CA15.....	128
4.5.2 CA6NM.....	138
4.6 Micro-Análise por MEV.....	146
4.7 Ensaio de Tração.....	148
4.7.1 Resultados Obtidos e Discussão.....	149
4.7.1.1 CA15.....	149
4.7.1.2 CA6NM.....	151
4.8 Ensaio de Tração a Quente.....	153
4.8.1 Resultados Obtidos e Discussão.....	154
4.8.1.1 CA15.....	154
4.8.1.2 CA6NM.....	156
4.9 Ensaio de Impacto.....	158
4.9.1 Resultados Obtidos e Discussão.....	159
4.9.1.1 CA15.....	159
4.9.1.2 CA6NM.....	162
4.10 Análise de Fratura Pós Impacto.....	166
4.10.1 Resultados e Discussões.....	167
4.10.1 CA15.....	167
4.10.2 CA6NM.....	171
4.11 Ensaio de Dilatometria.....	175
4.11.1 Resultados Obtidos e Discussão.....	176
4.11.1.1 CA15.....	176
4.11.1.2 CA6NM.....	180
4.12 Detecção de Austenita Retida.....	184
4.12.1 Resultados Obtidos e Discussão.....	185

4.12.1.1 Por Difração de Raio X.....	185
4.12.1.2 Por Metalografia com Ataque Colorido.....	187
5 Discussão Complementar.....	191
6 Conclusão.....	197
7 Sugestões para Futuros Trabalhos.....	199
8 Bibliografia.....	201

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 2.1 Composição química do aço CA15 conforme norma ASTM.....	65
Tabela 2.2 Propriedades mecânicas típicas do aço CA15 conforme norma ASTM.....	66
Tabela 2.3 Equivalências do aço CA15 por outras normas segundo “Key to Steel”.....	67
Tabela 2.4 Composição química do aço CA6NM conforme norma ASTM.....	75
Tabela 2.5 Propriedades mecânicas típicas do aço CA6NM conforme norma ASTM.....	75
Tabela 2.6 Equivalências do aço CA6NM por outras normas segundo “Key to Steel”.....	77
Tabela 3.1 Composição típica de carga para fusão dos aços CA15 e CA6NM.....	86
Tabela 3.2 Composições químicas objetivadas para os aços CA15 e CA6NM fundidos.....	86
Tabela 3.3 Composição da areia utilizada para a produção dos moldes utilizados na obtenção dos corpos de prova do aço CA15.....	87
Tabela 3.4 Composição da areia utilizada para a produção dos moldes utilizados na obtenção dos corpos de prova do aço CA6NM.....	88
Tabela 3.5 Ciclos de aquecimento e resfriamento dos aços CA15 e CA6NM em ensaio de dilatométrica.....	91
Tabela 3.6 Reagentes para ataque metalográfico dos aços CA15 e CA6NM.....	97
Tabela 4.1 Composições químicas obtidas por espectrometria de emissão ótica, realizadas nos aços CA15 e CA6NM.....	99
Tabela 4.2 Propriedades mecânicas requeridas para o aço CA15 conforme norma ASTM designação A487.....	104
Tabela 4.3 Propriedades mecânicas requeridas para o aço CA15	

conforme norma ASTM designação A487.....	105
Tabela 4.4 Propriedades mecânicas requeridas para o aço CA6NM conforme norma ASTM designação A487.....	107
Tabela 4.5 Propriedades mecânicas requeridas para o aço CA6NM conforme norma ASTM designação A487.....	108
Tabela 4.6 Identificação dos corpos de prova do aço CA15.....	109
Tabela 4.7 Identificação dos corpos de prova do aço CANM6.....	109
Tabela 4.8 Composição química obtida por micro-análise.....	146
Tabela 4.9 Propriedades mecânicas do aço CA15 em ensaio de tração à temperatura ambiente(24°C).....	149
Tabela 4.10 Propriedades mecânicas do aço CA6NM em ensaio de tração à temperatura ambiente(24°C).....	151
Tabela 4.11 Propriedades mecânicas do aço CA15 em ensaio de tração a 500°C.....	154
Tabela 4.12 Redução do limite de resistência do aço CA15 ensaiado a 500°C, em relação ao ensaio de tração à temperatura ambiente.....	155
Tabela 4.13 Propriedades mecânicas do aço CA6NM em ensaio de tração a 500°C.....	156
Tabela 4.14 Redução do limite de resistência do aço CA6NM ensaiado a 500°C, em relação ao ensaio de tração à temperatura ambiente.....	157
Tabela 4.15 Valores médios resultantes dos ensaios de impacto do aço CA15 em diversas temperaturas.....	159
Tabela 4.16 Desvio padrão dos valores de impacto do aço CA15.....	160
Tabela 4.17 Temperatura de transição dúctil-frágil do aço CA15, segundo critério 20,6J.....	161
Tabela 4.18 Valores médios resultantes dos ensaios de impacto do aço CA6NM em diversas temperaturas.....	162
Tabela 4.19 Desvio padrão dos valores de impacto do aço CA6NM.....	164
Tabela 4.20 Temperatura de transição dúctil-frágil do aço CA6NM, segundo critério 20,6J.....	164

Tabela 4.21 Comparação entre M_s calculado e obtido.....	178
Tabela 4.22 Comparação entre M_s calculado e obtido.....	182
Tabela 4.23 Austenita retida em CP6, CP7, CP8 e CP9 por metalografia colorida.....	189

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 2.1 Variação do limite de escoamento em função da temperatura para um aço baixo carbono.....	6
Figura 2.2 Propriedades de tração a quente do aço CA15 da norma ASTM.....	7
Figura 2.3 Propriedades de tração a quente do aço CA6NM da norma ASTM.....	8
Figura 2.4 Curva energia absorvida em impacto versus temperatura.....	13
Figura 2.5 Etapas de fragilização de um aço durante revenimento.....	23
Figura 2.6 Aço 0,03C - 12Cr - 4Ni, após impacto a -150°C	26
Figura 2.7 Aço 0,03C - 12Cr - 4Ni, após impacto a 0°C	28
Figura 2.8 Reticulado cristalino cúbico de corpo centrado e átomos de carbono nos intertícios octaedrais.....	33
Figura 2.9 Deformação do reticulado cristalino em função da variação de c/a	33
Figura 2.10 Martensita em ripas de um aço carbono temperado.....	35
Figura 2.11 Desenho esquemático da martensita em ripas.....	35
Figura 2.12 Temperatura M_s para diversos aços.....	36
Figura 2.13 Martensita em ripas com austenita(fase clara) entre as ripas.....	36
Figura 2.14 Espectroscopia por emissão de elétrons de “Auger” revelando interface rica em carbono.....	37
Figura 2.15 Desenho esquemático das fases α' rica em discordâncias γ estabilizada por solutos e da interface α'/γ com discordâncias travadas por solutos.....	37
Figura 2.16 Desenho esquemático da martensita em placas e do “midrib”.....	38
Figura 2.17 Interface da placa de martensita e austenita.....	39
Figura 2.18 Microestrutura da martensita em placas no SAE1080.....	39
Figura 2.19 Martensita em placas e austenita retida no SAE1080..	40

Figura 2.20 Tratamento térmico de têmpera e partição.....	42
Figura 2.21 Diagrama de equilíbrio forçado pelo carbono.....	42
Figura 2.22 Efeitos do tratamento térmico de partição em um aço TRIP.....	43
Figura 2.23 Austenita estável(pontos claros) em fotografia de MET.....	44
Figura 2.24 Austenita estável, em função da temperatura final de têmpera.....	44
Figura 2.25 Variação das distâncias de difusão de elementos substitucionais nos aços em função da temperatura e das fases presentes.....	45
Figura 2.26 Percentual de austenita em função da temperatura de partição.....	46
Figura 2.27 Influência de elementos alfaagênicos e gamaagênicos na estabilização da austenita.....	46
Figura 2.28 Variação da composição química na austenita residual, em função da temperatura de revenido.....	47
Figura 2.29 Percentual de austenita estável, em função da temperatura de revenido e meio de resfriamento após revenido.....	48
Figura 2.30 Percentual de austenita retida em função do parâmetro de Larson Miller.....	49
Figura 2.31 Precipitação de carbonetos durante resfriamento lento em função do cromo em aço 0,1% de carbono.....	50
Figura 2.32 Precipitação de carbonetos durante resfriamento lento em função do carbono em aço 13% de cromo.....	50
Figura 2.33 Diagrama Fe-Cr para uma liga com 0,10%C.....	56
Figura 2.34 Diagrama Fe-Ni.....	57
Figura 2.35 Diagrama de Schaeffler, modificado por Schneider.....	59
Figura 2.36 Diagrama esquemático para classificar os aços resistentes a corrosão segundo designações da norma ASTM.....	60
Figura 2.37 Diagrama $Cr_{\text{equivalente}}/Ni_{\text{equivalente}} - N^{\circ}$ de ferrita.....	64
Figura 2.38 Estrutura do aço inoxidável CA15, ataque Pítrico-HCl. Microscopia ótica com aumento de 100 vezes.....	66
Figura 2.39 Diagrama Fe-Cr para uma liga com 0,10%C.....	68

Figura 2.40 Curva TTT para um aço 0,10%C-12%Cr, equiparável ao aço CA15.....	69
Figura 2.41 Gráfico profundidade de têmpera para um aço tipo 410, equivalente ao aço CA15 fundido.....	70
Figura 2.42 Estrutura do aço inoxidável CA15, ataque Pítrico-HCl. Microscopia ótica com aumento de 100 vezes.....	70
Figura 2.43 Estrutura do aço inoxidável CA15, ataque Pítrico-HCl. Microscopia ótica com aumento de 100 vezes.....	71
Figura 2.44 Estrutura do aço inoxidável CA6NM temperado e revenido, ataque Pítrico-HCl. Microscopia ótica com aumento de 100 vezes.....	76
Figura 2.45 Estrutura do aço inoxidável CA6NM temperado e revenido, ataque Pítrico-HCl. Microscopia ótica com aumento de 200 vezes.....	76
Figura 2.46 Diagrama Fe-Cr-Ni para uma liga com a relação Cr/Ni em 3/1.....	78
Figura 2.47 Curva TTT para um aço 0,10%C-12%Cr, equiparável ao aço CA6NM.....	79
Figura 2.48 Variação da tenacidade e resistência à tração com a temperatura.....	82
Figura 3.1 Vista lateral e frontal com detalhes e medidas do corpo de prova Keel Block dupla perna, adotado pelas designações da norma ASTM.....	87
Figura 3.2 Desenho esquemático do molde e modelo para fundição dos corpos de prova do aço CA15.....	89
Figura 3.3 Corpo de prova cilíndrico para ensaio dilatométrico dos aços CA15 e CA6NM.....	91
Figura 3.4 Corpo de prova de tração com dimensões padrões, usado conforme designações da ASTM A370.....	92
Figura 3.5 Diagrama tensão-deformação para determinação do limite de escoamento, pelo método da compensação.....	93
Figura 3.6 Corpo de prova de impacto com dimensões padrões, usado conforme designação A370.....	95

Figura 4.1 Diagrama de Schaeffler modificado por Schneider, com indicação do campo dos componentes micro-estruturais do aço CA15 após têmpera.....	100
Figura 4.2 Diagrama de Schaeffler modificado por Schneider, com indicação do campo dos possíveis componentes micro-estruturais do aço CA6NM obtidos após têmpera.....	101
Figura 4.3 Diagrama de Schaeffler modificado por Schneider, com indicação dos componentes micro-estruturais dos aços CA15 e CA6NM obtidos após têmpera.....	101
Figura 4.4 Ciclo térmico de têmpera para os aços CA15 e CA6NM.....	103
Figura 4.5 Ciclo térmico de revenimento para o aço CA15.....	104
Figura 4.6 Ciclo térmico de revenimento para o aço CA15.....	105
Figura 4.7 Ciclo térmico de recozimento do aço CA15.....	106
Figura 4.8 Ciclo térmico de revenimento intermediário para o aço CA6NM.....	107
Figura 4.9 Ciclo térmico de revenimento final para o aço CA6NM.....	108
Figura 4.10 CA15 bruto de têmpera, após resfriamento em água.....	111
Figura 4.11 CA15 bruto de têmpera, após resfriamento ao ar.....	111
Figura 4.12 CA6NM bruto de têmpera, após resfriamento em água.....	112
Figura 4.13 CA6NM bruto de têmpera, após resfriamento ao ar.....	112
Figura 4.14 CP1 temperado e revenido. Aumento de 115 vezes.....	113
Figura 4.15 CP2 temperado e revenido. Aumento de 115 vezes.....	114
Figura 4.16 CP3 temperado e revenido. Aumento de 115 vezes.....	114
Figura 4.17 CP4 temperado e revenido. Aumento de 115 vezes.....	115
Figura 4.18 CP6 temperado e revenido. Aumento de 115 vezes.....	115
Figura 4.19 CP7 temperado e revenido. Aumento de 115 vezes.....	116
Figura 4.20 CP8 temperado e duplo revenido. Aumento de 115 vezes.....	116
Figura 4.21 CP9 temperado e duplo revenido. Aumento de 115 vezes.....	117
Figura 4.22 CP1 CA15 temperado e revenido. Aumento de 465 vezes.....	117
Figura 4.23 CP1 CA15 temperado e revenido. Aumento de 870	

vezes.....	118
Figura 4.24 CP2 CA15 temperado e revenido. Aumento de 465	
vezes.....	118
Figura 4.25 CP2 CA15 temperado e revenido. Aumento de 870	
vezes.....	119
Figura 4.26 CP3 CA15 temperado e revenido. Aumento de 465	
vezes.....	119
Figura 4.27 CP3 CA15 temperado e revenido. Aumento de 870	
vezes.....	120
Figura 4.28 CP4 CA15 temperado e revenido. Aumento de 465	
vezes.....	120
Figura 4.29: CP4 CA15 temperado e revenido. Aumento de 870	
vezes.....	121
Figura 4.30 CP5 CA15 recozido. Aumento de 465 vezes.....	121
Figura 4.31 CP5 CA15 recozido. Aumento de 870 vezes.....	122
Figura 4.32 CP6 CA6NM temperado e revenido. Aumento de 465	
vezes.....	122
Figura 4.33 CP6 CA6NM temperado e revenido. Aumento de 870	
vezes.....	123
Figura 4.34 CP7 CA6NM temperado e revenido. Aumento de 465	
vezes.....	123
Figura 4.35 CP7 CA6NM temperado e revenido. Aumento de 870	
vezes.....	124
Figura 4.36 CP8 CA6NM temperado e duplamente revenido. Aumento	
de 465 vezes.....	124
Figura 4.37 CP8 CA6NM temperado e duplamente revenido. Aumento	
de 870 vezes.....	125
Figura 4.38 CP9 CA6NM temperado e duplamente revenido. Aumento	
de 465 vezes.....	125
Figura 4.39 CP9 CA6NM temperado e duplamente revenido. Aumento	
de 870 vezes.....	126
Figura 4.40 CP1 fotografia MEV. WD-15mm, V-20KV. Aumento de 425	
vezes.....	128

Figura 4.41 CP1 fotografia MEV. WD-15mm, V-20KV. Aumento de 1315 vezes.....	128
Figura 4.42 CP1 fotografia MEV. WD-15mm,V-20KV. Aumento de 2250 vezes.....	129
Figura 4.43 CP1 fotografia MEV. WD-15mm, V-25KV. Aumento de 3110 vezes.....	129
Figura 4.44 CP2 fotografia MEV. WD-15mm,V-20KV. Aumento de 425 vezes.....	130
Figura 4.45 CP2 fotografia MEV. WD-15mm, V-25KV. Aumento de 1315 vezes.....	130
Figura 4.46 CP2 fotografia MEV. WD-15mm,V-20KV. Aumento de 2250 vezes.....	131
Figura 4.47 CP2 fotografia MEV. WD-15mm, V-25KV. Aumento de 3110 vezes.....	131
Figura 4.48 CP3 fotografia MEV. WD-15mm, V-20KV. Aumento de 425 vezes.....	132
Figura 4.49 CP3 fotografia MEV. WD-15mm, V-30KV. Aumento de 1315 vezes.....	132
Figura 4.50 CP3 fotografia MEV. WD-15mm, V-30KV. Aumento de 2250 vezes.....	133
Figura 4.51 CP3 fotografia MEV. WD-10mm, V-30KV. Aumento de 3110 vezes.....	133
Figura 4.52 CP4 fotografia MEV. WD-15mm, V-15KV. Aumento de 425 vezes.....	134
Figura 4.53 CP4 fotografia MEV. WD-15mm, V-15KV. Aumento de 1315 vezes.....	134
Figura 4.54 CP4 fotografia MEV. WD-15mm, V-15KV. Aumento de 2250 vezes.....	135
Figura 4.55 CP4 fotografia MEV. WD-15mm, V-15KV. Aumento de 3110 vezes.....	135
Figura 4.56 CP5 fotografia MEV. WD-15mm, V-20KV. Aumento de 220 vezes.....	136
Figura 4.57 CP5 fotografia MEV. WD-15mm, V-20KV. Aumento de 425	

vezes.....	136
Figura 4.58 CP5 fotografia MEV. WD-15mm, V-25KV. Aumento de 1315	
vezes.....	137
Figura 4.59 CP5 fotografia MEV. WD-15mm, V-25KV. Aumento de 2250	
vezes.....	137
Figura 4.60 CP6 fotografia MEV. WD-15mm, V-25KV. Aumento de 425	
vezes.....	138
Figura 4.61 CP6 fotografia MEV. WD-10mm, V-25KV. Aumento de 1315	
vezes.....	138
Figura 4.62 CP6 fotografia MEV. WD-10mm, V-25KV. Aumento de 2250	
vezes.....	139
Figura 4.63 CP6 fotografia MEV. WD-10mm, V-25KV. Aumento de 3110	
vezes.....	139
Figura 4.64 CP7 fotografia MEV. WD-10mm, V-25KV. Aumento de 425	
vezes.....	140
Figura 4.65 CP7 fotografia MEV. WD-10mm, V-25KV. Aumento de 1315	
vezes.....	140
Figura 4.66 CP7 fotografia MEV. WD-10mm, V-25KV. Aumento de 2250	
vezes.....	141
Figura 4.67 CP7 fotografia MEV. WD-10mm, V-25KV. Aumento de 3110	
vezes.....	141
Figura 4.68 CP8 fotografia MEV. WD-14mm, V-20KV. Aumento de 425	
vezes.....	142
Figura 4.69 CP8 fotografia MEV. WD-20mm, V-25KV. Aumento de 1315	
vezes.....	142
Figura 4.70 CP8 fotografia MEV. WD-20mm, V-25KV. Aumento de 2250	
vezes.....	143
Figura 4.71 CP8 fotografia MEV. WD-19mm, V-30KV. Aumento de 3110	
vezes.....	143
Figura 4.72 CP9 fotografia MEV. WD-15mm, V-20KV. Aumento de 425	
vezes.....	144
Figura 4.73 CP9 fotografia MEV. WD-10mm, V-25KV. Aumento de 1315	
vezes.....	144

Figura 4.74 CP9 fotografia MEV. WD-10mm, V-25KV. Aumento de 2250 vezes.....	145
Figura 4.75 CP9 fotografia MEV. WD-10mm, V-25KV. Aumento de 3110 vezes.....	145
Figura 4.76 Analise química sobre o carboneto-CA15 recozido.....	147
Figura 4.77 Analise química da matriz-CA6NM.....	147
Figura 4.78 Limites de resistência, escoamento, redução de área e alongamento do aço CA15 em ensaio de tração à temperatura ambiente(24°C).....	150
Figura 4.79 Limites de resistência, escoamento, redução de área e alongamento do aço CA6NM em ensaio de tração à temperatura ambiente(24°C).....	152
Figura 4.80 Limites de resistência, escoamento, redução de área e alongamento do aço CA15 em ensaio de tração a 500°C.....	155
Figura 4.81 Limites de resistência, escoamento, redução de área e alongamento do aço CA6NM em ensaio de tração a 500°C.....	157
Figura 4.82 Valores médios resultantes do ensaio de impacto do aço CA15 em diversas temperaturas.....	160
Figura 4.83 Valores médios resultantes do ensaio de impacto do aço CA6NM em diversas temperaturas.....	163
Figura 4.84 Fotografia de MEV do aço CA15 após ensaio de impacto a 24°C. Aumento de 400 vezes.....	167
Figura 4.85 Fotografia de MEV do aço CA15 após ensaio de impacto a 24°C. Aumento de 1200 vezes.....	167
Figura 4.86 Fotografia de MEV do aço CA15 após ensaio de impacto a 0°C. Aumento de 400 vezes.....	168
Figura 4.87 Fotografia de MEV do aço CA15 após ensaio de impacto a 0°C. Aumento de 1200 vezes.....	168
Figura 4.88 Fotografia de MEV do aço CA15 após ensaio de impacto a -100°C. Aumento de 400 vezes.....	169
Figura 4.89 Fotografia de MEV do aço CA15 após ensaio de impacto a -100°C. Aumento de 1200 vezes.....	170
Figura 4.90 Fotografia de MEV do aço CA6NM após ensaio de impacto	

a 24°C. Aumento de 200 vezes.....	171
Figura 4.91 Fotografia de MEV do aço CA6NM após ensaio de impacto a 24°C. Aumento de 800 vezes.....	171
Figura 4.92 Fotografia de MEV do aço CA6NM após ensaio de impacto a -100°C. Aumento de 200 vezes.....	172
Figura 4.93 Fotografia de MEV do aço CA6NM após ensaio de impacto a -100°C. Aumento de 800 vezes.....	173
Figura 4.94 Fotografia de MEV do aço CA6NM após ensaio de impacto a -196°C. Aumento de 200 vezes.....	174
Figura 4.95 Fotografia de MEV do aço CA6NM após ensaio de impacto a -196°C. Aumento de 800 vezes.....	174
Figura 4.96 Aquecimento da amostra durante ensaio dilatométrico.....	176
Figura 4.97 Resfriamento da amostra durante ensaio dilatométrico.....	177
Figura 4.98 Percentagem de martensita segundo equação de Koistinen e Marburger para o aço CA15.....	178
Figura 4.99 Percentagem de martensita segundo adaptação da equação de Koistinen e Marburger para o aço CA15.....	179
Figura 4.100 Aquecimento da amostra durante ensaio dilatométrico.....	180
Figura 4.101 Resfriamento da amostra durante ensaio dilatométrico.....	181
Figura 4.102 Percentagem de martensita segundo Koistinen e Marburger para o aço CA6NM.....	182
Figura 4.103 Percentagem de martensita segundo adaptação da equação de Koistinen e Marburger para o aço CA6NM.....	183
Figura 4.104 Espectro obtido por difração de raios X obtido em amostra de CP6.....	185
Figura 4.105 Austenita retida em CP6, CP7, CP8 e CP9 após ensaio de impacto em diversas temperaturas.....	186
Figura 4.106 CP7 CA6NM, após ataque com reagente Picral-HCl.....	187
Figura 4.107 CP7 CA6NM, após ataque com reagente Beraha.....	187
Figura 4.108 CP9 CA6NM, após ataque com reagente Picral-HCl.....	188
Figura 4.109 CP9 CA6NM, após ataque com reagente Beraha.....	188

1 INTRODUÇÃO

A partir de 1970 o cenário dos aços inoxidáveis sofreu fortes mudanças, ampliando sua aplicabilidade comercial e industrial. Estas se deram principalmente no processo e rotas de fabricação, bem como no estudo de processos relativos à aplicação, desenvolvimento e inserção de novas ligas.

Os aços inoxidáveis tipo CA15, padronizado pela norma ASTM, apareceram desde os primeiros trabalhos com aços inoxidáveis, logicamente especificados por outras normas e com variações composicionais. São ligas martensíticas combinando o mínimo de cromo para garantir o caráter inoxidável, carbono relativamente baixo, propiciando a estabilização de uma microestrutura mista de martensita e ferrita, que proporciona boa resistência à corrosão atmosférica e em meios de baixa agressividade, boa resistência à abrasão, boa resistência mecânica a quente e a frio. Sua aplicabilidade em baixas temperaturas, em termos de resistência ao impacto é restringida pela presença da ferrita em alguma extensão, e ausência de níquel e molibdênio, mas ainda se equipara a de um aço carbono ferrítico, como por exemplo, um SAE1020. No campo industrial, tem aplicação em sistemas de dutos para alimentação de caldeiras e beneficiamento de óleos ou derivados de petróleo, e mesmo em atmosferas sulfurosas.

O aço inoxidável martensítico tipo CA6NM teve sua concepção com base no aço CA15; é um aço mais nobre em termos de liga, custo e benefício. Tem como diferencial a presença de níquel e molibdênio, e mais baixo percentual de carbono. Microestruturalmente é caracterizado por ser totalmente martensítico na condição “bruto de tempera”, mesmo com baixo percentual de carbono. Após revenimento, esse aço torna-se tenaz, com boas propriedades mecânicas a quente e a frio, principalmente resistência ao impacto em baixas temperaturas. A soldabilidade é excelente e não exige pré-aquecimentos maiores que 10°C. É um aço muito versátil e de boa resistência à corrosão, principalmente em ambientes marinhos.

Infelizmente o custo relativamente baixo do aço CA15 é obtido com prejuízo da versatilidade de sua aplicabilidade, restringindo seu uso em condições específicas. Em contrapartida, o aço CA6NM, com grande amplitude de

propriedades e versatilidade em suas aplicações, tem custo elevado tornando sua aplicação muitas vezes até inviabilizada, pela presença de níquel e principalmente de molibdênio, que é um componente de custo muito elevado, representando em média, 30% do custo da liga; o níquel por sua vez, representa 35% do custo da liga.

Em linhas gerais, o aço CA6NM apresenta um custo médio, em termos de elementos de liga, 150% superior ao do aço CA15. Por este motivo e outros, se torna justificável fazer um trabalho amplo para comparar as propriedades mecânicas, visando estabelecer por comparação, não só os limites de aplicabilidade, mas também alcançar uma conjunção ou campo de intersecção nesses limites.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Propriedades Mecânicas dos Aços

As propriedades mecânicas dos aços podem ser determinadas por meio de vários ensaios mecânicos, geralmente destrutivos. Dentre estes ensaios, destaca-se dois ensaios de maior importância: ensaio de tração e ensaio de impacto[1].

O critério para a escolha dos ensaios mecânicos aos quais o aço deverá ser submetido, geralmente depende de sua aplicação final, dos tipos de esforços e das propriedades mecânicas que se deseja medir. Os ensaios mecânicos também se prestam ao controle de rotina em produção, estudo e desenvolvimento dos aços e, principalmente para obtenção de dados de comparação para qualificação e seleção de ligas.

A facilidade de execução e praticidade tornou o ensaio de tração o mais importante e utilizado de todos os ensaios mecânicos.

A resistência ao impacto é uma indicação da capacidade de um aço absorver energia, principalmente, quando entalhado ou quando há um concentrador de tensão, e é dependente tanto de sua resistência quanto de sua ductilidade. É de grande utilidade, principalmente para uma análise qualitativa do aço, ou seja, para avaliar seu caráter dúctil ou frágil. Mas com a padronização dos corpos de prova, se presta também para análises quantitativas e comparativas dos aços.

As propriedades mecânicas obtidas por meio dos ensaios de tração e impacto, podem ser influenciadas sob vários aspectos, por exemplo, do processamento durante fabricação do aço, grau e composição química, ambiente e/ou temperatura de trabalho e/ou ensaios, microestrutura e fragilização.

2.1.1 Ensaio de Tração

A aplicação lenta de uma tensão de tração, a um corpo de prova padronizado de aço, provoca uma “reação do aço” em contraposição ao esforço aplicado. Esta reação constitui-se de tensão, deformação e ruptura do corpo de prova ao fim do ensaio.

O corpo de prova em geral é elaborado sob diversas normas, mas sempre com o propósito de que a deformação seja uniforme, em função da tensão aplicada, até que o limite de resistência do material seja alcançado. A partir do limite de resistência a deformação não é mais uniforme e ocorre estricção, e quanto mais dúctil for o aço maior a redução de área, processo que termina com a falha, quando o limite de ruptura é alcançado.

O ensaio de tração nos aços pode fornecer ao projetista ou engenheiro muitas propriedades características e as mais importantes são[1]:

Gráfico Tensão-Deformação;

Módulo de Elasticidade;

Limite de escoamento;

Módulo de Resiliência;

Limite de Resistência;

Limite de Ruptura;

Alongamento;

Redução de área;

Tenacidade.

2.1.1.1 Fatores que influenciam no Ensaio de Tração

Módulo de elasticidade é uma das propriedades mais constante e característica dos aços(210GPa), assim, adições de ligas e tratamentos térmicos, podem alterar apenas levemente essa propriedade. Entretanto o aumento da temperatura de ensaio provoca forte redução no módulo de elasticidade, 10% de redução a 200°C e 25% a 400°C, em relação à temperatura ambiente por exemplo[1].

Velocidades mais altas de ensaio aumentam o limite de escoamento dos aços. Concentrações de tensões provocadas por má preparação do corpo de prova, inclusões e/ou defeitos internos, podem causar reduções e oscilações nos valores de limite de escoamento. Nos aços em geral, um aumento de limite de resistência ou dureza é acompanhado por um aumento no limite de escoamento. Em aços temperados os valores que separam o limite de escoamento e limite de resistência são mais próximos que nos aços apenas normalizados. A composição química influencia nos valores de limite de escoamento. Nos aços, o aumento da temperatura promove a redução do limite de escoamento[1,2,3,4].

A temperatura exerce forte influência sobre o limite de escoamento, especialmente nas baixas temperaturas, ou seja, abaixo da temperatura ambiente. Segundo experimentos durante deformação no regime elástico, há um ancoramento das discordâncias por atmosferas formadas de átomos de solutos em torno dessas discordâncias, especialmente os intersticiais como carbono e nitrogênio, e esta ancoragem pode ser vencida pelo aumento da temperatura[5,6].

Vários autores têm estudado o efeito das baixas temperaturas no limite de escoamento dos aços e tem verificado que quanto mais baixa a temperatura, maior é o limite de escoamento, como mostrado na figura 2.1. Em aços carbono, por exemplo, chega-se a uma temperatura em que o limite de escoamento supera o de resistência e abaixando ainda mais a temperatura esse limite de resistência desaparece porque não há mais deformação plástica[6].

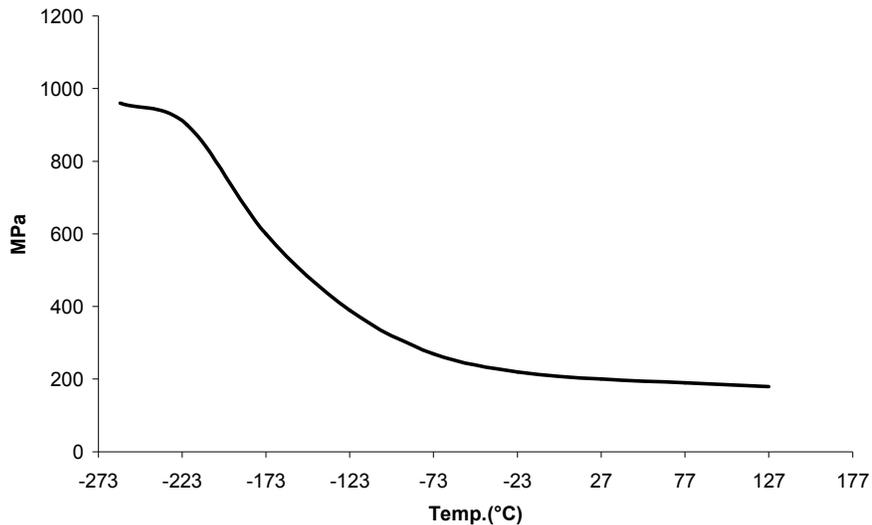


Figura 2.1 Variação do limite de escoamento em função da temperatura para um aço baixo carbono[6].

Limite de resistência é uma propriedade de caracterização e especificação de uma liga ou grau de aço. Sofre basicamente as mesmas influências do limite de escoamento, e de modo geral um valor tende a acompanhar o outro. Autores relatam que o efeito da redução da temperatura é mais efetivo no aumento do limite de resistência do que no aumento do limite de escoamento. Stein[7] entretanto, correlaciona a razão entre limite de escoamento e limite de resistência ao módulo de encruamento, e quanto menor for a razão, maior será o módulo de encruamento, ou seja, maior a capacidade do aço endurecer sob deformação.

A dureza também é uma propriedade que se relaciona ao limite de resistência dos aços. Assim uma unidade de dureza Brinell, ou seja, 1HB, é equivalente a 3,33MPa para aços ligados ao cromo, níquel ou molibdênio, 3,43MPa para aços carbono e aços baixo carbono ferríticos[1].

Valores de alongamento total e da estrição tem grande importância na previsão da ductilidade dos aços, e quanto maior são esses valores, mais dúcteis são os aços. Quanto mais dúctil for o aço mais não uniforme é a deformação ao longo do corpo de prova, principalmente após alcançar o limite de resistência, onde o efeito da estrição é muito pronunciado. Conclui-se que

quanto mais o aço ganha ductilidade, maior é o aumento na estrição e alongamento. A presença de inclusões ou descontinuidades e de fases frágeis nos aços podem reduzir os valores de alongamento e redução de área, e conseqüentemente a ductilidade[1].

Em geral constata-se que com a elevação da temperatura, aumentam-se os valores de alongamento e redução de área, desde que não haja transformação de fases. Para os aços baixo carbono e baixa liga isto seria verdade, mas para os aços inoxidáveis CA15 e CA6NM, devido à presença de vários átomos substitucionais em solução e em várias concentrações que prejudicam o desempenho dos mecanismos de deformação plástica, inicialmente há uma redução da ductilidade até uma temperatura em torno de 700°C. Após esta temperatura, há uma recuperação da ductilidade, pela solubilização de carbonetos Cr₇C₃, precipitação e crescimento dos carbonetos Fe₂₃C₆, e precipitação da fase austenítica. Em torno de 800°C a ductilidade é ainda mais incrementada pela precipitação de austenita.

As figuras 2.2 e 2.3 mostram o efeito do aumento da temperatura nas propriedades mecânicas dos aços CA15 e CA6NM da norma ASTM[1,4,8].

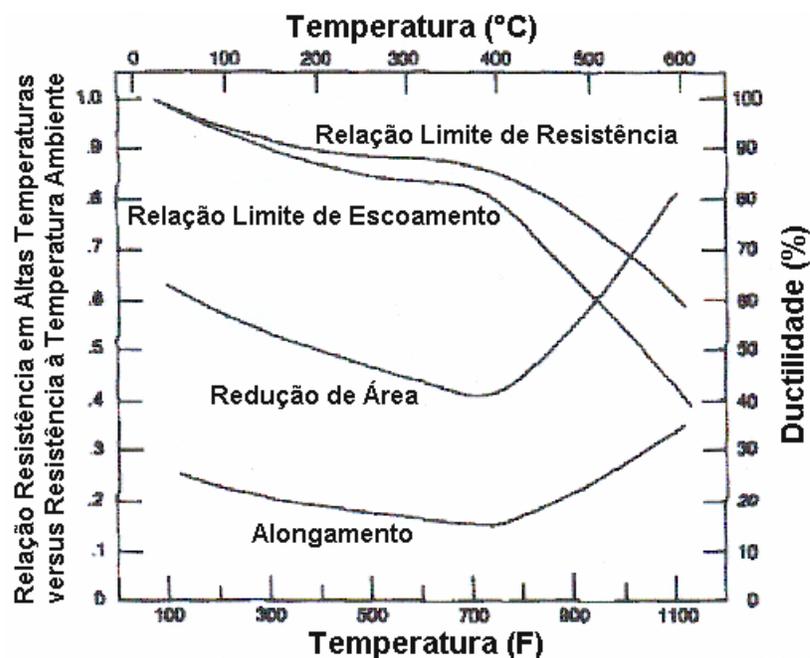


Figura 2.2 Propriedades de tração a quente do aço CA15 da norma ASTM[4].

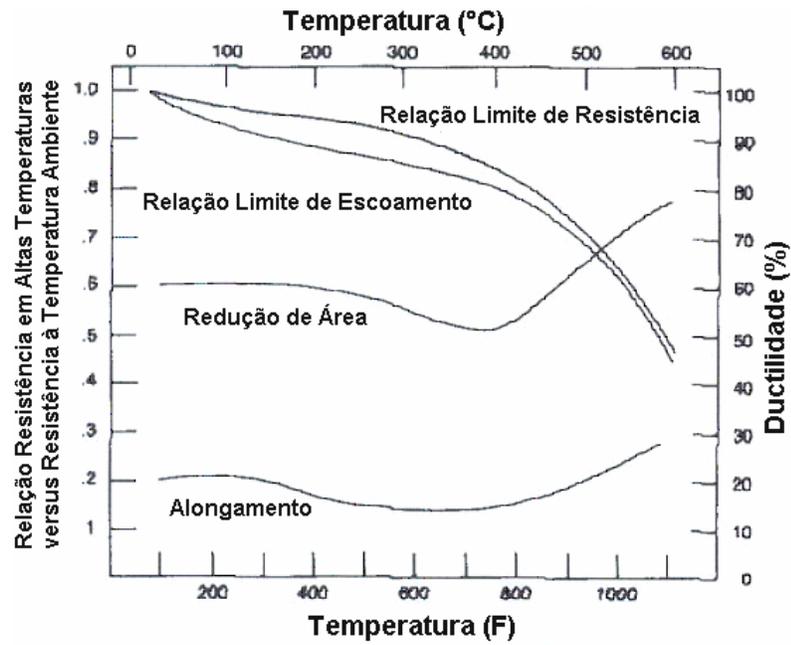


Figura 2.3 Propriedades de tração a quente do aço CA6NM da norma ASTM[4].

2.1.1.2 Efeitos dos Elementos de Liga

A composição química tem grande influência no comportamento mecânico dos aços. Abaixo, tem-se de forma resumida o efeito da presença dos elementos mais comuns aos aços em geral[3]:

Carbono- em geral, dureza e resistência aumenta com o aumento do carbono, entretanto, tenacidade e ductilidade são reduzidas.

Manganês- em menor grau que o carbono, o manganês contribui para aumento da resistência mecânica e dureza, e reduz a soldabilidade e ductilidade. O efeito do manganês no aumento da resistência mecânica é proporcional ao aumento do carbono contido.

Silício- tem fraca tendência à segregação, proporciona leve aumento da resistência e perda de ductilidade da ferrita.

Cobre- proporciona aumento da resistência mecânica por precipitação, tem moderada tendência à segregação, e é detrimental as operações de deformação a quente e soldabilidade.

Cromo- aumenta a temperabilidade, aumenta a resistência mecânica a quente, e, principalmente, quando em conjunto com o molibdênio proporciona maior resistência ao desgaste em aços baixo carbono, tem forte tendência à formação de carbonetos, e em conjunto com o níquel, conduz-se á obtenção de propriedades mecânicas em nível de excelência.

Níquel- em solução aumenta a resistência e dureza da ferrita, aumenta a temperabilidade e a vida em fadiga. Em geral, aços ao níquel alcançam propriedades de resistência mecânica e ao impacto em nível de excelência.

Molibdênio- é um elemento muito importante e versátil, aumenta a temperabilidade e estabiliza a formação da bainita por retardar a transformação

da austenita em perlita. A adição progressiva de molibdênio acarreta na necessidade de tratamentos térmicos revenimento em temperaturas cada vez mais altas, para redução da dureza. Aumenta tanto a resistência à tração a quente quanto a resistência a fluência do aço.

Vanádio- inibe o crescimento de grão durante tratamento térmico, melhorando as propriedades de resistência e tenacidade dos aços temperados e revenidos.

Nióbio- em aços médio carbono, adições de 0,02% em peso de nióbio, aumentam o limite de escoamento em 70 a 100MPa, e em aços inoxidáveis melhora a resistência à corrosão intergranular por sensitização.

Alumínio- tem influência benéfica nas propriedades de resistência e tenacidade dos aços temperados e revenidos, por ser o mais eficiente elemento no controle do crescimento do grão austenítico.

Titânio- elemento nitretante e oxidante, auxilia no controle do crescimento de grão, e em aços ao boro aumenta a efetividade do boro na temperabilidade.

Boro- nos aços acalmados, em teores de 0,0005 a 0,003% em peso, o boro aumenta a temperabilidade.

Tungstênio- aumenta fortemente a dureza, promove refino microestrutural, e sob revenimento em altas temperaturas promove a formação de carbonetos muito duros e estáveis, prevenindo a perda de dureza por revenimento e propiciando qualidades de resistência ao calor.

Zircônio- elemento nitretante e oxidante, auxilia no controle do crescimento de grão, e quando em solução, aumenta levemente a dureza.

Cálcio- comumente utilizado como desoxidante e sulfetante, no sistema de desoxidação Ca-Al melhora as propriedades mecânicas, agindo como aglutinador e modificador de inclusões.

Chumbo- geralmente adicionado aos aços para melhorar a usinabilidade, prejudica as propriedades mecânicas propiciando perda de dureza, e também fragilidade a quente.

Nitrogênio- aumenta a resistência, dureza e usinabilidade dos aços, mas reduz a ductilidade e tenacidade. Em aços acalmados ao alumínio, forma nitretos que inibem o crescimento de grão, melhorando as propriedades mecânicas. Em excesso, fragiliza os aços através da precipitação de nitretos no contorno de grão. Nos aços ao boro, reduz o efeito do aumento da temperabilidade proporcionado pela presença do boro.

Fósforo- aumenta abruptamente a dureza e resistência mecânica dos aços, mas reduz fortemente a ductilidade e tenacidade.

Enxofre- pode estar presente em condições de elemento residual ou adicionado para melhorar a usinabilidade. Entretanto, reduz fortemente a ductilidade.

Oxigênio- em quantidades residuais, mesmo em aços acalmados, pode aumentar levemente a resistência do aço. Mas reduz fortemente a tenacidade.

Hidrogênio- dissolvido no aço, é extremamente fragilizante e portanto detrimental às propriedades mecânicas.

Estanho- prejudica as propriedades mecânicas propiciando perda de dureza.

2.1.2 Resistência dos Aços ao Impacto

A resistência ao impacto é uma indicação da capacidade de um aço absorver energia quando entalhado ou quando há um concentrador de tensão e tanto depende de sua resistência quanto de sua ductilidade[1].

Em geral, aços carbono ou ligados, apresentam uma transição de comportamento dúctil para frágil, na medida em que a temperatura é diminuída. Dependendo da composição química, do processo de fabricação e do ambiente de trabalho, esta temperatura de transição pode variar de dezenas de graus acima a dezenas de graus abaixo da temperatura ambiente.

Inúmeros ensaios foram desenvolvidos para determinação e estudo do caráter dúctil ou frágil de um aço. O mais amplamente utilizado é o ensaio de impacto Charpy com entalhe em V.

2.1.2.1 Temperatura de Transição Dúctil-Frágil

Nos aços com estrutura cristalina cúbica de corpo centrado, tais como aços carbono e baixa liga, uma mudança no caráter dúctil ou frágil é observada no intervalo de temperatura entre 120 e -130°C . Esta mudança característica ocorre na temperatura de transição dúctil-frágil. De modo geral, a 120°C , a fratura é de caráter dúctil e a -130° é de caráter frágil. Na condição dúctil, a fratura do aço é acompanhada de grande grau de deformação plástica, ao contrário da condição frágil onde a fratura ocorre com clivagem e pouca ou nenhuma deformação plástica[2].

Uma curva típica temperatura versus energia absorvida é mostrado na figura 2.4[9].

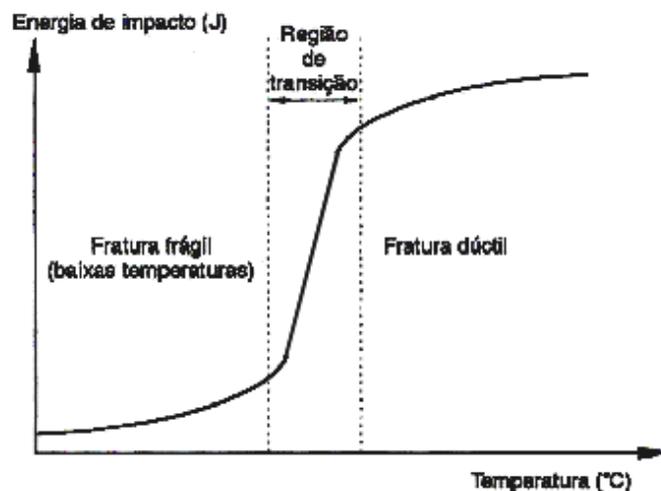


Figura 2.4 Curva energia absorvida em impacto versus temperatura[9].

A curva é marcada por três regiões, uma superior chamada de patamar superior com 100% de fratura dúctil, região inferior chamada de patamar inferior com 100% de fratura frágil e a região intermediária que se confunde com uma reta e apresenta caráter dúctil e frágil combinado.

Há vários métodos para determinação da temperatura de transição dúctil-frágil[2]:

A porção mediana da seção intermediária da curva energia versus temperatura pode representar o ponto com 50% de fratura frágil ou dúctil. Constitui-se um problema devido à necessidade de se traçar à curva e da propensão a erros que aumenta à medida que a inclinação da reta, na região central, é aumentada.

A temperatura de transição pode ser tomada como a temperatura na qual o material absorve 20J ou 15ft.lbf. Este parâmetro em valor de energia foi tomado no início dos estudos de resistência à fratura, durante a segunda guerra mundial, onde navios feitos com placas de aço sofriam problemas de falhas por fratura frágil quando navegando em águas onde temperatura levava o aço a absorver não mais que 20J ou 15ft.lbf. É um critério antigo, mas ainda hoje utilizado.

A determinação da temperatura de transição através da curva expansão lateral

após fratura, versus temperatura, é um método muito utilizado e gera uma curva semelhante à curva energia versus temperatura.

A temperatura de transição para 0% de fratura dúctil ou NDTT é outro critério muito utilizado para determinação da temperatura de transição.

Um dos métodos mais utilizados e importantes é aparência fratura na temperatura de transição dúctil frágil, denominado FATT. Na temperatura de transição tem-se o FATT 50%, que representa 50% de fratura frágil. Assim, este método também envolve o estudo da aparência da fratura com auxílio de referências ou padrões fotográficos. A curva FATT versus temperatura é semelhante à curva energia absorvida versus temperatura.

Deve-se ressaltar mais uma vez, que a temperatura de transição ocorre na porção mais inclinada da curva, assim, dependendo do método empregado, a temperatura de transição dúctil-frágil pode variar no mesmo material de método para método. Em alguns aços, a aparência fibrosa da fratura provocada pela presença de inclusões alinhadas saindo na superfície da fratura pode dificultar a análise. Neste caso, o método mais indicado seria o da expansão lateral ou energia absorvida versus temperatura.

A seleção do método mais apropriado para medir a temperatura de transição em uma determinada aplicação é difícil e depende de conhecimento relativo tanto ao ensaio de impacto quanto do material de ensaio.

Para o estudo da resistência ao impacto e tenacidade dos aços, outros efeitos devem ser considerados, tais como: composição química, dureza, resistência mecânica, práticas de fabricação, microestrutura, etc.

2.1.2.2 Efeitos da Composição Química

A composição química dos aços fundidos e aços em geral, bem como todo o histórico de elaboração da liga, tem efeitos determinantes na sua resistência ao impacto. Abaixo, são listados os efeitos dos principais elementos químicos utilizados e/ou presentes nos aços[2]:

Alumínio- reduz o tamanho de grão e notoriamente influencia no tipo de sulfeto formado no aço fundido. O tipo I de sulfetos forma-se com níveis muito baixos de alumínio, ou em aços contendo cálcio ou terras raras. O tipo II de sulfetos forma em níveis intermediários de alumínio e estão presentes nas regiões de contorno de grão do aço, reduzindo a resistência ao impacto. O tipo III de sulfetos ocorre em aços com teor de alumínio muito alto. Em valores muito altos dos teores de alumínio e nitrogênio, e em seções fundidas muito grossas, um agente fragilizante(nitreto de alumínio) pode se formar.

Carbono- é considerado um elemento prejudicial nas propriedades de impacto dos aços.

Cromo- tem sido variavelmente reportado ter um efeito entre ligeiramente positivo ou ligeiramente negativo na tenacidade.

Hidrogênio- é um elemento residual indesejável nos aços, o qual pode reduzir a ductilidade e conduzir a trincas, especialmente em seções fundidas muito grossas.

Manganês- é uma adição benéfica aos aços ferríticos. O efeito do manganês pode ser detrimental a resistência ao impacto nos aços martensíticos.

Molibdênio- é adicionado para aumentar a temperabilidade e a resistência a fragilização pelo revenido. Ele é geralmente responsável por um leve aumento da NDTT do aço.

Níquel- é uma das adições mais comuns em aços com utilização em baixas temperaturas. Aços ao Níquel são mais propensos a problemas com hidrogênio, que outros aços. Embora o níquel abaixe a energia no patamar superior, ele abaixa significativamente a temperatura de transição.

Titânio ou zircônio- reduzem oxigênio e nitrogênio solúvel, além de controlar o crescimento de grão, o que é extremamente benéfico à propriedade de resistência ao impacto.

Nitrogênio e Oxigênio- são ambos detrimenais a resistência ao impacto.

Fósforo- é um elemento contra indicado aos aços fundidos. Ele tem sido indicado como um dos causadores da fragilização de revenido e reduz a resistência ao impacto.

Silício- aumenta a NDTT do aço, pelo menos, quando em níveis maiores que 0,20%.

Enxofre- reduz ambos os patamares, superior e inferior, e a temperatura de transição dúctil-frágil. Assim geralmente reduz a resistência ao impacto.

Relação carbono-enxofre- o aumento desta relação promove efeitos detrimenais na propriedade de impacto dos aços ferríticos. Nos aços martensíticos, este efeito pode não ser significativo.

Relação manganês-nitrogênio- aumentando-se o manganês e reduzindo-se o nitrogênio, pode-se aumentar as propriedades de resistência ao impacto dos aços.

Boro- aumenta resistência ao impacto sem diminuir a resistência mecânica, mas somente nos aços temperados e revenidos de baixo carbono.

Cobre- em pequenas quantidades e em aços onde não há endurecimento por

precipitação, aumenta moderadamente a resistência ao impacto.

Vanádio e Nióbio- podem aumentar fortemente resistência mecânica e ao impacto, por promoverem refino de grão.

Zircônio, Titânio, Cálcio e Terras Raras- podem controlar a forma das inclusões, causando principalmente a esferoidização de sulfetos. Inclusões esféricas aumentam o patamar superior de impacto e minimizam a natureza anisotrópica da resistência ao impacto.

Antimônio, Arsênio e Estanho- mesmo em pequenos traços, estes elementos reduzem a resistência ao impacto dos aços e aumentam fortemente a susceptibilidade dos aços ligados ao níquel e/ou ao cromo à fragilidade de revenido.

2.1.2.3 Efeitos da Prática de Fabricação

A resistência ao impacto dos aços não é apenas influenciada pela composição química, mas também pelos processos de desoxidação, laminação, solidificação e estrutura resultante[2].

2.1.2.4 Prática de Desoxidação

O aço totalmente acalmado com alumínio, e principalmente quando um modificador de inclusões como o cálcio é utilizado, apresenta melhores propriedades de resistência ao impacto que um aço semi-acalmado ou um aço acalmado ao silício e ao manganês em que as inclusões são maiores, e com morfologia e distribuição quase sempre prejudiciais. Como regra geral é importante que o aço esteja limpo, assim deve-se partir de materiais de carga limpos, com baixo oxigênio e enxofre contido, e durante processo de fabricação deve haver a máxima eliminação possível de inclusões[2].

2.1.2.5 Processo de Fundição

Da mesma forma que os forjados e laminados, com exceção da direção de deformação, os aços fundidos sofrem as mesmas influências de composição química, microestruturais e práticas de fabricação, nas propriedades de impacto[2].

Aços fundidos tem praticamente mesma composição química dos forjados ou laminados, apenas com alguns elementos químicos tais como silício, manganês e alumínio em teores mais elevados. Os aços fundidos podem ainda ter como características porosidades interdendríticas e uma microestrutura mais grosseira que um forjado ou laminado devidamente recuperado e recristalizado. Assim a resistência ao impacto de um aço fundido é levemente inferior a de um aço forjado[2].

A resistência ao impacto de um aço fundido temperado e revenido é maior que

a de um aço fundido normalizado e revenido ou recozido. Comparando-se as curvas de resistência ao impacto de dois aços fundidos de mesma composição química e mesma dureza, mas um com microestrutura completamente martensítica e outro completamente perlítica, o aço de microestrutura martensítica tem patamar superior mais alto e uma temperatura de transição mais baixa que o perlítico. Mas o aço puramente martensítico é mais suscetível à variação de resistência ao impacto em função da variação da dureza que um material puramente perlítico[3].

2.1.2.6 Tamanho da Seção

Diferenças microestruturais entre seções finas e grossas de um aço provocam variações nas propriedades de impacto. O aumento da temperatura de transição dúctil-frágil em função do aumento da espessura, não se restringe somente aos aços baixo carbono, mas a todos os aços. Além do aumento da seção propiciar heterogeneidades microestruturais, a probabilidade de se ter defeitos internos concentradores de tensões tais como inclusões ou descontinuidades também é aumentada[3].

2.1.2.7 Efeito das Condições Superficiais

A nitretação e a carbonetação tem efeito negativo nas propriedades de impacto dos aços carbono e ligados. Mesmo em baixa profundidade(0,15mm), a nitretação e a carbonetação aumentam a dureza superficial, reduzindo a ductilidade e a resistência ao impacto. Quanto maior a profundidade maior é o efeito na perda de resistência ao impacto[3].

2.1.2.8 Descarbonetação

Os aços carbono e baixa liga podem sofrer descarbonetação superficial em

temperaturas superiores a 800°C. Embora prejudicial à resistência em fadiga de um aço, a perda superficial de carbono em uma região entalhada pode ser benéfica, visto que a capacidade de deformação plástica na raiz do entalhe é favorecida[3].

2.1.2.9 Eletrodeposição

A eletrodeposição pode prejudicar a resistência ao impacto. O endurecimento por eletrodeposição, tal como por cromo ou níquel, do mesmo modo que a carbonetação, pode provocar perdas na resistência ao impacto de um aço. A eletrodeposição de metais moles tais como zinco e cádmio podem prejudicar as propriedades resistência ao impacto, não pelo efeito de camada metálica, mas sim pela absorção e conseqüente fragilização pelo hidrogênio[3].

2.1.2.10 Efeitos dos Microconstituíntes

Em geral, dos principais microconstituíntes encontrados num aço, a ferrita e a perlita tem maior temperatura de transição, seguido pela bainita superior, martensita revenida ou bainita inferior. Na prática dos tratamentos térmicos, variáveis tais como: composição química, a velocidade e meio de resfriamento, temperatura de austenitização e tamanho de grão austenítico, determinarão a microestrutura resultante[2].

Os tratamentos térmicos tanto podem proporcionar uma maior resistência ao impacto de um aço como também, ao contrário, aumentar sua temperatura de transição dúctil-frágil. Precipitados e partículas de segunda fase são prejudiciais à resistência ao impacto, principalmente se ocorrerem nos contornos de grão. O revenimento de aços perlíticos reduzem a dureza excessiva, esferoidizando a ferrita e a cementita lamelar, e melhorando a resistência ao impacto. Os aços também podem ter sua resistência ao impacto, prejudicada por um tratamento térmico de revenimento mal conduzido, na chamada fragilização pelo revenido[3].

Embora haja controvérsia, a martensita revenida apresenta resistência ao impacto ligeiramente superior a da bainita inferior revenida para mesma dureza. Estas duas microestruturas são indistinguíveis por microscopia ótica, sendo possível à distinção apenas por microscopia eletrônica[6].

A precipitação contínua de cementita esferoidizada na estrutura martensítica por meio da combinação de revenimento em altas temperaturas versus tempo, pode conduzir a um forte aumento do patamar superior de resistência ao impacto e forte redução da temperatura de transição dúctil frágil[3].

A presença de austenita pode inibir, em alguns aços ferríticos e martensíticos, a propagação rápida de fratura por clivagem. Em aços “maraging” martensíticos por exemplo, a presença de austenita retida melhora a resistência ao impacto pelo processo de plasticidade induzida por transformação[3].

Quando grande quantidade de austenita retida está presente(50% ou mais), a austenita à frente da ponta de uma trinca pode transformar em martensita induzida pela deformação. Este mecanismo consome energia, aumentando a energia total envolvida no processo de fratura. Quando a austenita lamelar é retida em pequenas quantidades, esta bloqueia o crescimento de trincas secundárias quando à frente da ponta da trinca principal na matriz martensítica, aumentando também a resistência ao impacto[2].

Os aços puramente austeníticos, apesar de não serem endurecíveis por tratamento térmicos, são de grande utilidade na indústria, pois além de não exibirem fratura de caráter frágil, em composições específicas, possuem qualidades de alta estabilidade microestrutural da fase austenítica, sendo indicados para aplicações criogênicas. Entretanto sua resistência ao impacto diminui em caráter linear com o decréscimo da temperatura[2].

2.1.2.11 Tamanho de Grão

Tratamentos termomecânicos são os principais tratamentos de refino de grão de um aço. O tratamento térmico a altas temperaturas, acima de A_{c1} , pode ter como principal efeito o crescimento de grão em demasia. O crescimento de

grão varia com o tempo, e quanto maior a temperatura, mais rápido ocorre o crescimento de grão[3].

Além de aumentar a resistência mecânica de um aço, a redução do tamanho de grão, proporciona aumento da resistência ao impacto.

O efeito fragilizante do maior contorno de grão nos aços ferríticos, pode ser explicado pela concentração de tensão na extremidade da banda de escorregamento sobre o contorno de grão. Quanto maior o tamanho de grão, mais extensa será a banda de escorregamento e maior será a concentração de tensão, a qual provoca a nucleação de micro-trincas promotoras da fratura[10].

2.1.2.12 Estrutura Submicroscópica

Várias características microestruturais invisíveis à microscopia ótica, podem produzir efeitos significativos na resistência ao impacto dos aços. Entre estes efeitos, destaca-se a precipitação de partículas sub-microscópicas durante envelhecimento por deformação ou pós-têmpera, e a formação de filmes e partículas frágeis durante revenimento.

A temperatura de transição dúctil-frágil pode aumentar acentuadamente e continuamente por longo período de tempo, após um aço baixo carbono ser revenido a partir de temperaturas próximas a 700°C.

O envelhecimento sob tensão é comum em chapas e laminados ou mesmo com pequenas deformações, pode promover a precipitação de partículas frágeis e aumento contínuo da temperatura de transição dúctil frágil.

Estes efeitos de Envelhecimento sob tensão ou pós-têmpera podem ser minimizados com a adição controlada de elementos formadores de carbonetos e nitretos estáveis, tais como, nióbio, alumínio e titânio.

Aços, médio e alto carbono, de baixa e alta liga, temperados e revenidos são suscetíveis a dois tipos principais de fragilização: fragilização azul e de revenido[3].

2.1.2.13 Fragilização Azul

O envelhecimento em temperaturas entre 230 e 370°C desenvolve um tipo de fragilização chamada de fragilização azul. Com mesmo efeito, um aço médio ou alto carbono revenido em temperatura próxima a 300°C sofre perdas consideráveis na resistência ao impacto[3].

2.1.2.14 Fragilização de Revenido

A fragilidade de revenido é inerente a muitos aços e pode ser caracterizada pela redução da resistência ao impacto. A condição de fragilizado pelo revenimento não tem praticamente nenhum efeito nas outras propriedades mecânicas a temperatura ambiente[11].

A figura 2.5 mostra esquematicamente o efeito da temperatura na resistência ao impacto de um aço liga que é fortemente suscetível à fragilidade de revenido. Muitos aços ligas têm dois intervalos de temperatura de fragilização pelo revenimento, irreversível ou reversível.

A fragilidade de revenido irreversível pode aparecer dentro do intervalo de 250-400°C e fragilidade de revenido reversível, dentro da faixa 450-650°C.

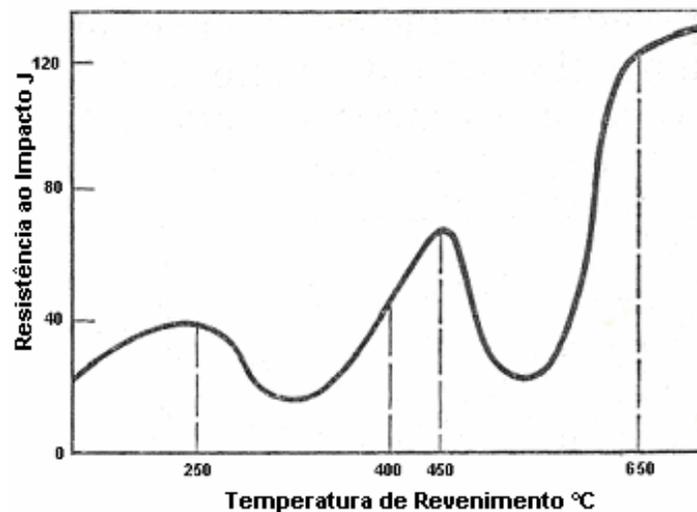


Figura 2.5 Etapas de fragilização de um aço durante revenimento[11].

A fragilidade de revenido irreversível se deve à formação de filmes carbonetos nos contornos de grão, resultantes da decomposição durante revenimento. Em temperaturas mais altas de revenimento, este filme desaparece e não pode ser restabelecido num reaquecimento posterior entre 250-400°C.

A fragilidade em altas temperaturas de revenimento é um processo reversível e pode se manifestar de dois modos diferentes:

Como resultado do aquecimento e manutenção em temperatura entre 450-600°C (independente da taxa de resfriamento subsequente);

Como resultado do revenimento em temperaturas acima de 600°C com um lento resfriamento subsequente dentro da faixa 600-450°C.

Aços não ligados de muito alta pureza são totalmente não suscetíveis a fragilização reversível pelo revenido, que é causada pela presença de várias impurezas; em primeiro lugar o fósforo seguido por estanho, antimônio e arsênio.

Elementos de ligas, tais como cromo, níquel, e manganês, promovem a fragilidade de revenido reversível, por interferência na difusão dos elementos de impurezas, citados acima. Quando considerados separadamente, eles produzem um efeito mais fraco que no modo combinado. Os efeitos de fragilização mais pronunciados são observados nos aços Cr-Ni e Cr-Mn. O molibdênio, entre 0,2 e 0,3%, pode reduzir o efeito da fragilização pelo revenido, enquanto que maiores adições aumentam o efeito[11].

2.1.2.15 Variabilidade dos Resultados no Ensaio de Impacto Charpy

Tem sido aceito que mesmo em condições controladas de preparação dos corpos de provas e realização de ensaios, um considerável espalhamento de resultados pode ocorrer. Assim, quando se adiciona a este efeito de espalhamento, que é alheio a qualidade metalúrgica do aço; variáveis tais como: lote de várias corridas, lote com poucos corpos de prova, pequenas discrepâncias na composição química, dureza, procedimentos de fusão e vazamento, porosidades e inclusões, o espalhamento dos resultados é muito forte, então, torna-se quase impossível classificar quantitativamente e até

qualitativamente uma liga por meio de ensaio de impacto Charpy[1].

A segurança e aplicabilidade dos resultados de ensaio de impacto varia especificamente de acordo com o número de corpos de prova ensaiados. Assim algumas especificações determinam o número de corpos de prova a serem testados em uma temperatura ou faixa de temperatura. Em outros casos especificam ainda o valor mínimo médio e mínimo individual permitido[3].

2.1.2.16 Variabilidade dos Resultados no Ensaio de Impacto Charpy com a Espessura e Grau do Aço

Um efeito metalúrgico muito importante no espalhamento dos resultados de impacto é a espessura da seção representada pelo corpo de prova. Assim normas tais como, DIN e EN, principalmente nos aços baixo e médio carbono de baixa liga, ao cromo e molibdênio por exemplo, estabelecem valores mínimos individuais e médios permitidos por faixas de espessuras, a partir da espessura da seção fundida. Além dos requisitos de impacto estarem de acordo com o grau fundido e espessura da qual o corpo de prova representará, a região na qual o corpo de prova será retirado ou onde um corpo de prova apenas será fundido é passível de acordo entre cliente e fornecedor, e está previsto nestas normas[3].

2.1.3 Caráter da Fratura

Na aplicação dos aços comerciais, por um motivo ou outro podem ocorrer fratura ou falha catastrófica do material. O aspecto da fratura pode representar muito a respeito do comportamento do material em solicitação, desde a fase inicial da fratura até a falha catastrófica.

Há várias denominações para se classificar as fraturas, como por exemplo: fratura fibrosa, fratura dúctil, fratura frágil, fratura por clivagem, fratura cristalina, fratura intergranular, fratura intragranular, etc.

2.1.3.1 Fratura Frágil

No processo de fratura frágil também conhecida como fratura por clivagem, ocorre pouca ou nenhuma deformação plástica[1].

Em 1920 Griffith sugeriu que a presença de micro-trincas no interior dos materiais poderia levá-los à fratura. A teoria de Griffith tratava de trincas no regime totalmente elástico do início ao final da fratura[6].

Na realidade quando uma superfície de fratura frágil é adequadamente analisada por meio de difração de raios X, uma pequena camada de deformação plástica é observada sobre a superfície de fratura[6].

Stroh postulou um mecanismo relativamente simples, no qual há um empilhamento de discordâncias em barreiras, tais como inclusões, descontinuidades, contornos de grãos, contornos de macla, etc, favorecendo a nucleação de microtrincas[6].

Cotrell sugeriu um mecanismo em que a nucleação da trinca por clivagem ocorre a partir da intersecção de dois planos de escorregamento, formando discordâncias em cunha com alto potencial para nucleação de trincas num terceiro plano, o de clivagem do material[6].

A presença de contornos de grão bem como os tamanhos dos grãos e as alterações na orientação individual dos contornos dificultam o processo de propagação das trincas por clivagem, criando degraus de clivagem, causando deformação localizada e dissociação das trincas próximas aos contornos de grão, formando a estrutura em rios como mostrado na figura 2.6[1,6,12].

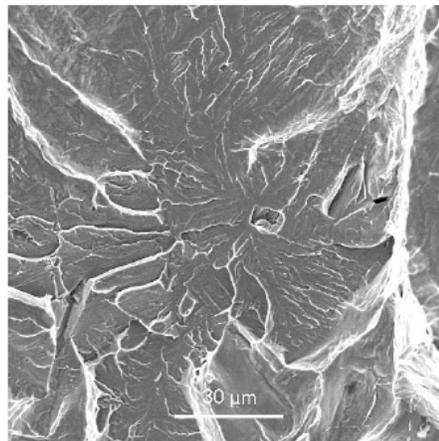


Figura 2.6 Aço 0,03C - 12Cr - 4Ni, após impacto a -150°C [12].

Quanto menor a distância que uma trinca pode percorrer sem mudar o plano de clivagem, mais resistência à fratura frágil terá o material[6].

A microestrutura nos aços influencia diretamente na resistência à fratura por clivagem. Assim, uma microestrutura composta por perlita grossa é mais suscetível à fratura por clivagem que uma estrutura composta por bainita inferior ou martensita, pois quanto maior o tamanho das partículas de carbonetos, maior é a promoção das trincas por clivagem[6].

O limite de escoamento tem influência muito pronunciada na ocorrência da fratura frágil. Quando o limite de escoamento de um material é atingido, uma grande quantidade de discordâncias é liberada, as quais podem agir conjuntamente na formação de uma micro-trinca. Se a trinca espalha num tempo muito curto permitindo a relaxação da tensão através do escorregamento em regiões adjacentes, a fratura frágil ocorrerá. Logicamente, o processo dependerá ainda da tensão de nucleação da trinca e da tensão de crescimento da trinca até a fratura. Quanto mais próximos forem, tensão de escoamento e tensão de crescimento da trinca, mais frágil será a fratura. Assim, é de se esperar que os fatores que afetam diretamente o limite de escoamento afetam também a transição da fratura dúctil-frágil. Portanto, como o limite de escoamento aumenta fortemente com a redução da temperatura, é normal haver também uma temperatura de transição dúctil-frágil[6, 13].

2.1.3.2 Fratura Dúctil

O processo de fratura dúctil é transgranular e envolve três estágios: inicialmente há a nucleação de pequenos vazios ou “dimples” em regiões frágeis no interior do metal, ou seja, nas interfaces matriz-precipitados. No segundo estágio, há o crescimento destes “dimples” por deformação plástica, e no terceiro estágio há o coalescimento desses dimples, em função da estrição ou redução de área da região solicitada[1,6,12]. A figura 2.7 mostra o aspecto da fratura dúctil em um aço inoxidável martensítico[12].

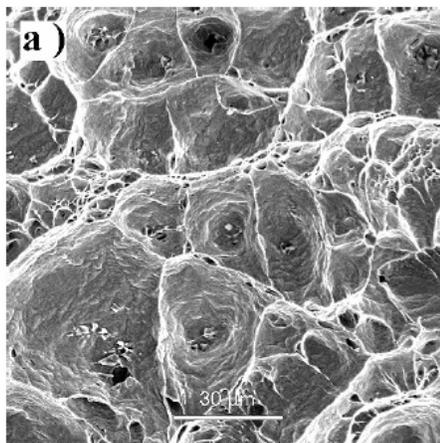


Figura 2.7 Aço 0,03C - 12Cr - 4Ni, após impacto a 0°C[12].

Precipitados tais como carbonetos, nitretos, carbonitretos e partículas maiores tais como inclusões de óxidos e sulfetos, agem como barreiras para a movimentação de discordâncias, que se empilham na interface matriz-precipitado, causando um endurecimento por deformação nesta interface. Assim as tensões geradas nas interfaces, podem atingir níveis muito superiores aos globais na matriz, ultrapassando um valor crítico que causa o descolamento da interface e nucleação do vazio[1,6].

2.1.3.3 Fratura Intergranular

Este tipo de trinca freqüentemente é associado à fratura frágil e propagação da trinca por clivagem, embora haja muito menos energia associada à fratura pelo contorno de grão que por clivagem[6].

Em aços ao cromo e ao níquel a fratura intergranular é freqüentemente observada em baixos níveis de tensão e, na maioria das vezes, está associada à precipitação de carbonetos nos contornos de grãos[6].

Em aços temperados e revenidos entre 500 e 600°C, a fratura intergranular se deve ao fenômeno de fragilidade de revenido[6,11].

2.2 Corpos de Prova e Propriedades dos Aços Fundidos

Os requisitos para ensaios mecânicos em fundidos disponibilizados nas especificações de materiais da norma ASTM, como por exemplo, para determinação da resistência ao impacto de um aço fundido sob a designação A352, ou as propriedades de tração para um aço fundido sob a designação A487, ou valores mínimos de ductilidade para um aço fundido sob designação A27. Estes requisitos de propriedades mecânicas foram desenvolvidos a partir de corpos de prova “Keel Blocks” fundidos. Inicialmente, tinham o objetivo de verificar a qualidade do aço fundido e não de verificar a qualidade real dos fundidos[2].

A maioria dos corpos de prova fundidos conforme norma ASTM tem seus requisitos especificados conforme as designações A781 ou A703. Mas em ambas, é reconhecido que o comprador ainda pode requerer ensaios mecânicos realizados a partir de amostras retiradas do fundido para qualificar não só a liga, mas também o fundido[2].

2.2.1 Propriedades do Corpo de Prova Versus Propriedades do Fundido

O corpo de prova tipo “Keel Block” padrão, de dupla perna da norma ASTM, é o mais utilizado dos recomendados pela especificação da norma ASTM A370. Experiências práticas mostram que para o ensaio de tração das duas pernas, há 95% de certeza que a diferença entre os valores do limite de resistência fiquem abaixo de 7MPa, e abaixo de 11MPa para os valores de limite de escoamento. Para a ductilidade, os dados evidenciam que dois ensaios produzem, com 95% de segurança, resultados de alongamento com diferenças oscilando em $\pm 3\%$ e valores de redução de área com diferenças máximas de 5%[2].

Quando corpos de prova de geometrias diferentes da do tipo “Keel Block”, mas ainda com espessuras de 32mm, são adequadamente apensos ao fundido, e perfeitamente fundidos, as propriedades de tração determinadas para estes corpos de provas serão comparáveis a aquelas obtidas para o “Keel Block”

fundidos separadamente.

Propriedades obtidas a partir de “Keel Blocks” com pernas mais grossas que as do “Keel Block” padrão de dupla perna da norma ASTM, ou seja, numa espessura maior que 32mm, podem diferir, especialmente se o aço tiver temperabilidade insuficiente para que o tratamento térmico empregado produza a mesma microestrutura do “Keel Block” padrão, da norma ASTM. Experiências mostram um leve decréscimo da resistência e ductilidade com o aumento da seção do “Keel Block” para um aço carbono 0,26%[2].

2.2.2 Requisitos do Produto

Sobre as especificações da norma ASTM as quais consideram o efeito de massa destacam-se a E208, A356 e A757. No caso destas normas, o comprador de fundidos tem a oportunidade de especificar as propriedades mecânicas ensaiando barras de testes, as quais, são usinadas a partir de corpos de prova de tamanho proporcional à seção de maior espessura, crítica do fundido. Tipicamente as amostras são extraídas a $\frac{1}{4}$ da espessura, ou seja, a meia distância entre a superfície e o centro. O custo de tais procedimentos é substancialmente maior que os envolvidos na preparação e usinagem dos corpos de prova padrões da norma ASTM tipo “Keel Blocks”. Entretanto, os compradores de fundidos podem solicitar estes ensaios quando os custos extras são justificáveis[2].

2.2.3 Propriedades do Fundido

A discussão precedente dos efeitos do tamanho da seção nas propriedades mecânicas de aços carbono e baixa liga, claramente indicam que as diferenças podem existir entre as propriedades de corpos de prova e propriedades dos fundidos, ou seja, as propriedades mecânicas obtidas nos corpos de prova removidos da peça podem diferir das obtidas a partir da própria peça. Com frequência crescente, compradores de fundidos estão especificando que um ou

mais fundidos devem ser cortados e destruídos para se ensaiar alguma seção do fundido. Estes ensaios servem para verificar se os níveis de qualidade esperados são realmente aqueles esperados em função da composição química, tratamento térmico e especialmente em função dos processos de alimentação e massalotagem, os quais controlam a sanidade metalúrgica da peça[2].

2.3 Transformação Martensítica

É uma transformação sem difusão, em que o movimento individual dos átomos é menor que o espaçamento interatômico[14].

As velocidades de transformação são da ordem da do som no sólido, ou seja, 1100m/s[15].

A composição química da martensita é idêntica a da austenita antes da transformação[15].

Não é necessário ativação térmica, assim o “driving force” para a transformação é[14]:

$$\Delta G^{\gamma \rightarrow \alpha'} = \Delta H^{\gamma \rightarrow \alpha'} \frac{(T_o - M_s)}{T_o} \quad (2.1)$$

Onde $\Delta H^{\gamma \rightarrow \alpha'}$ é a entalpia de formação, T_o é a temperatura final de resfriamento em Kelvin.

A temperatura para início de transformação, M_s , é em torno de 500°C para aços baixo carbono e decresce com aumento do conteúdo de carbono e elementos de liga[14].

Após a temperatura de fim de transformação, M_f , austenita retida sempre estará presente em maior ou em menor grau, devido a tensões elásticas geradas entre as placas transformadas[14].

A transformação da martensita independe do tempo, como mostrado pela equação de Koistinen e Marburger[[15; 14]:

$$1 - V\alpha' = e^{\{\beta(M_s - T)\}}, \text{ onde } \beta = -0,011. \quad (2.2)$$

$V\alpha'$ é a fração de martensita, T a temperatura abaixo de M_s .

O percentual de carbono nos aços martensíticos não só aumenta o limite de escoamento como o grau de tetragonalidade da célula unitária, conforme figura 2.8[13].

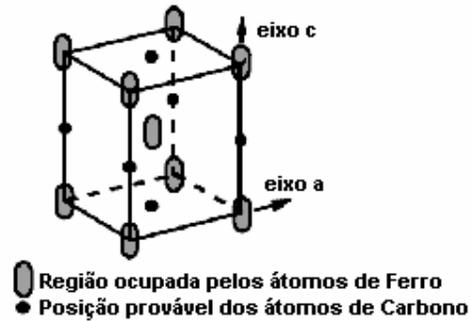


Figura 2.8 Reticulado cristalino cúbico de corpo centrado e átomos de carbono nos interstícios octaédrais[13].

Uma relação empírica entre o grau de tetragonalidade e o percentual em peso de carbono é dado pela equação abaixo[13]:

$$c/a = 1,005 + 0,045(\%C) \quad (2.3)$$

No aço carbono, quando o percentual de carbono ultrapassa 0,20% em peso, a relação c/a aumenta fortemente e o efeito sobre a tetragonalidade é muito intenso, como mostrado na figura 2.9[13].

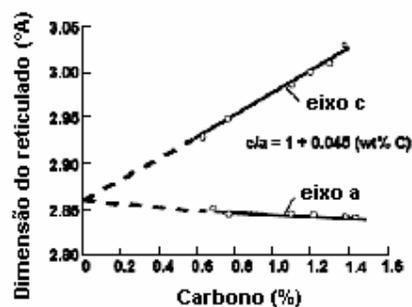


Figura 2.9 Deformação do reticulado cristalino em função da variação de c/a [13].

2.3.1 Crescimento da Martensita

Inicialmente placas finas são formadas e posteriormente ganham espessura.

Altas taxas de crescimento indicam que a interface é escorregável, semi-coerente e com os vetores de Burgers das discordâncias oriundas da transformação, comuns a ambas as fases[14].

O plano de formação da martensita, em baixas temperaturas, pode não ser o de escorregamento da austenita, embora seja o de mais baixa energia[14].

Em uma análise plana e transversal de uma seção com estrutura martensítica, a martensita é descrita como um arranjo acicular ou agulhado, mas em três dimensões, na verdade a martensita toma uma forma de ripa ou placa[13].

De modo geral, em ligas com percentual de carbono inferior a 0,6%, a martensita formada é em ripas. Se o teor de carbono for maior que 1%, ou a temperatura de início de transformação martensítica M_s for inferior a 350°C, a martensita formada é em placas, em muitos aços ligados e naqueles que o carbono está presente entre 0,6 e 1%, a martensita formada é um misto de placas e ripas[16].

2.3.1 Martensita em Ripas

A martensita em ripas ocorre com a formação de pacotes de ripas, em que a formação ocorre a partir de uma linha ou plano “habit” que atravessa todo o grão, subsequente as ripas de martensita vão se ramificando, uma paralela a outra, numa configuração tipo “pena” ou “folha de samambaia”. Vide micrografia na figura 2.10, dois pacotes de ripas da martensita em ripas[13].



Figura 2.10 Martensita em ripas de um aço carbono temperado[13].

Mais comumente a martensita em ripas se caracteriza não só pela formação de pacotes de ripas, mas também pela formação de pacotes com blocos de ripas, conforme figura 2.11[12].

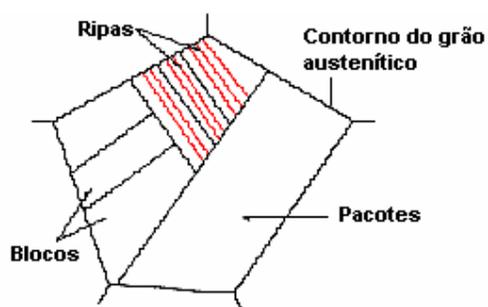


Figura 2.11 Desenho esquemático da martensita em ripas[12].

Mader e Krauss[17] mostraram que os pacotes de martensita consistem de ripas com discordâncias (α') e se formam em aços com M_s acima de 350°C . Esta temperatura é fortemente dependente da composição, principalmente do carbono, vide figura 2.12[16].

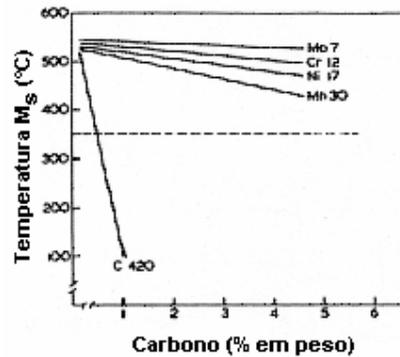


Figura 2.12 Temperatura M_s para diversos aços[16].

Mc Mahon e Thomas[18] mostraram que estruturas de discordâncias nos contornos das ripas de martensita eram na verdade micro-camadas de austenita retida, vide figura 2.13[16].

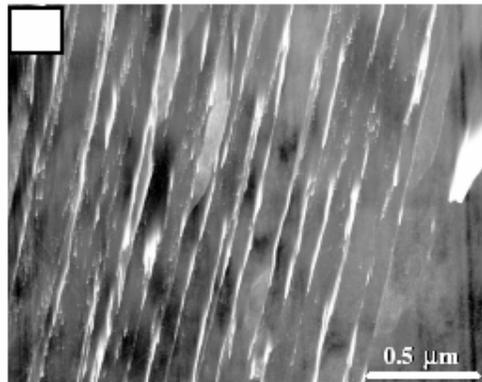


Figura 2.13 Martensita em ripas com austenita(fase clara) entre as ripas[16].

A imagem acima revela a austenita em áreas claras no contorno das ripas de martensita em áreas escuras. G. Smith[19] concluiu que a interface α'/γ é rica em carbono, vide a análise espectroscópica por emissão de elétrons de “Auger” na figura 2.14[16].

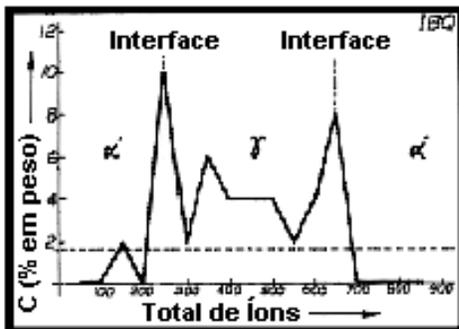


Figura 2.14 Espectroscopia por emissão de elétrons de “Auger” revelando interface rica em carbono[16].

2.3.2 Mecanismo da Transformação

Na temperatura M_S , a austenita é convertida por cisalhamento em ripas de martensita ricas em discordâncias (α'), as discordâncias ao longo das interface α'/γ absorvem carbono e outros solutos, reduzindo sua mobilidade até a temperatura M_f , cessando a transformação. Isto é esquematicamente mostrado na figura 2.15[16].

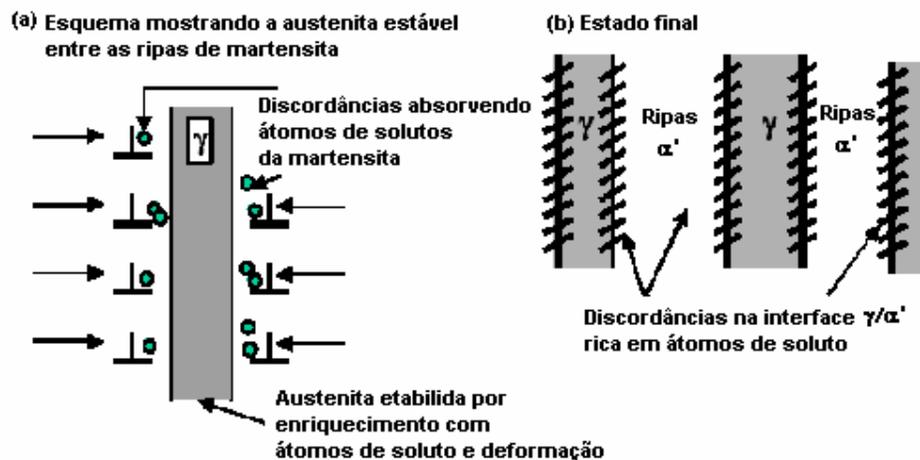


Figura 2.15 Desenho esquemático das fases α' rica em discordâncias, γ estabilizada por solutos e da interface α'/γ com discordâncias travadas por solutos[16].

A austenita assim é estabilizada por um contorno de discordâncias e por

átomos de soluto, especialmente carbono. A percentagem localizada de carbono nessa interface geralmente é muito maior que o percentual global. Sarikaya e outros tem relacionado esta estrutura à fragilidade de revenido na faixa entre 300 e 500°C, resultante da decomposição destas inter-camadas de austenita em inter-camadas de carbonetos[16].

2.3.3 Martensita em Placas

Na martensita em placas a nucleação se inicia com maclas no modo “midrib” que pode ser parcial ou completo. No modo parcial, a nucleação se inicia com maclas transversais ao sentido longitudinal da placa(“midrib”) e termina com a presença de discordâncias(sem maclas) na região periférica ao “midrib”. No modo “midrib” completo, as placas são totalmente macladas. A presença das discordâncias no modo “midrib” parcial se deve ao fato que discordâncias parciais necessitam de menor tensão para se nuclear. A figura 2.16 é um desenho esquemático da martensita em placas, com o “midrib” e as maclas[5].

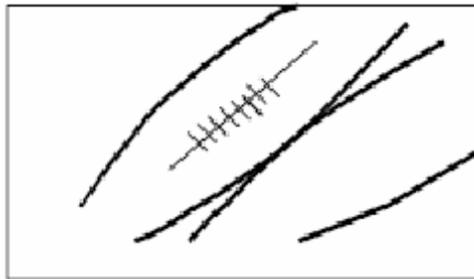


Figura 2.16 Desenho esquemático da martensita em placas e do “midrib”[5].

A martensita em placas tem como principal característica, temperatura de transformação mais baixa e taxa de crescimento maior[14,15,16].

Na figura 2.17, a imagem obtida por microscopia eletrônica em que o campo de imagem é da ordem de microns, mostra a interface Martensita com maclas e austenita[20].

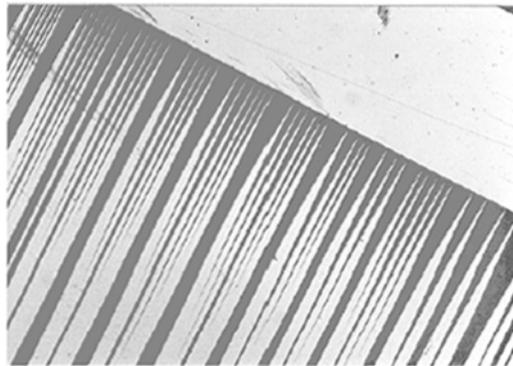


Figura 2.17 Interface da placa de martensita e austenita[20].

Na figura 2.18 tem-se uma micrografia, com 100 vezes de aumento, de um aço SAE1080 na condição bruto de têmpera, em que se pode observar a microestrutura de martensita em placas[13].

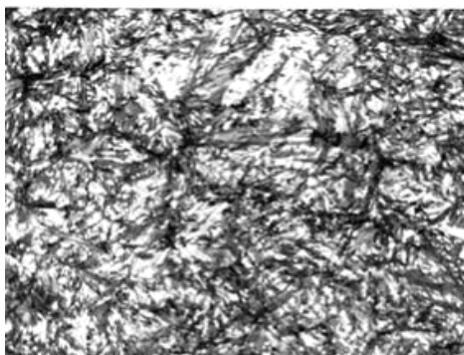


Figura 2.18 Microestrutura da martensita em placas no SAE1080[13].

As placas têm tendência a se aproximarem em ângulos variados (planos hábitos irracionais). Assim, pontos de alta tensão são criados onde as placas se tocam, acarretando um caráter mais frágil da martensita em placas. Na figura 2.19, a mesma micrografia anterior, mas em 800 vezes, mostra além das placas ou agulhas de martensita, a austenita retida ao fundo.



Figura 2.19 Martensita em placas e austenita retida no SAE1080[13].

2.4 Estabilização da Austenita na Martensita

Através do tratamento térmico de revenimento, a estrutura martensítica pode combinar tenacidade e resistência. A supersaturação de carbono pode ser reduzida através da precipitação de carbonetos, abaixando dureza, resistência e tensões internas. Além do mais, austenita residual instável pode ser transformada[6,21].

A presença da austenita não transformada ou retida na martensita é considerada indesejável por muitos autores, devido ao fato de ser instável, transformando em revenimento subsequente a têmpera, o que reduz a tenacidade[5,16]. Por outro lado, a austenita estável é considerada benéfica por outros autores, pelo fato da austenita ser uma fase que não exibe temperatura de transição dúctil-frágil, o que aumenta a resistência ao impacto em baixas temperaturas, além do mais aumenta a tenacidade a fratura, devido a absorção de energia propiciado pela transformação da austenita em martensita, induzida por deformação plástica[14,21,22,23].

2.4.1 Tratamento de Têmpera e Partição

Sabe-se que quando é feito um patamar entre M_s e M_f , um resfriamento subsequente não induz, pelo menos imediatamente, a transformação martensítica, provavelmente devido a segregação de carbono na interface de crescimento[14].

O tratamento térmico de “Têmpera e Partição” baseia-se na manutenção de austenita na martensita através da supressão da precipitação de carbonetos e estabilização da austenita residual[22].

A austenita residual obtida através de interrupção da têmpera numa temperatura entre M_s e M_f é estabilizada parcialmente. Subseqüentemente é estabilizada definitivamente através de um patamar na mesma temperatura de interrupção ou acima. A figura 2.20 evidencia um tratamento térmico de têmpera e partição hipotético[22]:

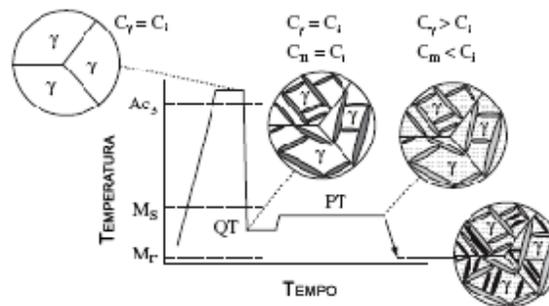


Figura 2.20 Tratamento térmico de têmpera e partição[22].

Na decomposição da austenita em temperaturas abaixo da subcrítica, há uma condição de para-equilíbrio, em que ocorre a difusão de curto alcance dos átomos de carbono. Entretanto, durante tratamento térmico de partição a movimentação de elementos substitucionais é muito difícil[5,22]. Assim assume-se que a interface γ - α' não se movimenta e que a condição de equilíbrio químico do carbono na austenita e na martensita, é conseguido através da partição de carbono denominado “equilíbrio forçado pelo carbono”. Na figura 2.21, o diagrama hipotético da energia de Gibbs versus composição ilustra o equilíbrio metaestável forçado pelo carbono[22]:

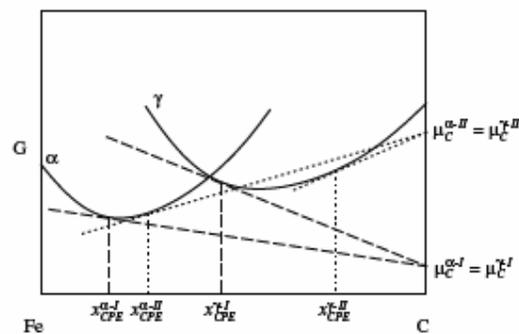


Figura 2.21 Diagrama de equilíbrio forçado pelo carbono[22].

Do digrama acima percebe-se que a estabilização da austenita remanescente ao processo de têmpera, por partição de carbono se dará em maior ou menor grau, e dependerá basicamente da fração volumétrica inicial γ/α' e composição global de carbono[22].

Partindo-se do princípio que a austenita é estabilizada levando-se M_S e M_f abaixo da temperatura ambiente, através de enriquecimento com carbono, a fração inicial γ/α' é fator de grande relevância[22].

Se a fração inicial de austenita for alta, a eficiência na estabilização da austenita fica comprometida pela concorrência na partição de carbono e pela baixa disponibilidade de carbono oriundo da martensita saturada. Por outro lado, uma baixa fração inicial de austenita, acarreta em alto rendimento do processo de partição, mas a fração volumétrica final de austenita será baixa[22].

Outro fator importante para um melhor desempenho do processo de estabilização da austenita por têmpera e partição, é a eliminação ou minimização de fenômenos concorrentes por carbono. O processo de precipitação de carbonetos, por sua vez está diretamente relacionado à presença de elementos tais como, Cr, V, Mo, Nb, W, etc, e será ainda mais intenso, quanto maior for temperatura e tempo do patamar de partição[4; 24].

A figura 2.22 ilustra o tratamento de partição para um aço TRIP alto Al com 50% de ferrita intercrítica[22].

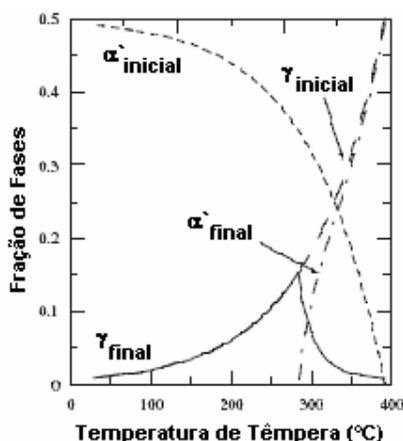


Figura 2.22 Efeitos do tratamento térmico de partição em um aço TRIP[22].

A figura 2.23 mostra um aço médio carbono (0,6%), 1% de manganês e 2% de silício, após têmpera até 190°C e partição a 500°C por 900 segundos[22].

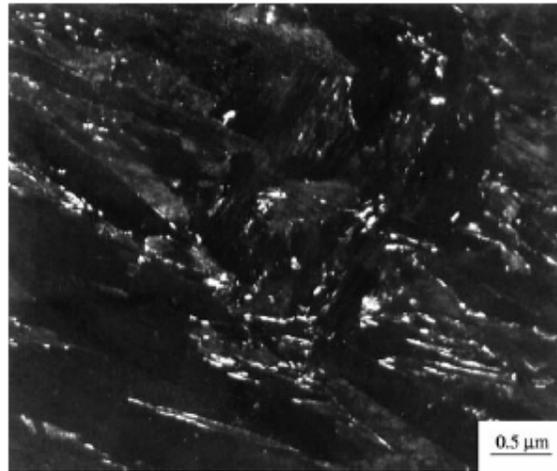


Figura 2.23 Austenita estável(pontos claros) em fotografia de MET[22].

A figura 2.24 também ilustra uma comparação entre o processo de têmpera e partição teórico e prático obtido para o aço CMnSi[22].

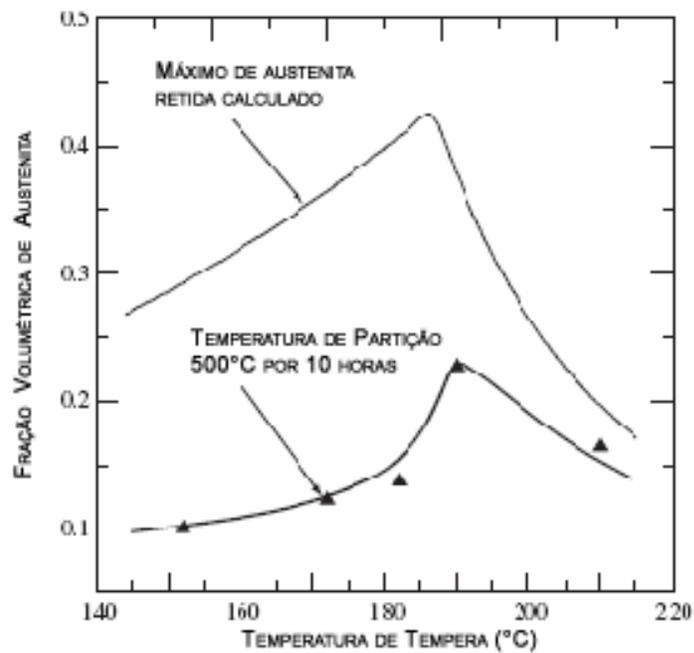


Figura 2.24 Austenita estável, em função da temperatura final de têmpera[22].

2.4.2 Formação e Estabilização da Austenita por Tratamento Térmico Inter-Crítico

O processo de partição do carbono, com interrupção da têmpera entre as temperaturas M_S e M_f , é um processo que na prática de fundição, seria muito dificultoso e dispendioso, pois requereria o resfriamento rápido, de acordo com a composição química do aço para se evitar a formação de outras fases além de martensita e austenita, interromper a têmpera através de um banho pré-aquecido e finalmente fazer a manutenção do fundido no patamar de partição.

Com o objetivo de se tornar o tratamento de partição, um tratamento térmico prático, toma-se outro caminho que consiste na completa transformação martensítica do aço, seguido de aquecimento até uma temperatura em que ocorre precipitação de austenita, partição de carbono e elementos substitucionais que efetivamente reduzem M_S e M_f e estabilizam a austenita residual.

O processo de estabilização da austenita por partição de elementos substitucionais é intimamente ligado ao fenômeno difusional nos aços; o processo difusional por sua vez é intensificado pelo aumento de temperatura e é mais rápido na fase ferrítica que na fase austenítica, vide figura 2.25[24].

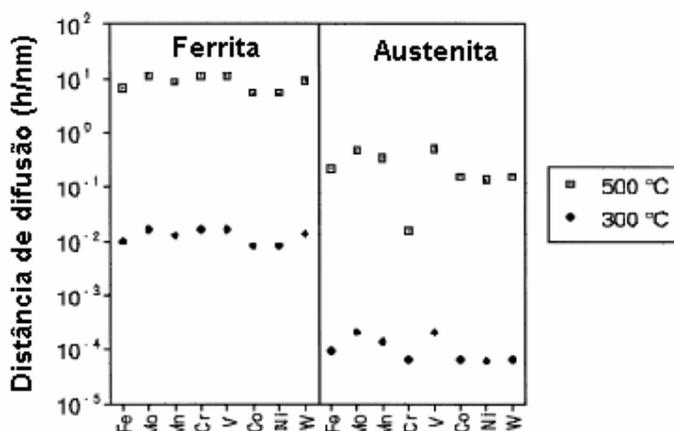


Figura 2.25 Variação das distâncias de difusão de elementos substitucionais nos aços em função da temperatura e das fases presentes[24].

Ainda com relação ao processo difusional, torna-se convenientemente pensar

em um processo de partição numa temperatura levemente inferior ao campo intercrítico ou dentro do campo intercrítico onde se tem a nucleação direta da austenita.

Para um aço CA6NM, através de um ensaio dilatométrico, pode-se demonstrar a evolução da formação de austenita em função da temperatura de partição, vide figura 2.26[21]:

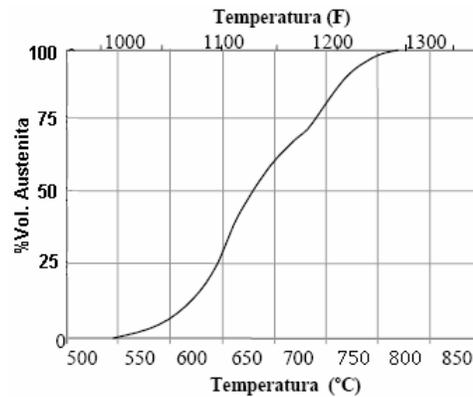


Figura 2.26 Percentual de austenita em função da temperatura de partição[21].

O processo de estabilização da austenita é favorecido pela partição de elementos de liga substitucionais que expandem o campo austenítico, tais como C, N, Cu, Ni e Mn, mas é fortemente prejudicado pela presença de elementos alfacênicos tais como Al, Si, Zn, P, V, Ti, Mo, W e principalmente Cr, vide figura 2.27[12,13,21].

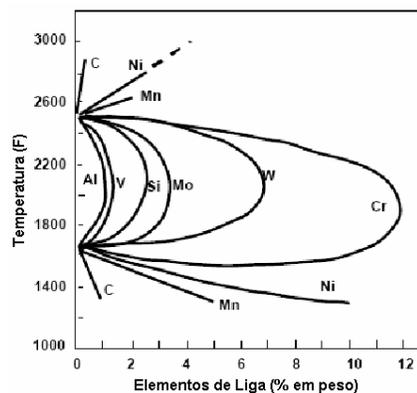


Figura 2.27 Influência de elementos alfacênicos e gamagênicos na estabilização da austenita[12; 13; 21].

Na figura 2.27, observa-se, que a presença dos elementos gamagênicos,

principalmente C e Mn, aumentam a abrangência do campo austenítico. Nos aços inoxidáveis, além do cromo ser um elemento ferritizante, é um elemento que tem alta afinidade pelo carbono. Assim o cromo inibe o efeito do carbono na partição e estabilização da austenita, e reduz a eficiência na estabilização da austenita retida. Dong-Seok Lêm[25] relacionou a fração de elementos químicos na austenita em função da temperatura de revenido de um aço 16% em Cr, 2% em Ni e 0,2% em C, vide figura 2.28[21].

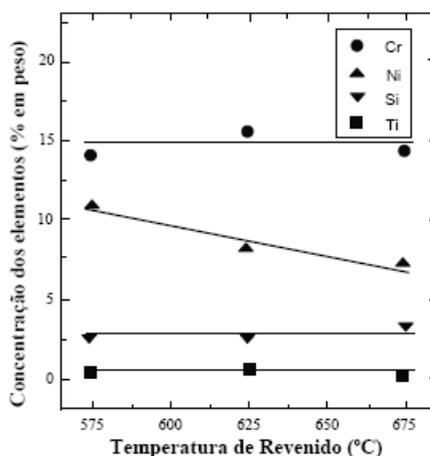


Figura 2.28 Variação da composição química na austenita residual, em função da temperatura de revenido[21].

Observa-se na figura 2.28 que à medida que a temperatura é aumentada, a relação Cr/Ni aumenta pela redução gradual do percentual de Ni na austenita. Como a percentagem de Cr se mantém constante, conclui-se que há um aumento do percentual de Fe e conseqüente elevação da faixa M_S - M_f . Para o mesmo aço e mesma faixa de temperaturas de partição, foi construído um gráfico correlacionando percentagem volumétrica de austenita estável, temperatura e velocidade de resfriamento, vide figura 2.29[21].

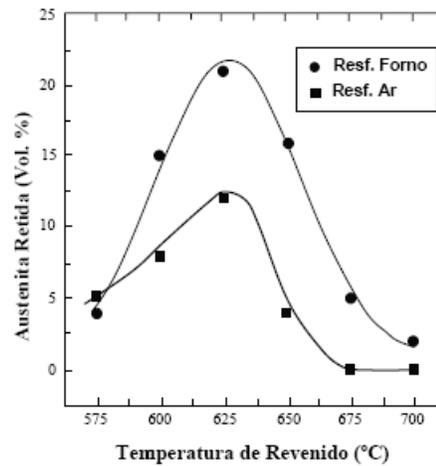


Figura 2.29 Percentual de austenita estável, em função da temperatura de revenido e meio de resfriamento após revenido[21].

Observa-se que um aumento da velocidade de resfriamento causa uma desestabilização da austenita retida, e que há um crescimento do percentual de austenita retida estável até uma certa temperatura e a partir dessa temperatura há um decréscimo nesse percentual.

No tratamento térmico de partição de um aço inoxidável Cr-Ni, deve haver um balanço entre o volume inicial de austenita, que aumenta quase linearmente com o aumento de temperatura, e a instabilidade da austenita formada que aumenta, em função do empobrecimento linear de níquel em relação ao aumento da temperatura[12].

Os diagramas mostrados na figura 2.30, obtidos para dois aços inoxidáveis martensíticos Cr-Ni-Mo de baixo carbono, não só relacionam a formação de austenita em função da temperatura como também em função do tempo de tratamento, através do parâmetro de Larson Miller(P)[12].

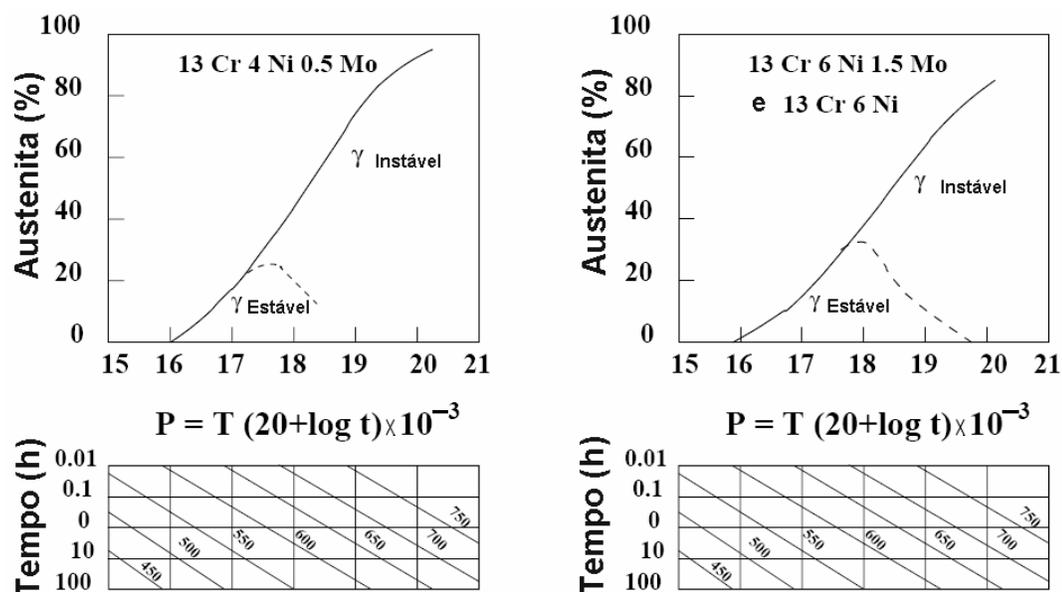


Figura 2.30 Percentual de austenita retida em função do parâmetro de Larson Miller[12].

Pelos diagramas acima, para ambos os aços, com o parâmetro P variando entre 16 e aproximadamente 17,5, tem-se a precipitação de um percentual de austenita estável entre 0 e 30 ou 35%, acima de $P = 18$, a precipitação de austenita aumenta e a instabilidade também, podendo a precipitação chegar quase aos 100% com $P = 20$, mas totalmente instável[12].

A estabilização da austenita em altas temperaturas pelo processo de partição no campo inter-crítico é possível nos aços inoxidáveis, somente em função do percentual de Ni presente, já que o efeito do percentual de carbono é anulado pela precipitação de carbonetos, e pelo estabelecimento de uma relação %Cr/%Ni na medida certa, como previsto no diagrama de Schaeffler modificado por Schneider[26]. Assim, para aços tais como, AISI410, CA15 e AISI420, é impossível à estabilização de austenita retida por partição no intercrítico, mas é possível a nucleação e estabilização de ferrita secundária, o que proporcionaria um certo refino microestrutural.

2.5 Precipitação de Carbonetos na Fase Austenítica

Após solidificação ou durante resfriamento pós-solubilização, dos aços inoxidáveis ou aços ao cromo, há precipitação de compostos inter-metálicos, nitretos e carbonetos. Nos aços inoxidáveis martensíticos, compostos intermetálicos são de pouca relevância por serem de difícil nucleação e de crescimento lento[27].

Segundo o diagrama da figura 2.31, em um aço 0,1%C, entre aproximadamente 0 e 5% de cromo a 600°C, deveria ocorrer a precipitação de M_7C_3 , e com 12% de Cr a 600°C deveria ocorrer tão somente $M_{23}C_6$ [13,27].

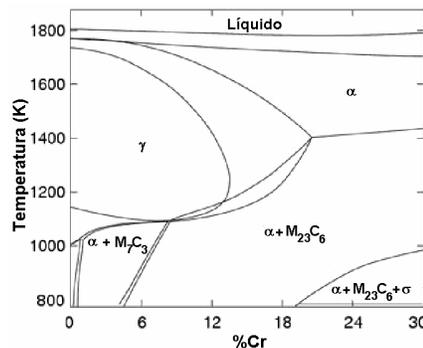


Figura 2.31 Precipitação de carbonetos durante resfriamento lento em função do cromo em aço 0,1% de carbono[13,27].

Já no diagrama de um aço inox 13% de Cr da figura 2.32, que evidencia a evolução das fases precipitadas em função do percentual de carbono, a 600°C, tem-se precipitação de $M_{23}C_6(C_1)$ até aproximadamente 0,7%C, e acima tem-se a precipitação de M_7C_3 até 1%C(C_2)[12,13].

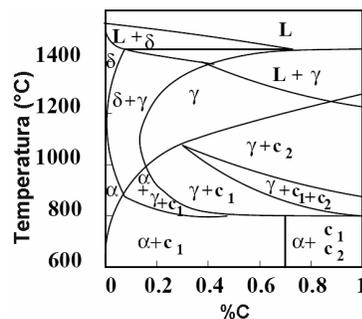


Figura 2.32 Precipitação de carbonetos durante resfriamento lento em função do carbono em aço 13% de cromo[12,13].

Os diagramas acima foram obtidos em condições de resfriamento muito lento, na condição de equilíbrio, o que na prática não ocorre, e então o carboneto $M_{23}C_6$ é na verdade encontrado após longos tempos de envelhecimento na seguinte seqüência de formação[28]:



Segundo Bhadedeshia[28] e outros, quanto mais ligado for o aço inoxidável, mais complexa será a seqüência de precipitação.

2.5.1 $M_{23}C_6$

A notação mais encontrada é $Cr_{23}C_6$, mas átomos de Ni, Mo e Fe podem substituir parcialmente os átomos de cromo, apresenta reticulado CFC com parâmetro de rede 3 vezes maior que o da austenita e se precipita com facilidade em qualquer estagio, mesmo na austenita em resfriamento. Becitt e Clarck[29] mostraram que as interfaces de nucleação e crescimento seguem os planos $\{111\}$ e $\{110\}$, o que propicia uma melhor correspondência atômica com a austenita[27].

Os principais sítios de nucleação em ordem decrescente são: contornos de grãos, contornos de macla incoerentes, contornos de macla coerentes e sítios intragranulares, tais como carbonitreto de nióbio[27].

A precipitação de $M_{23}C_6$ nos contornos de grãos é de grande interesse porque muitas vezes é associada à corrosão intergranular. Lewis e outros[30] determinaram que a precipitação e crescimento podem ocorrer em intervalos de tempo curtos a $750^\circ C$.

Nos contornos de maclas, os carbonetos $M_{23}C_6$ formam placas alongadas e paralelas aos contornos e se precipitam mais lentamente nos contornos coerentes que nos incoerentes[27].

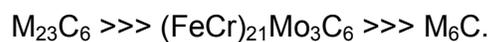
Na precipitação intragranular o $M_{23}C_6$ pode precipitar como placas ou cubóides. Os cubóides crescem a partir de discordâncias e as placas a partir de carbonitreto de nióbio[27].

A presença de boro promove a formação de $M_{23}(C,B)_6$ intragranular. Aumentando-se o percentual de cromo, reduz-se a solubilidade de carbono na austenita e aumenta-se a cinética de precipitação de $M_{23}C_6$. O aumento do percentual de carbono entre 0,02 e 0,08 também aumenta a cinética de precipitação. A presença do molibdênio estabiliza e acelera a formação de $M_{23}C_6$. A presença do nitrogênio reduz a difusividade do cromo e carbono, retardando a precipitação e crescimento do $M_{23}C_6$ [27].

2.5.2 M_6C

O carboneto M_6C também referido como carboneto η , é formado após longos tempos de envelhecimento e é pouco estudado, e assim tem relevância apenas nos aços resistentes ao calor por exemplo. Tem a estrutura CFC do diamante, pode ser rico em molibdênio $(FeCr)_{21}Mo_3C_6$, nióbio (Fe_3Nb_3C) ou silício Cr_3Ni_2SiC [27].

Para um aço AISI 316, o carboneto M_6C assume praticamente a estrutura $(FeCr)_{21}Mo_3C_6$; Weis e Stickler[31] propuseram o seguinte mecanismo de formação após muitas horas(28000 a 60000horas) de envelhecimento a 600°C:



2.6 Aços Inoxidáveis e Aços Inoxidáveis Fundidos

2.6.1 Introdução

À medida que se adiciona mais cromo no ferro base mais espesso se torna o filme protetor de Cr_2O_3 , chamado de camada passiva.

Com uma adição mínima de 12% o aço se torna inoxidável com boa resistência a corrosão atmosférica. Entretanto, de todos os tipos de aços, os graus inoxidáveis são os mais diversificados e complexos, em termos de composição, microestrutura e propriedades mecânicas[8].

A Harry Brearley, um metalurgista de Sheffield, é creditada a descoberta do aço inoxidável martensítico em 1913, quando estava trabalhando no desenvolvimento do cano de um rifle feito em aço. Ele percebeu que ao se adicionar 13% de Cr a um aço comum com 0,3% de carbono, este se tornava inerte ao ataque químico e livre de ferrugem no ambiente do laboratório. Tal aço constitui o aço 420 da especificado pela norma AISI e é de grande utilidade ainda hoje[8].

Devido à necessidade de se desenvolver aços mais apropriados à indústria química, dois empregados da Krupp, Benno Straus e Eduard Mauer, descobriram o aço inoxidável austenítico com a liga Fe-C-Ni-Cr e a patente foi registrada em 1912[8].

Entre os anos de 1920 e 1930, em função do rápido desenvolvimento tecnológico, foram introduzidos os tipos mais populares, tais como 302, 316, 410 e 430. Entretanto até os idos de 1950, os aços inoxidáveis eram considerados metais semipreciosos de alto custo.

Até 1960, os aços inoxidáveis eram produzidos em fornos elétricos a arco com capacidade para 10 toneladas no máximo, numa única etapa onde se fazia adição de sucata de aço, níquel e ferro-cromo. Entretanto a partir de 1970 foram introduzidas novas técnicas de produção. Inicialmente em fornos elétricos com capacidade de até 100 toneladas, o processo se dividia em duas etapas. Na primeira etapa ocorria a fusão rápida da carga a base de sucata de aço, ferro-cromo alto carbono e outras ligas e ferro-ligas. O segundo estágio do processo constituía-se na descarburização e condicionamento final do metal,

através de sopro combinado de oxigênio e argônio(AOD) ou sopro de oxigênio e vácuo(VOD)[8].

Em termos de evolução do aço, a partir de 1970 foram introduzidos os graus com teor de carbono abaixo de 0,03%, diminuindo significativamente os riscos de corrosão intergranular nos graus austeníticos e melhorando a ductilidade e resistência a corrosão dos graus ferríticos. Também a partir de 1970, foram introduzidos os graus ferríticos com baixos teores de intersticiais, com carbono e nitrogênio combinados, inferiores a 200ppm por exemplo, o que proporciona ótima resistência à corrosão, principalmente corrosão sobre tensão em meios cloretados. Outra grande inovação foi o ganho de resistência mecânica proporcionada pela introdução de até 2000ppm de nitrogênio em alguns graus austeníticos, a partir de 1960.

Os tipos duplex(austenita-ferrita) oferecem propriedades de alta resistência mecânica e melhor resistência à corrosão que o aço puramente austenítico.

Embora haja inúmeros aços inoxidáveis e mesmo outras ligas, disponíveis a todos os segmentos da indústria moderna, esses materiais são foco de constante estudo e desenvolvimento. O aço inox na atualidade deixou de ser um material nobre em termos de imagem decorativa ou de desejo, e passou a ser considerado um material nobre do ponto de vista de engenharia, aliando enormes benefícios a custos acessíveis à indústria e ao cidadão comum.

2.6.2 Metalurgia dos Aços Inoxidáveis

O cromo é o elemento mais importante e em teores superiores a 12% estabiliza a ferrita delta. Entretanto, em teores de 13%, a 1050°C a microestrutura é completamente austenítica. Por outro lado, as temperaturas M_s e M_f em um aço com 12% de cromo e 0,10% de carbono é suficientemente alta para haver completa transformação da austenita em martensita durante resfriamento a partir de 1050°C. Mas um aumento do teor de cromo neste aço, conduz a uma transição gradativa da austenita para ferrita, mesmo em altas temperaturas, de 13,5% até cerca de 17% em cromo.

O níquel é um forte estabilizador da austenita e é adicionado ao aço para

preservar a existência do campo austenítico na presença de alto teor de cromo. Assim, um aço com 0,10% de carbono, 18% de cromo e 9% de níquel se mantém numa condição de microestrutura completamente austenítica a 1050°C. Entretanto, tanto pela adição de cromo como pela adição de outras ligas, a faixa M_s - M_f atinge valores abaixo da temperatura ambiente e abaixo de 0°C. A estrutura final é a austenita de baixa resistência e alta conformabilidade. Elementos tais como, silício, titânio e molibdênio também estabilizam a ferrita delta, e elementos tais como, carbono, manganês, nitrogênio e cobre promovem a estabilização da austenita. Todos estes elementos, em maior ou menor proporção, abaixam a faixa de temperatura de início e fim de transformação M_s - M_f .

O balanço entre os elementos estabilizadores da ferrita e austenita determinará a microestrutura final e o tratamento térmico a ser realizado.

2.6.3 Relação entre Composição e Microestrutura

2.6.3.1 Liga Ferro-Cromo

Os aços inoxidáveis mais simples consistem basicamente da liga Fe-Cr, mas desse sistema binário, pode resultar uma ampla variedade de microestruturas com diferentes propriedades. O diagrama Fe-Cr para um aço com 0,10% de carbono, é mostrado 2.33[8].

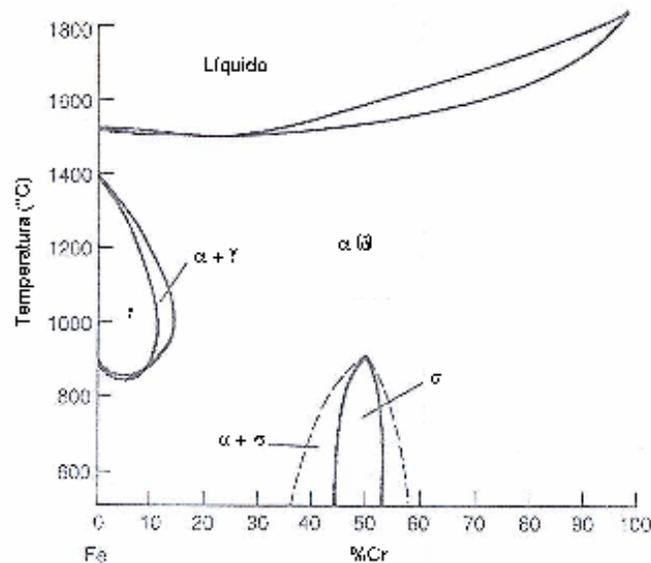


Figura 2.33 Diagrama Fe-Cr para uma liga com 0,10%C[8].

Há duas características que merecem destaque:

- A presença da fase sigma com 50% de cromo;
- o campo austenítico, freqüentemente chamado de “loop” austenítico.

As ligas comerciais com 0,10% de carbono e teor de cromo variando na faixa de 11 a 13% apresentam alto grau de temperabilidade de modo que austenitizando a 1050°C e resfriando ao ar até a temperatura ambiente, se obtêm uma estrutura completamente martensítica até uma profundidade de 100mm; e se for temperado ao óleo, a profundidade aumenta para 500mm. A faixa de início e fim de transformação situa-se acima da temperatura ambiente, assim austenita retida não é motivo de preocupação[8].

O fato da temperatura de 1050°C representar um ponto de máxima solubilidade do cromo na austenita com 13,5% de cromo solúvel, tornou esta à temperatura de solubilização de carbonetos e austenitização para muitas ligas comerciais Fe-Cr.

Quando o percentual de cromo ultrapassa a marca de 13,5%, a 1050°C a estrutura nesta temperatura passa a apresentar um misto de austenita e ferrita delta. A austenita em resfriamento inicia sua transformação na temperatura M_s

a ferrita delta permanece inalterada e concorre com o percentual de martensita na matriz.[8].

Ambas as ferritas delta(δ) e alfa(α) são cúbicas de corpo centrado, mas a ferrita δ é resultante direta da solidificação e a ferrita α é resultante da transformação da austenita instável.

A presença da ferrita delta aumenta de 0% com 13,5% em cromo a 100% com 18% de cromo, assim nesta ordem, resfriando-se o aço a partir de 1050°C, estrutura varia de 100% de martensita com 13,5% em cromo a 0% com 18% em cromo.

Acima de 18% de cromo, a estrutura torna-se completamente ferrítica e a resistência à corrosão aumenta gradativamente, mas há uma tendência à formação da fase sigma extremamente fragilizante, que se forma em temperaturas entre 600 e 900°C com composição em torno de 50% de cromo.

2.6.3.2 Liga Ferro-Cromo-Níquel

Se o cromo restringe a formação da austenita, o níquel tem efeito contrário, como mostrado na figura 2.34, o níquel expande o campo austenítico[8].

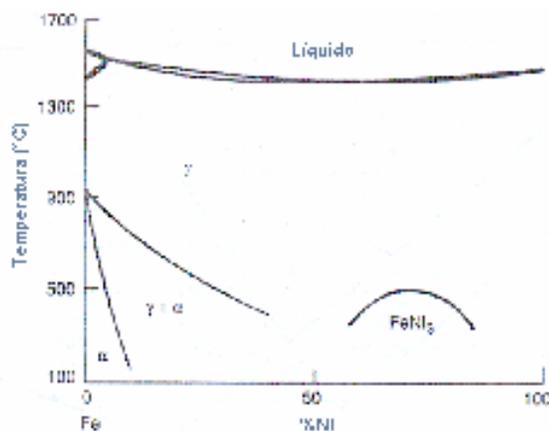


Figura 2.34 Diagrama Fe-Ni[8].

Um aço com 17% de cromo e 0,1% de carbono, a partir de 5% de níquel adicionado torna-se totalmente austenítico a 1050°C. Entretanto adições de níquel superiores a 4% causam a depressão da faixa de transformação M_s - M_f ,

de modo a M_f situar abaixo da temperatura ambiente. Adições de níquel acima de 5%, também causam decréscimo da dureza pela transformação incompleta da austenita e conseqüente presença de austenita retida.

2.6.3.3 Outras Adições de Liga

O carbono e o nitrogênio são os elementos com maior potencial de estabilização da ferrita. Elementos tais como o titânio e o nióbio, além de serem fortes na estabilização da ferrita, têm efeitos adicionais, sendo, fortemente nitretantes e formadores de carbonetos, e assim inibem o efeito ou parte do efeito proporcionado pelo nitrogênio e carbono.

Entretanto, todos os elementos, agem de modo a abaixar a temperatura de início de transformação, M_s . A temperatura M_s pode ser determinada pela equação formulada por Atkins[33]:

$$M_s(^{\circ}\text{C}) = 539 - 423C - 30,4Mn - 12,1Cr - 17,7Ni - 7,5Mo \quad (2.4)$$

E pela equação de Steven e Heynes[2]:

$$M_s(^{\circ}\text{C}) = 561 - 474C - 33Mn - 17Cr - 17Ni - 21Mo \quad (2.5)$$

Mas a microestrutura final de um aço inoxidável depende ainda de dois fatores:

- Do balanço entre os elementos estabilizadores de ferrita e austenita em altas temperaturas;
- Dos elementos composicionais presentes na liga, os quais controlam a faixa de transformação M_s - M_f e o grau de formação da martensita em resfriamento até a temperatura ambiente.

Uma previsão microestrutural muito aproximada pode ser vista no diagrama de Schaeffler, modificado por Schneider[26], mostrado na figura 2.35.

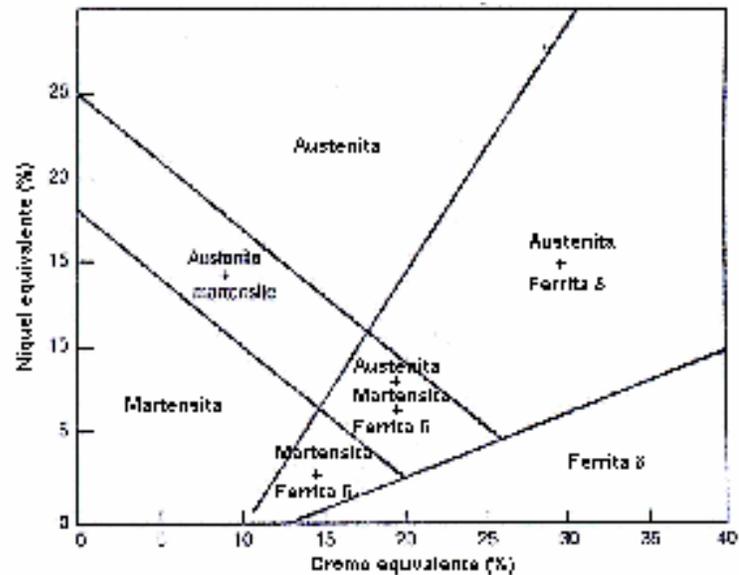


Figura 2.35 Diagrama de Schaeffler, modificado por Schneider[8].

A temperatura de solubilização é 1050°C e o resfriamento é feito de modo rápido até a temperatura ambiente. Neste diagrama, a formação de martensita, ferrita e austenita é função do cromo equivalente e níquel equivalente. Estes parâmetros podem ser calculados de acordo com as seguintes fórmulas mostradas[2]:

$$\begin{aligned} Cr_{\text{equivalente}}(\%) = & (Cr) + (2Si) + (1,5Mo) + (5V) + (5,5Al) + (1,75Nb) \\ & + (1,5Ti) + (0,75W) \end{aligned} \quad (2.6)$$

$$Ni_{\text{equivalente}}(\%) = (Ni) + (Co) + (0,5Mn) + (0,3Cu) + (25N) + (30C) \quad (2.7)$$

Todas as concentrações são expressas em porcentagem em peso.

2.6.4 Designações da Norma ASTM para os Aços Inoxidáveis Fundidos

A norma ASTM, para diferir da designação de forjado, adotada pelo Instituto Americano de Ferro e Aço(AISI), segue a designação adotada pelo Instituto de Ligas Fundidas(ACI)[2].

A letra inicial da designação do aço fundido adotado pela ACI ou norma ASTM, é C para indicar resistência a corrosão ou H para indicar resistência ao calor. A segunda letra representa o percentual combinado de cromo e níquel, mas o fator determinante é o percentual de níquel na liga, alternando se de A, nível mais baixo, a Z, superior em torno dos 70%. A figura 2.36 mostra o código de letras utilizados em função do teor de níquel na liga ferro-níquel-cromo[2].

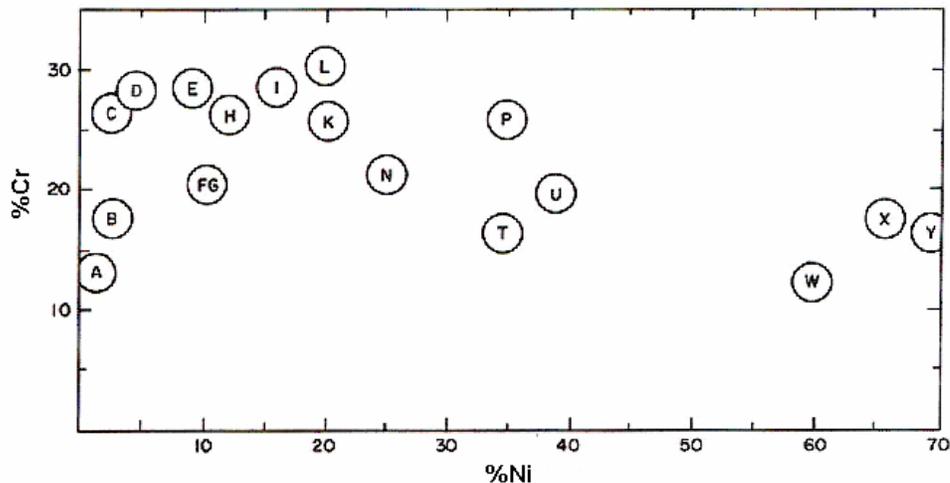


Figura 2.36 Diagrama esquemático para classificar os aços resistentes a corrosão segundo designações da norma ASTM[2].

A porção numérica indica o percentual máximo de carbono contido na liga. Se outros elementos de liga estão presentes, a letra inicial deste elemento é encaixada após a porção numérica. Assim a liga CF8M, em percentuais médios, é uma liga com carbono máximo em 0,08%, cromo de 19%, Ni de 9% e molibdênio da ordem de 2,5%.

2.6.5 Aços Inoxidáveis Fundidos Conforme Norma ASTM

2.6.5.1 Aços Martensíticos

As ligas martensíticas ou caracteristicamente martensíticas são: CA15, CA40, CA15M e CA6NM. Uma ampla faixa de propriedades mecânicas pode ser alcançada neste grupo, onde a resistência mecânica pode variar entre 600 e 1500MPa e a dureza pode alcançar valores da ordem de até 500HB. Tudo resulta do tratamento térmico empregado, que além de promover aumento nas propriedades mecânicas, pode propiciar excelentes propriedades de resistência à corrosão em diversos meios, além de promover boa soldabilidade[2].

O aço CA40 é considerado a liga mais pobre e o CA6NM, a liga mais nobre entre os aços martensíticos da norma ASTM.

A forte resistência à corrosão e a cavitação, proporcionada pela estrutura martensítica de um aço liga, tem feito do aço martensítico o preferido para aplicações em bombas, compressores, válvulas, turbinas, propulsores, hélices e componentes de máquinas.

2.6.5.2 Aços Ferríticos

Os aços caracterizados pela estrutura ferrítica são: CB30 e CC50. São ligas que normalmente não são endurecíveis por tratamento térmico. Mas se o cromo for trabalhado no mínimo da faixa, e níquel e carbono no máximo, e for feito um tratamento térmico conveniente na liga, pode haver formação de considerável quantidade de martensita[2].

O aço CB30 tem melhor resistência à corrosão galvânica que o CA e por isso, muitas vezes é preferido para a produção de corpos de válvulas e de recipientes para a indústria química e de alimentos. O tipo CC50 apresenta boa resistência à corrosão em meios oxidantes, tais como ácido sulfúrico, misturas à base de ácido nítrico, e líquidos alcalinos, e se destina, principalmente a indústria de celulose e mineração na presença de água ácida[2].

2.6.5.3 Aços Endurecíveis por Precipitação

O aço CB7Cu é o único aço inoxidável endurecível por precipitação, designado pela norma ASTM. É uma liga martensítica, de baixo carbono, com alguma austenita retida e ferrita, ambas dispersas na matriz. Partículas sub-microscópicas de cobre também se dispersam pela matriz, quando tratado termicamente para envelhecimento numa faixa de temperatura entre 480 e 590°C. Tem resistência à corrosão intermediária, se comparado aos aços CA e CF, e é utilizado sob condições, onde resistência à corrosão e resistência mecânica são requisitos, assim sua aplicação abrange desde peças de aço fundidas para aviação, até a indústria de alimentos[2].

2.6.5.4 Aços Duplex

O aço CD4MCu e outras ligas da norma ASTM são ligas austenita-ferrita com o percentual volumétrico de ferrita variando entre 40 e 60%. Mesmo as ligas austeníticas tendo algum percentual de ferrita, a tipo duplex é caracterizada por ter em sua composição, 24 a 26% de cromo e 4 a 9% de níquel. O tipo duplex também se caracteriza por ter resistência mecânica mais alta que o tipo CF. Mas a resistência à corrosão é similar, e assim sua utilização se presta a aplicações em baixas temperaturas, com boa resistência a corrosão por “pitting” ou galvânica[2].

2.6.5.5 Aços Austeníticos

Inclui-se neste grupo os aços CH20, CK20, CK3McuN e CN7M. Os aços CH20 e CK20 são ligas alto cromo e alto carbono, completamente austeníticas, cujo percentual de cromo excede o de níquel. Elas oferecem melhor resistência ao ácido sulfúrico diluído que o aço CF-8 e maior resistência mecânica em elevadas temperaturas. Ao se trabalhar com ácido sulfúrico em várias concentrações em temperaturas de até 300°C e com ácido clorídrico em

concentrações de 150ppm, a liga CK3MCuN com até 6% de molibdênio é indicada, principalmente para situações agressivas de corrosão por “pitting”[2].

2.6.5.6 Aços Austeníticos com Ferrita

Neste grupo de ligas se enquadram os seguintes aços: CE30, CF3, CF3MN, CF8, CF20, CF3M, CF8M, CF8C, CF16F e CG8M. Estes aços contêm entre 5 e 40% de ferrita, dependendo da composição química e do tratamento térmico de solubilização[2].

A presença da ferrita no aço inoxidável austenítico acarreta três conseqüências principais: melhor resistência mecânica, melhor soldabilidade e maximização da resistência à corrosão em meios específicos.

A ferrita melhora a resistência à corrosão sob tensão, pelo fato de bloquear a trinca em propagação, e por diminuir o efeito da sensitização, porque a formação de carbonetos é preferencial no grão ferrítico, não ocorrendo no contorno do grão austenítico.

Os aços puramente austeníticos não são endurecíveis por tratamento térmico, mas quando a composição química e o tratamento térmico são favoráveis, há formação de ferrita e ocorre um aumento na resistência mecânica da liga.

Entretanto, a presença da ferrita não é totalmente benéfica, pois reduz a tenacidade da liga, e em aplicações em altas temperaturas, em torno de 475°C, ocorre fragilização com perda de tenacidade pela formação de um composto intermetálico(fase sigma) constituído de 80% cromo e 20% ferro, associado a ferrita, a qual aniquila a tenacidade do aço.

A relação entre composição química e microestrutura no aço fundido permite ao fundidor prever e controlar o conteúdo de ferrita formada na liga. Assim Schoefer, a partir do diagrama de Schaeffler para material de solda em aço inox, desenvolveu para ligas Cr-Ni fundidas um diagrama relacionando o número de ferrita a uma razão cromo equivalente e níquel equivalente, vide figura 2.37[2].

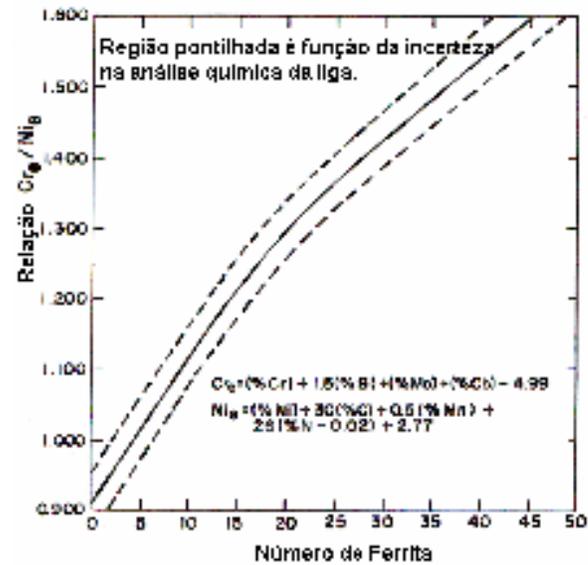


Figura 2.37 Diagrama $Cr_{equivalente}/Ni_{equivalente} - N^o$ de ferrita[2].

Deve-se destacar entretanto, que esse número de ferrita não representa o percentual volumétrico de ferrita no aço, mas representa a indução magnética ou resposta à aplicação de um determinado campo magnético aplicado. O procedimento para determinar a quantidade de ferrita por meio magnético, é disponibilizado pela norma ASTM-A799 e A800.

2.7 Aço Inoxidável CA15 Conforme Norma ASTM

O aço CA15 é um aço inoxidável martensítico com a mínima inoxidabilidade, ou seja, o percentual mínimo de cromo é 11,5%, tornando-o resistente à corrosão atmosférica. É um aço de boa temperabilidade, mesmo ao ar.

O aço CA15 é especificado como aço para fundição em três designações da norma ASTM[33,34,35]:

- ASTM A217

Padrão de especificação para aços fundidos: inoxidáveis martensíticos, e liga, para componentes trabalhando sob pressão e em altas temperaturas.

- ASTM A487

Padrão de especificação para aços fundidos: adequados a trabalhos sob pressão.

- ASTM A743

Especificação padrão para fundidos: em ligas de ferro-cromo, ferro-cromo-níquel, resistentes a corrosão, para aplicações gerais.

A composição química típica é mostrada na tabela 2.1[33,34,35].

Tabela 2.1 Composição química do aço CA15 conforme norma ASTM[33,34,35].

Grau	Tipo	Composição(% em Peso)															
		C		Mn		Si		P		S		Cr		Ni		Mo	
		Mín.	Máx.	Mín.	Máx.	Mín.	Máx.	Mín.	Máx.	Mín.	Máx.	Mín.	Máx.	Mín.	Máx.	Mín.	Máx.
CA15	12Cr	-	0,15	-	1,0	-	1,5	-	0,04	-	0,04	11,5	14,0	-	1,0	-	0,50

As propriedades mecânicas gerais são mostradas na tabela 2.2[33,34,35].

Tabela 2.2 Propriedades mecânicas típicas do aço CA15 conforme norma ASTM[33,34,35].

Designação Prévia	Limite de Resistência (Kgf/mm ²)	Limite de Escoamento Al.= 0,2% (Kgf/mm ²)	Alongamento Mínimo L _o = 4 x Ø _o (%) ^A	Redução de Área Mínima Ø _o = 12,5mm (%)
CA-15	62,0	45,0	18,0	30,0

2.7.1 Microestrutura

É um aço em que a estrutura tipicamente martensítica predomina, como mostrado na fotomicrografia da figura 2.38.

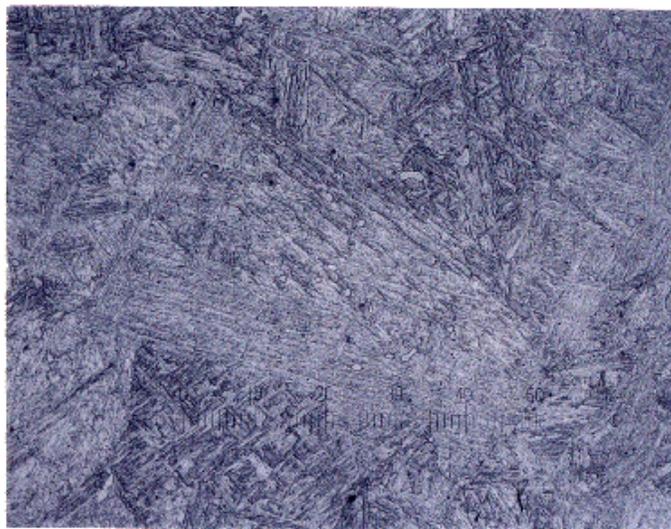


Figura 2.38 Estrutura do aço inoxidável CA15, ataque Pícrico-HCl. Microscopia ótica com aumento de 100 vezes.

2.7.2 Equivalência em Outras Especificações

Usando-se o “Software Key to Steel”, um banco de dados com mais de 20000 composições químicas e graus padronizados em normas e designações de mais de 30 países, no modo de referência cruzada tem-se equivalências mostradas na tabela 2.3[11].

Tabela 2.3 Equivalências do aço CA15 por outras normas segundo “Key to Steel”[11].

Material	Norma	País
SA-487 Grau CA15A	ASME	USA
GX 40CrSi 13	DIN	ALEMANHA
SCM 3	JIS	JAPÃO
SCH 3	JIS	JAPÃO
SCH 1	JIS	JAPÃO
40CrSi 13	MSZ	HUNGRIA
T 40 SiCr 130	STAS	ROMÊNIA
G X 35Cr 13	UNI	ITÁLIA
1.4729	WN	ALEMANHA
AS-217 Grau CA15	ASME	USA
X 2 CrMoSiS 18-2-1	DIN	ALEMANHA
J91151	UNS	USA
1.4106	WN	ALEMANHA

2.7.3 Metalurgia do Aço CA15

O diagrama de Shaeffler modificado por Schneider[26] evidencia concorrência entre ferrita e martensita, a partir do aço austenitizado e solubilizado a 1050°C e resfriado ao ar até a temperatura ambiente.

Com base no diagrama Fe-Cr com percentual de carbono 0,10%, mostrado na figura 2.39, fica claro que mesmo a temperatura de 1050°C sendo a mínima temperatura para a solubilização de carbonetos, é interessante austenitizar o aço CA15 com um percentual de Cr no máximo da faixa(14%), em

temperaturas entre 900 e 950°C, garantindo-se assim a completa austenitização da matriz. Em função do teor de carbono não ultrapassar 0,15%, a solubilização de carbonetos de cromo e compostos intermetálicos a base de ferro e cromo não é crítica. Entretanto, se o percentual de cromo não ultrapassar 13%, este aço pode ser austenitizado entre 880 e 1050°C[8,32].

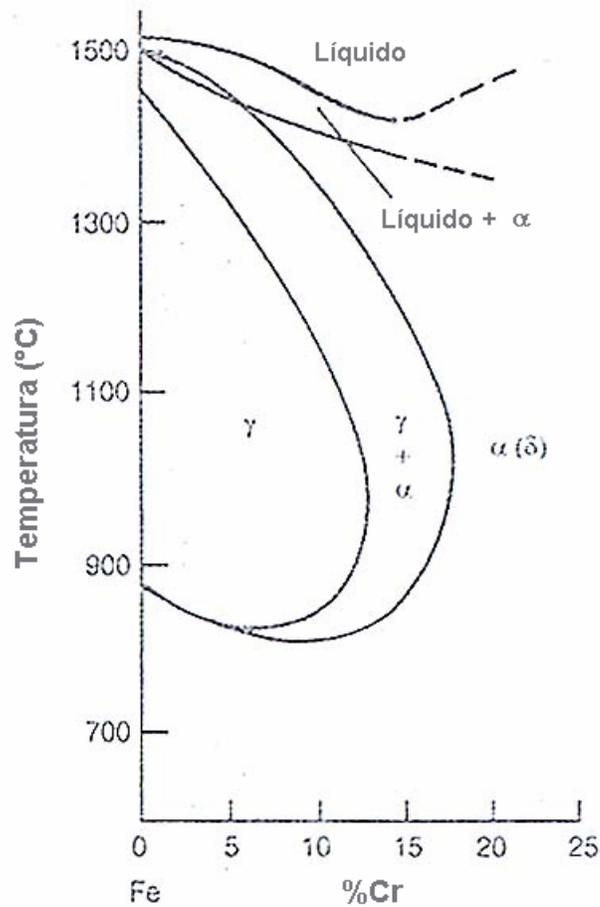


Figura 2.39 Diagrama Fe-Cr para uma liga com 0,10%C[8].

O diagrama TTT, (Tempo, Temperatura e Transformação), mostrado na figura 2.40, indica que para um aço CA15 resfriado rapidamente, pode se ter uma microestrutura completamente martensítica. A faixa início e fim de transformação M_s e M_f , varia em torno de 350 e 180°C, respectivamente[32,36].

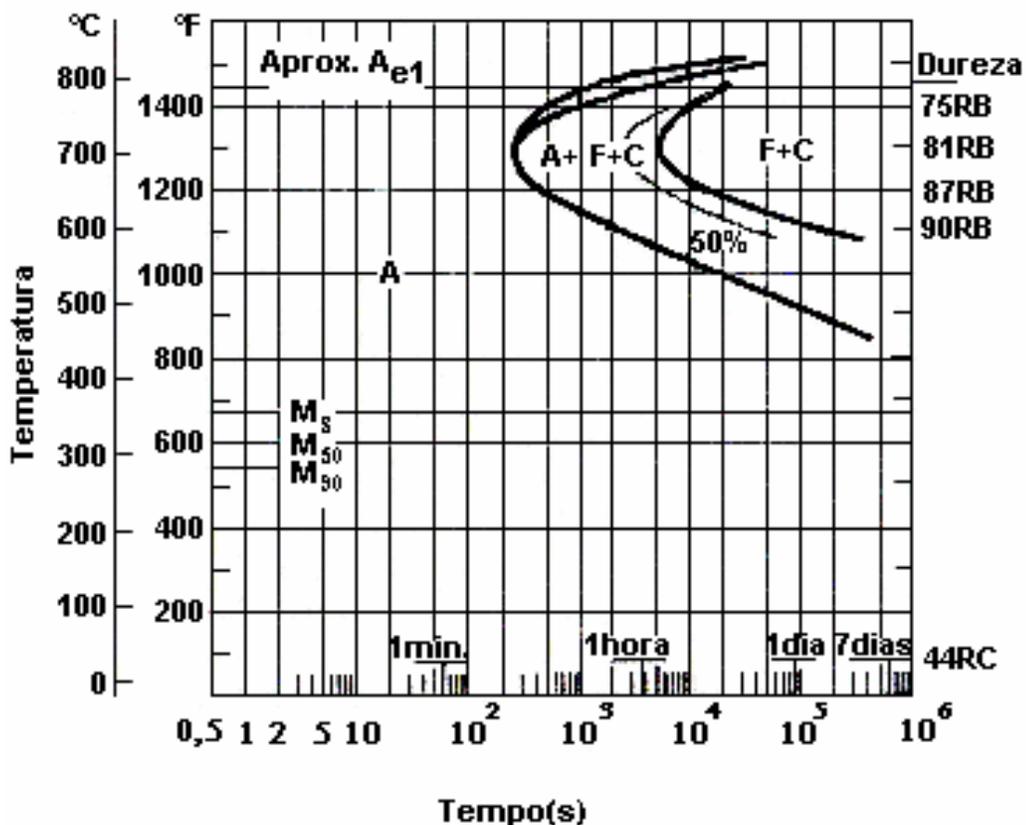


Figura 2.40 Curva TTT para um aço 0,10%C-12%Cr, equiparável ao aço CA15[36].

Mas também se vê que em torno de 750°C, encontra-se o cotovelo da curva que separa os campo ferrítico e austenítico do aço em transformação. Assim é admitido no aço martensítico CA15 resfriado ao ar, mesmo sob resfriamento forçado, um percentual de ferrita e perlita de até 40% na estrutura bruta de têmpera[37,38,39], como mostrado no diagrama da figura 2.41 para uma barra de prova padrão[36].

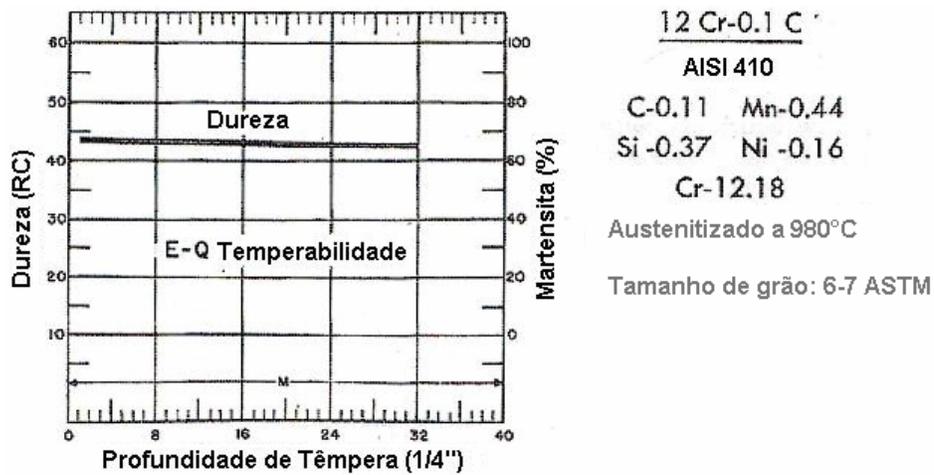
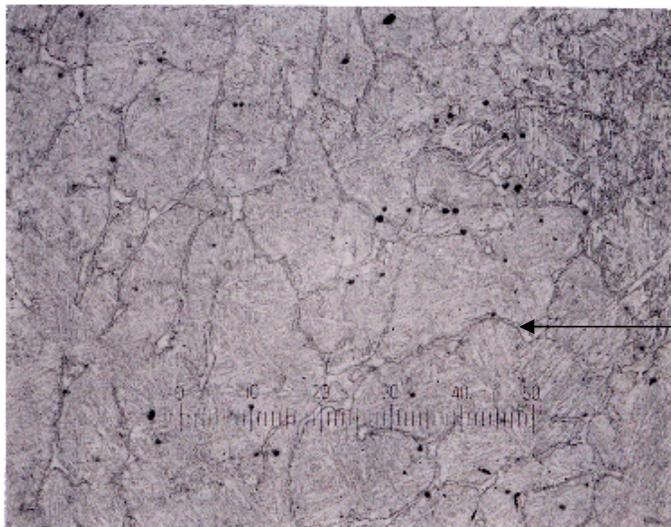


Figura 2.41 Gráfico profundidade de têmpera para um aço tipo 410, equivalente ao aço CA15 fundido[36].

Nas figuras 2.42 e 2.43 são apresentadas duas micrografias para evidenciar a tendência deste aço conter ferrita. No primeiro caso houve a formação de uma extensa malha de ferrita no contorno austenítico, antes da formação da martensita. A segunda metalografia evidencia a presença de nódulos ou manchas de ferrita, também nas regiões de contorno e pontos tríplices do grão austenítico.



Rede de ferrita no contorno do grão austenítico.

Figura 2.42 Estrutura do aço inoxidável CA15, ataque Pírico-HCl.

Microscopia ótica com aumento de 100 vezes.

Após tratamento térmico conforme a norma ASTM A743 e realização de

ensaios mecânicos, detectou-se expressiva queda nos valores de alongamento e redução de área, e para efeito de investigação foi feito um ensaio metalográfico. Observou-se uma nucleação anormal de ferrita no contorno do grão austenítico, antes da têmpera, que cresceu, formando uma rede intergranular de ferrita. Supõe-se que durante o tratamento térmico de austenitização, houve um descontrole na operação do forno, e a temperatura atingiu o campo austenita-ferrita, ou seja, a temperatura e o tempo foram efetivos para completo “bordeamento ferrítico”, mas não suficientemente alta para desestabilizar por completo o grão austenítico e formar grão ferríticos.

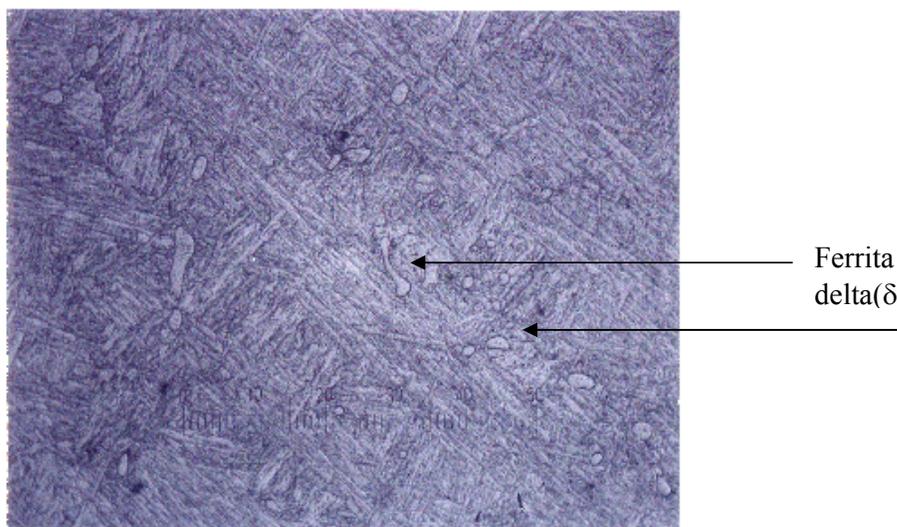


Figura 2.43 Estrutura do aço inoxidável CA15, ataque Pícrico-HCl. Microscopia ótica com aumento de 100 vezes.

Na figura 2.43, percebe-se nitidamente a presença de coágulos de ferrita no contorno de grão austenítico antes da têmpera. Pelo formato da ferrita e posições particulares ocupadas nos contornos de grão e pontos tríplices, é razoável afirmar que é ferrita delta, e esta tendeu a solubilizar, mas a combinação tempo e temperatura não foi suficiente para propiciar completa austenitização da estrutura antes da têmpera.

Na condição bruto de têmpera, a dureza do aço CA15, pode ultrapassar com facilidade 400HB. Um tratamento térmico de revenimento adequado é necessário para propiciar boa resistência mecânica e ductilidade. Entre os anos 1950 e 1960, Irvine e Pickering[40] fizeram as seguintes observações, no

tocante ao revenimento dos aços com 12% de cromo e 0,10% de carbono:

- Inicialmente, à temperatura ambiente, a estrutura é martensítica com finos carbonetos Fe_3C dispersos na matriz;
- Após revenimento a $350^\circ C$, a quantidade de carboneto Fe_3C aumenta, mas a dureza não cai mais que 10 HB;
- Revenindo-se a $450^\circ C$, há endurecimento secundário, em função da precipitação do carboneto Cr_7C_3 e pequena quantidade de carboneto M_2X na forma de Cr_2C ;
- A principal mudança ocorre durante revenimento a $500^\circ C$; a dureza cai a valores abaixo de 240HB, dependendo do tempo. Isso foi atribuído à precipitação e crescimento de grandes partículas de carboneto $M_{23}C_6$ ricas em cromo, nas placas de martensita e contornos de grão da austenita original;
- Daí por diante, até $750^\circ C$, a dureza cai a valores inferiores a 200HB, em função da solubilização de carbonetos Cr_7C_3 e contínuo crescimento das partículas $M_{23}C_6$.

Concluiu-se que revenindo-se acima de $600^\circ C$, o aço perdia praticamente toda dureza associada à estrutura martensítica.

2.7.4 Propriedades

O aço CA15 é de boa resistência à corrosão atmosférica e a muitos compostos orgânicos; a resistência mecânica na condição de temperado e revenido pode atingir os 900MPa, limite de escoamento em torno de 800MPa e alongamento de 20%. Assim o aço CA15 é indicado a aplicações em sistemas de dutos para alimentação de caldeiras e aplicações com óleo ou derivados de petróleo.

O tipo CA40 é uma modificação do aço CA15, com carbono especificado entre 0,20 e 0,40% e é uma opção em aplicações onde à resistência mecânica é requerida em prejuízo da ductilidade, mas com custo similar.

O tipo CA15M é outra modificação do aço CA15, cuja adição entre 0,15 e 1,0% de molibdênio proporciona maior resistência em altas temperaturas.

Entretanto, o aço CA15 pode ser utilizado em temperaturas moderadamente

altas, de até 540°C na presença de ácido sulfúrico e compostos petroquímicos, com boa resistência a corrosão, ou em temperaturas de até 570°C na presença de ácido clorídrico, mantendo excelente resistência à corrosão galvânica[2].

A resistência à tração e o limite de escoamento a 300°C é da ordem de 85% do obtido a temperatura ambiente, mas a 550°C, estas grandezas se reduzem a 55 e 60% respectivamente, limitando-se sua utilização a temperaturas inferiores a 400°C, em benefício de parâmetros de resistência mecânica superiores a 80% em relação ao alcançado em temperatura ambiente[2].

A tensão de ruptura sob fluência é estimada em 290MPa em 100 horas a 480°C e 250MPa em 1000 horas a 480°C[2].

A soldabilidade do aço CA15 é prejudicada, principalmente pela ausência do molibdênio, pela presença do carbono máximo alcançando valores de 0,15% e pela própria característica de forte endurecimento da liga. Assim designações, tal como a A217 da norma ASTM, recomenda uma temperatura mínima de pré-aquecimento de 200°C. Além das características específicas do eletrodo, que deve ter entre outras, percentual de carbono inferior a 0,10%, deve-se atentar para a realização de passes curtos e em temperaturas que não excedam em demasia a temperatura de pré-aquecimento[2].

2.8 Aço Inoxidável CA6NM Conforme Norma ASTM

O aço inoxidável martensítico CA6NM teve sua concepção com base no aço CA15; é um aço mais nobre em termos de liga e benefício. O teor de carbono foi reduzido a percentuais inferiores a 0,06%, melhorando a tenacidade da martensita e a soldabilidade. A presença do níquel na faixa de 3,5 a 4,5% compensa o efeito ferritizante proporcionado pelo alto percentual de cromo na faixa de 11,5 a 14,0% e pelo baixo teor de carbono, e melhora também a resistência ao impacto em baixas temperaturas. A presença de molibdênio proporciona melhorias na resistência mecânica e resistência à corrosão em ambiente marinho.

O aço CA6NM é especificado como aço para fundição em quatro designações da norma ASTM[34,35,39,41]:

- ASTM A352

Padrão de especificação para aços fundidos: ferríticos e martensíticos, para componentes trabalhando sob pressão e também trabalhando em baixas temperaturas.

- ASTM A356

Padrão de especificação para aços fundidos: ao carbono, baixa liga e Inoxidáveis, para componentes tais como, turbinas a vapor com paredes grossas.

- ASTM A487

Padrão de especificação para aços fundidos: adequados a trabalhos sob pressão.

- ASTM A743

Especificação padrão para fundidos: em ligas de ferro-cromo, ferro-cromo-níquel, resistentes a corrosão, para aplicações gerais.

A composição química típica desse tipo de aço é mostrada na tabela 2.4[34,35,39,41].

Tabela 2.4 Composição química do aço CA6NM conforme norma ASTM[34,35,39,41].

Grau	Tipo	Composição(% em Peso)															
		C		Mn		Si		P		S		Cr		Ni		Mo	
		Mín.	Máx.	Mín.	Máx.	Mín.	Máx.	Mín.	Máx.	Mín.	Máx.	Mín.	Máx.	Mín.	Máx.	Mín.	Máx.
CA6NM	12Cr/4Ni	-	0,06	-	1,0	-	1,0	-	0,04	-	0,03	11,5	14,0	3,5	4,5	0,40	1,0

As propriedades mecânicas gerais são mostradas na tabela 2.5[34,35,39,41].

Tabela 2.5 Propriedades mecânicas típicas do aço CA6NM conforme norma ASTM[34,35,39,41].

Designação Prévia	Limite de Resistência (Kgf/mm ²)	Limite de Escoamento Al.= 0,2% (Kgf/mm ²)	Alongamento Mínimo L _o = 4 x Ø _o (%) ^A	Redução de Área Mínima Ø _o = 12,5mm (%)
CA-6NM	75,5	55,0	15,0	35,0

2.8.1 Microestrutura

O aço CA6NM que tem sua microestrutura mostrada em duas fotomicrografias, figuras 2.44 e 2.45, se caracteriza como um aço tipicamente martensítico. Essas duas fotomicrografias são de um mesmo aço CA6NM, temperado e revenido conforme designação A743 da norma ASTM, em duas ampliações, 100 e 200 vezes.



Figura 2.44 Estrutura do aço inoxidável CA6NM temperado e revenido, ataque Pícrico-HCl. Microscopia óptica com aumento de 100 vezes.



Figura 2.45 Estrutura do aço inoxidável CA6NM temperado e revenido, ataque Pícrico-HCl. Microscopia óptica com aumento de 200 vezes.

2.8.2 Equivalência em Outras Especificações

Usando-se o “Software Key to Steel”, um banco de dados com mais de 20000 composições químicas e aços padronizados em normas e designações de mais de 30 países, no modo de referência cruzada tem-se as equivalências mostradas na tabela 2.6[11].

Tabela 2.6 Equivalências do aço CA6NM por outras normas segundo “Key to Steel”[11].

Material	Norma	País
Z4 CND 13.4M	AFNOR NF	FRANÇA
Z6 CN 13-04	AFNOR NF	FRANÇA
Z8 CD 17-01	AFNOR NF	FRANÇA
SA-487 Cl. CA6NM	ASME	USA
AS-352 Gr. CA6NM	ASME	USA
425 C 12	B.S.	REINO UNIDO
0 Ch 12N 4 ML	BDS	BULGÁRIA
X3CrNiMo13-4	DIN	ALEMANHA
G-X 5CrNi 13 4	DIN	ALEMANHA
X4CrNi13-4	DIN	ALEMANHA
X3CrNiMo 13-4(X 4 CrNi 13 4)	DIN	ALEMANHA
1.4313	EN	UNIÃO EUROPEIA
X 3 CrNiMo 13 4	EN	UNIÃO EUROPEIA
SEV 25	JIS	JAPÃO
SV 30	JIS	JAPÃO
SCS 5	JIS	JAPÃO
G-X 5 CrNi 13 4	ONORM	AUSTRIA
X 5 CrNi 13 4 S	ONORM	AUSTRIA
386(G-X 6 CrNi 13 4)	SFS	FINLÂNDIA
X 5 CrNi 13 4	SNV	SUÍÇA
2384	SS	SUÉCIA
X 3 CrNiMo 13-4	UNI	ITÁLIA
G X 6 CrNi 13 04	UNI	ITÁLIA
J91540	UNS	USA
1.4313	WN	ALEMANHA

2.8.3 Metalurgia do Aço CA6NM

O diagrama ferro-cromo-níquel com a relação cromo e níquel de 3/1 é mostrado na figura 2.46[12,21]. Se for tomado o ponto médio do cromo no percentual de 12,5%, o conseqüente percentual de níquel é 4,15%, este ponto representa, com aproximação devido às ausências principais de molibdênio e carbono, o aço CA6NM.

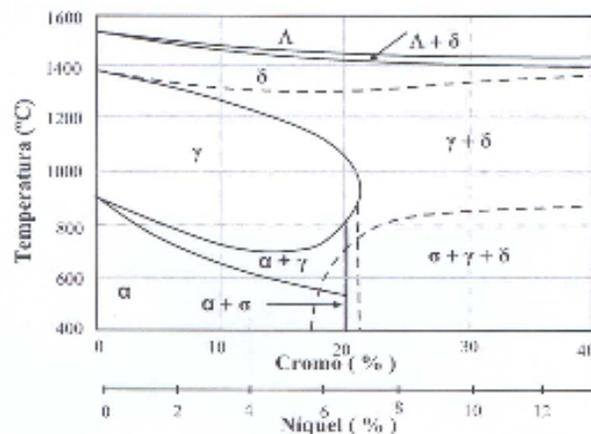


Figura 2.46 Diagrama Fe-Cr-Ni para uma liga com a relação Cr/Ni em 3/1[12,21].

Uma boa opção para estudo seria utilizar este mesmo diagrama em termos do diagrama ferro, cromo equivalente e níquel equivalente.

Observa-se na figura 2.46 que a completa austenitização em aquecimento, ocorre a partir de aproximadamente 720°C e se estende a aproximadamente 1220°C, considerando-se o aquecimento na condição de equilíbrio. Na prática, uma maior velocidade de aquecimento conduz a elevação desta temperatura.

Com a presença de um “loop austenítico”, e a possibilidade de completa austenitização do aço, conduz-se então a possibilidade de uma estrutura bruta de têmpera completamente martensítica, mas dependente da posição do intervalo início e fim de transformação M_s - M_f .

Para cálculo de M_s pode-se utilizar a expressão matemática de Atkins[33], com boa aproximação, e $M_f = M_s - 150^\circ\text{C}$ [21]. Assim tem-se para resfriamento ao ar, M_s a aproximadamente 275°C e M_f a 100°C. Quanto mais rápido for o

resfriamento, maior é a tendência desta faixa de temperatura abaixar.

Assim, a partir da condição totalmente austenitizada, tem-se a possibilidade de se obter a estrutura completamente martensítica do aço em resfriamento ao ar, sem a presença de austenita retida ou ferrita delta. Na figura 2.47[2], representando as curvas TTT comparativas para vários aços inoxidáveis, tem-se um aço com 0,1% de carbono, 12% de cromo e 3% de níquel. Sob as devidas proporções e limitações, a temperabilidade do aço CA6NM pode ser analisada.

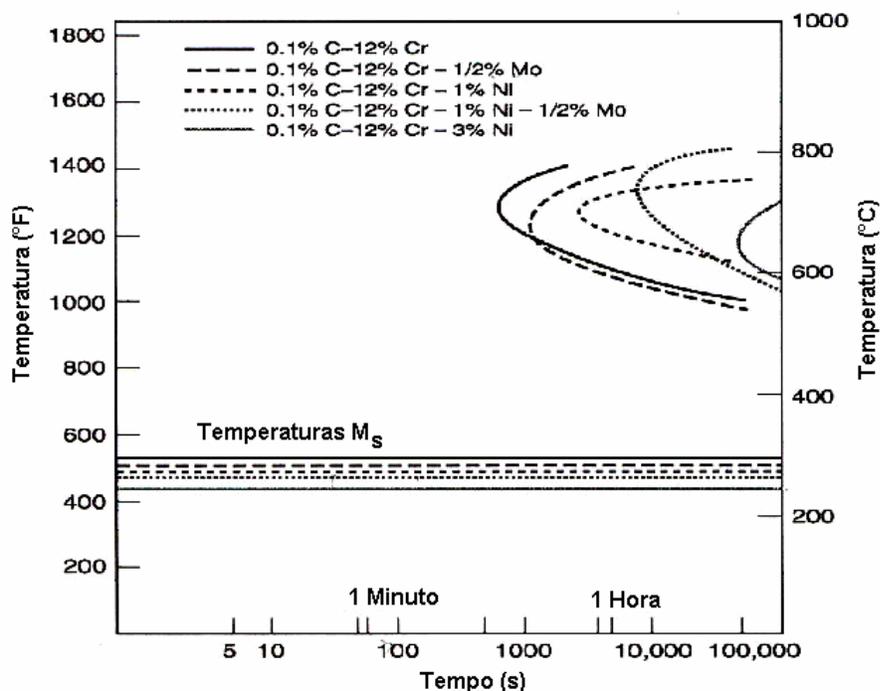


Figura 2.47 Curva TTT para um aço 0,10%C-12%Cr, equiparável ao aço CA6NM[2].

Após têmpera, a dureza do material é muito alta, ultrapassando com facilidade 400HB, e nestas condições o material tem baixa tenacidade e usinabilidade. Assim, é conveniente e é requerido por norma, à realização de um, dois ou mais revenimentos.

Ainda com base no diagrama ferro-cromo-níquel observa-se a presença do campo austenítico-ferrítico, que para o aço CA6NM se inicia em torno de 600°C(AC_1) e termina em AC_3 , a 720°C. A combinação de estrutura

predominantemente martensítica com a presença de austenita residual estável, no aço CA6NM, é benéfica no tocante à tenacidade, mesmo com algum prejuízo à dureza e resistência mecânica[10].

A prática de tratamento térmico conforme designação A487 da norma ASTM[34], requer temperatura de revenimento na faixa entre 565 e 620°C para os aços CA6NM classe A e B. Revenindo-se em temperaturas inferiores a 565°C, não há formação de austenita, e revenindo-se em temperaturas acima de 625°C, devido as condições de difusão e solubilidade, há uma drenagem de soluto da matriz martensítica, que até então é uma estrutura saturada de carbono e outros elementos, e conseqüente enriquecimento da austenita formada durante revenimento. Esta austenita ao ser resfriada é instável e sofre transformação martensítica durante resfriamento. Portanto é conveniente e prático seguir a recomendação da norma ASTM[21].

Além da formação de austenita estável durante revenimento entre 565 e 625°C, para o aço CA6NM valem as mesmas considerações feitas para o aço CA15 por Irvine e Pickering[40]; ou seja, uma dureza elevada, na condição bruto de têmpera, em torno de 430HB, e durante o revenimento há precipitação inicial de Fe_3C , endurecimento secundário devido a precipitação de carbonetos Cr_7C_3 e Cr_2C , e ao fim do processo, em torno de 680°C, ocorre a precipitação e crescimento de partículas de $M_{23}C$, e a dureza cai a valores inferiores a 240HB[35].

Adições de molibdênio em percentuais de até 1% aumentam a resistência ao revenimento, retardando a perda de dureza em temperaturas de até 650°C, permitindo assim sua utilização em altas temperaturas. O efeito de propiciar um endurecimento secundário e ainda retardar o amolecimento da liga, é atribuído a um aumento na cinética de precipitação e estabilização de partículas M_2X (C ou N). Com adição de vanádio até 0,9% pode também ocorrer efeito similar.

Como já citado anteriormente, para o aço CA6NM, classes A e B da norma ASTM designação A487[34], é requerido revenimento final entre 565 e 620°C, para efeito de formação de austenita. Mas para a classe B, em que a resistência requerida pode atingir o valor mínimo de 690 MPa, cerca de 70MPa abaixo do que é exigido para a classe A(760MPa); é requerido um revenimento intermediário entre 665 e 690°C, possivelmente para proporcionar o efeito do

último estágio do revenimento, ou seja, decomposição dos precipitados $M_2X(N$ ou $C)$ e Cr_7C_3 em benefício da formação dos precipitados $M_{23}C$ que propiciará redução de dureza adicional no revenimento final. Assim o aço CA6NM classe B é dotado de grande tenacidade e ductilidade, que com dureza mínima requerida em 255HB, propicia boas condições de usinagem e é indicado para trabalhos em meios sulfurosos, onde uma menor resistência mecânica propicia maior resistência à corrosão sobre tensão.

Ainda pela designação A743, um revenimento intermediário antes do revenimento final, é opcional, mas na prática, constata-se que é necessário fazer um mínimo de dois revenimentos, seguindo procedimentos iguais, ou seja, dois ciclos completos de revenimento. Com apenas um revenimento, a dureza não cai a valores inferiores a 320HB, mas com a realização de um segundo ciclo, a dureza cai a valores inferiores a 285HB, melhorando a tenacidade e resistência mecânica, alongamento e redução de área.

2.8.4 Propriedades

À temperatura ambiente, a resistência mecânica do aço CA6NM é igual ou levemente superior a do aço CA15, em função de ambas as estruturas serem martensíticas. Mas, em função das qualidades propiciadas pelos elementos de liga e pelos efeitos do revenimento, o aço CA6NM apresenta melhor ductilidade e tenacidade. Assim a resistência pode ultrapassar os 850MPa e durezas de 250 a 290HB, com alongamento e redução de área, mínimos de 24 e 60% respectivamente[4].

O aço CA6NM exhibe qualidades para ser utilizado em temperaturas de até 500°C, onde ambos os limites de escoamento e resistência são reduzidos a valores em torno de 70% daqueles obtidos à temperatura ambiente. Entretanto a 300°C, os limites de resistência e escoamento equivalem a 85 e 90% respectivamente, dos valores obtidos a temperatura ambiente[2].

Sob fluência, o aço CA6NM exhibe uma tensão de ruptura de 400MPa a 480°C em 100 horas e 200 MPa a 540°C em 1000 horas[2].

A presença de molibdênio no aço CA6NM aumenta sua resistência à corrosão

em água marinha. Em ambientes com HCl oferece boa resistência à corrosão galvânica em 3000 horas de exposição a 565°C[2].

A presença de 12% de cromo garante a resistência à oxidação em temperaturas elevadas, e a presença do níquel, manganês e silício, auxiliam na estabilidade da camada passiva diminuindo a formação de carepas sob variados ciclos de térmicos.

Em ambientes sulfurosos, tais como em aplicações com derivados de petróleo, com carvão mineral e na indústria química, elementos como o cromo e o silício são benéficos, mas a presença do níquel é prejudicial, principalmente em atmosferas com gases sulfurosos em temperatura da ordem de 800°C. Este efeito se deve a formação de compostos eutéticos à base de enxofre e níquel.

Em baixas temperaturas, o aço CA6NM pode exibir boa resistência ao impacto, mesmo quando inferiores a -100°C. A figura 2.48[2], mostra a variação da tenacidade em deformação plana (K_{Ic}) e resistência à tração em função da variação de temperatura, para um aço CA6NM genérico.

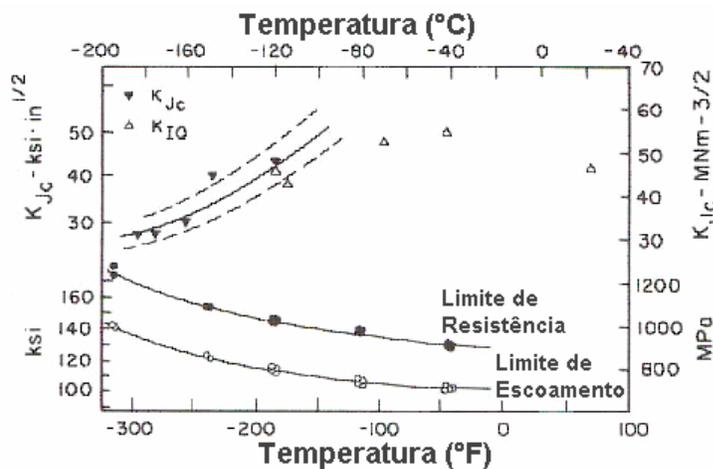


Figura 2.48 Variação da tenacidade e resistência à tração com a temperatura[2].

A resistência à corrosão intergranular, mesmo com baixo percentual de cromo, é fortemente melhorada pela presença do molibdênio e pelo baixo carbono.

A revisão bibliográfica realizada mostra que as propriedades mecânicas dos aços CA15 e CA6NM variam em um largo espectro, dependendo dos tratamentos térmicos e das condições de fabricação. Basicamente, o aço

CA6NM, mais caro pela adição de Ni e Mo, apresenta maior ductilidade que o CA15, mantendo valores iguais ou superiores dos limites de escoamento e resistência. A literatura, apesar de grande quantidade de publicações a respeito, apresenta lacunas de conhecimento ou de resultados quando esses materiais são processados em condições industriais, na fabricação de peças de médio e grande porte. Este trabalho, portanto, tem por objetivo estudar as propriedades mecânicas quando da fabricação de peças reais, em ambiente industrial, e visa comparar os aços CA15 e CA6NM quanto às propriedades obtidas após tratamentos térmicos.

A metodologia apresentada no próximo capítulo mostra em que condições este estudo foi desenvolvido.

3 OBJETIVO DO TRABALHO E METODOLOGIA

O objetivo deste trabalho foi estudar as propriedades mecânicas dos aços CA15 e CA6NM sob as designações A487 e A743, cujas determinações reúnem todos os requisitos, conforme norma ASTM.

O estudo foi feito com base em corpos de provas fundidos em moldes de areia aglomerados com resina alquídica e no sistema furânico-uretânico em processo de cura a frio. Foram determinadas as propriedades mecânicas, em específico: limites de escoamento e de resistência, redução de área, alongamento, dureza e resistência ao impacto em corpos de prova tipo corpos prova tipo “Keel Block”, fundidos conforme a norma ASTM designação A781[42].

Todos os processos de moldagem, fusão, rebarbação, tratamentos térmicos e usinagem, ensaios de impacto, tração a frio, caracterização metalográfica e medidas de durezas, foram feitos nas dependências da Fundação Moreno, em Sertãozinho, Estado de São Paulo, Brasil.

Ensaio de difração de raios X, dilatométrica, caracterização microestrutural e de fratura por microscopia eletrônica e ensaios de tração a quente foram realizados nas dependências da Universidade Federal de São Carlos-UFSCar, São Carlos, Estado de São Paulo, Brasil; utilizando-se da estrutura do Centro de Caracterização e Desenvolvimento de Materiais - CCDM.

Todos os procedimentos de elaboração dos corpos de prova e realização de ensaios de impacto e tração seguiram os requisitos da norma ASTM, designação A370[43].

Ao término dos trabalhos práticos, todos os dados e resultados foram analisados, estudados e organizados de tal forma a permitir não somente uma comparação criteriosa entre as propriedades dos aços CA15 e CA6NM, mas também, incrementar informações de cunho prático além daquelas padronizadas nas designações da norma ASTM, principalmente no que diz respeito à resistência à tração à quente, a resistência ao impacto e temperatura de transição dúctil frágil usando o critério 20,6J.

3.1 Fundição dos Corpos de Prova

As cargas líquidas de ambos os aços CA15 e CA6NM, foram elaboradas em fornos de indução convencionais (cadinho aberto), durante o vazamento de peças em produção pela Fundição Moreno Ltda.

O procedimento de elaboração das ligas foi feito com adição de sucata, adições de ligas e desoxidação com a adição de 0,05% de alumínio, 0,20% de liga CaSi e 0,20% de liga FeSiZr na panela, durante operação de vazamento do forno. A tabela 3.1 mostra uma carga típica para os aços CA15 e CA6NM.

Tabela 3.1 Composição típica de carga para fusão dos aços CA15 e CA6NM.

Composição na Carga(Kg/ 1000Kg metal líquido)									
Grau	Níquel Eletrolítico	Sucata AISI409	CaSi	FeSiZr	FeCr/ BC	Gusa	FeMn/BC	FeMo	Al
CA15	4,0	960,0	2,0	2,0	18,0	12	8	-	0,5
CA6NM	35,0	930,0	2,0	2,0	18,0	-	7,0	10,0	0,5

O tempo de fusão variou entre quarenta e sessenta minutos, e as composições químicas objetivadas foram conforme tabela 3.2.

Tabela 3.2 Composições químicas objetivadas para os aços CA15 e CA6NM fundidos.

Grau	Tipo	Composição(% Peso)													
		C		Mn		Si		P	S	Cr		Ni		Mo	
		Mín.	Máx.	Mín.	Máx.	Mín.	Máx.	Máx.	Máx.	Mín.	Máx.	Mín.	Máx.	Mín.	Máx.
CA15	12Cr	0,08	0,12	0,40	0,80	0,50	1,0	0,04	0,04	11,5	13,5	0,40	0,60	-	0,25
CA6NM	12Cr/4Ni	-	0,06	0,40	0,90	0,50	1,0	0,04	0,04	11,5	14,0	3,50	4,50	0,40	0,90

Após ajuste químico e completa fusão, em torno de 1500°C, as cargas dos aços CA15 e CA6NM foram vazadas nos seus respectivos moldes, em temperaturas em torno de 1570°C.

3.2 Corpos de Prova

Os corpos de prova tipo “Keel Block”, foram fundidos a parte, para ambos os aços CA15 e CA6NM, e em conformidade com determinações da norma ASTM designação A781. Detalhes e dimensões dos corpos de prova são mostrados na figura 3.1[42].

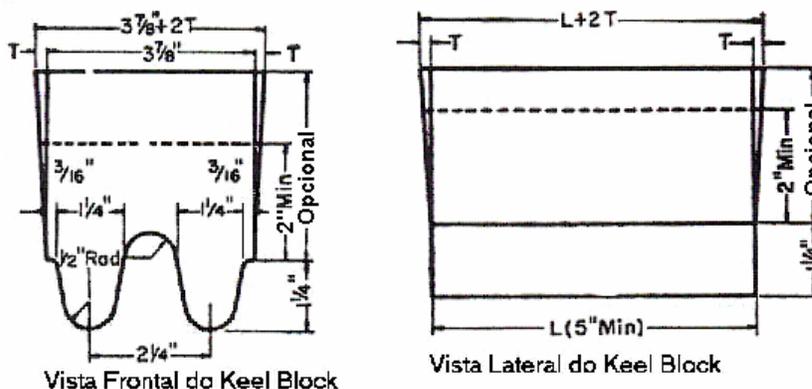


Figura 3.1 Vista lateral e frontal com detalhes e medidas do corpo de prova “Keel Block” dupla perna, adotado pelas designações da norma ASTM[42].

Foram fundidas 30 unidades de corpos de prova do aço CA15 e 30 unidades do CA6NM.

Os corpos de prova do aço CA15 foram obtidos a partir de 2 moldes, com 15 corpos de prova em cada molde, no sistema PEP-SET com a composição mostrada na tabela 3.3.

Tabela 3.3 Composição da areia utilizada para a produção dos moldes utilizados na obtenção dos corpos de prova do aço CA15.

Componente	% em Peso
Areia Nova	100
Furânico Uretânico- Parte 1	0,55
Isocianato de Potássio- Parte 2	0,55
Catalisador	3,5
Fe ₂ O ₃	2,5

Os corpos de prova do aço CA6NM foram obtidos a partir de 3 moldes, com 10 corpos de prova em cada molde, em areia alquídica com a composição

mostrada na tabela 3.4.

Tabela 3.4 Composição da areia utilizada para a produção dos moldes utilizados na obtenção dos corpos de prova do aço CA6NM.

Componente	% em Peso
Areia Recuperada	90
Areia Nova	10
Resina Alquídica	0,9
Catalisador(Isocianato de Potássio)	0,18
Fe ₂ O ₃	2,5

Os corpos de prova de ambos os aços CA15 e CA6NM foram moldados com modelo de isopor, numa disposição tipo “espinha de peixe” com o canal de descida ao centro.

Os primeiros corpos de prova moldados foram do aço CA6NM e optou-se por um espaçamento 50mm entre os corpos de prova, um espaçamento central-longitudinal de 140mm entre os corpos de prova, e por motivos de segurança, um espaçamento de 250mm entre os corpos de prova e as laterais da caixa de moldagem. Após fundição dos corpos de prova, verificou-se que o espaçamento entre as laterais da caixa e os corpos de prova poderia ser reduzido a 50mm com segurança e sem influenciar significativamente as condições de solidificação. Assim para o aço CA15, optou-se pela fundição dos corpos de prova com apenas 2 moldes, havendo somente um acréscimo de 2 modelos por molde e uma redistribuição do espaço interno. O espaçamento transversal ao arranjo, entre os corpos de prova não foi alterado, sendo apenas alterado o espaçamento longitudinal ao arranjo entre os corpos de prova e o espaçamento entre os corpos de prova e as laterais da caixa de moldagem.

A figura 3.2 esquematiza a disposição dos corpos de prova do aço CA15 dentro do molde.

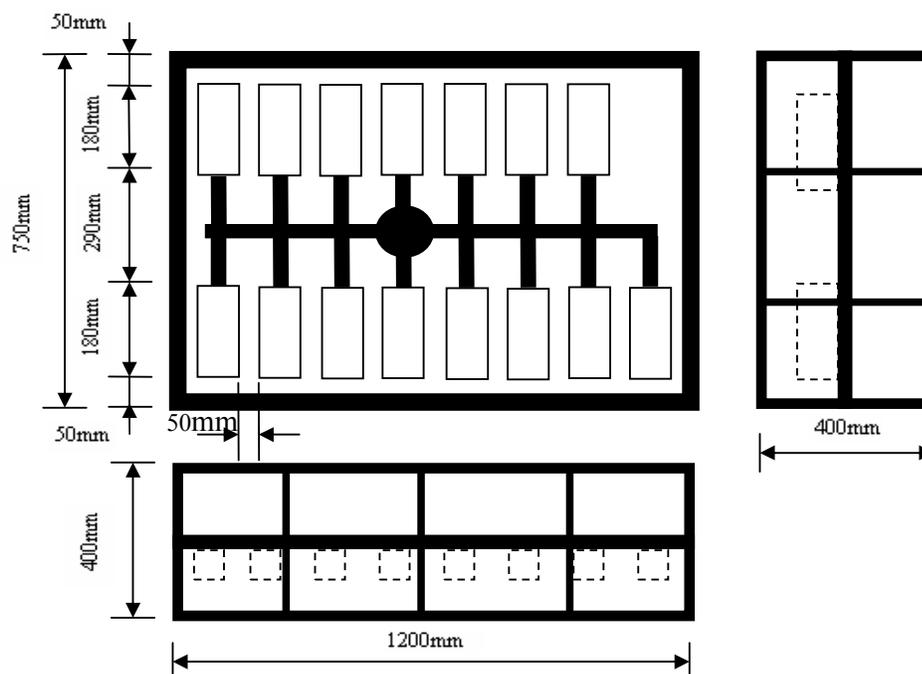


Figura 3.2 Desenho esquemático do molde e modelo para fundição dos corpos de prova do aço CA15.

3.3 Tratamentos Térmicos

Todos os corpos de prova de ambos os aços foram austenitizados (ou solubilizados) em uma única etapa e temperatura, ou seja, tanto os corpos de prova “keel blocks” do aço CA15 como do CA6NM, foram austenitizados a $1000^{\circ}\text{C} \pm 10^{\circ}\text{C}$ por 6 horas.

Após austenitização ou solubilização, 15 corpos de prova do aço CA15 e 15 do CA6NM foram resfriados em água, e outros 15 corpos de prova do aço CA15 e 15 corpos de prova do CA6NM foram resfriados ao ar. Em ambos os meios, o resfriamento foi levado até a temperatura ambiente.

Os tratamentos térmicos de revenimento tiveram como objetivos principais, ajustar as propriedades mecânicas dos aços CA15 e CA6NM, inicialmente na condição bruta de tempera, conforme seus diversos e respectivos graus previstos pela norma ASTM.

3.4 Dilatometria

A partir das amostras retiradas dos corpos de prova fundidos e na condição bruto de têmpera, foram feitos ensaios de dilatometria sob aquecimento, da temperatura ambiente até a temperatura de austenitização, e sob resfriamento, da temperatura de austenitização até a temperatura ambiente.

O objetivo foi determinar as temperaturas de transformação dos aços CA15 e CA6NM: $T_{(\alpha > \gamma + \alpha)}$ e $T_{(\gamma + \alpha > \gamma)}$ durante aquecimento, $T_{(\gamma > \alpha + \gamma)}$, $T_{(\alpha + \gamma > \alpha)}$ e as temperaturas de transformação M_f e M_s durante resfriamento.

Os ensaios de dilatometria dos aços CA15 e CA6NM foram feitos num dilatômetro que possibilitou aquecimentos desde a temperatura ambiente até temperaturas da ordem de 1020°C, sendo detectados os pontos de transformação de fase ferrita(α)- austenita(γ) ou temperatura AC1 e AC3, e durante resfriamento, possibilitou resfriar até abaixo de 90°C com registro gráfico, obtendo-se então, os pontos de início de transformação martensítica(M_s) e fim de transformação martensítica(M_f).

Inicialmente, previa-se uma taxa de aquecimento de 25°C por minuto até 1020°C, onde se manteria a amostra nesta temperatura por 20 minutos para efeito de solubilização e completa austenitização, e resfriaria-se a 25°C por minuto até 60°C. Mas como o dilatômetro era um equipamento com o software de coleta e análise de dados, preparado para ensaiar materiais cerâmicos, onde as temperaturas finais de resfriamento não são tão baixas quanto 100 ou 60°C, o resfriamento com taxa de 25°C era muito forçado para os aços CA15 e CA6NM, ou seja, apesar do dilatômetro ser dotado de sistema de refrigeração a ar forçado, o resfriamento da amostra ficava abaixo da taxa de resfriamento programada, e quando a temperatura na amostra decrescia a valores em torno de 200°C, o software encerrava o registro. Assim um novo ciclo de análise foi programado, conforme tabela 3.5.

Tabela 3.5 Ciclos de aquecimento e resfriamento dos aços CA15 e CA6NM em ensaio de dilatométrica.

Estágio	Taxa	Patamar
Aquecimento CA15	25°C/min. de 25°C a 1020°C.	20min. a 1020°C.
Aquecimento CA6NM	25°C/min. de 25°C a 450°C. 5°C/min de 450°C a 850°C. 25°C/min. de 850°C a 1020°C.	20min. a 1020°C.
Resfriamento CA15 e CA6NM	25°C/min. entre 1020 e 500°C. 5°C/min. abaixo de 500°C.	--

Antes de realização do ciclo térmico da tabela 3.5, foi feito um ciclo térmico de solubilização nos corpos de prova de ambos aços CA15 e CA6NM, no próprio dilatômetro. Assim as amostras foram aquecidas a 25°C por minuto até 1020°C, manteve-se por 20 minutos e resfriou-se a 20°C por minuto até abaixo de 100°C.

Os corpos de prova para ensaio dilatométrico dos aços CA15 e CA6NM foram obtidos a partir dos corpos de prova “Keel Block” após têmpera e revenimento, e foram usinados na forma cilíndrica conforme figura 3.3.

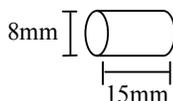


Figura 3.3 Corpo de prova cilíndrico para ensaio dilatométrico dos aços CA15 e CA6NM.

3.5 Ensaios de Tração

O ensaio de tração foi conduzido à temperatura ambiente e à quente na temperatura de 500°C, seguindo os requisitos da norma ASTM designação A781.

Em função dos tratamentos térmicos e condições de fornecimento requeridos nas designações da norma ASTM, foram realizados 5 ensaios de tração para o aço CA15 e 4 ensaios de tração para o CA6NM a temperatura ambiente. A 500°C, foram realizados 4 ensaios de tração para o CA15 e 4 ensaios de tração para o CA6NM.

Assim, foi necessário à utilização de 11 “keel blocks” do aço CA15 e 10 “keel blocks” do aço CA6NM para a produção dos corpos necessários à realização dos ensaios de tração.

As dimensões e detalhes dos corpos de provas são mostrados na figura 3.4 e seguem designação A370 da norma ASTM[43].



Figura 3.4 Corpo de prova de tração com dimensões padrões, usinado conforme norma ASTM designação A370[43].

A taxa de carregamento imposto pela máquina de tração durante ensaio de tração a frio foi de 400MPa por minuto.

A partir do corpo posicionado na máquina de tração foi aplicada à carga de tração de forma controlada, conforme definido acima, e simultaneamente, através de um sistema computacional integrado, foi traçada uma curva força de tração-deformação de engenharia. Através desta curva, obteve-se os valores de limite de escoamento e de limite de resistência.

O limite de escoamento foi obtido pelo método de compensação. Neste método, a tensão de escoamento R é tomada como a correspondente ao ponto r da curva tensão deformação. O ponto r é o ponto de cruzamento do segmento mn, paralelo ao segmento AO. O segmento mn é traçado a partir do ponto m, que dista tipicamente em 0,2% de deformação. O segmento OA se confunde com a porção linear da curva tensão deformação. A região da curva tensão-deformação entre os pontos de intersecção com os segmentos mn e AO, representa um comportamento ainda elástico, mas não linear do material, que termina no ponto “r”. Ver na figura 3.5, a representação esquemática desse método[43].

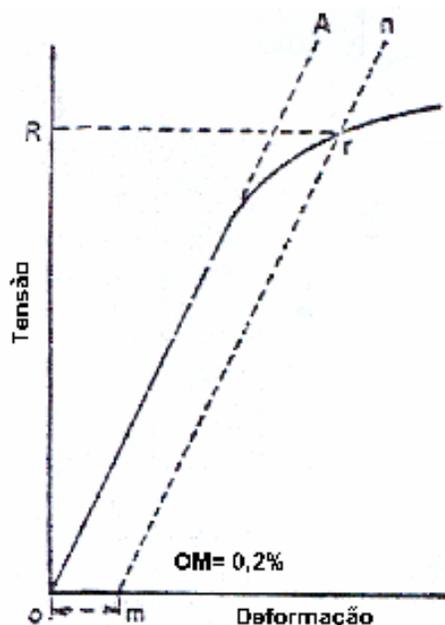


Figura 3.5 Diagrama tensão-deformação para determinação do limite de escoamento, pelo método da compensação[43].

O limite de escoamento em MPa é o quociente entre força da tração em Newtons(N) pela área inicial da seção útil do corpo de prova em mm^2 .

O limite de resistência em MPa é definido como o quociente entre a máxima força de tração aplicada pela máquina em Newtons(N) pela área inicial da seção útil do corpo de prova em mm^2 .

O alongamento percentual, que foi obtido por medição manual, é o quociente entre a diferença dos comprimentos antes do ensaio(l_0) e após ensaio (l_f), $\Delta l = l_0 - l_f$, e o comprimento útil inicial, $G = 50\text{mm}$.

O percentual de redução de área também foi obtido por medição manual, é o quociente entre a diferença das áreas, antes do ensaio(A_0) e após ensaio(A_f), $\Delta A = A_0 - A_f$, e a área útil inicial $A_0 = 122,6\text{mm}^2$.

Os ensaios de tração à quente foram realizados tanto para o aço CA15 como para o CA6NM com o objetivo de se verificar o comportamento sob tração em altas temperaturas, em temperatura inferior a aquela última de tratamento térmico, mas numa única temperatura tal que não só a comparação entre os graus de cada aço fosse possível, mas também entre os dois aços CA15 e CA6NM.

Como a temperatura mais baixa de revenimento foi a 540°C para CP1 e CP2 do aço CA15, optou-se pela temperatura de 500°C.

O ensaio foi feito numa máquina de tração com capacidade de até 25 toneladas e com software “Blue Chill” para coleta e análise dos dados. O ensaio foi feito a uma taxa de deformação de 2mm por minuto. Os corpos de prova foram obtidos a partir dos “Keel Blocks” fundidos, e foram elaborados conforme norma ASTM designação A370. Nos ensaios de tração a quente se utilizou corpos de prova de tamanho reduzido, com diâmetro da seção útil de 6,25mm e comprimento de 25mm. A cabeça dos corpos de prova foi rosqueada, com passo de 1,75 para se evitar qualquer escorregamento durante ensaio.

No ensaio de tração à quente, de forma análoga ao ensaio de tração a frio, foi um ensaio de tração convencional, ou seja, não instrumentado, onde obteve-se a curva de engenharia com limite de escoamento determinado pelo método da compensação a 0,2%, limite de resistência obtido através da relação máxima carga aplicada e área inicial, e a redução de área através da relação entre área inicial e área final. O alongamento diferiu do tipo convencional por ter sido obtido através do registro da máquina de tração, e assim obteve-se o alongamento total, ou seja, o alongamento durante regime elástico e plástico.

3.6 Ensaio de Impacto

A partir dos corpos de prova “Keel Blocks” previamente fundidos e tratados termicamente, foram elaborados três corpos de prova para ensaios de impacto Charpy em cada uma das quatro temperaturas utilizadas para caracterizar a resistência ao impacto do material. Os corpos de prova tem dimensões conforme figura 3.6[43].

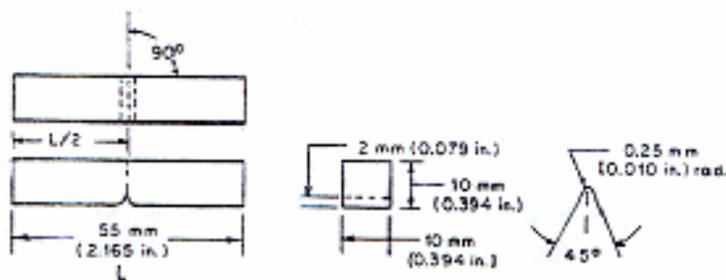


Figura 3.6 Corpo de prova de impacto com dimensões padrões, usinado conforme designação A370[43].

Além de ensaio de impacto à temperatura ambiente (24°C), o principal objetivo foi determinar a temperatura de transição dúctil-frágil, tanto para o aço CA15 quanto para o aço CA6NM, utilizando o critério 20,6J, muito antigo, mas ainda utilizado. Isto foi feito conforme designação A370 da norma ASTM parágrafo 26.2.2, em três temperaturas, comuns aos aços CA15 e CA6NM, 0°C (ponto de fusão da água), -100°C (ponto médio entre os pontos de ebulição da água e nitrogênio) e -196°C (ponto de ebulição do nitrogênio líquido).

Em cada temperatura, foi ensaiado um conjunto de 3 corpos de prova entalhados de cada grau dos aços CA15 e CA6NM.

Para realização dos ensaios a 0°C e -100°C foi utilizado álcool líquido hidratado, um composto orgânico com ponto de fusão a -114°C . A primeira temperatura foi controlada por meio da adição de CO_2 (gelo seco), que sublima em torno de -78°C , e a segunda temperatura foi obtida através da adição controlada de nitrogênio líquido. A temperatura de -196°C foi obtida através da imersão direta em nitrogênio líquido. A temperatura de 24°C era a temperatura ambiente medida no momento do ensaio.

De posse dos valores médios da energia absorvida em cada uma das quatro temperaturas, lançou-se estes valores de energia em Joules (J) no eixo das ordenadas e os de temperatura em graus Celsius ($^{\circ}\text{C}$) no eixo das abscissas, obtendo-se um gráfico referente a energia absorvida em impacto versus temperatura. Projetou-se retas entre os pontos de correspondência e lançou-se em escala, o valor 20,6J na ordenada e obteve-se assim a temperatura de transição correspondente na abscissa.

Em função dos tratamentos térmicos e condições de fornecimento requeridos

nas designações A487 e A743 da norma ASTM e a realização dos ensaios de impacto em quatro temperaturas distintas, foram realizados 32 ensaios de impacto, sendo 16 para o aço CA15 e 16 para o CA6NM.

Para controle de temperatura, utilizou-se termômetro eletrônico acoplado a um termopar de Kantall, com precisão de $\pm 1^{\circ}\text{C}$. Em cada temperatura de ensaio, o tempo de estabilização e uniformização dos corpos de prova foi de 10 minutos, a temperatura de ensaio variou entre $\pm 1^{\circ}\text{C}$, o tempo de introdução e solitação do corpo de prova ao impacto não ultrapassou os 5 segundos em todos os ensaios.

A máquina de impacto é um modelo da Wolpert, de fabricação brasileira, destinada a realização de ensaios de impacto não instrumentado com capacidade de medir até 300J de energia absorvida.

3.7 Metalografias por Microscopia Ótica e Eletrônica

A partir de amostras retiradas dos corpos de prova de tração e dos “keel blocks” brutos de têmpera ao ar e em água, e após ataque com reagente à base de ácido pícrico, álcool etílico e HCl, foram realizados ensaios metalográficos para caracterização ótica da microestrutura em aumentos de 115, 465 e 870 vezes, visando correlacionar a micro-estrutura com os tratamentos térmicos realizados. Com o objetivo de detectar e caracterizar a austenita retida estável no aço CA6NM, foi realizado ataque metalográfico com o reagente Beraha, à base de HCl e metabisulfito de potássio, que escurece a martensita e clareia a austenita. Os reagentes utilizados no ataque metalográfico dos aços CA15 e CA6NM, são mostrados na tabela 3.6.

Tabela 3.6 Reagentes para ataque metalográfico dos aços CA15 e CA6NM.

Reagente	Fórmula	Tempo
Ácidos clorídrico e Pícrico(Villela's). Reagente para aços inoxidáveis.	1 g- Ácido Pícrico 5 ml- HCl 100 ml- Álcool Etilico Absoluto	Ataque de 40 a 100 segundos.
Reagente para ataque colorido aços inoxidáveis(Beraha). Colore a austenita.	20 ml- HCl 100 ml- Água Destilada 0.5-1g- Metabisulfito de Potássio	Imersão 30 a 120s com agitação.

Ainda em termos de caracterização microestrutural, com aumentos maiores, foram feitas análises por microscopia eletrônica de varredura, para distinção e caracterização dos micro-constituintes com aumentos bem superiores a aqueles obtidos por microscopia ótica.

Para uma observação mais detalhada com boa resolução e definição, tal como a morfologia dos carbonetos que podem mal chegar a 100nm, são necessários aumentos superiores a 2000 vezes, obtidos neste trabalho por MEV.

O microscópio utilizado é um ZEIS 940 de fabricação da Philips. Tanto para o aço CA15 como para o CA6NM, as fotomicrografias foram obtidas a partir de amostras retiradas dos corpos de prova de tração(1, 2, 3, 4, 5, 6, 7, 8 e 9) atacadas fortemente com Picral-HCl, 1 minuto para as amostras mais sensíveis ao ataque e 1,5 minutos para as amostras menos sensíveis ao ataque. Foram realizadas ao decorrer do trabalho, mais de 100 fotomicrografias.

3.8 Difração de Raios X

Com o objetivo de detectar a austenita retida estável no aço CA6NM, obtida por partição através dos tratamentos térmicos de revenimento, foi executado trabalho de detecção e quantificação da austenita retida, por difratometria de raios X no CCDM-UFSCar.

Após realização de ensaios de impacto, coletou-se um total de doze amostras das barras de impacto de CP6, CP7, CP8 e CP9, ensaiados em três temperaturas distintas, 24°C, -100°C e -196°C. Assim foi possível quantificar e

comparar os percentuais de austenita retida em cada um dos quatro graus do aço CA6NM. Também foi possível verificar o grau de estabilidade da austenita em cada um dos graus em cada temperatura.

A difração de raios X foi feita em um difratômetro SIEMENS, modelo Kristaloflex D-5000. A identificação e quantificação das fases foi feita através de algoritmos de comparação com o software Difrac Plus de fabricação da Bruker, com base no banco de dados JciS, com cerca de 124000 compostos registrados.

Os planos hkl para detecção da austenita(γ) são: [(111)/2 θ -50,8], [(200)/2 θ -59,2], [(220)/2 θ -88,7].

Para detecção da ferrita(α) os planos hkl são: [(110)/2 θ -52,4], [(200)/2 θ -77,2], [(211)/2 θ -99,7].

Em cada uma das amostras, obteve-se o espectro de raios X difratado com indicação dos picos de reflexão construtiva e seus planos hkl.

Cada amostra foi exposta ao feixe de raios X por cerca de quarenta minutos, visando obter o máximo de dados para compilação.

3.9 Disponibilização e Análise dos Resultados

Durante os ensaios, teve-se como objetivo seguir meticulosamente os procedimentos e critérios determinados pelas diversas normas regulamentadoras.

Após a obtenção de dados numéricos, relativos aos ensaios de impacto e tração, estes dados foram expostos através de tabelas e gráficos, propiciando assim uma melhor ilustração dos fenômenos. A análise e comparação destes dados foram feitas através do uso de desvio padrão e percentagem.

4 APRESENTAÇÃO DOS RESULTADOS

4.1 Composições Químicas Obtidas

Para realização da análise química, utilizou-se o processo de espectrometria por emissão ótica e para tal, utilizou-se um espectrômetro Espectrolab. A análise química percentual em peso dos aços CA15 e CA6NM são apresentadas na tabela 4.1.

Tabela 4.1 Composições químicas obtidas por espectrometria de emissão ótica, realizadas nos aços CA15 e CA6NM.

Elemento	CA15 % em Peso	CA6NM % em Peso
C	0,084	0,057
Mn	0,69	0,84
Si	0,78	0,82
P	0,029	0,032
S	0,011	0,020
Cr	11,61	11,70
Ni	0,60	3,94
Mo	0,12	0,44
Al	0,037	0,032
Cr equivalente	13,73	14,40
Ni equivalente	3,89	6,50

Observa-se que para o aço CA15, o percentual de carbono é quase 50% mais baixo que o máximo especificado por norma, o que garante melhor ductilidade e tenacidade; por outro lado o percentual de cromo está no mínimo da faixa, contribuindo assim para redução do percentual de ferrita delta. Outro fator que melhora a tenacidade e reduz o percentual de ferrita delta é a presença de 0,60% de níquel. O molibdênio presente em 0,12% melhora a tenacidade, mas pode contribuir para o aumento da quantidade de ferrita delta presente.

Para o aço CA6NM observa-se que o percentual de carbono quase alcança o limite máximo permitido por norma, o que pode reduzir tenacidade e ductilidade; o percentual de níquel se encontra no centro da faixa especificada(3,5-4,5%), o que garante boa resistência ao impacto,

principalmente a frio; mas, por outro lado, o percentual de molibdênio se encontra no mínimo da faixa, o que pode contribuir para redução da tenacidade.

Os percentuais de cromo equivalente e níquel equivalente foram calculados através das equações 2.6 e 2.7 respectivamente, apresentadas anteriormente.

De acordo com limites máximos e mínimos dos elementos químicos determinados por norma e pelo diagrama de Schaeffler modificado por Schneider, as microestruturas resultantes vão estar no campo determinado pelos 4 vértices do retângulo das figuras 4.1 e 4.2 para os aços CA15 e CA6NM respectivamente.

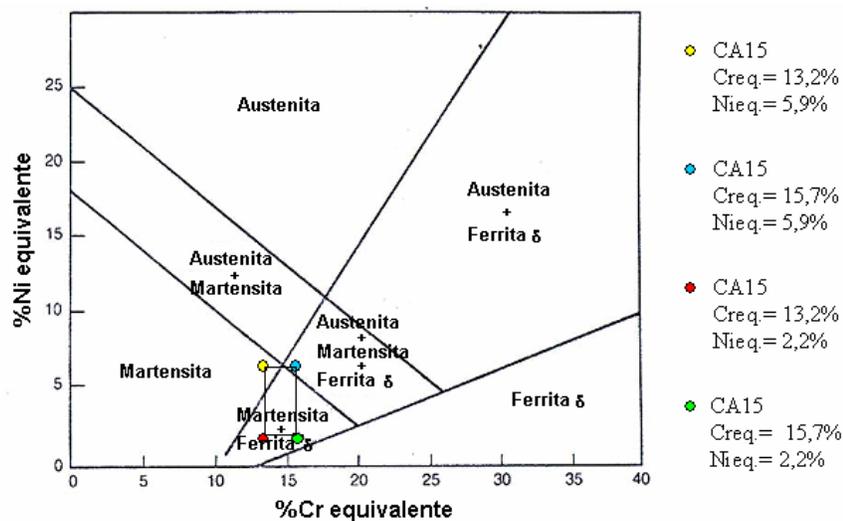


Figura 4.1 Diagrama de Schaeffler modificado por Schneider, com indicação do campo dos componentes micro-estruturais do aço CA15 após têmpera.

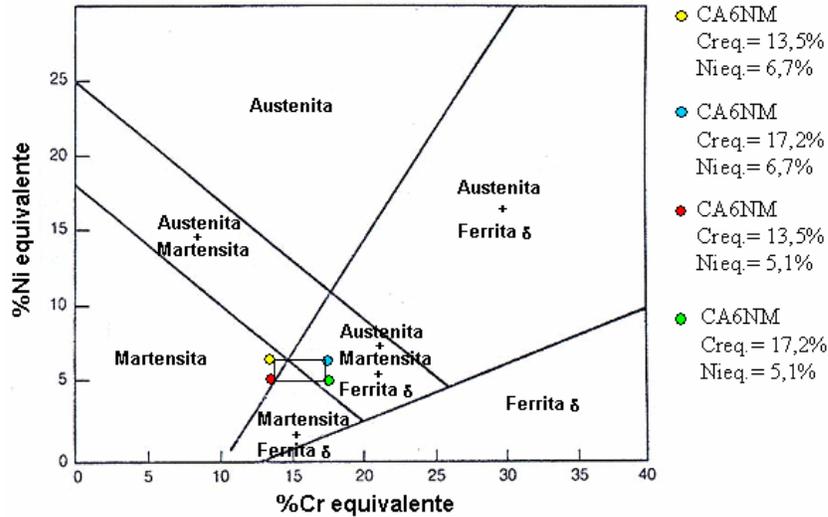


Figura 4.2 Diagrama de Schaeffler modificado por Schneider, com indicação do campo dos possíveis componentes micro-estruturais do aço CA6NM obtidos após têmpera.

Através dos valores percentuais em peso de cromo e níquel equivalentes calculados e apresentados na tabela 4.1, e também através do diagrama de Schaeffler modificado por Schneider, pode-se fazer uma previsão da microestrutura presente após têmpera dos aços CA15 e CA6NM, em função de suas respectivas composições químicas obtidas, conforme figura 4.3.

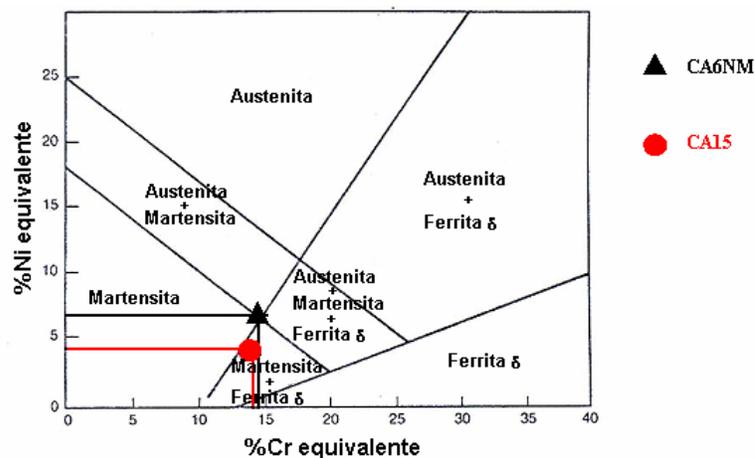


Figura 4.3 Diagrama de Schaeffler modificado por Schneider, com indicação dos componentes micro-estruturais dos aços CA15 e CA6NM obtidos após têmpera.

Observa-se que a microestrutura final do aço CA15 consistirá dos

componentes ferrita delta(δ) e martensita(α'); já para o CA6NM o ponto obtido, situa na região tripla do diagrama, indicando a possibilidade de se ter austenita(γ) e martensita(α'), ferrita delta(δ) e martensita(α'), apenas martensita(α'), ou todas as fases presentes, ferrita, martensita e austenita. Em ambos os casos, porém, a martensita será majoritária.

4.2 Tratamentos Térmicos

4.2.1 Tratamento Térmico de Têmpera

O ciclo térmico resultante está mostrado na figura 4.4, lembrando que 15 corpos de prova de cada aço foram resfriados ao ar e 15 resfriados em água.

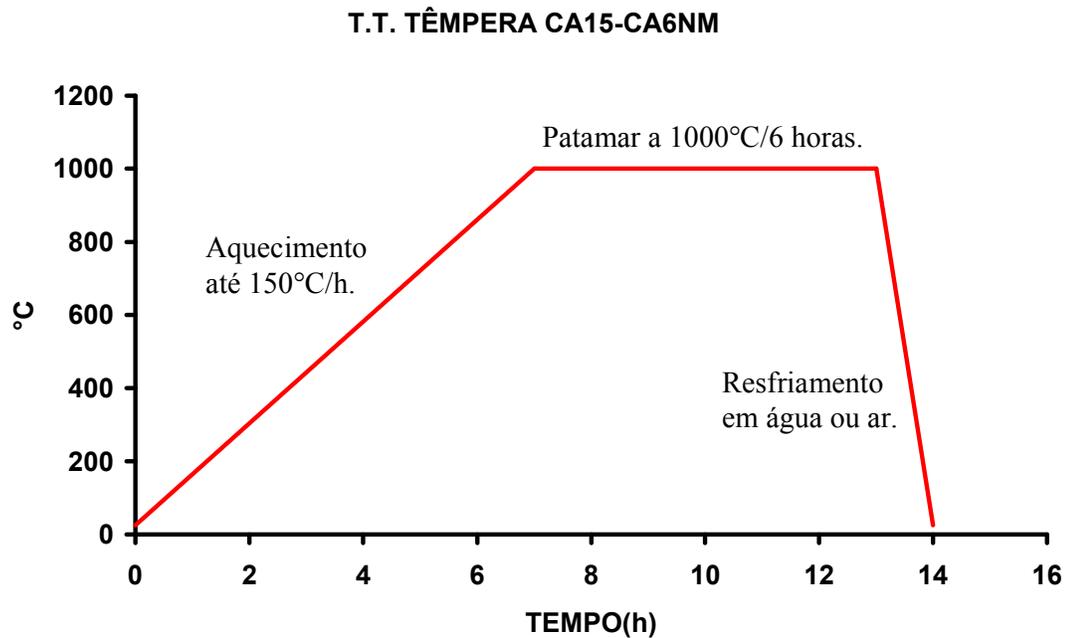


Figura 4.4 Ciclo térmico de têmpera para os aços CA15 e CA6NM.

A etapa de têmpera foi bem sucedida em todos os corpos de prova.

4.2.2 Tratamentos Térmicos de Revenimento do Aço CA15

Para o aço CA15 realizou-se 2 ciclos de tratamentos térmicos de revenimento para ajuste das propriedades mecânicas conforme a classe desejada.

Para ajustar as propriedades mecânicas na classe A, norma ASTM designação A487, do aço CA15 temperado ao ar e em água, realizou-se o ciclo térmico conforme figura 4.5 em 5 corpos de prova temperados em água e 5 temperados ao ar.

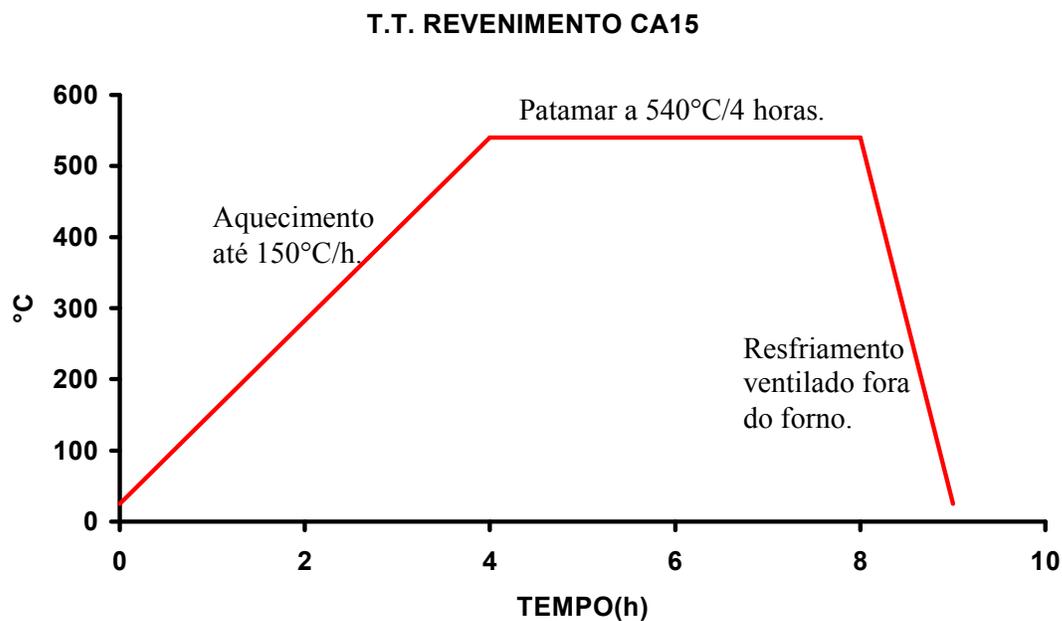


Figura 4.5 Ciclo térmico de revenimento para o aço CA15.

As propriedades mecânicas requeridas do aço CA15, para a classe A, conforme designação A487 da norma ASTM, são mostradas na tabela 4.2.

Tabela 4.2 Propriedades mecânicas requeridas para o aço CA15 conforme norma ASTM designação A487.

Desig. Prévia	Grau	Classe	Limite de Resistência ^A (Mpa)	Limite de Escoamento ^A Al.= 0,2% (Mpa)	Alongamento ^A L ₀ = 4 x Ø ₀ (%)	Red. de Área ^A Ø ₀ = 12,5mm (%)	Dureza (HB)
CA15A	CA15	A	965-1170	760-895	10,0	25,0	-

Notas:
^A Valor mínimo, a menos que haja faixa;
^B Métodos e definições conforme ASTM A370. A medição feita a partir de corpos de prova.

Para ajustar as propriedades mecânicas para as classes B, C e D, da norma ASTM designação A487, do aço CA15 temperado ao ar e em água, realizou-se o ciclo térmico da figura 4.6 em 5 corpos de prova temperados em água e 5 corpos de prova temperados ao ar.

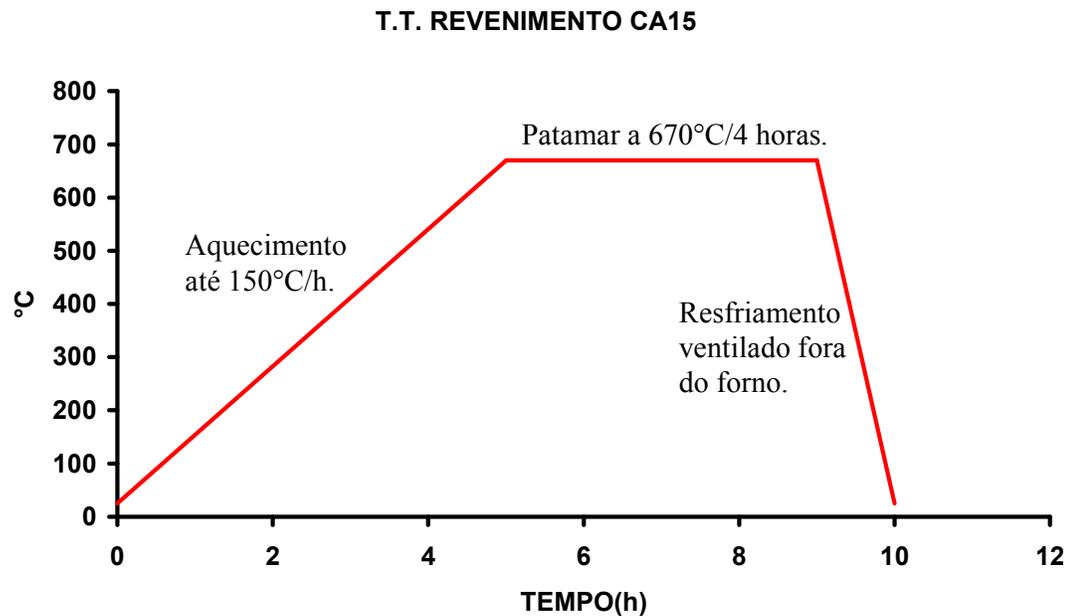


Figura 4.6 Ciclo térmico de revenimento para o aço CA15.

As propriedades mecânicas para as classes B, C e D, da norma ASTM designação A487, são conforme tabela 4.3.

Tabela 4.3 Propriedades mecânicas requeridas para aço CA15 conforme norma ASTM designação A487.

Desig. Prévia	Grau	Classe	Limite de Resistência ^A (Mpa)	Limite de Escoamento ^A Al= 0,2% (Mpa)	Alongamento ^A L ₀ = 4 x Ø ₀ (%)	Red. de Área ^A Ø ₀ = 12,5mm (%)	Dureza (HB)
CA15	CA15	B, C e D	690-795	515	18,0	30,0	235,0

Notas:
^A Valor mínimo, a menos que haja faixa;
^B Métodos e definições conforme ASTM A370. A medição feita a partir de corpos de prova.

4.2.3 Tratamento Térmico de Recozimento do Aço CA15

Conforme ciclo térmico da figura 4.7, foi realizado o tratamento térmico de recozimento em apenas um corpo de prova “Keel block”.

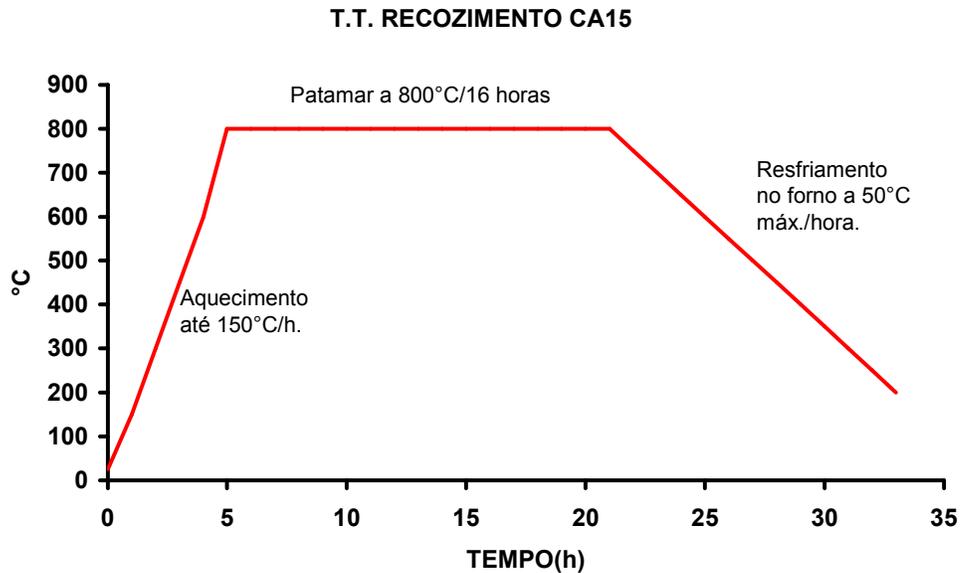


Figura 4.7 Ciclo térmico de recozimento do aço CA15.

O objetivo foi apenas atender a norma ASTM designação A703, que prevê o aço CA15 recozido a 750°C mínimo, para um grau de menor dureza e maior usinabilidade.

4.2.4 Tratamentos Térmicos de Revenimento do Aço CA6NM

Foi feito tratamento térmico de duplo revenimento em 10 corpos de prova do aço CA6NM, 5 corpos de prova temperados ao ar e 5 temperados em água, cujo revenimento intermediário foi feito conforme ciclo térmico da figura 4.8.

T.T. REVENIMENTO INTERMEDIÁRIO CA6NM

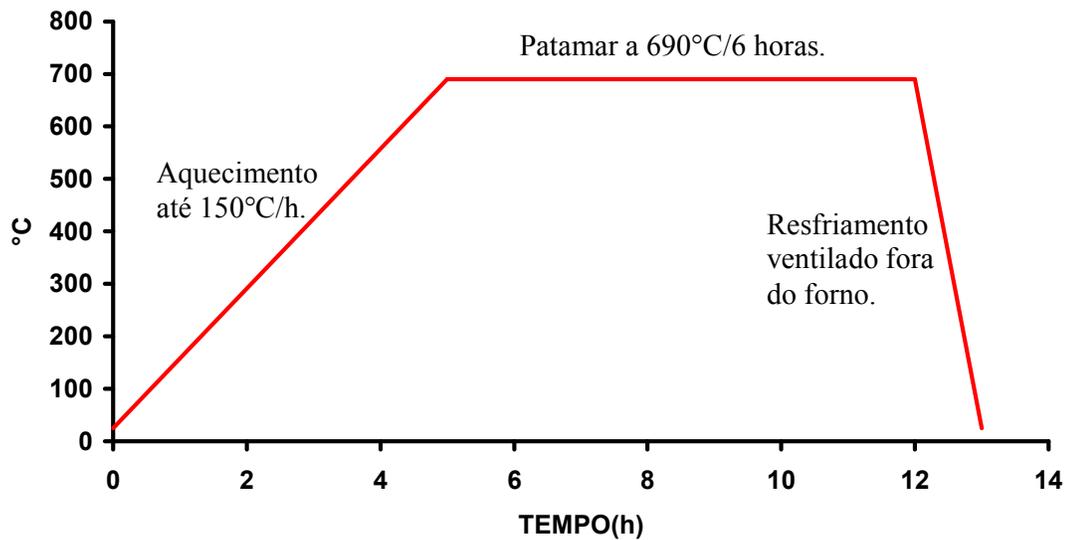


Figura 4.8 Ciclo térmico de revenimento intermediário para aço CA6NM.

O ciclo térmico de revenimento intermediário tem como objetivo preparar o corpo de prova, para que após revenimento final conforme figura 4.9, possam ser obtidas propriedades mecânicas segundo a norma ASTM designação A487 classe B, conforme tabela 4.4.

Tabela 4.4 Propriedades mecânicas requeridas para o aço CA6NM conforme a norma ASTM designação A487.

Desig. Prévia	Grau	Classe	Limite de Resistência ^A (Mpa)	Limite de Escoamento ^A Al= 0,2% (Mpa)	Alongamento ^A L _o = 4 x Ø _o (%)	Red. de Área ^A Ø _o = 12,5mm (%)	Dureza (HB)
CA6NM	CA6NM	B	690	520	17,0	35,0	255,0 ^B

Notas:
^A Valor mínimo, a menos que haja faixa;
^B Métodos e definições conforme ASTM A370. A medição feita a partir de corpos de prova.

O tratamento térmico de revenimento final ou de único revenimento (5 corpos de prova temperados ao ar e 5 temperados em água) foi feito conforme ciclo térmico da figura 4.9.

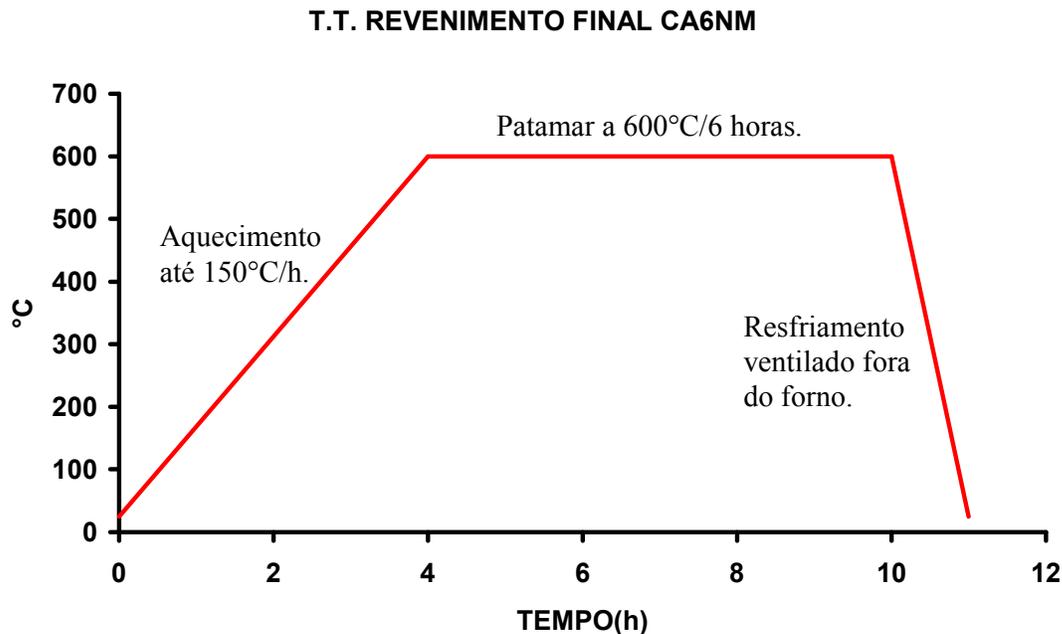


Figura 4.9 Ciclo térmico de revenimento final para o aço CA6NM.

O objetivo de único revenimento é alcançar as propriedades mecânicas segundo a norma ASTM designação A487 classe A, conforme tabela 4.5.

Tabela 4.5 Propriedades mecânicas requeridas para CA6NM conforme a norma ASTM designação A487.

Desig. Prévia	Grau	Classe	Limite de Resistência ^A (Mpa)	Limite de Escoamento ^A Al= 0,2% (Mpa)	Alongamento ^A L ₀ = 4 x Ø ₀ (%)	Red. de Área ^A Ø ₀ = 12,5mm (%)	Dureza (HB)
CA6NM	CA6NM	A	760-930	515	15,0	35,0	-
Notas: ^A Valor mínimo, a menos que haja faixa; ^B Métodos e definições conforme ASTM A370. A medição feita a partir de corpos de prova.							

4.3 Identificação dos Corpos de Prova

4.3.1 CA15

Após tratamento térmico, os corpos de prova foram identificados em CP1, CP2, CP3, CP4 e CP5, conforme tabela 4.6.

Tabela 4.6 Identificação dos corpos de prova do aço CA15.

Identificação	Condição do Corpo de Prova	Quantidade
CP1	Temperado em água a partir 1000°C e revenido a 540°C	5
CP2	Temperado ao ar a partir de 1000°C e revenido a 540°C	5
CP3	Temperado em água a partir 1000°C e revenido a 670°C	5
CP4	Temperado ao ar a partir 1000°C e revenido a 670°C	5
CP5	Recozido a 800°C	1

4.3.2 CA6NM

Após tratamento térmico, os corpos de prova foram identificados em CP6, CP7, CP8 e CP9, conforme tabela 4.7.

Tabela 4.7 Identificação dos corpos de prova do aço CANM6.

Identificação	Condição do Corpo de Prova	Quantidade
CP6	Temperado em água a partir 1000°C e revenido a 600°C	5
CP7	Temperado ao ar a partir de 1000°C e revenido a 600°C	5
CP8	Temperado em água a partir 1000°C, revenido intermediário a 690°C e final a 600°C	5
CP9	Temperado ao ar a partir 1000°C, revenido intermediário a 690°C e final a 600°C	5

4.4 Análise Metalográfica por Microscopia Ótica

As análises metalográficas por microscopia ótica foram realizadas nas amostras dos aços CA15 e CA6NM em aumentos de 115, 465 e 870 vezes. No aço CA15 observa-se que a precipitação de carbonetos é menos marcante que no aço CA6NM, entretanto, no CA15 há precipitação de ferrita e perlita em resfriamento pós-têmpera.

A morfologia da martensita em placas encontrada tanto no aço CA15 como no CA6NM, é diferente da martensita em ripas encontrada nos aços de baixo carbono e baixa liga temperados. A martensita dos aços CA15 e CA6NM tem aspecto mais grosseiro, com as placas paralelas ou se cruzando em planos de 90°.

4.4.1 Na Condição Bruto de Têmpera

Foram realizadas duas foto-micrografias para o aço CA15 na condição bruto de têmpera em água e ao ar, que são mostradas nas figuras 4.10 e 4.11 respectivamente.

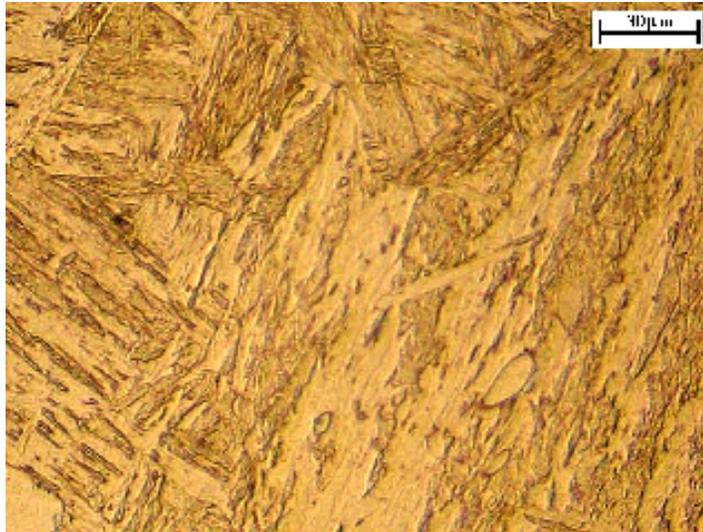


Figura 4.10 CA15 bruto de têmpera, após resfriamento em água.

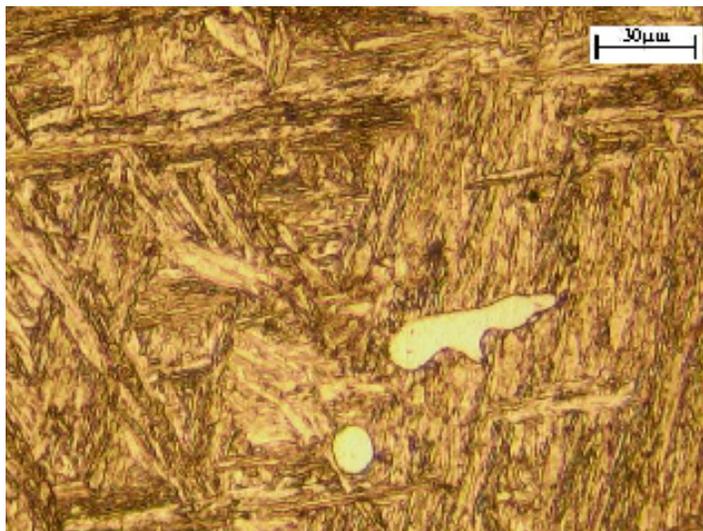


Figura 4.11 CA15 bruto de têmpera, após resfriamento ao ar.

Nas foto-micrografias do aço CA15 (tempo de ataque de 150 segundos) observa-se maior sensibilidade ao ataque na amostra temperada ao ar devido

a precipitação de carbonetos, ferrita e perlita.

As duas foto-micrografias, figuras 4.12 e 4.13, evidenciam a micro-estrutura do aço CA6NM bruto de têmpera, com aumento de 465 vezes.

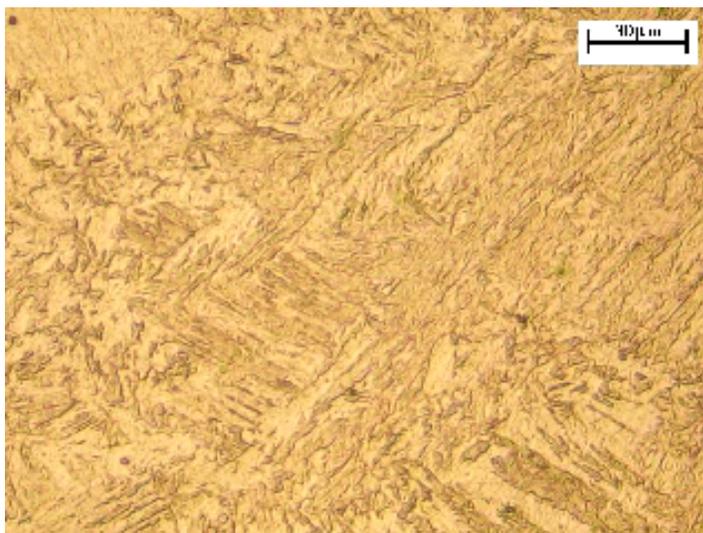


Figura 4.12 CA6NM bruto de têmpera, após resfriamento em água.

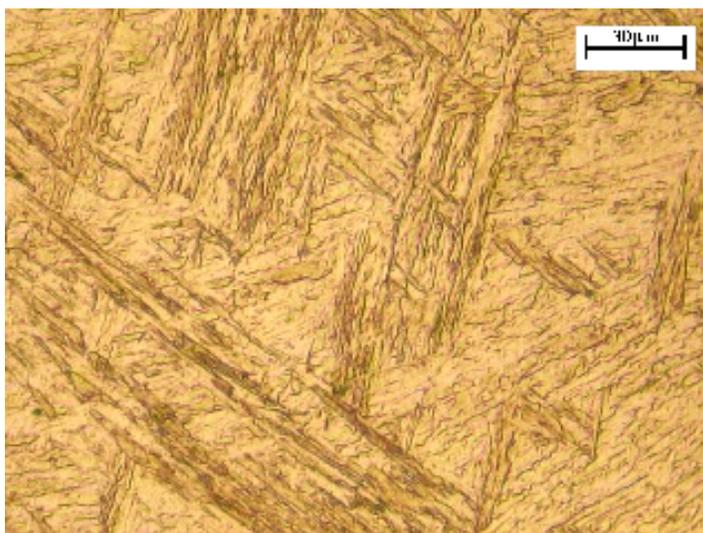


Figura 4.13 CA6NM bruto de têmpera, após resfriamento ao ar.

No aço CA6NM(tempo de ataque de 150 segundos) também se observa-se maior sensibilidade ao ataque na amostra temperada ao ar, devido a maior precipitação de carbonetos.

4.4.2 Após Tratamento Térmico de Revenimento

Após tratamento térmico de revenimento, a precipitação de carbonetos resultante, torna a amostra mais atacável, portanto, revela a microestrutura dos aços CA15 e CA6NM. As foto-micrografias das figuras 4.14 a 4.21 são dos aços CA15 e CA6NM, com tempo de ataque de 40 segundos em todas as amostras.

Nas amostras de CP1 e CP2 do aço CA15, temperado em água e ao ar respectivamente, e revenido em torno dos 540°C, observa-se uma menor sensibilidade ao ataque químico, em relação às amostras CP6 e CP7 do aço CA6NM, figuras 4.18 e 4.19, temperado em água e ao ar, respectivamente.

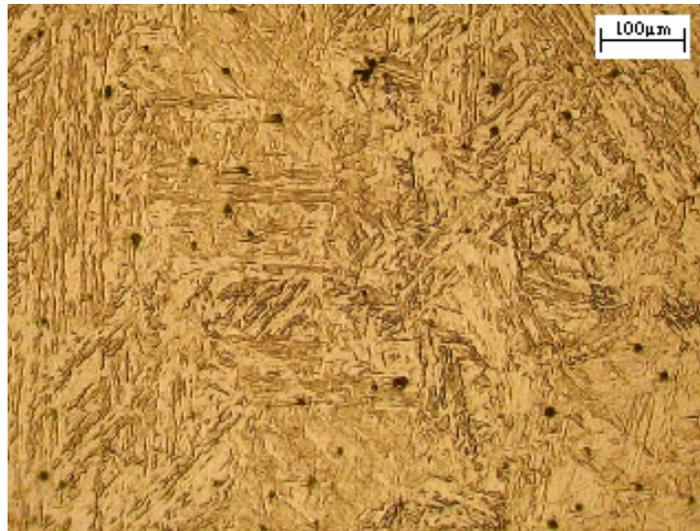


Figura 4.14 CP1 temperado e revenido. Aumento de 115 vezes.



Figura 4.15 CP2 temperado e revenido. Aumento de 115 vezes.

Apesar do aço CA15 ser uma liga de mais alto percentual de carbono, tanto a temperatura de revenido quanto o tempo de revenimento, são respectivamente 60°C e 2 horas inferiores ao aplicado no revenimento de CP6 e CP7 do aço CA6NM. Outro fator de grande influência na menor precipitação de carbonetos no aço CA15 é o percentual de molibdênio, muito inferior que no CA6NM.

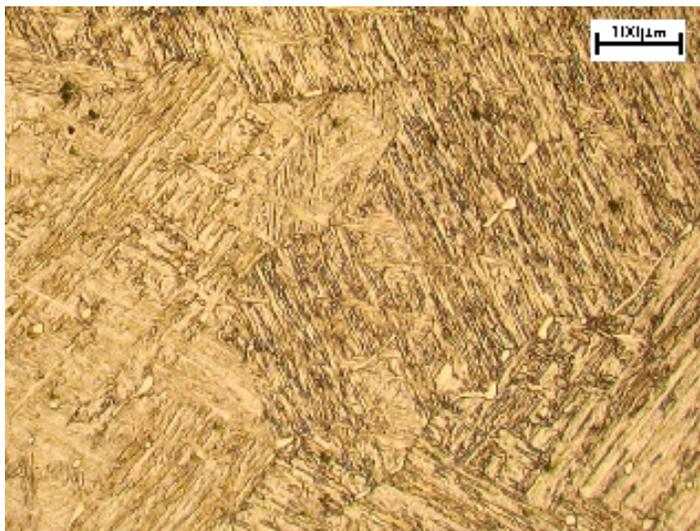


Figura 4.16 CP3 temperado e revenido. Aumento de 115 vezes.

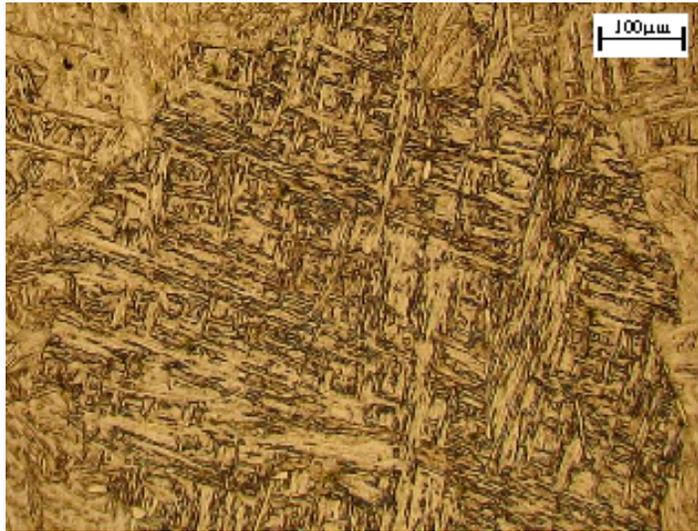


Figura 4.17 CP4 temperado e revenido. Aumento de 115 vezes.

Nas amostras de CP3 e CP4, figuras 4.16 e 4.17 respectivamente, observa-se estruturas constituídas de martensita em placas, com precipitação de carbonetos maior na amostra temperada ao ar (CP4) que na amostra temperada em água (CP3), mas em CP3 pode-se observar a presença de ferrita delta nos contornos de grão da austenita (prévia a têmpera), em especial nos pontos triplos, resultado de deficiência no tratamento de solubilização. Em CP4, é perceptível a formação em que as placas de martensita se cruzam formando uma estrutura complexa em rede, muitas vezes ocupando toda a superfície do grão.

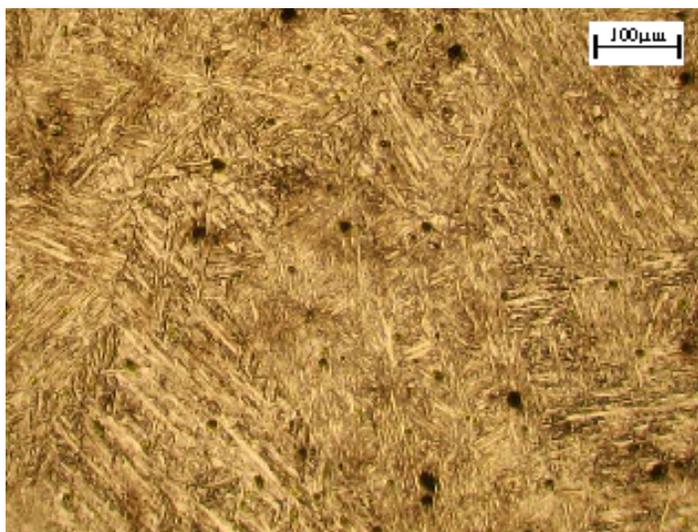


Figura 4.18 CP6 temperado e revenido. Aumento de 115 vezes.

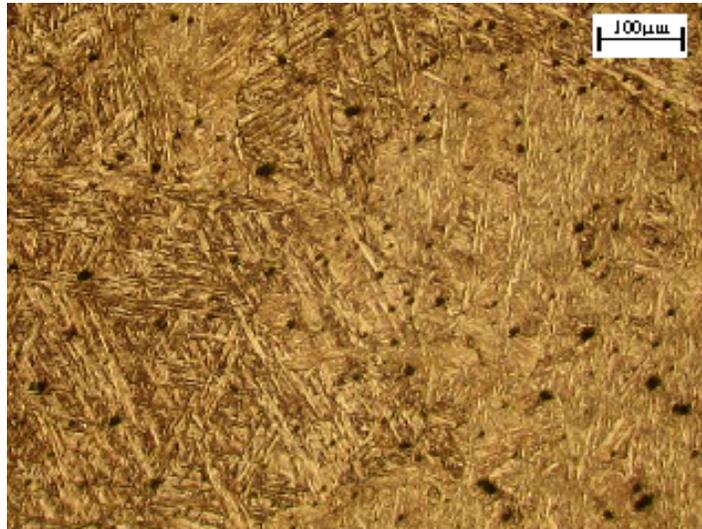


Figura 4.19 CP7 temperado e revenido. Aumento de 115 vezes.

Para o aço CA6NM, observa-se nas duas foto-metalografias das figuras 4.18 e 4.19, a martensita em placas, a presença de inclusões de sulfetos e óxidos de tamanho inferior a 30um, e uma precipitação de carbonetos maior em CP7 que em CP6.



Figura 4.20 CP8 temperado e duplo revenido. Aumento de 115 vezes.

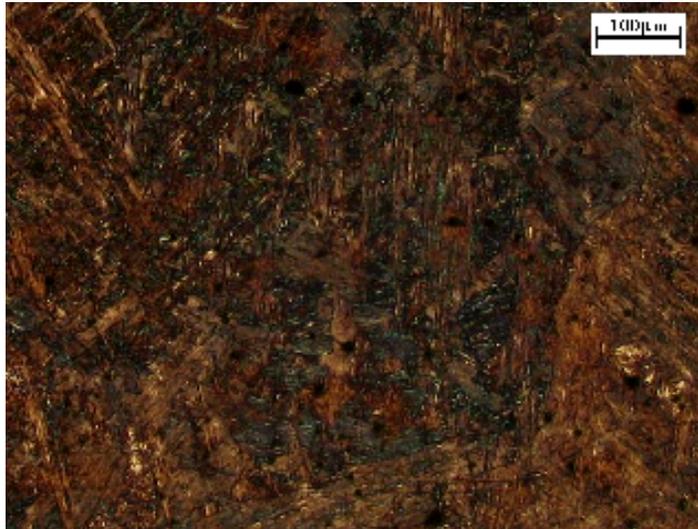


Figura 4.21 CP9 temperado e duplo revenido. Aumento de 115 vezes.

A foto-micrografia de CP8, na figura 4.20, revela uma estrutura com intensa quantidade de carbonetos resultantes de duplo revenimento e revenimento intermediário em alta temperatura. Em CP9, figura 4.21 a precipitação de carbonetos é tão intensa que mal se pode visualizar a micro-estrutura tratada. Nas foto-micrografias de CP1 nas figuras 4.22 e 4.23, do grau CA15 temperado em água e revenido a 540°C, observa-se algumas inclusões e ferrita delta.

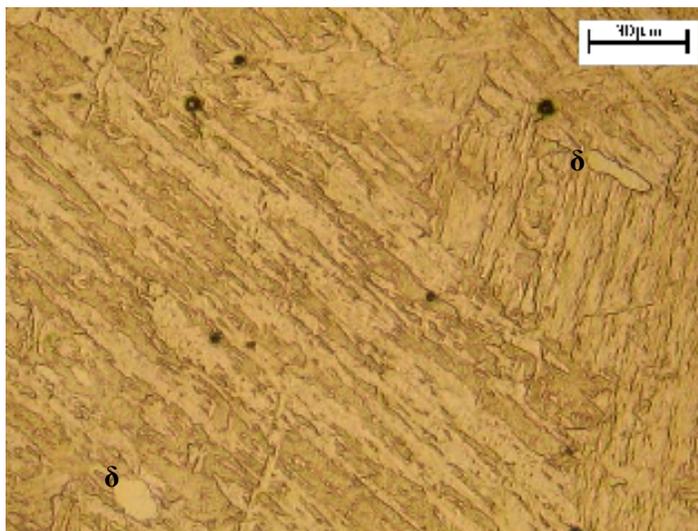


Figura 4.22 CP1 CA15 temperado e revenido. Aumento de 465 vezes.

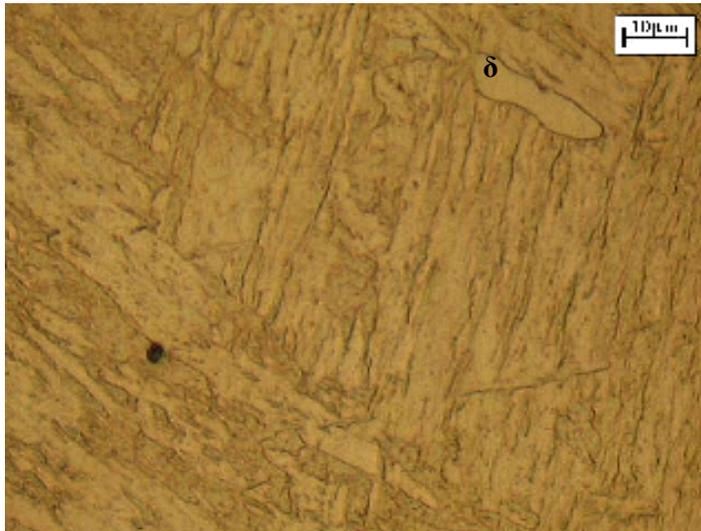


Figura 4.23 CP1 CA15 temperado e revenido. Aumento de 870 vezes.

A martensita se apresenta em placas e a quase imperceptível presença de carbonetos aumentou a sensibilidade da amostra ao ataque químico marcando o contorno das placas e a ferrita delta(δ) na matriz martensítica.

As foto-micrografias de CP2 nas figuras 4.24 e 4.25, do grau CA15 na condição de temperado ao ar e revenido a 540°C em 465 e 870 vezes de aumento respectivamente, não evidenciam grande diferença do obtido para a condição de temperado em água.

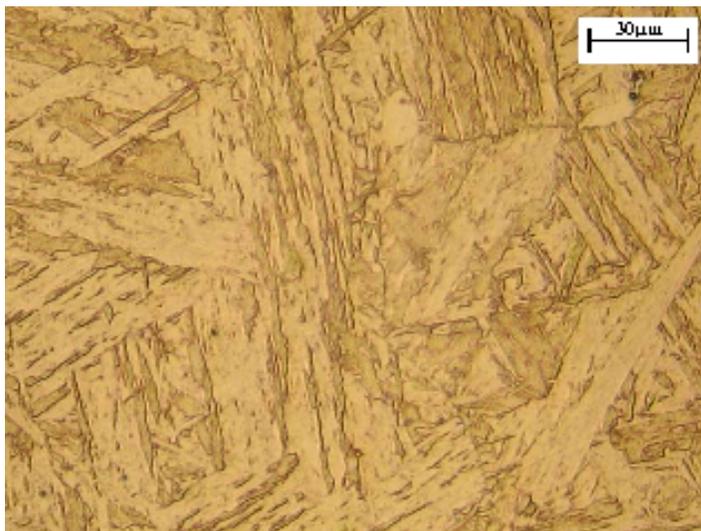


Figura 4.24 CP2 CA15 temperado e revenido. Aumento de 465 vezes.

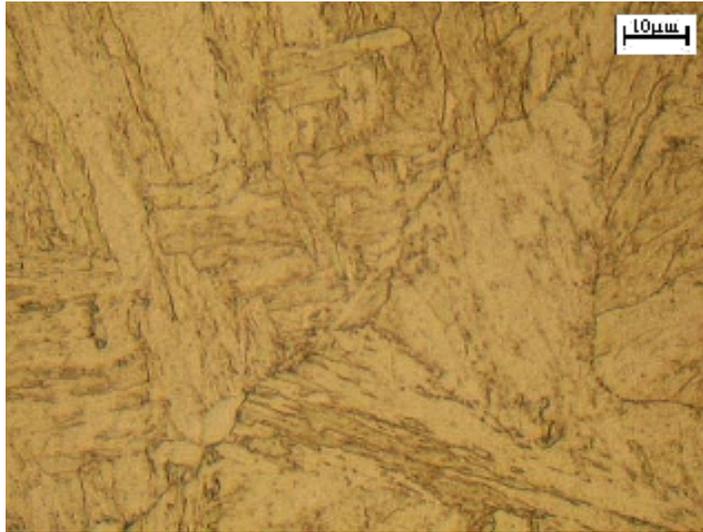


Figura 4.25 CP2 CA15 temperado e revenido. Aumento de 870 vezes.

A presença de carbonetos é pouco expressiva e a condição microestrutural praticamente não se altera, também há presença de ferrita delta como no caso anterior (neste caso foi omitido na captura da imagem), indicando deficiência no tratamento de solubilização.

Mas nas foto-micrografias de CP3 com ampliações de 465 e 870 vezes, nas figuras 4.26 e 4.27, do grau CA15 temperado em água e revenido a 670°C, a situação é bem diferente se comparado à mesma condição de têmpera e revenido a 540°C.

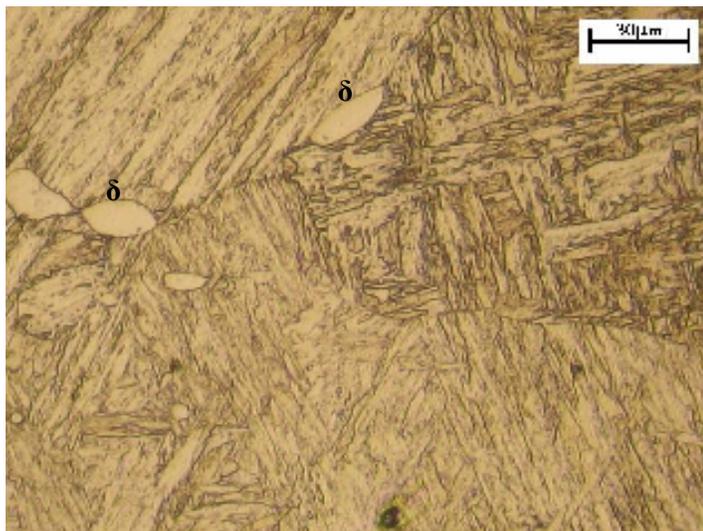


Figura 4.26 CP3 CA15 temperado e revenido. Aumento de 465 vezes.

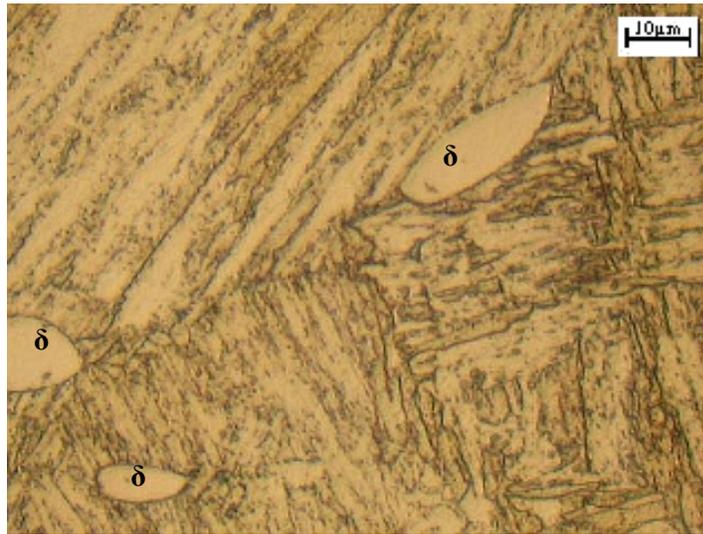


Figura 4.27 CP3 CA15 temperado e revenido. Aumento de 870 vezes.

A atacabilidade da amostra é melhorada pela presença massiva de carbonetos nos contornos de grão, interface ferrita-matriz e entre as placas de martensita. A morfologia da martensita é em placas que atravessam todo o grão (pré-austenítico), não há evidência da formação de blocos com pacotes de ripas de martensita e a morfologia da martensita em placas no aço CA15 é marcante. As foto-micrografias de CP4 nas figuras 4.28 e 4.29 do grau CA15 temperado ao ar e revenido a 670°C, evidenciam uma estrutura da martensita com presença de ferrita delta e carbonetos precipitados.

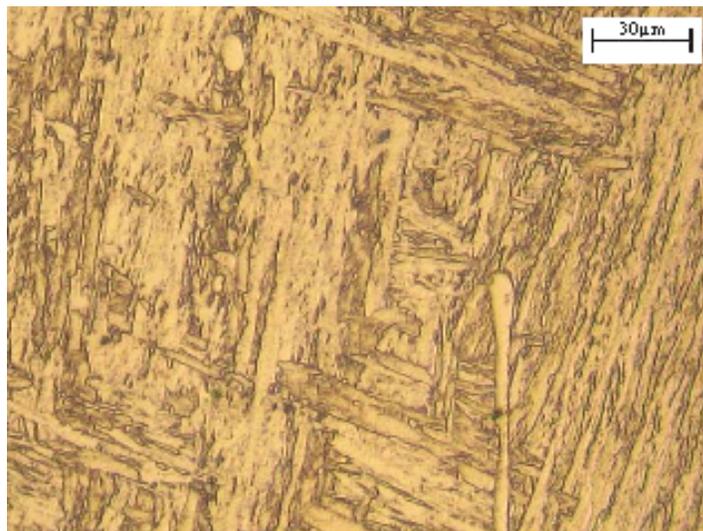


Figura 4.28 CP4 CA15 temperado e revenido. Aumento de 465 vezes.

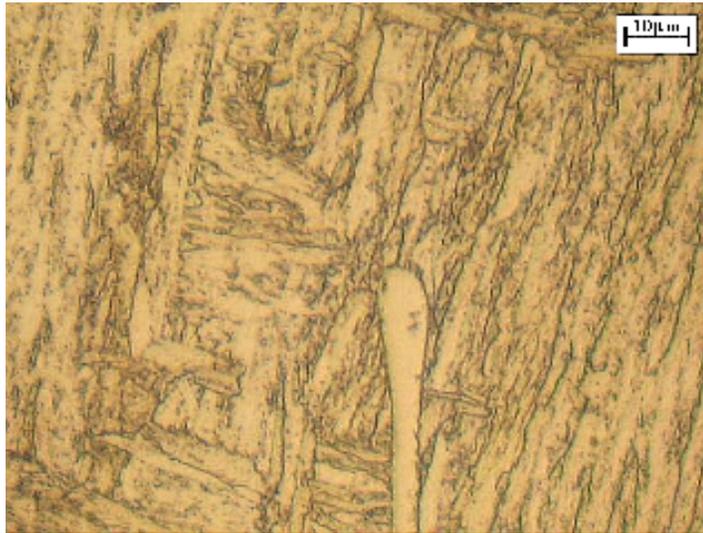


Figura 4.29 CP4 CA15 temperado e revenido. Aumento de 870 vezes.

Observa-se a presença de carbonetos precipitados entre as placas de martensita, contornos de grão e na interface ferrita-matriz. A ferrita delta em destaque, tem uma morfologia bem característica do tipo “gota”, resultado de um tratamento térmico de solubilização deficiente.

Nas figuras 4.30 e 4.31, observa-se a decomposição da martensita em ferrita no grau CA15 na condição de recozido. Sob aumento de 465 vezes, figura 4.30, observa-se ao centro a presença de uma grande região constituída de ferrita, originalmente uma pequena região de ferrita delta, que cresceu após recozimento.

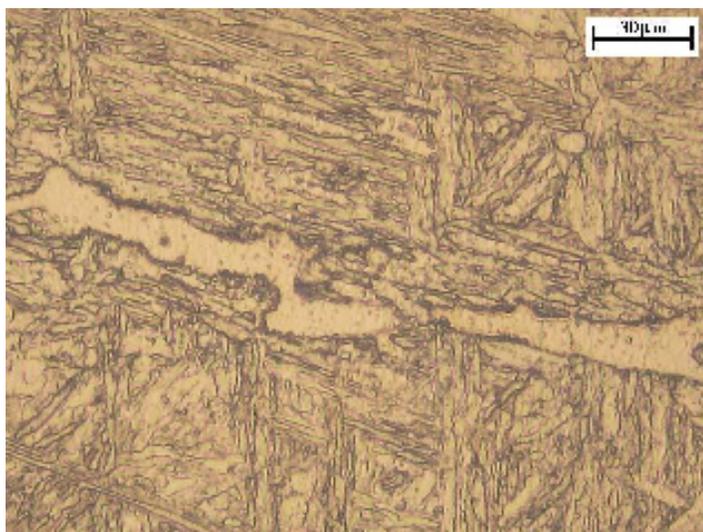


Figura 4.30 CP5 CA15 recozido. Aumento de 465 vezes.

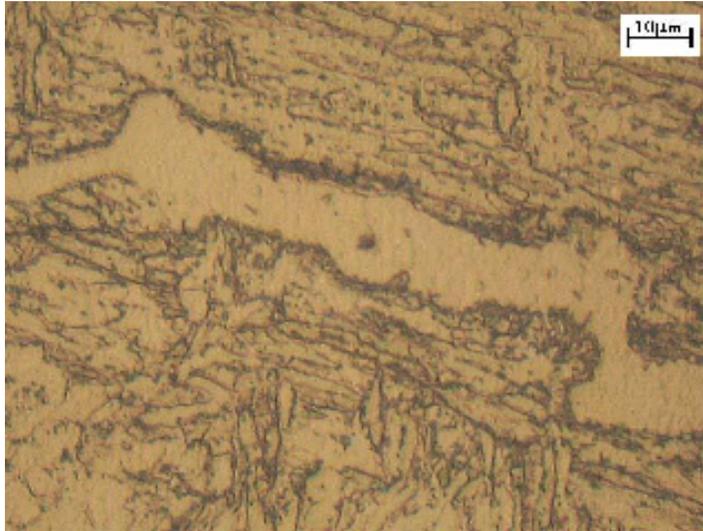


Figura 4.31 CP5 CA15 recozido. Aumento de 870 vezes.

Com aumento de 870 vezes, observa-se na figura 4.31 a presença de pequenos grãos de ferrita resultantes da decomposição da martensita. No contorno da ferrita é marcante a presença de carbonetos, resultado da drenagem do cromo presente na ferrita.

As foto-micrografias de CP6 nas figuras 4.32 e 4.33, do grau CA6NM temperado em água e revenido a 600°C, evidenciam a forte precipitação de carbonetos (“rendilhado” escuro) precipitados entre as placas de martensita.

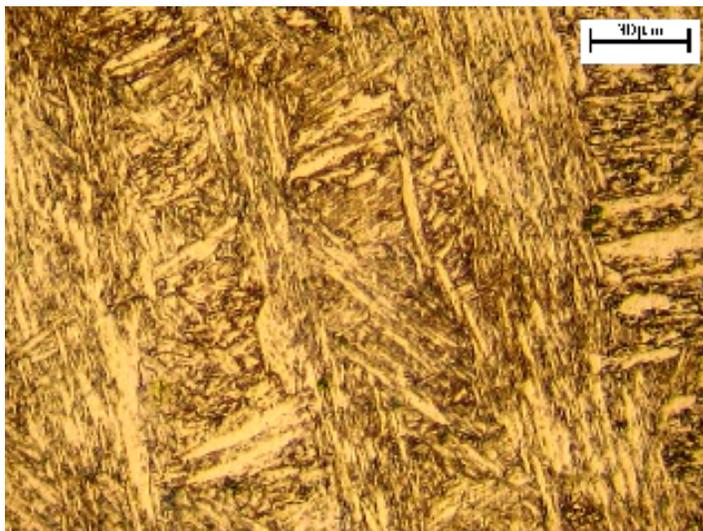


Figura 4.32 CP6 CA6NM temperado e revenido. Aumento de 465 vezes.

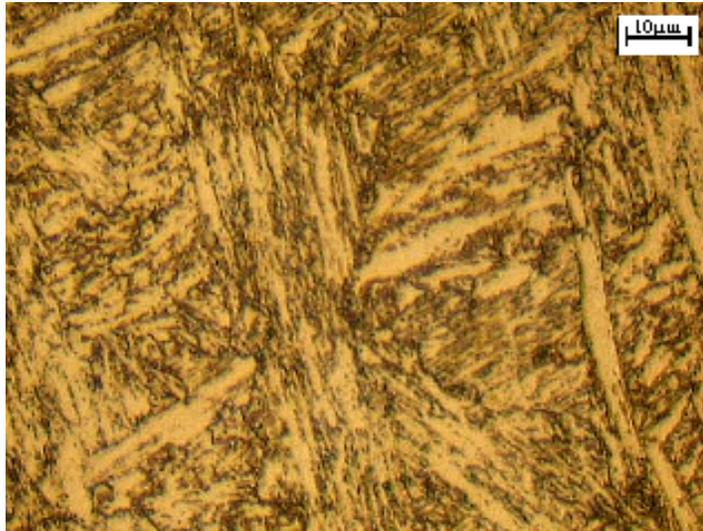


Figura 4.33 CP6 CA6NM temperado e revenido. Aumento de 870 vezes.

A orientação das placas de martensita é aleatória, e as regiões claras são as superfícies das placas de martensita que coincidiram com o plano de corte na amostra.

Com aumentos de 465 e 870 vezes, as foto-micrografias de CP7 nas figuras 4.34 e 4.35 respectivamente, do grau CA6NM temperado ao ar e revenido a 600°C, revelam uma microestrutura muito similar a obtida no CP6.

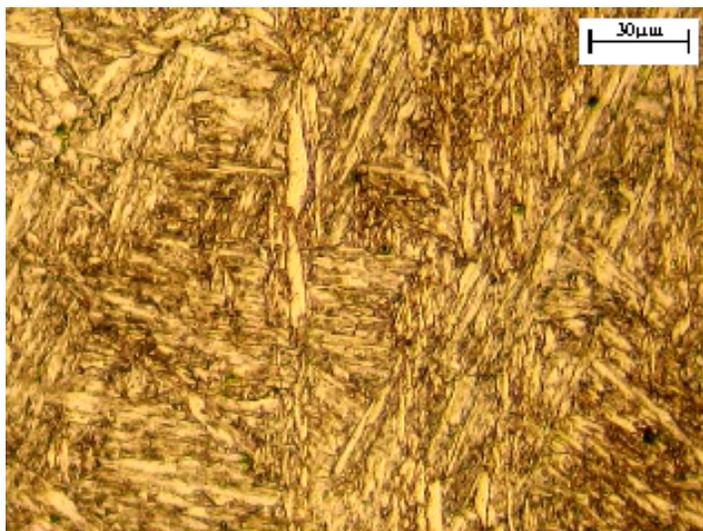


Figura 4.34 CP7 CA6NM temperado e revenido. Aumento de 465 vezes.

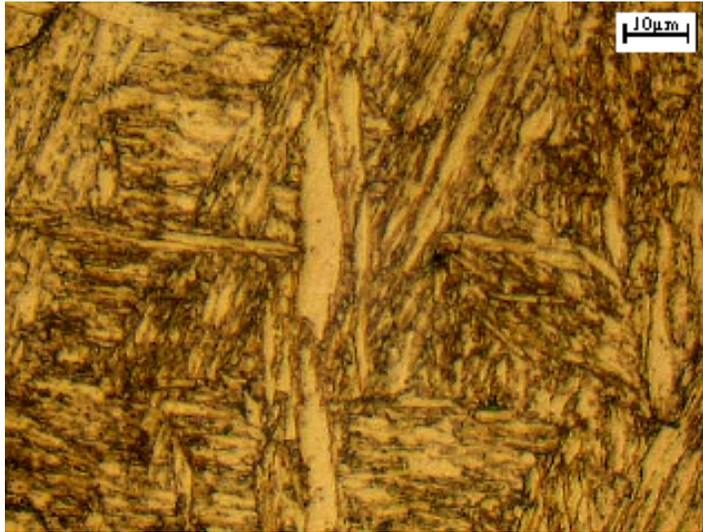


Figura 4.35 CP7 CA6NM temperado e revenido. Aumento de 870 vezes.

A microestrutura em CP7 é totalmente martensítica com uma melhor delimitação das placas, causando uma falsa impressão de refino microestrutural em 465 vezes de aumento, em relação a CP6 com a mesma ampliação.

As foto-micrografias de CP8 nas figuras 4.36 e 4.37, com aumentos de 465 e 870 vezes respectivamente, do grau CA6NM temperado em água e duplamente revenido, evidenciam uma microestrutura refinada e com carbonetos massivamente precipitados.

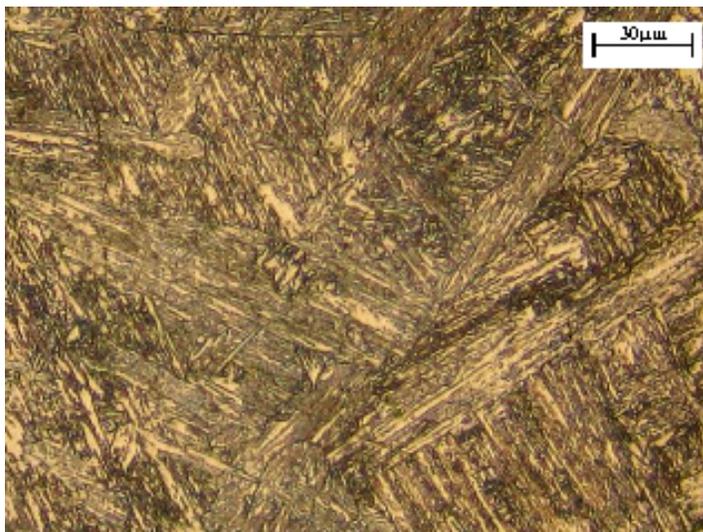


Figura 4.36 CP8 CA6NM temperado e duplamente revenido. Aumento de 465 vezes.

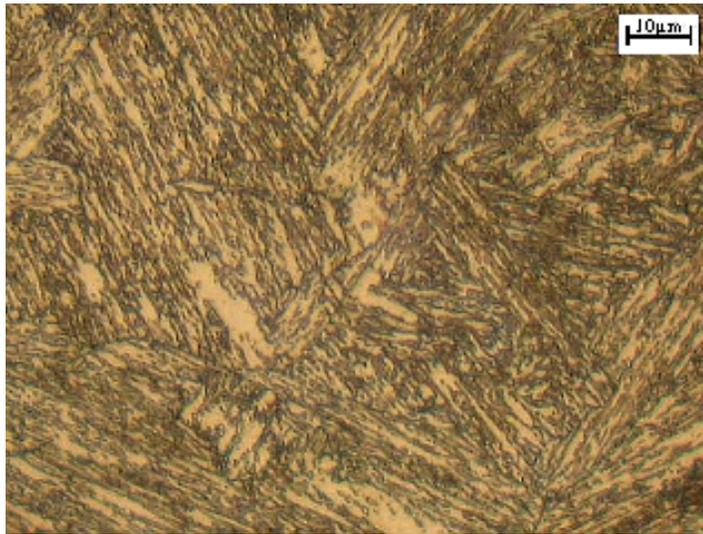


Figura 4.37 CP8 CA6NM temperado e duplamente revenido. Aumento de 870 vezes.

A precipitação de carbonetos em CP8 é intensa, se inicia entre as placas de martensita e avança na direção da porção central das placas de martensita, e isso se deve principalmente ao revenimento a 690°C.

O ataque químico Picral-HCL por apenas quarenta segundos tornou quase impossível a observação metalográfica em CP9, devido a forte precipitação de carbonetos, conforme figuras 4.38 e 4.39.

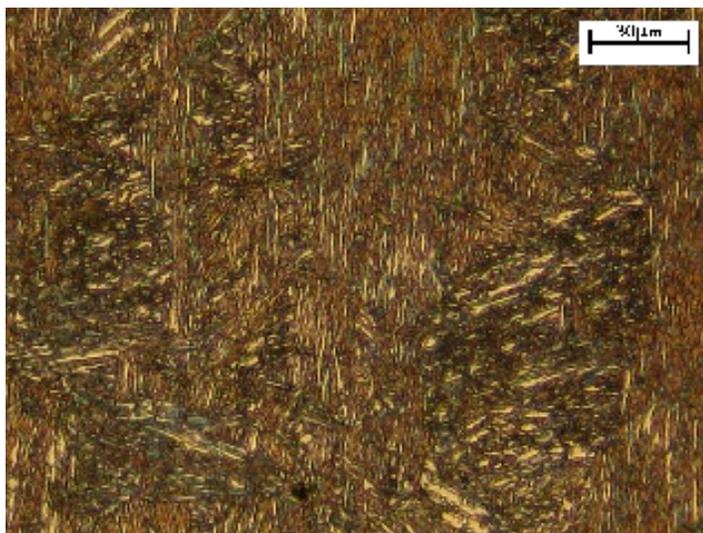


Figura 4.38 CP9 CA6NM temperado e duplamente revenido. Aumento de 465 vezes.

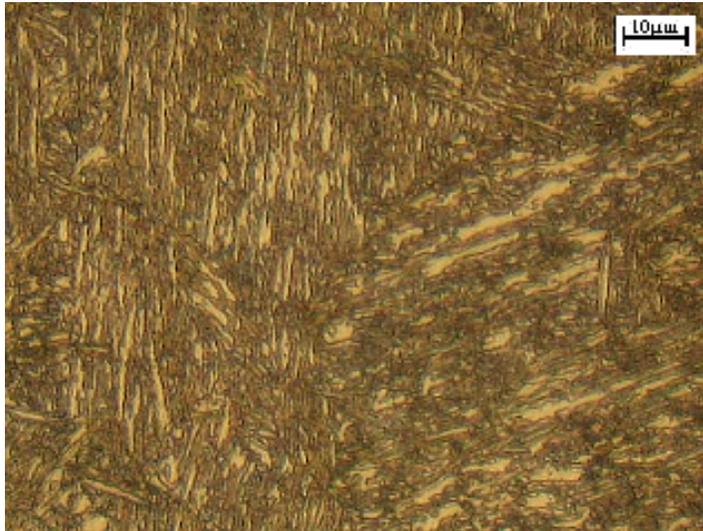


Figura 4.39 CP9 CA6NM temperado e duplamente revenido. Aumento de 870 vezes.

O efeito dos tratamentos térmicos no grau CA6NM temperado ao ar e duplamente revenido(CP9) é nitidamente superior ao obtido para o grau CA6NM temperado em água e duplamente revenido(CP8), a quantidade de carbonetos é muito maior, e assim há um forte aspecto de refino microestrutural, as placas de martensita são mais delgadas que nas condições de único revenido, mas esse aspecto de maior refino microestrutural em CP9 que em CP8 se deve ao maior número de interfaces propiciadas pela maior presença de carbonetos. Isso ocorre devido a presença de carbonetos precipitados ainda na fase austenítica(Cr_7C_3 e Cr_2C) em temperaturas superiores a M_s , constituindo-se em potenciais núcleos para a precipitação massiva de carbonetos Cr_{23}C durante revenimento.

4.5 Análise Microestrutural por Microscopia Eletrônica de Varredura

A análise por microscopia eletrônica de varredura permitiu a avaliação e caracterização microestrutural com ótima resolução e aumentos de até 3110 vezes.

No aço CA15 observou-se a presença da ferrita delta, precipitação de carbonetos nos contornos de grãos e interfaces martensita-ferrita e a morfologia mais equiaxial dos carbonetos precipitados.

No aço CA6NM observou-se uma precipitação de carbonetos muito mais intensa que no CA15, a morfologia é alongada(lenticular), e se deu em maior intensidade na condição de temperado ao ar que temperado em água.

4.5.1 CA15

Apesar de ser previsto um percentual de carbono maior para o aço CA15 de até 0,15%, no CP1 temperado em água e revenido a 540°C, observa-se já com 425 vezes de aumento na figura 4.40, que a presença de carbonetos não é tão intensa como no aço CA6NM, mas com 1315 vezes de aumento, na figura 4.41, observa-se alguns pontos claros precipitados nas placas de martensita.

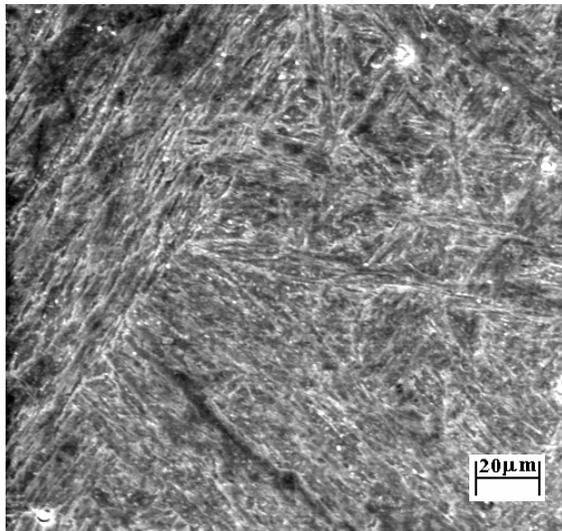


Figura 4.40 CP1 fotografia MEV. WD-15mm, V-20KV. Aumento de 425 vezes.

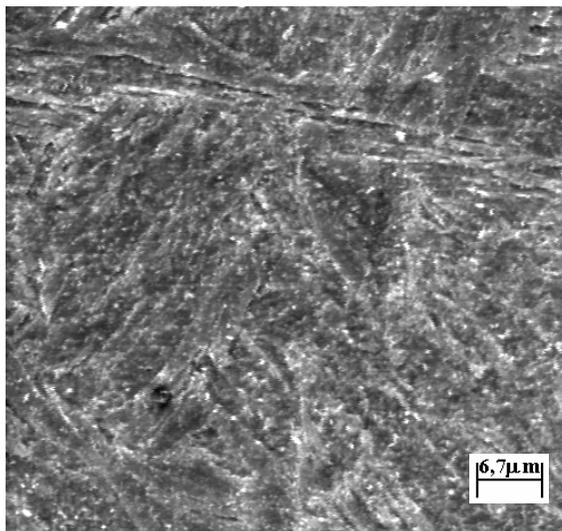


Figura 4.41 CP1 fotografia MEV. WD-15mm, V-20KV. Aumento de 1315 vezes.

Observa-se nas figuras 4.42 e 4.43, com aumentos de 2250 e 3110 respectivamente, as placas de martensita intragranulares, e pequenos precipitados em pontos claros na amostra, não só marcando o contorno das placas de martensita, mas também sobre as placas de martensita.

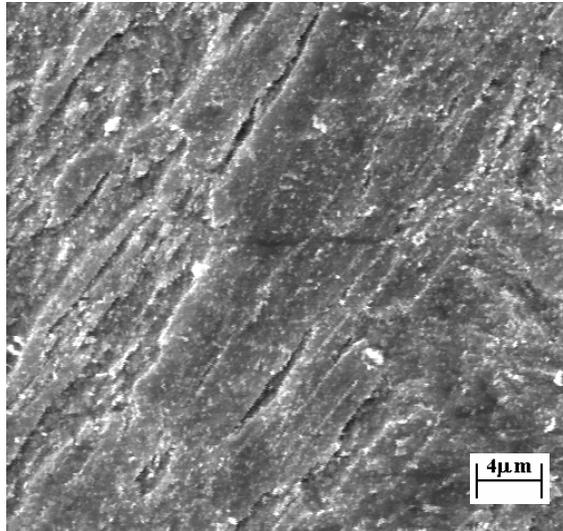


Figura 4.42 CP1 fotografia MEV. WD-15mm,V-20KV. Aumento de 2250 vezes.

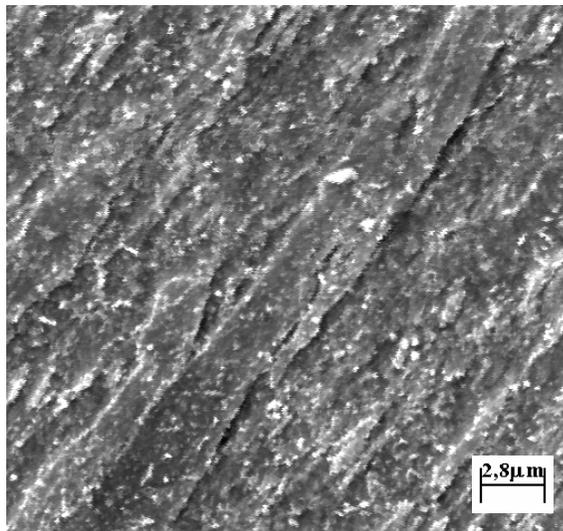


Figura 4.43 CP1 fotografia MEV. WD-15mm, V-25KV. Aumento de 3110 vezes.

Para o CP2, grau CA15 na condição de temperado e revenido ao ar, com aumento de 425 vezes, na figura 4.44, verifica-se a presença de ferrita, pontos

escuros globularizados na matriz martensítica, e como se pode observar, com aumentos de 1315 vezes na figura 4.45, a presença de carbonetos não é significativamente maior que na amostra de CP1.

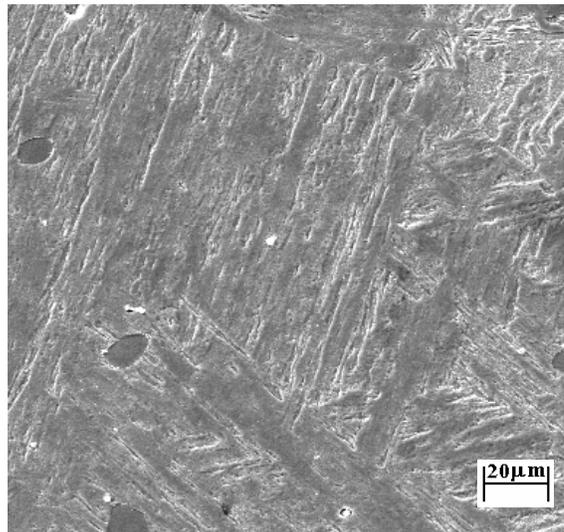


Figura 4.44 CP2 fotografia MEV. WD-15mm,V-20KV. Aumento de 425 vezes.

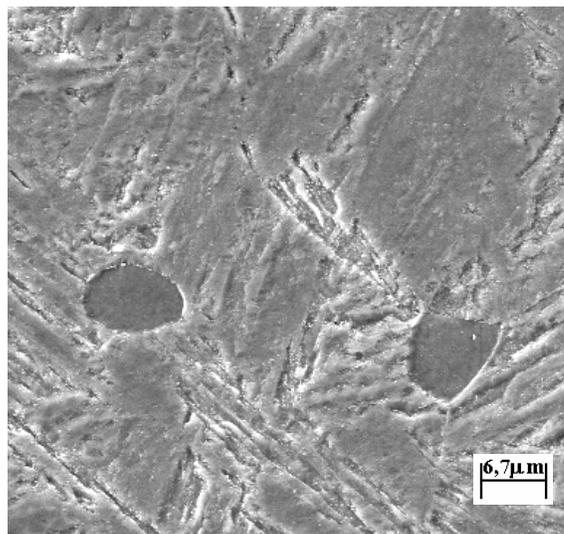


Figura 4.45 CP2 fotografia MEV. WD-15mm, V-25KV. Aumento de 1315 vezes.

Com aumentos de 2250 e 3110 vezes como mostrado nas figuras 4.46 e 4.47 respectivamente, observa-se carbonetos bem finos precipitados tanto entre as placas de martensita como na superfície delas, as partículas de coloração

branca são de carbonetos em crescimento irregular.

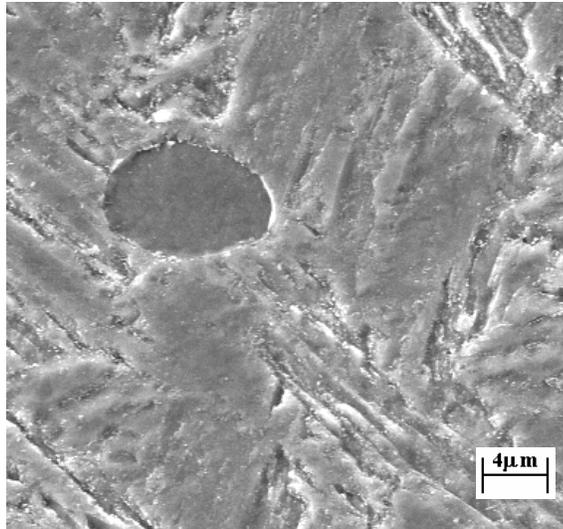


Figura 4.46 CP2 fotografia MEV. WD-15mm, V-20KV. Aumento de 2250 vezes.

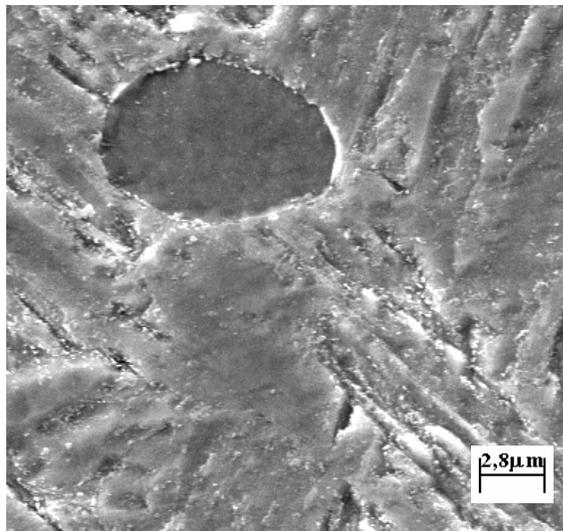


Figura 4.47 CP2 fotografia MEV. WD-15mm, V-25KV. Aumento de 3110 vezes.

No CP3, com aumento de 425 vezes, como mostrado na figura 4.48, observa-se pela coloração esbranquiçada, uma rede fina de carbonetos em torno das placas de martensita. No centro da figura 4.48 na diagonal, pode se observar a presença de ferrita delta no contorno de grão, e a 1315 vezes de aumento, na figura 4.49, também se observa a presença massiva de finos carbonetos

precipitados na matriz martensítica.

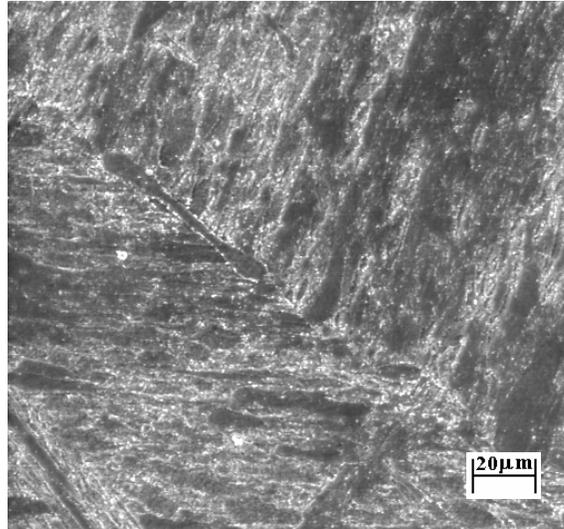


Figura 4.48 CP3 fotografia MEV. WD-15mm, V-20KV. Aumento de 425 vezes.

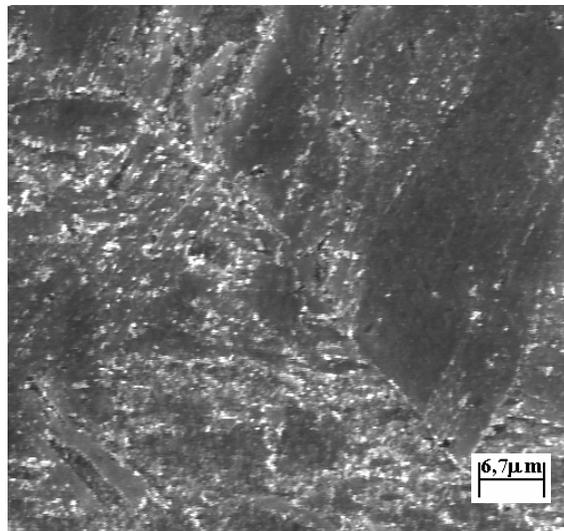


Figura 4.49 CP3 fotografia MEV. WD-15mm, V-30KV. Aumento de 1315 vezes.

Com 2250 e 3110 vezes de aumento, vide figuras 4.50 e 4.51 respectivamente, os carbonetos precipitados em temperaturas inferiores tendem a crescer durante revenimento a 670°C e preferencialmente nos contornos entre a placas de martensita. As partículas de carbonetos tem morfologia irregular, mas parecem tender para a forma globular.

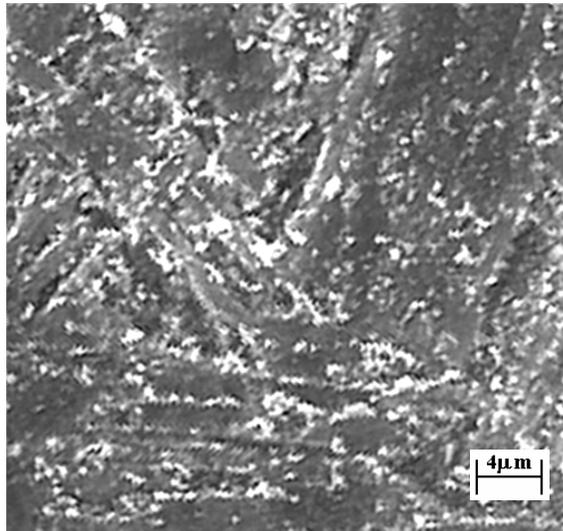


Figura 4.50 CP3 fotografia MEV. WD-15mm, V-30KV. Aumento de 2250 vezes.

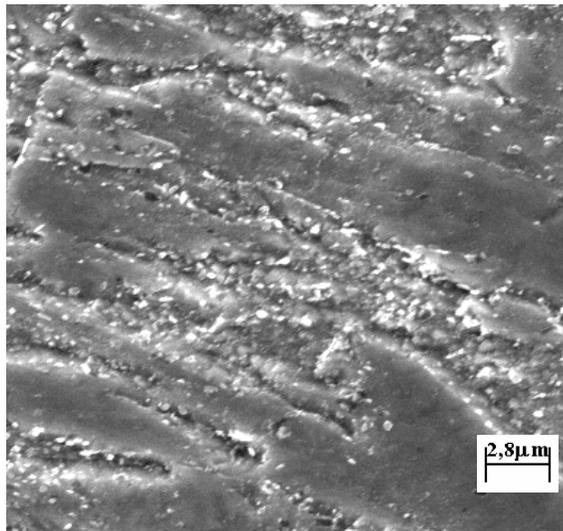


Figura 4.51 CP3 fotografia MEV. WD-10mm, V-30KV. Aumento de 3110 vezes.

No CP4, o grau CA15 na condição de temperado ao ar e revenido a 670°, nas figuras 4.52 e 4.53, com aumentos de 425 e 1315 vezes respectivamente, ocorre à presença marcante de carbonetos precipitados preferencialmente nos contornos das placas de martensita. Observa-se também uma distribuição mais heterogênea que em CP3 e a presença da ferrita no contorno de grão (pré-austenita).

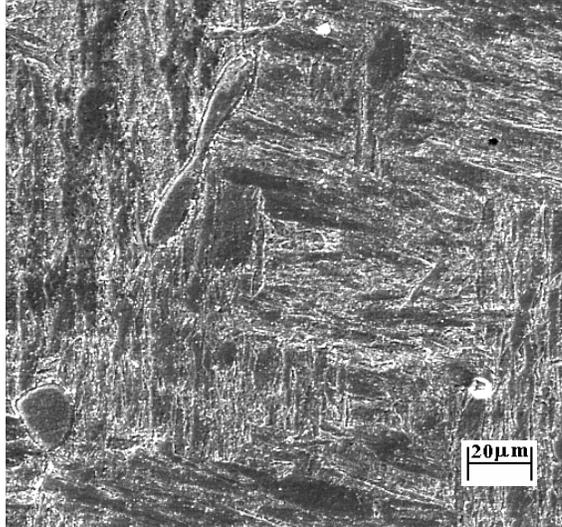


Figura 4.52 CP4 fotografia MEV. WD-15mm, V-15KV. Aumento de 425 vezes.

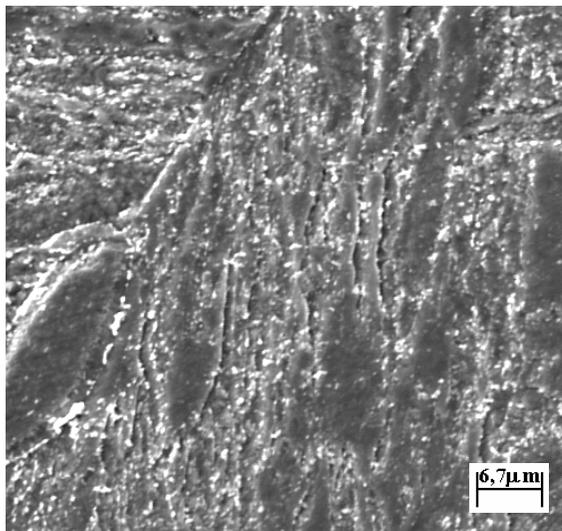


Figura 4.53 CP4 fotografia MEV. WD-15mm, V-15KV. Aumento de 1315 vezes.

Com aumentos maiores em 2250 e 3110, conforme figuras 4.54 e 4.55 respectivamente, observa-se a presença de carbonetos inclusive na interface ferrita matriz martensítica, o tamanho das maiores partículas e a quantidade de carbonetos nesta amostra é levemente maior que na amostra CP3.

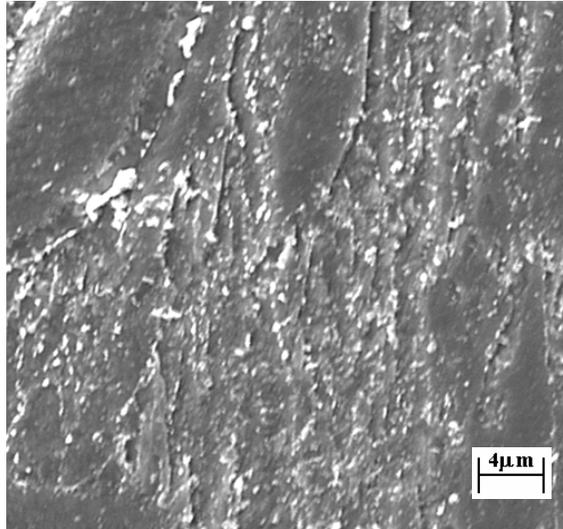


Figura 4.54 CP4 fotografia MEV. WD-15mm, V-15KV. Aumento de 2250 vezes.

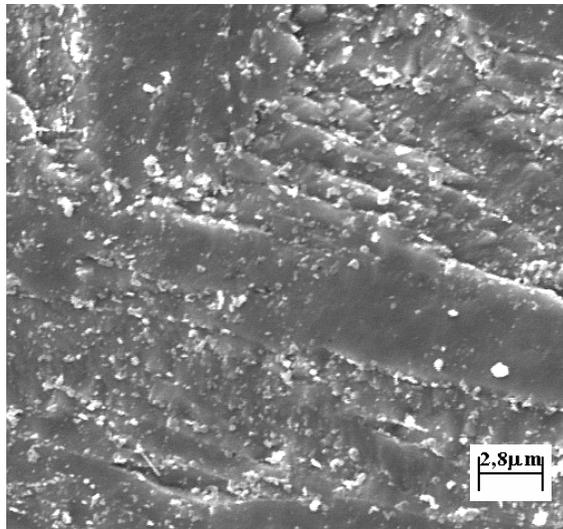


Figura 4.55 CP4 fotografia MEV. WD-15mm, V-15KV. Aumento de 3110 vezes.

Na condição de recozido a 800°C por 16 horas, com aumento de 220 vezes, vide figuras 4.56, observa a presença marcante da ferrita delta, placas de martensita, ferrita acicular e carbonetos. Com aumento da ordem de 425 vezes, figura 4.57, observa-se à presença marcante de carbonetos no contorno da ferrita delta.

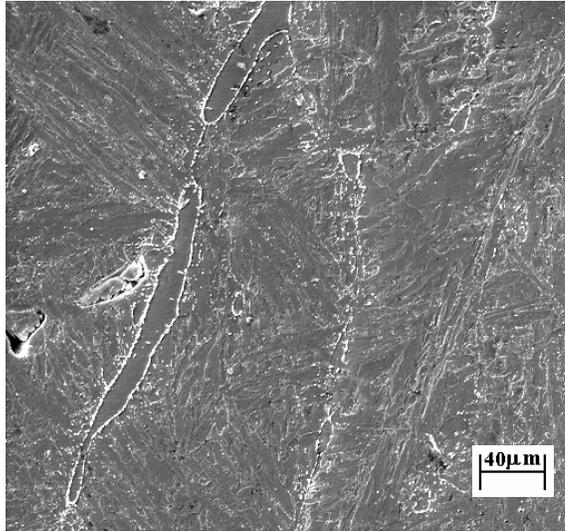


Figura 4.56 CP5 fotografia MEV. WD-15mm, V-20KV. Aumento de 220 vezes.

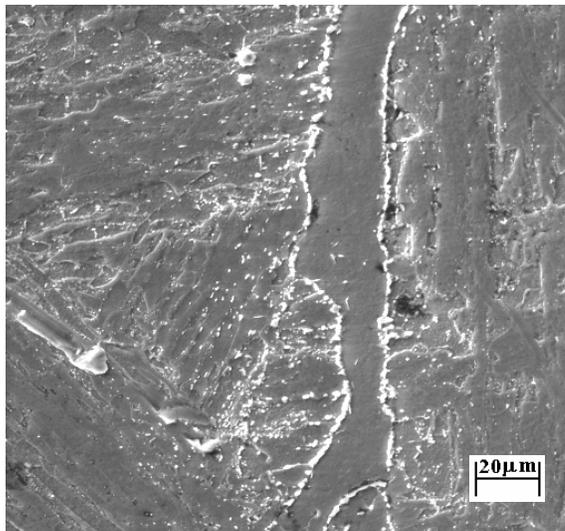


Figura 4.57 CP5 fotografia MEV. WD-15mm, V-20KV. Aumento de 425 vezes.

Com aumentos de 1315 e 2250 vezes, nas figuras 4.58 e 4.59 respectivamente, observa-se à distribuição heterogênea dos carbonetos, em tamanhos relativamente grandes e sua morfologia quase esferoidal, resultado do coalescimento propiciado pelo recozimento.

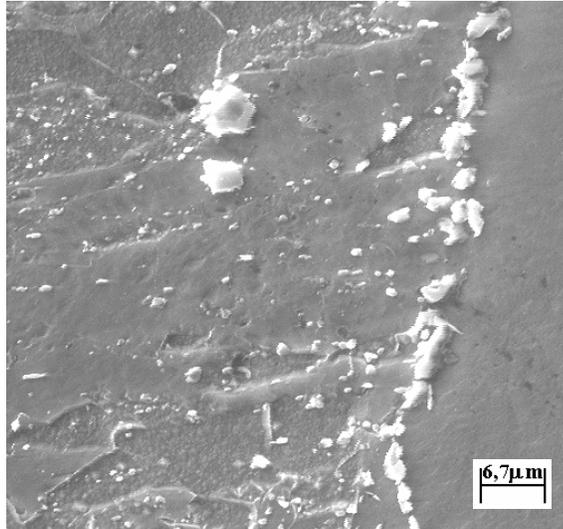


Figura 4.58 CP5 fotografia MEV. WD-15mm, V-25KV. Aumento de 1315 vezes.

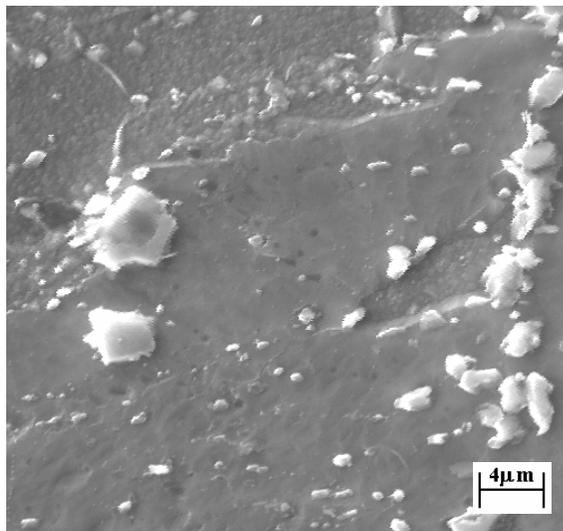


Figura 4.59 CP5 fotografia MEV. WD-15mm, V-25KV. Aumento de 2250 vezes.

A cinética de precipitação no aço CA15 se revelou mais lenta que no aço CA6NM, devido ao fato do percentual de carbono no aço CA15 ser apenas 0,03% maior que no aço CA6NM e os percentuais de molibdênio e níquel serem muito baixos.

4.5.2 CA6NM

Na foto-micrografia de CP6 na figura 4.60, do grau CA6NM temperado em água e revenido a 600°C, com 425 vezes de aumento, observa-se à precipitação de carbonetos, marcada pelas regiões claras, e na figura 4.61 com 1315 vezes de aumento observa-se partículas nítidas de carbonetos precipitadas entre as placas de martensita e nos contornos de grão.

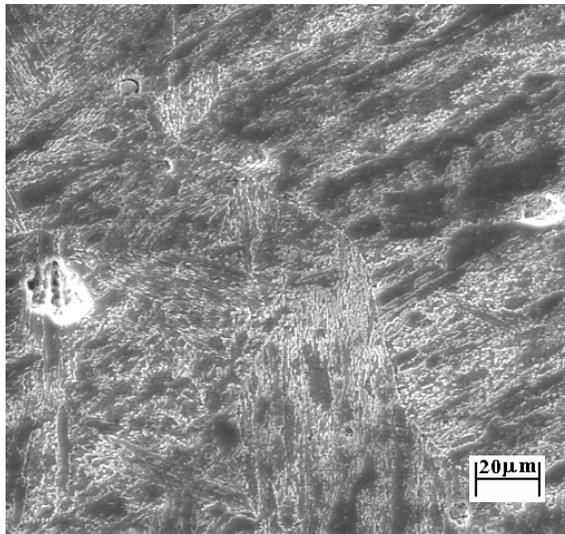


Figura 4.60 CP6 fotografia MEV. WD-15mm, V-25KV. Aumento de 425 vezes.

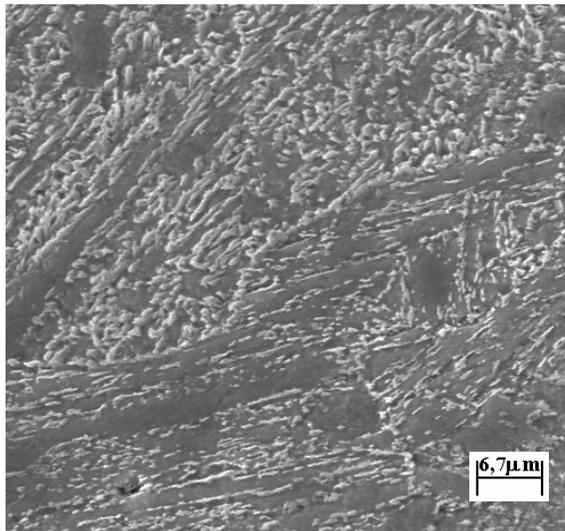


Figura 4.61 CP6 fotografia MEV. WD-10mm, V-25KV. Aumento de 1315 vezes.

Com aumentos superiores, 2250 e 3110 vezes nas figuras 4.62 e 4.63 respectivamente, observa-se a precipitação de carbonetos nos contornos de grãos, as placas de martensita atravessam toda a região intragranular e muda de orientação a partir dos contornos de grão. A morfologia indica um crescimento lenticular entre as placas de martensita, heterogêneos no tamanho, mas homogêneo na distribuição.

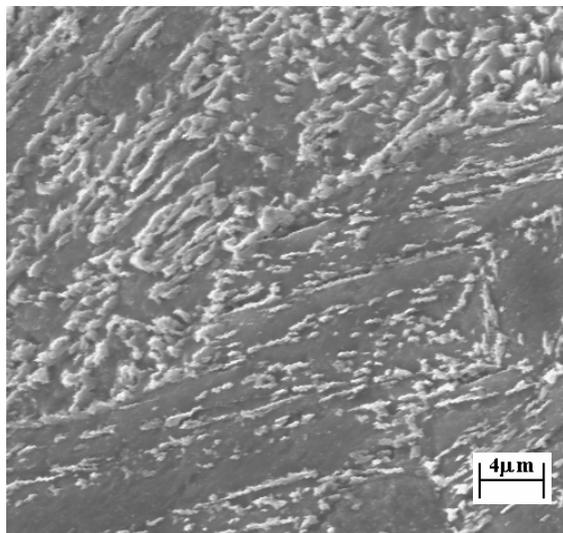


Figura 4.62 CP6 fotografia MEV. WD-10mm, V-25KV. Aumento de 2250 vezes.

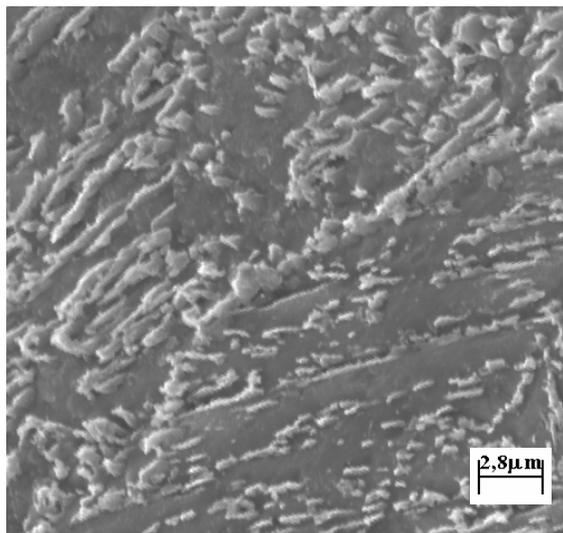


Figura 4.63 CP6 fotografia MEV. WD-10mm, V-25KV. Aumento de 3110 vezes.

As foto-micrografias de CP7 nas figuras 4.64 e 4.65, do grau CA6NM temperado ao ar e revenido a 600°C, pouco diferem da condição de temperado em água, mas com 425 vezes observa-se um pouco mais de carbonetos precipitados não apenas entre as placas de martensita e contornos de grão, mas também sobre as placas de martensita; a 1315 vezes observa-se que a distribuição das partículas é muito mais heterogênea, concentradas em algumas regiões e, completamente ausente em outras.

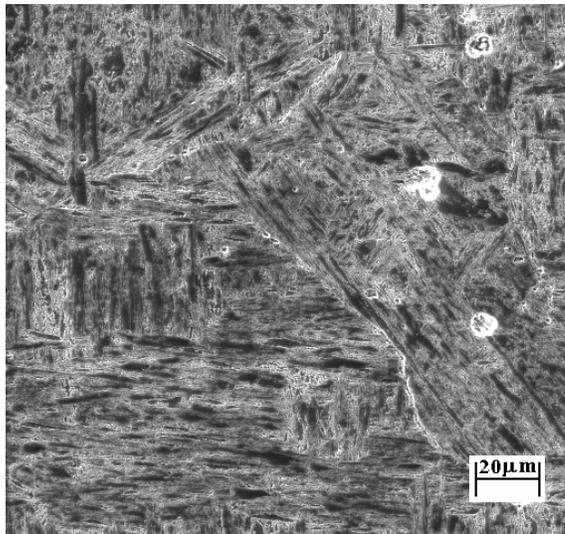


Figura 4.64 CP7 fotografia MEV. WD-10mm, V-25KV. Aumento de 425 vezes.

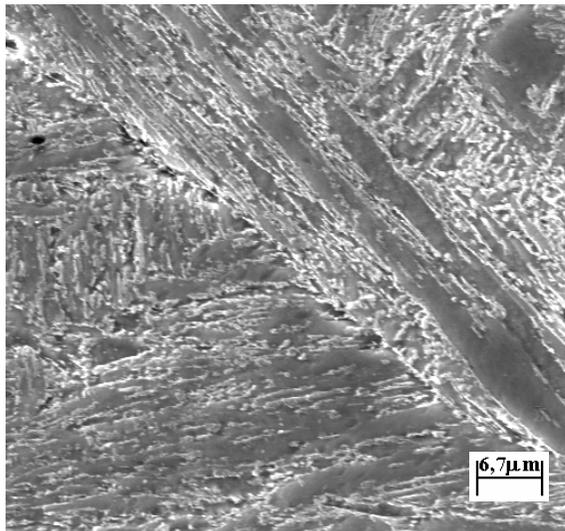


Figura 4.65 CP7 fotografia MEV. WD-10mm, V-25KV. Aumento de 1315 vezes.

Nas figuras 4.66 e 4.67 abaixo, com 2250 e 3110 vezes de aumento respectivamente, observa-se que a morfologia das partículas é lenticular, mas estão mais agrupadas apesar dos vazios de precipitados, são fragmentadas e mal formadas e há dificuldade para distinguir uma das outras. Observa-se também uma orientação ou alinhamento bem definido das placas de martensita.

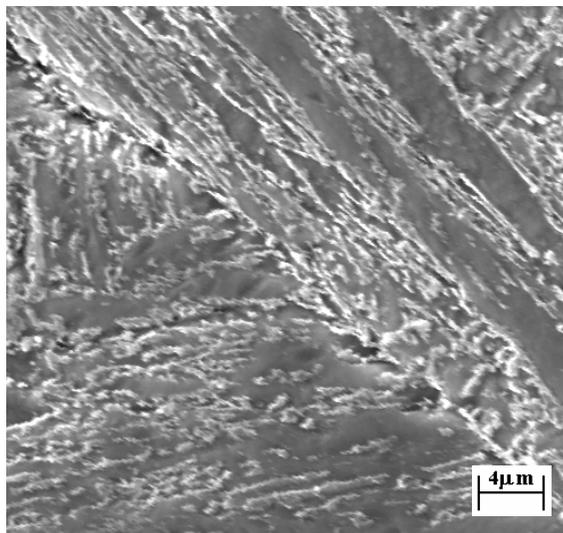


Figura 4.66 CP7 fotografia MEV. WD-10mm, V-25KV. Aumento de 2250 vezes.

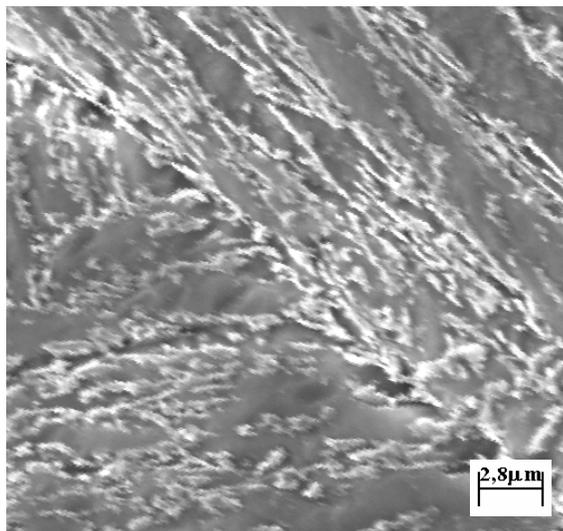


Figura 4.67 CP7 fotografia MEV. WD-10mm, V-25KV. Aumento de 3110 vezes.

Como mostrado nas figuras 4.68 e 4.69, para CP8, o grau CA6NM temperado em água e duplamente revenido, a precipitação de carbonetos é intensa. Com aumento de 425 vezes observa-se a formação de uma malha de carbonetos sobre e em torno das placas de martensita, com 1315 vezes de aumento observa-se o crescimento vermicular desses carbonetos, e na região central há um cruzamento das placas de martensita a mais ou menos 90 graus.

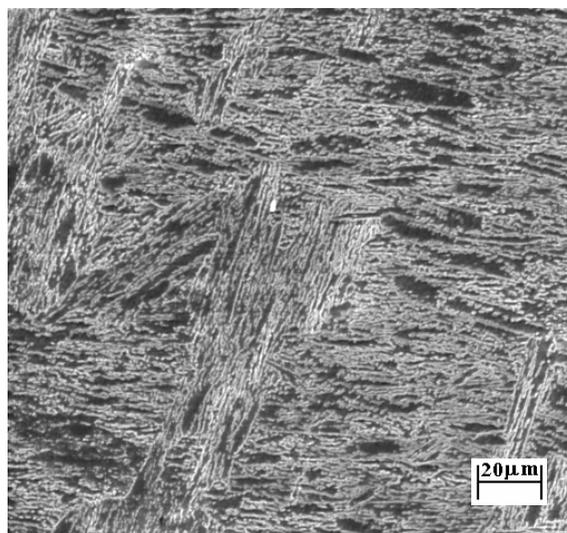


Figura 4.68 CP8 fotografia MEV. WD-14mm, V-20KV. Aumento de 425 vezes.

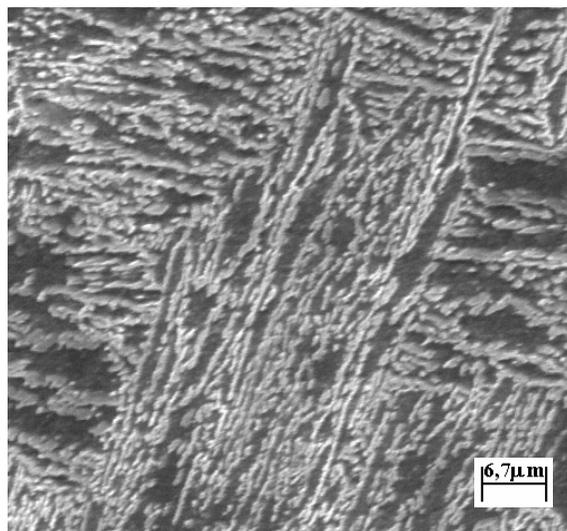


Figura 4.69 CP8 fotografia MEV. WD-20mm, V-25KV. Aumento 1315 vezes.

Com 2250 e 3110 vezes de aumento, nas figuras 4.70 e 4.71 respectivamente, observa-se na porção central da amostra no sentido vertical, a precipitação nos contornos de grão. E em relação à condição de temperado em água e único revenimento, o crescimento e a distribuição das partículas é heterogêneo, e parece haver uma tendência ao crescimento e formação não de carbonetos em “bastonetes” mas sim de “plaquetas de carbonetos”.

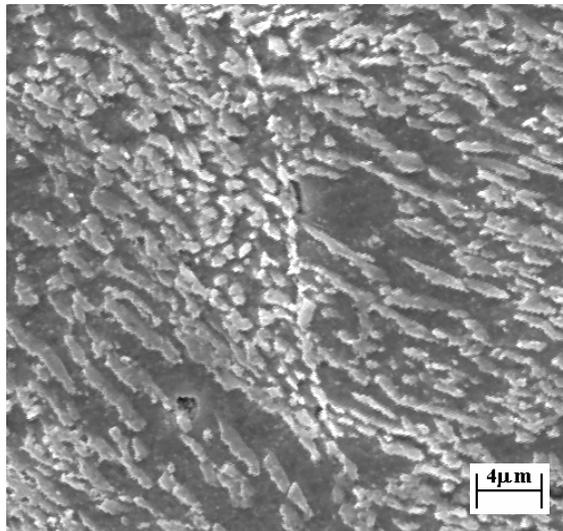


Figura 4.70 CP8 fotografia MEV. WD-20mm, V-25KV. Aumento de 2250 vezes.

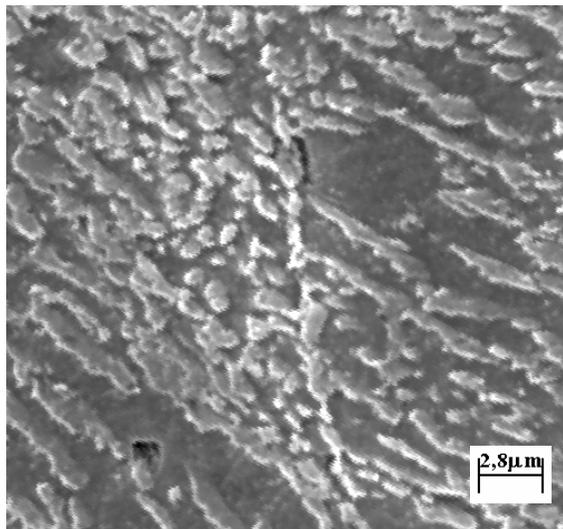


Figura 4.71 CP8 fotografia MEV. WD-19mm, V-30KV. Aumento de 3110 vezes.

Para o CP9, do grau CA6NM temperado ao ar e duplamente revenido, a formação de carbonetos é muito forte. Com 425 vezes de aumento, como mostrado na figura 4.72, mal se pode observar as placas de martensita, observa-se na região central, o cruzamento em “x” das placas de martensita; a 1315 vezes, na figura 4.73, observa-se um verdadeiro “enraizamento” das partículas de carbonetos precipitadas.

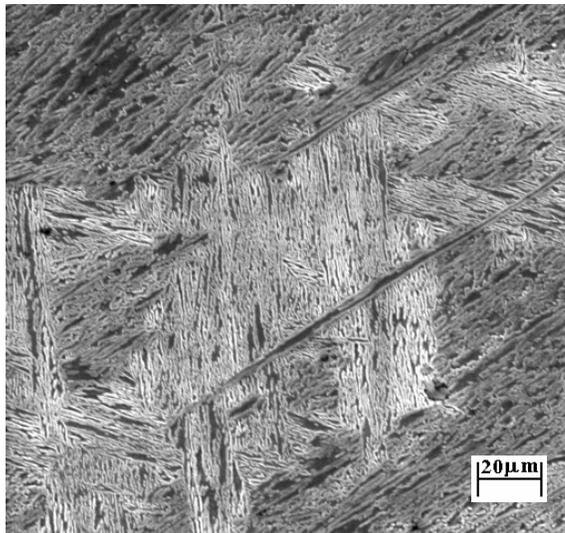


Figura 4.72 CP9 fotografia MEV. WD-15mm, V-20KV. Aumento de 425 vezes.

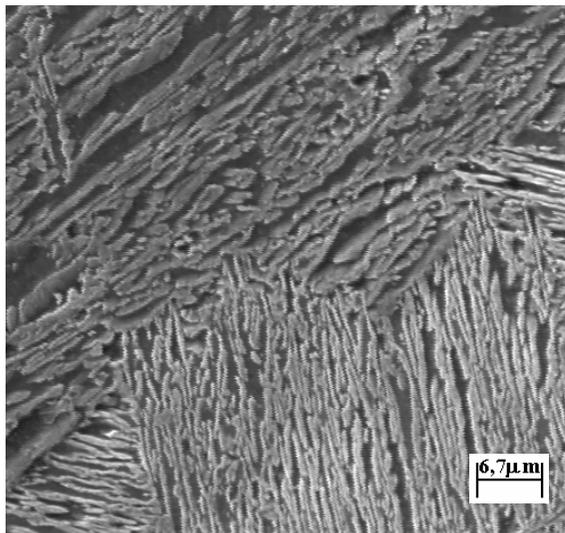


Figura 4.73 CP9 fotografia MEV. WD-10mm, V-25KV. Aumento de 1315 vezes.

Com aumentos superiores, de 2250 e 3110 vezes, nas figuras 4.74 e 4.75 respectivamente, observa-se que a precipitação de carbonetos é massiva, e na metade superior da foto-micrografia, região em que o corte da amostra coincide com um corte inclinado sobre as placas de carboneto, tem-se uma noção de profundidade, ou seja, os carbonetos estão na forma de plaquetas.

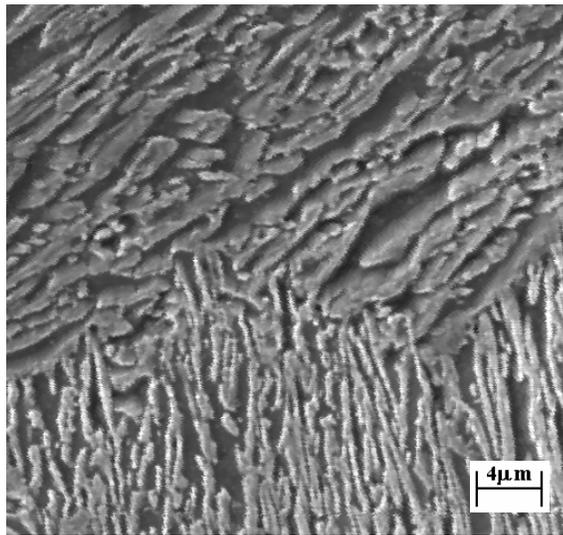


Figura 4.74 CP9 fotografia MEV. WD-10mm, V-25KV. Aumento de 2250 vezes.

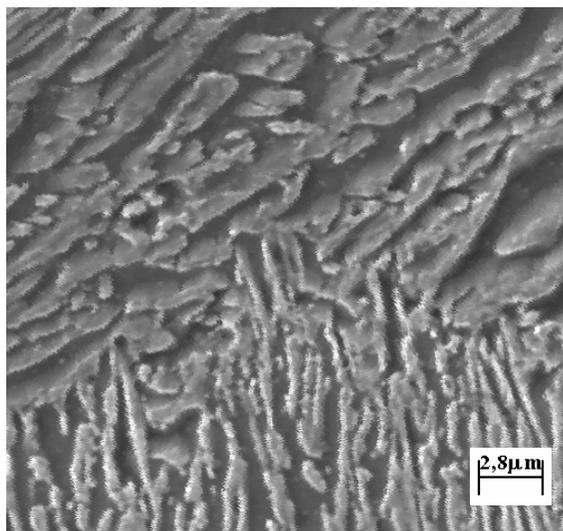


Figura 4.75 CP9 fotografia MEV. WD-10mm, V-25KV. Aumento de 3110 vezes.

4.6 Micro-Análise por MEV

A composição química em peso, localizada, nos aços CA15 e CA6NM foi obtida em diversas situações através de microanálise. Em comparação com a composição química realizada por espectrometria de emissão ótica, há pequenas diferenças. Os percentuais de S e P não são reais, e não houve possibilidade de medição do percentual de carbono. Podem ser observados na tabela 4.8, os percentuais pontuais de Cr, Ni e outros elementos.

Tabela 4.8 Composição química obtida por micro-análise.

Elemento(%Peso)	Al	Si	P	S	Cr	Mn	Fe	Ni	Zr	Mo	Ti	Nb+V
Global- CA15	0,01	0,59	0,05	0,25	12,59	0,95	85,46	0,69	0,06	0,51	-	-
Ferrita δ - CA15	0,03	0,76	0,12	0,15	15,12	0,67	83,35	0,24	0,14	0,24	-	-
Inclusão Globular-CA15	54,28	2,62	6,30	0,16	1,02	0,64	3,53	0,16	32,64	1,35	-	-
Nitreto- CA15	3,49	0,44	0,62	0,18	10,25	0,48	27,79	0,22	4,19	0,28	44,26	-
Carboneto-CA15 Recozido	0,02	0,43	0,04	0,07	33,11	1,06	58,22	0,59	0,08	0,53	0,04	0,36
Ferrita-CA15 Recozido	0,02	0,58	0,1	0,05	12,25	0,91	85,28	0,68	0,08	0,14	-	0,02
Martensita-CA15	0,01	0,59	0,08	0,04	12,00	0,95	85,53	0,67	0,03	0,03	-	0,26
Global-CA6NM	0,00	0,67	0,04	0,02	12,3	0,79	81,44	4,08	0,01	0,38	0,03	0,00
Placa Martensita-CA6NM	0,03	0,74	0,08	0,03	12,11	0,61	82,97	2,92	0,00	0,33	0,03	0,27
Inclusão- CA6NM	96,4	4,03	0,08	0,74	0,83	0,07	3,83	0,4	1,97	3,16	0,08	1,2
Carboneto- CA6NM	0,06	0,61	0,11	0,00	11,76	0,74	75,75	4,89	0,09	0,38	0,02	0,31

Como já era previsto e pode ser observado para o aço CA15 na condição de temperado e revenido, o percentual de cromo na ferrita delta é quase 3% maior que na composição global, em contrapartida, na placa de martensita, o percentual de cromo é menor.

No aço CA15 recozido, há dois efeitos notáveis: empobrecimento de cromo na ferrita delta, e formação de carboneto na interface martensita-ferrita as custas desse cromo. A alta relação $\%Fe/\%Cr = 1,76$ encontrada num carboneto M23C6 justifica o caráter axial(globularizado) desse carboneto, indicando o crescimento por enriquecimento de cromo. O percentual atômico de carbono na fórmula M23C6 é 20%, acarretando um percentual em peso estimado, em torno de 5%. A figura 4.76 mostra o espectro de composição química obtida por micro-análise de um carboneto presente na interface martensita ferrita delta do aço CA15 recozido.

A presença de inclusões de escória no sistema Al-Zr e nitretos a base de Ti,

são resultantes do sistema de desoxidação(adição de Al e FeSiZr) e desnitração(adição de FeTi) respectivamente.

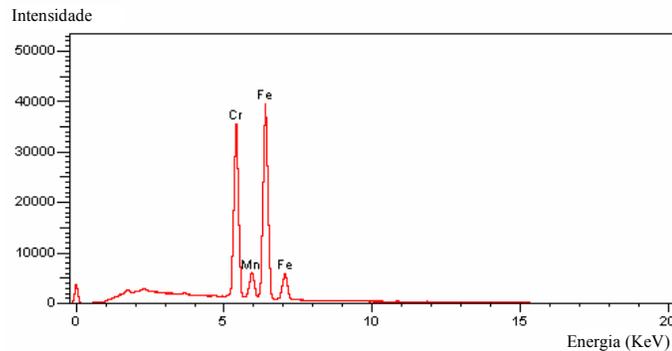


Figura 4.76 Analise química sobre o carboneto-CA15 recozido.

No aço CA6NM, a micro-análise na placa de martensita, vide espectro da figura 4.77, revela o empobrecimento de cromo e principalmente de níquel; este último sofre uma redução de quase 1,2% em relação à composição global. Em contrapartida, o percentual de níquel no carboneto M₂₃C₆ é cerca de 0,8% maior que na composição global, portanto, a precipitação de tal carboneto é forte concorrente da austenita estabilizada pelo níquel. Com uma relação %Fe/%Ni= 15,5, a morfologia lenticular do carboneto M₂₃C₆ está ligada a sua composição química. Assim, seu crescimento entre as placas de martensita ocorre em maior grau por coalescência que por enriquecimento através de átomos de soluto.

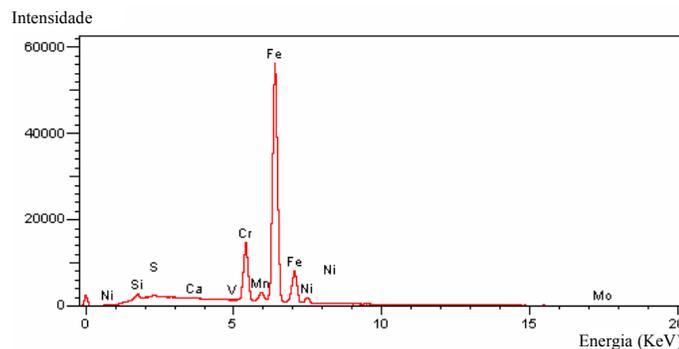


Figura 4.77 Analise química da matriz-CA6NM.

O percentual de cromo mais baixo, tanto na placa de martensita como no carboneto, se deve a estabilização da austenita estável através do enriquecimento pelo cromo.

4.7 Ensaio de Tração

Nos ensaios de tração a frio, dos aços CA15 e CA6NM em função de seus respectivos ciclos de tratamentos térmicos, obteve-se valores de limite de resistência e limite de escoamento, respectivamente em torno 750 e 650MPa para os graus de mais baixa resistência e respectivamente em torno de 950 e 800MPa para os de mais alta resistência mecânica.

Em termos de ductilidade, o aço CA15 apresentou maior redução de área, mas em contrapartida, menor alongamento; se comparado aos valores obtidos para o aço CA6NM.

4.7.1 Resultados Obtidos e Discussão

4.7.1.1 CA15

Os ensaios de tração do aço CA15 revelaram uma dispersão de resultados, como mostrado na tabela 4.9, função tanto da temperatura de tratamento térmico de revenimento quanto do meio de resfriamento.

Tabela 4.9 Propriedades mecânicas do aço CA15 em ensaio de tração à temperatura ambiente(24°C).

CP	R.T.(MPa)	L.E.(MPa)	Al.(%)	R.A.(%)	LE/RT(%)	AL/RA(%)	DU(HB)
1	972	828	16,40	56,70	85,2	28,9	291
2	965	875	14,60	51,80	90,7	28,2	289
3	692	547	19,00	67,5	79,0	28,1	207
4	796	695	18,80	58,01	87,3	32,4	238

Os gráficos da figura 4.78 indicam as diferenças nos limites de resistência e limites de escoamento de até 100MPa e 140MPa respectivamente, entre o CP3 e CP4, a princípio causado pelo efeito do meio de têmpera em água e ao ar, e revenimento a 670°C. A diferença de dureza entre os dois graus chega aos 30HB, e em conseqüência, o CP3 apresenta ductilidade aparente bem maior do que CP4, e em termos de ductilidade relativa, parece haver uma igualdade, pois o efeito de um menor valor da relação LE/LR em CP3 é compensado por um maior valor do parâmetro Al/RA em CP4.

Os valores obtidos para CP1 e CP2 são muito similares; a diferença nos valores de limite de resistência e dureza não ultrapassa 10MPa e 10HB respectivamente, mas o CP1 com valores de alongamento e redução de área maiores em quase 2% e 5% respectivamente, apresenta maior ductilidade aparente que o CP2, e como CP1 tem um valor dureza 2HB maior que o de CP2, valores praticamente iguais, não há sentido em aplicar conceito de ductilidade relativa.

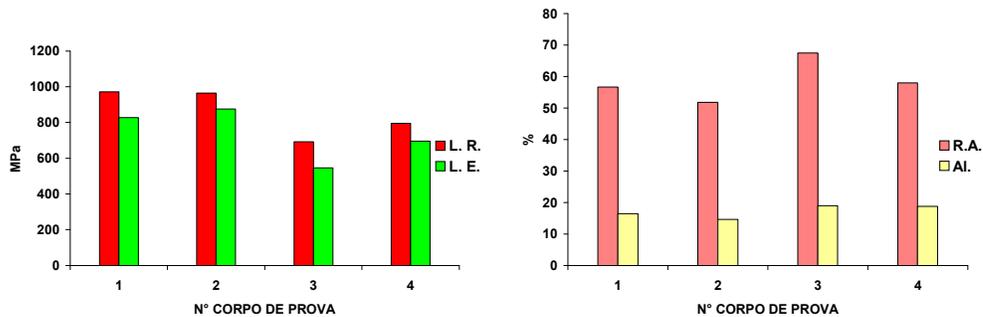


Figura 4.78 Limites de resistência, escoamento, redução de área e alongamento do aço CA15 em ensaio de tração à temperatura ambiente(24°C).

Numa comparação do aço CA15, temperado em água e ao ar, observa-se uma maior ductilidade no temperado em água que no temperado ao ar, em ambas os ciclos de revenimento, a 540 e 670°C. Em revenimento a 670°C observa-se que o efeito do tratamento térmico de revenimento, no sentido de diminuir valores de limite escoamento e resistência e aumentar a ductilidade em função do aumento dos valores de redução de área e alongamento, é maior na condição de temperado em água que na de temperado ao ar. Isso se deve a precipitação de ferrita e perlita, além da martensita proveniente da têmpera ao ar, o que é evidenciado, principalmente, pelas durezas medidas na condição bruto de têmpera, 370HB para o aço CA15 temperado ao ar(parcialmente martensítico) e 415HB para o temperado em água(quase totalmente martensítico).

4.7.1.2 CA6NM

Os resultados obtidos no ensaio de tração para os aços CA6NM, na tabela 4.10, se mostraram muito coerentes, estáveis, sem grandes variações, mesmo quando comparando a condição de único revenimento com a de duplo revenimento, em todos graus, principalmente alongamento e redução de área. No que diz respeito aos valores de limite de resistência, também há coerência, entretanto, o meio de resfriamento do material sob têmpera se mostrou muito influente.

Tabela 4.10 Propriedades mecânicas do aço CA6NM em ensaio de tração à temperatura ambiente(24°C).

CP	R.T.(MPa)	L.E.(MPa)	Al.(%)	R.A.(%)	LE/RT(%)	AL/RA(%)	DU(HB)
6	858	716	18,04	50,14	83,4	36,0	257
7	933	765	18,00	48,35	82,0	37,2	280
8	808	648	20,30	53,16	80,2	38,2	242
9	877	731	18,50	51,33	83,3	36,0	263

O limite de resistência oscila entre o mínimo de 808MPa para CP8 e o máximo de 933MPa para CP7, estabelecendo uma faixa de 125MPa entre o grau de mais baixa resistência temperado em água e duplamente revenido a 690 e 600°C, e o de mais alta resistência temperado ao ar e revenido a 600°C. Os valores de limite de escoamento se mantêm numa relação entre 80 e 83% do limite de resistência. Os valores de alongamento situam-se em torno dos 18% para CP6, CP7 e CP9 e chega aos 20% em CP8, estabelecendo uma diferença de 2% entre o maior e menor valor. Os valores de redução de área também são bem uniformes e situam-se em torno dos 50%, estabelecendo uma diferença de 5% entre o valor máximo e mínimo.

Os gráficos da figura 4.79 ilustram bem a uniformidade dos resultados de limite de resistência, limite de escoamento, alongamento e redução de área obtidos no ensaio de tração a frio dos graus CA6NM.

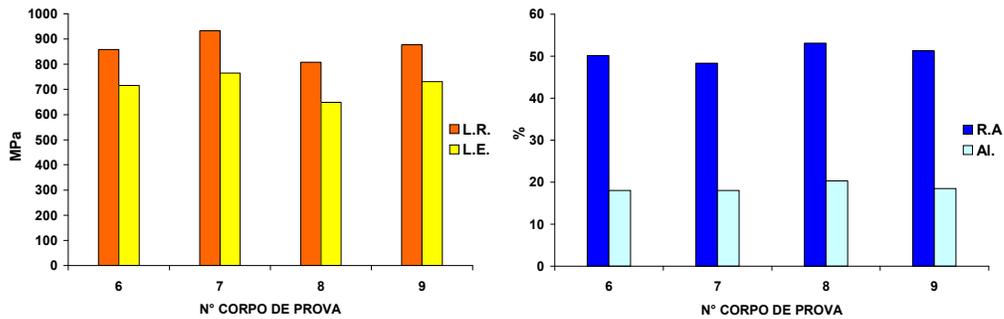


Figura 4.79 Limites de resistência, escoamento, redução de área e alongamento do aço CA6NM em ensaio de tração à temperatura ambiente(24°C).

A máxima dureza obtida foi 280HB para CP7 e a mínima 242HB para CP8, estabelecendo-se um intervalo de 40HB. Observa-se ainda, que os graus CA6NM temperados em água apresentam valores de durezas 8% menores em relação aos temperados ao ar.

O aço CA6NM temperado em água apresentou dureza menor que o temperado ao ar, mesmo na condição bruto de têmpera, 363HB para o temperado em água e 415HB para o temperado ao ar. E isso foi devido a maior precipitação de carbonetos duros na condição de têmpera ao ar.

A ductilidade aparente, como função apenas dos valores alongamento e/ou redução de área seguem a seguinte ordem de crescimento:

CP8>CP9>CP6>CP7.

A ductilidade relativa que leva em conta o fator dureza através da análise dos parâmetros LE/LR e AI/RA, é:

CP6=CP9>CP7> CP8.

Voltando-se a atenção para CP6 e CP9, observa que termos de ductilidade aparente são muito semelhantes, a diferença de dureza não ultrapassa os 10HB. A ductilidade relativa por sua vez, também evidência grande similaridade entre os dois graus, e essa similaridade poderá ou não ser confirmada através do ensaio de impacto.

4.8 Ensaio de Tração à Quente

Nos ensaios de tração à quente, os aços CA15 e CA6NM apresentaram valores equiparáveis e coerentes com os obtidos à temperatura ambiente, ou seja, os graus de maior e menor resistência a frio, apresentaram maior e menor resistência à quente.

O aço CA15 apresentou redução de até 30% nos limites de escoamento e resistência, já no CA6NM obteve-se reduções de até apenas 20%, devido à presença de carbonetos que propiciaram aumento na resistência mecânica à quente.

4.8.1 Resultados Obtidos e Discussão

4.8.1.1 CA15

Na tabela 4.11 são apresentados os resultados obtidos para o aço CA15 em ensaio de tração à quente a 500°C. Os limites de resistência para os graus de mais baixa resistência CP3 e CP4 assumiram valores bastante próximos, 544 e 548MPa respectivamente, e para os graus de mais alta resistência, como ocorrido à temperatura ambiente, assumiram valores muito próximos também, 637MPa e 649MPa para CP1 e CP2 respectivamente. Os valores obtidos para alongamento oscilaram entre o mínimo de 20,3% para CP2 e o máximo de 23,6% para CP3. Os valores de redução de área por sua vez oscilaram entre um mínimo de 65,1% para CP4 e um máximo de 68,3% para CP3.

Tabela 4.11 Propriedades mecânicas do aço CA15 em ensaio de tração a 500°C.

CP	R.T.(MPa)	L.E.(MPa)	R.A.(%)	Al.(%)	LE/RT(%)	AL/RA(%)
1	637	612	66,8	20,8	96,1	31,1
2	649	625	67,4	20,3	96,3	30,1
3	544	503	68,3	23,6	92,4	34,5
4	548	510	65,1	21,6	93,0	33,2

Através da figura 4.80, observa-se resultados bastante coerentes, ou seja, os graus de maior resistência, CP2 e CP3 com limite de escoamento e resistência muito próximos, a diferença em ambos os parâmetros não chega a 15Mpa, e no caso dos graus de mais baixa resistência, CP3 e CP4, a diferença é de 7MPa para o limite de escoamento e apenas 4MPa para o limite de resistência. Observa-se ainda que, por menor que sejam as diferenças, os graus temperados ao ar, apresentaram sistematicamente maior resistência à quente que aqueles temperados em água.

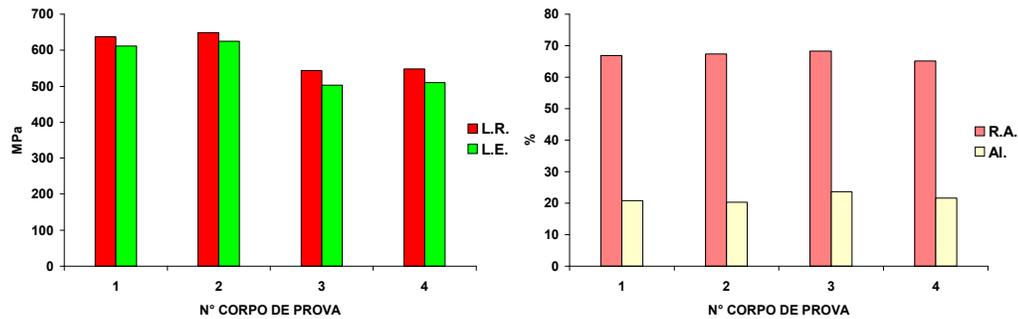


Figura 4.80 Limites de resistência, escoamento, redução de área e alongamento do aço CA15 em ensaio de tração a 500°C.

Ainda na tabela 4.11, observa-se que nos graus CA15, CP1 e CP2, maiores valores da relação LE/RT foram obtidos, ao passo que, também se observa menor relação AL/RA, indicando menor capacidade de encruamento e menor distribuição da deformação, o que garante menor ductilidade relativa à quente do grau CA15 revenido em mais baixas temperaturas.

A tabela 4.12 mostra a redução percentual dos limites de resistência 500°C em relação aos valores obtidos em ensaios à temperatura ambiente.

Tabela 4.12 Redução do limite de resistência do aço CA15 ensaiado a 500°C, em relação ao ensaio de tração à temperatura ambiente.

CP	Redução de L.R.(%)
1	34
2	33
3	21
4	31

Observa-se que as maiores reduções no limite de resistência em função da temperatura de 500°C ocorreram naqueles graus revenidos em temperatura mais baixa, e isso se deve praticamente a ausência de carbonetos, como pode ser observadas nas foto-micrografias e fotografias de MEV para CP1 e CP2. Pode ser observado ainda, que a menor redução do limite de resistência foi obtida para CP3, situação que pode ser explicada pela maior presença de carbonetos em relação a CP1, CP2 e até mesmo CP4.

4.8.1.2 CA6NM

A tabela 4.13 disponibiliza os resultados obtidos para os quatro graus CA6NM ensaiados a 500°C. O limite de resistência oscilou entre 623 e 516Mpa, os valores de limite de escoamento por sua vez, atingiram entre 90 e 93% dos obtidos para limite de resistência. Os valores de redução de área atingiram valor máximo em torno dos 68% e mínimo em torno dos 62%, o alongamento atingiu valores entre 21 e 24%.

Tabela 4.13 Propriedades mecânicas do aço CA6NM em ensaio de tração a 500°C.

CP	R.T.(MPa)	L.E.(MPa)	R.A.(%)	Al.(%)	LE/RT(%)	AL/RA(%)
6	566	530	65,9	22,9	93,6	34,7
7	622	583	61,7	21,3	93,7	34,5
8	516	471	66,7	24,2	91,3	36,3
9	623	559	68,5	21,8	89,7	31,8

Através dos gráficos da figura 4.81 pode se observar melhor as oscilações em torno dos valores máximos e mínimos, o aspecto da ordenação gráfica é similar ao obtido no ensaio de tração à temperatura ambiente, ou seja, a diferença entre o limite de escoamento e o limite de resistência é mantida constante em todos os graus. O CP7 apresenta um limite de resistência 9% maior que CP6, mas além de CP8 ter menor limite de resistência que CP9, o limite de resistência de CP9 é 17% maior que CP8, a diferença é o dobro do obtido à temperatura ambiente.

Uma observação marcante é que apesar do CP9 apresentar limite de resistência 6% menor que CP7 à temperatura ambiente, não apenas CP9 mantém um alto valor significativo de limite de resistência a 500°C, como também praticamente supera o valor de limite de resistência de CP7 à quente em 1Mpa.

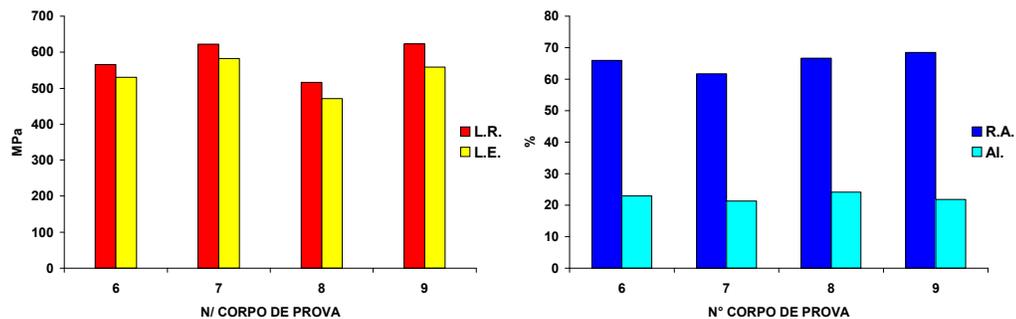


Figura 4.81 Limites de resistência, escoamento, redução de área e alongamento do aço CA6NM em ensaio de tração a 500°C.

Observa-se ainda que a relação LE/LR aumenta em relação ao obtido à temperatura ambiente para valores entre 90 e 93% e isso era de se esperar pois o módulo de encruamento diminui com o aumento da temperatura.

No gráfico da figura 4.81, observa-se que a maior redução de área ocorreu no CP9, além do mais, o alongamento se manteve relativamente baixo, significando uma menor uniformidade de deformação.

A tabela 4.14 mostra a redução percentual dos limites de resistência a 500°C em relação aos obtidos em ensaios de tração à temperatura ambiente.

Tabela 4.14 Redução do limite de resistência do aço CA6NM ensaiado a 500°C, em relação ao ensaio de tração à temperatura ambiente.

CP	Redução de L.R.(%)
6	34
7	33
8	36
9	29

Observa-se que a redução no limite de resistência, em relação à temperatura ambiente, é mantida de um modo geral em torno dos 34%, mas na amostra CP9 esta redução é sensivelmente menor que nas demais, 4% em relação a CP7 e 7% em relação a CP8, e isso é explicado através das foto-micrografias e fotografias de MEV, pela massiva presença de carbonetos principalmente em CP9, e também em CP8 com a segunda menor redução no limite de resistência.

4.9 Ensaio de Impacto

O ensaio de impacto teve objetivo de verificar os aços CA15 e CA6NM qualitativamente e principalmente quantitativamente. Os resultados foram bastante consistentes, com pouca variação, ou seja, baixo desvio padrão.

Nas diversas temperaturas de impacto, o aço CA6NM mostrou no geral muito mais resistência ao impacto que o CA15, exibindo caráter dúctil mesmo em temperaturas abaixo dos -100°C . O aço CA15 por sua vez exibiu caráter frágil mesmo em temperaturas de 25°C .

4.9.1 Resultados Obtidos e Discussão

4.9.1.1 CA15

Na tabela 4.15, verifica-se que o aço CA15 na condição de temperado e revenido apresenta baixos valores de resistência ao impacto, mesmo quando submetido ao ensaio de impacto em temperaturas mais altas, tais como 25 e 0°C.

Tabela 4.15 Valores médios resultantes dos ensaios de impacto do aço CA15 em diversas temperaturas.

Temp. (°C)	Valores Individuais(J)												Valor Médio(J)			
	CP1			CP2			CP3			CP4			CP1	CP2	CP3	CP4
-196	3	3	3	2	3	2	2	2	2	2	2	2	3	2,3	2	2
-100	3	3	3	3	2,5	2,5	3	3	3	3	3	3	3	2,7	3	3
0	08	10	11	7	7	8	14	12	16	10	11	10	9,6	7,3	14,0	10,3
24	12	16	18	7	11	13	28	32	27	28	29	17	15,3	10,0	29,0	24,6

Observa-se que o aço CA15 temperado em água apresenta melhor resistência ao impacto que quando temperado ao ar. Assim para CP1 e CP2 temperados em água e ao ar respectivamente, e ambos revenidos a 540°C, o CP1 apresenta uma resistência ao impacto 50% maior que CP2 a 24°C e 30% maior a 0°C. Para CP3 e CP4 temperados em água e ao ar respectivamente, ambos revenidos a 670°C, CP3 apresentou resistência ao impacto 18% a 24°C, e 40% maior a 0°C.

Do ponto de vista de desvio padrão, conforme tabela 4.16, relativo as três barras de ensaio para cada corpo de prova do aço CA15, nas quatro temperaturas de ensaio, pouco se pode afirmar com relação a condição de 100% dúctil, mas a 0°C CP1, CP2 e CP4 estão próximos da condição de 100% frágil e se pode afirmar que, a -100°C e a -196°C, CP1, CP2, CP3 e CP4, estão na condição de 100% fratura frágil, pois σ não ultrapassa os 0,6J.

Tabela 4.16 Desvio padrão dos valores de impacto do aço CA15.

CP	$\sigma/24^{\circ}\text{C}$	$\sigma/0^{\circ}\text{C}$	$\sigma/-100^{\circ}\text{C}$	$\sigma/-196^{\circ}\text{C}$
1	3,05	1,53	0	0
2	3,05	0,58	0,29	0
3	2,64	2,00	0	0,58
4	6,66	0,58	0	0

Nas temperaturas de -100 e -196°C , o ensaio de impacto revelou um material completamente frágil e incapaz de responder plasticamente a solicitação.

O revenimento do aço CA15 em temperatura mais alta, 670°C , aumenta a resistência ao impacto e reduz a temperatura de transição dúctil-frágil. Assim, em ensaio a 24°C , a resistência ao impacto de CP3 é cerca de 90% maior que CP1, ambos temperados em água, e a resistência ao impacto de CP4 é 140% maior que a de CP2, ambos temperados ao ar.

A figura 4.82 é a representação gráfica da resistência média ao impacto do aço CA15 em função da temperatura, as interseções entre as linhas do gráfico e o eixo das abscissas cruzando o eixo das ordenadas em 20,6J marcam as temperaturas de transição dúctil-frágil para CP1, CP2, CP3 e CP4.

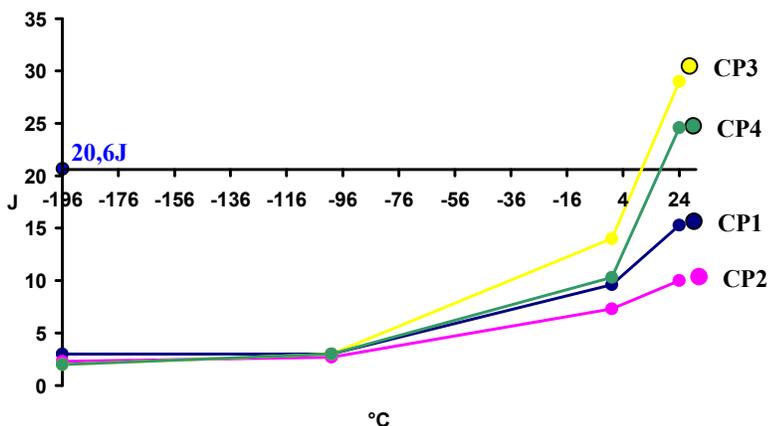


Figura 4.82 Valores médios resultantes do ensaio de impacto do aço CA15 em diversas temperaturas.

Como ambos, CP1 e CP2 apresentaram valores de resistência ao impacto, inferiores a 20,6J a 24°C , e o método não permite extrapolação, foi impossível a determinação da temperatura de transição dúctil-frágil a 20,6J, mas sabe-se que é superior a 24°C .

A tabela 4.17 mostra a temperatura de transição dúctil-frágil a 20,6J para o aço CA15.

Tabela 4.17 Temperatura de transição dúctil-frágil do aço CA15, segundo critério 20,6J.

Temperatura de Transição Dúctil-Frágil 20,6J				
CP	1	2	3	4
Temperatura(°C)	>24	>24	10,56	17,30

4.9.1.2 CA6NM

Na tabela 4.18 verifica-se que para CP6 e CP7 a 24°C, temperados em água e ao ar respectivamente, e com apenas um revenimento a 600°C em ambos, o CP6 tem 14% mais resistência ao impacto que CP7. Para a condição de temperado e duplamente revenido, os valores são maiores, e o efeito propiciado pelo meio de têmpera também é similar, assim, CP8 temperado em água, tem valor médio de resistência ao impacto, também cerca de 14% maior que CP9 temperado ao ar. A 0°C, a superioridade é mantida nos graus temperados em água, mas o valor percentual muda, CP6 é 21% maior que em CP7 e em CP8 12% maior que em CP9.

Tabela 4.18 Valores médios resultantes dos ensaios de impacto do aço CA6NM em diversas temperaturas.

Temp. (°C)	Valores Individuais(J)												Valor Médio(J)			
	CP6			CP7			CP8			CP9			CP6	CP7	CP8	CP9
-196	3	4	3	4	6	5	5	5	5	6	5	5	3,3	5,0	5,0	5,3
-100	15	26	21	30	18	21	34	27	30	33	37	32	20,6	23,0	30,3	34,0
0	71	65	73	53	58	51	89	95	91	78	81	82	69	54	91	80
24	78	70	83	68	65	66	94	94	96	84	82	81	77	66	95	82

Os valores individuais obtidos para cada uma das três barras de ensaio de cada um dos graus, nas temperaturas 24 e 0°C oscilaram dentro de uma estreita faixa, em torno do valor médio.

Em ensaio de impacto a -100°C, a lógica se repete, ou seja, nos graus CA6NM duplamente revenidos se obtém maior resistência ao impacto que naqueles com único revenimento, entretanto, como se pode ver no gráfico da figura 4.83, há uma inversão da ductilidade em relação ao obtido a 24 e a 0°C. Assim a energia média absorvida em CP7 é maior que em CP6 e em CP9 é maior que em CP8, ou seja, as linhas do gráfico entre os pontos 0°C e -100°C se cruzam para os pares CP6-CP7 e CP8-CP9.

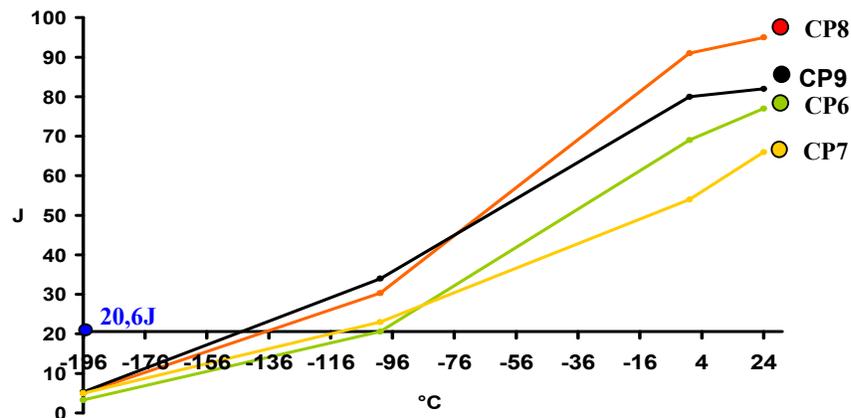


Figura 4.83 Valores médios resultantes do ensaio de impacto do aço CA6NM em diversas temperaturas.

Ainda a -100°C , observa-se que a diferença entre valores médios e os valores máximos e mínimos individuais não ultrapassam 15 e 10% para o CP8 e CP9 respectivamente, mas para o CP6 e CP7, os valores mínimos foram 25 e 20% menor que o valor médio do CP6 e CP7 respectivamente, e os valores máximos em ambos CP6 e CP7 é em torno de 30% maior que o valor médio. Tal variação expressiva em torno do valor médio, no CP6 e CP7, evidencia que a temperatura de transição dúctil-frágil(50%) está muito próxima dos -100°C para CP6 e CP7. Também através da análise do desvio padrão, na tabela 4.19, relativo aos resultados obtidos nas três barras de impacto, para cada corpo de prova do aço CA6NM nas quatro temperaturas de ensaio, observa-se valores de σ relativamente altos para o CP6 e CP7, e mais baixos para o CP8 e CP9, mas são maiores principalmente a -100°C , indicando que a temperatura de transição está próxima. A 24°C e a -196°C os valores de σ em geral são baixos, indicando 100% de fratura dúctil e 100% frágil, respectivamente.

Tabela 4.19 Desvio padrão dos valores de impacto do aço CA6NM.

CP	$\sigma/24^{\circ}\text{C}$	$\sigma/0^{\circ}\text{C}$	$\sigma/-100^{\circ}\text{C}$	$\sigma/-196^{\circ}\text{C}$
6	6,56	4,16	5,51	0,58
7	1,53	3,60	6,24	1,00
8	1,15	3,05	3,50	0
9	1,53	2,07	2,64	0,58

Em ensaio na temperatura de -196°C observa-se que o material se encontra no patamar inferior ou na zona frágil da curva energia absorvida versus temperatura, os valores são estáveis, ou seja, sem grande variação em torno do valor médio, mas o CP6 assume um valor médio em torno dos 3,3J e o CP7, CP8 e CP9 assumem valores médios praticamente iguais em torno dos 5J.

A temperatura de transição dúctil-frágil 20,6J, como pode ser observado na figura 4.83, para o CP6, CP7, CP8 e CP9, foi obtida através da representação gráfica dos valores médios de impacto obtidos nas diversas temperaturas, fazendo com que o eixo das abscissas interceptasse o eixo das ordenadas a 20,6J, assim, os valores obtidos da interceptação entre as curvas do gráfico e o eixo das abscissas são as temperaturas de transição dúctil frágil a 20,6J, conforme pode ser observado na tabela 4.20.

Tabela 4.20 Temperatura de transição dúctil-frágil do aço CA6NM, segundo critério 20,6J.

Temperatura de Transição Dúctil-Frágil 20,6J				
CP	6	7	8	9
Temperatura($^{\circ}\text{C}$)	-100	-112,8	-136,8	144,8

Como já previsto anteriormente, devido a maior variação em torno da média, a temperatura de transição dúctil frágil do CP6 é exatamente a -100°C e a do CP7 -112°C é apenas 12% mais negativo que do CP6. Como já esperado em função das mais baixas resistências mecânicas proporcionadas pelo duplo revenimento, o CP8 e CP9 apresentaram temperaturas de transição mais negativas, o CP8 cerca de 37% mais negativo que o CP6, e o CP9 cerca de 28% mais negativo que o CP7.

Em função da ordem de dureza obtida após tratamentos térmicos, esperava-se a seguinte ordem de resistência ao impacto: CP8>CP6>CP9>CP7. Entretanto,

pela ductilidade proporcionada por redução de área e alongamento, a seguinte ordem de resistência ao impacto deveria ser esperada: CP8>CP9>CP6>CP7. A primeira hipótese não se confirmou; a segunda hipótese se confirma nas temperaturas de 0°C e 24°C. A -100°C tem-se a seguinte ordem de resistência ao impacto para o aço CA6NM: CP9>CP8>CP7>CP6 e a -196°C a ordem de resistência ao impacto é: CP9>CP8=CP7>CP6.

Observa-se que o tratamento térmico de têmpera ao ar proporciona maior resistência ao impacto e inclusive reduz a temperatura de transição dúctil frágil do aço CA6NM. O duplo revenimento, intermediário a 690°C e final a 600°C, tem efeito muito mais forte que o meio de têmpera, aumenta em muito a resistência ao impacto e reduz fortemente a temperatura de transição dúctil-frágil do aço CA6NM.

O efeito do revenimento e do meio de resfriamento no aumento da resistência ao impacto e redução temperatura de transição dúctil-frágil pode ser explicado pela presença dos carbonetos $M_{23}C$, visto nas foto-micrografias e fotografias de MEV. Estes carbonetos se tornam massivos quanto mais lento o resfriamento proporcionado pelo meio de têmpera e pela realização de duplo revenimento.

4.10 Análise de Fratura Pós Impacto

A análise da fratura em aumentos de 400 e 1200 vezes para o aço CA15 e 200 e 800 vezes para o aço CA6NM, permitiu a visualização do complexo mecanismo de fratura dos aços nas temperaturas de ensaio. Assim, nas condições de fratura dúctil pode-se observar a fratura com formação e amplificação de micro-vazios ou “dimples”; e nas condições de fratura frágil, pode se observar o mecanismo de fratura por clivagem.

4.10.1 Resultados e Discussões

4.10.1 CA15

A figura 4.84 com aumento de 400 vezes, mostra a região da fratura por impacto de CP2 a 24°C. Observa-se a presença de inclusões e uma fenda na região central e superior da amostra que indica a presença de deformação plástica. Na região central da amostra observa-se a presença de uma área “alisada”, e esta região é a parte interna de um vazio formado durante deformação. Mas no geral a fratura é planar.

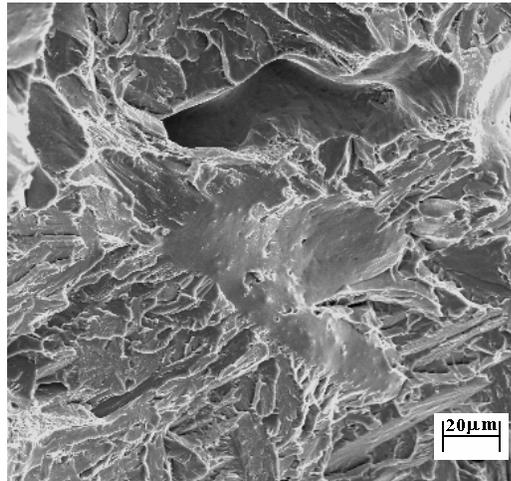


Figura 4.84 Fotografia de MEV do aço CA15 após ensaio de impacto a 24°C. Aumento de 400 vezes.

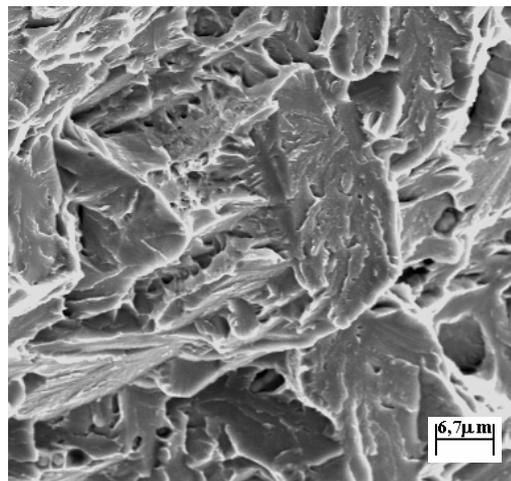


Figura 4.85 Fotografia de MEV do aço CA15 após ensaio de impacto a 24°C. Aumento de 1200 vezes.

Com 1200 vezes de aumento pode-se observar na figura 4.85, a presença de inclusões, com perceptível separação entre inclusão e matriz, indicação de deformação em torno dessas inclusões. Há ainda a presença de porosidades, mas não há formação de “dimples”.

A figura 4.86 mostra a região de fratura do CP3, após ensaio de impacto a 0°C. Observa-se a presença de uma inclusão de óxido ou nitreto e observa-se que houve deformação plástica em certo nível, pelo fato de haver um vazio de separação entre inclusão e matriz e pelo fato da inclusão não estar fragmentada. O aspecto da fratura é planar.

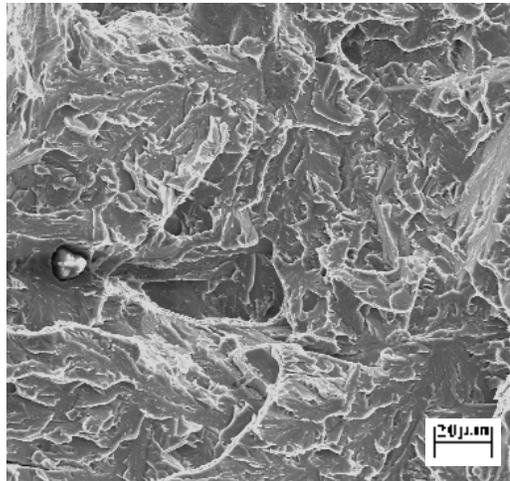


Figura 4.86 Fotografia de MEV do aço CA15 após ensaio de impacto a 0°C. Aumento de 400 vezes.

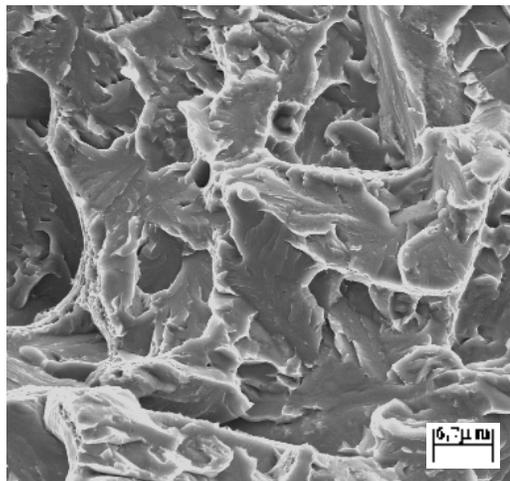


Figura 4.87 Fotografia de MEV do aço CA15 após ensaio de impacto a 0°C. Aumento de 1200 vezes.

Sob aumento de 400 vezes, na figura 4.87, observa-se à presença de poucos e pequenos vazios globulares, alguns com a presença de inclusões em seus interiores, mas a fratura é cristalina e não há nenhuma evidência da presença de “dimples” na região de fratura.

Na figura 4.88, observa-se à superfície de fratura do CP4, após ensaio de impacto a -100°C . Não se observa a presença de vazios globulares, mas sim de fendas indicando o destacamento entre as duas superfícies de fratura, que são planares e com os planos de fratura separados por “rios”. Se comparado com as fotografias das fraturas em temperaturas de ensaio de impacto superiores, 24 e 0°C , observa-se que a quantidade de “rios” formados é mais discreta a -100°C , indicando menor quantidade e menor superfície específica dos planos de fratura.

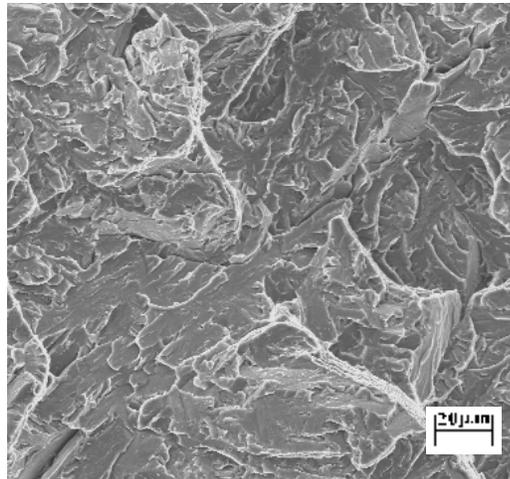


Figura 4.88 Fotografia de MEV do aço CA15 após ensaio de impacto a -100°C . Aumento de 400 vezes.

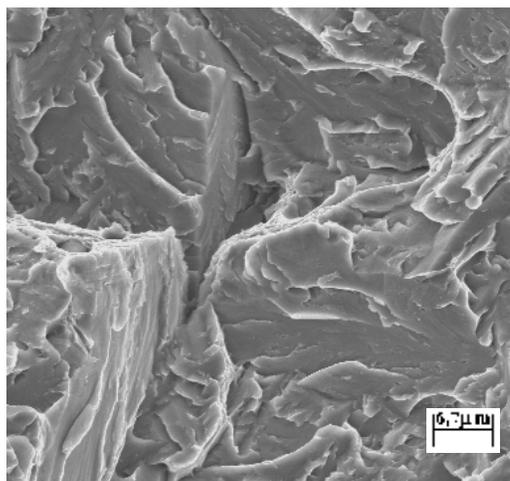


Figura 4.89 Fotografia de MEV do aço CA15 após ensaio de impacto a -100°C . Aumento de 1200 vezes.

Com 1200 vezes de aumento, como se pode observar na figura 4.89, a fratura é do tipo “clivagem”, não há evidências de “dimples” e nenhuma deformação plástica, indicando uma condição de altíssima fragilidade.

4.10.2 CA6NM

Na figura 4.90 com aumento de 200 vezes, observa-se à fratura de aspecto fibroso do corpo de prova CP6, após ensaio de impacto a 24°C. Observa-se a presença de inclusões de óxidos e sulfetos. A presença desses compostos acarretam em descontinuidades na matriz que reduzem a ductilidade e a resistência ao impacto.

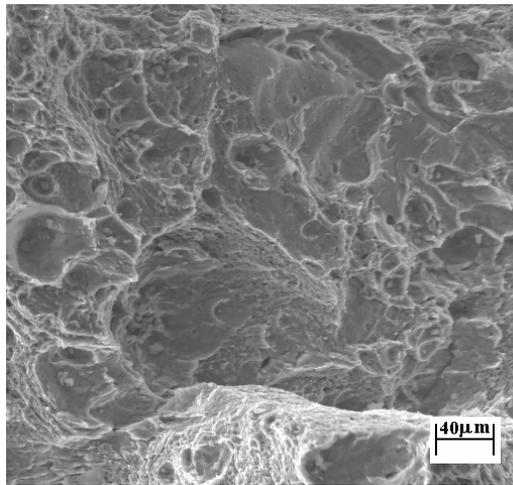


Figura 4.90 Fotografia de MEV do aço CA6NM após ensaio de impacto a 24°C. Aumento de 200 vezes.

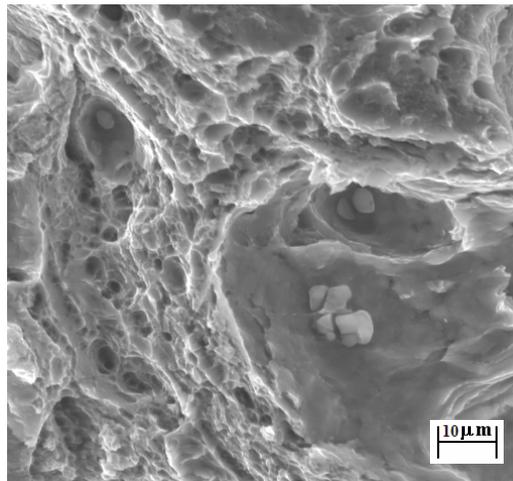


Figura 4.91 Fotografia de MEV do aço CA6NM após ensaio de impacto a 24°C. Aumento de 800 vezes.

Com aumento de 800 vezes, vide figura 4.91, observa-se a formação de pequenos microvazios ou “dimples”, uma formação marcante no processo de deformação plástica com fratura dúctil. Inicialmente ocorre a formação de pequenos vazios e a medida em que a deformação plástica ocorre, estes vazios vão se coalescendo e aumentando de tamanho até a falha final do corpo de prova. Como se pode observar, todas as inclusões presentes estão ao fundo dos grandes vazios. Portanto, estas inclusões agem como amplificadores potenciais de “dimples” que reduzem a resistência ao impacto do aço CA6NM. A figura 4.92 com aumento de 200 vezes, mostra a fratura do CP8 após ensaio a -100°C . Já se observa uma fratura de caráter frágil, não há evidências de “dimples” e a fratura é plana. As linhas claras presentes na fotografia são irregularidades superficiais proporcionadas pelas facetas de fratura.

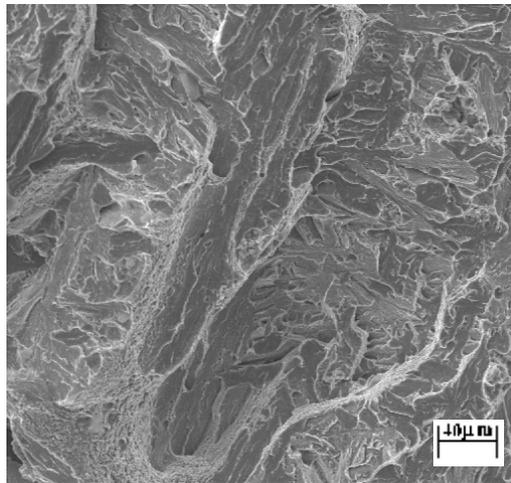


Figura 4.92 Fotografia de MEV do aço CA6NM após ensaio de impacto a -100°C . Aumento de 200 vezes.

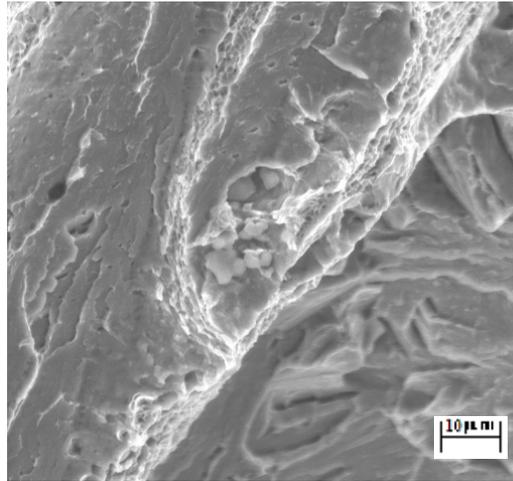


Figura 4.93 Fotografia de MEV do aço CA6NM após ensaio de impacto a -100°C . Aumento de 800 vezes.

Em aumento de 800 vezes, conforme figura 4.93, observa-se a presença de poucos poros e a presença de inclusões de óxidos, sulfetos ou nitretos, e em torno das inclusões houve leve tendência a formação de vazios, indicando que primeiramente houve um destacamento da interface matriz-inclusão e posteriormente a deformação plástica (em uma escala muito reduzida) a partir da descontinuidade propiciada pela inclusão.

Na superfície de fratura do CP8 ensaiado a -196°C , observa-se na fotografia da figura 4.94 com aumento de 200 vezes, que o aspecto da fratura não é tão diferente da fotografia da figura 4.92, mas já se observa que a fratura por clivagem é muito intensa. Observa-se a presença do nítido destacamento das duas superfícies de fratura; as linhas que delimitam as intercessões entre as facetas de fratura são marcantes.

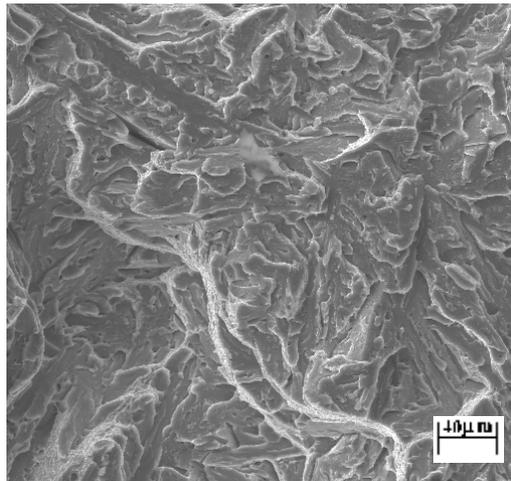


Figura 4.94 Fotografia de MEV do aço CA6NM após ensaio de impacto a -196°C . Aumento de 200 vezes.

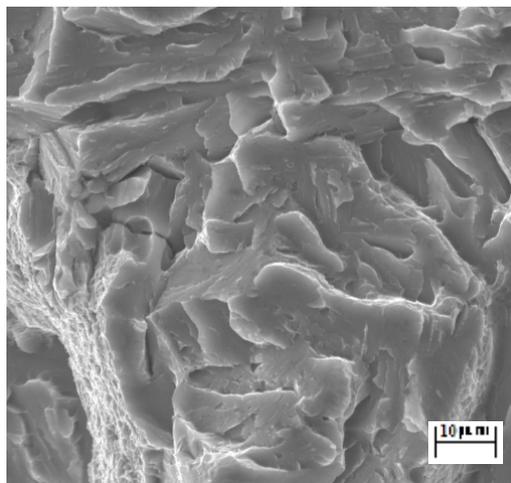


Figura 4.95 Fotografia de MEV do aço CA6NM após ensaio de impacto a -196°C . Aumento de 800 vezes.

Como pode ser observado na figura 4.95, com aumento de 800 vezes, a superfície de fratura é completamente clivada, lembrando o aspecto da fratura de uma rocha; há a presença de micro-trincas e vazios de caráter poligonal que indica a fratura por destacamento ou esboroamento da superfície de fratura.

4.11 Ensaio de Dilatometria

Os ensaios de dilatação foram realizados em um dilatômetro específico para materiais cerâmicos, mas permitiu a obtenção de dados, a respeito das temperaturas de transformação AC1, AC3, M_s e M_f dos aços CA15 e CA6NM.

Para o aço CA15, as temperaturas AC1 e AC3 situaram em torno de 760 e 890°C respectivamente, M_s e M_f em torno dos 320 e 205°C respectivamente.

No aço CA6NM, as temperaturas AC1 e AC3 situaram em torno de 570 e 800°C respectivamente, M_s e M_f em torno dos 250 e 95°C respectivamente.

4.11.1 Resultados Obtidos e Discussão

4.11.1.1 CA15

Com a realização do ensaio dilatométrico, foram obtidas as curvas de aquecimento conforme figura 4.96.

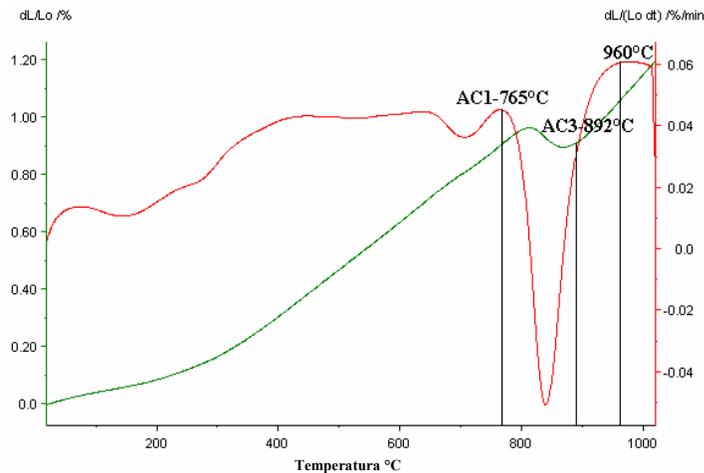


Figura 4.96 Aquecimento da amostra durante ensaio dilatométrico.

Como pode ser observado na figura 4.96, durante aquecimento, a temperatura AC1 foi obtida da derivada $dL/L_0/dt$.

Até em torno dos 650°C, assumia-se um valor quase constante, em torno de 0,04%/min.. Em torno dos 700°C há uma perturbação produzindo um pico negativo da derivada que logo em seguida inflexiona e vai a um pico positivo, indicado a temperatura AC1 inicial de transformação $\alpha > \gamma + \alpha$ a 765°C.

A escala do eixo das ordenadas, derivada dilatação versus tempo, é relativamente grande, o que torna difícil a percepção, mas após análise e correlações com o diagrama ferro-cromo 0,1% de carbono observa-se que há um ponto de inflexão da curva da derivada em torno de 893°C, temperatura AC3 que marca o fim do campo $\gamma + \alpha$ e início do campo austenítico(γ). O campo austenítico se estende a uma faixa de temperatura relativamente pequena, em torno dos 80°C e devido à velocidade de aquecimento ser relativamente alta, não houve tempo para a derivada se estabilizar em torno de uma constante. Mas a 960°C a derivada assume um valor constante máximo em torno de

0,06%/min. até 1000°C, onde há um decrescimento da derivada, marcando o início da transformação $\gamma > \gamma + \alpha$.

Após manutenção da amostra 1020°C, para solubilização de possíveis carbonetos precipitados durante aquecimento, foi feito o resfriamento da amostra e obtido a curva da figura 4.97.

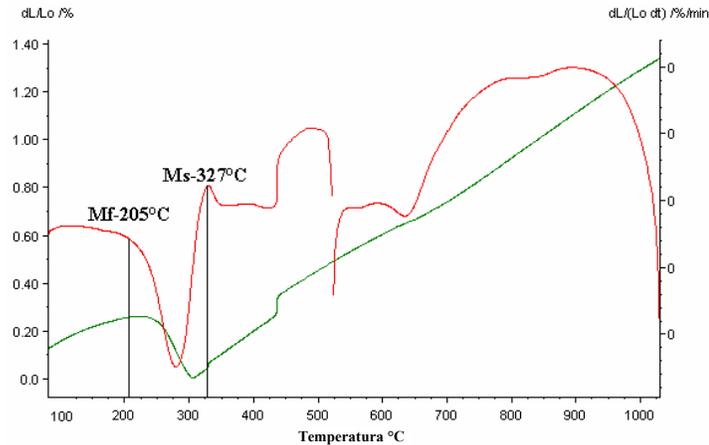


Figura 4.97 Resfriamento da amostra durante ensaio dilatométrico.

Observa-se durante resfriamento, a redução suave da relação dL/L_0 e a derivada dilatação versus tempo assumindo valores constantes em determinados intervalos de temperatura. A velocidade de resfriamento é alta, para se evitar o cotovelo da curva TTT, assim não há condições de se obter um resfriamento uniforme da amostra e conseqüente estabilização da derivada em torno de um valor constante. A partir dos 500°C observa-se perturbações nas curvas de derivada e de dilatação devido à redução na taxa de resfriamento para 5°C por minuto. A 327°C, através de pico muito bem definido na curva da derivada tem-se a temperatura de início de transformação martensítica (M_s) e a 205°C tem-se a temperatura final de transformação martensítica (M_f), confirmado através da constatação de um ponto de inflexão na curva de derivada e do fim de um patamar muito bem definido sobre a curva de dilatação. A temperatura final de transformação martensítica pode ser estabelecida através da seguinte equação:

$$M_f = M_s - 122^\circ\text{C} \quad (4.1)$$

Pelas equações 2.4 de Atikins e 2.5 de Steven e Heynes apresentadas anteriormente, pode se fazer uma comparação entre M_s calculado e M_s obtido, vide tabela 4.21.

Tabela 4.21 Comparação entre M_s calculado e obtido.

Eq. 2.4	Eq. 2.5	Obtido
330°C	288°C	327°C

A equação de Koistinen e Marburger que indica o caráter atérmico da transformação martensítica aponta inconsistência no resultado de M_f a 205°C, conforme gráfico da figura 4.98.

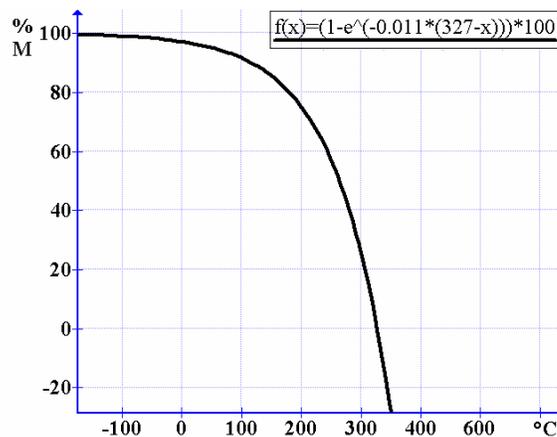


Figura 4.98 Percentagem de martensita segundo equação de Koistinen e Marburger para o aço CA15.

Na prática, a faixa de transformação martensítica de 122°C para o aço CA15 é muito menor do que o previsto pela equação de Koistinen e Marburger com $\beta = -0,011$. Assim, adaptando-se a equação para $\beta = -0,053$, obtém-se o gráfico percentagem de martensita formada versus temperatura da figura 4.99.

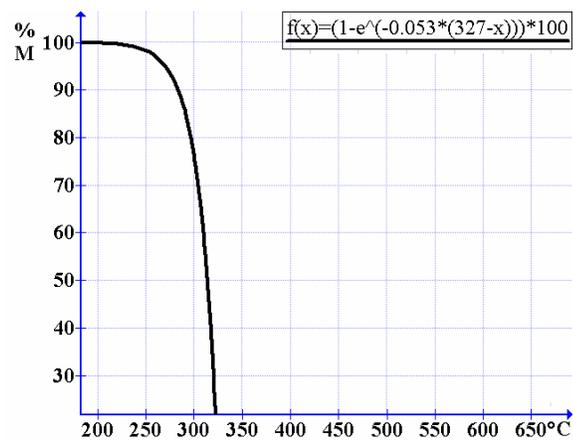


Figura 4.99 Percentagem de martensita segundo adaptação da equação de Koistinen e Marburger para o aço CA15.

4.11.1.2 CA6NM

Para o aço CA6NM, observou-se através do diagrama ferro-cromo-níquel, que os intervalos de transformações de fase durante aquecimento são estreitos e que a cinética de transformação de fase poderia se tornar lenta devido ao “embarrigamento” do campo austenítico. Assim optou-se por uma taxa de aquecimento inicialmente alta até os 450°C, e entre 450 e 850°C por uma taxa de aquecimento baixa, de 5°C por minuto, que apesar de influenciar na possível precipitação de carbonetos, permitiu obter os pontos de transformação das fases mais bem definidos no gráfico da figura 4.100. A partir dos 850°C a taxa de aquecimento foi elevada novamente aos 25°C por minuto.

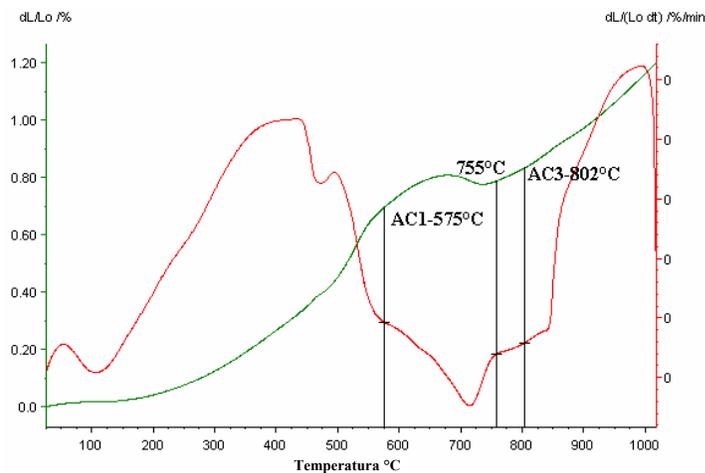


Figura 4.100 Aquecimento da amostra durante ensaio dilatométrico.

No gráfico da figura 4.100, entre 450 e 500°C observa-se inicialmente uma uniformização térmica da amostra devido a mudança na taxa de aquecimento, a 575°C há uma inflexão na curva de derivada que marca o início da transformação $\alpha > \gamma + \alpha$ e portanto a temperatura AC1. A partir de 575°C há um decréscimo progressivo da derivada passando por um ponto de mínimo, voltando a crescer novamente até um novo ponto de inflexão a 750°C, onde o ponto da isoterma sobre a linha AC1 passa a situar-se sobre a linha AC3, daí por diante, a ferrita remanescente e em pouca quantidade se transforma lentamente até um novo ponto de inflexão na curva de derivada, definindo

assim o ponto de transformação $\gamma + \alpha \rightarrow \gamma$ sobre a curva a AC3 a 802°C. Após 850°C a taxa de aquecimento é elevada para 25°C por minuto, fazendo com que a curva de derivada dilatação versus tempo crescesse acentuadamente até 1020°C.

A 1020°C foi feito um patamar de solubilização por 20 minutos, garantindo-se assim completa austenitização e total solubilização de carbonetos. Durante resfriamento a partir de 1020°C, foi obtida a curva da figura 4.101.

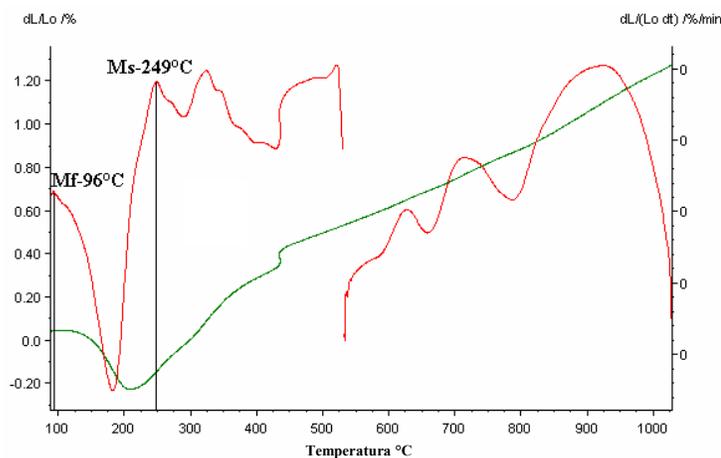


Figura 4.101 Resfriamento da amostra durante ensaio dilatométrico.

No gráfico dilatométrico do aço CA6NM em resfriamento na figura 4.101, observa-se à contração suave da amostra, perturbações na curva de derivada em função de acomodações térmicas no dilatômetro e falta de uniformidade térmica da amostra. A 249°C observa-se que a derivada cresce a um valor máximo e volta a decrescer acentuadamente formando um ponto de máximo na derivada sobre a temperatura de início de transformação martensítica (M_s). A 96°C, a temperatura final de transformação martensítica é evidenciada pelo ponto de máximo sobre a curva de derivada da dilatação em relação ao tempo e fim do patamar na curva de dilatação.

A temperatura final de transformação martensítica pode ser estabelecida através da seguinte equação:

$$M_f = M_s - 153^\circ\text{C} \quad (4.2)$$

Pelas equações 2.4 de Atikins e 2.5 de Steven e Heynes apresentadas anteriormente, pode se fazer uma comparação entre M_s calculado e M_s obtido, vide tabela 4.22.

Tabela 4.22 Comparação entre M_s calculado e obtido.

Eq. 2.4	Eq. 2.5	Obtido
275°C	231°C	249°C

Através da equação de Koistinen e Marburger, o gráfico da figura 4.102, indica que há cerca de 20% austenita não transformada a 96°C, inconsistente com o obtido pelo ensaio dilatométrico.

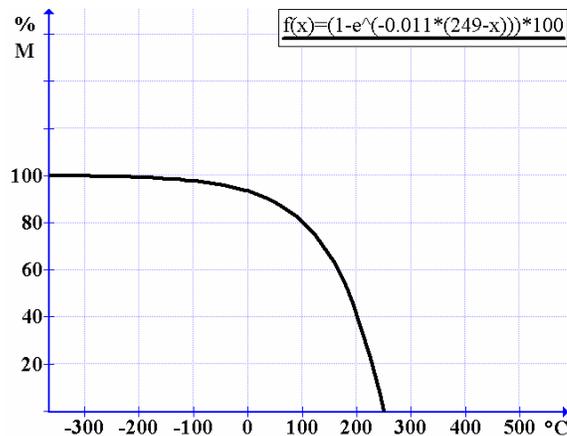


Figura 4.102 Percentagem de martensita segundo Koistinen e Marburger para o aço CA6NM.

Mas a equação original de Koistinen e Marburger utiliza-se de um coeficiente $\beta = -0,011$, que é função do tipo de aço a ser considerado. Assim, fazendo-se a alteração de $\beta = -0,044$ para o aço CA6NM, tem-se o gráfico percentagem de martensita formada versus temperatura conforme figura 4.103.

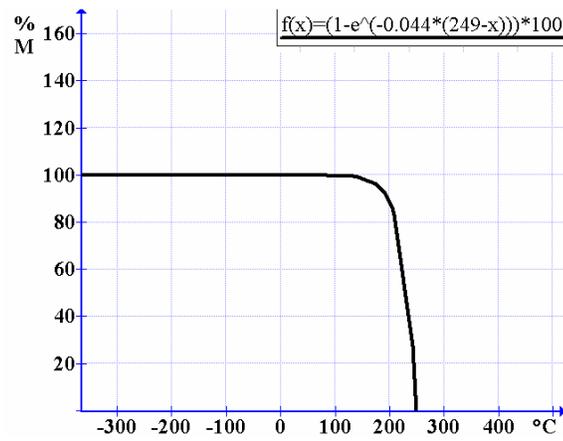


Figura 4.103 Percentagem de martensita segundo adaptação da equação de Koistinen e Marburger para o aço CA6NM.

4.12 Detecção de Austenita Retida

Os valores percentuais de austenita retida, obtidos por difração de raios X, foram bem inferiores a 20 ou 30%, comumente reportados por diversos autores, mas muito consistentes, situando-se entre 3 e 4%.

A detecção por ensaio metalográfico com reagente Beraha, que proporcionou um forte contraste entre a austenita retida e a matriz martensítica, se mostrou muito precisa e funcional na quantificação e caracterização morfológica da austenita retida.

4.12.1 Resultados Obtidos e Discussão

4.12.1.1 Por Difração de Raios X

A figura 4.104 mostra o espectro de intensidade de difração obtido para a amostra de CP6 a 24°C. Observa-se que os picos relativos a fase α tem muito maior intensidade e ocupam maior área no espectro de difração.

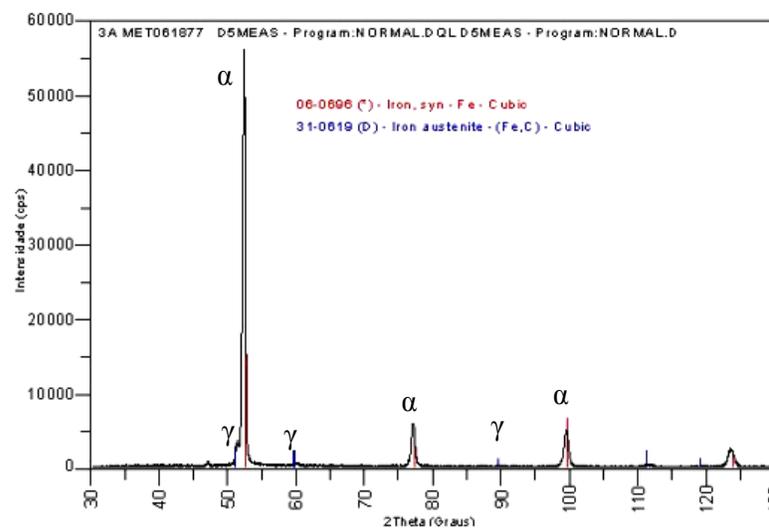


Figura 4.104 Espectro obtido por difração de raios X obtido em amostra de CP6.

O gráfico da figura 4.105 correlaciona os valores percentuais de austenita estável para cada um dos quatro graus CA6NM em três temperaturas utilizadas para ensaio de impacto.

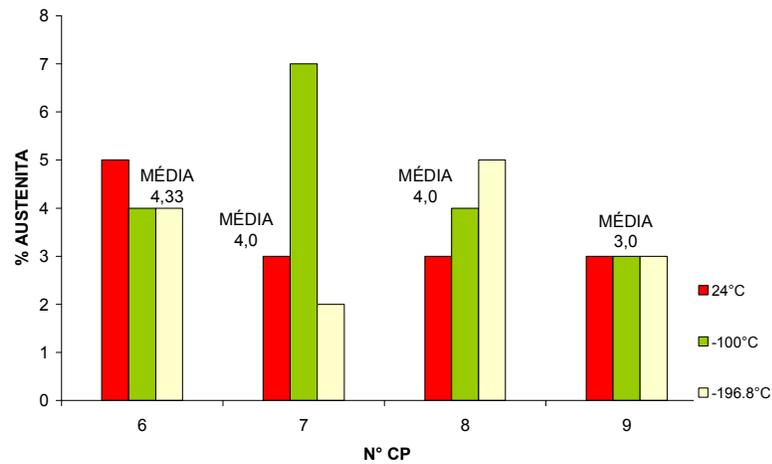


Figura 4.105 Austenita retida em CP6, CP7, CP8 e CP9 após ensaio de impacto em diversas temperaturas.

Para CP6, os valores obtidos são muito coesos, com pouca variação em torno da média. No CP7 houve expressiva variação em torno do valor médio, em CP8 o percentual de austenita retida pouco variou em torno do percentual médio e em CP9 a percentagem de austenita retida manteve-se estável.

O percentual médio de austenita retida obtida para o aço CA6NM após os tratamentos térmicos de têmpera e revenimento, independente do ciclo térmico oscilou entre 3 e 4%, muito inferior ao mencionado por alguns autores que prevêem até 30% de austenita retida após tratamentos térmicos.

4.12.1.2 Por Metalografia com Ataque Colorido

A figura 4.106 mostra a austenita retida entre as placas de martensita no CP7, após ataque com reagente Beraha por 1 minuto; as regiões claras são as plaquetas de austenita e o fundo escuro é constituído por martensita e carbonetos. Na figura 4.107, foi feita uma conversão nos limiares do preto e do branco para cálculo do percentual de austenita estável.

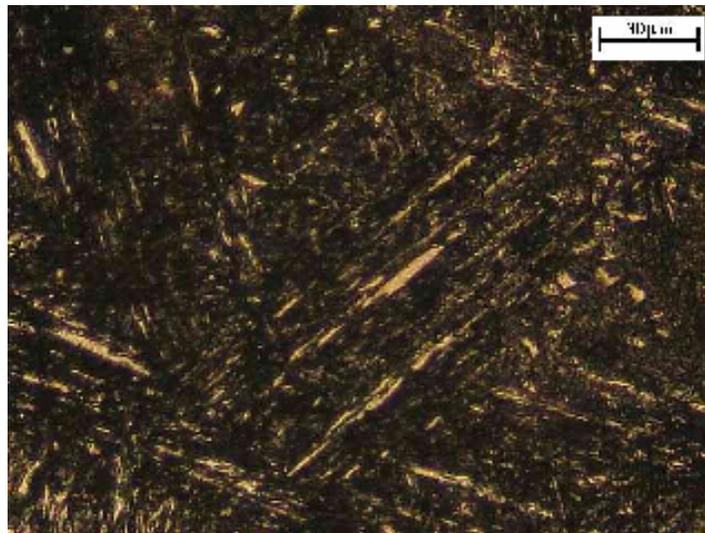


Figura 4.106 CP7 CA6NM, após ataque com reagente Picral-HCl.

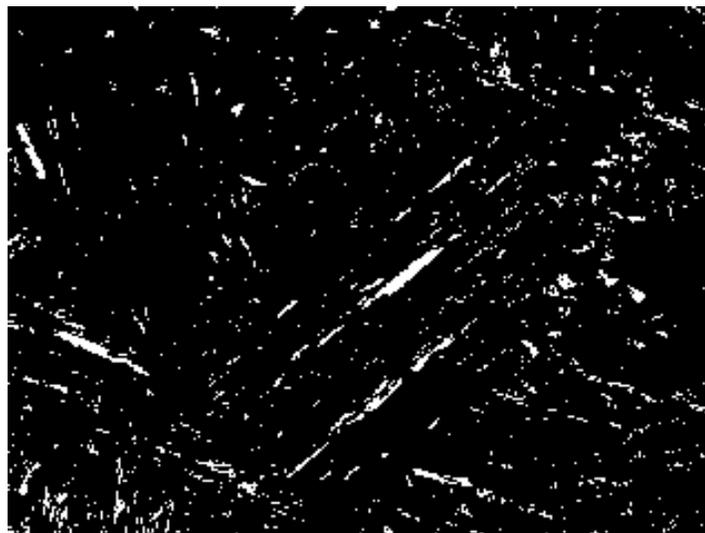


Figura 4.107 CP7 CA6NM, após ataque com reagente Beraha.

As figuras 4.108 e 4.109 também mostram a presença de austenita estável em CP9. Observa-se que a distribuição da austenita na matriz austenítica é mais homogênea, as plaquetas de austenita são mais delgadas e em maior quantidade, e isso foi propiciado pelo duplo revenimento a 600 e 690°C.

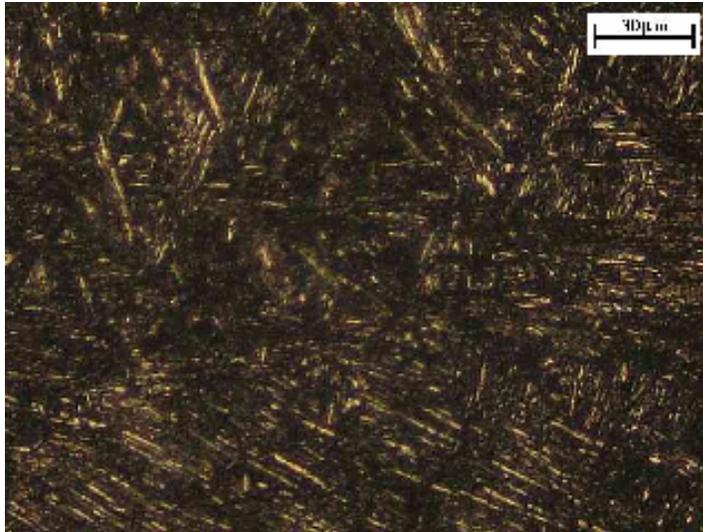


Figura 4.108 CP9 CA6NM, após ataque com reagente Picral-HCl.

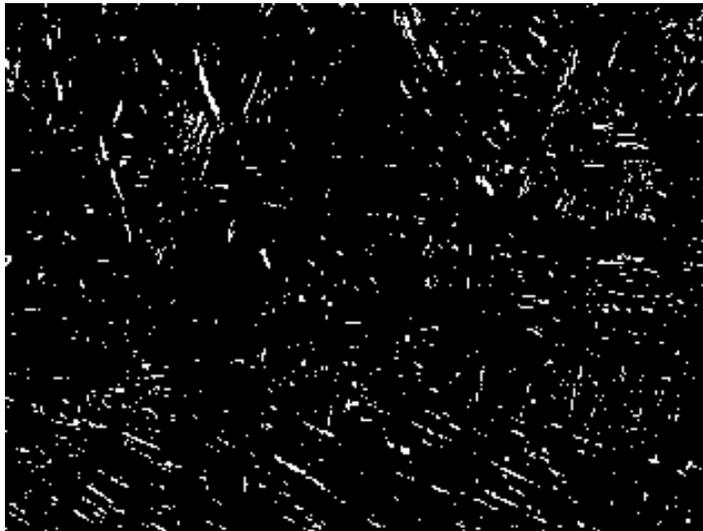


Figura 4.109 CP9 CA6NM, após ataque com reagente Beraha.

A tabela 4.23 abaixo disponibiliza os percentuais de austenita retida estável obtidas por metalografia, através de ataque colorido(Beraha). Observa-se que

os valores obtidos são muito próximos dos obtidos por difração de raios X.

Tabela 4.23 Austenita retida em CP6, CP7, CP8 e CP9 por metalografia colorida.

Amostra	% Austenita
CP6	3,9
CP7	4,5
CP8	3,9
CP9	4,2

5 DISCUSSÃO COMPLEMENTAR

Após realização dos ciclos de tratamentos térmicos conclui-se por meio das análises metalográficas que estes foram efetivos no sentido de regularização microestrutural e precipitação de carbonetos, também em função das propriedades mecânicas obtidas, houve completo ajuste das propriedades mecânicas conforme as designações A487 e A743 da norma ASTM.

No aço CA15 o patamar de austenitização não propiciou efeito suficiente para a solubilização da ferrita delta(δ). O meio de têmpera(ar ou água) não influenciou na quantidade de ferrita delta presente. Mas influenciou na dureza em bruto de têmpera, isso porque na condição de resfriamento ao ar(para menor dureza), houve significativa precipitação de perlita e ferrita(α) a partir do patamar de austenitização.

No aço CA6NM, o meio de têmpera influenciou a dureza obtida na condição bruto de têmpera e também após tratamento térmico de revenimento, sendo que, na condição de temperado ao ar foi obtido maior dureza que na condição de temperado em água, em função da maior quantidade de carbonetos precipitados durante resfriamento a partir da temperatura de austenitização.

A análise metalográfica do aço CA15 permitiu observar a presença da ferrita delta(δ), como previsto pelo diagrama de Schaeffler modificado por Schneider; a precipitação quase insignificante de carbonetos na condição bruto de têmpera, e verificou-se após tratamentos térmicos de revenimento, uma quantidade de carbonetos no aço CA15 temperado ao ar levemente superior a encontrada no CA15 temperado em água.

Para o aço CA6NM, a análise metalográfica evidenciou uma intensa presença de carbonetos principalmente após tratamento térmico de revenimento, e na condição de temperado ao ar e duplamente revenido, a precipitação de carbonetos foi tão intensa que mal se distingue as interfaces carboneto-matriz. A precipitação de carbonetos no aço CA6NM foi muito maior que no CA15.

Através da análise metalográfica por microscopia eletrônica de varredura, observou-se em detalhes no aço CA15 a matriz martensítica, a presença de ferrita delta, a precipitação de pequenos carbonetos esferoidais, ocorrendo entre as placas de martensita, nas regiões de contorno de grão e

principalmente em torno da interface ferrita delta-martensita. A partir da análise do grau CA15 recozido a 820°C, observou-se a natureza da precipitação, o crescimento lento e a morfologia do carboneto no aço CA15, que tende a assumir uma forma esférica e ao mesmo tempo facetada, é diferente do que ocorre no carboneto precipitado no aço CA6NM.

No aço CA6NM a microscopia eletrônica de varredura também mostrou com detalhes a martensita e as regiões onde as placas de martensitas se cruzam em ângulos de aproximadamente 90°. Mesmo com aumentos da ordem de 2000 vezes não foi possível a detecção e visualização da austenita retida estável. Entretanto a presença massiva de carbonetos observada já na análise metalográfica foi confirmada em detalhes, com ocorrência entre as placas de martensita e principalmente nas regiões de contorno de grão. É notável a morfologia dos carbonetos presentes na forma vermicular ou plaquetas, observando-se que na condição de único revenimento a 600°C, os carbonetos se apresentaram na forma de pequenos vermes, mas na condição de duplo revenimento, e principalmente no aço CA6NM temperado ao ar, o efeito do revenimento a 690°C foi muito acentuado, fazendo com que os pequenos vermes inicialmente nucleados, crescessem e coalescessem com muito mais intensidade, assumindo a forma de plaquetas que ocuparam toda região de contorno de grão e as regiões entre as placas de martensita.

Dos ensaios de tração à temperatura ambiente do aço CA15, observou-se um limite de resistência em torno dos 970MPa para a condição de mais alta resistência, com um limite de escoamento variando entre 85 a 90% de do limite de resistência, indicando baixa capacidade de encruamento. Para os graus de mais baixa resistência, propiciada pelo revenimento a 670°C, o limite de resistência variou entre 692 e 796MPa, e o limite de escoamento variou respectivamente entre 79 e 87% desses valores, indicando uma maior capacidade de encruamento no grau de mais baixa resistência mecânica. No geral o aço CA15 temperado em água apresentou melhores valores de alongamento que o CA15 temperado ao ar. Os valores de redução de área foram bastante expressivos, também foram maiores no aço CA15 temperado em água.

Os ensaios de tração do aço CA6NM, após revenimento mostraram maior

resistência mecânica naqueles temperados ao ar que naqueles temperados em água, principalmente no grau CA6NM temperado ao ar e duplamente revenido a 600 e 690°C, apresentou resistência mecânica em torno de 2% maior que aquele temperado em água e revenido à apenas 600°C. Assim para os graus CA6NM de mais alta resistência mecânica, o limite de resistência oscilou entre 858 e 933MPa, e respectivamente, o limite de escoamento variou entre 82 e 83% do limite de resistência. Para os graus CA6NM de mais baixa resistência, o limite de resistência oscilou entre 877 e 808MPa, e respectivamente, o limite de escoamento oscilou entre 80 e 83% do limite de resistência. Os valores de alongamento oscilaram em torno de 18% para os graus CA6NM de mais alta resistência mecânica e entre 18,5 e 20% para os de baixa resistência mecânica. Os valores de redução de área oscilaram em torno de 50 e 48% para os graus CA6NM de mais alta resistência mecânica e entre 53 e 51% para os de baixa resistência mecânica. Ao contrário do ocorrido com os parâmetros limite de resistência e limite de escoamento, os parâmetros alongamento e redução de área assumiram valores maiores para o aço CA6NM na condição de temperado em água que na condição de temperado ao ar. Os valores percentuais do limite de escoamento em relação ao limite de resistência e alongamento em relação à redução de área assumiram respectivamente, valores médios em torno de 82 e 37%, e se comparado ao aço CA15, o CA6NM evidencia uma maior capacidade de encruamento. Já os parâmetros que indicam a resistência mecânica, o aço CA6NM é similar ao CA15, embora a resistência mecânica obtida para o grau CA6NM seja levemente superior. Em relação aos parâmetros indicadores de ductilidade, a tendência geral foi obter no aço CA15 maior redução de área e menor alongamento, em relação ao obtido no CA6NM.

Nos ensaios de tração à quente, realizados a 500°C, para o aço CA15 observou-se maior resistência mecânica para a condição de temperado ao ar que na condição de temperado em água, mas ambos os valores do limite de resistência na condição de revenido para maior resistência mecânica oscilaram em torno de 640MPa e para a condição de revenido para menor resistência mecânica, ambos os valores de limite de resistência oscilaram em torno de 545MPa. Os valores do limite de escoamento ficaram a 96% do limite de

resistência para o grau CA15 de mais alta resistência mecânica e em torno de 92% para a condição de mais baixa resistência mecânica, indicando em ambos os casos, uma capacidade encruar ainda mais baixa com relação à temperatura ambiente. Os valores de alongamento situaram em torno dos 20% e os de redução de área em torno dos 67%. A redução dos valores de resistência mecânica situou em torno dos 30%, em relação à temperatura ambiente.

Para o aço CA6NM em ensaio de tração a 500°C, os resultados obtidos foram de certa forma interessantes, a maior resistência mecânica para condição de temperado ao ar se repete, sendo que o aço CA6NM temperado ao ar e duplamente revenido a 600 e 690°C apresentou maior resistência mecânica que quando temperado ao ar e apenas revenido a 600°C; em função da maior quantidade de carbonetos precipitados através do revenimento a 690°C. Para o grau CA6NM de mais alta resistência, o limite de resistência oscilou entre 566 e 622MPa e para o de mais baixa resistência, o limite de resistência oscilou entre 516 e 623MPa.

Os ensaios de impacto do aço CA15 apresentaram baixos valores, sendo que na condição de mais alta resistência, a fragilidade ao impacto já se apresentou à temperatura ambiente, em que não se conseguiu ultrapassar os 18J, e a 0°C não ultrapassou os 11J, portanto a temperatura de transição pelo critério 20.6J é acima da temperatura ambiente. Para o grau CA15 de mais baixa resistência mecânica, os resultados mostraram valores médios de 29 e 24J a 24°C e 14 e 10J a 0°C. A temperatura de transição pelo critério 20.6J foi de 10,5°C para o aço CA15 temperado em água e 17,3°C para o CA15 temperado ao ar.

O aço CA6NM, após realização dos ensaios de impacto mostrou valores muito superiores aos obtidos para o CA15, inclusive mostrando aptidão para aplicações em temperaturas abaixo dos -100°C. Em temperaturas de 24 e 0°C o aço CA6NM temperado em água apresentou melhor resistência ao impacto que quando temperado ao ar. Mas a -100 e -196°C, a situação se inverteu, ou seja, o CA6NM na condição de temperado em água apresentou menor resistência ao impacto que quando temperado ao ar, isso se deveu a precipitação de carbonetos mais intensa na condição de temperado ar que na condição de temperado em água. A explicação é que em temperaturas em

torno de 24 e 0°C, a maior dureza e o efeito da presença de maior quantidade de carbonetos agindo como barreiras para a movimentação de discordâncias e aumentando o limite de escoamento, tem maior peso no sentido de reduzir a resistência ao impacto. Em baixas temperaturas, da ordem de -100 e -196°C, a presença do carboneto é benéfica, porque quanto mais se tem, maior é a drenagem de elementos tais como carbono e molibdênio da matriz. Principalmente o carbono como elemento intersticial, tem efeito muito forte em aumentar o limite de escoamento, e quanto mais baixa a temperatura, mais acentuado é este efeito, chegando ao ponto, de não haver nem limite de resistência, ou seja, a fratura ocorre no regime quase totalmente elástico. Assim a temperatura de transição segundo critério 20,6J foi de: -100°C e -112,8°C para o aço CA6NM temperado em água e ao ar respectivamente, na condição de mais alta resistência mecânica, e para a condição de mais baixa resistência mecânica, a temperatura de transição segundo critério 20,6J foi de -136,8 e 144,8J para o aço CA6NM temperado em água e ao ar respectivamente.

Da análise da fratura do aço CA15 a 24°C, apesar de haver deformação plástica, não se observa a presença dos “dimples” ao contrário do que ocorre no CA6NM; a 0°C já se observa a fratura com clivagem e a -100, a fratura é frágil com completa clivagem.

A fratura do aço CA6NM mostrou uma superfície com muitos “dimples” mesmo a 0°C, os pequenos “dimples” foram nucleados em carbonetos e os maiores nas inclusões; já a -100°C se observou a presença de planos de clivagem, mas também houve deformação plástica, e a -196°C a fratura foi frágil com total clivagem.

O ensaio dilatométrico do aço CA15 em aquecimento, evidenciou AC1 a 765°C, AC3 a 892°C e o fim do campo austenítico a 960°C, o que explicou a expressiva presença da ferrita delta após solubilização a 1000°C. Sob resfriamento, observa-se M_s a 327°C, 3°C abaixo do obtido pela equação de Atikins, e M_f a 205°C.

Para o aço CA6NM, o ensaio dilatométrico em aquecimento, evidenciou AC1 a 575°C e AC3 a 802°C. Sob resfriamento, observou-se M_s a 249°C, 26°C abaixo do obtido pela equação de Atikins e 18°C acima do obtido pela equação de

Steven e Heynes. M_f foi obtido a 96°C .

A difração de raios X apontou um percentual médio de 3 a 4% de austenita estável no aço CA6NM, mesmo após resfriamento a -196°C . A presença de carbonetos não apontou grande influência na medição da austenita retida, porque não houve grande variação entre a medição entre uma amostra com mais carbonetos e outra com menos carbonetos.

Com base nos resultados globais obtidos conclui-se que o aço CA15 pode ser uma alternativa viável ao CA6NM, desde que a temperatura de utilização seja a ambiente. Porém, as propriedades variam muito em função do tratamento térmico adotado e exige muito cuidado na sua execução.

O aço CA6NM pode ser usado em temperaturas sub-zero, até -100°C com ductilidade aceitável, é um material mais “amigável” ao tratamento térmico, sendo que grandes variações nos parâmetros utilizados pouco influenciam nas propriedades finais. Como consequência representa um material muito mais seguro na utilização.

6 CONCLUSÃO

No aço CA15 o patamar de austenitização não possibilitou a solubilização da ferrita delta(δ).

No aço CA6NM, o meio de têmpera influenciou a dureza obtida na condi o bruto de têmpera e também após tratamento térmico de revenimento.

No aço CA15 a presença de carbonetos foi controlada por difusão, foi discreta e pouco influenciou nas propriedades mecânicas. Mas no aço CA6NM a presença massiva de carbonetos influenciou a ductilidade, bem como as propriedades mecânicas   quente e a frio.

Os ensaios de traço   quente e à temperatura ambiente revelaram propriedades similares entre o CA15 e CA6NM. Mas   temperatura ambiente, o aço CA6NM tem maior capacidade de encruamento que o aço CA15.

O aço CA6NM tem resistência ao impacto muito maior que o CA15, mesmo à temperatura ambiente.

A austenita retida encontrada no aço CA6NM é bem inferior aos valores reportados por diversos autores.

O aço CA15 pode substituir o aço CA6NM, desde que em temperaturas em torno da temperatura ambiente e superiores.

7 SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS

Estudar a possível estabilização de austenita retida no aço CA15 e suas influências nas propriedades mecânicas.

Verificar fatores que promovem a presença de ferrita delta, bainita e perlita na matriz martensítica do aço CA15, bem como suas implicações nas propriedades mecânicas.

Estudar fatores que possam promover aumento na resistência ao impacto do aço CA15.

Verificar efeitos do tamanho de grão, composição química e tratamentos térmicos sob a precipitação e estabilização da austenita retida no aço CA6NM pós-têmpera e revenido.

Investigar o processo de precipitação de carbonetos durante tratamentos térmicos de revenimento, nos aços CA15 e CA6NM, bem como a interface matriz-carboneto e o processo de partição de elementos químicos envolvidos.

8 BIBLIOGRAFIA

[1] **SOUZA, S. A.** Ensaio Mecânicos dos Materiais Metálicos, 5ª ed. São Paulo: Edgard Blücher, 1982.

[2] **STEEL Casting Handbook**, 6th ed. USA: Malcolm Blair, Thomas L. Stevens, ASM, 1995.

[3] **STEEL Casting Handbook**. Carbon and Alloy Steel Casting, Special ed. USA: J.R. Davis, Davis and Davis & Associates, ASM, 1996.

[4] **STEEL Casting Handbook**, High Alloy Data Sheets Corrosion Series, Supplement 8. USA: ASM, 2004.

[5] **INTERNET**. Martensitic Steels and Bainitic Steels, Chp. 06. South Korea: <http://www.gbekorea.com/steel_ch6.pdf>.

[6] **SMALLMAN, R. E.** Modern Physical Metallurgy. 4th Ed. Londres: Butter Worths, 1985.

[7] **STEIN C. R. et al.** Efeito da rápida austenitização sobre as propriedades mecânicas de um aço SAE1045. Ouro Preto: Rev. Esc. Minas, UFOP, V. 58, N. 1, 2005.

[8] **CAHN, R. W. and HAASEN, P.** Physical Metallurgy, 4th ed. Amsterdam: *Stainless Steels, Ch. 4*, p. 290- 379, 1996.

[9] **GARCIA, A.; SPIM, J. A. e SANTOS C. A.** Ensaio dos Materiais. Rio de Janeiro: LTC Livros Técnicos e Científicos Editora S/A, 2000.

[10] **LESLIE, W. C. and HORNGEN, E.** Physical Metallurgy, 4th ed. Amsterdam: Physical Metallurgy of Steels, Ch. 17, p. 1554-1620, 1996.

[11] **INTERNET:** <<http://www.key-to-steel.com>>.

[12] **CARROUGE D.** Transformations in Supermartensitic Stainless Steels. UK: University of Cambridge, 2002.

[13] **MEYRICK G. and WAGONER R. H.** Class Notes in Physical Metallurgy of Steel. USA: Ohio State University, 1998.

[14] **INTERNET.** Difusionless Transformations, Chp. 06. South Corea: <http://www.gbekorea.com/phase_ch6.pdf>.

[15] **BHADESHIA H. K. D. H.** Martensite in Steels. UK: Materials Science and Metallurgy, Cambridge University Department, 2002.

[16] **THOMAS G. and KUSINSKI G.** Lath Martensite Revisited. USA: International Symposium in Honor of Professor Geroge Krauss, ASM International, p. 515-519, 2000.

[17] **KRAUSS G. and MARDER A.R.** *Met. Trans.*, 2, p. 2243-2257, 1971.

[18] **MCMAHON J. and THOMAS G.** in Proc. Third Int. Conf. on Strength of Metals and Alloys. U.K.: The University of Cambridge, p. 180-184, 1973.

[19] **BARNARD S. J., SMITH G.D.W., SARIKAYA M. and THOMAS G.,** *Scripta Metall.*, vol. 15, p. 387-393, 1981.

[20] **KEARSLEY A. J. and MELARA L. A.** Simulation of an Austenite-Twinned-Martensite Interface, USA: Journal of Research of the National Institute of Standards and Technology, vol. 108, p. 413-427, 2003.

[21] **GRACIOSO, J. F. F.** Efeito das Condições de Têmpera na Microestrutura e Propriedades Mecânicas de um Aço Inoxidável Martensítico Fundido CA6NM. Florianópolis: UFSC, 2003.

[22] **RIZZO F. C. et al.** The “Quenching and Partitioning” Process: Background and Recent Progress, p. 417-423; Vol. 8, Nº 4. São Carlos: Materials Research, 2005.

[23] **NAPOLIÃO M. E. F. e BALANCIN O.** Efeito da Formação de Partículas de Austenita Sobre as Curvas de Escoamento Plástico de Um Aço Inoxidável Duplex DIN W. Nr. 1.4460 Deformado por Torção a Quente. Brasil: Jornadas Sam/ CONAMET/ Simpósio Matéria, 2003.

[24] **BHADESHIA H. K. D. H.** Bainite in Steels, 2th Ed. London: Institute of Materials, 2001.

[25] **LEEM, DONG-SEOK. LEE, YONG-DEUK. JUN, JOONG-HWAN. CHOI, CHONG-SOOL.** Amount of Retained Austenite at Room Temperature After Reverse Transformation of Martensite to Austenite in an Fe-13%Cr-7%Ni-3%Si Martensitic Stainless Steel. Japan: Scripta Materialia vol. 45, n. 7, p. 767 – 772, 2001.

[26] **SCHNEIDER, H.** Foundry Trade Jornal, 108, 562, 1960.

[27] **SOURMAIL T.** Precipitation in Creep Resistant Austenitic Stainless Steels, USA: Materials Science and Technology, vol. 17, p. 1-14, 2001.

[28] **ROBSON J. D. and BHADESHIA H. K. D. H.** Modelling Precipitation Sequences in Power Plant Steels, Part 2, Application of Kinetic Theory, USA: Materials Science and Technology, vol. 13, p. 640-645, 1997.

[29] **BECKITT F. R. and CLARCK B. R.** The Shape and Mechanism of Formation of $M_{23}C_6$ Carbide in Austenite. *Acta Metall.*, vol. 15, p. 113-129, 1967.

[30] **LEWIS M. H. and HATTERSLEY B.** Precipitation of $M_{23}C_6$ in Austenitic Steels. *Acta Metall.*, vol. 13, p. 1159-1168, 1965.

[31] **WEISS B. and STICKLER R.** Phase Instabilities During High Temperature Exposure of 316 Austenitic Stainless Steel. *Metall. Trans A*, vol. 3, p. 851-866, 1972.

[32] **INTERNET.** Influência da Soldagem nos Aços Inoxidáveis Ferríticos, Martensíticos. Croácia: <<http://www.sfsb.hr/kth/zavar/tii/visoko.pdf>>.

[33] **ATKINS M.** Atlas of Continuous Cooling Transformation Diagrams for Engineering Steels, ASM International, Metals Park, Ohio, 1980.

[33] **ASTM A 217/A 217M-97a.** Standard Especification for Martensitic stainless and alloy steel castings for pressure containing parts, suitable for high-temperature service.

[34] **ASTM A 487/A 487M-97a.** Standard Especification for steel castings for pressure containing parts.

[35] **ASTM A 743/A 743M-97a.** Standard Specification for Castings, Iron-Chromium, Iron-Chromium-Nickel, Corrosion Resistant, for General Application.

[36] **USS,** Isothermal Transformation Diagrams, 2th ed. USA: United States Steel Corporation, 1951.

[37] **JEONG-TAE KIM et al.** Numerical Simulation for the Prediction of Microstructural Evolution in Steels During Various Heat Treatments. China: Sino-Korean Conference on Advanced Manufacturing Technology, 2001.

[38] **MARIANO N. A. e MUROLO J. P.** Efeito do Tratamento Térmico na Microestrutura e Resistência à Corrosão da Liga 12Cr1,8Ni0,1C; Brasil: Revista Matéria, V.11, p. 138-145, 2006.

[39] **IRVINE K. J. and PICKERING F. B.** ISI Special Report 86, 34, 1964.

[40] **ASTM A 352/A 352M-97a**. Standard Specification for Ferritic and martensitic steel castings for pressure containing parts, suitable for low-temperature service.

[41] **ASTM A 356/A 356M-97a**. Standard Specification for Steel Castings, Carbon, Low Alloy, and Stainless Steel, Heavy-Walled for Steam Turbines.

[42] **ASTM A 781/A-97a**. Standard Specification for Steel Castings, General Requirements, for Pressure Containing Parts.

[43] **ASTM A 370/A-97a**. Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products.