

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
Escola de Engenharia
Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de
Materiais
PPGE3M

ESTUDO DO AÇO ESTRUTURAL MICROLIGADO S960MC

Pedro Henrique Costa Pereira da Cunha

Porto Alegre

2010

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
Escola de Engenharia
Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de
Materiais
PPGE3M

Pedro Henrique Costa Pereira da Cunha
Engenheiro Metalúrgico

Trabalho realizado no Departamento de Metalurgia da Escola de Engenharia da UFRGS, dentro do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGE3M, como parte dos requisitos para obtenção do título de Mestre em Engenharia.

Área de Concentração: Ciência e Tecnologia dos Materiais

Porto Alegre
2010

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

Orientador: Prof. Dr. Afonso Reguly

Banca Examinadora: Prof. Dr. André Ronaldo Froehlich
Prof. Dra. Cintia Cristiane Petry Mazzaferro
Prof. Dr. Paulo Henrique Sanchez Cardoso

AGRADECIMENTOS

Ao Eng. Nico De Wispelaere pelo estágio e pela orientação.

Ao Prof. Telmo Strohaecker por ter me recebido como aluno de mestrado e sempre me ajudado quando eu precisei.

Ao Prof. Afonso Reguly pela orientação e auxílio na elaboração deste trabalho.

Aos meus pais que sempre estiveram ao meu lado dando o apoio necessário.

Aos colegas de LAMEF, especialmente à equipe do Grupo de Análise de Falhas (GAF).

Aos meus amigos e colegas da Metalurgia.

À minha namorada Kelly pelo apoio.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS	III
LISTA DE TABELAS	VII
LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS	VIII
RESUMO	IX
ABSTRACT	X
1.0 INTRODUÇÃO.....	1
2.0 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	3
2.1 Aços de Alta Resistência e Baixa Liga	3
2.1.1 Principais elementos microligantes.....	5
2.1.2 Solubilidade	7
2.1.3 Produto de Solubilidade.....	7
2.1.4 Utilizando a informação do produto de solubilidade.....	8
2.1.5 Dados de solubilidade.....	9
2.1.6 Comparação das solubilidades de nitretos e carbonetos microligados.....	13
2.2 Mecanismos de Endurecimento	15
2.2.1 Solução Sólida	15
2.2.2 Endurecimento por Deformação	16
2.2.3 Refino de Grão.....	17
2.2.4 Transformação de Fase.....	18
2.2.5 Endurecimento por Precipitação	19
2.3 Aço S960 MC	21
2.4 Processos de Deformação dos Metais.....	22
2.5 Processos Termomecânicos	24
3.0 MATERIAIS E MÉTODOS	27
3.1 Material	27
3.2 Análise Microestrutural.....	29
3.3 Ensaio de Dureza	29
3.4 Ensaio de Tração	29
3.5 Ensaio de Impacto.....	29
3.6 Dilatometria	29
3.7 ICP-MS.....	32
3.8 Microscopia Eletrônica de Transmissão.....	33
3.9 Análise da distribuição de tamanho dos precipitados.....	33
3.10 Avaliação do endurecimento por endurecimento	34
4.0 RESULTADO E DISCUSSÃO	35
4.1 Análise Microestrutural.....	35
4.2 Resultados Ensaio de Dureza.....	42

4.3 Resultados do Ensaio de Tração	43
4.4 Ensaio de Impacto.....	45
4.5 Dilatometria	48
4.6 Resultados dos ensaios de ICP-MS.....	52
4.7 Resultados de Microscopia Eletrônica de Transmissão.....	55
4.8 Discussões finais sobre os resultados	65
5.0 CONCLUSÕES.....	68
6.0 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	69
7.0 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	70

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 Diagrama de solubilidade mostrando a região de fase única da austenita e a região de duas fases da austenita e o carboneto ou nitreto microligado, MX.

Figura 2.2 Avaliação da dependência da temperatura dos produtos de solubilidade do nitreto de titânio nas fases líquido e austenita.

Figura 2.3 Limites de solubilidade mútua do titânio e do nitrogênio no aço líquido e na austenita.

Figura 2.4 Avaliação da dependência da temperatura dos produtos de solubilidade do carboneto de titânio nas fases austenita e ferrita.

Figura 2.5 Limites de solubilidade mútua do carbono e do titânio na austenita. Limites de solubilidade para a ferrita não são mostrados devido aos baixos níveis de solubilidade na faixa da ferrita $k_s < 10^{-5}$ a 700°C.

Figura 2.6 Comparação dos produtos de solubilidade dos nitretos e carbonetos microligados mostrando maiores estabilidades dos nitretos em relação aos mesmos carbonetos.

Figura 2.7 Variação do conteúdo de níquel no (a) limite de resistência e (b) limite de elasticidade para ligas de cobre-níquel.

Figura 2.8 Variação das propriedades de tensão com a quantidade de trabalho a frio.

Figura 2.9 Efeito da temperatura de transformação na resistência de estruturas com ferrita-perlita e bainita.

Figura 2.10 Relação modificada de Ashby-Orowan de endurecimento por dispersão por têmpera/envelhecimento.

Figura 2.11 Relação modificada de Ashby-Orowan de endurecimento por dispersão por NbC e V_4C_3 em aços carbono-manganês.

Figura 2.12 Evolução da estrutura do grão no estado sólido pela deformação e recozimento. (a) Grãos deformados, seguindo a orientação da deformação. (b) O mecanismo de recuperação: rearranjo de discordâncias com sub-grãos (mostrados em grande escala). (c) O mecanismo de recristalização: novos

grãos formam-se pela migração de contornos de alguns núcleos de sub-grãos, eliminando as discordâncias da microestrutura deformada.

Figura 2.13 Esquema ilustrativo de um processo termomecânico de laminação para uma chapa fina e uma placa.

Figura 3.1 Soldagem do termopar na amostra para ensaio no dilatômetro.

Figura 3.2 (a) Dilatômetro. (b) e (c) Câmara de medição. (d) Amostra sendo aquecida por indução.

Figura 3.3. Curva ilustrativa que exemplifica o método para determinação das temperaturas de interesse.

Figura 4.1 Amostra D107F ($T_b = 440\text{ }^\circ\text{C}$).

Figura 4.2 Amostra D107H ($T_b = 25\text{ }^\circ\text{C}$).

Figura 4.3 Amostra D108K ($T_b = 470\text{ }^\circ\text{C}$).

Figura 4.4 Amostra D108F ($T_b = 440\text{ }^\circ\text{C}$).

Figura 4.5 Amostra D108G ($T_b = 400\text{ }^\circ\text{C}$).

Figura 4.6 Amostra D108H ($T_b = 350\text{ }^\circ\text{C}$).

Figura 4.7 Amostra E006A ($T_b = 300\text{ }^\circ\text{C}$).

Figura 4.8 Amostra E006B ($T_b = 25\text{ }^\circ\text{C}$).

Figura 4.9 Amostra E006C ($T_b = 400\text{ }^\circ\text{C}$).

Figura 4.10 Amostra E006F ($T_b = 440\text{ }^\circ\text{C}$).

Figura 4.11 Amostra E007B ($T_b = 25\text{ }^\circ\text{C}$).

Figura 4.12 Amostra E007C ($T_b = 200\text{ }^\circ\text{C}$).

Figura 4.13 Amostra E007D ($T_b = 300\text{ }^\circ\text{C}$).

Figura 4.14 Amostra E007E ($T_b = 400\text{ }^\circ\text{C}$).

Figura 4.15 Amostra E007F ($T_b = 440\text{ }^\circ\text{C}$).

Figura 4.16 Amostra E008E ($T_b = 300\text{ }^\circ\text{C}$).

Figura 4.17 Amostra E008F ($T_b = 440\text{ }^\circ\text{C}$).

Figura 4.18 Amostra E009C ($T_b = 300\text{ }^\circ\text{C}$).

Figura 4.19 Amostra E010C ($T_b = 200\text{ }^\circ\text{C}$).

Figura 4.20 Amostra E010D ($T_b = 300\text{ }^\circ\text{C}$).

Figura 4.21 Amostra E010E ($T_b = 400\text{ }^\circ\text{C}$).

Figura 4.22 Amostra E010F ($T_b = 440\text{ }^\circ\text{C}$).

Figura 4.23 Amostra E010G ($T_b = 470\text{ }^\circ\text{C}$).

Figura 4.24 Amostra E011A ($T_b = 25\text{ }^\circ\text{C}$).

Figura 4.25 Amostra E012A ($T_b = 25\text{ }^\circ\text{C}$).

Figura 4.26 Amostra E013A ($T_b = 25\text{ }^\circ\text{C}$).

Figura 4.27 Resultados dos ensaios de impacto a $25\text{ }^\circ\text{C}$.

Figura 4.28 Resultados dos ensaios de impacto a $-20\text{ }^\circ\text{C}$.

Figura 4.29 Resultados dos ensaios de impacto a $-40\text{ }^\circ\text{C}$.

Figura 4.30 Evolução da temperatura de transformação em função da taxa de resfriamento para a amostra D107.

Figura 4.31 Evolução da temperatura de transformação em função da taxa de resfriamento para a amostra D108.

Figura 4.32 Evolução da temperatura de transformação em função da taxa de resfriamento para a amostra E006.

Figura 4.33 Evolução da temperatura de transformação em função da taxa de resfriamento para a amostra E007.

Figura 4.34 Evolução da temperatura de transformação em função da taxa de resfriamento para a amostra E008.

Figura 4.35 Evolução da temperatura de transformação em função da taxa de resfriamento para a amostra E009.

Figura 4.36 Evolução da temperatura de transformação em função da taxa de resfriamento para a amostra E010.

Figura 4.37 Gráfico de %Ti precipitado em função da temperatura de bobinamento para todas as amostras.

Figura 4.38 Distribuição de tamanho de partícula da amostra E006B e imagens de alguns precipitados encontrados na mesma.

Figura 4.39 Distribuição de tamanho de partícula da amostra E006C e imagens de alguns precipitados encontrados na mesma.

Figura 4.40 Distribuição de tamanho de partícula da amostra D107F e imagens de alguns precipitados encontrados na mesma.

Figura 4.41 Distribuição de tamanho de partícula da amostra D108G e imagens de alguns precipitados encontrados na mesma.

Figura 4.42 Distribuição de tamanho de partícula da amostra E007E e imagens de alguns precipitados encontrados na mesma.

Figura 4.43 Distribuição de tamanho de partícula da amostra E008F e imagens de alguns precipitados encontrados na mesma.

Figura 4.44 Distribuição de tamanho de partícula da amostra E009C e imagens de alguns precipitados encontrados na mesma.

Figura 4.45 Distribuição de tamanho de partícula da amostra E010E e imagens de alguns precipitados encontrados na mesma.

Figura 4.46 Limites de solubilidade mútua do carbono e do titânio na austenita contendo as composições avaliadas. (Adaptado de GLADMAN 1997)

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 Relações de solubilidade para nitreto de titânio nas fases austenita e líquida

Tabela 2.2 Relações de solubilidade para carboneto de titânio nas fases austenita e líquida

Tabela 2.3 Composição química da qualidade S960MC, limites máximos dos teores dos elementos, em % em peso

Tabela 3.1 Composições avaliadas no estudo, elementos em porcentagem em peso (%)

Tabela 3.2 Tabela resumo das variações nas composições químicas ensaiadas

Tabela 3.3 Composições avaliadas e suas respectivas temperaturas de bobinamento

Tabela 4.1 Resultados dos ensaios de dureza na escala Brinell.

Tabela 4.2 Resultados dos ensaios de tração realizados.

Tabela 4.3 Análise estatística entre todos os resultados de charpy.

Tabela 4.4 Valores de temperaturas obtidos pelo ensaio de dilatométrica.

Tabela 4.5 Valores de % em peso de Titânio precipitado e metálico em cada amostra

Tabela 4.6 Distribuição de % Ti precipitado após ensaio de ICP-MS utilizando 3 filtros

Tabela 4.7 Distribuição hipotética de tamanho de partículas

Tabela 4.8 Distribuição hipotética de tamanho de partículas da tabela 4.7 mas com a adição de 3 partículas

Tabela 4.9 Amostras selecionadas para análise de MET

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

Abreviatura ou Símbolo

ICP-MS	inductively coupled plasma mass spectrometry
MET	microscopia eletrônica de transmissão
ARBL	aços de alta resistência baixa liga
Ms	martensite start (início da transformação martensítica)
Bs	bainite start (início da transformação bainítica)
Tb	temperatura de bobinamento
cp	corpo-de-prova
Ac ₁	temperatura na qual a austenita começa a formar-se durante o aquecimento, com o "c" derivado do Francês, chauffant (aquecimento)
Ac ₃	temperatura na qual a transformação da ferrita para austenita é completada durante o aquecimento

RESUMO

O objetivo deste estudo é identificar e avaliar a ocorrência dos mecanismos de endurecimento envolvidos na qualidade do aço S960MC, que se trata de uma liga de alta resistência, baixo carbono e baixa liga para trabalho a frio, sendo que a sua alta resistência deriva do refinamento de grão, transformação de fase e endurecimento por precipitação. O processamento deste aço envolve laminação controlada, e são exigidos os seguintes requisitos no produto final: boa soldabilidade, bom comportamento em dobramento, boas propriedades de fadiga e boa tenacidade. A partir da faixa de composição química definida pela norma que regulamenta esta qualidade, foram feitas variações de determinados elementos da liga e foi variada a temperatura de bobinamento do material, posteriormente foram realizados ensaios para avaliar a influência desses dois parâmetros nas propriedades metalúrgicas e mecânicas do material. Os ensaios utilizados neste trabalho foram dureza, metalografia, dilatométrica, ensaio de impacto (Charpy), inductively coupled plasma mass spectrometry (ICP-MS) e microscopia eletrônica de transmissão (MET). Entre os mecanismos de endurecimento envolvidos na liga S960MC o endurecimento por precipitação foi o foco do estudo, pois se trata de uma aço de Alta Resistência e de Baixa Liga (ARBL) utilizando titânio como microligante. Os resultados dos ensaios realizados e as informações obtidas na literatura contidas neste trabalho devem servir como referência para escolha otimizada da composição química e parâmetros de processo do material. Foram identificadas composições químicas e suas respectivas temperaturas de bobinamento que atendessem as especificações requisitadas pela qualidade do aço estudada.

ABSTRACT

The objective of this study is to identify and evaluate the occurrence of the strengthening mechanisms involved with the S960MC steel grade, which is a high strength alloy, low carbon and low alloy for cold working, its high strength comes from grain refinement, phase transformation and from precipitation strengthening. The processing of this steel involves controlled rolling, and is required the following requirements on the final product: good weldability, good bending behavior, good fatigue properties and good toughness. Using the chemical composition limits defined by the its standard were made variations of determined alloy elements and was changed the coil temperature of the material, posteriorly were made tests to evaluate the influence of these two parameters on the metallurgical and mechanical material properties. The tests used on this work were hardness, metallography, dilatometry, impact test (charpy), inductively coupled plasma mass spectrometry (ICP-MS), Transmission electron microscopy (TEM). Among the strengthening mechanisms involved on the S90MC alloy, the precipitation strengthening was the focus of this study because it is a High Strength Low Alloy (HSLA) that uses titanium as a microalloy. The test results made and the information obtained on the literature should be guidelines for the optimized choices for chemical composition and process parameters for this material. Were identified chemical compositions and their coiling temperatures that meet the specifications required for the steel quality studied.

1.0 INTRODUÇÃO

O entendimento quantitativo das propriedades metalúrgicas dos aços tem recebido considerável atenção nos últimos anos, e muito progresso tem sido feito em relacionar a microestrutura com as propriedades mecânicas. Atenção particular tem sido focada no endurecimento, o qual, em muitos casos, pode ser previsto através da composição química e microestrutura, com razoável segurança. As relações feitas são freqüentemente baseadas em modelos metalúrgicos de fenômenos envolvidos no endurecimento.

Em geral, o metalurgista tem à sua disposição adequados mecanismos de endurecimento para sua escolha, o problema é selecionar qual é o mais apropriado para os requisitos de serviço que devem ser alcançados pela liga a ser desenvolvida. Além disso, existem fatores econômicos, como o custo das matérias primas e outros custos inerentes de manufatura, sem excluir os custos gerais necessários nas atividades de pesquisa e desenvolvimento e marketing. (PICKERING 1983)

O termo “aços microligados” foi primeiramente aplicado à classe dos aços alta resistência e baixo carbono contendo pequenas adições de nióbio e/ou vanádio. O aumento da resistência mecânica baseado na utilização de microligantes atualmente inclui alumínio, vanádio, titânio e nióbio. Tais aços contêm essencialmente menos que 0,1% de adições destes ligantes sendo utilizados separadamente ou em conjunto, e o incremento no limite de elasticidade é de duas a três vezes ao que o aço carbono-manganês pode alcançar. O uso do boro como agente intensificador da temperabilidade é conhecido há anos - anteriormente ao desenvolvimento dos aços ao nióbio - mas o termo microligante nunca foi aplicado para os aços endurecíveis. Semelhantemente, aços tratados ao alumínio têm sido empregados para produzir boa combinação de resistência e tenacidade, mas nunca foram referidos como aços microligados. Usualmente o termo “microligados” foi

reservado para aços contendo pequenas adições de elementos ligantes que irão produzir refino de grão e/ou endurecimento por precipitação pela formação de carbonetos e nitretos relativamente estáveis. Estes materiais tipicamente conterão nióbio, titânio ou vanádio, e seus efeitos podem ser influenciados pela presença de outros ligantes, como alumínio, boro ou qualquer outro elemento de liga convencional. Os efeitos de elementos microligantes também são fortemente influenciados pelos tratamentos térmicos e termomecânicos. (GLADMAN 1997)

O objetivo do processamento termomecânico é o refino da estrutura do grão austenítico, logo as técnicas disponíveis para isso são o controle da recristalização e/ou controle do aumento do tamanho de grão durante o processo de manufatura. (JIAO Duo-tian 2010). A presença de pequenas quantidades de elementos como nióbio, titânio e vanádio tem se mostrado particularmente útil durante o processamento termomecânico devido à mudança na solubilidade de seus carbonetos/carbonitretos/nitretos na austenita como função da temperatura. Portanto, o uso desses elementos permite forças que retardam a recristalização e crescimento de grão que serão governadas pelo controle da precipitação durante o processo. (AMERICAN SOCIETY FOR METALS 1991)

2.0 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Aços de Alta Resistência e Baixa Liga

Os aços alta resistência baixa liga (ARBL) ou aços microligados são basicamente aços C-Mn de baixo e médio carbono, onde a adição de pequenas quantidades (normalmente menores que 0,15% em peso) de elementos formadores de carbonetos, nitretos e carbonitretos, principalmente nióbio, vanádio e titânio, individualmente ou combinados, e a utilização de processamentos termomecânicos, têm sido utilizados para a obtenção de propriedades mecânicas superiores através de controle microestrutural, principalmente por refino de grão ferrítico/perlítico e endurecimento por precipitação.

O desenvolvimento dos aços ARBL deu-se a partir dos anos 60 com o desenvolvimento dos aços de baixo carbono com limite de escoamento elevado, e nos anos 70 com aços de médio carbono com limite de escoamento e resistência similares aos aços temperados e revenidos. Esses estudos deram início a um significativo incremento no estudo das ligas ferrosas, a partir do entendimento das relações entre fundamentos metalúrgicos, microestrutura e propriedades mecânicas. (PEIXOTO 2003)

Esses aços possuem uma excelente combinação de alta resistência, resistência a fratura frágil e boa soldabilidade, particularmente se o teor de carbono é mantido abaixo de aproximadamente 0,1%. Diversas categorias de ARBL têm sido desenvolvidas suprimindo as necessidades de aplicações específicas, como construção de grandes navios, linhas de transmissão de óleo e gás e plataformas de perfuração de óleo offshore. (B.K. Show 2010)

Para compensar o decréscimo da resistência mecânica decorrente da diminuição do carbono, são utilizados em aços de alta resistência baixa liga

endurecimento por deformação, solução sólida, refino de grão e precipitação de carbonitreto de vanádio, titânio e nióbio (NIE Yi 2010).

Aços microligados possuem o mesmo nível de resistência, que aços temperados e revenidos, mas suas tenacidades são menores. Para melhorar a tenacidade, teores de carbono têm sido reduzidos e a diminuição da resistência em consequência a isso é compensada pela adição de vanádio utilizando seu efeito de endurecimento por precipitação. (A. BABAKHANI 2010)

Aços microligados também podem ser utilizados na otimização do processo de fabricação de tubos através da realização da normalização diretamente durante o processo de manufatura utilizando ciclos térmicos apropriados. (PAN Tao 2010)

Outra aplicação de grande importância econômica para os aços ARBL é como dutos de transmissão de óleo e gás, pois estes materiais possibilitam aumento da resistência com diminuição de espessura de parede da tubulação e conseqüentemente diminuição de peso. (YANG Jing-hong 2010) (Aimin Guo 2010).

Chapas finas de ARBL têm extensiva aplicação na indústria automotiva devido a sua excelente combinação de resistência, tenacidade e características de conformabilidade. Com o objetivo de produzir carros econômicos e eficientes, a necessidade no desenvolvimento de novos produtos de alta resistência vem aumentando. O desenvolvimento de novas qualidades de chapas de alta resistência vem permitindo a diminuição da espessura dos componentes automotivos possibilitando a produção de automóveis mais leves, seguros e com menor consumo de combustível. (C.A. Khoo 2004) (Wang T.P. 2010) (D. F. Laurito 2010)

Existem estudos sendo conduzidos para desenvolver e substituir os aços convencionais utilizados para na fabricação das estruturas metálicas de vagões de transporte ferroviários por aços ARBL fabricados utilizando processos termomecânicos controlados, tais esforços são justificados em função de superiores propriedades mecânicas e metalúrgicas e menores custos de fabricação. (R.D. Sims 2004) (A. Bai 2004) (S. Vaynman 2004)

2.1.1 Principais elementos microligantes

Todos os aços microligados contém pequenas concentrações de um ou mais elementos fortemente formadores de carbonetos e nitretos. Em geral, os elementos mais utilizados são:

Vanádio (V): Maior solubilidade no aço. Precipita a temperaturas relativamente baixas. Maior contribuição nas propriedades através do endurecimento por precipitação, devido a formação de precipitados de V(C,N) extremamente finos e dispersos. As adições de V situam-se numa faixa de 0,03 a 0,1%. O vanádio também melhora a tenacidade pela estabilização do nitrogênio dissolvido, o qual na fusão do aço em forno elétrico pode chegar a 0,012% N. (OLEA 2002)

Titânio (Ti): Este elemento possui maior afinidade por C e N, tendo uma baixa solubilidade e, conseqüentemente, uma temperatura muito elevada de solubilização. A partir disso, deduz-se que é forte controlador de tamanho de grão a alta temperatura. Pode haver refino de grão e endurecimento por precipitação, dependendo do percentual utilizado. Em composições maiores que 0,05%, carbonetos de Ti exercem um efeito de endurecimento. Entretanto, o Ti é usado comercialmente para retardar o crescimento do grão austenítico, aumentando a tenacidade. O titânio se encontra em concentrações de 0,01 a 0,02%. (OLEA 2002)

O titânio é um microligante econômico e efetivo. Partículas de TiN podem eficientemente prevenir o crescimento de grão austenítico durante o reaquecimento e a laminação à quente e solucionar o problema de crescimento de grãos na zona afetada pelo calor devido a sua alta temperatura de solubilização. (XINPING MAO 2010) (JIAN ZHOU 2008).

Nióbio (Nb): Pode ser comparado ao Ti em alguns aspectos, porém seus compostos possuem solubilidade maior que os formados pelo titânio. Forma-se no campo austenítico e normalmente resulta em uma fina dispersão de carbonitretos. Pode produzir um forte efeito de endurecimento por precipitação. Sua principal contribuição nas propriedades se dá pela

precipitação acima da temperatura de transformação e no retardo da recristalização da austenita, promovendo uma microestrutura de grãos finos. O refino do grão produz aumento da resistência e tenacidade. As concentrações variam de 0,020 a 0,1% Nb. (OLEA 2002) (JIAO DUO-TIAN 2010).

O nióbio endurece aços ARBL comerciais de duas maneiras. Primeiramente, retarda a recristalização da austenita durante a laminação a quente a qual conduz ferrita refinada em transformação. Em segundo lugar, precipita endurecendo a ferrita resultante. Ambos mecanismos são influenciados pela composição do aço e pelo tratamento termomecânico. (HAI-LONG YI 2007)

Embora o **Alumínio** também seja utilizado para controlar o tamanho do grão austenítico, assim como desoxidante, apesar do fato de suas adições serem da ordem de 0,02 a 0,04% o que qualifica ele como microligante para controle de tamanho de grão, aços contendo alumínio nunca são referidos como aços microligados. Isso se deve em parte ao fato que ele é geralmente adicionado em aços baixa liga contendo significantes quantidades de elementos de liga como cromo, níquel e molibdênio enquanto aços microligados com nióbio, vanádio e titânio possuem benefícios sem tais adições. (KRAUSS 1990).

Deve-se sempre ter em mente a interação que pode ocorrer entre os elementos microligantes e/ou a interação que pode ocorrer entre um determinado elemento microligante com algum outro elemento de liga convencional presente na liga. (YUAN Shao-qiang 2010).

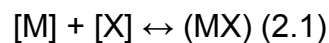
Para entender a influência dos precipitados em aços microligados devem-se considerar algumas características, como: solubilidade; temperatura de precipitação; tamanho dos precipitados, bem como sua morfologia e distribuição espacial. (MORAIS 2002)

2.1.2 Solubilidade

Para se obter uma desejada condição metalúrgica final e consequentemente propriedades mecânicas do produto é necessário conhecer os fatores de dissolução dos vários carbeto e nitreto precipitados no aço. (MORAIS 2002)

2.1.3 Produto de Solubilidade

Considerando a reação entre um elemento microligante, M, com um elemento intersticial, X, ambos sendo dissolvidos na austenita, resultando em um componente, MX, em uma temperatura T.



onde [M] representa a concentração de M dissolvido na austenita, [X] representa a concentração de X dissolvida na austenita, e (MX) representa o constituinte.

A constante de equilíbrio pode ser escrita como

$$k_s = a_{[M]} \cdot a_{[X]} / a_{(MX)} \quad (2.2)$$

onde $a_{[M]}$ é a atividade do microligante dissolvido, $a_{[X]}$ é a atividade do elemento intersticial dissolvido e $a_{(MX)}$ é a atividade da fase constituinte.

Deve ser notado que a convenção utilizada para expressar a constante de equilíbrio utilizada pelos químicos é inversa daquela dada na equação (2.2), mas a equação dada é amplamente utilizada pelo metalurgista, a constante de equilíbrio k_s , citada é definida como o produto de solubilidade.

As atividades na equação (2.2) podem ser expressas em termos de concentrações elementares e coeficientes de atividade, γ , através:

$$a_{[M]} = \gamma_{[M]} [M] \quad (2.3)$$

Resultando em:

$$k_s = \gamma_{[M]}[M] \cdot \gamma_{[X]}[X] / a_{(MX)} \quad (2.4)$$

De uma maneira empírica, é assumido que os coeficientes de atividade, $\gamma_{[M]}$ e $\gamma_{[X]}$, são iguais a unidade. A atividade do produto puro MX é unitário igualmente, então a equação (2.4) pode ser escrita como:

$$k_s = [M] \cdot [X] \quad (2.5)$$

Rigorosamente falando, $[M]$ e $[X]$, deveriam ser as frações molares, no entanto, particularmente em baixas concentrações, o uso desses elementos expressos em termos de porcentagem em peso somente altera o valor de k_s .

A dependência do produto de solubilidade com a temperatura é expressa por uma relação de Arrhenius:

$$\ln k_s = -(Q/RT) + c \quad (2.6)$$

onde Q é o calor de dissolução e R é a constante dos gases.

Historicamente, equações da forma mostrada pela equação (2.6), têm sido usadas, mas a seguinte forma condensada (2.7):

$$\log k_s = A - B/T \quad (2.7)$$

onde A e B são constantes do sistema dado, $\log k_s$ é logaritmo de base 10 e k_s é definido pela equação (2.5), os termos $[M]$ e $[X]$ são expressos como porcentagem em peso e T é a temperatura termodinâmica (K). (GLADMAN 1997)

2.1.4 Utilizando a informação do produto de solubilidade

Dadas as constantes A e B para expressar a solubilidade de um componente específico na austenita, por exemplo, é possível construir a fronteira entre a região de fase única da austenita e a região bifásica de austenita + MX no sistema ternário Fe-M-X sobre uma faixa de temperaturas, como mostrado na Figura 2.1. Para cada isoterma, o produto de $[M]$ e $[X]$ é igual ao produto de solubilidade k_s para dada temperatura, e a mudança da fronteira com a temperatura reflete o tipo de relação de Arrhenius descrita

pela equação (2.7). Qualquer composição situada abaixo ou a esquerda da curva numa dada temperatura existirá (no equilíbrio) como fase única da austenita. Por outro lado, composições situadas acima ou a direita da curva numa dada temperatura existirá como duas fases austenita + MX.

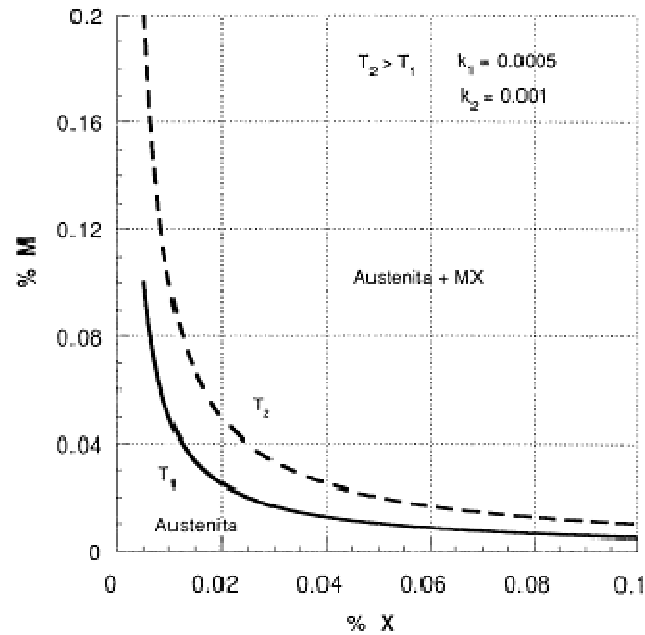


Figura 2.1 Diagrama de solubilidade mostrando a região de fase única da austenita e a região de duas fases da austenita e o carboneto ou nitreto microligado, MX. A fronteira entre as regiões das fases é dada por uma expressão como a Equação (5) e a dependência com a temperatura é obtida pela Equação (7). (GLADMAN 1997)

2.1.5 Dados de solubilidade

(a) Nitreto de Titânio

Estudos da solubilidade do nitreto de titânio têm indicado que de todos carbonetos e nitretos microligados, nitreto de titânio é de longe o mais estável, e equações para o produto de solubilidade de nitretos de titânio têm sido obtidas no aço líquido e na austenita. Os dados são apresentados na Tabela 2.1, e ilustrados na Figura 2.2.

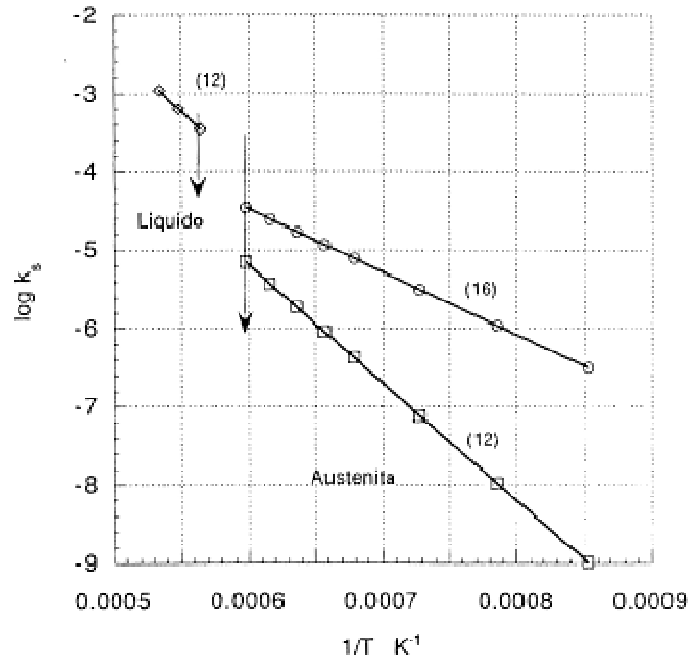


Figura 2.2 Avaliação da dependência da temperatura dos produtos de solubilidade do nitroto de titânio nas fases líquida e austenita. (GLADMAN 1997)

Tabela 2.1 Relações de solubilidade para nitroto de titânio nas fases austenita e líquida.

<i>Logaritmo do produto de solubilidade</i>	<i>Método</i>	<i>Referência</i>
Líquido	-	-
$-16586/T + 5,90$	Equilíbrio gasoso	(12) K. NARITA: Trans. Iron and Steel Inst. Of Japan, 1975, 15, p.145.
Austenita	-	-
$-15020/T + 3,82$	Equilíbrio gasoso	(12) K. NARITA: Trans. Iron and Steel Inst. Of Japan, 1975, 15, p.145.
$-8000/T + 0,32$	Extração do precipitado	(16) S. MATSUDA et al. : Trans. Iron and Steel Inst. Of Japan, 1978, 18, p.198.

A lacuna entre os dados para os estado líquido e o estado sólido mostrado na Figura 2.2, representa o intervalo de temperatura da ferrita- δ de aços baixo carbono para o qual não existem dados disponíveis.

Os limites de solubilidade mútua do titânio e do nitrogênio na austenita em diversas temperaturas são mostrados na Figura 2.3. Se é assumido que o líquido solidifica diretamente como austenita, as proporções de TiN precipitada no estado líquido, A-B, durante a solidificação, B-C, e na austenita sólida, C-D, pode ser obtida diretamente dessa figura.

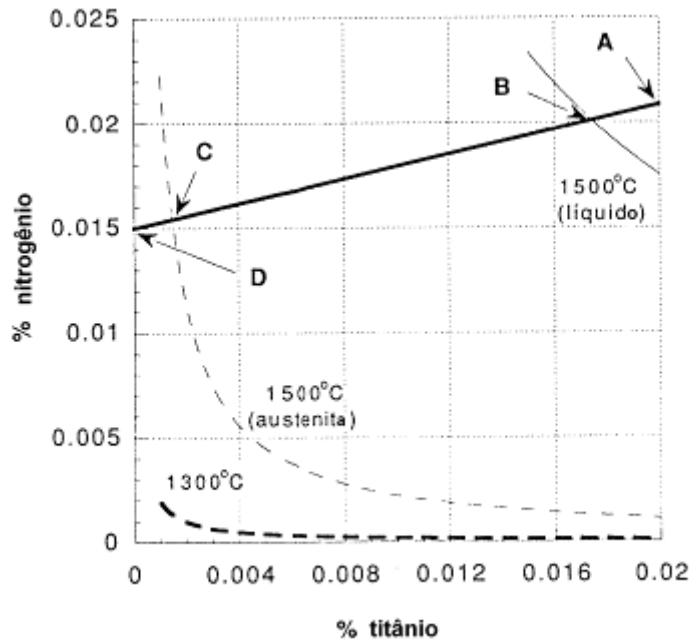


Figura 2.3 Limites de solubilidade mútua do titânio e do nitrogênio no aço líquido e na austenita. (GLADMAN 1997)

(b) Carboneto de Titânio

As equações de produto de solubilidade para carboneto de titânio na austenita e na ferrita são demonstradas na Tabela 2.2 e demonstradas graficamente na Figura 2.4.

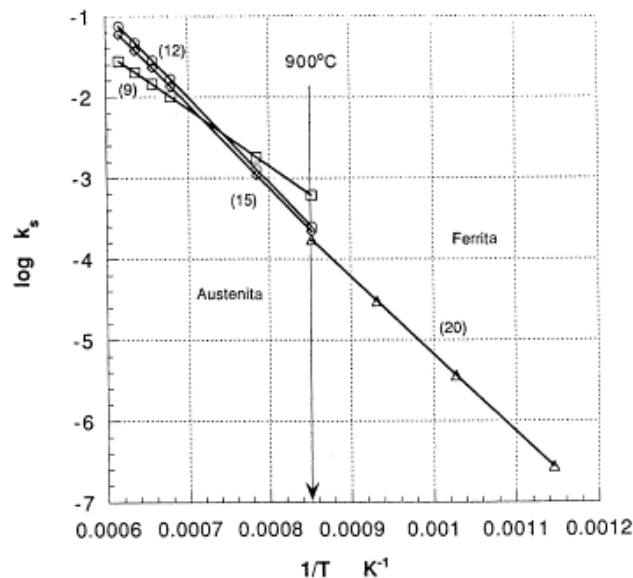


Figura 2.4 Avaliação da dependência da temperatura dos produtos de solubilidade do carboneto de titânio nas fases austenita e ferrita. (GLADMAN 1997)

Tabela 2.2 Relações de solubilidade para carboneto de titânio nas fases austenita e líquida

<i>Logaritmo do produto de solubilidade</i>	<i>Método</i>	<i>Referência</i>
Austenita	-	-
-7000/T + 1,71	Extração do precipitado	9 K. J. IRVINE et al.: J. Iron and Steel Inst., 1967, 205, p.161.
-10475/T + 5,33	Equilíbrio gasoso	12 K. NARITA: Trans. Iron and Steel Inst. Of Japan, 1975, 15, p.145.
-10300/T + 5,12	Extração do precipitado	15 T. MORI et al. Tetsu-to-Hagane, 1964, 50, p.911.
Ferrita	-	-
-9575/T + 4,40	Cálculo termodinâmico	20 K. A. TAYLOR: Scripta Met et Mat., 1995, 32, p.7.

Os dados apresentados apresentam alguma divergência, particularmente em temperaturas menores e maiores no intervalo da austenita, embora os dados de MORI ET al. terem sido somente estudados no intervalo de temperatura de 1000°C a 1350°C. Uma das dificuldades associadas com os dados da solubilidade do carboneto de titânio está relacionada à presença de nitrogênio nos aços. Nitreto de titânio é extremamente estável e necessita ser considerado na interpretação dos resultados experimentais. Os limites de solubilidade mútua do titânio e carbono na austenita são mostrados na Figura 2.5.

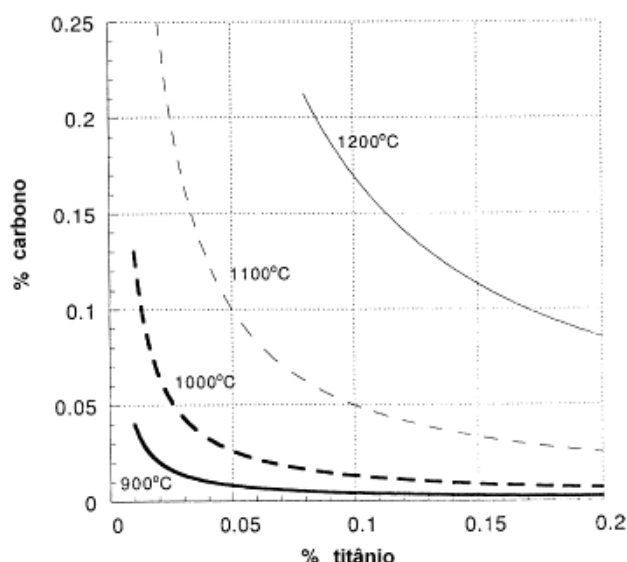


Figura 2.5 Limites de solubilidade mútua do carbono e do titânio na austenita. Limites de solubilidade para a ferrita não são mostrados devido aos baixos níveis de solubilidade na faixa da ferrita, $k_s < 10^{-5}$ a 700°C. (GLADMAN 1997)

2.1.6 Comparação das solubilidades de nitretos e carbonetos microligados

Os produtos de solubilidade dos nitretos e carbonetos microligados são comparados na Figura 2.6. Apesar das variações nas equações de produto de solubilidade, existem várias conclusões importantes que podem ser tiradas dos dados reunidos.

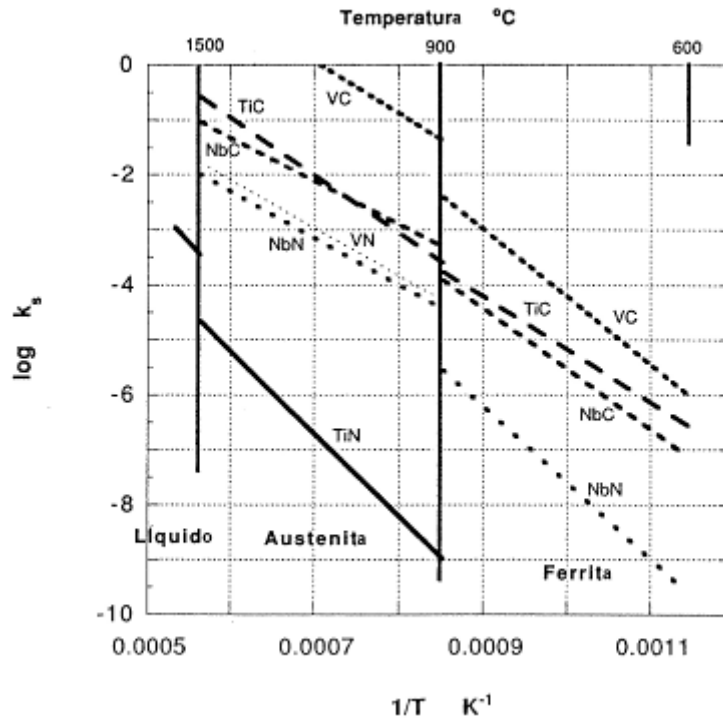


Figura 2.6 Comparação dos produtos de solubilidade dos nitretos e carbonetos microligados mostrando maiores estabilidades dos nitretos em relação aos mesmos carbonetos. Uma observação particular é a bem menor solubilidade do TiN na austenita a bem maior solubilidade do VC na austenita. As solubilidades para os nitretos e carbonetos na ferrita são menores que na austenita. (GLADMAN 1997).

(i) Para cada um dos microligantes, o nitreto é mais estável que o carboneto na austenita. As diferenças absolutas na solubilidade entre os carbonetos e os nitretos diferem significativamente, dependendo do elemento microligante. Grandes diferenças são observadas entre carboneto de vanádio e nitreto de vanádio e entre carboneto e nitreto de titânio, no entanto a diferença entre as solubilidades entre carboneto de nióbio e nitreto de nióbio é muito menor, embora menor solubilidade para o nitreto é observada.

(ii) Muito dos carbonetos e nitretos microligados demonstram, de um modo geral, níveis similares de solubilidade na austenita, com duas exceções notáveis. Nitreto de titânio é destacadamente mais estável que outros carbonetos e nitretos pelo um fator por volta de 1000. Por outro lado, carboneto de vanádio é de longe mais solúvel que outros carbonetos e nitretos, novamente por um fator por volta de 1000.

(iii) A solubilidade na fase líquida do aço não é conhecida para a maioria dos carbonetos e nitretos, os dados para nitreto de titânio mostram que sua solubilidade no aço líquido é ao redor de 10-100 vezes maior que na austenita para a mesma temperatura. Assim, a solubilidade do nitreto de titânio no líquido em temperaturas até 1600°C é muito similar a maioria dos outros carbonetos e nitretos na austenita em temperaturas em torno de 1200°C.

(iv) As solubilidades do carboneto de nióbio, e nitreto de nióbio na ferrita, calculadas a partir de dados termodinâmicos, sugerem que as solubilidades desses compostos estão por volta de uma ordem de magnitude menor na ferrita que a solubilidade correspondente na austenita na mesma temperatura. A solubilidade do carboneto de vanádio na ferrita, como determinado experimentalmente, é aproximadamente uma ordem de magnitude menor que na austenita, de acordo com cálculos termodinâmicos. (GLADMAN 1997)

As solubilidades individuais dos carbonetos e nitretos oferecem direções claras para a seleção de adições específicas microligantes para determinados propósitos. Por exemplo, o uso do vanádio em aços normalizados, ou em aços de alto carbono, é uma consequência direta da alta solubilidade do carboneto de vanádio. A utilização do titânio como preferência como agente refinador de grão em altas temperaturas do intervalo austenítico é justificada pela alta estabilidade do nitreto de titânio na austenita. (GLADMAN 1997)

2.2 Mecanismos de Endurecimento

Para alcançar combinação otimizada das propriedades mecânicas necessárias para determinada aplicação, é necessário avaliar os mecanismos de endurecimento que são importantes nos aços, os fatores que os controlam e os seus efeitos nas demais propriedades, particularmente na tenacidade e ductilidade. (PICKERING 1983)

2.2.1 Solução Sólida

Uma técnica para reforçar e endurecer metais consiste em adicionar elementos de liga de tal forma que estes átomos atuarão como impurezas caracterizando solução sólida substitucional ou intersticial. Metais de alta pureza são geralmente mais macios e menos resistentes do que ligas compostas com o mesmo material base. Aumentando a concentração de impurezas resulta em uma maneira de aumentar o limite de resistência e o limite de elasticidade, como indicado nas Figuras 2.7 a e 2.7 b.

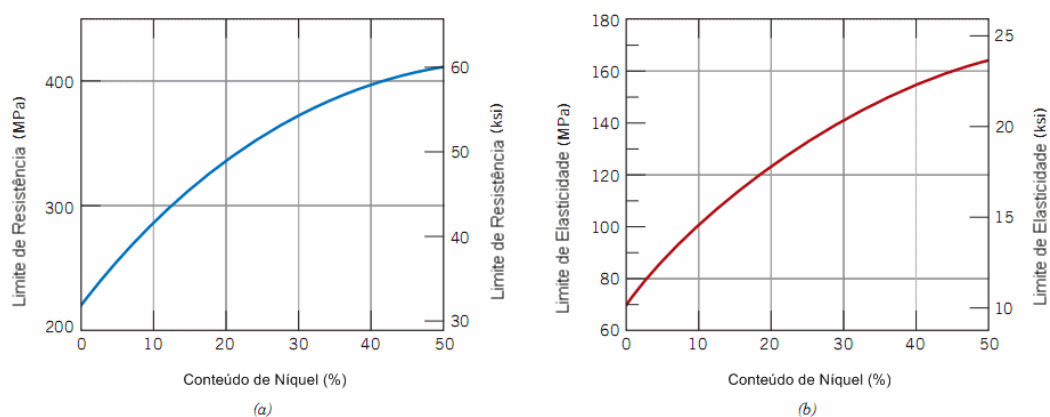


Figura 2.7 Variação do conteúdo de níquel no (a) limite de resistência e (b) limite de elasticidade para ligas de cobre-níquel. (CALLISTER 2007)

As ligas são mais resistentes do que os metais puros, pois os átomos de impureza que entram em solução sólida impõem geralmente deformações da rede cristalina sobre os átomos hospedeiros vizinhos. Interações do campo de deformação da rede cristalina entre as discordâncias e esses átomos de impureza resultam do processo e, conseqüentemente, o movimento das discordâncias é restringido. Por exemplo, um átomo de impureza que seja menor do que um átomo hospedeiro que ele esteja

substituindo exerce deformações de tração sobre a rede cristalina vizinha. De maneira contrária, um átomo substitucional maior impõe deformações compressivas sobre a vizinhança. (CALLISTER 2007)

2.2.2 Endurecimento por Deformação

O endurecimento por deformação é atribuído à interação das discordâncias com outras discordâncias e com outras barreiras para seus movimentos ao longo da rede cristalina. Enquanto escorregamentos de planos ocorrem em somente um conjunto único de planos paralelos, como em monocristais de metais hexagonais compactos, somente uma pequena quantidade de endurecimento por deformação ocorre. No entanto, em metais policristalinos isso não é observado devido à interferência mútua de grãos adjacentes ocorrendo múltiplos escorregamentos de planos facilmente. A deformação plástica que é conduzida em uma temperatura abaixo da temperatura de recristalização é chamada deformação a frio.

Deformação plástica produz um aumento no número de discordâncias, que devido à ação de suas interações resultam em um estado maior de tensão interna. Um metal no estado recozido contém em torno 10^6 a 10^8 discordâncias por centímetro quadrado, enquanto um metal severamente deformado plasticamente contém em torno 10^{12} discordâncias por centímetro quadrado.

Endurecimento por deformação ou trabalho a frio (encruamento) é um processo industrial importante que é usado para endurecer metais ou ligas que não respondem a tratamentos térmicos. A figura 2.8 ilustra a variação típica de resistência e ductilidade com o aumento da quantidade de trabalho a frio. (DIETER 1961)

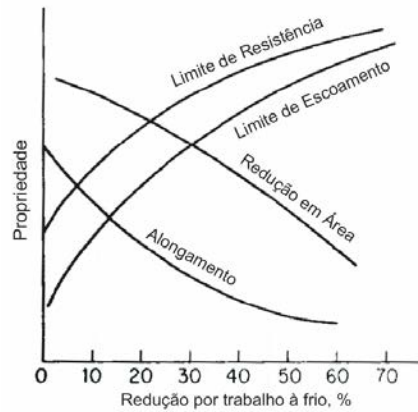


Figura 2.8 Variação das propriedades de tensão com a quantidade de trabalho a frio. (DIETER 1961)

2.2.3 Refino de Grão

Metais policristalinos quase sempre apresentam forte efeito do tamanho de grão na dureza e resistência, exceto, possivelmente em temperaturas muito elevadas. Menores tamanhos de grão representam maiores durezas ou tensão de escoamento.

Uma relação linear entre tensão de escoamento e a raiz quadrada da densidade de discordâncias foi originalmente proposta por Hall e Petch e, como consequência, atualmente é conhecida como equação de Hall-Petch. Tal relação pode ser pensada através da teoria de discordância, assumindo que contornos de grão atuam como obstáculos para o escorregamento de discordâncias, causando o empilhamento de discordâncias nos seus planos de escorregamento atrás dos contornos. O número de discordâncias nesses empilhamentos é assumido que aumenta com o aumento do tamanho de grão e a magnitude da tensão aplicada. Isso significa que em materiais de grão refinado uma maior tensão aplicada é necessária para causar escorregamento para passar através do contorno que em caso de materiais de grãos grosseiros. A equação 3.1 apresenta a equação referida.

$$\sigma_y = \sigma_0 + k_y d^{-1/2} \quad (3.1)$$

Nessa expressão, d é o diâmetro médio do grão, e σ_0 e k_y são constantes do material. (REED-HILL 1973).

2.2.4 Transformação de Fase

Nos aços, os efeitos produzidos por transformação são amplamente relacionados às temperaturas que elas ocorrem. No geral, quanto menor a temperatura de transformação, maior é o efeito de endurecimento. Isso é devido ao fato de que a temperatura de transformação afeta todos os mecanismos de endurecimento, geralmente aumentando suas intensidades:

- (a) Menores temperaturas de transformação resultam em tamanho de grão refinado do produto de transformação. Esse efeito é utilizado em aços de alta resistência e baixa liga (ARBL) com perlita e ferrita, e também em aços bainíticos de baixa liga, Figura 2.9;

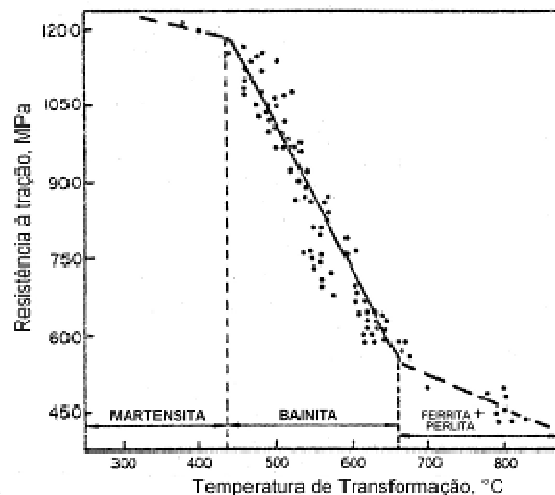


Figura 2.9 Efeito da temperatura de transformação na resistência de estruturas com ferrita-perlita e bainita. (PICKERING 1983).

- (b) Menores temperaturas de transformação resultam em maiores densidades de discordâncias, esse efeito tem sido usado também em estruturas com ferrita-perlita, em aços bainíticos de baixo carbono e na martensita;
- (c) Menores temperaturas de transformação resultam em dispersão refinada de fases precipitadas; como observado pela resistência de aços bainíticos e pelo efeito dos elementos de liga em diminuir a temperatura de início da transformação martensítica (M_s) para dado conteúdo de carbono e assim aumentando a dureza;

- (d) Menores temperaturas de transformação resultam em maior tendência de retenção de soluto em solução supersaturada, assim proporcionando aumento do endurecimento por solução sólida.

A interação de todos esses efeitos conduz resultados complexos. Enquanto todos esses efeitos contribuem para a resistência, cada um tem efeito individual sobre outras propriedades como tenacidade e ductilidade. Portanto, às vezes, é observado que propriedades como a tenacidade de estruturas com bainita não apresentam mudança progressiva simples com a mudança da temperatura de transformação. Finalmente, a temperatura de transformação do aço durante o resfriamento pode freqüentemente ser controlada pela Ms ou Bs (início da transformação bainítica). Existe relação linear entre Ms ou Bs e composição química. (PICKERING 1983).

2.2.5 Endurecimento por Precipitação

Existe consenso que os efeitos de endurecimento por partículas de segunda fase diferem se a partícula deforma ou não durante a deformação da liga. Além disso, existem outras formas de partículas de segunda fase ou agregados que podem produzir diferentes efeitos de endurecimento

2.2.5.1 Partículas deformáveis

Partículas deformáveis, como zonas ou precipitados coerentes, podem ser cortadas por discordâncias. Esse processo, que geralmente ocorre em ligas endurecidas por envelhecimento até a dureza máxima, produz endurecimento por precipitação coerente ou interação química devido ao trabalho realizado pela discordância cortando o precipitado. Esse trabalho é o necessário para criar novas interfaces precipitado-matriz e para rearranjar a ligação do precipitado.

Foi demonstrado que, levando em consideração as diversas contribuições para o endurecimento pelas partículas deformáveis, o aumento em tensão cisalhante crítica resolvida (ΔT) para um liga é dada por:

$$\Delta T = K \bar{\delta}^m f^n r^{1/2} \quad (3.2)$$

onde K é a constante associada ao módulo de cisalhamento e o vetor de burgers; m e n são constantes, $\bar{\delta}$ é um parâmetro que mede a diferença no emparelhamento entre o precipitado e a matriz, f é a fração volumétrica de precipitados e r o raio médio do precipitado esférico. (PICKERING 1983).

2.2.5.2 Partículas não deformáveis

Para ligas contendo partículas não deformáveis, formação de “loops” de discordâncias entre os precipitados e a tensão aplicada deve ser suficiente para o endurecimento ocorrer. Orowan primeiro demonstrou como essa tensão era inversamente proporcional ao espaçamento inter-partícula, e Ashby modificou essa relação resultando na seguinte fórmula:

$$\tau = \frac{Kb}{L} \ln\left(\frac{r}{b}\right) \quad (3.3)$$

onde τ é tensão cisalhante resolvida, K é a constante associada ao módulo de cisalhamento da matriz, L espaçamento inter-partícula, r é o raio médio da intersecção entre a partícula e o plano de escorregamento e b é o vetor de burgers da discordância.

Utilizando uma versão modificada da Equação (3.3) para incluir a fração volumétrica e o tamanho de partícula do precipitado ao invés espaçamento inter-partícula e assumindo que a tensão trativa aplicada é o dobro da tensão cisalhante, (GLADMAN 1997), demonstraram boa relação com o endurecimento observado em aços temperados/envelhecidos e aços carbono-manganês endurecidos por dispersão de precipitados NbC, como é mostrado nas Figuras 2.10 e 2.11 (PICKERING 1983).

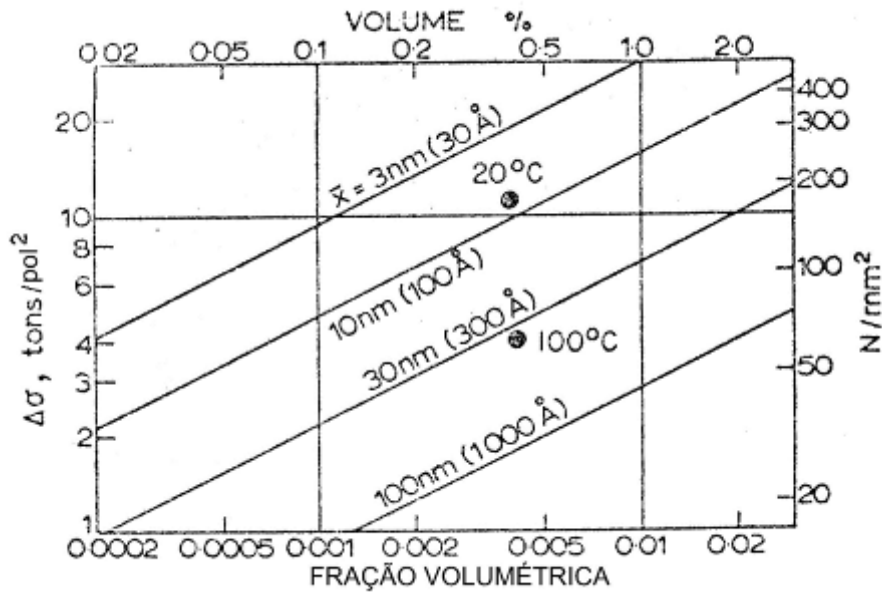


Figura 2.10 Relação modificada de Ashby-Orowan de endurecimento por dispersão por têmpera/envelhecimento. (PICKERING 1983).

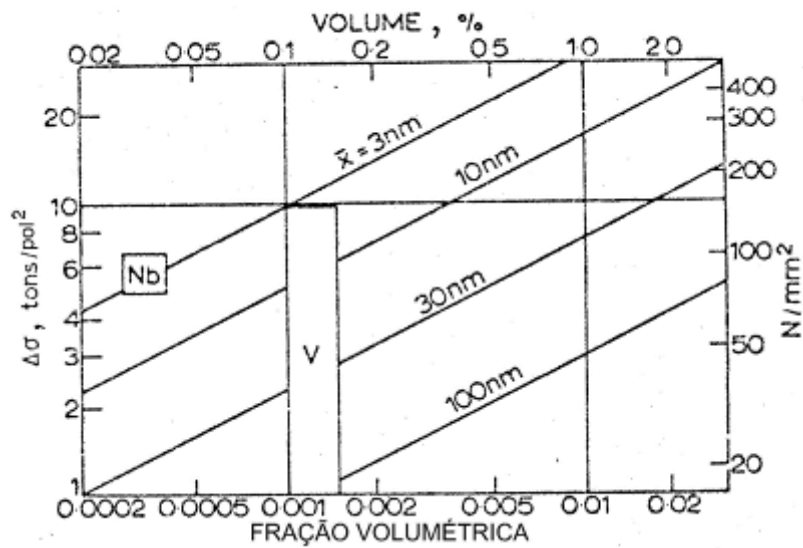


Figura 2.11 Relação modificada de Ashby-Orowan de endurecimento por dispersão por NbC e V_4C_3 em aços carbono-manganês. (PICKERING 1983).

2.3 Aço S960 MC

A qualidade S960MC é um aço estrutural de alta resistência e baixa liga termomecanicamente laminado com limite mínimo de escoamento de 960 MPa. Este material é fabricado para trabalho a frio e tem como requisitos básicos: boa soldabilidade, bom comportamento ao dobramento, boas

propriedades de fadiga e boa tenacidade. Pela nomenclatura adotada pela norma BS EN 10025:2004, a letra S designa que se trata de aço estrutural, a letra C que o material é adequado para conformação a frio e a letra M que o material deve apresentar valor mínimo de 40J, no sentido longitudinal, em ensaio de impacto Charpy na temperatura de -20°C. O limite de resistência a tração deve situar-se entre 1000 MPa e 1100 MPa e o alongamento deve ser maior que 11%.

A norma BS EN 1049:1996 determina as faixas de composição química para essa qualidade, os valores estão na Tabela 3.1. Além destes apresentados adições de Nb, V, Cr, Mo, Ni, B e Ti podem ser usados. Aplicações típicas são guindastes, caminhões guindaste, guas e estruturas de suspensão de cargas.

Tabela 3.1 Composição química da qualidade S960MC, limites máximos dos teores dos elementos, em % em peso. (BS EN 2004)

<i>C</i>	<i>Si</i>	<i>Mn</i>	<i>P</i>	<i>S</i>	<i>Al</i>
0,15	0,50	2,10	0,020	0,010	0,015

2.4 Processos de Deformação dos Metais

A maioria dos processos de conformação (laminação, forjamento, extrusão, trefilação) aplica deformações compressivas ao invés de trativas. Isto permite grandes deformações e mudanças de forma, sem o problema de estrição durante a tração. Os grãos mudam o formato para acomodar a deformação global – isso pode fornecer um pouco de endurecimento longitudinal Figura 2.12 (a). Endurecimento por trabalho a frio aumenta a densidade de discordância, útil para as propriedades finais, mas aumenta as cargas de conformação e limita deformações possíveis. Aumentando a temperatura para recozer o metal superam-se os limites da conformação; isso pode ser feito realizando conformação à quente ou por um separado tratamento térmico subsequente. Recozimento envolve recuperação e recristalização que são mecanismos que alteram a estrutura cristalina. A

força motriz vem da energia elástica armazenada das discordâncias dos cristais deformados; o mecanismo é a transferência difusiva de átomos através da interface entre a nova estrutura cristalina e a estrutura cristalina deformada.

Na recuperação, o rearranjo e a interação das discordâncias resultam em padrões organizados formando sub-grãos, que são como minúsculos grãos no interior dos grãos (Figura 2.12 (b)). Aquecimento mais prolongado conduz à recristalização (Figura 2.12 (c)) – migração de contorno de grão em grandes distâncias. A varredura da frente de recristalização pelos grãos deformados vai removendo completamente endurecimento por trabalho a frio. Assim baixando o limite de escoamento tornando mais fácil trabalhar o material, permitindo dar forma a ele (algo que os ferreiros sabiam há séculos, embora eles não tivessem idéia das transformações microestruturais). Os grãos formados em ligas trabalháveis são muito menores (tipicamente 10-100 μm). É outro problema associado: a estrutura do grão depende da liga, da temperatura de processo, da taxa de deformação, da quantidade de deformação e da temperatura de recozimento. Por isso, é difícil a obtenção de tamanho de grão uniforme no material, porque a deformação, a taxa de deformação e a temperatura variam de acordo com a região avaliada. (ASHBY 2007) (YANG 2009).

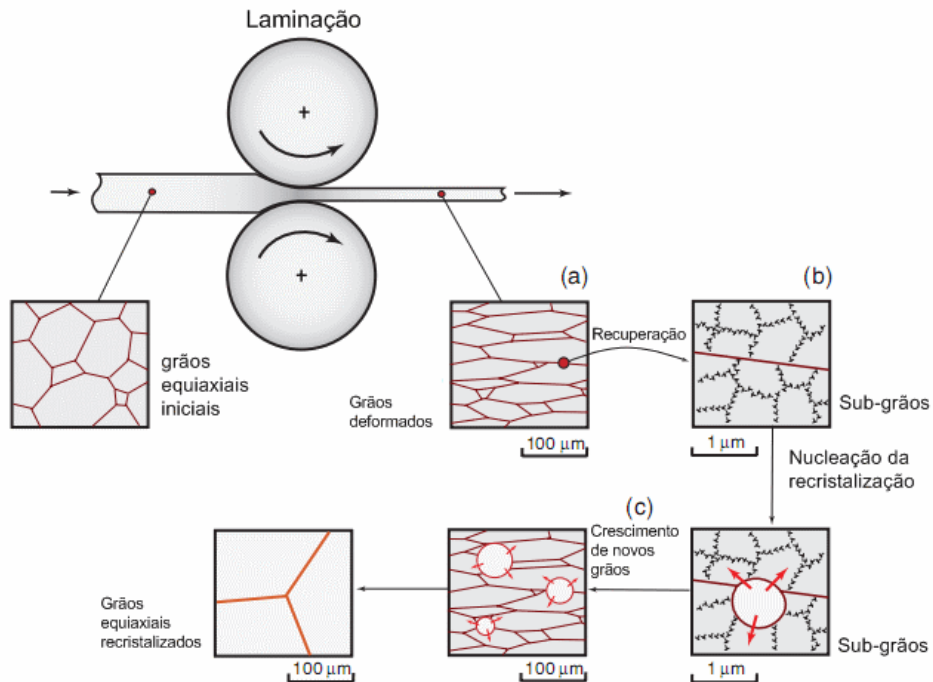


Figura 2.12 Evolução da estrutura do grão no estado sólido pela deformação e recozimento. (a) Grãos deformados, seguindo a orientação da deformação. (b) O mecanismo de recuperação: rearranjo de discordâncias com sub-grãos (mostrados em grande escala). (c) O mecanismo de recristalização: novos grãos formam-se pela migração de contornos de alguns núcleos de sub-grãos, eliminando as discordâncias da microestrutura deformada. (ASHBY 2007)

2.5 Processos Termomecânicos

Trata-se de termo geral que abrange a variedade de processos que combinam controle da temperatura e deformação com o objetivo da obtenção de propriedades específicas. (AMERICAN SOCIETY FOR METALS 1991). Uma das técnicas utilizadas para produzir desejada microestrutura ou propriedades mecânicas é o resfriamento controlado, que consiste em resfriar o material a partir de uma determinada temperatura de uma maneira pré-determinada. (S Das 2003)

A taxa de resfriamento do material exerce efeito importante papel nas mudanças microestruturais e na estrutura final do material durante o resfriamento, como por exemplo, influenciando o espaçamento lamelar da

perlita que influencia diretamente as propriedades mecânicas dos aços. (REN An-chao 2010).

Através de processos termomecânicos pode se obter microestruturas multifásicas contendo ferrita poligonal, bainita granular e quantidade significativa de austenita retida em aços TRIP (transformation-induced plasticity). Através do controle e escolha dos parâmetros de laminação obtêm-se desejadas microestruturas e conseqüentemente desejadas propriedades mecânicas. (LI ZHUANG 2008)

Um esquema ilustrativo de um processo termomecânico, é mostrado na Figura 2.13, exemplificando a influência dos parâmetros de processamento nas principais propriedades do material. (GONZALEZ 2002)

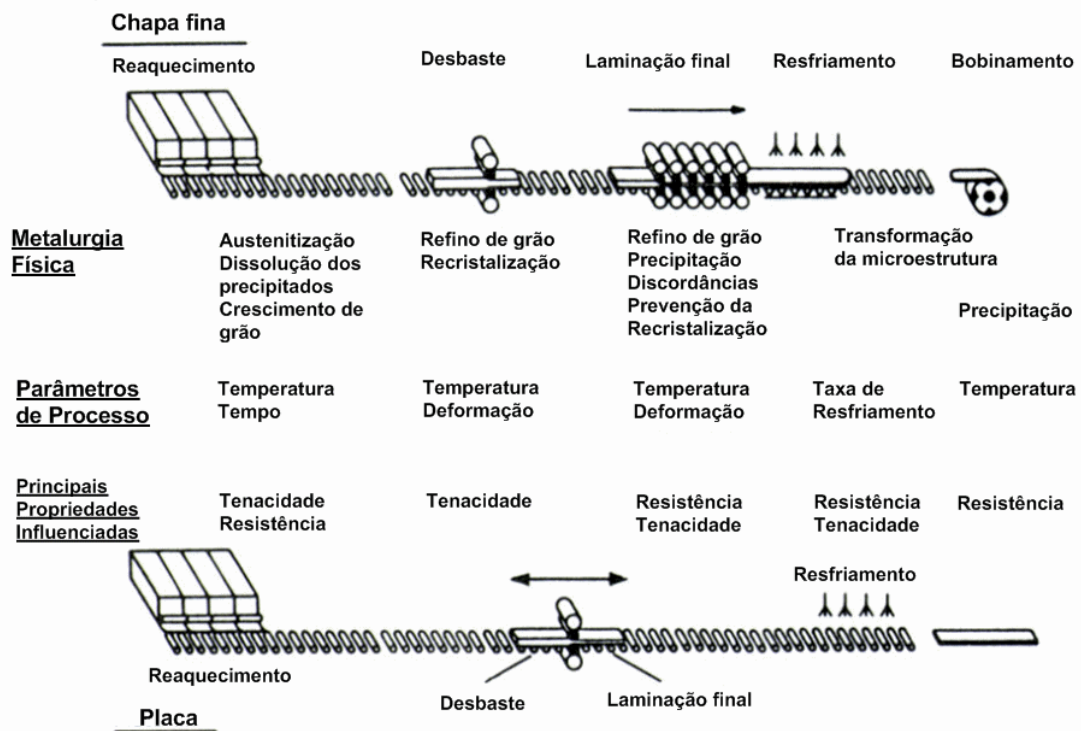


Figura 2.13 Esquema ilustrativo de um processo termomecânico de laminação para uma chapa fina e uma placa. (GONZALEZ 2002)

Os parâmetros da laminação a quente como porcentagem de redução temperaturas de laminação e bobinamento exercem efeito no resultado final da microestrutura e das propriedades mecânicas do material. (H. Niakan 2010)

Um dos parâmetros importantes dos processos termomecânicos é a temperatura de bobinamento, pois ela está relacionada com a precipitação do material. (SHA Qing-yun 2007) (Ananya Mukhopadhyay 2005) (Siamak Serajzadeh 2003)

3.0 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Material

As diferentes variações de composição produzidas em laboratório, foram laminadas a quente utilizando temperatura de reaquecimento de 1200°C com redução de espessura de 40mm até 5mm, e a temperatura final de laminação foi de 880°C, a taxa de resfriamento utilizada entre a temperatura final de laminação e a temperatura de bobinamento foi de 60°C/s. As composições químicas avaliadas neste trabalho são apresentadas na Tabela 3.1.

Tabela 3.1 Composições avaliadas no estudo, elementos em % peso.

Material	C	Mn	Si	Ti	Cr	Ni	N	B	Mo	V
D107	0.0760	1.1000	0.1700	0.0340	0.7700	0.0530	0.0037	0.0026	0.1400	0.0130
D108	0.0760	1.4000	0.1700	0.0340	0.8300	0.0540	0.0029	0.0028	0.1400	0.0140
E006	0.0930	1.8000	0.2700	0.1600	0.0510	0.3000	0.0025	0.0013	0.0220	0.0260
E007	0.0940	1.8000	0.2800	0.0940	0.0530	0.3000	0.0025	0.0014	0.0200	0.0260
E008	0.0940	1.8000	0.2700	0.1600	0.0520	0.3000	0.0025	0.0010	0.0230	0.0062
E009	0.0930	1.8000	0.2700	0.0950	0.0520	0.3100	0.0030	0.0014	0.0200	0.0056
E010	0.1210	1.3000	0.1500	0.0350	0.4800	0.0620	0.0019	0.0023	0.1400	0.0130
E011	0.0985	1.3612	0.1469	0.0323	0.8509	0.0537	0.0025	0.0008	0.1438	0.0135
E012	0.1103	1.3494	0.1461	0.0303	0.8458	0.0529	0.0025	0.0010	0.1413	0.0132
E013	0.1933	1.3760	0.1475	0.0333	0.8543	0.0543	0.0025	0.0010	0.1452	0.0135

A tabela 3.2 auxilia a identificação das variações nas composições químicas ensaiadas.

O carbono afeta muito a temperabilidade do aço, e seu efeito na soldagem e de outros elementos são avaliados através do cálculo do carbono equivalente, e na literatura existem diversas variações para seu cálculo. (Sükrü Talas 2010).

Aços são, geralmente, considerados com boa soldabilidade se o carbono equivalente é menor que 0,45.

Tabela 3.2 Tabela resumo das variações nas composições químicas ensaiadas.

Material	Varição na composição química
D107	-
D108	D107 + 0,3 Mn
E006	-
E007	E006 com diminuição de titânio
E008	E006 com diminuição de vanádio
E009	E007 com diminuição de vanádio
E010	D108 com C maior e menor carbono equivalente
E011	D108 com aumento de carbono
E012	D108 com aumento de carbono
E013	D108 com aumento de carbono

Uma versão simples e guia da formula é mostrada na equação (3.1) (Bhadeshia 2006).

$$CE = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Ni + Cu}{15} \quad (3.1)$$

Além disso, para cada composição foi variado o parâmetro de processo de temperatura de bobinamento (Tb) entre 8 valores diferentes de temperaturas no intervalo de 25°C a 470°C, conforme tabela 3.3.

Tabela 3.3 Composições avaliadas e suas respectivas temperaturas de bobinamento.

Material	Tb (°C)	Material	Tb (°C)
D107F	440	E008E	300
D107H	25	E008F	440
D108F	440	E009C	300
D108G	400	E010C	200
D108H	350	E010D	300
D108K	470	E010E	400
E006A	300	E010F	440
E006B	25	E010G	470
E006C	400	E011A	25
E006F	440	E012A	25
E007B	25	E013A	25
E007C	200		
E007D	300		
E007E	400		
E007F	440		

3.2 Análise Microestrutural

As chapas foram cortadas no sentido transversal a direção de laminação, embutidas em baquelite, lixadas, polidas e atacadas com reagente químico Nital 4%.

3.3 Ensaio de Dureza

Foram realizadas ensaios de dureza em escala Brinell com esfera de 2,5 mm e 187,5 kgf de carga e conforme norma ISO 6506-1:2005. Foi utilizado o equipamento do fabricante ZEISS, modelo Micro-Duromat 4000 E.

3.4 Ensaio de Tração

Foram realizados ensaios de tração nas amostras conforme norma ASTM E 8/E 8M – 08 em máquina de ensaio do fabricante Instron.

3.5 Ensaio de Impacto

Foram realizados 2 ensaios de impacto (Charpy) em 3 temperaturas em cada composição conforme norma ASTM E 23 – 07a. As temperaturas ensaiadas foram -40°C, -20°C e 25 °C. As dimensões dos corpos-de-prova foram 10mm x 10mm x 55mm retirados no sentido longitudinal de laminação. Foi utilizado o equipamento do fabricante ZWICK modelo PSE 750.

3.6 Dilatometria

O dilatômetro é um instrumento capaz de medir com muita precisão as variações das dimensões (geralmente o comprimento) de uma amostra submetida a ciclos de temperatura.

A variação do comprimento é medida, sendo constantemente registrada junto com a temperatura e o tempo, permitindo que as transformações indicadas pela dilatação ou contração sejam relacionadas com a temperatura. (SILVA 2010)

O procedimento experimental aplicado no dilatômetro foi realizado baseado na norma ASTM A1033-10: Standard Practice for Quantitative

Measurement and Reporting of Hypoeutectoid Carbon and Low-Alloy Steel Phase Transformations.

Foram utilizados corpos-de-prova em geometria retangular (3 mm x 5 mm x 10 mm).

Termopares do tipo S foram soldados nas amostras para medição da temperatura durante o experimento. A solda é tipo ponto realizada no centro da amostra (previamente lixada), sob atmosfera de argônio para se evitar a oxidação do aço (Figura 3.1).

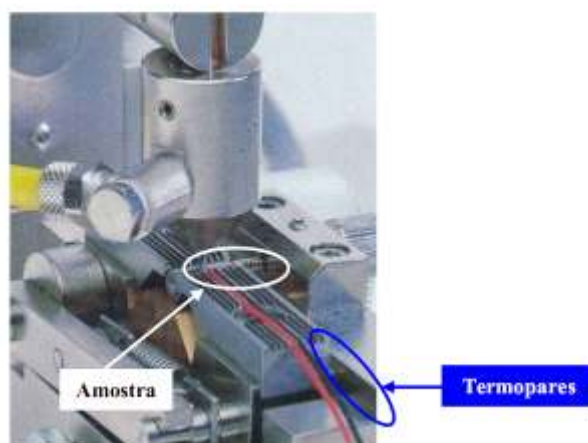


Figura 3.1 Soldagem do termopar na amostra para ensaio no dilatômetro.

Os experimentos foram realizados em um dilatômetro do tipo Bahr-Thermoanalyse GmbH, modelo Bähr dilatômetro 805A/D/T (Figura 3.2a), operando em modo de têmpera.

Para a utilização do dilatômetro devem-se fornecer previamente todos os dados necessários do ensaio ao software do equipamento para a execução do ciclo térmico proposto. A amostra é montada em um suporte (hastes) de quartzo com os sensores de temperatura (termopares) no sistema de medição, dentro de uma câmara (Figuras 3.2b e 3.2c), sendo aquecida por uma bobina de indução (Figura 3.2d). Após o aquecimento até a temperatura requerida, a amostra é resfriada continuamente com taxa de resfriamento especificada previamente, através da injeção de gás (normalmente hélio) na câmara.

Quando a velocidade de resfriamento desejada é baixa, não é necessária a utilização de gás de refrigeração. Um sistema de vácuo é aplicado quando os testes são realizados em alta temperatura a fim de se prevenir a oxidação da amostra.

O sistema do dilatômetro pode interromper o ciclo térmico em andamento a qualquer momento, quando acontece alguma coisa errada (muito comum no caso de rompimento do termopar devido à alta variação de temperatura). No final do teste, os dados podem ser recuperados. Valores de tempo, temperatura e mudança de comprimento podem ser exportados em formatos diferentes.

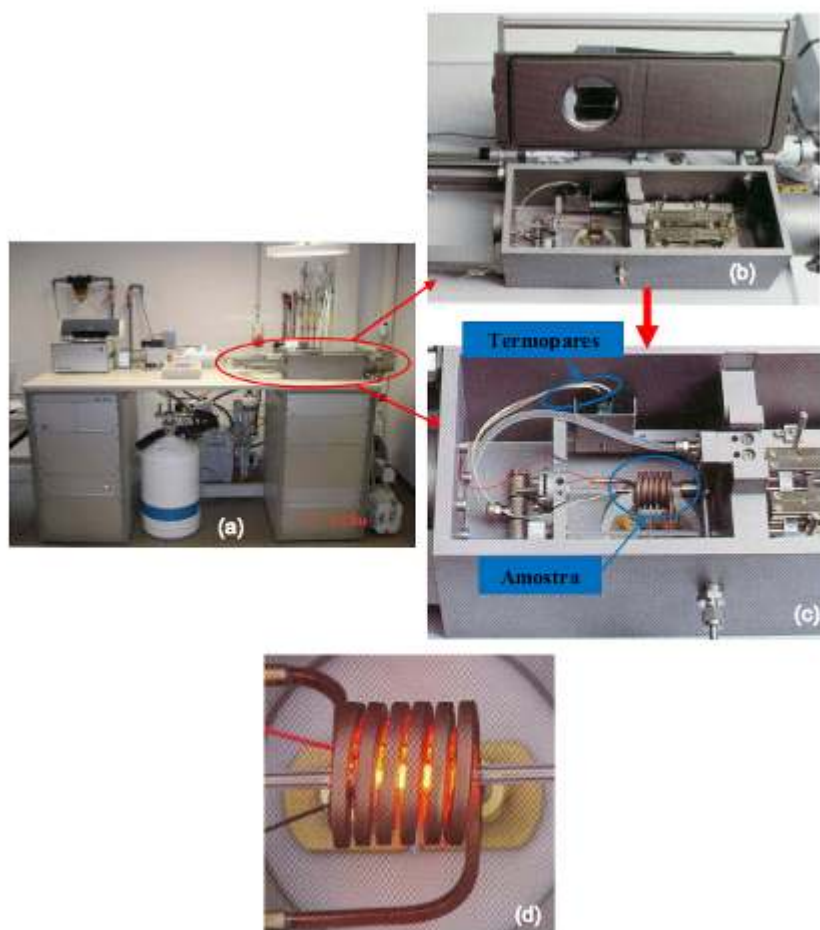


Figura 3.2 (a) Dilatômetro. (b) e (c) Câmara de medição. (d) Amostra sendo aquecida por indução.

Com o objetivo de avaliar as temperaturas de início das transformações e sua influência com a taxa de resfriamento foram realizados os dois seguintes ciclos térmicos (Figura 3.3):

Ciclo 1 – aquecimento até 1200°C com taxa de 20°C por segundo, após mantido 15 minutos nessa temperatura e após resfriamento em taxas de 20, 40, 60 e 80 °C por segundo.

Ciclo 2 – aquecimento até 1200°C com taxa de 20°C por segundo, após mantido 15 minutos nessa temperatura, após resfriamento em taxa de 2 °C até 900°C e depois resfriamento em taxas de 20, 40, 60 e 80 °C por segundo.

Após a realização dos 2 ciclos descritos acima foi encontrado Ac_1 , Ac_3 e a temperatura de 1ª transformação de fase (ou seja, a temperatura aonde ocorreu a primeira mudança de inclinação da curva $\Delta L/L_0$ vs temperatura durante o resfriamento), o método consistiu em alterar os eixos de temperatura em função do tempo para mudança relativa de comprimento em função da temperatura através do software do equipamento. Logo após, utilizou-se intersecções das tangentes para determinação das temperaturas. Esse método é ilustrado na figura 3.3.

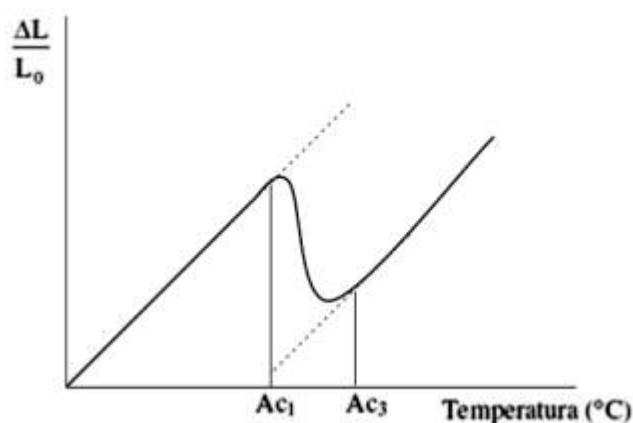


Figura 3.3. Curva ilustrativa que exemplifica o método para determinação das temperaturas de interesse.

3.7 ICP-MS

Para obtenção do peso total dos precipitados nas amostras foi utilizada a técnica de espectroscopia de massa “inductively coupled plasma mass spectrometry (ICP-MS)”. Nessa técnica a amostra é dissolvida através de eletrólise utilizando solução orgânica de metanol contendo 10% acetilacetona e 2% de tetrametilo cloreto de amônia. A corrente utilizada foi 0.2A para uma superfície de 2 cm². Depois da dissolução por volta de 1g do material, os precipitados são coletados em filtros de óxido de alumínio anodizado 200 nm de tamanho de poro. O filtro coberto com os precipitados pode ser

diretamente analisados por difração de raio-x enquanto a solução pode ser analisada pelo ICP-MS para determinar a concentração de elementos metálicos na matriz. Depois de realizar a difração de raios-x, o filtro é tratado com ácidos fortes e atomizado em um forno de micro-ondas e é analisado pelo ICP-MS, a solução remanescente da eletrólise também é analisada pelo ICP-MS. Desta forma, os elementos metálicos contidos nos precipitados podem ser medidos.

O resultado final da utilização dessa técnica no presente estudo foi o peso do titânio precipitado.

Além do procedimento descrito acima, com a utilização de somente um filtro de 200 nm, foi realizado o mesmo ensaio, mas com a utilização de 3 filtros. Foram utilizados filtros de 200 nm, 100 nm e 20 nm com o objetivo de obter uma possível distribuição de partículas ao longo dos mesmos.

3.8 Microscopia Eletrônica de Transmissão

A técnica utilizada para obtenção das amostras para análise em MET foi replica de extração através da deposição de filme fino de carbono de aproximadamente 20 nm em equipamento de evaporação de carbono. Após a deposição, esse filme era retirado através do contato da amostra com reagente Nital 10% por volta de 5 minutos. A etapa posterior consistiu em transferir os pequenos pedaços do filme para um recipiente com água deionizada. Finalmente, estes pedaços eram armazenados em porta amostras apropriados para análise de distribuição de partículas.

Foi utilizado um equipamento do fabricante JEOL, modelo: JEM-2010.

3.9 Análise da distribuição de tamanho dos precipitados

Para avaliação da distribuição de tamanho das partículas no microscópio eletrônico de transmissão foram contadas em torno de 200 partículas, por amostra, de diferentes tamanhos com objetivo de obter uma amostragem representativa da amostra analisada.

Essas partículas foram separadas em intervalos de tamanho (diâmetro) e foram plotados gráficos de contagem/fração volumétrica em função do intervalo de tamanho (nm). Esse procedimento foi realizado com a utilização do software Microsoft Excel.

3.10 Avaliação do endurecimento por endurecimento

Para avaliação do endurecimento por precipitação foi utilizada uma modificação da equação de Orowan-Ashby incluindo tamanho e fração das partículas (GONZALEZ 2002) (Xinping Mao 2010), a equação (3.2) usada foi:

$$\sigma(MPa) = \frac{5.9\sqrt{f}}{x} \ln\left(\frac{x}{2.5 \times 10^{-4}}\right) \quad (3.2)$$

Onde σ = endurecimento por precipitação, f = fração volumétrica dos precipitados, e x = diâmetro dos precipitados (μm).

Portanto, a contribuição do endurecimento por precipitação aumenta com o aumento da fração volumétrica dos precipitados e diminuição no tamanho dos precipitados.

4.0 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Neste capítulo são apresentados os resultados dos ensaios e as avaliações realizadas.

4.1 Análise Microestrutural

As microestruturas observadas nos materiais avaliados estão presentes nas figuras 4.1 a 4.26, com magnificações de 500x e 1000x, todas as figuras foram obtidas com ataque químico de Nital 4% e microscopia ótica.

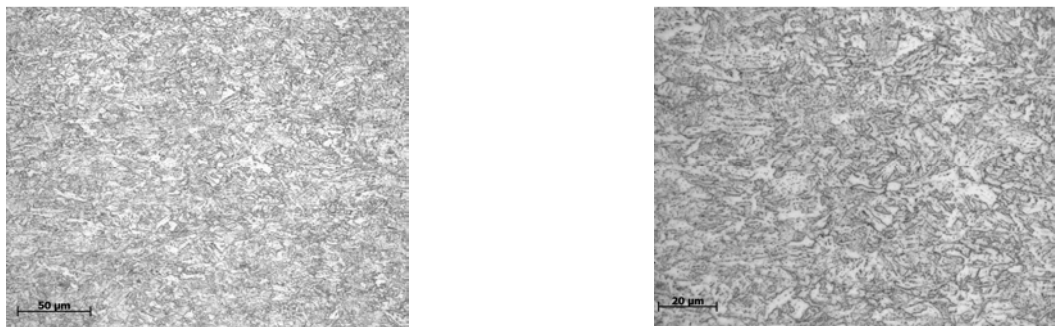


Figura 4.1 Amostra D107F ($T_b = 440 \text{ }^\circ\text{C}$).

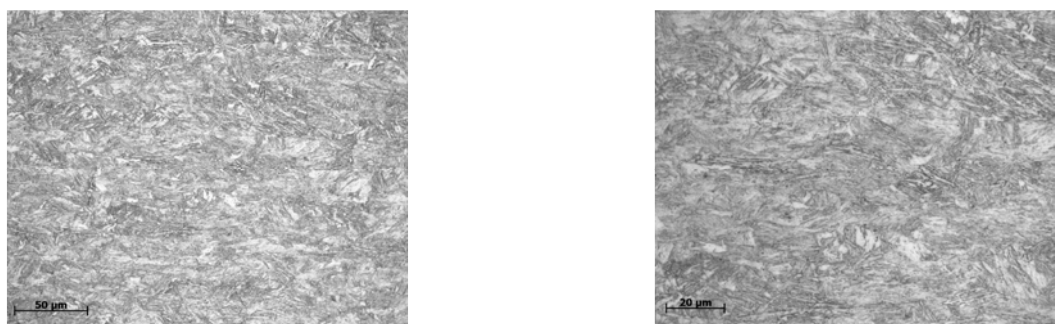


Figura 4.2 Amostra D107H ($T_b = 25 \text{ }^\circ\text{C}$).

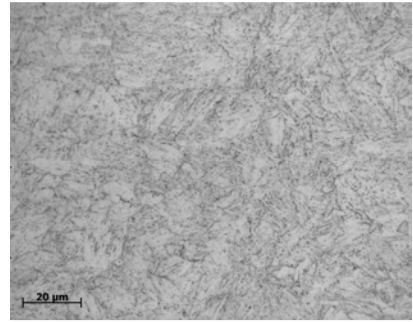
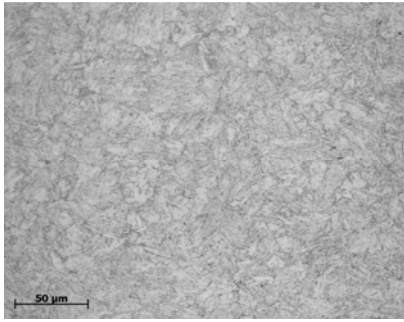


Figura 4.3 Amostra D108K ($T_b = 470\text{ }^{\circ}\text{C}$).

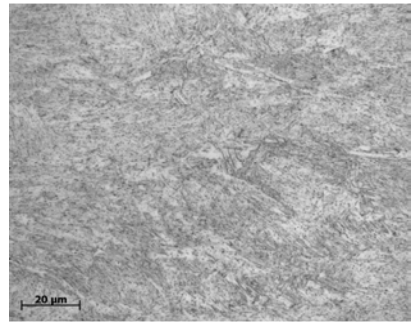
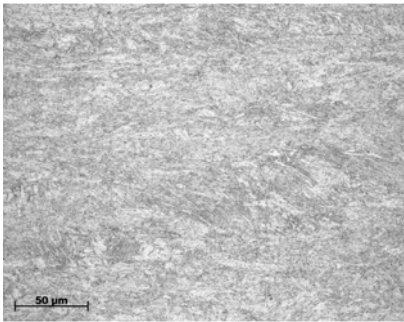


Figura 4.4 Amostra D108F ($T_b = 440\text{ }^{\circ}\text{C}$).

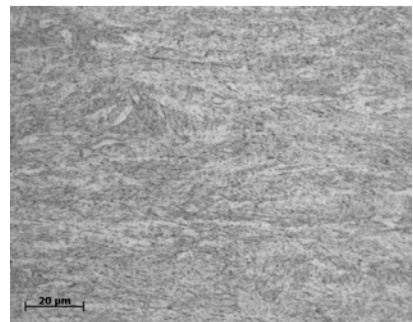
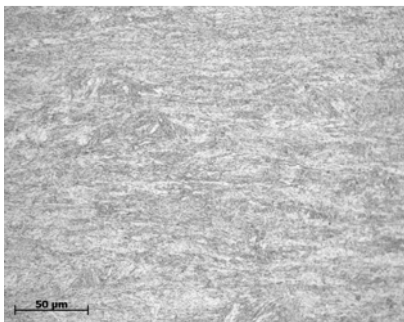


Figura 4.5 Amostra D108G ($T_b = 400\text{ }^{\circ}\text{C}$).

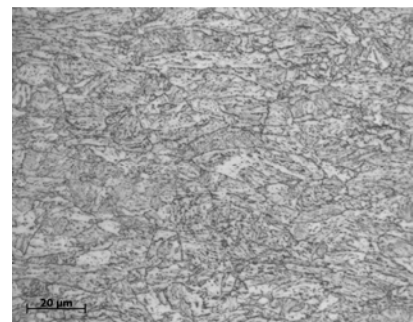
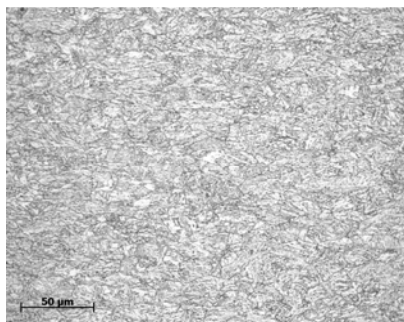


Figura 4.6 Amostra D108H ($T_b = 350\text{ }^{\circ}\text{C}$).

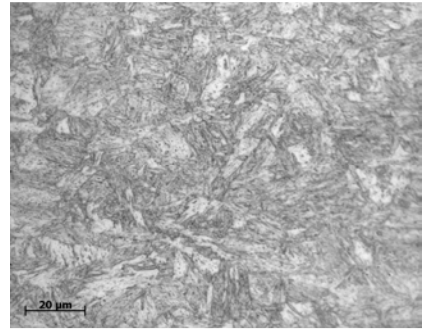
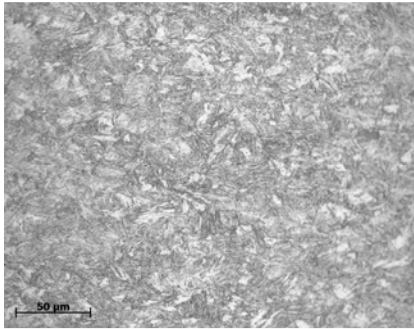


Figura 4.7 Amostra E006A ($T_b = 300\text{ }^{\circ}\text{C}$).

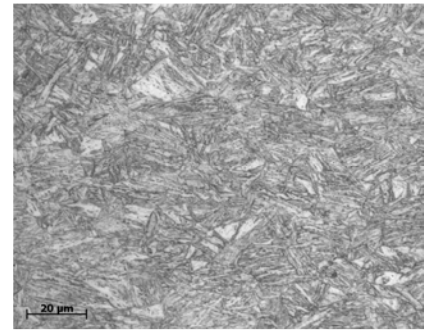
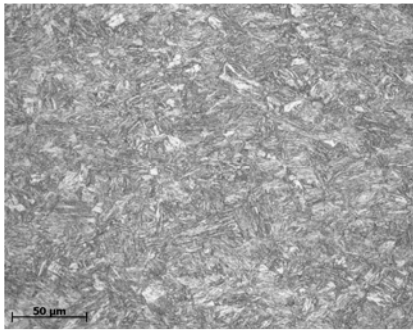


Figura 4.8 Amostra E006B ($T_b = 25\text{ }^{\circ}\text{C}$).

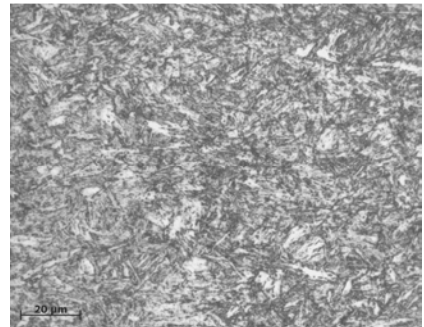
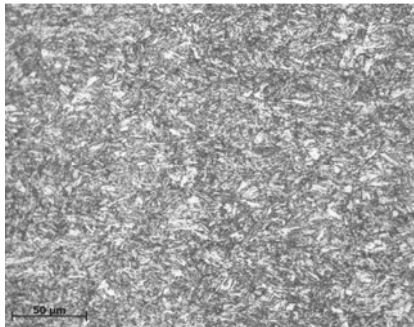


Figura 4.9 Amostra E006C ($T_b = 400\text{ }^{\circ}\text{C}$).

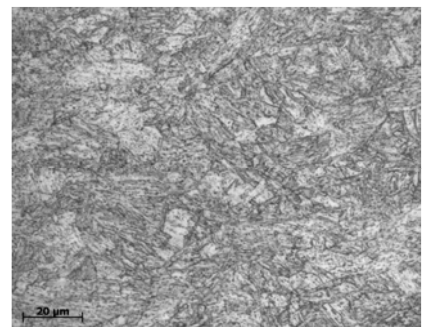
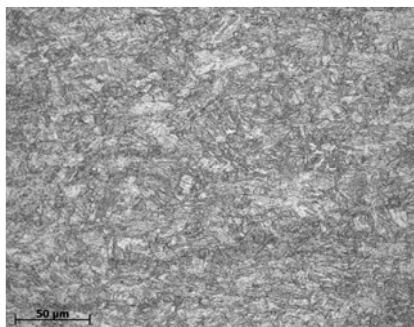


Figura 4.10 Amostra E006F ($T_b = 440\text{ }^{\circ}\text{C}$).

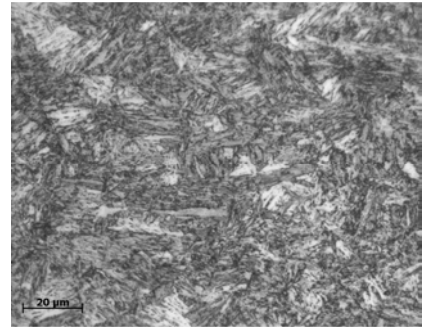
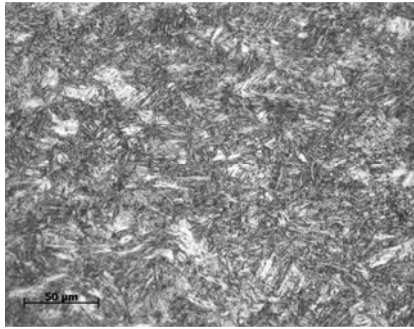


Figura 4.11 Amostra E007B ($T_b = 25 \text{ }^\circ\text{C}$).

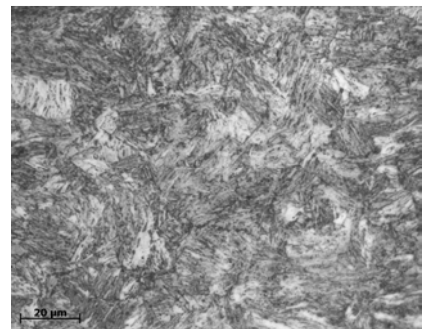
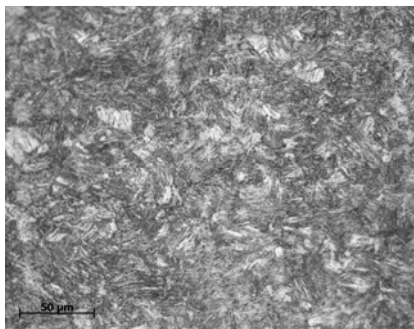


Figura 4.12 Amostra E007C ($T_b = 200 \text{ }^\circ\text{C}$).

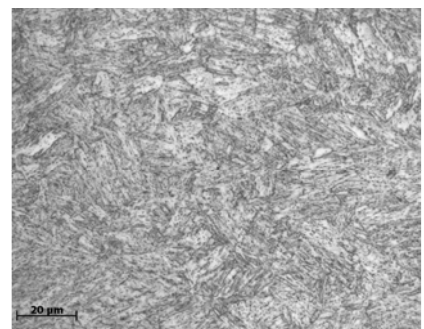
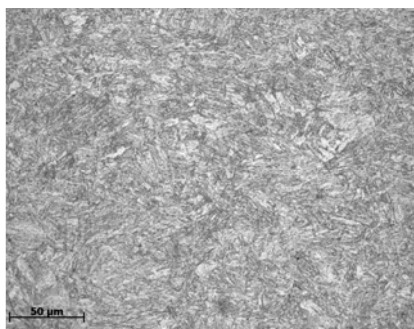


Figura 4.13 Amostra E007D ($T_b = 300 \text{ }^\circ\text{C}$).

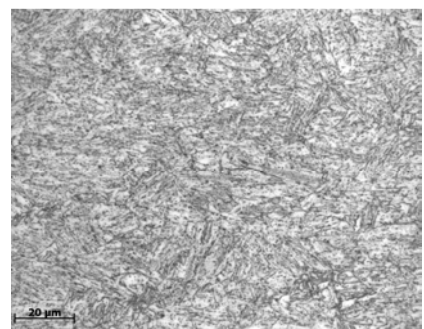
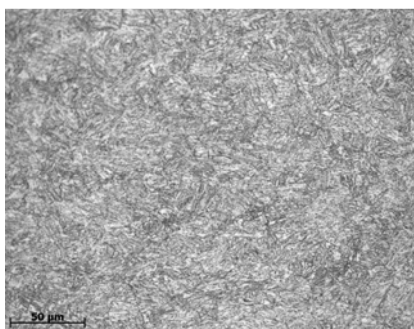


Figura 4.14 Amostra E007E ($T_b = 400 \text{ }^\circ\text{C}$).

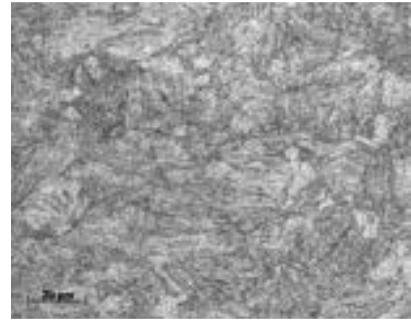
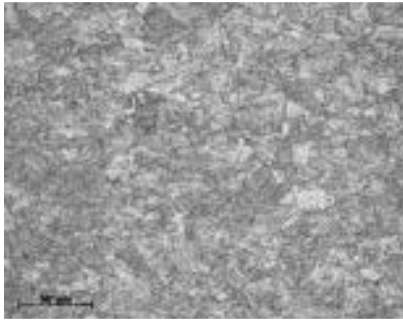


Figura 4.15 Amostra E007F (Tb = 440 °C).

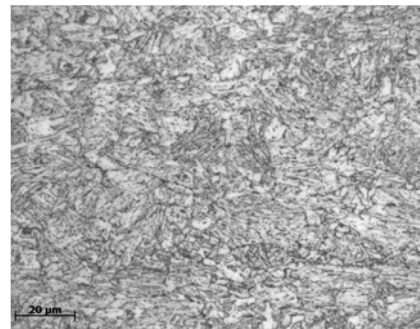
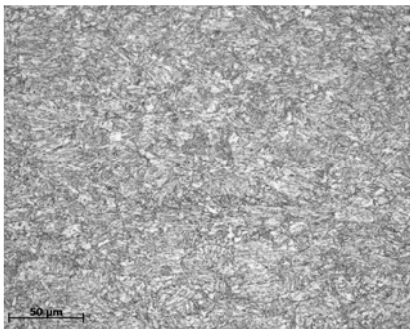


Figura 4.16 Amostra E008E (Tb = 300 °C).

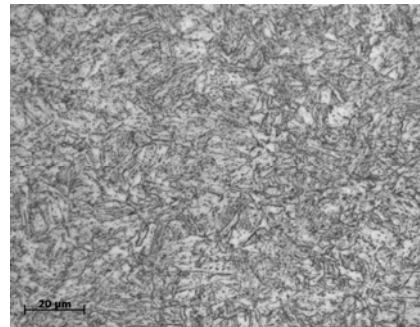
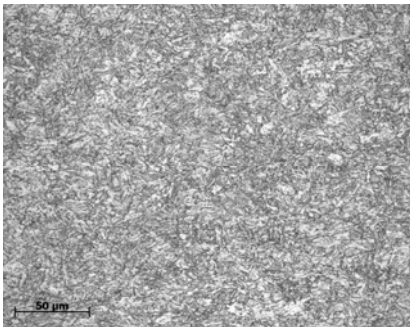


Figura 4.17 Amostra E008F (Tb = 440 °C).

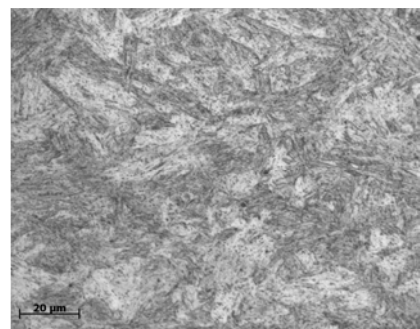
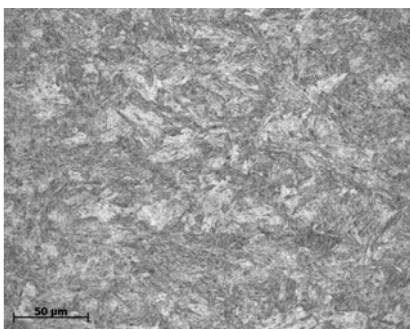


Figura 4.18 Amostra E009C (Tb = 300 °C).

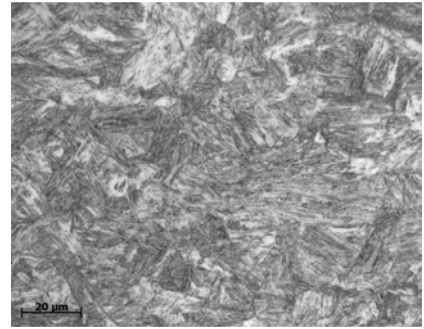
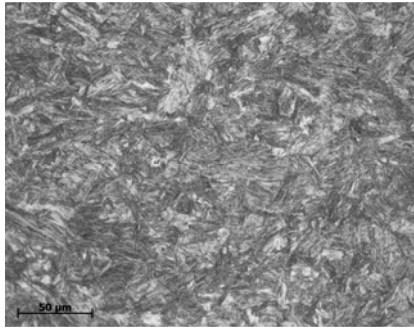


Figura 4.19 Amostra E010C (Tb = 200 °C).

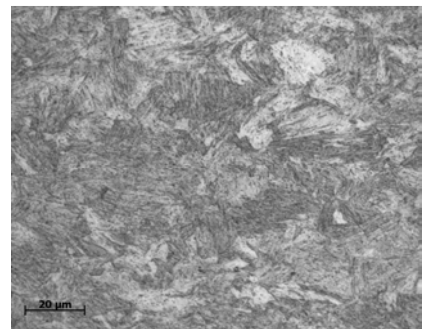
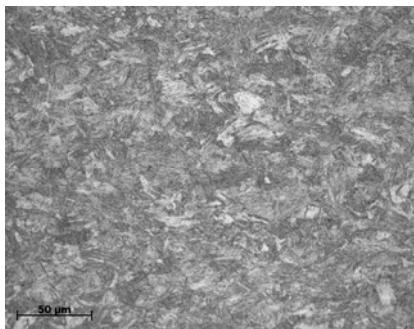


Figura 4.20 Amostra E010D (Tb = 300 °C).

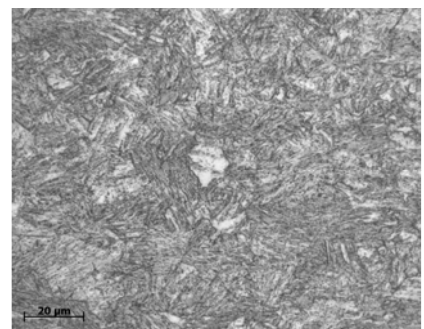
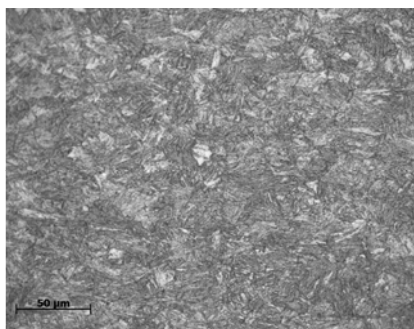


Figura 4.21 Amostra E010E (Tb = 400 °C).

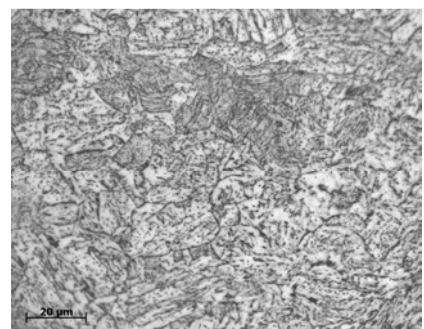
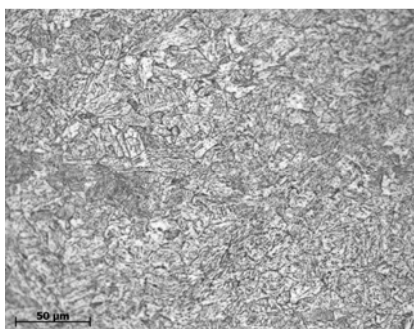


Figura 4.22 Amostra E010F (Tb = 440 °C).

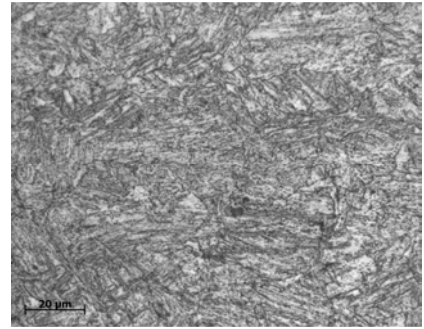
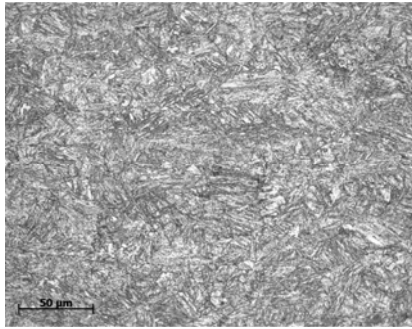


Figura 4.23 Amostra E010G ($T_b = 470\text{ }^{\circ}\text{C}$).

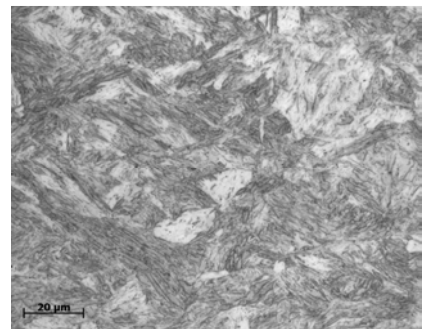
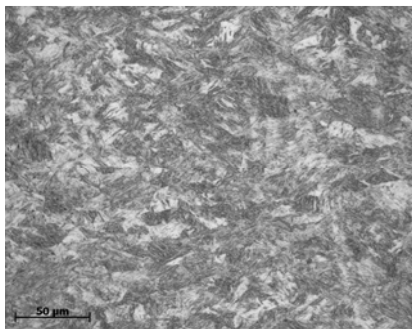


Figura 4.24 Amostra E011A ($T_b = 25\text{ }^{\circ}\text{C}$).

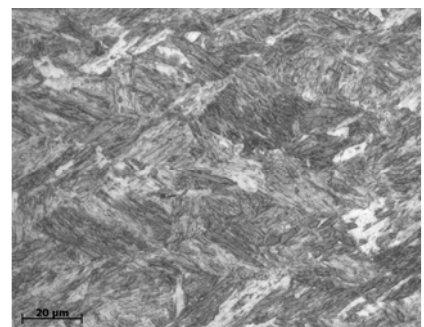
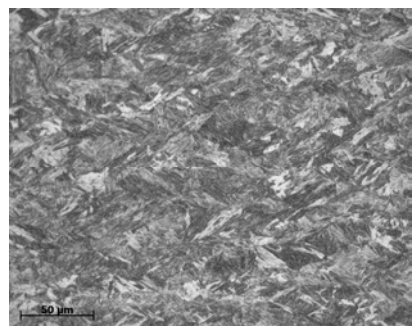


Figura 4.25 Amostra E012A ($T_b = 25\text{ }^{\circ}\text{C}$).

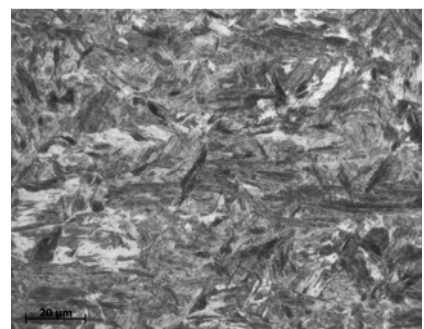
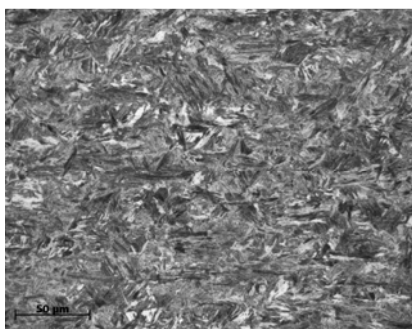


Figura 4.26 Amostra E013A ($T_b = 25\text{ }^{\circ}\text{C}$).

Todas as amostras apresentaram microestruturas compostas predominantemente de bainita e ferrita com pequenas proporções de

martensita. As microestruturas obtidas entre as mesmas composições químicas, mas com diferentes temperaturas de bobinamento apresentaram morfologia similares.

No trabalho de GONZALEZ 2002 foi mostrado que diminuindo a temperatura de bobinamento existirá a transição microestrutural de ferrita poligonal → ferrita não poligonal → bainita, e no trabalho de H. NIAKAN 2010 mostrou que diminuindo a temperatura de bobinamento existirá aumento da fração da martensita e causará aparecimento de grão de ferrita alongados, mas como só foi utilizado ataque químico de Nital foi difícil observar transições microestruturais e quantidades das fases presentes. Além disso, os materiais sofreram grande redução de espessura (de 40mm até 5mm) o que dificultou também a observação microestrutural.

As amostras E011A, E012A e E013A foram constituídas claramente de martensita como fase predominante, esta ocorrência pode ser atribuída ao maior teor de carbono e temperatura de bobinamento de 25°C.

No entanto, para a correta identificação quantitativa das fases presentes no material estudado seria necessária a utilização de outros reagentes químicos para avaliação microestrutural, como por exemplo, os ataques coloridos com reagentes LePera e Picral utilizados por MAZZAFERRO 2010 e C.C.A.ELISEI 2006.

4.2 Resultados Ensaio de Dureza

Na tabela 4.1 estão reunidos os resultados dos ensaios de dureza em relação à temperatura de bobinamento do teste executado.

Segundo GONZALEZ 2002 maiores temperaturas de bobinamento aumentam a dureza no material, fato confirmado nas amostras avaliadas, este autor também observou que diferentes materiais apresentam T_b ideal que maximiza as propriedades mecânicas do material, pois aperfeiçoa a relação e interação entre os mecanismos de endurecimento, ou seja, a influência simultânea da precipitação, transformação de fases e refino de grão, a interação entre tais mecanismos também é reportada por GLADMAN 1997 e PICKERING 1983. O autor H. NIAKAN 2010 observou que diminuindo T_b de 550°C para 400°C a fração de martensita no material aumenta o que

contribui para aumento da dureza. Os valores de Tb igual a 25 °C significam têmpera total do material.

Tabela 4.1 Resultados dos ensaios de dureza.

<i>Material</i>	<i>Dureza HB</i>	<i>Tb (�C)</i>	<i>Material</i>	<i>Dureza HB</i>	<i>Tb (�C)</i>
D107F	180	440	E008E	253	300
D107H	268	25	E008F	264	440
D108F	237	440	E009C	280	300
D108G	222	400	E010C	281	200
D108H	274	350	E010D	261	300
D108K	284	470	E010E	271	400
E006A	261	300	E010F	273	440
E006B	279	25	E010G	254	470
E006C	248	400	E011A	417	25
E006F	314	440	E012A	426	25
E007B	306	25	E013A	431	25
E007C	311	200			
E007D	269	300			
E007E	245	400			
E007F	332	440			

Observando os resultados apresentados na tabela 4.1 observa-se que a maioria dos valores oscilou entre 250 e 350 HB. Alguns materiais desta tabela estão em negrito (agrupados por composi o química) apenas para facilitar a leitura.

4.3 Resultados do Ensaio de Traço

Na tabela 4.2 estão reunidos os resultados dos ensaios de traço. Pelos resultados foi observado que o limite de escoamento mínimo obtido foi de 850 MPa e o máximo foi de 1048 MPa. Em rela o ao limite de resistência   traço o valor mínimo foi de 898 MPa e o máximo foi de 1182 MPa. Lembrando que para a qualidade S960MC o valor mínimo de limite de escoamento   960 MPa e para o limite de resistência   traço deve oscilar entre 1000 MPa e 1100 MPa, ou seja, entre os 23 materiais testados 11 conseguiram valores dentro destas duas faixas definidas para a qualidade S960MC.

Os maiores valores do limite de escoamento e limite de resistência   traço, por exemplo, entre a composi o D107 e D108 que se trata da adi o

de manganês e entre a composição D108 e E010 que se trata da adição de carbono é consequência do endurecimento por solução sólida conforme reportado por CALLISTER 2007. Além disso, estes dois elementos de liga aumentam a temperabilidade do material favorecendo a transformação e surgimento da martensita (KRAUSS 1990) (AMERICAN SOCIETY FOR METALS 1991). A maior proporção de uma fase de maior resistência exemplifica a contribuição do mecanismo de endurecimento por transformação de fase (PICKERING 1983).

Não foram executados ensaios de tração para as amostras E011A, E012A e E013A devido à falta de tempo hábil para execução.

Tabela 4.2 Resultados dos ensaios de tração realizados.

<i>Material</i>	<i>Limite de Escoamento (MPa)</i>	<i>Limite de Resistência à Tração (MPa)</i>
D107F	850	898
D107H	861	1052
D108F	977	1039
D108G	955	1032
D108H	953	1032
D108K	893	929
E006A	926	1018
E006B	823	1073
E006C	890	947
E006F	876	924
E007B	886	1151
E007C	959	1159
E007D	981	1013
E007E	964	1018
E007F	922	957
E008E	878	947
E008F	955	994
E009C	964	1066
E010C	984	1182
E010D	1048	1177
E010E	1015	1072
E010F	852	901
E010G	886	914

Alguns materiais desta tabela estão em negrito apenas para facilitar a leitura.

4.4 Ensaio de Impacto

Os resultados dos 2 corpos-de-prova (por composição avaliada) dos ensaios de impacto realizados estão presentes nas figuras 4.27 a 4.29.

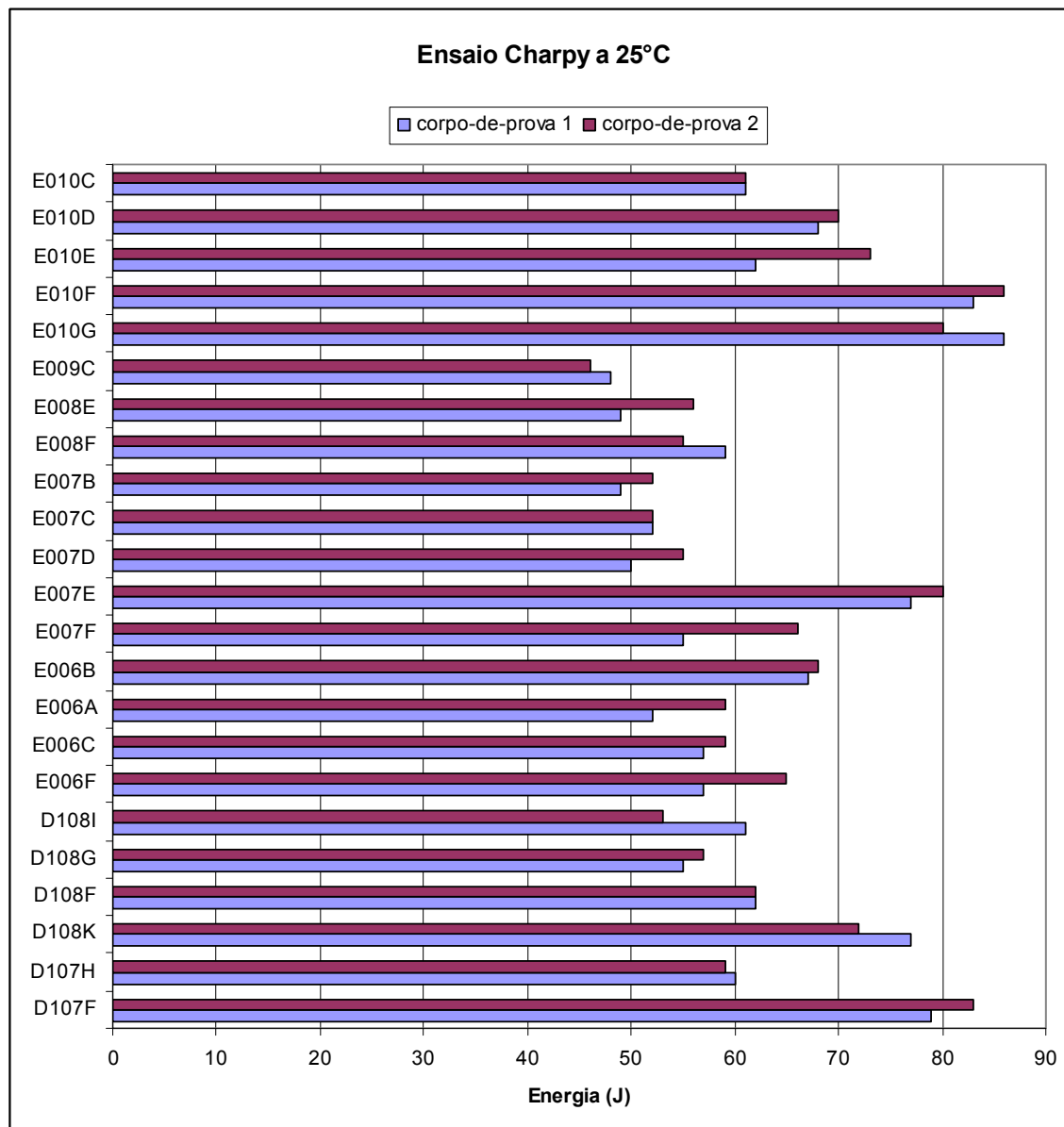


Figura 4.27 Resultados dos ensaios de impacto a 25°C.

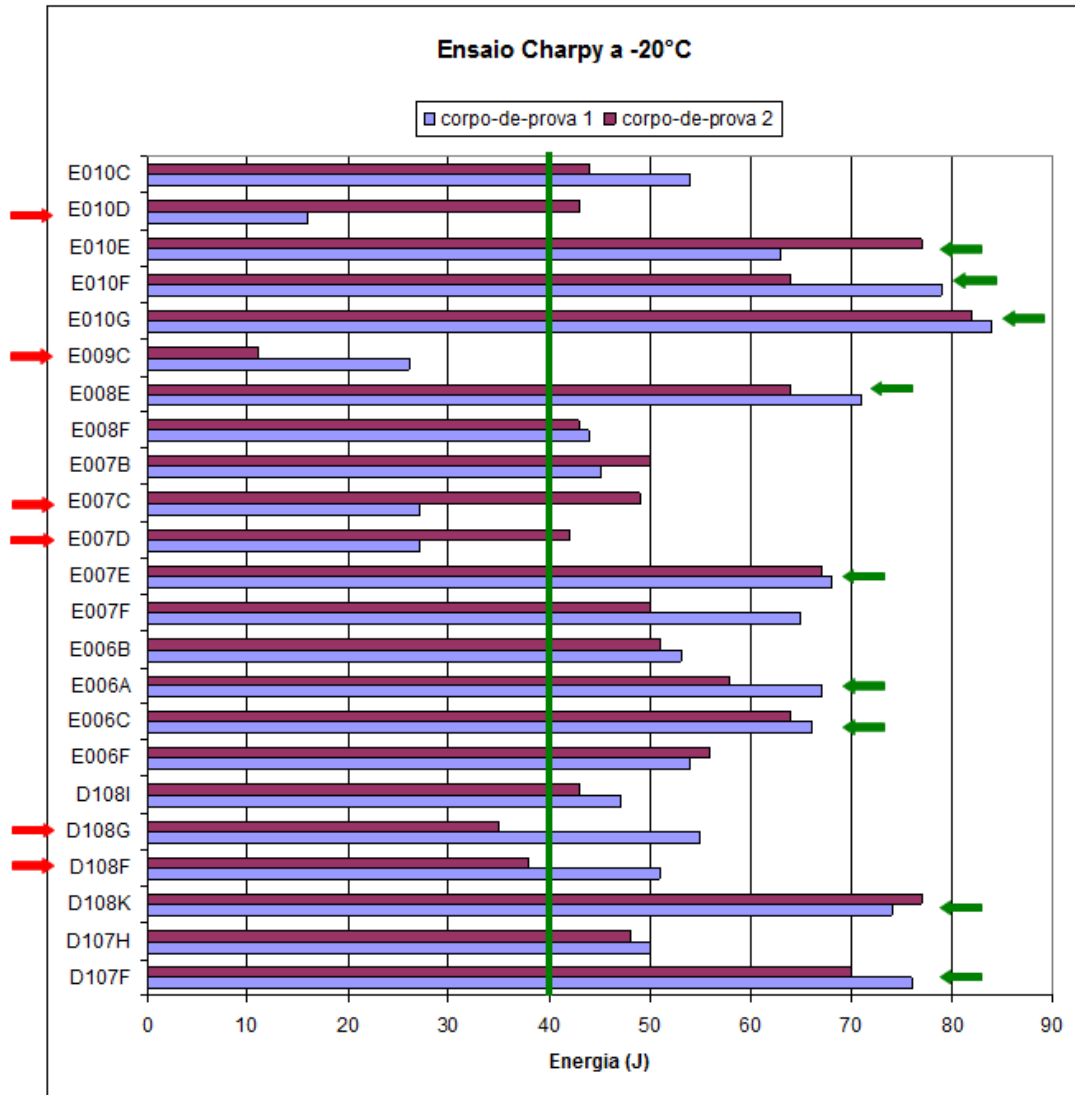


Figura 4.28 Resultados dos ensaios de impacto a -20°C.

Na figura 4.38 a linha vertical no valor de 40J indica a especificação mínima requerida no ensaio de impacto. As setas no lado esquerdo do gráfico indicam as 6 amostras que foram reprovadas. As setas no lado direito do gráfico indicam os melhores resultados obtidos, isto é, maiores energias de impacto, e menores diferenças entre o cp1 e cp2.

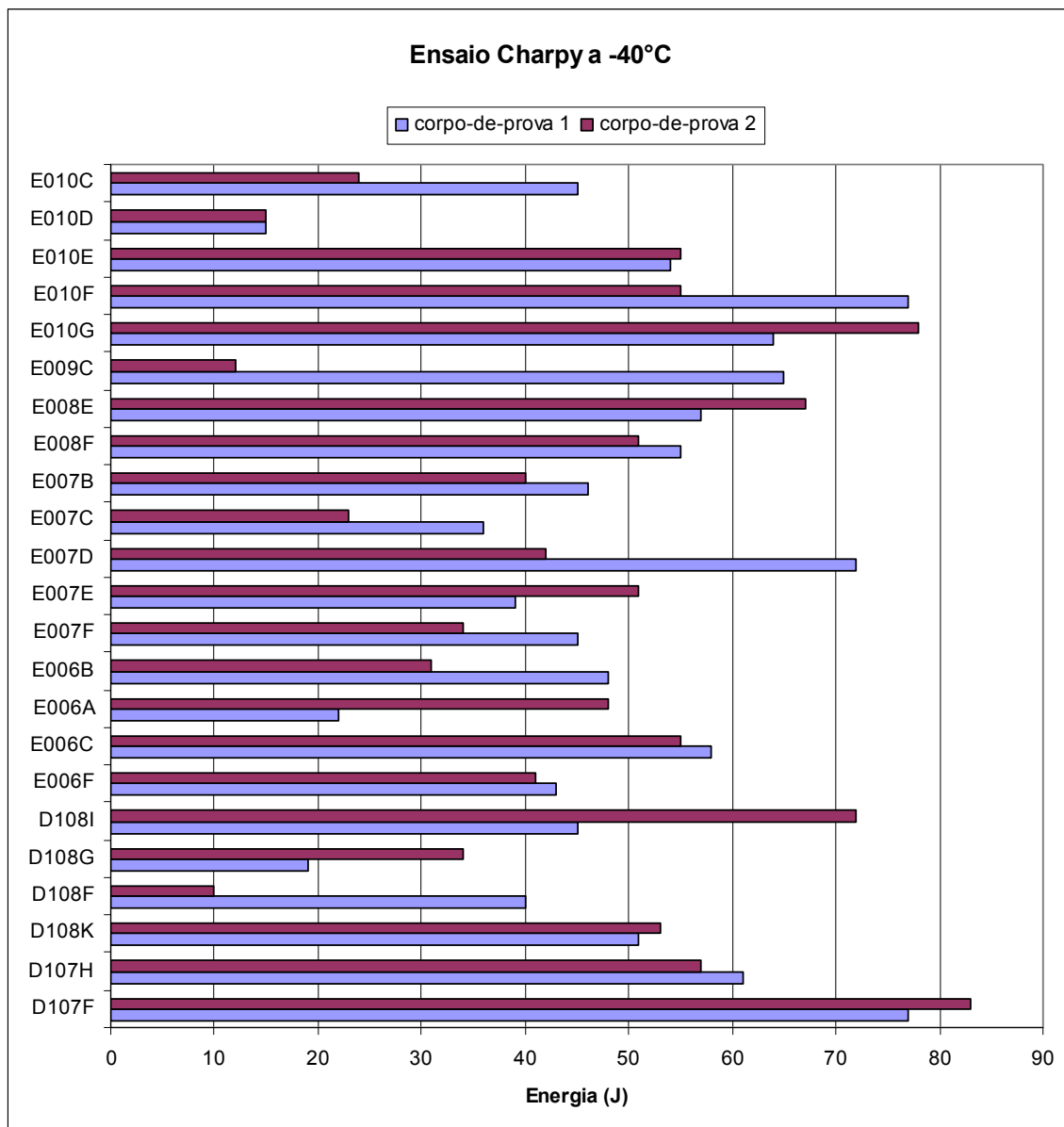


Figura 4.29 Resultados dos ensaios de impacto a -40°C.

Os resultados de Charpy dos corpos-de-prova (cp) ensaiados a 25°C apresentaram valores próximos entre si (diferença entre cp1 e cp2), os valores dos cps ensaiados a -20°C e -40°C apresentaram valores médios menores e desvios padrões maiores (maior dispersão entre os resultados) que a condição de ensaio de 25°C como demonstra a tabela 4.3. A especificação da qualidade S960MC referente ao ensaio de impacto é de valor mínimo de 40J na temperatura de -20°C, ou seja, apenas 6 materiais entre 23 testados falharam (considerando os 2 corpos-de-prova).

Tabela 4.3 Média dos resultados de Charpy.

<i>Temperatura de ensaio (°C)</i>	<i>Média (J)</i>	<i>Desvio Padrão</i>
25	63	11,1
-20	54	17,1
-40	47	18,5

Os melhores resultados para o ensaio de impacto, isto é, maiores energias de impacto, e menores diferenças entre o cp1 e cp2 foram obtidos nos materiais D107F (Tb=440°C), D108K (Tb=440°C), E006C (Tb=400°C), E006A (Tb=300°C), E007E (Tb=400°C), E008E (Tb=300°C), E010E (Tb=400°C), E010F (Tb=400°C), e E010G (Tb=470°C). Isto sugere que o possível intervalo de temperatura de bobinamento situa-se entre 300°C e 470°C considerando apenas os resultados de ensaio de impacto.

Um dos requisitos para as características mecânicas dos ARBL microligados trata-se de uma condição de boa tenacidade que é atribuída às fases presentes na microestrutura do material e à composição química do material (Byoungchul Hwang 2010). R.D.K. Misraa 2005 atribui boas características nos ARBL como consequência de tamanho de grão refinado e presença de bainita na microestrutura do material (Badeshia 2006). S. Shanmugama 2007 também relaciona a obtenção de superiores propriedades de tenacidade com a presença de bainita juntamente com ferrita acicular e com o refinamento do grão ferrítico.

4.5 Dilatometria

Os valores encontrados de Ac_1 , Ac_3 e da temperatura da 1ª transformação são apresentados na Tabela 4.4 e nas Figuras 4.32 a 4.38.

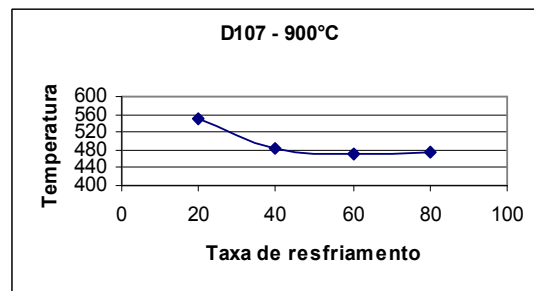
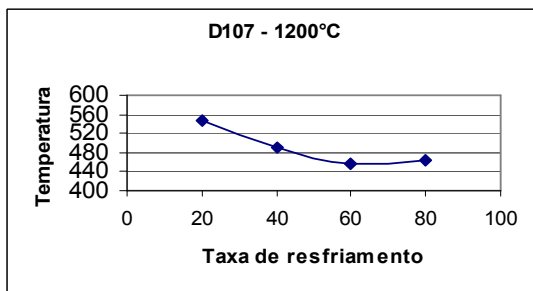


Figura 4.30 Evolução da temperatura de transformação em função da taxa de resfriamento para a amostra D107.

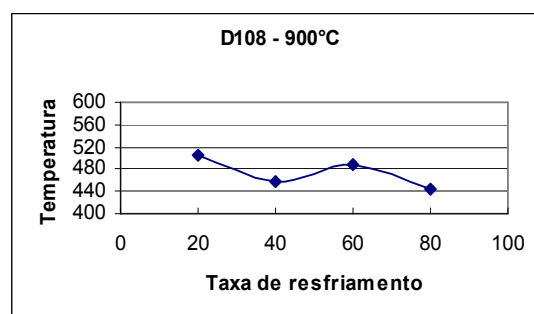
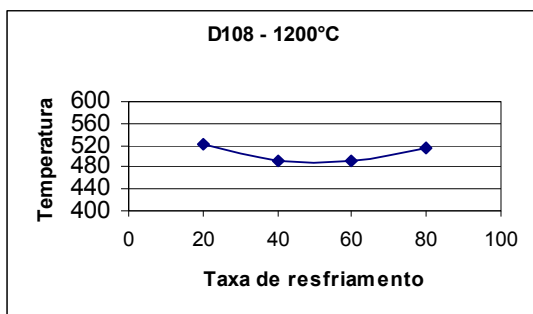


Figura 4.31 Evolução da temperatura de transformação em função da taxa de resfriamento para a amostra D108.

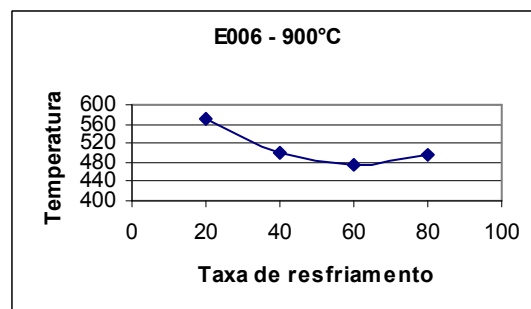
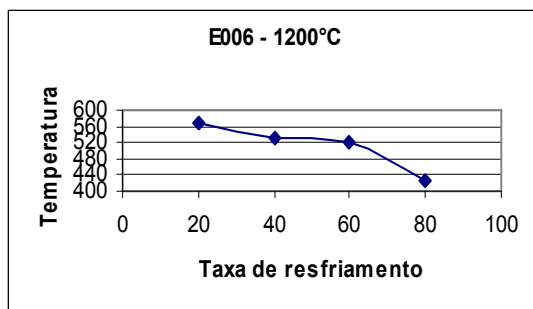


Figura 4.32 Evolução da temperatura de transformação em função da taxa de resfriamento para a amostra E006.

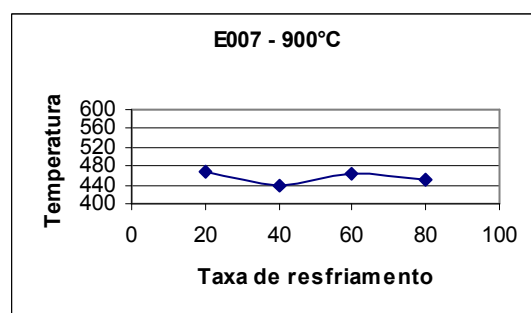
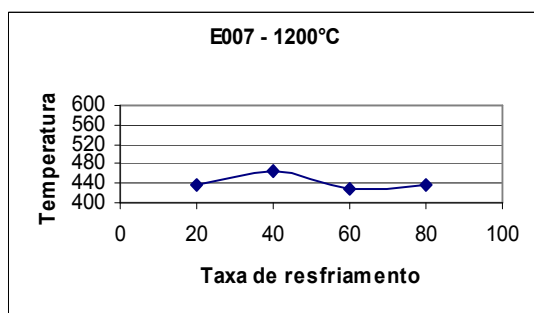


Figura 4.33 Evolução da temperatura de transformação em função da taxa de resfriamento para a amostra E007.

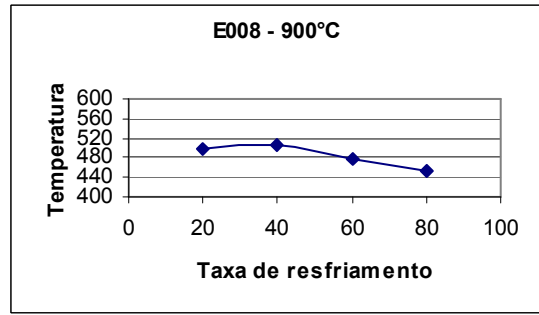
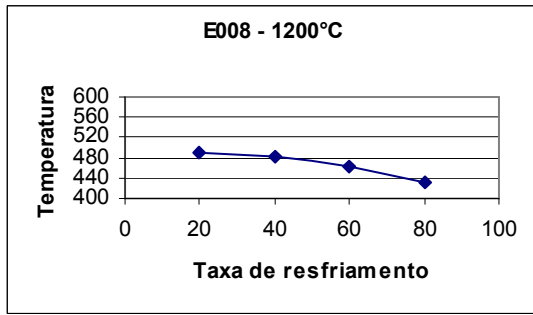


Figura 4.34 Evolução da temperatura de transformação em função da taxa de resfriamento para a amostra E008.

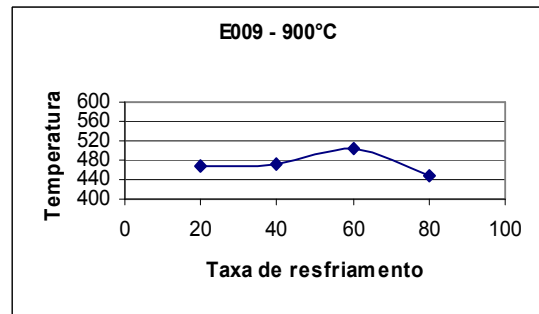
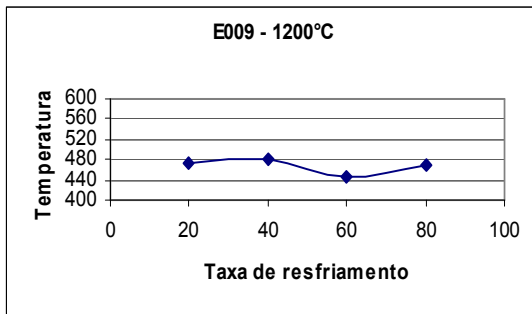


Figura 4.35 Evolução da temperatura de transformação em função da taxa de resfriamento para a amostra E009.

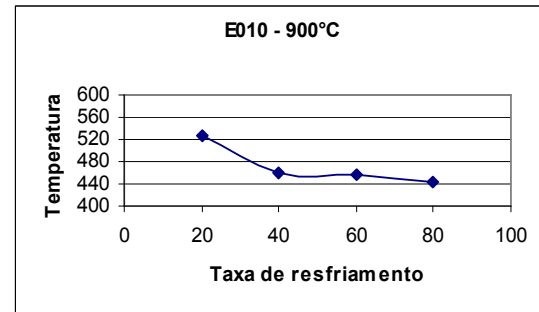
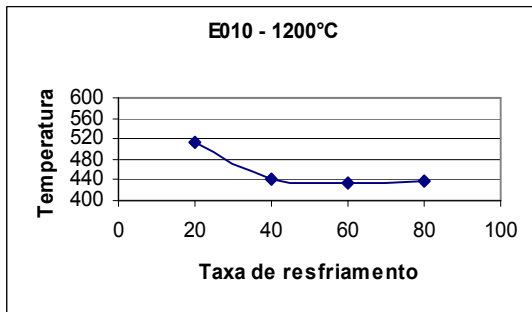


Figura 4.36 Evolução da temperatura de transformação em função da taxa de resfriamento para a amostra E010.

Tabela 4.4 Valores de temperaturas obtidos pelo ensaio de dilatométrica.

Material	Temperatura de resfriamento (°C)	Taxa de Resfriamento (°C/s)	Ac₁ (°C)	Ac₃ (°C)	Temperatura da 1ª transformação (°C)
D107	1200	20	792	861	546
		40	754	828	492
		60	763	848	458
		80	775	852	463
	900	20	760	870	549
		40	766	829	482
		60	742	813	472
		80	769	855	477
D108	1200	20	778	871	523
		40	774	871	493
		60	754	818	491
		80	769	844	516
	900	20	792	888	505
		40	771	864	459
		60	797	900	487
		80	765	845	445
E006	1200	20	858	886	569
		40	825	850	533
		60	832	903	521
		80	795	850	426
	900	20	843	882	569
		40	826	910	501
		60	792	841	475
		80	858	876	497
E007	1200	20	762	846	437
		40	786	856	465
		60	754	871	428
		80	774	841	435
	900	20	786	852	467
		40	773	839	438
		60	769	834	462
		80	794	862	453
E008	1200	20	792	858	491
		40	836	878	482
		60	795	854	462
		80	796	846	432
	900	20	774	841	497
		40	830	914	506
		60	811	900	479
		80	777	842	453
E009	1200	20	776	845	473
		40	780	847	481
		60	770	841	448
		80	782	843	468
	900	20	761	846	470
		40	807	886	472
		60	774	836	504
		80	809	881	447

E010	1200	20	744	828	515
		40	775	861	442
		60	738	831	433
		80	768	846	438
	900	20	792	873	528
		40	753	849	460
		60	780	874	458
		80	777	869	444

As transformações que ocorrem em A_1 , A_3 são controladas por difusão. Estas temperaturas são sensíveis a composição, taxas de aquecimento e taxas de resfriamento. Aquecimento rápido fornece menos tempo para difusão e tende a aumentar essas temperaturas acima da temperatura associada com o equilíbrio. Também resfriamento rápido tende a diminuir as temperaturas críticas. (KRAUSS 1990).

Os valores apresentados na tabela 4.4 confirmam tendência de diminuição da temperatura de transformação à medida que se aumenta a taxa de resfriamento também reportada por WANG Xin 2008.

Os valores de Ac_1 e Ac_3 encontrados em cada umas das 7 composições medidas pelos ciclos 1 e 2 (4 corpos-de-prova em cada ciclo) deveriam ser iguais, pois a composição química e a taxa de aquecimento são idênticas. No entanto observou-se diferença média de 60°C entre os maiores e o menores valores de Ac_1 e Ac_3 (para cada composição), contrariando KRAUSS 1990.

Uma possível explicação para estas diferenças encontradas pode estar associada ao fato do dilatometro utilizar aquecimento indutivo e a taxa de aquecimento utilizada foi relativamente alta (20°C por segundo) o que aumenta o gradiente térmico do corpo de prova durante o aquecimento para a medição de mudança de comprimento da amostra resultando em diferenças nas medições (G. Mohapatra 2007).

4.6 Resultados dos ensaios de ICP-MS

Os resultados dos ensaios de ICP-MS utilizando um filtro de 200nm são mostrados na Tabela 4.5 e na Figura 4.39.

Tabela 4.5 Valores de % em peso de Titânio precipitado e metálico em cada amostra

Material	% Ti precipitado	% Ti metálico	% Ti total
D107F	0.025	0.006	0.03
D107H	0.026	0.008	0.03
D108F	0.023	0.009	0.03
D108G	0.025	0.0064	0.03
D108H	0.015	0.0108	0.03
D108K	0.018	0.0125	0.03
E006A	0.063	0.077	0.14
E006B	0.071	0.076	0.15
E006C	0.076	0.068	0.14
E006F	0.062	0.082	0.14
E007B	0.027	0.056	0.08
E007C	0.029	0.060	0.09
E007D	0.029	0.058	0.09
E007E	0.031	0.055	0.09
E007F	0.034	0.056	0.09
E008E	0.068	0.075	0.14
E008F	0.054	0.076	0.13
E009C	0.029	0.052	0.08
E010C	0.020	0.0085	0.03
E010D	0.017	0.011	0.03
E010E	0.024	0.012	0.04
E010F	0.022	0.012	0.03
E010G	0.023	0.012	0.04
E011A	0.021	0.010	0.03
E012A	0.026	0.009	0.04
E013A	0.028	0.008	0.04

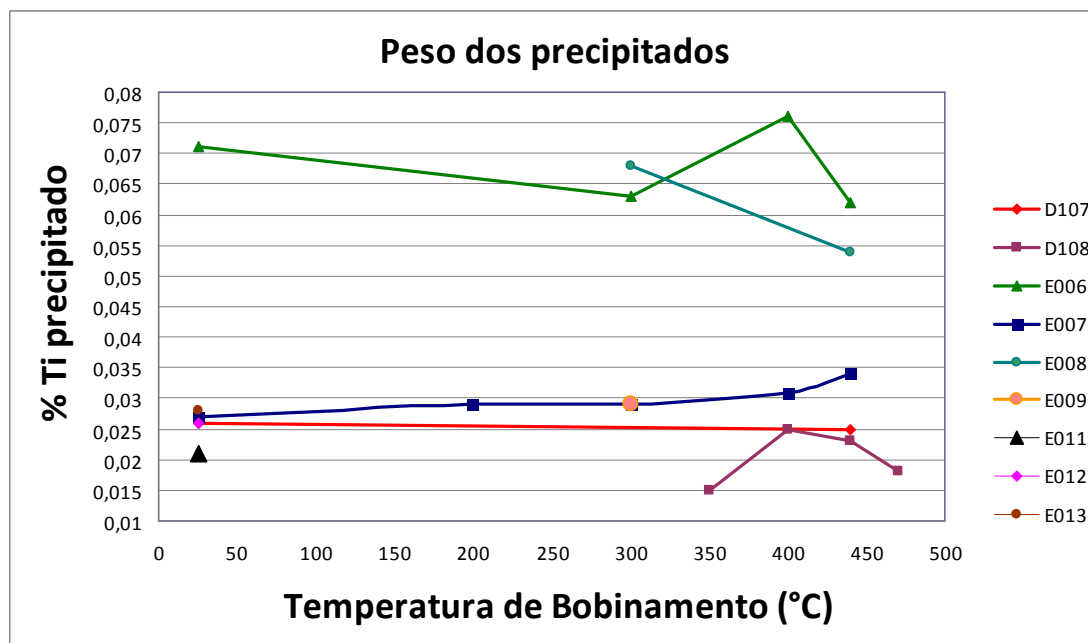


Figura 4.37 Gráfico de %Ti precipitado em função da temperatura de bobinamento para todas as amostras.

Analisando os resultados de ICP-MS utilizando 01 filtro de 200nm presentes na Tabela 4.5 e na Figura 4.30 pode-se dizer que a % Ti precipitado para a mesma composição química, mas para diferentes temperaturas de bobinamento foi aproximadamente igual.

Para avaliação desses resultados foram considerados os teores de carbono da Tabela 3.1, sendo baixo (0,0760%), médio (entre 0,093 e 0,098) e alto (entre 0,11 e 0,19%) e os teores de titânio baixo (0,034 e 0,035%), médio (entre 0,094 e 0,095) e alto (0,16%).

Percebe-se através da Figura 4.30 que os maiores valores obtidos de %Ti precipitado (entre 0,054 e 0,076%) ocorreram nos materiais E006 (teor médio de carbono com teor alto de titânio) e E008 (teor médio de carbono com teor alto de titânio). A diminuição do teor de vanádio no material E008 (lembrando que a composição química do material E008 é igual ao material E006 com diminuição do teor de vanádio) não afetou praticamente a %Ti precipitado. Nos demais materiais a quantidade de titânio precipitado foi de 0,015 e 0,034% como ilustra a Figura 4.30.

A utilização da técnica de inductively coupled plasma (ICP) é reportada nos trabalhos de QIAO Gui-ying 2009, XIANG Li 2009 e A.L. Rivas 2009 como método bastante útil para avaliação da relação entre a quantidade de microligante adicionada e a quantidade precipitada, também pode ser útil para avaliar se a quantidade aumentada de microligante foi eficaz para o aumento da quantidade de partículas precipitadas.

Para realização dos ensaios utilizando 3 filtros, primeiramente foram selecionadas as amostras E006B e E006C por possuírem temperaturas de bobinamento opostas, ou seja, 25°C e 400°C respectivamente. Os resultados são apresentados na Tabela 4.6.

Tabela 4.6 Distribuição de % Ti precipitado após ensaio de ICP-MS utilizando 3 filtros

E006B	Filtro	% Ti precipitado
	200nm	0.0900
	100nm	0.0001
	20nm	0.0001
	Total:	0.0900
E006C	Filtro	% Ti precipitado
	200nm	0.0870
	100nm	0.0003
	20nm	0.0003
	Total:	0.0880

Através desses resultados percebe-se o mesmo valor para ambos os materiais e que a totalidade da % Ti precipitado ficou retido no filtro de 200nm.

Levando em consideração esses resultados, considerou-se o procedimento ineficaz e ele não foi repetido para as demais amostras.

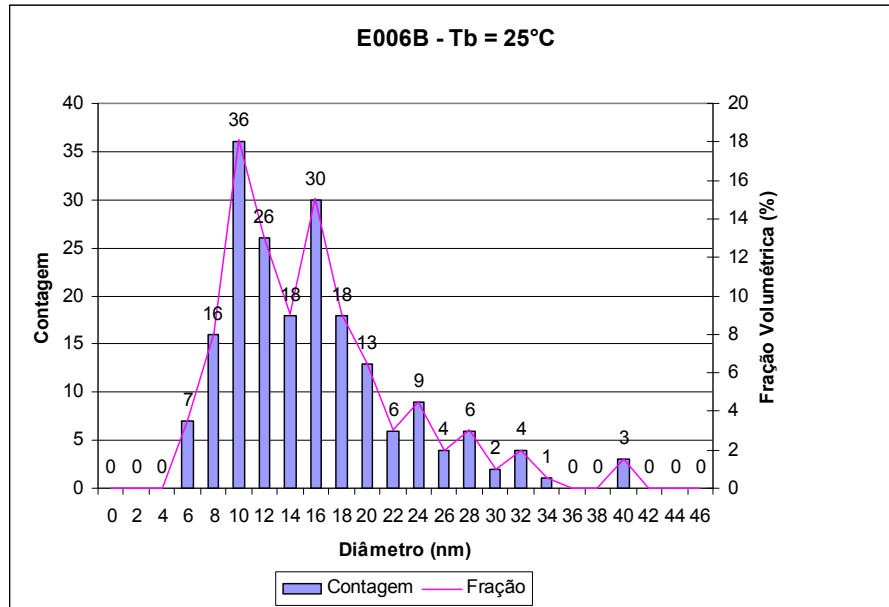
Uma hipótese levantada foi que os precipitados menores ficaram retidos no filtro de 200nm devido à eletricidade estática.

4.7 Resultados de Microscopia Eletrônica de Transmissão

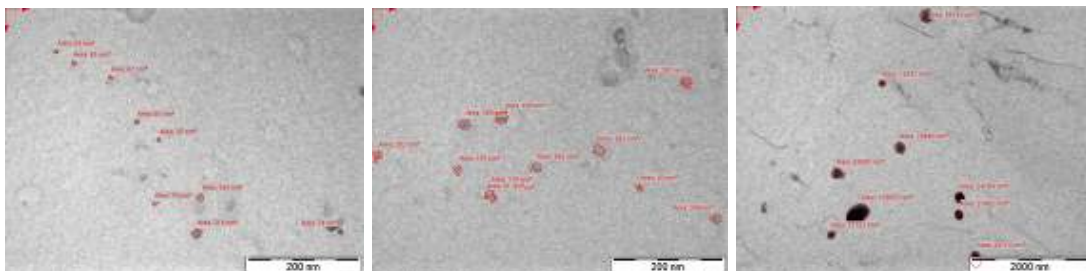
Neste item são apresentadas as análises da distribuição de tamanho dos precipitados através de gráficos em que as partículas, para cada amostra, foram separadas em intervalos de tamanho (diâmetro) e plotadas em função de suas contagens (frequência) e em função da fração volumétrica correspondente para esses intervalos, também são apresentadas imagens de alguns precipitados observados em cada amostra. Posteriormente esses resultados foram utilizados na Equação 3.2 para cálculo do endurecimento por precipitação. Os rótulos (valores) presentes no interior dos gráficos tratam-se da quantidade das partículas contadas em cada amostra.

As fotografias abaixo de cada histograma tratam-se de imagens dos precipitados encontrados nas respectivas amostras (imagens apenas ilustrativas das partículas medidas através do software do MET). As legendas ao lado de cada partícula no interior dessas fotografias indicam as suas dimensões.

Primeiramente foram feitas as análises para as amostras E006B e E006C, resultados presentes nas figuras 4.40 e 4.41.



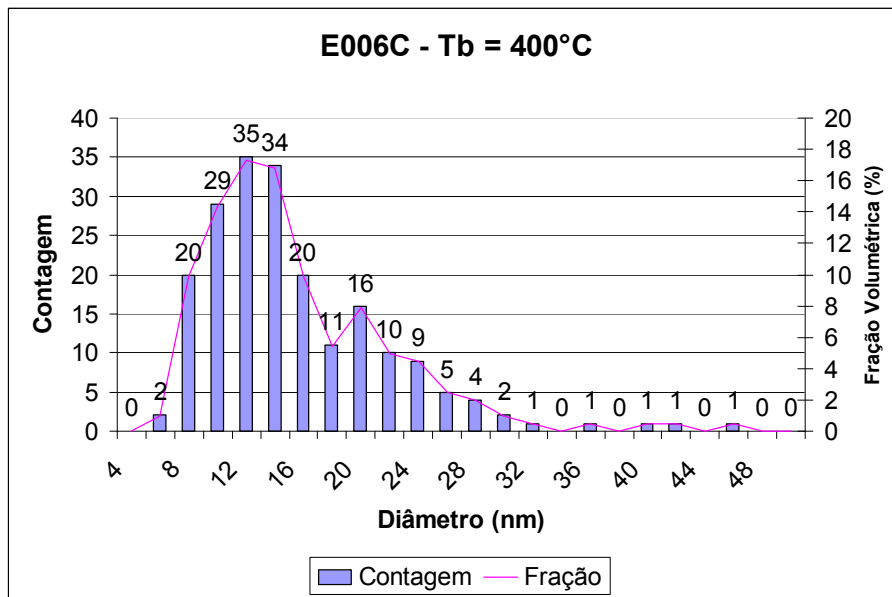
(a)



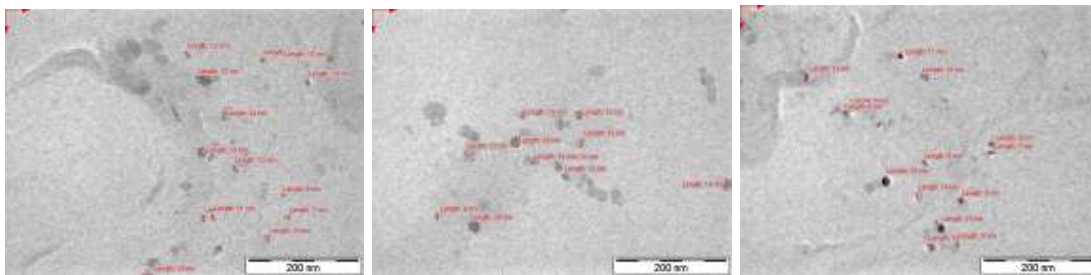
(b)

Figura 4.38 (a) Distribuição de tamanho de partícula da amostra E006B e (b) imagens de alguns precipitados encontrados na mesma.

O valor do endurecimento por precipitação calculado da amostra E006B foi de 544 MPa.



(a)



(b)

Figura 4.39 (a) Distribuição de tamanho de partícula da amostra E006C e (b) imagens de alguns precipitados encontrados na mesma.

O valor do endurecimento por precipitação calculado da amostra E006C foi de 425 MPa.

Os valores obtidos de endurecimento por precipitação dessas duas amostras foram irrealistas, pois foram extremamente elevados.

Subseqüentemente foi observado e concluído que durante a contagem das partículas na observação no microscópio eletrônico de varredura foram negligenciadas as partículas maiores que 50nm e também foi levantada a hipótese que os precipitados maiores “caíram” da réplica e foram perdidos durante a preparação das amostras.

A importância da correta amostragem e contagem nos precipitados na influência da fórmula utilizada nesse estudo pode ser avaliada através de uma distribuição hipotética de tamanho de partículas, por exemplo, considerando a distribuição presente na tabela 4.7.

Tabela 4.7 Distribuição hipotética de tamanho de partículas.

Intervalo de diâmetro de precipitado (nm)	0-5	5-10	10-15	15-20	20-25	25-30	30-35	35-40	40-45	45- 130	130-140	140-155
Quantidade de partículas		2	57	61	44	17	10	5	3	0	0	0

Para a distribuição da tabela 4.7 o valor do endurecimento por precipitação calculado foi de 465 MPa, no entanto se for considerado a mesma distribuição com a adição de mais 3 partículas maiores como demonstrado na tabela 4.8 o valor do endurecimento por precipitação calculado será de 298 MPa.

Tabela 4.8 Distribuição hipotética de tamanho de partículas da tabela 4.7 mas com a adição de 3 partículas.

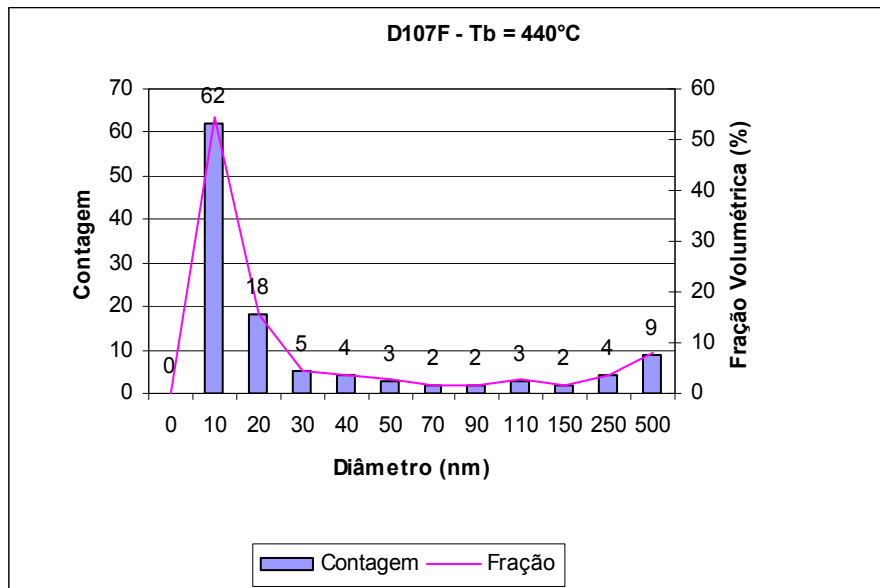
Intervalo de diâmetro de precipitado (nm)	0-5	5-10	10-15	15-20	20-25	25-30	30-35	35-40	40-45	45- 130	130-140	140-155
Quantidade de partículas		2	57	61	44	17	10	5	3	1	1	1

De posse das informações sobre a importância da correta amostragem de partículas foi selecionada 01 amostra de cada variação de composição avaliada seguindo o critério que o material tenha sido processado com temperatura de bobinamento entre 300 e 400°C e tenha apresentado tensão de escoamento (σ_e) em torno de 1000 MPa. As amostras selecionadas estão relacionadas na Tabela 4.9.

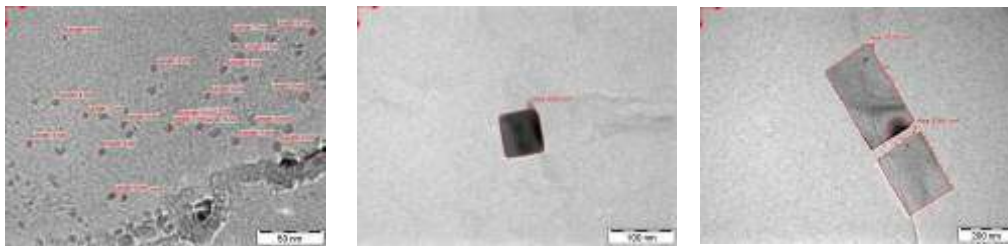
Tabela 4.9 Amostras selecionadas para análise de MET.

Material	Temperatura de bobinamento (°C)	Ensaio de Tracao (MPa)		% Ti precipitado	Composicao Quimica								
		σ_e	σ_u		C	Mn	Si	Ti	Cr	Ni	N	Mo	V
D107F	440	850	898	0.025	0.0760	1.1000	0.1700	0.0340	0.7700	0.0530	0.004	0.1400	0.0130
D108G	400	955	1032	0.025	0.0760	1.4000	0.1700	0.0340	0.8300	0.0540	0.0029	0.1400	0.0140
E007E	400	964	1018	0.031	0.0940	1.8000	0.2800	0.0940	0.0530	0.3000	0.0025	0.0200	0.0260
E008F	440	955	994	0.054	0.0940	1.8000	0.2700	0.1600	0.0520	0.3000	0.0025	0.0230	0.0062
E009C	300	964	1066	0.029	0.0930	1.8000	0.2700	0.0950	0.0520	0.3100	0.0030	0.0200	0.0056
E010E	400	1015	1072	0.024	0.1210	1.3000	0.1500	0.0350	0.4800	0.0620	0.0019	0.1400	0.0130

A seguir são apresentadas nas Figuras 4.33 a 4.38 as distribuições de partículas das amostras da Tabela 4.8 junto com algumas imagens do MET.



(a)

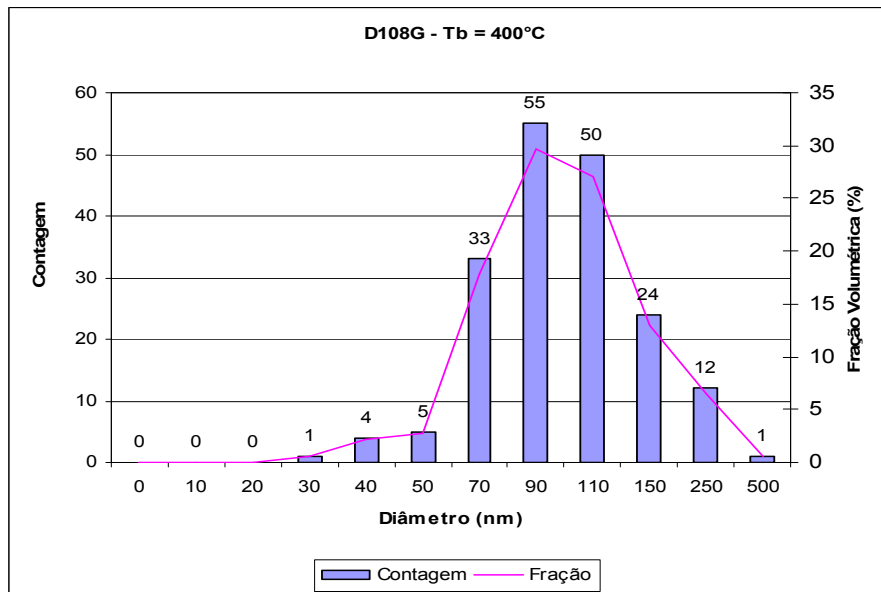


(b)

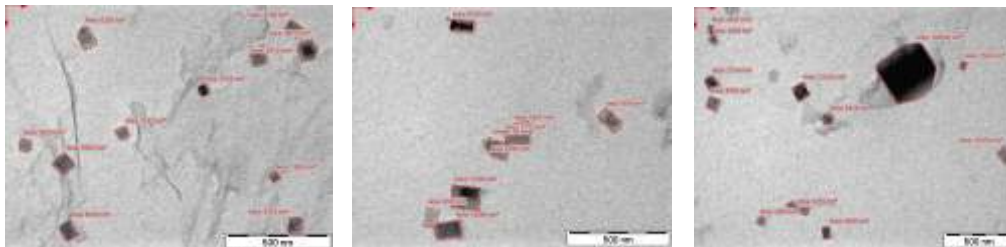
Figura 4.40 (a) Distribuição de tamanho de partícula da amostra D107F e (b) imagens de alguns precipitados encontrados na mesma.

Observou-se que 69 % dos precipitados contados na amostra D107F possuem diâmetro entre 10 e 20nm, no entanto também foram observados 9 partículas com diâmetros maiores que 250nm fato que explica a pequeno valor calculado de endurecimento por precipitação.

O valor do endurecimento por precipitação calculado da amostra D107F foi de 57 MPa.



(a)

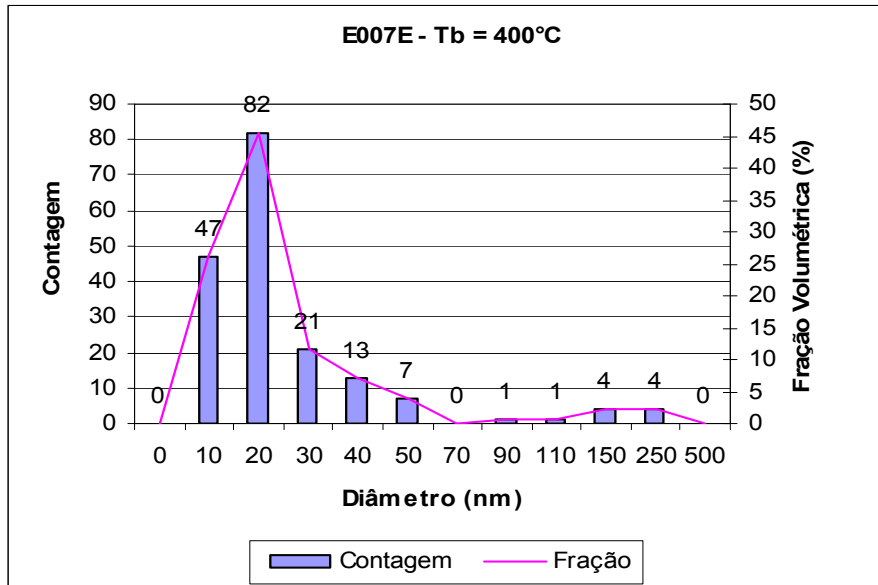


(b)

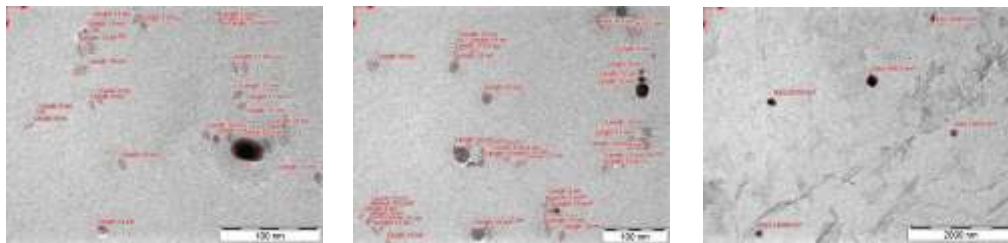
Figura 4.41 (a) Distribuição de tamanho de partícula da amostra D108G e (b) imagens de alguns precipitados encontrados na mesma.

Observou-se que 78 % dos precipitados contados na amostra D108G possuem diâmetro entre 70 e 110nm, no entanto também foi observado 1 partícula com diâmetro maior que 250nm.

O valor do endurecimento por precipitação calculado da amostra D108G foi de 125 MPa.



(a)

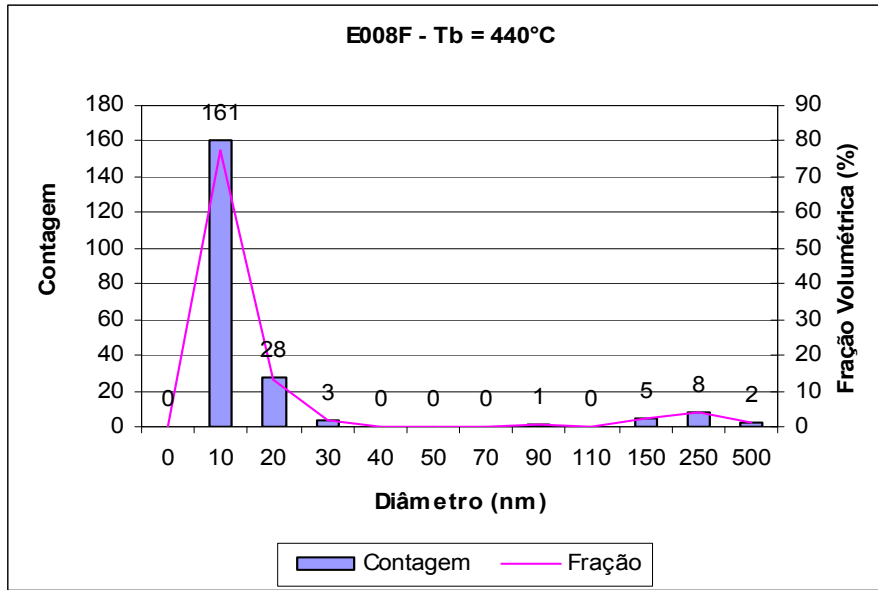


(b)

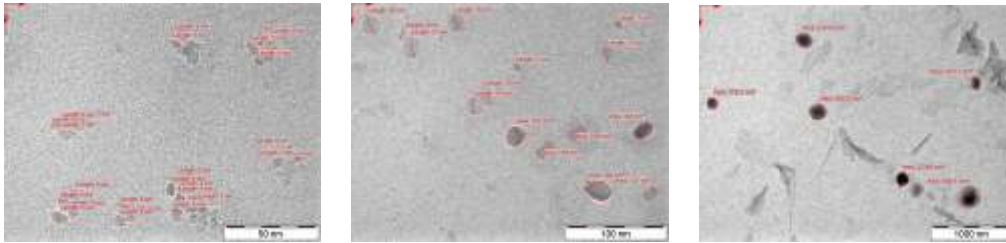
Figura 4.42 (a) Distribuição de tamanho de partícula da amostra E007E e (b) imagens de alguns precipitados encontrados na mesma.

Observou-se que 71 % dos precipitados contados na amostra D007E possuem diâmetro entre 10 e 20nm, e não foi observada nenhuma partícula com diâmetro maior que 250nm.

O valor do endurecimento por precipitação calculado da amostra E007E foi de 164 MPa.



(a)

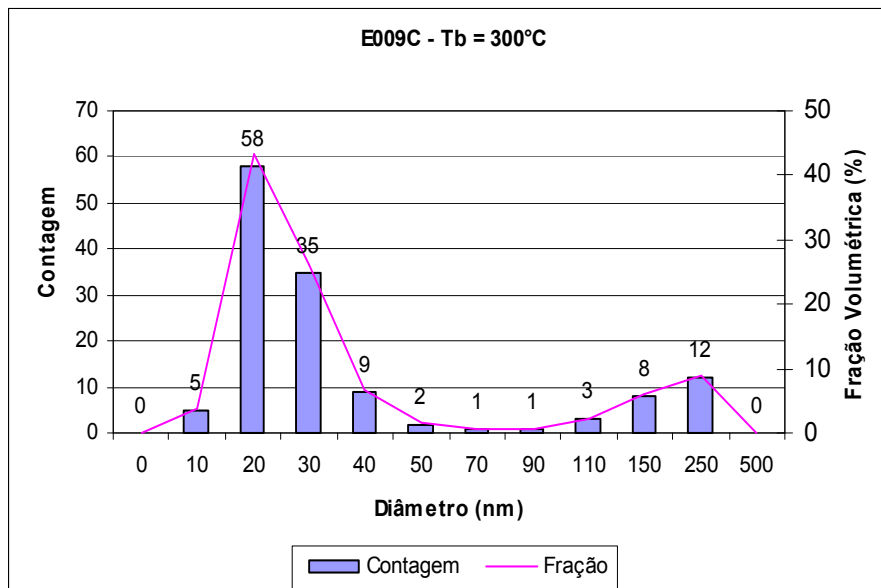


(b)

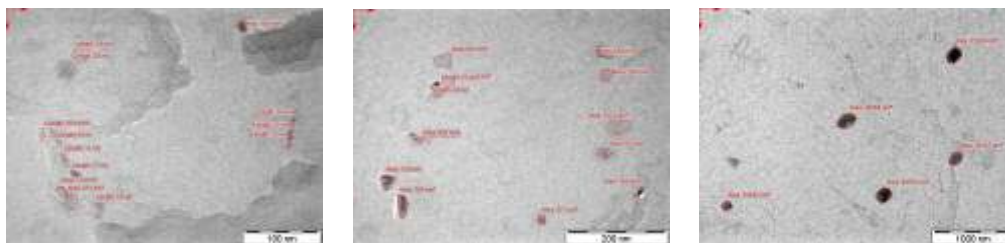
Figura 4.43 (a) Distribuição de tamanho de partícula da amostra E008F e (b) imagens de alguns precipitados encontrados na mesma.

Observou-se que 90 % dos precipitados contados na amostra E008F possuem diâmetro entre 10 e 20nm, no entanto foram observadas 8 partículas com diâmetro entre 150 e 250nm e 2 partículas com diâmetro maior que 250nm fato que explica a pequeno valor calculado de endurecimento por precipitação.

O valor do endurecimento por precipitação calculado da amostra E008F foi de 101 MPa.



(a)

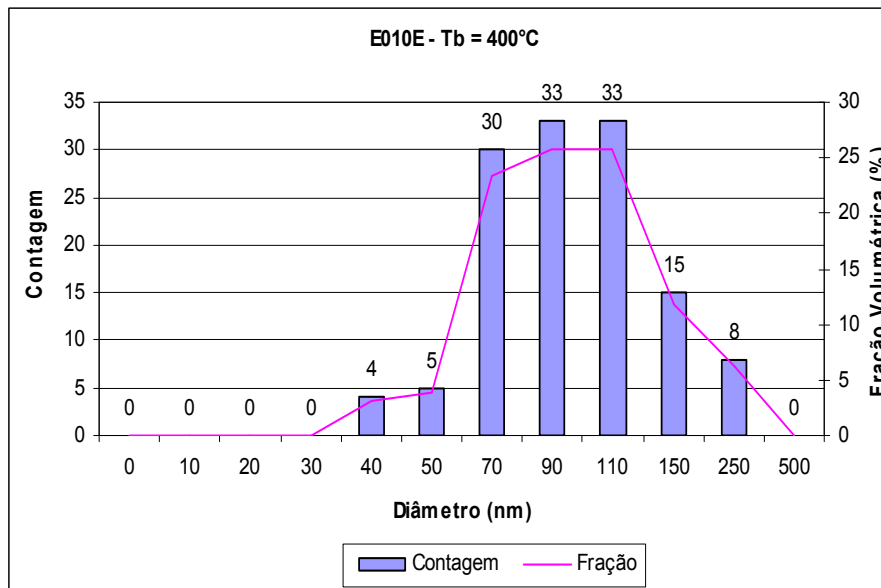


(b)

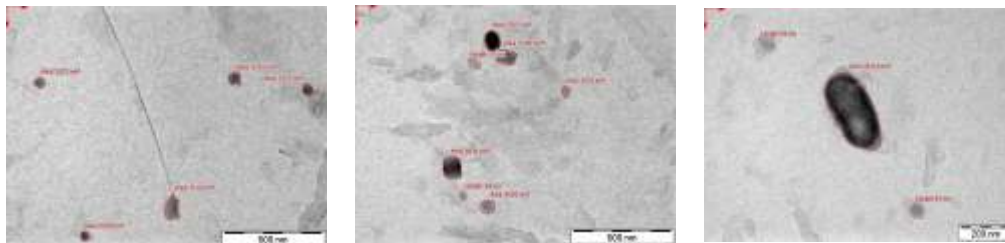
Figura 4.44 (a) Distribuição de tamanho de partícula da amostra E009C e (b) imagens de alguns precipitados encontrados na mesma.

Observou-se que 69 % dos precipitados contados na amostra E009C possuem diâmetro entre 10 e 30nm, 12 partículas entre 150 e 250nm e não foi observada nenhuma partícula com diâmetro maior que 250nm.

O valor do endurecimento por precipitação calculado da amostra E009C foi de 117 MPa.



(a)



(b)

Figura 4.45 (a) Distribuição de tamanho de partícula da amostra E010E e (b) imagens de alguns precipitados encontrados na mesma.

Observou-se que 81 % dos precipitados contados na amostra E010E possuem diâmetro entre 70 e 110nm, e não foi observada nenhuma partícula com diâmetro maior que 250nm.

O valor do endurecimento por precipitação calculado da amostra E010E foi de 128 MPa.

A relação de Orowan-Asbhy modificada e reportada por Xinping Mao 2010, GONZALEZ 2002, GLADMAN 1997 e PICKERING 1983 utilizada neste trabalho para cálculo do endurecimento por precipitação diz que é necessária maior fração volumétrica de menores precipitados para alcance de maiores endurecimento por precipitação. No entanto, pelos resultados observados nas amostras deste trabalho pode-se concluir que na verdade existe um balanço entre os de tamanho de partículas que resulta que possibilita a otimização do endurecimento por precipitação. Por exemplo, a amostra E007E que obteve o maior valor de resistência (164 MPa) concentrou suas partículas até 50nm

com poucas partículas grandes (8 partículas entre 110 e 250nm), no entanto a amostra D107F que apresentou a maioria de suas partículas menores que 20nm, apresentou o menor valor de resistência (57 MPa) pois apresentou pequenas quantidades de partículas entre todas as faixas de tamanho de partícula, em especial 9 maiores que 250nm. A amostra E008F apresentou uma distribuição similar à amostra D107F nas faixas de menores de partículas, mas não apresentou quantidades de partículas entre todas as faixas de tamanho (partículas maiores) o que resultou em maior resistência (101 MPa). As amostras D108G e E010E apresentaram valores de resistência e distribuição de partículas similares, e esses valores de resistência calculados foram os dois maiores entre todas as amostras avaliadas mesmo tendo sua distribuição de partículas deslocada para direita nos gráficos. A resistência da amostra E009C foi prejudicada pela presença de partículas entre 110 e 250nm.

No trabalho de Jian Zhou 2008 o autor demonstrou aços microligados ao Ti com maiores conteúdos de titânio geralmente produzem precipitados menores que aços com menores conteúdos de titânio, esta afirmação foi constada nas amostras E008F (0,016% Ti), E007E (0,094% Ti) e E009C (0,095% Ti).

4.8 Discussões finais sobre os resultados

Na avaliação das variações de composição química e das diferentes temperaturas de bobinamento testadas foi encontrada uma variedade de valores de propriedades mecânicas nos testes e ensaios realizados. Estes diferentes valores devem servir de referência para seleção da matéria-prima e respectivos parâmetros de processo para alcance de determinadas propriedades mecânicas. Nas composições testadas neste estudo, os materiais foram aquecidos até a temperatura de 1200°C antes da laminação, ou seja, com o auxílio do diagrama de limites de solubilidade mútua do carbono e do titânio apresentado na figura 4.48 percebe-se que todas as composições estão presentes ao lado esquerdo da isoterma de 1200°C o que significa que todos os carbonetos entre carbono e titânio estavam dissolvidos na austenita e à medida que a temperatura vai diminuindo as partículas vão sendo precipitadas à medida que é ultrapassado o limite de solubilidade. Na

temperatura de 1100°C, por exemplo, somente houve precipitação nos materiais que possuem composição a direita da isoterma de 1100°C. Estas informações devem ser utilizadas para escolha das faixas de temperaturas utilizadas no processo de manufatura, por exemplo, se os precipitados já estiverem presentes na temperatura de início da laminação ou forem precipitando ao longo do aquecimento, estas partículas atuarão dificultando o crescimento de grão.

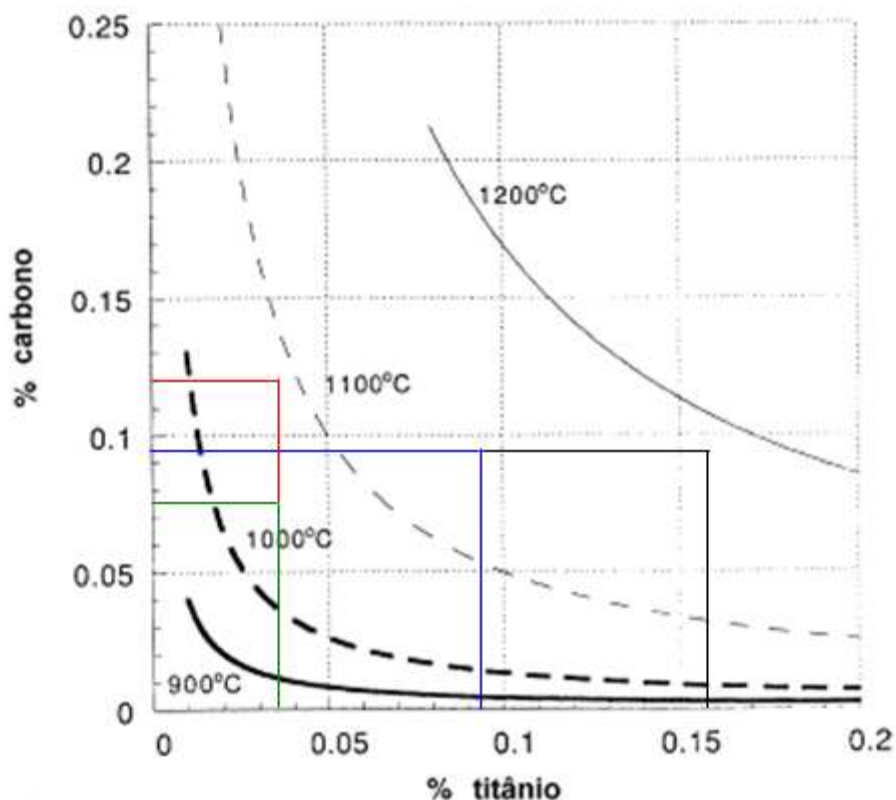


Figura 4.46 Limites de solubilidade mútua do carbono e do titânio na austenita contendo as composições avaliadas. (Adaptado de GLADMAN 1997)

A elevada resistência dos ARBL resulta da combinação dos mecanismos de endurecimento (YI Hai-long 2009). Para a qualidade estudada foi observado endurecimento por solução sólida através da adição de C e Mn (CALLISTER 2007). Esta adição também contribui para o aumento da temperabilidade do material (KRAUSS 1990) resultando em endurecimento por transformação de fase (PICKERING 1983). Além disso, o carbono, por

exemplo, desempenha um papel importante na precipitação de carbonetos (Xinping Mao 2010) e pode, precipitando junto com o titânio, resultar na diminuição da dureza da martensita. O processo termomecânico contribui para o endurecimento por deformação (NIE Yi 2010), no entanto é um fenômeno complexo, pois envolve recuperação e recristalização (ASHBY 2007). Os dois principais efeitos dos elementos microligantes são fornecer partículas de segunda fase não dissolvida dificultando o crescimento de grão e fornecer distribuição de partículas de segunda fase que por precipitação aumentarão a resistência do material (Aimin Guo 2010).

5.0 CONCLUSÃO

A análise dos resultados obtidos neste trabalho permite obter as seguintes conclusões:

- Os diferentes resultados obtidos devem servir como referência para escolha da composição química e parâmetros de processo para alcance de determinadas propriedades mecânicas;
- Os resultados de dilatométrica para Ac_1 e Ac_3 forneceram valores distintos para a mesma composição possivelmente devido às altas taxas de aquecimento utilizadas, e para as temperaturas de transformação (durante o resfriamento) os valores obtidos evidenciaram decréscimo com o aumento da taxa de resfriamento;
- A utilização da técnica de réplica para MET gerou dúvida se os precipitados maiores poderiam ser “perdidos” durante a preparação das amostras;
- Através das respectivas distribuições de tamanho de partículas juntamente com a aplicação da fórmula modificada de Rowan-Asbhy percebe-se que existe um balanço otimizado entre os tamanhos de partículas;
- Entre as composições avaliadas, considerando os valores especificados pelos ensaios de tração e Charpy, os materiais que podem ser utilizados para a qualidade S960MC são: D108H ($T_b=350^\circ\text{C}$), E007E ($T_b=400^\circ\text{C}$), E008F ($T_b=440^\circ\text{C}$), E010C ($T_b=200^\circ\text{C}$) e E010E ($T_b=400^\circ\text{C}$).
- Diferentes composições químicas apresentam faixas de temperatura de bobinamento ideais as quais maximizam as propriedades mecânicas, pois aperfeiçoa a relação e interação entre os mecanismos de endurecimento;

6.0 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Utilizar outras técnicas para preparação dos corpos-de-prova para análise dos precipitados com o MET para avaliar se os resultados apresentarão diferenças;

Utilizar metalografia colorida para quantificação das fases presentes nos materiais estudados;

Para as composições químicas selecionadas para produção industrial, realizar um maior número de ensaios de impacto, pois neste trabalho só foram ensaiados 2 corpos-de-prova por condição de processamento (temperatura de bobinamento);

Entre os melhores resultados metalúrgicos e mecânicos obtidos, estudar e planejar pequenas modificações (químicas e de processamento) que possam aperfeiçoar as propriedades do material;

Realizar estudo aprofundado da composição química dos precipitados presentes nos materiais estudados.

7.0 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

A. Babakhani et al. **Investigation on the effects of hot forging parameters on the austenite grain size of vanadium microalloyed forging steel (30MSV6)**. Journal of Alloys and Compounds, Volume 490, Issues 1-2, 572-575. 2010

A. Bai, et al. **Development of a Low Carbon HSLA Alternative to TC128 for Tank Car Application**. Materials Science & Technology - Conference Proceedings. New Orleans, Louisiana. p. 407-416. 2004.

Aimin Guo et al. **Ultrahigh strength and low yield ratio of niobium-microalloyed 900MPa pipeline steel with nano/ultrafine bainitic lath**. Materials Science and Engineering A 527, 3886–3892. 2010.

A.L. Rivas et al. **Quantitative analysis of Nb in solution in a microalloyed carburizing steel by electrochemical etching**. Materials Characterization 59, 571-577. 2008.

AMERICAN SOCIETY FOR METALS. **Heat Treatment**. ASM Internacional, Vol. 14, 1991.

Ananya Mukhopadhyay et al. **Implementation of an on-line run-out table model in a hot strip mill**. Journal of Materials Processing Technology 169, 164-172. 2005.

ASHBY, M. et al. **Materials – Engineering, Science, Processing and Design**. University of Cambridge, UK. ELSEVIER, 2007.

B.K. Show, et al. **Effect of vanadium and titanium modification on the microstructure and mechanical properties of a microalloyed HSLA steel**. Materials Science and Engineering: A, Volume 527, Issue 6, 1595-1604. 2010.

Bhadeshia et al. **Steels - Microstructure and Properties**. Butterworth-Heinemann, 2006.

BS EN 10025:2004. **Hot rolled products of structural steels**. EUROPEAN COMMITTEE FOR STANDARDIZATION, 2004.

Byoungchul Hwang et al. **Influence of thermomechanical processing and heat treatments on tensile and Charpy impact properties of B and Cu**

bearing high-strength low-alloy steels. Materials Science and Engineering A 527, 4341–4346. 2010.

C.A. Khoo et al. **Control of Grain Size by Second Phase Particle Additions in Novel HSLA Strip Steels.** Materials Science & Technology - Conference Proceedings. New Orleans, Louisiana. p. 21-29, 2004.

CALLISTER, W. D. **Materials Science and Engineering: An Introduction.** William D. Callister, Jr. - 7th ed. John Wiley & Sons, Inc. 2007.

C.C.A.Elisei et al. **Utilização de Metalografia Colorida na Identificação dos Microconstituintes de um Aço Microligado.** 17º CBECIMat - Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, 15 a 19 de Novembro de 2006, Foz do Iguaçu, PR, Brasil.

D. F. Laurito et al. **Microstructural effects on fatigue crack growth behavior of a microalloyed steel.** Procedia Engineering 2, 1915-1925. 2010.

DIETER, G. E. JR, **Mechanical Metallurgy.** McGRAW-HILL BOOK COMPANY, INC. New York, 1961.

GLADMAN, T. **The Physical Metallurgy of Microalloyed Steels.** United Kingdom, 1997.

GONZALEZ, J. E. G. **Study of the Effect of Hot Rolling Processing Parameters on the Variability of HSLA Steels.** Master Thesis, University of Pittsburgh, 2002.

G. Mohapatra et al. **A temperature correction procedure for temperature inhomogeneity in dilatometer specimens.** Thermochemica Acta 453, 57–66. 2007.

H. Niakan et al. **Effect of niobium and rolling parameters on the mechanical properties and microstructure of dual phase steels.** Materials Science and Engineering A 527, 5410–5414, 2010.

Hai-long YI et al. **Influence of Holding Time After Deformation on Bainite Transformation in Niobium Microalloyed Steel.** Journal of Iron and Steel Research, International, Volume 14, Issue 5, 62-65, 2007.

JIAO Duo-tian et al. **Effect of Nb on Austenite Recrystallization in High Temperature Deformation Process.** Internacional Jornal of Iron and Steel Research, 17(8), 39-44. 2010.

Jian Zhou et al. **Precipitation characteristic of high strength steels microalloyed with titanium produced by compact strip production.** Journal of University of Science and Technology Beijing, volume 15, Number 4, Page 389. 2008.

KRAUSS, G. **Steels - Heat Treatment and Processing Principles**, ASM International, Materials Park, OH, 1990.

LI Zhuang et al. **Effect of Thermomechanical Processing on Mechanical Properties of Hot Rolled Multiphase Steel**. *Jornal of Iron and Steel Research*, . Internacional. 15(1), 55-60. 2008.

Mazzaferro et al. **SOLDAGEM A PONTO POR FRICÇÃO E MISTURA MECÂNICA DE UM AÇO TRIP: CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL**. *Tecnol. Metal. Mater. Miner.*, São Paulo, v. 6, n. 3, p. 136-141, jan.-mar. 2010.

MORAIS, R. F. **Caracterização por microscopia eletrônica de transmissão do aço SAE5115 microligado ao nióbio para cementação em altas temperaturas**. Dissertação de Mestrado. UFRGS/PPGEM, 2002.

NIE Yi et al. **960 MPa Grade High Performance Weldable Structural Steel Plate Processed by Using TMCP**. *Internacional Journal of Iron and Steel Research*, 17(2), 63-66. 2010.

OLEA, C. A. W. **Caracterização por microscopia eletrônica do aço SAE1141 microligado ao Nb**. Dissertação de Mestrado. UFRGS/PPGEM, 2002.

PAN Tao et al. **Chemistry and Process Optimization of V-Microalloyed N80-Class Seamless Casing Tube**. *Internacional Journal of Iron and Steel Research*, 17(3), 72-78. 2010.

PEIXOTO, N. H. **Caracterização metalúrgica do aço SAE 1141 microligado ao nióbio por simulação física**. Tese de Doutorado. UFRGS/PPGEM, 2003.

PICKERING, F. B. **Physical Metallurgy and the Design of Steels**. England, 1983.

SHA Qing-yun et al. **Effect of Cooling Rate and Coiling Temperature on Precipitate in Ferrite of a Nb-V-Ti Microalloyed Strip Steel**. *Proceedings of Sino-Swedish Structural Materials Symposium*. p.316-319. 2007.

QIAO Gui-ying et al. **Effects of contents of Nb and C on hot deformation behaviors of high Nb X80 pipeline steels**. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China* 19, 1395-1399. 2009

R.D. Sims. **Tank Car Steel Investigations**. *Materials Science & Technology - Conference Proceedings*. New Orleans, Louisiana. p. 401-406, 2004.

R.D.K. Misraa et al. **Microstructural evolution in a new 770MPa hot rolled Nb-Ti microalloyed steel**. *Materials Science and Engineering A* 394, 339-352. 2005.

REED-HILL, R. E., **Physical Metallurgy Principles**, Second Edition. D. VAN NOSTRAND COMPANY, New York. 1973.

REN An-chao et al. **Hot Deformation Behavior of V-Microalloyed Steel**. *Internacional Journal of Iron and Steel Research*, 17(8): 55-60. 2010.

S. Das et al. **The effect of cooling rate on structure and properties of a HSLA forging**. *Scripta Materialia*, 48, 51-57. 2003.

S. Vaynman, et al. **High Strength, Low Carbon, Ferritic, Copper-Precipitation Strengthening Steels**. *Materials Science & Technology - Conference Proceedings*. New Orleans, Louisiana. p. 417-421, 2004.

Siamak Serajzadeh. **Prediction of temperature distribution and phase transformation on the run-out table in the process of hot strip rolling**. *Applied Mathematical Modelling* 27, 861–875. 2003.

SILVA, E. P. **Caracterização das Transformações de Fase de um Aço ARBL da Classe S700MC**. Dissertação de Mestrado. UFRGS/PPGEM, 2010.

Sükrü Talas. **The assessment of carbon equivalent formulas in predicting the properties of steel weld metals**. *Materials and Design* 31, 2649–2653, 2010.

WANG Xin et al. **Dynamic CCT Diagram of Automobile Beam Steel With High Strength Produced by FTSR Technology**. *Internacional Journal of Iron and Steel Research*. 15(2): 60-64. 2008.

WANG T.P. et al. **Isothermal treatment influence on nanometer-size carbide precipitation of titanium-bearing low carbon steel**, *Materials Letters*, 2010.

XIANG Li et al. **Calculation of AlN and MnS Precipitation in Non-Oriented Electrical Steel Produced by CSP Process**. *Internacional Journal of Iron and Steel Research*. 15(5), 88-94. 2008.

Xinping Mao et al. **Strengthening mechanisms of a new 700 MPa hot rolled Ti-microalloyed steel produced by compact strip production**. *Journal of Materials Processing Technology*, Volume 210, Issue 12, 1660-1666, 2010.

YANG Jing-hong et al. **Microstructure and Transformation Characteristics of Acicular Ferrite in High Niobium-Bearing Microalloyed Steel**. *Internacional Journal of Iron and Steel Research*, 17(6), 53-59. 2010.

YANG Jing-hong et al. **Recrystallization Behavior of Deformed Austenite in High Strength Microalloyed Pipeline Steel**. *Internacional Journal of Iron and Steel Research* 16(1), 75-80, 2009.

YI Hai-long et al. **Development of Nb-V-Ti Hot-Rolled High Strength Steel With Fine Ferrite and Precipitation Strengthening.** *Internacional Jornal of Iron and Steel Research.* 16(4), 72-77. 2009.

YUAN Shao-qiang et al. **Interaction Between Elements Nb and Mo During Precipitation in Microalloyed Austenite.** *Internacional Jornal of Iron and Steel Research,* 17(9), 60-63. 2010.