

ESTUDO DO AÇO ESTRUTURAL MICROLIGADO S960MC¹

Pedro Henrique Costa Pereira da Cunha²
Cleber de Lima Lessa²
Claudio Javier Almiron²
Felipe Wu Tzong Yeh³
Gabriel Cogo³
Nico De Wispelaere⁴
Afonso Reguly⁵

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 um 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.

Palavras-chave: Precipitação; Microligado; Termomecânico; Laminação.

STUDY OF S960MC MICROALLOY STRUCTURAL STEEL

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.

Key words: Precipitation; Microalloy; Thermomechanical; Rolling.

¹ Contribuição técnica ao 67º Congresso Anual da ABM, 31 de julho a 3 de agosto de 2012, Rio de Janeiro, Brasil.

² Doutorando em Ciências dos Materiais-PPG3M/UFRGS/Laboratório de Metalurgia Física/LAMEF

³ Mestrando em Ciências dos Materiais-PPG3M/UFRGS/Laboratório de Metalurgia Física/LAMEF

⁴ Engenheiro/Pesquisador do Centro de Pesquisa OCAS/Bélgica

⁵ Professor Doutor, Engenheiro Metalúrgico. Laboratório de Metalurgia Física - UFRGS.

1 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⁽¹⁾.

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. 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⁽²⁾.

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⁽³⁾. 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⁽⁴⁾.

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 40 J, no sentido longitudinal, em ensaio de impacto Charpy na temperatura de -20°C. O limite de resistência a tração deve situar-se entre 1.000 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 1. Além destes apresentados adições de Nb, V, Cr, Mo, Ni, B e Ti podem ser usados.

Tabela 1. Composição química da qualidade S960MC, limites máximos dos teores dos elementos, em % em peso. (BS EN 2004)

C	Si	Mn	P	S	Al
0,15	0,50	2,10	0,020	0,010	0,015

Neste trabalho foi estudada a influencia da variação da composição química e da temperatura de bobinamento nas propriedades do aço microligado S960MC com o objetivo de otimizar o melhor balanceamento das características da liga e fornecer dados para flexibilizar a escolha destas duas variáveis para produção do material em função de custos dos elementos de liga e condições operacionais da planta de manufatura.

2 MATERIAL E MÉTODOS

As diferentes variações de composição produzidas em laboratório, foram laminadas a quente utilizando temperatura de reaquecimento de 1.200°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 2.

Tabela 2. 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

O carbono, manganês e outros elementos de liga afetam muito a temperabilidade do aço, e seus efeitos na soldagem são avaliados através do cálculo do carbono equivalente, e na literatura existem diversas variações para seu cálculo⁽⁵⁾. Para a 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%. Nos ensaios de dureza foi utilizada a 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. Foram realizados ensaios de tração nas amostras conforme norma ASTM E 8/E 8M – 08 em máquina de ensaio do fabricante Instron. Foram realizadas 2 corpos-de-prova de impacto (Charpy) em 3 temperaturas em cada composição conforme norma ASTM E 23 – 07a. A temperatura ensaiada foi -20°C e 25°C. As dimensões dos corpos-de-prova foram 10 mm x 10 mm x 55 mm retirados no sentido longitudinal de laminação. Foi utilizado o equipamento do fabricante ZWICK modelo PSE 750. O procedimento experimental aplicado no dilatômetro foi realizado baseado na norma ASTM A1033-10. 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. 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:

- Ciclo 1 – aquecimento até 1.200°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 1.200°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 1° 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. 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 1 g 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 raios 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. 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. 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. Para avaliação do endurecimento por precipitação foi utilizada uma modificação da equação de Orowan-Ashby incluindo tamanho e fração das partículas^(6,7), a Equação 1 usada foi:

$$\sigma(MPa) = \frac{5.9\sqrt{f}}{x} \ln\left(\frac{x}{2.5 \times 10^{-4}}\right) \quad (1)$$

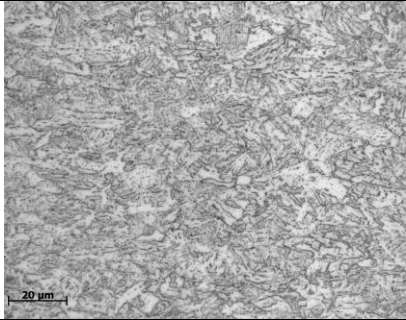
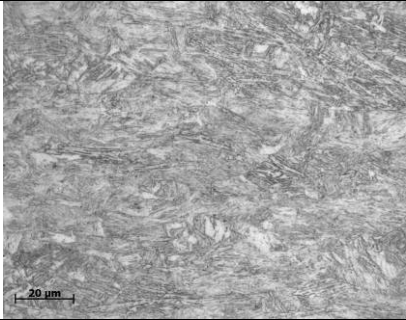
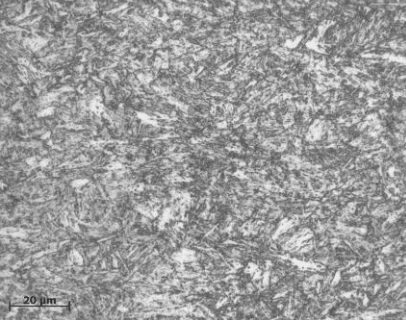
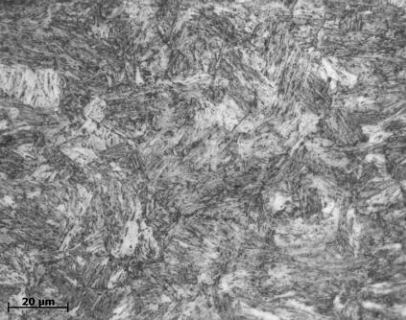
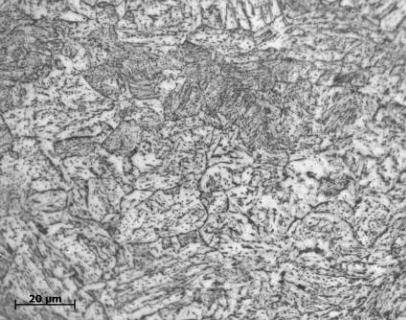
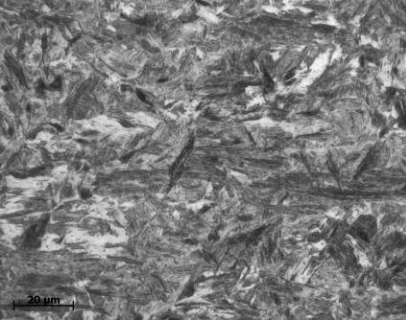
Onde σ = endurecimento por precipitação, f = fração volumétrica dos precipitados, e x = diâmetro dos precipitados (μm).

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

3 RESULTADOS

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. Na Tabela 3 são apresentadas algumas metalografias com magnificação de 1.000x.

Tabela 3. Exemplos de microestruturas observadas

	
Amostra D107F (Tb = 440 °C)	Amostra D107H (Tb = 25 °C)
	
Amostra E006C (Tb = 400 °C).	Amostra E007C (Tb = 200 °C)
	
Amostra E010F (Tb = 440 °C).	Amostra E013A (Tb = 25 °C)

Na Tabela 4 estão reunidos os resultados dos ensaios de dureza em relação à temperatura de bobinamento do teste executado.

Tabela 4 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			

Na Tabela 5 estão reunidos os resultados dos ensaios de tração.

Tabela 5. Resultados dos ensaios de tração realizados

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

Os resultados dos 2 corpos-de-prova (por composição avaliada) dos ensaios de impacto realizados estão presente nas Figura 1.

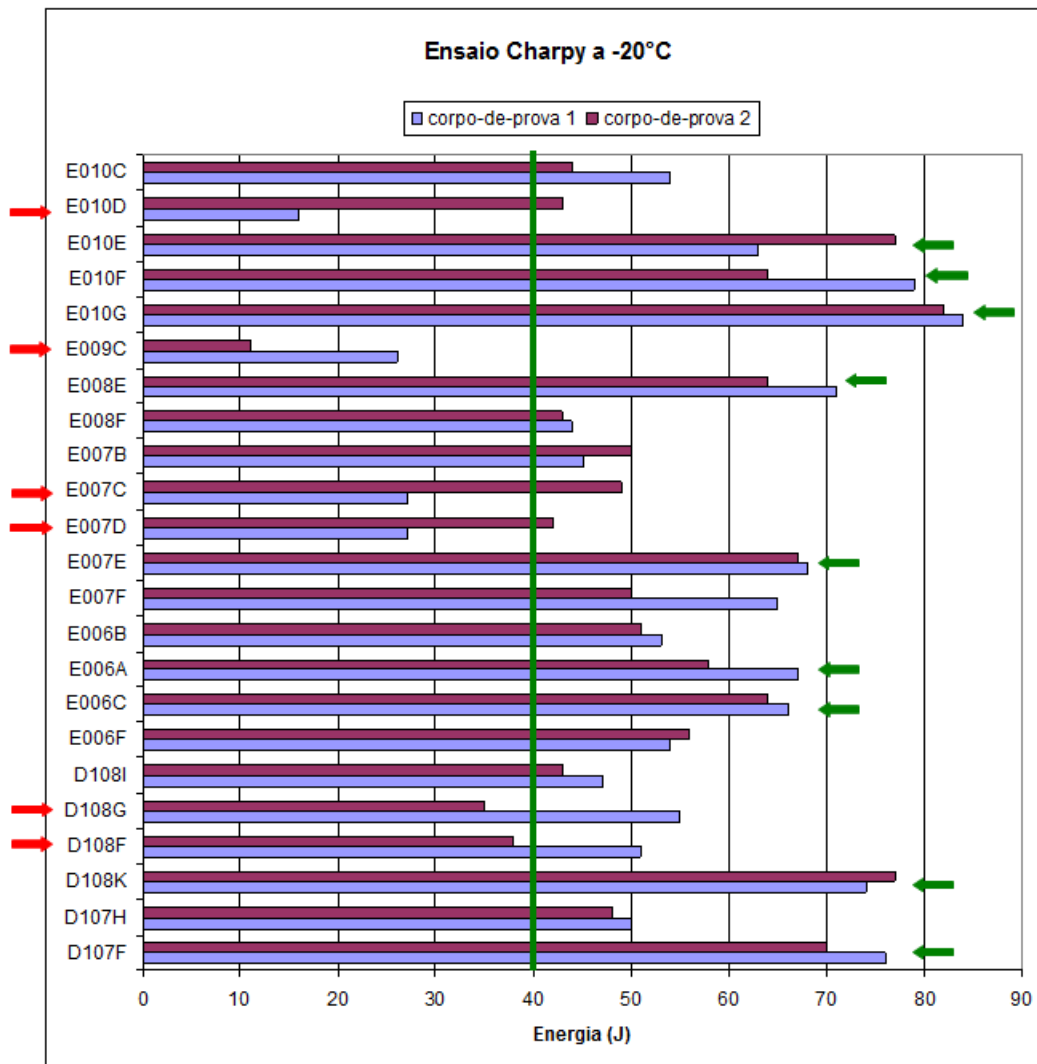


Figura 1. Resultados do ensaio Charpy.

Na Figura 1 a linha vertical no valor de 40 J 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 os corpos-de-prova 1 e 2.

Nas Figuras 2, 3 e 4 são apresentados alguns resultados de dilatometria.

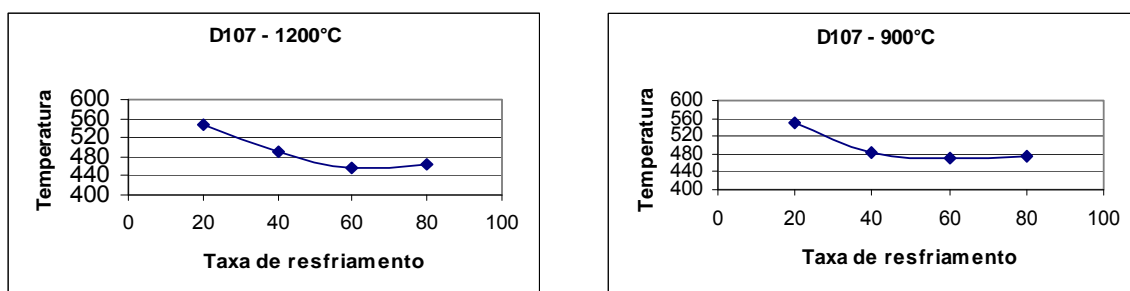


Figura 2. Evolução da temperatura de transformação em função da taxa de resfriamento para a amostra D107.

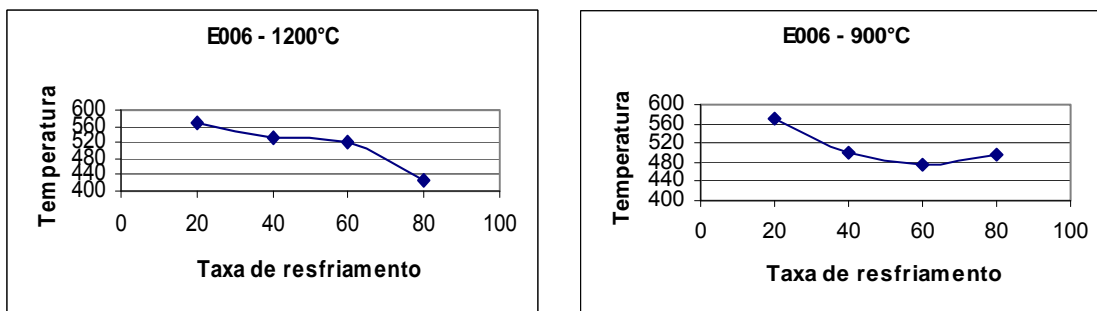


Figura 3. Evolução da temperatura de transformação em função da taxa de resfriamento para a amostra E006.

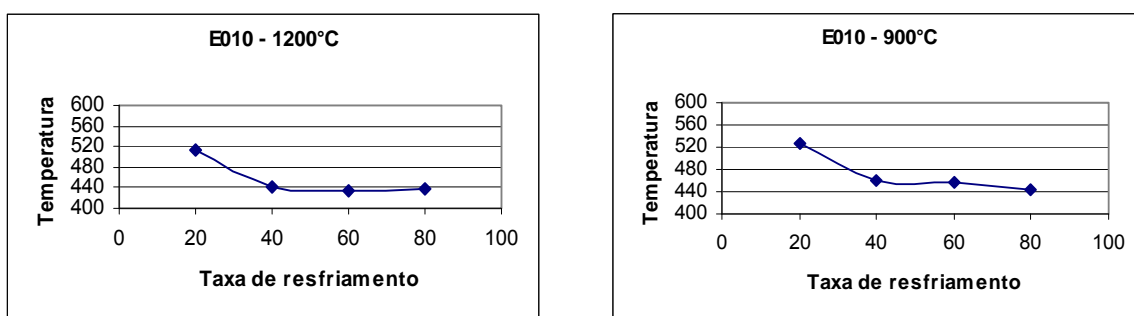


Figura 4. Evolução da temperatura de transformação em função da taxa de resfriamento para a amostra E010.

Os resultados dos ensaios de ICP-MS são mostrados na Tabela 6.

Tabela 6. Porcentual de Ti precipitado mensurado

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

Após os todos os ensaios foram selecionadas 1 amostra de cada variação de composição estudada 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 1.000 MPa. As amostras selecionadas estão relacionadas na Tabela 7.

Tabela 7. 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 na Figura 5 é mostrado exemplo de amostra distribuição de tamanho de partícula para a amostra D108G.

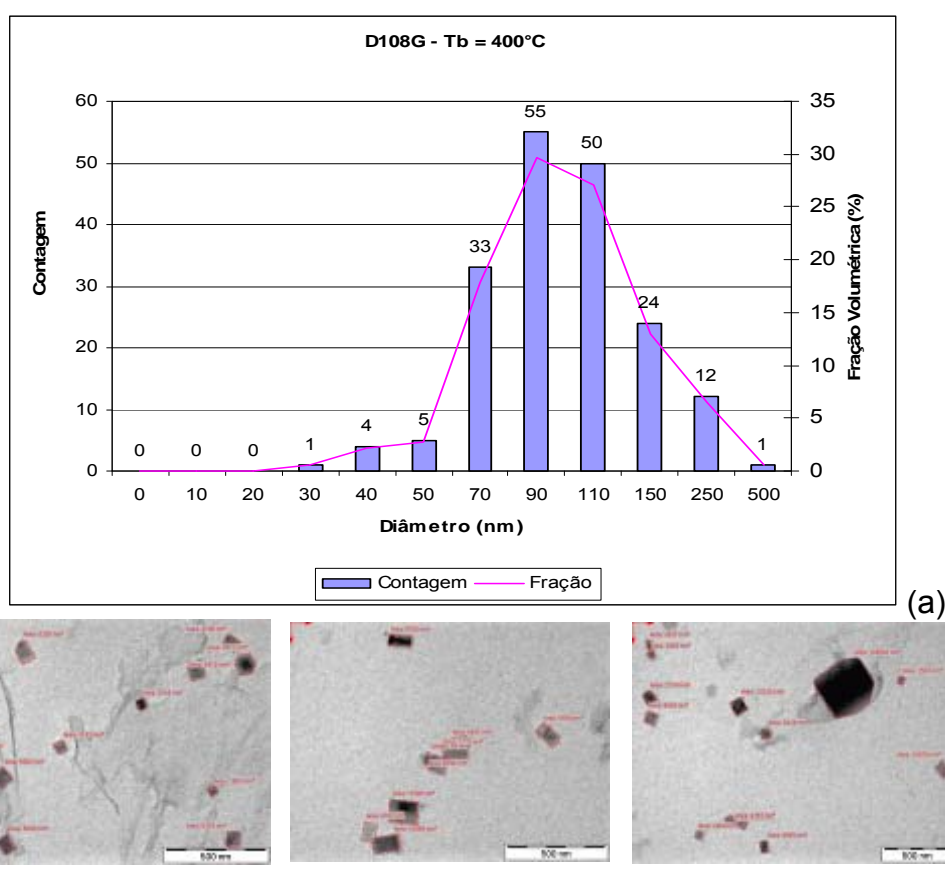


Figura 5. (a) Distribuição de tamanho de partícula da amostra D108G e (b) imagens de alguns precipitados encontrados na mesma.

O valor do endurecimento por precipitação calculado da amostra D108G foi de 125 MPa, e os demais valores calculados foram de 57 MPa (D107F), 164 MPa (E007E), 101 MPa (E008F), 117 MPa (E009C) e de 128 MPa (E010E).

4 DISCUSSÃO

No trabalho de H. Niakan⁽⁸⁾ 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, e no trabalho de

Gonzalez⁽⁶⁾ foi mostrado que diminuindo a temperatura de bobinamento existirá a transição microestrutural de ferrita poligonal → ferrita não poligonal → bainita. Além disso, os materiais sofreram grande redução de espessura (de 40mm até 5mm) o que dificultou também a observação microestrutural. 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⁽⁹⁾ e C.C.A.Elisei⁽¹⁰⁾. Segundo Gonzalez⁽⁶⁾ 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 ⁽¹⁾ e ⁽²⁾. O autor H. Niakan⁽⁸⁾ 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 maiores valores do limite de escoamento e limite de resistência à tração, por exemplo, entre a composição D107 e D108 que se trata da adição 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⁽¹¹⁾. 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⁽¹²⁾. R.D.K. Misra⁽¹³⁾ atribui boas características nos ARBL como consequência de tamanho de grão refinado e presença de bainita na microestrutura do material⁽¹⁴⁾. S. Shanmugama⁽¹⁵⁾ 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. 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⁽¹⁶⁾. Os valores apresentados nas Figuras 2 e 3 confirmam tendência de diminuição da temperatura de transformação à medida que se aumenta a taxa de resfriamento também reportada por WANG Xin⁽¹⁷⁾. A utilização da técnica de inductively coupled plasma (ICP) é reportada nos trabalhos de Quiao et al.⁽¹⁸⁾, Xiang et al.⁽¹⁹⁾ e Rivas et al.⁽²⁰⁾ 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. A relação de Orowan-Asbhy modificada e reportada por Pickering⁽¹⁾, Gladman⁽²⁾, Gonzalez⁽⁶⁾ e Xinping Mao et al.⁽⁷⁾ 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.

5 CONCLUSÃO

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 Ac1 e Ac3 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 Orowan-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 (Tb=350°C), E007E (Tb=400°C), E008F (Tb=440°C), E010C (Tb=200°C) e E010E (Tb=400°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;

Agradecimentos

Ao Centro de Pesquisa OCAS/Bélgica e ao Laboratório de Metalurgia Física.

REFERÊNCIAS

- 1 PICKERING, F. B. Physical Metallurgy and the Design of Steels. England, 1983.
- 2 GLADMAN, T. The Physical Metallurgy of Microalloyed Steels. United Kingdom, 1997.
- 3 JIAO Duo-tian et al. Effect of Nb on Austenite Recrystallization in High Temperature Deformation Process. *Internacional Journal of Iron and Steel Research*, 17(8), 39-44. 2010.
- 4 D. F. Laurito et al. Microstructural effects on fatigue crack growth behavior of a microalloyed steel. *Procedia Engineering* 2, 1915-1925. 2010.
- 5 Sükrü Talas. The assessment of carbon equivalent formulas in predicting the properties of steel weld metals. *Materials and Design* 31, 2649–2653, 2010.
- 6 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.
- 7 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.
- 8 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.
- 9 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.
- 10 C.C.A.Elisei et al. Utilização de Metalografia Colorida na Identificação dos Microconstituintes de um Aço Microligado. 17^o CBECIMat - Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, 15 a 19 de Novembro de 2006, Foz do Iguaçu, PR, Brasil.
- 11 CALLISTER, W. D. *Materials Science and Engineering: An Introduction*. William D. Callister, Jr. - 7th ed. John Wiley & Sons, Inc. 2007.

- 12 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.
- 13 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.
- 14 Bhadeshia et al. *Steels - Microstructure and Properties*. Butterworth-Heinemann, 2006.
- 15 Shanmugam, S et al. Effect of cooling rate on the microstructure and mechanical properties of Nb-microalloyed steels. *Materials Science and Engineering A*. Volume 460-461, 15 July 2007, Pages 335-343
- 16 KRAUSS, G. *Steels - Heat Treatment and Processing Principles*, ASM International, Materials Park, OH, 1990.
- 17 WANG Xin et al. Dynamic CCT Diagram of Automobile Beam Steel With High Strength Produced by FTSR Technology. *Internacional Jornal of Iron and Steel Research*. 15(2): 60-64. 2008.
- 18 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
- 19 XIANG Li et al. Calculation of AlN and MnS Precipitation in Non-Oriented Electrical Steel Produced by CSP Process. *Internacional Jornal of Iron and Steel Research*. 15(5), 88-94. 2008.
- 20 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.