



Formação Microestrutural de Aços de Baixa Densidade com Variações de Al Preparados Via Fusão a Arco Elétrico

Aluno: Arthur Massao Shirata

Orientador: Prof. Dr. Juliano Soyama

Órgão Financiador: PIBIC Unicamp (CNPq)

1. INTRODUÇÃO

Atualmente, existe um crescimento no uso de combustíveis fósseis, principalmente pelos meios de transporte, e conseqüentemente, uma tendência mundial em produzir veículos menos poluentes e mais eficientes energeticamente. A maneira mais efetiva de atingir esse objetivo é o desenvolvimento de materiais mais leves, e de alta resistência mecânica, para uso nos veículos.

Um menor peso de um veículo leva a uma menor inércia na movimentação, reduzindo então o consumo de combustíveis pela menor potência necessária. Utilizando-se materiais com melhor resistência mecânica, podemos utilizar também uma quantidade menor de material, reduzindo-se então o peso do produto para resistir a mesma demanda de resistência do material. Este processo de otimização é comumente chamado de “downgaging” [1].

As ligas estudadas, que pertencem ao sistema Fe-Mn-Al-C, são aços de baixa densidade com plasticidade induzida por maclação (L-IP) e apresentam alta resistência mecânica com limites de escoamento da ordem de 400 a 1000 MPa e ductilidade em torno de 30-100% em combinação com reduzida densidade [2]. De acordo com Brück et al. [3], a cada 1% p. de Al, uma diminuição de aproximadamente 1,5% na densidade do aço é possível (inclusive para uma grande variedade de concentrações de Mn).

Adições controladas de Al nas ligas L-IP induzem a uma redução na densidade devido ao efeito combinado do menor peso atômico do Al em relação aos outros elementos e também do aumento no parâmetro de rede [4]. O acréscimo de Al também provoca um endurecimento por solução sólida [5] e aumento da resistência à corrosão [6]. Ademais, essa classe de aços pode ser endurecida através de recozimento e possui alta capacidade de encruamento, que a torna interessante para aplicações que necessitam absorver energia de impacto. Por isso, esses aços estão em evidência para uso em carrocerias de automóveis [7].

2. OBJETIVO

Estudar sobre os efeitos da adição de Al nas composições de aços de alta resistência e baixa densidade do sistema Fe-Mn-Al-C produzidos via fusão a arco elétrico. O trabalho envolve o processo de preparação das amostras para a posterior análise de suas microestruturas e frações de microconstituintes através de microscopia ótica, microscopia eletrônica de varredura e também ensaios de dureza para o estudo de suas propriedades mecânicas e mudanças microestruturais.

3. MATERIAIS E MÉTODOS

Os materiais utilizados são amostras de aço do sistema Fe-Mn-Al-C cujas composições (%p) são:

- Amostra 1: Fe-30Mn-8Al-0,25C
- Amostra 2: Fe-30Mn-14Al-0,25C
- Amostra 3: Fe-30Mn-8Al-0,25C (com recozimento 550°C/24/h)
- Amostra 4: Fe-30Mn-14Al-0,25C (com recozimento 550°C/24/h)

As amostras foram preparadas através de fusão a arco elétrico em atmosfera inerte. Os fornos de fusão a arco elétrico de 300 a 400 A estão disponíveis no Laboratório de Metalurgia Física do Departamento de Engenharia de Manufatura e Materiais (DEMM) da Unicamp. A fim de se observar mudanças na microestrutura e nas propriedades mecânicas das amostras, realizou-se um tratamento térmico de recozimento. O processo de recozimento consistiu em colocar as amostras em um forno tipo mufla do laboratório de materiais da FEM Unicamp, pré-aquecido a 550°C por pelo menos 24h.

As 4 amostras estudadas foram submetidas ao processo de embutimento individualmente, para que o seu manuseio nas análises posteriores fossem facilitados ao criar um corpo externo cilíndrico. O embutimento foi realizado em uma prensa de embutimento Termo Press 2 Struers e o material para o corpo utilizado foi o baquelite sólido.

Após o embutimento, realizou-se o processo de lixamento manual da superfície metálica utilizando-se uma lixadeira Aropol 2V Arotec com diversas lixas de granulometrias 100, 220, 300, 400, 600 e 1200, para se eliminar as ranhuras e irregularidades da superfície e permitir uma análise correta nos microscópios.

Depois realizou-se o polimento da superfície para eliminar completamente as imperfeições da superfície. Primeiro foi feito um polimento manual com pano de polimento e posteriormente foi utilizado o equipamento semiautomático VibroMet 2 Buehler, por cerca de 1 hora e meia e uma vibração de amplitude de 60°.

Feita a preparação física da amostra, foi realizado um ataque químico nas amostras para possibilitar uma melhor visualização das amostras. As amostras foram submetidas a um ataque químico com Nital (solução de ácido nítrico e álcool etílico) com 2% de concentração de ácido nítrico, para revelar a fase ferrosa. Foi feita a imersão por alguns segundos da amostra na solução até que a fase ferrosa se revelasse.

Utilizando-se um microscópio ótico Leica modelo DFC295, as imagens das amostras foram analisadas e capturadas em diferentes lentes de aumento, sendo o aumento observado de 50, 100, 200 e 500 vezes o tamanho original da superfície.

A morfologia e distribuição das fases foram investigadas com quantificações realizadas no software livre ImageJ, utilizando-se a ferramenta "Threshold" do mesmo através de imagens coletadas em microscópio ótico com alto contraste. Para uma microscopia mais detalhada foi utilizado o microscópio eletrônico de varredura Zeiss Evo-MA15 disponível no Laboratório Multiusuário de Caracterização de Materiais. No MEV foram obtidas imagens das amostras 1 e 2 em aumento de 500 e 2500 vezes o tamanho real.

Também foi realizada uma análise de espectroscopia por difração de raios X (DRX) por dispersão de energia nas amostras 1 e 2, a fim de analisar a composição de suas fases através da leitura dos picos de intensidade gerados. O difratômetro utilizado foi um D8 Focus da Bruker com radiação Cu K α e os parâmetros de 40 kV e 40 mA e varredura 2θ de 20 a 90 °C.

Por fim, com o durômetro FV 800 da Future Tech Company, foram realizados ensaios de dureza Vickers das amostras, seguindo a norma ASTM E92-17 [8]. Foram coletadas medidas de dureza ao longo de um perfil longitudinal da amostra e também em suas laterais, analisando-se regiões periféricas e centrais das amostras, que possuem diferentes tempos de resfriamento e conseqüentemente, diferentes propriedades mecânicas. Utilizou-se uma carga de 0,3 kgf, tempo de permanência de 10s da ponta diamantada e foram coletados ao menos 4 medidas de dureza em cada região de cada amostra.

4. RESULTADOS

4.1. Ensaio Metalográfico e Análises em Software de Imagem

Foram extraídas ao menos 16 imagens de cada amostra, sendo elas imagens obtidas de microscopia ótica das regiões periféricas e centrais das amostras e variadas em 4 lentes de aumento: 50, 100, 200 e 500 vezes o tamanho original. Analisando-se as amostras, observa-se que as microestruturas se diferem umas das outras. A Fig. 1 mostra imagens das regiões periféricas das amostras 1, 2, 3 e 4 observadas em um aumento de 200x e um detalhe interessante a se notar é que, as amostras 1 e 3 apesar de serem da mesma liga (Fe-30Mn-8Al-0,25C), possuem microestruturas muito diferentes devido ao tratamento térmico de recozimento. As amostras 2 e 4 (Fe-30Mn-14Al-0,25C) não apresentaram grandes diferenças entre si, mesmo após a amostra 4 ser submetida ao mesmo tratamento térmico de recozimento.

É possível notar que a amostra 1, com 8% de Al na composição, possui uma proporção muito maior de fase escura que a amostra 2, com 14% de alumínio. Essa fase escura trata-se de γ -austenita e a fase branca é composta por α -ferrita. Nota-se também que temos alguns pontos pretos nas fases, esses pontos podem ser κ -carbonetos, assim como discordâncias e impurezas na superfície da amostra.

O recozimento foi feito com temperatura de 550°C por 24 horas e a microestrutura resultante da amostra 3 indica que o metal analisado possui constituintes majoritariamente metaestáveis, uma vez que a temperatura, e conseqüentemente a energia fornecida que ocasionou a alteração microestrutural não era muito alta. Já a amostra 4 resultou em uma praticamente idêntica à amostra 2, o que evidencia uma estrutura mais estável. Em algumas regiões da amostra 4, é possível observar algumas áreas mais escuras, evidenciando que houve alguma mudança de fase próxima ao que parece ser um contorno de grão, após o recozimento.

Também foram obtidas imagens em diferentes aumentos no microscópio eletrônico de varredura (MEV), apresentadas na Fig. 2. As imagens feitas no MEV possuem uma melhor resolução comparada ao microscópio ótico e também fornecem uma imagem superficial topográfica das microestruturas, de forma que é possível identificar as diferentes fases e grãos das amostras. As análises em MEV foram feitas apenas nas amostras 1 e 2.

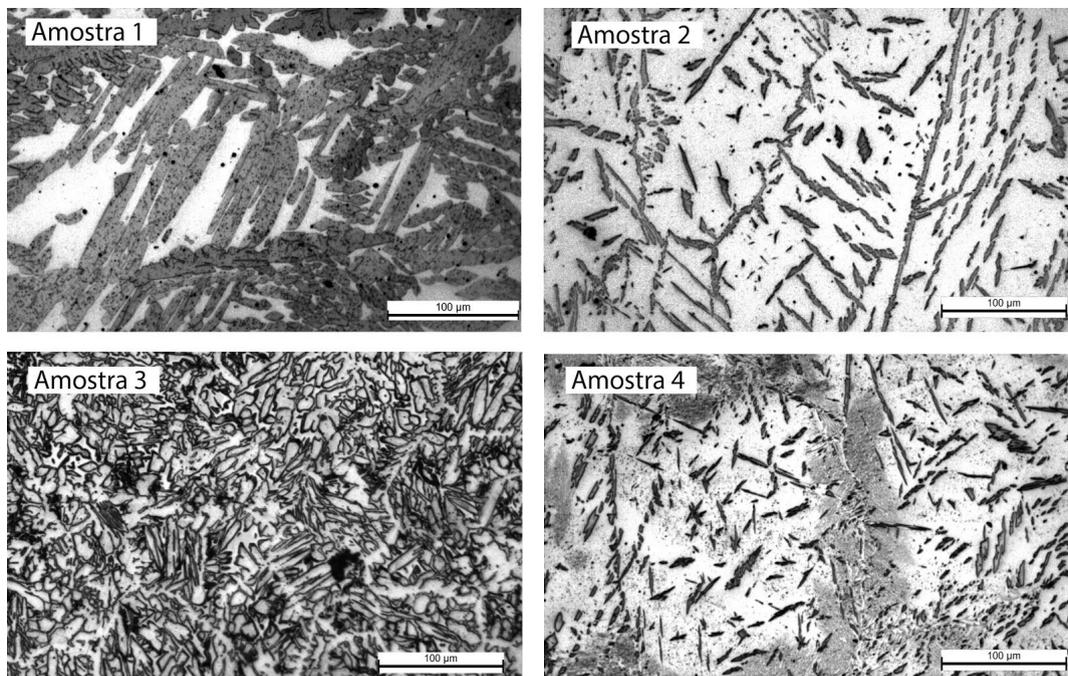


Fig. 1 - Imagem da amostras 1, 2, 3 e 4 respectivamente obtidas com microscópio em aumento de 200x, com escala de 100µm.

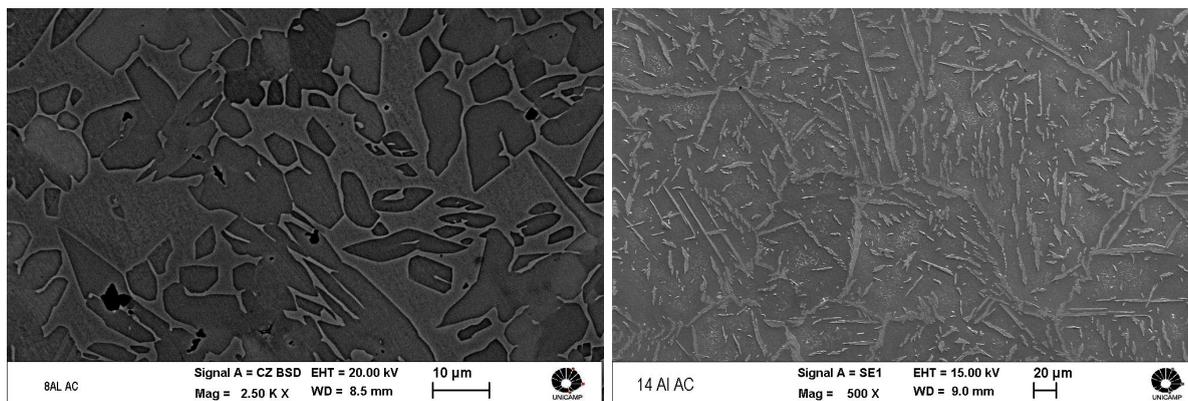


Fig. 2 - Imagem da amostras 1 e 2 respectivamente, obtidas através de microscópio eletrônico de varredura (MEV).

Realizando-se uma análise de espectroscopia por difração de raios X (DRX) por dispersão de energia nas amostras 1 e 2, obteve-se como resultado as espectroscopias mostradas na Fig. 3. Nelas são possíveis identificar alguns picos de intensidade equivalentes à γ -austenita e α -ferrita na duas amostras, o que evidencia e confirma que as amostras 1 e 2 possuem microestrutura duplex de γ -austenita e α -ferrita.

Observando-se a espectroscopia da amostra 1, infere-se que a amostra possui composição duplex de γ -austenita e α -ferrita, porém com maior proporção de fase composta por γ -austenita, o que foi previamente observado também analisando-se as imagens obtidas em microscópio ótico e microscópio eletrônico de varredura. Essa matriz duplex de γ -austenita e α -ferrita com fase austenítica predominante já era esperada, uma vez que as composições da amostra são parecidas com as descritas na seção de aços de baixa densidade da revisão bibliográfica. Já para a amostra 2, o padrão de difração sugere uma composição também em duplex de γ -austenita e α -ferrita, porém com fase majoritariamente ferrítica e pouca proporção em austenita, o que também foi observado nas imagens obtida nos microscópios.

Utilizando-se as imagens obtidas através da microscopia ótica das amostras e com o auxílio do software livre ImageJ, realizou-se uma análise de fração de fase das amostras (Fig. 4). Essa análise foi feita com o auxílio da ferramenta "Threshold", que analisa a porcentagem de imagem mais escura e clara sobre contraste. Apenas as amostras 1 e 2 foram analisadas por esse método, pois suas imagens possuem uma boa

definição e contraste entre as fases ferríticas e austeníticas, enquanto que a amostra 3 possui uma fase mais complexa e não tão bem definida e a fase 4 não sofreu muitas mudanças, mas também não possui suas fases tão bem definidas para se aplicar o software.

Os dados obtidos com o software ImageJ apontam as frações de fase mostradas na Tabela 1.

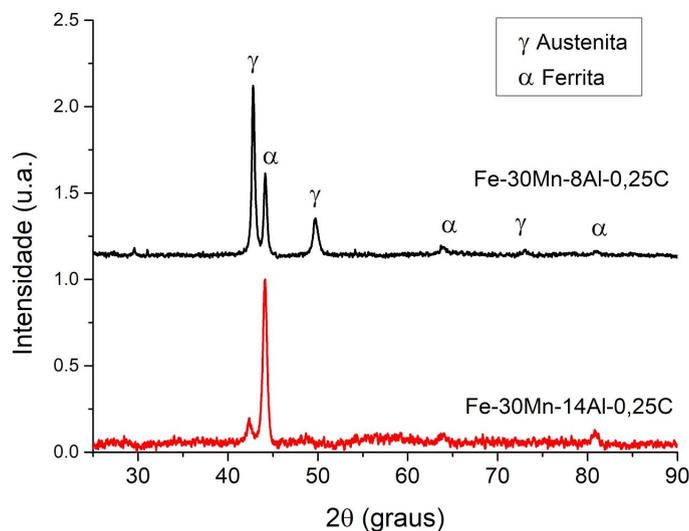


Fig. 3 - Picos gerados através de espectroscopia por difração de raios X (DRX) das amostras 1 e 2

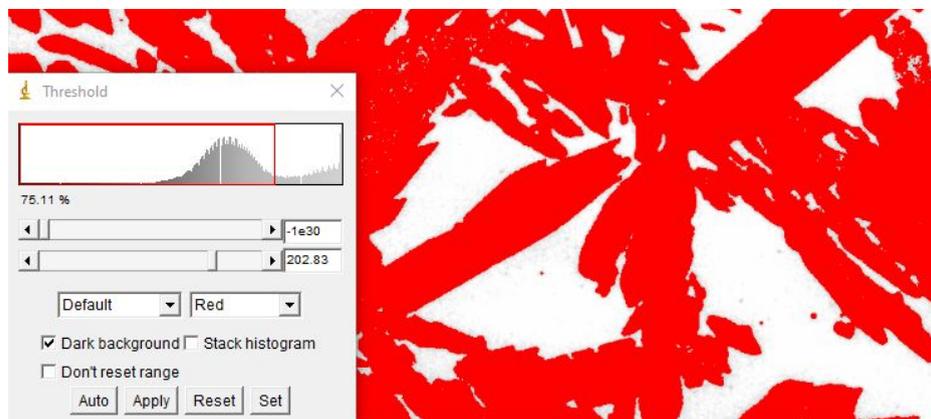


Fig. 4 - Exemplo de análise na amostra 1 da fração de fases utilizando a ferramenta “Threshold” do software ImageJ.

Tabela 1: Porcentagem em fase das amostras estudadas.

	Fase ferrítica α	Fase austenítica γ
Amostra 1 (8%Al)	$(73,2 \pm 2,4)\%$	$(26,8 \pm 2,4)\%$
Amostra 2 (14%Al)	$(23,6 \pm 3,4)\%$	$(76,4 \pm 2,4)\%$

4.2. Ensaio de dureza

Após feitas as medições de dureza nas diferentes regiões (regiões 1 a 6) das amostras 1, 2 e 3 (a amostra 4 não foi analisada devido às complicações da pandemia) os valores de dureza Vickers (HV) com seus respectivos desvios padrões foram plotados no gráfico da Fig. 5.

Analisando-se o gráfico é possível notar que a amostra 2, que possui 14% de Al, possui a maior dureza média entre as três amostras analisadas. Apesar da amostra 2 possuir composição majoritariamente ferrítica, que possui menor dureza em relação à fase austenítica, ela possui maior dureza devido ao fato de que uma maior concentração de Al forma maior quantidade de precipitados de κ -carbonetos, que aumentam a dureza da liga [5] [9].

Também notou-se que a amostra 3 possui uma dureza média maior que a da amostra 1, ambas de composição Fe-30Mn-8Al-0,25C, o que evidencia que o tratamento de recozimento na amostra 3 provocou um endurecimento na liga. Esse endurecimento pode ter sido provocado por uma precipitação de κ -carbonetos ou de alguma transformação de fase vinda da fase austenítica metaestável.

Assim, é possível aumentar a dureza das amostras com 8% de Al através de um tratamento térmico de recozimento em forno a 550°C por 24h.

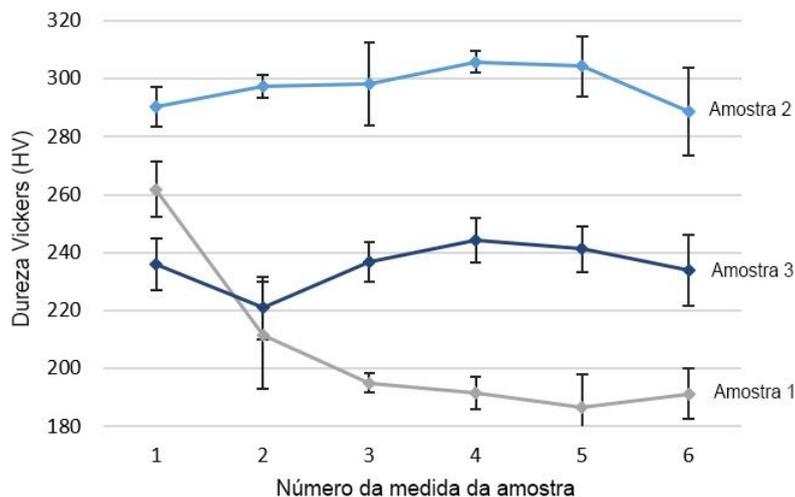


Fig. 5 - Medidas de dureza Vickers (HV) das amostras 1, 2 e 3 obtidas em diferentes regiões das amostras.

5. CONCLUSÃO

Devido às circunstâncias atuais de pandemia e laboratórios da Faculdade de Engenharia Mecânica da Unicamp fechados desde março de 2020, algumas das análises experimentais que estavam sendo realizadas não foram concluídas. Porém, com os resultados parciais das análises, foi possível identificar importantes tendências e comportamentos das amostras analisadas.

Como esperado, a amostra 1, de composição Fe-30Mn-8Al-0,25C, possui microestrutura duplex com matriz de γ -austenita e α -ferrita, sendo predominante a fase austenítica (alta porcentagem de Mn atua como elemento de liga austenizante). Essa fase austenítica se mostrou metaestável, decompondo-se em uma estrutura mais complexa após submetida em tratamento térmico de recozimento a 550°C por 24h. A amostra 3, que é uma amostra de mesma composição da amostra 1 após o tratamento térmico demonstrou dureza média (HV) maior em comparação ao valor de dureza média da amostra 1. Isso se deve à formação dessa nova fase mais complexa e também provavelmente por precipitação de κ -carbonetos na matriz, que acabam por endurecer a liga. Portanto, é possível endurecer esta liga de baixa densidade através de um tratamento térmico de envelhecimento artificial, ou, recozimento.

A amostra 2, de composição Fe-30Mn-14Al-0,25C, possui composição parecida com a da amostra 1, porém agora com uma fração muito maior de Al em sua composição. Através de todas as análises metalográficas, obteve-se que esta liga possui também uma microestrutura duplex de matriz composta por γ -austenita e α -ferrita, mas agora com uma matriz predominantemente ferrítica. Disso infere-se que a maior quantidade de alumínio atuou como elemento ferritizante na liga. Das imagens observadas em microscópio ótico, observou-se que a amostra 4 de mesma composição que a amostra 2 e submetida ao mesmo processo de recozimento que a amostra 3, não sofreu grandes alterações em sua microestrutura aparente, o que evidencia o caráter estável da fase ferrítica obtida do corpo de prova inicial.

6. BIBLIOGRAFIA

- [1] M.Y. Demeri, *Advanced High-Strength Steels: Science, Technology, and Applications*, 1st ed., ASM International, Materials Park, OH, 2013.
- [2] S. Chen, R. Rana, A. Haldar, R.K. Ray, *Prog. Mater. Sci.* 89 (2017) 345–391.
- [3] G. Frommeyer, U. Brück, *Steel Res. Int.* 77 (2006) 627–633.
- [4] H. Kim, D.-W. Suh, N.J. Kim, *Sci. Technol. Adv. Mater.* 14 (2013) 014205.
- [5] B.C. De Cooman, Y. Estrin, S.K. Kim, *Acta Mater.* 142 (2018) 283–362.
- [6] T. Dieudonné, L. Marchetti, M. Wery, F. Miserque, M. Tabarant, J. Chêne, C. Allely, P. Cugy, C.P. Scott, *Corros. Sci.* 83 (2014) 234–244.
- [7] R.W. Neu, *Mater. Perform. Charact.* 2 (2013) 20130009.
- [8] E92-16, *Standard Test Methods for Vickers Hardness and Knoop Hardness of Metallic Materials*, ASTM International, 2017.
- [9] Wu, Z.Q.; Ding, H.; An, X.H.; Han, D.; Liao, X.Z. Influence of Al content on the strain-hardening behavior of aged low density Fe–Mn–Al–C steels with high Al content, 2015.