

# INFLUÊNCIA DO TRATAMENTO TÉRMICO DE RECOZIMENTO CONTÍNUO NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DE UM AÇO HSLA SAE J2340 – 340X \*

Laerte Correa dos Santos<sup>1</sup> Pedro Henrique Poubel Mendonça da Silveira<sup>2</sup> Alaelson Vieira Gomes<sup>3</sup>

#### Resumo

Os aços HSLA (*High-Strength Low-Alloy Steel*) constituem uma categoria de ligas metálicas bastante utilizadas no setor automotivo. Sua produção se dá através de um processo de laminação controlada, seguida de tratamento térmico de recozimento para alívio de tensões. O objetivo deste trabalho consistiu em realizar tratamento de recozimento contínuo com diferentes temperaturas e tempos de recozimento em amostras de um aço HSLA SAE J2340 – 340X. Para isto, foram utilizadas as seguintes temperaturas de recozimento: 720°C, 760°C e 800°C, com tempo de recozimento em 120s, 260, e 600s. Os valores de limite de escoamento e dureza foram decrescendo à medida em que foi aumentado a temperatura e o tempo de recozimento.

Palavras-chave: Laminação Controlada; Recozimento Contínuo; Aço HSLA.

## INFLUENCE OF CONTINUOUS ANNEALING HEAT TREATMENT ON THE MECHANICAL PROPERTIES OF A HSLA SAE J2340 – 340X

#### Abstract

HSLA (High-Strength Low-Alloy Steel) steels are a category of used metal alloys in the automotive industry. Its production takes place through a process of controlled lamination, followed by heat treatment of annealing to relieve stresses. The objective of this work was to perform continuous annealing treatment with different temperatures and annealing times on samples of a HSLA SAE J2340 - 340X steel. For this, the following annealing temperatures were used: 720°C, 760°C and 800°C, with annealing time in 120s, 260s, and 600s. The values of yield strength and hardness were decreasing as the temperature and annealing time were increased. **Keywords:** Controlled Lamination; Continuous Annealing; HSLA Steel

<sup>&</sup>lt;sup>1</sup> Bacharel em Engenharia Mecânica, Mestre em Engenharia Mecânica, Professor Titular do Curso de Engenharia Mecânica, Centro Universitário Anhanguera de Niterói, Niterói, RJ, Brasil.

<sup>&</sup>lt;sup>2</sup> Bacharel em Engenharia Mecânica, Mestrando em Ciência dos Materiais, Seção de Engenharia de Materiais SE/8, Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

<sup>&</sup>lt;sup>3</sup> Bacharel em Engenharia Metalúrgica, Mestre em Ciência dos Materiais, Doutor em Ciência dos Materiais, Professor do de Engenharia de Materiais e Pós-Graduação em Ciência dos Materiais, Seção de Engenharia de Materiais SE/8, Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.



## 1 INTRODUÇÃO

Os aços de baixa liga de alta resistência, ou em inglês *High-Strength Low-Alloy Steel* (HSLA), foram desenvolvidos principalmente para a indústria automotiva, para substituir peças de aço de baixo carbono por peças de seção transversal mais finas para reduzir o peso sem sacrificar a resistência. Aplicações típicas de veículos automotivos incluem vigas de intrusão de porta, elementos do chassi, suportes de reforço e montagem, peças de direção e suspensão, para-choques e rodas.

O HSLA é um tipo aço que oferece melhores propriedades mecânicas ou maior resistência à corrosão do que o aço carbono. Para manter a conformabilidade e a soldabilidade, possui teor de carbono entre 0,05% e 0,25%. Outros elementos de liga incluem até 2,0% de manganês e pequenas quantidades de cobre, níquel, nióbio, nitrogênio, vanádio, cromo, molibdênio, titânio, cálcio, elementos de terras raras ou zircônio. Estas ligas de aço fornecem proporções de resistência ao peso aumentadas em relação aos aços de baixo carbono convencionais [1].

Como as ligas HSLA são mais resistentes, podem ser usadas com diâmetros menores, tornando-as particularmente atraentes para componentes de equipamentos de transporte, onde a redução de peso é importante.

Os elementos de liga adicionados destinam-se a alterar a microestrutura do aço carbono simples, que geralmente são um agregado ferrita-perlita, para produzir uma dispersão muito fina de carbonetos de liga em uma ferrita quase pura. Isso elimina o efeito de redução da dureza de uma fração de volume perlítico, mas mantém e aumenta a resistência do material através do fortalecimento da precipitação e refinando o tamanho do grão, que no caso da ferrita aumenta a força de rendimento em 50% para cada metade do grão médio diâmetro [2].

O refino dos grãos dos elementos de liga ocorre por retardar a recristalização da austenita por solução sólida e, pela precipitação de carbonetos, nitretos e/ou carbonitretos durante a laminação a quente. A precipitação retarda a recristalização da austenita nas etapas finais da laminação, provocando a formação de grãos alongados, que darão origem a grãos ferríticos refinados após transformação [2-3].

## 1.1 Laminação Controlada

A Laminação controlada seguida de resfriamento acelerado é conhecida pela sigla TMCP (*Thermo Mechanical Control Process*), tem por objetivo o aumento da resistência mecânica dos aços HSLA, sem perda da tenacidade. É obtido pela alteração da microestrutura de ferrita-perlita para ferrita e bainita finas. O processo consiste num resfriamento rápido do material laminado com velocidades ao longo da faixa de temperaturas de transformação.





Figura 1. Zona de realização da Laminação Controlada [4].

A Laminação Controlada ocorre abaixo da temperatura de recristalização da austenita, onde ocorre o alongamento de grãos de austenita, e durante o resfriamento sua transformação em ferrita, como mostrado acima na **figura 1**. Nesse processo ocorre um crescimento da ferrita retida no contorno dos grãos da austenita.

O aço HSLA por ser microligado com agrupamento e precipitação de Nb, Ti e B na matriz deformada, provoca um acúmulo de ferrita na austenita deformada e um aumento na densidade de deslocamento durante a poligonização de resfriamento e formação de subgrãos de baixo ângulo (3-5 mícrons).

#### 1.1.1 Resfriamento Acelerado

O resfriamento acelerado acontece somente quando é controlado de maneira integrada, pois sozinho, não assegura os efeitos desejados nas propriedades finais dos aços. Segundo Gladman (1997), todas as etapas, a saber: reaquecimento, laminação e resfriamento dependem das condições físicas e metalúrgicas que o material foi submetido durante a laminação controlada [1].



Figura 2. Processo TMCP (Thermo Mechanical Control Process) [1].



A transformação de fase começa nas interfaces entre grandes precipitados não coerentes. Ferrita ou bainita acicular são formadas em diferentes zonas, preferencialmente dividindo as zonas originais de austenita.

Os elementos de liga (V, Nb ou Ti) atrasam a recristalização da austenita, aumentando a faixa de temperatura nas quais a laminação controlada pode ser executada. Sem este efeito, os grãos em forma de disco não são formados e o refino de grãos não é produzido.

## 1.1.2 Reaquecimento

No estágio de reaquecimento é importante ter o controle da quantidade de elementos de liga em solução, o que influenciará diretamente o tamanho do grão. As temperaturas de dissolução dos precipitados são:

- VC: solução completa a 920°C
- VN: 1134°C
- Nb (CN), AIN e TiN: entre 1150 e 1300°C

Sendo o composto TiN o mais estável, com pouca dissolução a temperaturas normais de reaquecimento. Os precipitados não dissolvidos mantêm o tamanho do grão austenítico pequeno durante o reaquecimento. Os elementos de liga em solução controlam o processo de recristalização e produzem um endurecimento por precipitação

## 1.2 Mecanismos de endurecimento

Os mecanismos utilizados para os aços HSLA são: a solução sólida, refino de grão, precipitação de segunda fase e o endurecimento por deslocações.

## 1.2.1 Endurecimento por solução sólida

O endurecimento ocorre através de átomos de soluto, que ficam em solução numa rede de solvente.

Eles aumentam o limite de escoamento e o de resistência e o efeito depende da diferença do tamanho atômico entre o elemento em questão e o ferro. As concentrações dos solutos influenciam diretamente a resistência dos materiais.

Neste processo, a resistência da rede cristalina à deformação aumenta e com ela a dificuldade dos átomos intersticiais (C, N de soluto de se movimentarem no interior do cristal, exigindo assim maior tensão para os deslocados. O endurecimento é diretamente proporcional à concentração de soluto [5].

Aços endurecíveis por solução sólida geralmente têm pequenas quantidades de P e adições também pequenas de vários elementos para endurecimento por solução sólida substitucional.



#### 1.2.2 Endurecimento de refino de tamanho de grão

Quanto ao refino da estrutura, as características formadas são determinadas pelo próprio material, a saber: microestrutura inicial, composição de fase e tipo de estrutura cristalina, e também pela taxa de deformação, temperatura e pressão aplicada na laminação, assim, uma redução na temperatura e um aumento na deformação contribuem para o refino da microestrutura e a obtenção de grãos menores [6].

O tamanho de grão influencia diretamente as propriedades mecânicas dos metais policristalinos. Materiais com granulação fina são mais resistentes que outros que possuem granulação grosseira, pois o primeiro possui uma maior área total de contorno de grãos para dificultar o movimento das deslocações.

#### 1.2.3 Endurecimento por dispersão de precipitados

Os precipitados modificam as propriedades mecânicas do material porque restringem as deslocações durante a deformação plástica, aumentando o limite de escoamento e elevando a razão elástica (LE/LR). Assim, o aumento da resistência dependerá de outros fatores como espaçamento, tamanho, forma, quantidade, distribuição e coerência destas partículas [7].

Os aços HSLA, quando aquecidos à temperatura de austenitização, também endurecem por precipitação, onde mais carbonitretos de nióbio Nb (CN) são dissolvidos, para precipitarem depois durante a laminação a quente, mantendo o tamanho de grão fino tanto na austenita quanto na transformação ferrítica.

# 2 MATERIAIS E MÉTODOS

Este trabalho tem por objetivo o estudo dos efeitos da temperatura de recozimento e da deformação de encruamento sobre as propriedades mecânicas finais de um aço HSLA microligado com Nb classificação SAE J2340 – Tipo 340X (**Tabela 1**), laminado a frio e recozido continuamente, com o propósito de otimizar os parâmetros operacionais, buscando um ponto de equilíbrio ideal entre a produção, qualidade e custo para sua fabricação.

Com esta ideia, um dos objetivos se dá em estudar influência dos parâmetros na etapa de recozimento contínuo, em três diferentes níveis de temperatura e na laminação de encruamento, em seis níveis de deformação, sobre as propriedades mecânicas de aço HSLA microligado ao Nióbio SAE J2340 – Tipo 340X, laminado a frio e recozido continuamente.



Tabela 1. Classificação e propriedades mecânicas dos aços HSLA SAE J2340, com destaque para oSAE J2340 – 340X [8].

SAE J2340 Grade Designation and Type	Yield Strength MPa		Tensile Strength MPa	%Total Elongation Minimum (ASTM.L)		
	Minimum	Maximum	Minimum	Cold Reduced	Hot Rolled	
300 S	300	400	390	24	26	
300 X	300	400	370	24	28	
300 Y	300	400	400	21	25	
340 S	340	440	440	22	24	
340 X	340	440	410	22	25	
340 Y	340	440	440	20	24	
380 X	380	480	450	20	23	
380 Y	380	480	480	18	22	
420 X	420	520	490	18	22	
420 Y	420	520	520	16	19	
490 X	490	590	560	14	20	
490 Y	490	590	590	12	19	
550 X	550	680	620	12	18	
550 Y	550 680		650	12	18	

O material foi retirado de um lote de aço HSLA microligado ao Nióbio SAE J2340 - 340X em produção para atendimento ao limite de escoamento mínimo de 340 MPa. A composição química desta amostra está apresentada na **Tabela 2**.

Tabela 2. Composição	química do aço	HSLA SAE J2340	(valores em %peso).
----------------------	----------------	----------------	---------------------

0	)	Mn	Р	S	Si	Cu	Ni	Cr
0,0	)59	0,495	0,012	0,008	0,007	0,01	0,004	0,014
								I
N	10	Sn	AI	N	Ti	Nb	В	V
0,0	003	0,002	0,065	0,0046	0,033	0,003	0,0002	0,003

#### 2.1 Recozimento Contínuo e Caracterização

Antes da inserção na linha de recozimento contínuo, foram retiradas do aço, amostras com dimensões de 1200 x 500mm, com espessura de 3,2mm, de onde foram preparados 3 corpos de prova dos quais foi selecionado um para os ensaios metalográfico e de dureza, para conhecimento das condições iniciais.

As amostras seguiram para os ensaios após o recozimento contínuo. O recozimento ocorreu nos seguintes patamares de temperatura: 720°C, 760°C e 800°C com os ciclos padronizados na produção em escala industrial. O encruamento foi fixado com uma deformação de 1,8% para todas as amostras, de forma a evitar qualquer interferência nas leituras finais das propriedades mecânicas das amostras.

Foram realizados 3 ciclos de recozimento contínuo nas temperaturas de 720°C, 760°C, e 800°C, com tempos de permanência determinados em 120s, 360s e 600s.



Em cada ciclo foram uma amostra as dimensões de 120 x 80 x 1,68mm a partir da qual 10 corpos de prova foram preparados por usinagem, com suas dimensões apresentadas abaixo na **Figura 3**, dos quais foram selecionados os 3 com melhor acabamento para o ensaio de tração de acordo com a norma ABNT NBR 6152/2002, da mesma amostra foram retirados os fragmentos necessários para os ensaios metalográficos.

Resultando em uma coleta final de 9 amostras das quais foram usinados 90 corpos de provas, sendo 27 selecionados para o ensaio de tração e 27 fragmentos que foram embutidos para os ensaios de metalografia e dureza.



Figura 3. Esquema com as dimensões do corpo de prova para o ensaio de tração [9].

Os ensaios realizados na Linha de Recozimento Contínuo contemplaram tiras com a espessura de 1,62 milímetros e as temperaturas foram fixadas em: 730°C, 760°C e 800°C nos tempos totais de recozimento de 120s, 260s e 600s.

Através de ensaios de tração, foi possível fazer a leitura das propriedades de limite de escoamento, alongamento e limite de resistência. Foram realizados os testes de dureza e pela análise metalográfica, feita através de microscopia óptica, foi medido o tamanho de grão.

Para a preparação metalográfica, foram coletadas amostras retiradas do tratamento de recozimento, que passaram por processo de lixamento mecânico, pelas lixas de nº 180, 220, 320, 400, 600, 1200. Após o lixamento as amostras passaram por polimento mecânico e sofreram ataque químico com Nital 2% para a revelação da microestrutura das amostras.

O ensaio de dureza foi feito utilizando um durômetro de escala Brinell (HB), no qual foram realizadas 3 indentações em cada amostra, e destas medidas foi resultado uma média aritmética do valor de dureza de cada amostra, segundo a norma ABNT NBR ISO 6506-1: 2019. Foi utilizado uma pré-carga de 3000kgf e o diâmetro do penetrador de 10mm [11].

## **3 RESULTADOS E DISCUSSÃO**

Os resultados dos ensaios de tração, de acordo com a norma ABNT NBR 6152/2002, realizados nas amostras dos tratamentos realizados e os respectivos valores dos limites de escoamento, são apresentados na **Tabela 3**.



	120s				260s			600s		
720°C	621	642	646	408	410	417	390	404	411	
760°C	510	515	523	388	391	396	382	384	386	
800°C	391	394	398	381	385	388	380	384	385	

 Tabela 3. Limites de escoamento para as amostras.

(\*) Valores MPa

Os resultados do ensaio de tração indicam que o recozimento fez com que o limite de escoamento do material fosse reduzido. Na temperatura de 720°C houve a maior queda, já que o limite de escoamento médio no período de 120s foi de 636MPa, e com o aumento do tempo de recozimento para 260s e 600s os valores de limite de escoamento médio foi de 411MPa e 401MPa respectivamente. Para as temperaturas de 760°C e 800°C também houveram reduções no limite de escoamento, entretanto, estes ocorreram de forma menos acentuada.

Os resultados dos ensaios de dureza realizados nas amostras, são apresentados abaixo na **Figura 5.** 





Figura 5. Gráficos Dureza x Temperatura para o recozimento das amostras com tempo de 120s, 260s e 600s.

Os valores obtidos durante o ensaio de dureza comprovaram que também houve uma redução na dureza do material durante o recozimento.

Os resultados metalográficos para as amostradas coletadas no recozimento contínuo para cada variável de tempo e temperatura são apresentados abaixo nas

### 74° Congresso Anual



**Figuras (6-7-8).** Comparando os grãos recristalizados das amostras com a temperatura de 720°C com período de 600 segundos, os grãos possuem um tamanho menor, para o tempo de 120 segundos não existe recristalização, e os grãos são alongados, razão pela qual as microestruturas parcialmente modificadas apresentam limites de escoamento mais elevados.

Observa-se que, o aumento da temperatura de recozimento, independente do tempo de tratamento, resultou em um aumento no tamanho dos grãos recristalizados. Pode-se confirmar também que os maiores tamanhos de grãos (15,3  $\pm$  1,0µm) resultam em materiais com menor limite de escoamento, pois possuem menor quantidade de barreiras que impedem o movimento das discordâncias [10].

Pode-se identificar que os fatores temperatura e tempo possuem uma correlação direta com o limite de escoamento, devido aos mecanismos de recristalização e crescimento de grão, serem totalmente dependentes destas duas variáveis. Assim, quanto maior a temperatura ou o tempo, mais o aço recristalizará e quanto maior forem, a microestrutura terá grãos maiores com a consequente queda do limite de escoamento.



**Figura 4.** Micrografia de amostras recozidas em um período de 120s (a) recozido à 720°C; (b) recozida à 760°C; (c) recozida à 800°C. Aumento no MO em 1000x.



Figura 5. Micrografia de amostras recozidas em um período de 240s (a) recozido à 720°C; (b) recozida à 760°C; (c) recozida à 800°C. Aumento no MO em 1000x.



Fonte: Autor

Figura 6. Micrografia de amostras recozidas em um período de 600s (a) recozido à 720°C; (b) recozida à 760°C; (c) recozida à 800°C. Aumento no MO em 1000x.

É possível observar em temperaturas de recozimento mais baixas, o tempo de permanência possui maior influência. Na temperatura de 720°C com 120s de recozimento, a microestrutura do aço se encontra em uma condição semelhante a condição laminada a frio, ou seja, não recristalizada. Em contrapartida, com o recozimento a 600s, a microestrutura apresenta-se totalmente recristalizada, como pode ser visto na micrografia apresentada na **Figura 6**, o que acarreta uma considerável variação no limite de escoamento do material.

## 4 CONCLUSÃO

Com os resultados obtidos em laboratório, e aqui apresentado, conclui-se que as propriedades mecânicas dos aços microligados HSLA dependem do tamanho do grão recristalizado.

a) Em altas temperaturas de recozimento contínuo, ocorre uma redistribuição dos precipitados ricos em nióbio, gerando novas influências nas propriedades do aço.

b) Para baixas temperaturas os carbonetos tendem a ter uma morfologia arredondada e dispersa na matriz de ferrita.

c) Em altas temperaturas os carbonetos tendem a ter uma morfologia lamelar, com lamelas intercaladas e menos distribuídas.

d) A velocidade de permanência no forno influencia diretamente o aumento do limite de escoamento, pois quanto menor o tempo de exposição à temperatura de recozimento, menor o crescimento dos grãos.

## Agradecimentos

Os autores agradecem ao Instituto Militar de Engenharia, ao Centro Universitário Anhanguera de Niterói e a CAPES pelo apoio e fomento na pesquisa.



## REFERÊNCIAS

- 1 GLADMAN, T. **The Physical Metallurgy of Microalloyed Steels**, Institute of Materials, London, 1997.
- 2 SICILIANO, F.; ONO, A. A. **Aços microligados para peças forjadas e para cementação.** Anais da X Conferência Internacional de Forjamento, 2006.
- 3 UEJI R., TSUJI N., MINAMINO Y., KOIZUMMI Y. Effect of rolling reduction on ultrafine grained structure and mechanical properties of low-carbon steel thermomechanically processed from martensite starting structure. Science and Technology of Advanced Materials 5, Osaka, Japan, 2003.
- 4 HOMSHER C. N. Determination of the Non Recristallization Temperature (Tnr) in Multiple Microalloyed Steels. Colorado, Colorado School of Mines, 2007.
- 5 BRESCIANI Filho, Ettore (coord.); ZAVAGLIA, Cecília Amélia Carvalho; BUTTON, Sérgio Tonini; GOMES, Edson; NERY Fernando Antônio da Costa. **Conformação Plástica dos Metais**. – 1.ed. digital – São Paulo: EPUSP, 2011.
- 6 VALIEV, R.Z. et al.; Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation. Progress in Materials Science, 2000.
- 7 DIETER, G. E. **Metalurgia Mecânica**. 2<sup>a</sup> Ed. Rio de Janeiro: Editora Guanabara Dois, 1981.
- 8 AUTO/STEEL PARTNERSHIP (Michigan, United States of America). **High Strength Steel Stamping Design Manual**. Southfield: [*s. n.*], 2000. 67 p.
- 9 ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. Materiais metálicos Ensaio de tração à temperatura ambiente, NBR 6152. Rio de janeiro, 2002.
- 10 COLPAERT H.; SILVA A. L. V. C. **Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns.** 4a Edição. São Paulo: Editora Edgard Blucher Ltda, 2008.
- 11 ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. Materiais metálicos Ensaio de dureza Brinell Parte 1: Método de Ensaio. ABNT NBR ISO 6506-1: 2019.