

Estudo comparativo das propriedades mecânicas em aços 4340 e 300M submetidos a tratamentos térmicos isotérmicos e intercríticos

Comparative study of mechanical properties of steels 300M and 4340 submitted to treatments isothermal and intercritical

Roberto M. Anazawa¹, Antonio J. Abdalla², Tomaz M. Hashimoto², Marcelo S. Pereira²

Resumo

Este trabalho estuda os efeitos da microestrutura sobre as propriedades mecânicas de dois aços comerciais de qualidade aeronáutica, 4340 e 300M, os quais, após serem austenitizados a 900°C, foram transformados por tratamentos isotérmicos em duas temperaturas na região de formação bainítica (320 e 370°C) e na temperatura intercrítica de 760°C. Os resultados foram comparados entre os dois tipos de aço e entre os diversos tratamentos aplicados. As transformações isotérmicas aplicadas nos aços, com diferentes temperaturas e tempos de permanência, produziram microestruturas multifásicas com porções diferentes de bainita, martensita, ferrita e austenita retida. Estas composições são relacionadas com a resistência e com a tenacidade dos aços submetidos aos diferentes tratamentos térmicos.

Palavras-chave: Aços aeronáuticos; Tratamentos térmicos; Microestruturas.

Abstract

This work study the effect of the microstructure on the mechanical properties of two commercial-aircraft quality, 4340 and 300M, steels which has been isothermally transformed in two bainitic temperature regions (320 and 370°C) and one intercritical temperature (760°C) after austenitization at 900°C. The results were compared between two kinds of steels and were compared with each different heat treatment applied. Isothermal transformation on the steel, with various temperature and maintenance time, produces multiphase microstructures with different amount of bainite, martensite, ferrite and retained austenite. These compositions are related with the strength and toughness of the steels.

Keywords: *Aeronautical steels; Heat treatment; Microstructures.*

¹Universidade Federal de Itajubá – Itajubá/MG – Brasil.

¹Instituto de Estudos Avançados – São José dos Campos/SP – Brasil

²Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá – Guratinguetá/SP – Brasil

Autor correspondente: Roberto M. Anazawa – E-mail: anazawa@ieav.cta.br

Introdução

A partir da década de 70 as pesquisas envolvendo o processo de transformação de fases, através de tratamentos térmicos isotérmicos e intercríticos, se intensificaram, alcançando resultados promissores com os aços bifásicos, principalmente para aplicações em componentes automobilísticos^(1,2).

Tratamentos térmicos ou termomecânicos, além da composição química, são utilizados para controlar as diversas fases que podem se formar na microestrutura do aço, bem como controlar a morfologia e o tamanho de grão. Os tratamentos térmicos possibilitam a formação de microconstituintes conhecidas como ferrita, bainita, martensita e austenita ou, através de tratamentos isotérmicos e intercríticos, possibilitam a formação de aços com diferentes fases e morfologias onde a composição entre os diferentes microconstituintes torna-se fator decisivo para as propriedades mecânicas finais do material e pode ser programada em conformidade com as exigências de projeto⁽³⁻⁶⁾.

O microconstituente bainítico tem recebido nos últimos anos um destaque especial, por um lado por apresentar uma complexidade em seu processo de formação e uma variedade de tipos de bainita passíveis de serem produzidas⁽⁷⁾, por outro lado, por apresentar características de resistência e dureza intermediária entre a fase ferrita e a martensita, possibilitando uma alternativa para melhorar a tenacidade do aço^(8,9). Os aços ferríticos-bainíticos, por exemplo, tem sido utilizado em tubulações submetidas a baixas temperaturas⁽¹⁰⁾.

Os aços comerciais AISI 4340 e 300M são amplamente utilizados nas indústrias aeronáutica e espacial por combinarem resistência e tenacidade, podendo trabalhar nos variados tipos e níveis de solicitação. Eles são considerados aços de ultra-alta resistência à tração^(11,12). Uma das aplicações importantes dos aços 4340 é a sua utilização em componentes estruturais críticos para veículos espaciais e trens de pouso de aeronaves⁽¹³⁾. Os aços 300M surgiram mais recentemente como uma evolução tecnológica dos aços 4340, apresentando um teor de carbono semelhante ao dos aços 4340, diferencia-se principalmente por conter alto teor de silício e receber adição de vanádio. Estes elementos aliados ao processamento via fusão por indução a vácuo e refusão de arco permitem que os aços 300M atinjam níveis mais elevados de resistência mecânica⁽¹⁴⁾. Embora seja consensual o avanço tecnológico do aço 300M em relação ao 4340, principalmente ao que concerne à tenacidade⁽¹²⁾, em diversas aplicações ainda

predomina o emprego do aço 4340, provavelmente devido a fatores como o custo unitário dos componentes⁽¹¹⁾. Esses aços usualmente empregados nas condições temperados e revenidos, em que a temperatura e o tempo de revenimento da microestrutura predominantemente martensítica são escolhidos de acordo com o nível de dureza requerido.

Como alternativa aos roteiros de tratamentos térmicos utilizados tradicionalmente pela indústria aeronáutica (têmpera e revenimento), neste trabalho são propostos tratamentos térmicos isotérmicos e intercríticos onde permite obter uma microestrutura multifásica composta, além da martensita, a fase ferrita e/ou bainita, contendo teores expressivos de austenita retida. A microestrutura multifásica, combinando microconstituintes duros e dúcteis, abre um novo leque de possibilidades ao ajustar a resistência mecânica e a ductilidade de forma a melhorar as propriedades mecânicas como tenacidade e resistência à fadiga do aço.

Parte Experimental

A composição química dos aços estudados neste trabalho foi determinada pelo Laboratório de Análises Químicas da Divisão de Materiais do Instituto de Aeronáutica e Espaço do Departamento de Ciência e Tecnologia Aeroespacial, de acordo com as normas ASTM-E-39-84 e ASTM-E-350-87. Os resultados das análises estão descritos na Tabela 1.

Tabela 1. Composição química dos aços 300M e 4340.

Elementos de liga	300M (% em massa)	4340 (% em massa)
C	0,39	0,39
S	0,0005	0,0010
P	0,009	0,017
Si	1,78	0,26
Mn	0,76	0,64
Cr	0,76	0,80
Ni	1,69	1,82
Mo	0,40	0,22
Al	0,003	-
V	0,08	-
Cu	0,14	-

Os corpos-de-prova receberam um tratamento inicial de recozimento pleno para eliminar os efeitos de laminação. Foram aquecidos a 900°C, mantido por 2 horas e resfriados ao forno até a temperatura ambiente. O primeiro lote foi mantido na condição de recozido. Os outros lotes foram submetidos ao seguinte roteiro de tratamentos térmicos:

- Condição A: aquecimento a 900°C, mantido por 20 minutos, transferido para um forno a 370°C, mantido por 1 minuto e resfriado em água;
- Condição B: aquecimento a 900°C, mantido por 20 minutos, transferido para um forno a 370°C, mantido por 15 minutos e resfriado em água;
- Condição C: aquecimento a 900°C, mantido por 20 minutos, transferido para outro forno a 760°C, mantido por 10 minutos e resfriado em óleo;
- Condição D: aquecimento a 900°C, mantido por 20 minutos, transferido para outro forno a 320°C, mantido por 1 minuto e resfriado em óleo e
- Condição E: aquecimento a 900°C, mantido por 20 minutos, transferido para outro forno a 320°C e resfriado em água.

O esquema da Fig. 1 representa os ciclos de tratamentos térmicos que foram aplicados nos corpos-de-prova.

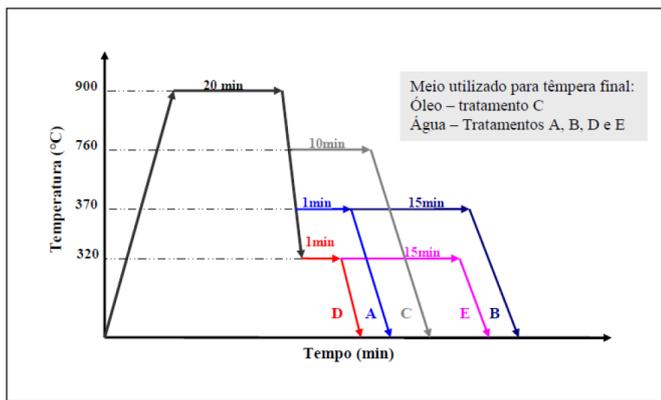


Figura 1. Gráfico esquemático dos tratamentos térmicos aplicados.

Após os tratamentos térmicos, os corpos-de-prova foram preparados com uma sequência de lixas com granulações de 220 a 600, e ensaiados em tração. Os ensaios foram realizados no Departamento de Materiais da Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá – FEG/UNESP em uma máquina servohidráulica do tipo EMIC, com capacidade para 10 toneladas, à temperatura ambiente. Nos ensaios de tração foram determinados os parâmetros de limite de escoamento, limite de tração, alongamento total e estrição.

Resultados e Discussão

As Figs. 2a e 2b mostram a microestrutura dos aços 4340 e 300M na condição recozida, atacadas com nital. As

microestruturas apresentam-se bastante complexas com diversos microconstituintes. As regiões mais escuras (cinza e preto) são constituídas de martensita, bainita e carbonetos, as regiões claras mostram porções de ferrita e austenita retida.

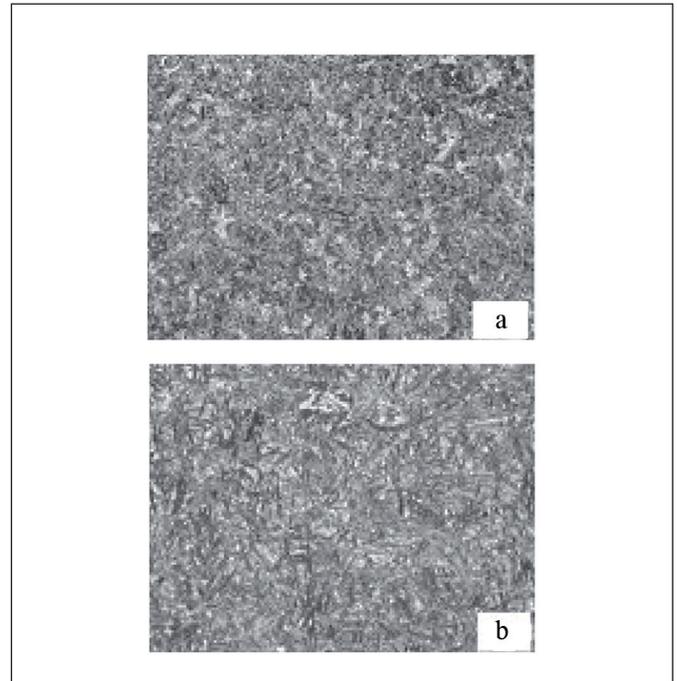


Figura 2. Aços com microestruturas recozidas: (a) 4340; (b) 300M. Ataque: nital 2%.

As Figs. 3a e 3b ilustram a aparência das microestruturas atacadas com solução de metabissulfito de sódio, com o objetivo de destacar a austenita retida, região clara. Neste tipo de técnica de ataque químico a microestrutura é atacada intensamente (aproximadamente 1 minuto numa solução de metabissulfito – 10%) permanecendo branca, após o ataque, apenas as regiões contendo austenita retida.

As micrografias 4a, 4b, 4c e 4d, ilustram a aparência de algumas microestruturas produzidas, quando atacadas com o reagente LePera. A coloração clara corresponde às regiões martensíticas e de austenita retida. A coloração de tonalidade azul corresponde à fase ferrítica e as tonalidades de marrom à bainita. A Fig. 4a destaca a presença da fase ferrítica, encontrada nos aços submetidos ao tratamento térmico C. A presença da fase ferrita, na microestrutura dos aços nesta condição, contribuíram para manter a ductilidade do aço em bons níveis ($\approx 14\%$), com valores elevados de resistência. A Fig. 4b mostra a microestrutura típica formada através do tratamento térmico B, matriz predominantemente bainítica entrecortada de regiões martensítica e austenítica em menor proporção.

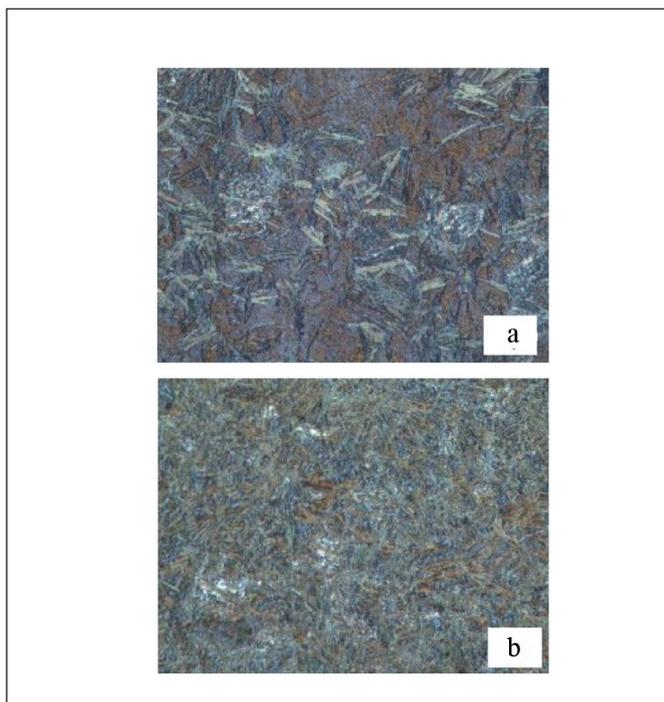


Figura 3. Micrografias mostrando a austenita retida (região branca) presente na microestrutura do aço 300M: (a) condição B; (b) condição recozida. Ataque: metabissulfito de sódio – 10%.

A Fig. 4c ilustra a microestrutura típica obtida através do tratamento térmico D, matriz predominantemente martensítica entrecortada por finas regiões bainíticas em forma

de agulhas, espalhadas pela matriz. Esta microestrutura permitiu aos aços tratados na condição D atingir altos valores de resistência, porém com redução acentuada na ductilidade. A Fig. 4d mostra a micrografia típica obtida através do tratamento térmico E, uma matriz complexa formada principalmente de bainita e ferrita acicular.

A Tabela 2 apresenta os resultados obtidos nos ensaios de tração para os aços 4340 e 300M. Observa-se que os tratamentos A, C e D aplicados para a formação de microestruturas multifásicas provocaram um aumento no limite de escoamento e de resistência nos dois aços estudados. Ocorreu uma pequena redução no limite de resistência e de escoamento do 300M tratado na condição E, e mais acentuadamente no aço 300M submetido ao tratamento térmico B, se comparado com o aço 300M no tratamento recozido. Esta redução não foi observada no aço 4340 nas condições B ou E.

Observa-se que os aços submetidos aos tratamentos A e D atingem os valores mais elevados de limite de escoamento e de resistência (contribuição da maior fração volumétrica de martensita), porém ocorre uma drástica redução na ductilidade, medida pelo alongamento e estricção. Este fato mostra que o tempo de permanência de apenas um minuto nas temperaturas isotérmicas de 320 e 370°C não foi suficiente para formar uma fração volumétrica significativa de bainita ou de estabilizar

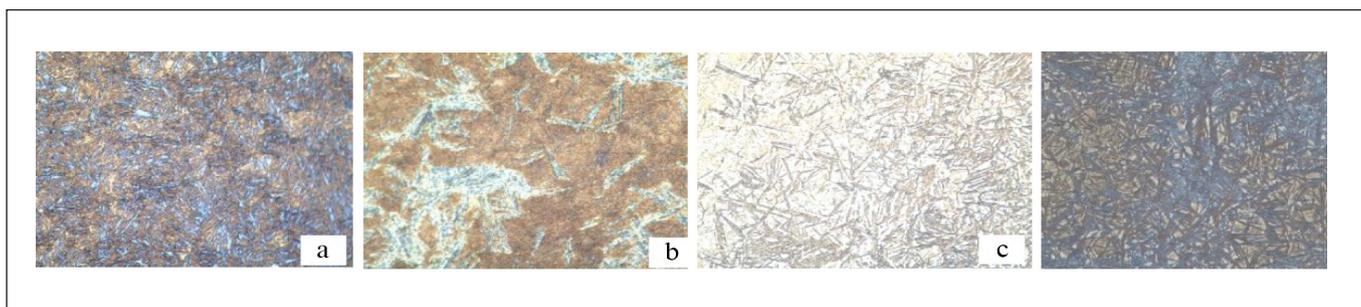


Figura 4. (a) Aço 300M, condição C; (b) Aço 300M, condição B; (c) Aço 4340, condição D; (d) Aço 4340, condição E.

Tabela 2. Propriedades mecânicas do aço 4340 e 300M.

Tratamentos Térmicos Aplicados	Limite de Escoamento (MPa)		Limite de Resistência (MPa)		Alongamento (%)		Estricção (%)	
	4340	300M	4340	300M	4340	300M	4340	300M
Recozido	899	1531	1073	1673	14,2	17,7	32,0	35,3
A	1826	1982	2113	2215	6,8	5,8	8,7	17,2
B	1169	1372	1291	1588	13,7	7,3	49,1	18,7
C	1672	2035	2028	2154	13,1	14,8	33,3	24,4
D	2106	2180	2239	2322	3,9	1,9	15,8	4,1
E	1402	1387	1478	1592	14,3	10,7	50,8	29,6

uma parcela de austenita suficiente para melhorar a ductilidade⁽¹⁵⁾.

Os tratamentos térmicos B e E, onde o tempo de permanência na temperatura na região de formação bainítica foi maior (15 minutos), ocorre para ambos os aços uma redução nos limites de escoamento e de resistência. Na condição B, onde a temperatura é maior (370°C) esta redução é mais acentuada devido à formação da bainita superior, de menor resistência. No caso E, na temperatura menor (320°C), ocorre simultaneamente pequeno ganho na resistência mecânica devido à formação de bainita inferior, de maior resistência e aparece também um aumento da ductilidade, favorecida pela formação de maior percentual de austenita retida devido à redução na temperatura de transformação isotérmica.

Uma combinação interessante parece ter ocorrido nos aços submetidos ao tratamento térmico C. A permanência na temperatura intercrítica de 760°C propicia a formação da fase ferrítica além da martensita e bainita formadas no resfriamento permitindo aos aços atingirem altos valores de resistência, um pouco abaixo dos apresentados nos aços tratados nas condições A e D, porém, com ductilidade maior medida pelo alongamento e estrição. Esta propriedade é de grande importância, pois reduz o risco de uma indesejável fratura frágil.

Comparando-se as propriedades mecânicas entre os dois tipos de aços estudados, observa-se que em todas as condições de tratamentos térmicos, inclusive no aço recozido, as propriedades mecânicas em tração são superiores no aço 300M. Embora esses aços tenham composição química muito semelhante, estas melhorias se devem principalmente a adição do elemento Si, que contribui para aumentar a dureza e do elemento V, como elemento microligante, atuando como inibidor

do crescimento de grãos austeníticos durante os tratamentos térmicos⁽¹⁵⁾.

Conclusões

- Os tratamentos térmicos aplicados contribuíram para melhorar as propriedades mecânicas dos aços estudados. Deve-se evitar, no entanto, uma microestrutura predominantemente martensítica, como formadas nos tratamentos térmicos A e D, pois, apesar de alto nível de resistência provocaram uma drástica redução na ductilidade;
- Os tratamentos térmicos B e D, com formação de microestrutura predominante bainítica, possibilitaram um ganho moderado no limite de escoamento e de resistência para o aço 4340. Estes tratamentos aplicados ao aço 300M, não contribuíram para melhorar a resistência mecânica, se comparando com o mesmo aço recozido;
- O tratamento térmico C mostrou-se bastante interessante devido a dois aspectos: Ao introduzir a fase ferrítica, formada na temperatura intercrítica, manteve nos aços estudados um nível de ductilidade e a formação da martensita e bainita, no resfriamento contínuo em óleo, propiciou que os aços alcançassem elevados níveis de resistência.
- As características microestruturais apresentadas são bastante complexas, envolvendo fases diferentes e em sua maioria com estruturas aciculares. Detalhes qualitativos e quantitativos destas microestruturas serão apresentados em trabalhos futuros.

Referências

1. Akisue, O.; Usuda, M., *Nippon Steel Technical*, 57(1993)11-15.
2. Abdalla, A.J.; Hein, L.R.O.; Pereira, M.S.; Hashimoto, T.M., *Materials Science and Technology*, 15(1999)1167-1170.
3. Abdalla, A.J.; Hashimoto, T.M.; Moura Neto, C.; Monteiro, W.A., *Proceedings of the Eight International Fatigue Congress*, 4(2002)2263-2270.
4. Thompson, S.W.; Colvin, D.J.; Krauss, G., *Metallurgical and Materials Transaction A*, 27A(1996)1557-1571.
5. Maid, O.; Dahl, W.; Strassburger, C.; Mueschenborn, W., *Stahl U. Eisen* 108(1988)365-370.
6. Hackenberg, R. E.; Shiflet, G. J., *Acta Materialia*, 51(2003)2131-2147.
7. Bramfitt, B.L.; Speer, J.G., *Metallurgical Transactions A*, 21A(1990)817-829.
8. Menhrabi, H.; Mintz, B., *Material Science and Technology*, 13(1997)997-1006.

9. Ohmori, Y.; Ohtani, H.; Kunitake, T., Transactions ISIJ, 11(1971)250-259.
10. Zao, M.C.; Yang, K.; Xiao, F.R.; Shan, Y.Y., Material Science and Engineering A, 355(2003)126-136.
11. Souza, R. C., Estudo do comportamento em fadiga do aço ABNT 4340 revestido com carbeto de tungstênio pelo sistema HVOF/HP. 1998, 158p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, FEG/UNESP, Guaratinguetá.
12. Prado, J.S.A., Tratamento térmico e tenacidade de aços 300M e Maraging 300. 1990, 159p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Aeronáutica e Mecânica) – Instituto Tecnológico de Aeronáutica, ITA/CTA, São José dos Campos.
13. Abdalla, A.J.; Hashimoto, T.M; Moura Neto, C; Monteiro, W.A., Anais do 59º Congresso Anual da ABM, São Paulo, 2004.
14. Anazawa, R.M., Caracterização Mecânica e Microestrutural De Um Aço 300M com Microestrutura Multifásica, 2007, 194p. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, FEG/UNESP, Guaratinguetá.
15. Tomita, Y.; Okawa, T., Material Science and Engineering A, 172(1993)145-151.