


Efeito da temperatura de recozimento intercrítico e do passe de encruamento na microestrutura e nas propriedades mecânicas de um aço médio manganês (0.09C-8Mn)

Francislaynne Lages Dias^{1*} 
Aline Oliveira Vasconcelos Ferreira²,
Indiana Rosa Oliveira³,
Aline Silva Magalhães⁴,
Dagoberto Brandão Santos³

Resumo

Os aços avançados de alta resistência de terceira geração têm sido desenvolvidos visando uma excelente combinação de resistência e ductilidade, garantindo segurança para os passageiros e bons requisitos de conformabilidade para os componentes automotivos, com espessuras reduzidas e, por consequência, menores pesos. Dentre eles, se destacam os aços médio manganês, contendo de 4 a 12% de Mn em peso. Eles apresentam microestrutura refinada, obtida por recozimento intercrítico, com uma quantidade significativa de austenita retida, que, durante a deformação plástica, se transforma em martensita devido ao efeito TRIP (transformação induzida por deformação), resultando em ganhos das propriedades previamente mencionadas. Nesse trabalho, realizado em escala piloto, foi determinada a influência da temperatura de recozimento intercrítico na fração volumétrica de austenita retida de um aço médio Mn, bem como a redução de espessura necessária para a eliminação do patamar de escoamento descontínuo, por meio de uma etapa adicional de laminação de encruamento. Os resultados evidenciaram elevadas frações de austenita retida para todas as condições avaliadas e a eliminação do escoamento descontínuo após passe de encruamento com reduções acima de 5,5%, o que levou a ganhos significativos de resistência mecânica e ductilidade, com elevado potencial para aplicação na indústria automotiva.

Palavras-chave: Aço médio manganês; Recozimento intercrítico; Microestrutura; Passe de encruamento.

Effect of intercritical annealing temperature and skin-pass rolling on the microstructure and mechanical behavior of a medium manganese steel (0.09C-8Mn)

Abstract

The third generation of advanced high strength steels have been developed to reach an excellent combination of strength and ductility, ensuring passengers' safety and good conformability for automotive components. For instance, there are the medium manganese steels, that contain 4 up to 12 wt.% Mn. They exhibit an ultra-fine microstructure with a significant amount of retained austenite. This phase transforms into martensite during mechanical loading due to the TRIP effect (Transformation Induced Plasticity), which provides an attractive combination of the properties previously mentioned. This work, carried out on a pilot scale, evaluated the influence of intercritical annealing temperature on the retained austenite volume fraction of a medium Mn steel. Additionally, it was determined the necessary thickness reduction to eliminate the discontinuous yielding through an additional skin pass step. Thus, the results showed a high austenite volume fraction for all analyzed conditions and the elimination of the discontinuous yielding after skin pass with thickness reductions above 5,5%. These outcomes lead to a significant strength and ductility increase, with a high potential application in the automotive industry.

Keywords: Medium Manganese steel; Intercritical annealing; Microstructure; Skin pass.

¹Centro de Pesquisa e Desenvolvimento, Usiminas, Ipatinga, MG, Brasil.

²Engenharia de Produto, CAAR/FIAT, Betim, MG, Brasil.

³Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal de Minas Gerais, UFMG, Belo Horizonte, MG, Brasil.

⁴Departamento de Engenharia de Materiais, Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Belo Horizonte, MG, Brasil.

*Autor correspondente: francislaynne.dias@usiminas.com



1 Introdução

Os aços médio manganês são considerados integrantes da terceira geração de aços avançados de alta resistência (*AHSS – Advanced High Strength Steels*) por combinar propriedades mecânicas como elevadas ductilidade, resistência mecânica e capacidade de absorção de energia ao impacto, características determinantes para aplicação na indústria automotiva. A rota de processamento convencional desses aços envolve laminação a quente, seguida de laminação a frio e recozimento intercrítico, resultando em uma microestrutura ultrafina com elevada fração volumétrica de austenita retida, que apresenta estabilidade adequada para que, durante a deformação plástica, se transforme em martensita devido ao efeito TRIP [1-5]. No entanto, uma significativa deformação de bandas de Lüders tem sido frequentemente observada durante a deformação plástica nesses materiais.

Em um ensaio de tração uniaxial, as bandas de Lüders se propagam na superfície da área útil do corpo de prova, durante o alongamento na região de escoamento descontínuo, indicando uma deformação heterogênea. Essa deformação heterogênea é associada a um gradiente de deformação macroscópico ao longo da região não deformada e da região deformada, causando microestricções indesejáveis [6]. Diz-se que a estabilidade mecânica da austenita tem um efeito marcante na formação das bandas de Lüders e uma relação direta com o alongamento na região de escoamento descontínuo [2,5-9]. Portanto, para viabilizar a aplicação dos aços médio manganês nos processos de conformação de peças expostas, é necessário eliminar a formação do patamar de escoamento provocado pelas heterogeneidades de deformação, uma vez que causa uma aparência superficial inaceitável nos aços quando conformados [6,9,10].

Um método utilizado para eliminação do limite de escoamento descontínuo é a aplicação do passe de encruamento (*skin pass*). Esse processo consiste em laminar a frio o material com uma pequena redução de espessura (de 1 a 10%), produzindo elevada quantidade de bandas de Lüders, as quais se propagam quando o material é conformado. Todavia, devido ao tamanho reduzido e à proximidade entre as bandas nesse caso, as irregularidades superficiais ocasionadas são imperceptíveis ao olho humano [6-10].

As pesquisas desenvolvidas referentes aos aços médio Mn incluem, dentre outras questões, a análise da influência da composição química e das condições de recozimento na microestrutura, particularmente no tamanho do grão e na fração de austenita retida, e nas propriedades mecânicas [11-13]. Neste trabalho, pretendeu-se investigar a influência da temperatura de recozimento intercrítico e da quantidade de deformação no passe de encruamento na microestrutura e, consequentemente, nas propriedades mecânicas de um aço médio manganês, 0,09C-8Mn.

2 Desenvolvimento

2.1 Materiais e Métodos

O material utilizado neste trabalho foi obtido na forma de bloco de aço médio manganês, fundido em forno elétrico a indução convencional. O diagrama de fases desse aço, obtido a partir da sua composição química, é representado na Figura 1.

Na Figura 2 é apresentado o esquema de processamento aplicado ao aço. Como pode ser observado, o bloco de aço foi austenitizado a temperatura de 1100°C por 2 h, em um forno elétrico Linn Elektro Therm. Posteriormente, o material foi laminado a quente, reduzindo a espessura inicial de 21 mm para 8 mm, em 4 passes, seguido de laminação a frio, até atingir a espessura final de 1,9 mm, em 14 passes. Ambos os

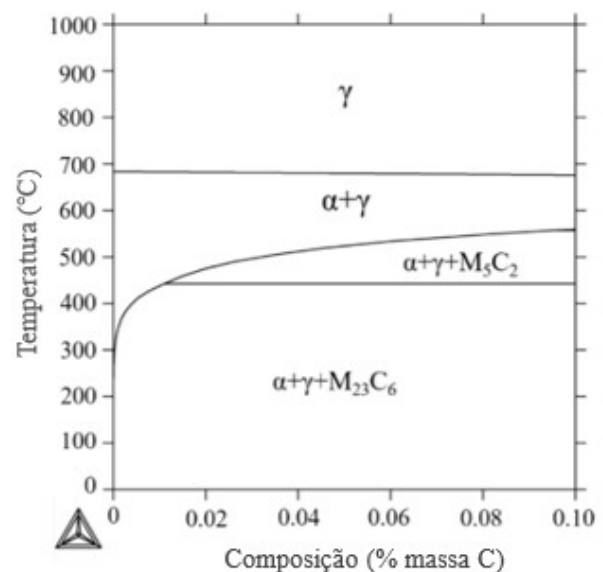


Figura 1. Seção do diagrama de fases da liga ferro-carbono-manganês (8% em massa de Mn).

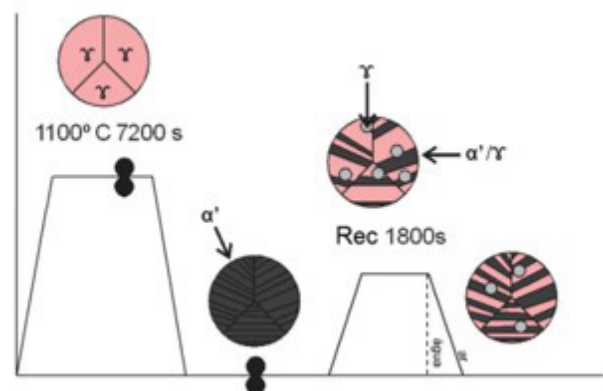


Figura 2. Esquema do recozimento intercrítico aplicado ao aço 8% Mn. O ciclo levou à formação de austenita retida através do particionamento do carbono e do manganês da martensita/ferrita para a referida fase.

processos de laminação foram conduzidos em um laminador piloto Fröhling, a uma velocidade de 6,5 m/min. Amostras das chapas laminadas a frio foram submetidas a recozimento intercrítico em temperaturas de 600, 650 e 680°C, por 30 min, no mesmo forno elétrico usado anteriormente e resfriadas em água com agitação. Uma quarta condição, aplicando-se recozimento a 630°C por 30 min e resfriamento ao ar, foi produzida para efeitos de comparação.

A microestrutura foi caracterizada por meio de microscopia eletrônica de varredura (MEV).

As amostras foram preparadas de acordo com procedimento metalográfico convencional, envolvendo seccionamento, embutimento a quente, lixamento em lixas números #100, #240, #320, #400, #600, #1000 e #2400, e polimento com pastas de diamante de 9 μm , 3 μm e 1 μm . Em seguida, as amostras foram submetidas a ataque químico com o reativo nital 2%.

Para determinar as fases presentes nas condições avaliadas, foram realizadas análises por difração de raios-X, com passe de 0,02° s⁻¹ e com 2 θ variando de 20° a 110°, em um instrumento da Panalytical, modelo Empyrean. A determinação da quantidade relativa das fases foi feita utilizando o método de integração dos picos de difração, com o auxílio do *software* Origin™.

A amostra com maior percentual de austenita retida após o recozimento passou por passes de encruamento no laminador piloto, também a uma velocidade de 6,5 m/min, com reduções de espessura que variaram de 1 a 10%.

Dessas chapas foram usinados corpos de prova subtamanho (*subsize*) com dimensões de acordo com a norma ASTM A370-17 [14]. Por fim, realizaram-se testes de tração em máquina Instron a temperatura ambiente (~25°C), equipada com o *software* Blue Hill para aquisição e processamento de dados.

3 Resultados

Na Figura 3 são apresentadas as micrografias do aço 0,09C-8Mn, obtidas via MEV, nas condições como fundido (estado inicial), homogeneizado, laminado a quente e laminado a frio, respectivamente. Observa-se, em todas as condições, uma microestrutura ultrafina, composta predominantemente por martensita, caracterizada por sua morfologia acicular, e alguns carbonetos dispersos. Ademais, após a laminação a frio, a martensita apresentou um aspecto deformado, alinhado à direção de laminação. Por meio das análises por difração de raios-X, exibidas na Tabela 1, também foi evidenciado, de maneira quantitativa, a presença majoritária de ferrita/martensita.

Na Figura 4 é ilustrado o aspecto da microestrutura, conforme observado em análises por MEV, das amostras submetidas a tratamento intercrítico, após laminação a frio, nas temperaturas de 600, 630, 650 e 680 °C por 30 min, respectivamente. Na Tabela 2 são apresentados os resultados da análise quantitativa das fases, obtidos por difração de raios-X, para as mesmas condições.

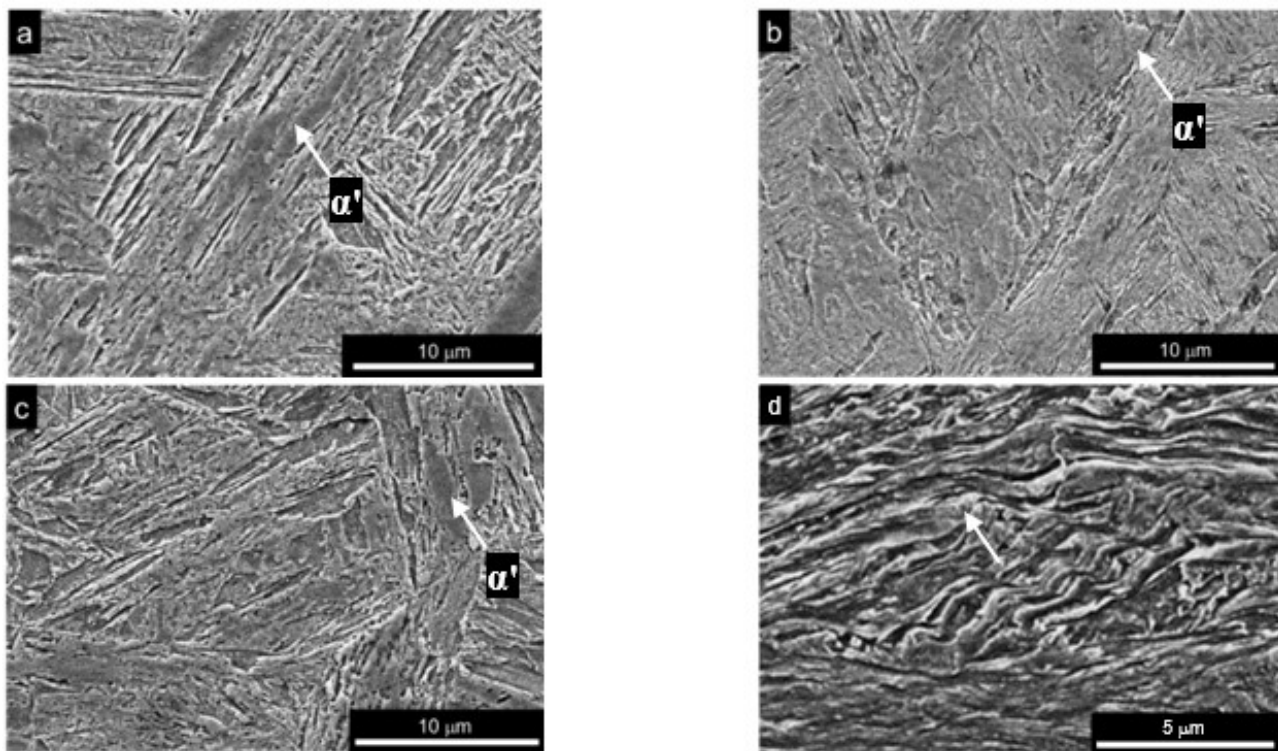


Figura 3. Micrografias obtidas no MEV do aço 0,09C-8Mn nas condições: (a) como fundido (estado inicial), (b) homogeneizado, (c) laminado a quente e (d) laminado a frio.

Na temperatura de recozimento intercrítico de 600 °C (Figura 4a), observa-se que a microestrutura, composta por martensita, ferrita e austenita retida, ainda apresenta certo alinhamento oriundo da laminação prévia. Já para a condição de 630 °C (Figura 4b), resfriada ao ar, verifica-se uma fração ainda maior de austenita retida. Isso porque o maior teor de Mn desses aços promove a expansão do campo

Tabela 1. Análise quantitativa das fases obtida por difração de raios-X nas amostras sem recozimento

Condição	Ferrita/ Martensita (%)	Austenita (%)
Fundido	100,0	0,0
Homogeneizado	100,0	0,0
Laminado a quente	98,0	2,0*
Laminado a frio	100,0	0,0

*Valor inferior ao mínimo necessário para a quantificação pelo método de integração da área sob os picos.

Tabela 2. Análise quantitativa das fases obtida por difração de raios-X nas amostras recozidas

Condição	Ferrita/Martensita (%)	Austenita (%)
Recozida a 600 °C	69,0	31,0
Recozida a 630 °C*	46,9	53,1
Recozida a 650 °C	81,0	19,0
Recozida a 680 °C	99,0	1,0

*Condição resfriada ao ar. As demais condições foram resfriadas em água com agitação.

de estabilidade da fase γ , retardando as transformações difusionais da ferrita, perlita e bainita.

Dessa forma, durante o resfriamento a partir da região intercrítica, a austenita tende a se transformar apenas em martensita. Como nesse caso a taxa de resfriamento aplicada não foi suficientemente alta para favorecer essa transformação, uma maior fração de austenita retida foi observada a temperatura ambiente [15]. Com o aumento da temperatura para 650 °C (Figura 4c), a microestrutura constituída por martensita, ferrita e austenita retida passa a exibir uma morfologia ligeiramente heterogênea. E por fim, para a condição de recozimento a 680 °C (Figura 4d), nota-se uma microestrutura formada predominantemente por martensita, que, devido à elevada temperatura, torna-se mais grosseira, quando comparada as demais condições, com considerável aumento do tamanho de grão. Vale destacar que nesses casos a austenita formada a partir de uma microestrutura inicialmente martensítica, ao se transformar durante a deformação, dará origem ao mecanismo denominado “transformação reversa da austenita” (ART – “*austenite reverted transformation*”).

Dentre as condições recozidas, percebe-se, de maneira geral, uma evolução da microestrutura com o aumento da temperatura, evidenciada pela alteração da morfologia anteriormente acicular para uma estrutura mais equiaxial, ou seja, não-deformada. Essa característica é oriunda da recristalização durante o aquecimento, bem como da redução na fração de austenita retida, exceto para o resfriamento ao ar, e do aumento do tamanho de grão da estrutura ultrafina [7].

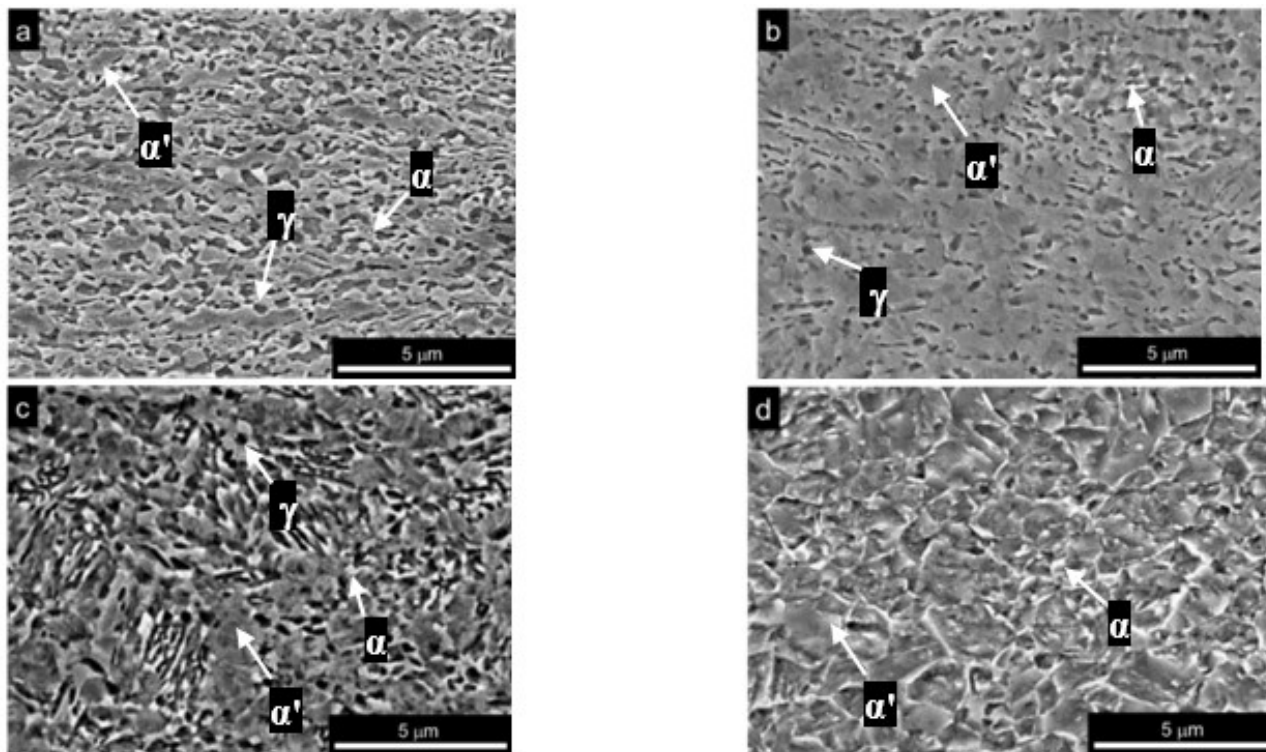


Figura 4. Micrografias obtidas no MEV do aço 0,09C-8Mn nas condições recozidas por 30 min a: (a) 600 °C, (b) 630 °C, (c) 650 °C e (d) 680 °C.

A condição de recozimento intercrítico a 630 °C por 30 min, seguida de resfriamento ao ar apresentou a maior fração de austenita retida e, portanto, foi selecionada para o passe adicional de encruamento. As curvas de tensão *versus* deformação de engenharia obtidas para essa condição antes e após os passes de encruamento estão apresentadas a seguir, Figura 5.

O patamar de escoamento, típico para esse material, é observado na amostra submetida ao recozimento intercrítico, Figura 5a. A partir da análise das curvas de tração e dos resultados apresentados na Tabela 3, é possível notar o aumento do limite de resistência à medida que se aumenta a deformação aplicada no passe de encruamento. Esse resultado se deve a maior quantidade de deslocamentos presentes no material e a maior a quantidade de martensita formada por conta do efeito TRIP, o que, por conseguinte, origina uma microestrutura mais resistente à deformação plástica [16]. O rompimento da amostra com 5,5% de redução de espessura ocorreu previamente devido a imperfeições no corpo de prova e, portanto, para essa condição, o limite de resistência e alongamento serão desconsiderados. Além disso, observa-se uma eliminação total do escoamento descontínuo a partir da redução de 5,5%.

A microestrutura, após as deformações de 2%, 5,5% e 8,9%, é observada na Figura 6 e a quantificação das fases dessas condições, obtida por difração de raios-X, é exibida na Tabela 4. Nota-se uma microestrutura refinada composta de ferrita, pacotes de martensita e austenita retida, a qual diminui com o incremento da deformação, devido ao efeito TRIP.

4 Discussão

O aço baixo carbono e médio manganês no estado fundido, como observado na Figura 3, é constituído por uma

estrutura completamente martensítica. Essa microestrutura não é prevista pelo diagrama binário de fases Fe-Mn, haja vista que se trata de uma condição fora do equilíbrio. Porém, como a fase α' apresenta elevada resistência mecânica e baixa ductilidade, devido à elevada densidade de deslocamentos, o aço

Tabela 3. Propriedades obtidas a partir das curvas de tração para as amostras submetidas à recozimento intercrítico e passes de encruamento

Condição	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência (MPa)	Alongamento Uniforme (mm/mm)	Razão Elástica (LE/LR)
Rec 630 °C	965	1283	0,20	0,75
Passe de 1,0%	1008	1243	0,18	0,81
Passe de 2,0%	1023	1276	0,20	0,80
Passe de 3,0%	892	1307	0,18	0,68
Passe de 5,5%	910	-	-	-
Passe de 8,9%	948	1328	0,16	0,71
Passe de 10%	740	1384	0,18	0,53

Tabela 4. Análise quantitativa das fases obtida por difração de raios-X nas amostras com passe de encruamento após recozimento de 630°C

Condição	Ferrita/Martensita (%)	Austenita (%)
Recozimento 630 °C - passe de 2,0%	49,3	50,7
Recozimento 630 °C - passe de 5,5%	71,8	28,2
Recozimento 630 °C - passe de 8,9%	92,3	7,7

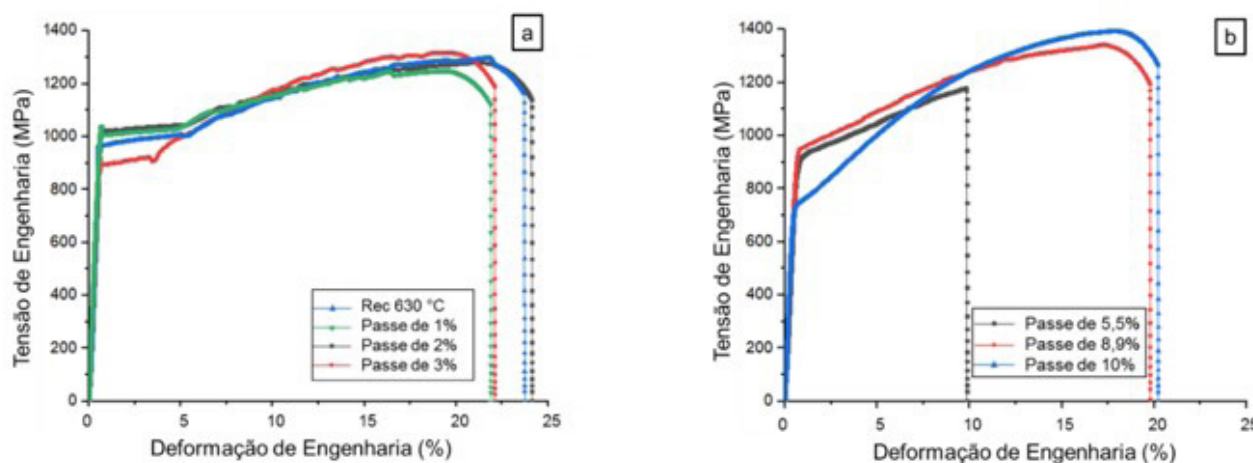


Figura 5. Curvas de tensão *versus* deformação de engenharia obtidas para as condições submetida a recozimento intercrítico a 630 °C por 30 min e resfriamento ao ar, (a) após passes de encruamento com reduções de espessura de 1% a 3% e (b) após passes de encruamento com reduções de espessura de 5,5% a 10%.

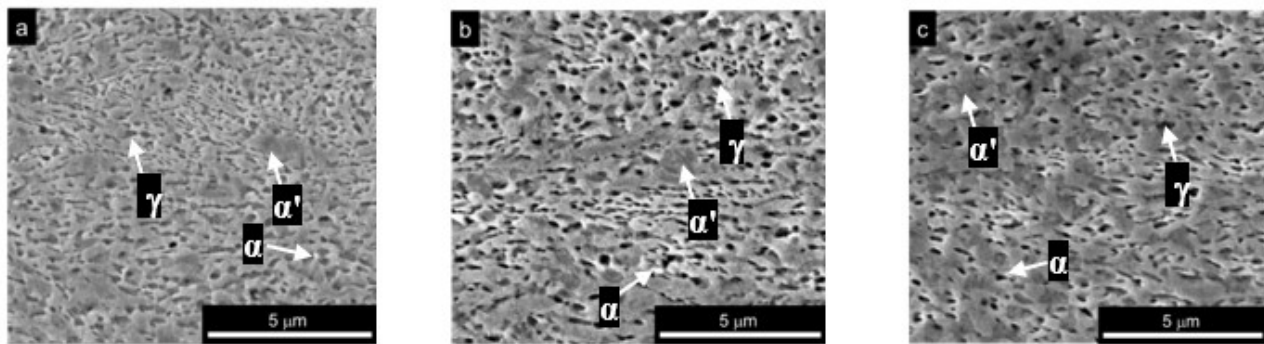


Figura 6. Micrografias obtidas no MEV do aço 0,09C-8Mn após passes de encruamento com reduções de espessura de (a) 2%, (b) 5,5% e (c) 8,9%.

médio Mn com tais características se tornaria inutilizável para aplicações que exijam bons requisitos de conformabilidade, conforme proposto neste trabalho. Sendo assim, se faz necessário o tratamento térmico de recozimento, onde a martensita (α'), predominante no material laminado a frio, é revertida em austenita (γ) por meio do aquecimento até a temperatura de austenitização. De acordo com o diagrama de fases Fe-Mn metaestável, essa transformação se inicia por volta de 300 °C para um aço com 8% de Mn, Figura 1 [13], e, quanto maior a temperatura de recozimento, maior a fração de austenita formada.

O recozimento intercrítico permite que a austenita formada seja enriquecida nos elementos gamagênicos, carbono e manganês, os quais garantem sua estabilidade à temperatura ambiente devido à redução da temperatura de início da transformação martensítica, M_i . Por meio desse processamento, portanto, é obtida uma microestrutura multifásica e refinada, que, além de oferecer maior grau de resistência, garante o efeito TRIP, proveniente da transformação progressiva da austenita retida em martensita durante a deformação plástica. Essa combinação normalmente atinge limite de resistência acima de 1200 MPa e alongamento uniforme acima de 12%, proporcionando elevada aplicabilidade em componentes automotivos estruturais [17-19].

Dentre os recozimentos analisados, o tratamento a 630 °C, seguido de resfriamento lento, propiciou a obtenção de maior quantidade de austenita retida, já que a formação de ferrita ocorreu também durante o próprio resfriamento, até atingir 300 °C. Apesar do aumento de temperatura favorecer a formação de austenita, este também induz a uma microestrutura mais grosseira, como pôde ser observado pela Figura 4. Como a quantidade de austenita retida na microestrutura é determinada pela manutenção da estabilidade dessa fase após o resfriamento, uma granulação grosseira tende a levar à sua instabilidade, fazendo com que a martensita seja novamente formada após o resfriamento em água [20]. Isso explica a pequena quantidade de fase γ em maiores temperaturas, como foi mostrado na Tabela 3. Além disso, nessas condições, também foram observados nas micrografias (Figura 4) o crescimento de grão e a presença de ripas de martensita.

A amostra recozida a 630 °C por 30 min e resfriada ao ar foi submetida então ao ensaio de tração e, como esperado, apresentou patamar de escoamento definido, devido aos efeitos das bandas de Lüders. Visando eliminar a formação dessas bandas, essa condição foi submetida ao passe de encruamento, onde elevou-se a deformação aplicada no passe de encruamento. Observou-se que, a partir de 5,5% de deformação, as amostras apresentaram alta taxa de encruamento nos estágios iniciais de deformação plástica e escoamento contínuo. A suavização e o posterior desaparecimento do patamar de escoamento é resultado da produção de um grande número de bandas de Lüders, as quais, devido ao tamanho reduzido e a proximidade entre elas são responsáveis por gerar deformações superficiais imperceptíveis no componente à medida que se aumenta a deformação [16]. Além disso, esse comportamento se deve à ausência de deformação plástica na martensita, que, devido ao efeito TRIP durante o passe de encruamento, acumula deslocações livres na ferrita adjacente. Essa fase, por sua vez, é deformada devido à expansão volumétrica da martensita, aumentando a capacidade de encruamento do material.

O comportamento de deformação também foi estudado em aço TRIP com 0,2C-1.6Al-6.1Mn-Fe, submetido a recozimento intercrítico, por Li et al. [16]. O aço endurecido a partir do aquecimento a 650 °C apresentou excelentes propriedades mecânicas, e a excelente ductilidade foi associada principalmente ao efeito TRIP descontínuo. Além disso, a 650 °C, a formação de bandas de Lüders foi associada ao efeito TRIP e ao deslizamento cooperativo de deslocações.

O comprimento das bandas de Lüders foi gradualmente reduzido com o aumento da pré-deformação a frio em tração e acabou sendo eliminado quando essa foi aumentada para 10%. Esse resultado foi associado ao aumento da estabilidade média da austenita retida e o aumento da densidade de deslocações na ferrita induzido pela pré-deformação uma vez que, para 10% de pré-deformação, a densidade de deslocações na ferrita aumentou significativamente e a subestrutura de deslocações (estrutura celular) foi formada. De acordo com a teoria da absorção de deslocações, as deslocações na martensita se movem para ferrita vizinha e macia, que absorve as deslocações da fase dura adjacente (martensita).

De maneira análoga, análises microestruturais no presente estudo confirmaram que a deformação se concentra intensamente na ferrita e nas interfaces entre as duas fases, mesmo para elevadas deformações. Diante do exposto, verifica-se que a combinação dessas propriedades é a base para a boa conformabilidade e desempenho dos componentes fabricados a partir dos aços AHSS para as aplicações automotivas [21-23].

Apesar do incremento na deformação diminuir a fração de austenita retida, conforme observado na Tabela 4, a amostra após passe de encruamento de 10% apresentou as melhores propriedades mecânicas para aplicação do material: menor razão elástica (em torno de 0,5) e maiores valores de limite de resistência (1384 MPa) e alongamento total (> 20%). Estudos [24,25] apontam que a transformação da austenita retida em martensita aumenta a resistência do material e inibe a deformação macroscópica localizada (estricção). Entretanto, o efeito da transformação induzida por deformação da austenita em martensita não incrementa mais do que 2% no alongamento total desses aços. Comparando o mecanismo de deformação do aço TRIP com o do aço *Dual-Phase*, por exemplo, é possível notar que o superior alongamento uniforme do aço TRIP está relacionado à presença simultânea de fases que se comportam como um compósito, com a austenita contribuindo no controle da distribuição da deformação nos constituintes mais macios que a martensita, como a ferrita e a bainita [24,25]. Esse resultado é consistente com as observações feitas por Jacques et al. [26], que observaram em um aço baixo Si, contendo uma fração volumétrica bem pequena de austenita retida (~3%), um alto alongamento uniforme (~20%). Ademais, além de amenizar o retorno elástico para baixas deformações, o baixo LE favorece a estampabilidade, enquanto os altos valores de LR e alongamento fornecem a combinação adequada entre alta resistência mecânica e elevada absorção de energia, itens esses requeridos para garantir a segurança nos componentes estruturais da indústria automotiva [21-23,27].

Referências

- 1 Arlazarov A, Gouné M, Bouaziz O, Hazotte A, Petitgand G, Barges P. Evolution of microstructure and mechanical properties of medium Mn steels during double annealing. *Materials Science and Engineering A*. 2012;542:31-39.
- 2 Gibbs PJ, De Moor E, Merwin MJ, Clausen B, Speer JG, Matlock DK. Austenite stability effects on tensile behavior of manganese-enriched- austenite transformation-induced plasticity steel. *Metallurgical and Materials Transactions. A, Physical Metallurgy and Materials Science*. 2011;42:3691-3702.
- 3 Zhao C, Zhang C, Cao W, Yang Z, Dong H, Weng Y. Austenite thermal stabilization through the concentration of manganese and carbon in the 0.2C-5Mn steel. *ISIJ International*. 2014;54:2875-2880.
- 4 Farahani H, Xu W, van der Zwaag S. Prediction and validation of the austenite phase fraction upon intercritical annealing of medium Mn steels. *Metallurgical and Materials Transactions. A, Physical Metallurgy and Materials Science*. 2015;46:4978-4985.
- 5 Bhattacharya D. Microalloyed steels for the automotive industry. *Tecnologica em Metalurgia, Materiais e Mineração*. 2014;11(4):371-382.

5 Conclusões

A partir do recozimento intercrítico, foram alcançadas elevadas frações de austenita retida no material, sendo quantificada até 53% dessa fase na amostra recozida a 630 °C por 30 min e resfriada ao ar. O aumento da temperatura de tratamento, entretanto, partindo de 600°C, promoveu redução na fração desse constituinte na microestrutura, como resultado da continuidade da transformação reversa da austenita até atingir a temperatura M_i , com exceção da condição previamente citada.

A amostra com a maior fração de austenita, ao ser submetida ao ensaio de tração, apresentou patamar de escoamento descontínuo, o que de certa forma inviabilizaria sua aplicabilidade em componentes expostos na indústria automotiva. Entretanto, a aplicação de uma etapa adicional de passe de encruamento, com reduções acima de 5,5%, contribuiu para a eliminação total do referido patamar.

Como resultado, valores de limite de resistência acima de 1300 MPa e alongamento uniforme acima de 16% foram obtidos, caracterizando uma excelente combinação de propriedades para a aplicação almejada. Também foi observada queda da razão elástica com o aumento da redução de espessura, o que favorece operações de estampabilidade. Além disso, o aumento da redução de espessura também diminuiu significativamente a fração de austenita retida presente na microestrutura, mas, com reduções de até 10%, a ductilidade do material não foi impactada.

Agradecimentos

Os autores agradecem à CAPES-PROEX-PPGEM/UFMG (Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais), ao Centro de Pesquisa e Desenvolvimento da Usiminas, ao CNPq e à FAPEMIG pelo suporte na realização do estudo.

- 6 Li T, Yan S, Liu X. Investigation on Yield Point Elongation and Yield Strength of Fe–9Mn–1.5Si–1Al–0.05C Water-Quenched and Air-Quenched Steel Prior to Intercritical Annealed. *Steel Research International*. 2021;92:2000577.
- 7 Ma Y, Song W, Zhou S, Schwedt A, Bleck W. Influence of intercritical annealing temperature on microstructure and mechanical properties of a cold-rolled medium-Mn steel. *Metals*. 2018;8(5):357-373.
- 8 Tsuchida N, Tomota Y, Nagai K, Fukaura K. A simple relationship between Lüders elongation and work-hardening rate at lower yield stress. *Scripta Materialia*. 2006;54(1):57-60.
- 9 Giarola AM, Pereira PHR, Stemler PA, Pertence AEM, Campos HB, Aguilar MTP, et al. Strain heterogeneities in the rolling direction of steel sheets submitted to the skin pass: a finite element analysis. *Journal of Materials Processing Technology*. 2015;216:234-247.
- 10 Gao S, Bai Y, Zheng R, Tian Y, Mao W, Shibata A, et al. Mechanism of huge Lüders-type deformation in ultrafine grained austenitic stainless steel. *Scripta Materialia*. 2019;159:28-32.
- 11 Abbaschian R, Abbaschian L, Reed-Hill R. *Physical metallurgy principles*. 4th ed. Stamford: Cengage Learning; 2009. 769 p.
- 12 Goldman AJ. Dislocation mechanisms in the elimination of inhomogeneous deformation by temper rolling. *Trans ASM*. 1964;57:900-908.
- 13 Lee YK, Han J. Current opinion in medium manganese steel. *Materials Science and Technology*. 2015;31(7):842-856.
- 14 ASTM International. *ASTM A370. Standard test methods and definitions for mechanical testing of steel products*. West Conshohocken: ASTM International; 2017.
- 15 Arlazarov A. Evolution of microstructure and mechanical properties of medium Mn steels and their relationship. France: Université de Lorraine; 2018 [acesso em 15 jul. 2020]. Disponível em: <https://hal.univ-lorraine.fr/tel-01751772>
- 16 Li ZC, Ding H, Misra RDK, Cai ZH. Deformation behavior in cold-rolled medium-manganese TRIP steel and effect of pre-strain on the Lüders bands. *Materials Science and Engineering A*. 2017;679:230-239.
- 17 Xiong XC, Chen B, Huang MX, Wang JF, Wang L. The effect of morphology on the stability of retained austenite in a quenched and partitioned steel. *Scripta Materialia*. 2013;68(5):321-324.
- 18 Luo H, Shi J, Wang C, Cao W, Sun X, Dong H. Experimental and numerical analysis on formation of stable austenite during the intercritical annealing of 5Mn steel. *Acta Materialia*. 2011;30(11):1367-1377.
- 19 Bouaziz O, Zurob H, Huang M. Driving force and logic of development of advanced high strength steels for automotive applications. *Steel Research International*. 2013;84(10):937-947.
- 20 Yang HS, Bhadeshia HKDH. Austenite grain size and the martensite-start temperature. *Scripta Materialia*. 2009;60:493-495.
- 21 Balliger NK, Gladman T. Work hardening of dual-phase steels. *Metal Science*. 1981;15(3):95-108.
- 22 Tasan CC, Diehl M, Yan D, Bechtold M, Roters F, Schemmann L, et al. An overview of dual-phase steels: advances in microstructure-oriented processing and micromechanically guided design. *Annual Review of Materials Research*. 2015;45:391-421.
- 23 Tasan CC, Hoefnagels JPM, Diehl M, Yan D, Roters F, Raabe D. Strain localization and damage in dual phase steels investigated by coupled in-situ deformation experiments and crystal plasticity simulations. *International Journal of Plasticity*. 2014;63:198-210.
- 24 Bhadeshia HKDH. TRIP-assisted steels? *ISIJ International*. 2002;42(9):1059-1060.
- 25 Petrov R, Kestens L, Wasilkowska A, Houbaert Y. Microstructure and texture of a lightly deformed TRIP-assisted steel characterized by means of the EBSD technique. *Materials Science and Engineering A*. 2007;447(1-2):285-297.
- 26 Jacques PJ, Girault E, Mertens A, Verlinden B, Van Humbeeck J, Delannay F. The developments of cold-rolled TRIP-assisted multiphase steels. Al-alloyed TRIP-assisted multiphase steels. *ISIJ International*. 2001;41(9):1068-1074.
- 27 Finfrock CB, Clarke AJ, Thomas GA, Clarke KD. Austenite stability and strain hardening in C-Mn-Si quenching and partitioning steels. *Metallurgical and Materials Transactions. A, Physical Metallurgy and Materials Science*. 2020;51:2020-2025.

Recebido em: 18 Out. 2021

Aceito em: 1 Abr. 2022