

AVALIAÇÃO DA INFLUÊNCIA DAS CONDIÇÕES DE SUPERENVELHECIMENTO NA MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS DE UM AÇO BIFÁSICO PRODUZIDO POR RECOZIMENTO CONTÍNUO¹

Sílvio Dias Araujo²

Roberta de Oliveira Rocha³

Vicente Tadeu Lopes Buono⁴

Resumo

Os aços bifásicos surgiram como uma solução alternativa com grandes vantagens aos aços convencionais, pois combinam alta resistência mecânica e boa conformabilidade. Neste estudo, foi avaliada a influência da temperatura e do tempo de permanência na etapa de superenvelhecimento do recozimento contínuo na microestrutura e nas propriedades mecânicas de um aço laminado a frio de 780MPa de limite de resistência, visando determinar as melhores condições de processamento do material. Os ensaios foram realizados em um simulador termomecânico e em um dilatômetro, utilizando amostras de um aço laminado a frio obtidas na linha de produção industrial da Usiminas. O aço recozido apresentou uma estrutura complexa, constituída por ferrita, bainita, carbonetos não dissolvidos, martensita e MA, sendo o segundo constituinte predominantemente bainítico. A microestrutura se modificou durante a etapa de superenvelhecimento com o avanço do tempo e com o aumento da temperatura, elevando o percentual de bainita e reduzindo na mesma proporção o de ferrita. O comportamento mecânico em tração e a microdureza apresentaram variação com as condições de superenvelhecimento empregadas no estudo. Os resultados mostraram que as amostras tratadas a 350°C e 390°C atenderam aos requisitos de propriedade mecânica exigidos.

Palavras-chave: Superenvelhecimento; Aços bifásicos; Microestrutura; Propriedades mecânicas.

ASSESSMENT OF THE INFLUENCE OF THE OVERAGING CONDITIONS ON THE MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF A DUAL-PHASE STEEL PRODUCED BY CONTINUOUS ANNEALING

Abstract

Dual-phase steels have emerged as an alternative solution with great advantages to conventional steels, because they combine high mechanical strength and good formability. In this study, the influence of overaging temperature and residence time during continuous annealing on the microstructure and mechanical properties of a cold-rolled steel with 780 MPa of tensile strength was assessed, aiming to determine the best processing conditions for the material. Tests were performed using a thermomechanical simulator and in a dilatometer on cold-rolled steel specimens obtained from the commercial production line of Usiminas. The annealed steel had a complex structure composed of ferrite, bainite and undissolved carbides, martensite and MA, the second constituent being predominantly bainitic. The microstructure change for longer times and higher temperatures during the overaging step was an increase in the percentage of bainite and a reduction in the same proportion in the amount of ferrite. The mechanical behavior in tensile and microhardness tests changed according to the variables used in the study. The results showed that the overaging temperatures of 350°C and 390°C resulted in the steel meeting the mechanical property requirements.

Key words: Overaging; Dual-phase steels; Microstructure; Mechanical properties.

¹ Contribuição técnica ao 50º Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 18 a 21 de novembro de 2013, Ouro Preto, MG, Brasil.

² MBA, CQE ASQ, Mestrando em Metalurgia, Especialista de Produção, Gerência Técnica da Laminação a Frio da Usiminas, Ipatinga, MG, Brasil.

³ Doutora, MBA, CQE ASQ, Especialista de produtos, Gerência de Metalurgia da Usiminas, Ipatinga, MG, Brasil.

⁴ Doutor, Professor Associado do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da EE.UFMG, Belo Horizonte, MG, Brasil.

1 INTRODUÇÃO

Nos últimos anos, a indústria siderúrgica tem direcionado esforços na produção de aços de alta resistência para indústria automobilística, em busca de maior competitividade do aço frente aos materiais sucedâneos, permitindo atender a três das principais demandas desse setor: redução de peso, economia de combustível e aumento da segurança do usuário. Nesse contexto, os aços bifásicos, ou *Dual Phase* (DP), surgiram como uma solução alternativa com grandes vantagens em relação aos aços convencionais, pois combinam alta resistência mecânica e boa conformabilidade, permitindo a confecção de peças mais leves desde carroceria até rodas e peças estruturais, como longarinas, travessas, dentre outras.

As propriedades mecânicas dos aços DP estão diretamente relacionadas às suas características microestruturais, que, por sua vez, dentre outros aspectos, estão relacionadas aos parâmetros de processamento utilizados. Desse modo, neste trabalho foi investigado o efeito das variáveis temperatura e tempo na etapa de superenvelhecimento no recozimento contínuo, nas características microestruturais e nas propriedades mecânicas do aço DP da classe de 780 MPa de limite de resistência, visando determinar qual a condição ideal de processamento do material.

1.1 Recozimento contínuo

O recozimento contínuo foi adotado comercialmente em larga escala no Japão em 1972, com grandes vantagens econômicas e metalúrgicas quando comparado à rota tradicional, recozimento em caixa, pois proporcionam melhoria de qualidade, menores custos de produção e aumento da multiplicidade de produtos.

A linha de recozimento contínuo da Usiminas (*Continuous Annealing Processing Line -CAPL*) (Figura 1), é composta por vários fornos, sendo que cada um define uma etapa do recozimento (aquecimento, encharque, resfriamento lento primário, resfriamento rápido, superenvelhecimento, resfriamento lento secundário e resfriamento em água).

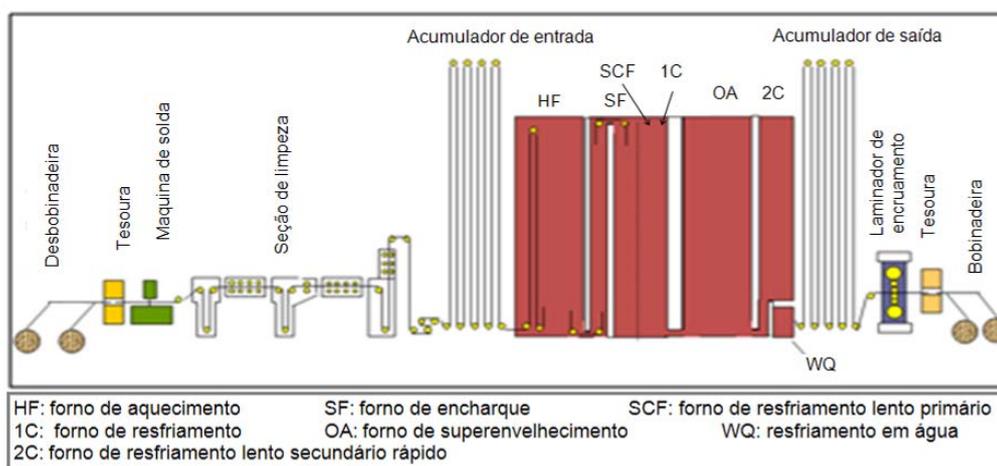


Figura 1: Representação esquemática da linha de recozimento contínuo, CAPL, da Usiminas.

O ciclo de recozimento contínuo adotado para os aços DP é mostrado na Figura 2. A tira é aquecida até a temperatura de encharque, visando a recristalização da ferrita e a formação de grãos de austenita localizados nos contornos de grão da ferrita.⁽¹⁾ O encharque ocorre de maneira isotérmica, na temperatura intercrítica. Nesta etapa, a maior alteração ocorre com o aumento da fração volumétrica da

austenita e do seu teor de carbono, influenciando diretamente a temperabilidade do aço.⁽¹⁾ No resfriamento lento ocorre o enriquecimento da austenita em carbono.⁽¹⁾ No resfriamento rápido ocorre a têmpera do aço, sendo de fundamental importância para obtenção da microestrutura nos aços DP.⁽¹⁾ O superenvelhecimento ocorre também de maneira isotérmica, e o principal objetivo é a precipitação do carbono da matriz ferrítica supersaturada, com ganho na ductilidade. Dependendo da temperatura e do tempo de tratamento, pode ocorrer o revenimento da martensita e/ou da bainita. Caso a austenita não tenha sido totalmente transformada na têmpera, haverá a formação de bainita, levando a alterações microestruturais e de propriedades mecânicas.⁽²⁾ No resfriamento lento secundário e em água não são esperadas grandes modificações microestruturais e de propriedades mecânicas.

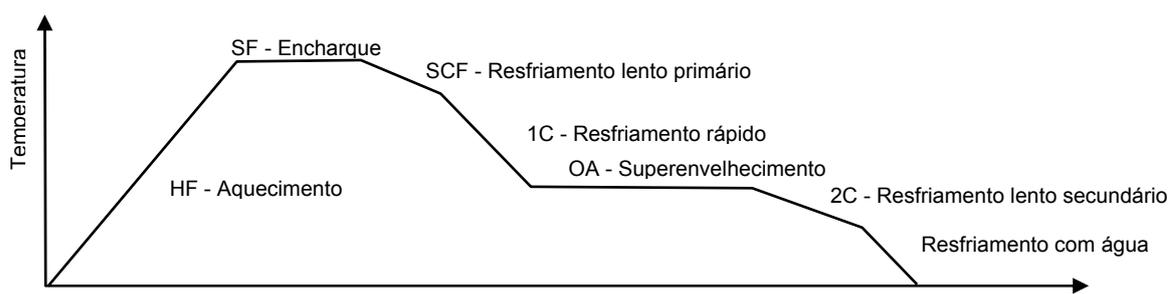


Figura 2: Representação esquemática do ciclo de recozimento contínuo. Tempo

1.2 Influência do Superenvelhecimento

No superenvelhecimento, ou *overaging* (OA), o material é submetido a uma temperatura que varia entre 200°C e 400°C, geralmente abaixo da temperatura de início de transformação martensítica, M_i , por um curto intervalo de tempo, sendo esse parâmetro dependente da espessura do material e da velocidade no processo.

Nesta etapa, também pode ocorrer o revenimento da martensita e/ou da bainita formadas durante o resfriamento rápido, cuja extensão será uma função da temperatura e do tempo utilizados. Segundo Bhadeshia e Honeycombe,⁽³⁾ o comportamento da bainita durante o revenimento é diferente do esperado para a martensita. A bainita ferrítica usualmente contém somente um pequeno excesso de carbono em solução sólida. A maior parte do carbono em uma amostra de bainita é transformada sob a forma de partículas de cementita, que, por sua vez, tendem a ser mais grosseiras do que aquelas associadas com a martensita revenida. Pequenas alterações na resistência são devidas às partículas grosseiras de cementita e uma recuperação geral das subestruturas de deslocamentos.

Waterschoot, Verbeken e De Cooman⁽⁴⁾ estudaram, por meio de dilatométrica e difração de raios X, o revenimento da martensita em um aço com 0,72%C, 1,53%Mn, 0,11%Si, 0,28%Cr e 0,20%Mo. De acordo com esses pesquisadores, o revenimento da martensita pode ser descrito em cinco estágios, resumidos a seguir:

Estágio I: Redistribuição dos átomos de carbono em temperaturas entre 60°C e 120°C. Nessa etapa, ocorre a segregação dos átomos de carbono para as deslocamentos e a formação de *clusters* de carbono na matriz.

Estágio II: Precipitação de carbonetos de transição na faixa de temperatura entre 120°C e 200°C. Esse estágio é caracterizado por uma redução de volume de aproximadamente 0,30%, associada à precipitação do carboneto ϵ ($Fe_{2,4}C$), que é hexagonal, e/ou do carboneto η (Fe_2C), que é ortorrômbico.

Estágio III: Transformação do carboneto η em carboneto κ ($Fe_{2,2}C$ ou $Fe_{2,5}C$) na faixa de temperatura entre 200°C e 300°C.

Estágio IV: Decomposição da austenita retida em ferrita e cementita na faixa de temperatura entre 250°C e 350°C. Esse estágio é acompanhado por um aumento de volume e o valor da energia de ativação depende do teor de carbono do aço.

Estágio V: Conversão dos carbonetos de transição em cementita na faixa de temperatura entre 290°C e 390°C. Resulta em uma elevação de volume da martensita da ordem de 0,30%.

Em outro estudo, Dong et al.⁽⁵⁾ realizaram uma simulação de recozimento contínuo utilizando dilatometria em amostras de aços CMnSi e CMnSiAl e observou a ocorrência de transformação isotérmica quando a têmpera é interrompida entre as temperaturas inicial e final de transformação martensítica. A figura 3 mostra as curvas dilatométricas correspondentes às transformações atérmica e isotérmica da martensita observadas pela variação do comprimento do corpo de prova, $\Delta L/L_0$, a uma temperatura próxima a M_i durante a etapa de OA. Há uma alteração na natureza da transformação martensítica para uma transformação isotérmica mais complexa abaixo de M_i .

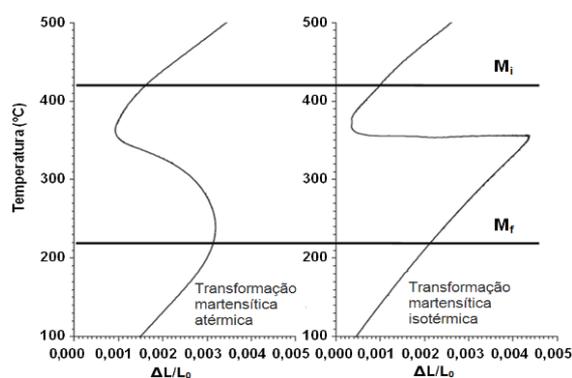


Figura 3: Dados dilatométricos da transformação martensítica atérmica e isotérmica abaixo da temperatura M_i .⁽⁵⁾

Quando a etapa de superenvelhecimento é realizada em temperaturas muito elevadas, próximas a M_i , ocorre a formação de bainita, o que causa um decréscimo nos valores de limite de escoamento, resistência, e expoente de encruamento (Figuras 4a e 4b).

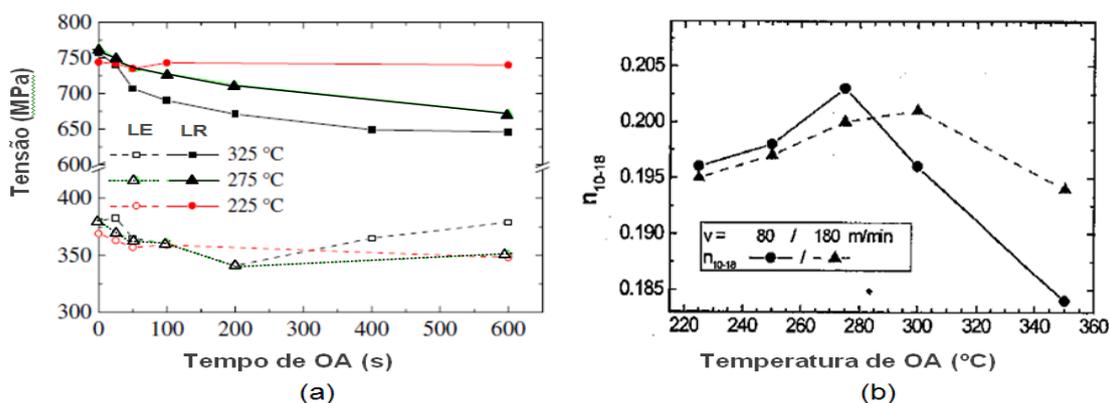


Figura 4: Influência da temperatura e do tempo de superenvelhecimento no LE e LR em (a) e no expoente de encruamento em (b) de um aço DP 0,10%C; 0,10%Si; 1,50%Mn; 0,8%(Cr+Mo)

Cooman et. al.⁽⁸⁾ estudaram o efeito do superenvelhecimento nas propriedades mecânicas de um aço DP com Cr e Mo durante o recozimento contínuo e observaram que ocorre uma queda nos valores de alongamento total e uniforme para tempos

curtos de superenvelhecimento e um aumento nos valores desse parâmetro com aumento da temperatura e do tempo de AO (Figuras 5a e 5b).

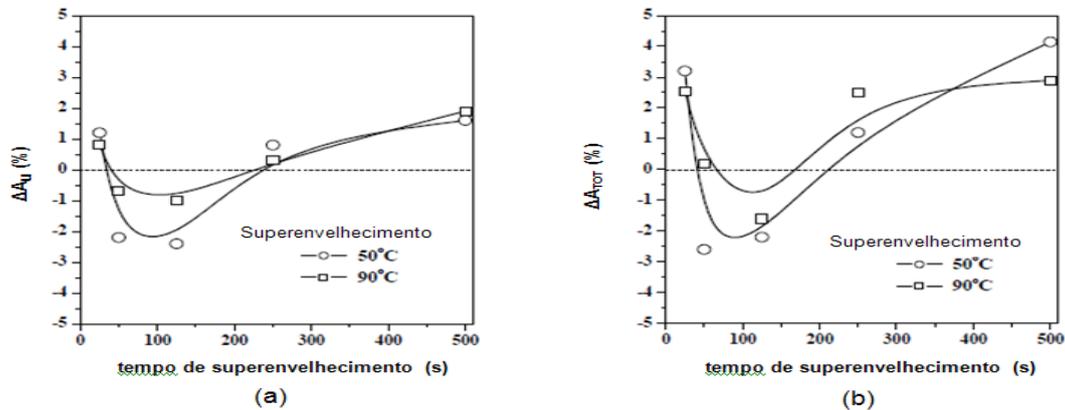


Figura 5: Variação de alongamento uniforme ΔA_u (a) e total ΔA_{TOT} (b) de aços DP em diferentes tempos e temperaturas de superenvelhecimento.⁽⁸⁾

2 MATERIAIS E MÉTODOS

Neste estudo foi utilizado um aço baixo carbono, acalmado ao silício, com adição de manganês, produzido industrialmente até a etapa de laminação a frio. Posteriormente, foi realizado o recozimento contínuo em escala piloto no simulador termomecânico HDPS do Centro de Tecnologia da Usiminas.

2.1 Processamento do Material em Escala Industrial

O aço CMnSi foi processado na Aciaria com composição química visada para atender às faixas previstas na Tabela 1. As placas lingotadas seguiram para o processo de laminação a quente, sendo reaquecidas à temperatura de $1250 \pm 30^\circ\text{C}$ e laminadas a quente até a espessura de 3,8 mm, com temperatura de acabamento de $880 \pm 20^\circ\text{C}$ e de bobinamento de $650 \pm 20^\circ\text{C}$. Em seguida, esse material foi enviado para a laminação a frio, sendo decapado com solução de ácido clorídrico, e posteriormente sofreu redução total de 52,6% na espessura, no laminador contínuo a frio de 5 cadeiras, ficando com dimensão final de 1,8 mm x 1250 mm (espessura x largura). Desse material foram amostrados 4 chapas de 500 mm x 1250 mm (comprimento x largura).

Tabela 1. Faixa de composição química visada do aço CR780T/500Y-DP (% p/p)⁽⁹⁾

| C | Mn | Al | Si | P | S | Cu | B | Ni+Cr+Mo |
|-------------|-------------|--------------|------------|--------------|--------------|-------------|--------------|------------|
| $\leq 0,18$ | $\leq 2,50$ | $\leq 0,010$ | $\leq 0,6$ | $\leq 0,040$ | $\leq 0,015$ | $\leq 0,20$ | $\leq 0,005$ | $\leq 1,5$ |

2.2 Processamento do Material em Escala Piloto

As chapas extraídas ao final do processo de laminação a frio foram preparadas retirando-se amostras paralelas à direção de laminação, com dimensões de 220 mm x 120 mm x 1,8 mm (comprimento x largura x espessura), para serem utilizados nas simulações de recozimento contínuo.

Os ciclos de recozimento foram realizados no simulador termomecânico HDPS do Centro de Tecnologia da Usiminas e elaborados de acordo com a configuração da linha industrial. O material foi aquecido a uma taxa de 3°C/s até a temperatura de 820°C , permanecendo nesta por 96 s. Posteriormente resfriou-se até a temperatura

de 710 °C a uma taxa de 3°C/s. Após atingir esta temperatura, a taxa de resfriamento aumentou para 27°C/s até atingir as condições de superenvelhecimento testadas conforme mostrado nas tabelas 2 e 3. Os ciclos estudados foram divididos em duas etapas. Nos testes 1 a 9 foram avaliados o comportamento da microestrutura e das propriedades mecânicas ao longo da etapa de superenvelhecimento, e nos testes 10 a 12 foi analisado o ciclo completo, variando-se apenas a temperatura de OA.

Tabela 2. Parâmetros utilizados no simulador termomecânico e os respectivos valores na condição de ciclo interrompido no superenvelhecimento⁽¹⁰⁾

| Teste | 1 | 2 | 3 | 4 | 5 | 6 | 7 | 8 | 9 |
|--|-----|-----|-----|-----|-----|-----|-----|-----|-----|
| Temperatura de superenvelhecimento (°C) | 310 | 310 | 310 | 350 | 350 | 350 | 390 | 390 | 390 |
| Tempo de superenvelhecimento (s) | 0 | 270 | 540 | 0 | 270 | 540 | 0 | 270 | 540 |
| Taxa de resfriamento até temperatura ambiente (°C/s) | 27 | 27 | 27 | 27 | 27 | 27 | 27 | 27 | 27 |

Tabela 3. Parâmetros utilizados no simulador termomecânico e os respectivos valores na condição de ciclo completo de recozimento contínuo⁽¹⁰⁾

| Teste | 10 | 11 | 12 |
|--|------|------|------|
| Temperatura de superenvelhecimento (°C) | 310 | 350 | 390 |
| Tempo de superenvelhecimento (s) | 540 | 540 | 540 |
| Taxa de resfriamento OA – 2C (°C/s) | 1,6 | 1,6 | 1,6 |
| Temperatura final do resfriamento secundário (°C) | 180 | 180 | 180 |
| Taxa de resfriamento até a temperatura Ambiente (°C/s) | 27,0 | 27,0 | 27,0 |

2.3 Caracterização Microestrutural, Propriedades Mecânicas e Dilatometria

A caracterização microestrutural após a simulação dos ciclos de recozimento contínuo nas diferentes condições de temperatura e tempo de superenvelhecimento foi conduzida em amostras embutidas, lixadas, polidas e atacadas com nital 4% e reativo Le Pera (solução de metabissulfito de sódio e ácido pícrico em álcool), para serem observadas por microscopia óptica e eletrônica de varredura.

A determinação da fração volumétrica de constituintes por metalografia quantitativa foi realizada conforme procedimento desenvolvido pelo Centro de Tecnologia da Usiminas, empregando-se o sistema Axiovision e amostras atacadas da seguinte maneira: primeiramente o material foi atacado com nital 4%, deixando a ferrita branca em contraste com o restante da microestrutura, permitindo a medição de sua fração. Após novo polimento, atacou-se com o reativo Le Pera para determinação da fração de MA (martensita/austenita retida), já que ele deixa branco esses constituintes. A porcentagem relativa dos constituintes difusionais como perlita, bainita, cementita foi obtida pela diferença em relação aos constituintes ferrita e MA para completar 100%.

Os ensaios de tração foram realizados em uma máquina Instron modelo 5882 em corpos de prova *subsize* confeccionados segundo a norma ASTM A370-11.⁽¹¹⁾ Foram determinadas as propriedades alongamento total (base de medida de 25 mm), limite de escoamento (a 0,2% de deformação), limite de resistência e coeficiente de encruamento n (a 5% de deformação). O índice BH foi calculado segundo a norma ASTM A653-11.⁽¹²⁾ Foram também realizados ensaios de microdureza Vickers com carga de 1 kgf (10 indentações por amostra).

Os ensaios dilatométricos para determinar as possíveis variações de volume durante a etapa de superenvelhecimento foram realizados em um dilatômetro modelo

DIL 805 Å/D-BAHR em corpos de prova do mesmo material utilizado nas simulações de recozimento no HDPS, com 10 mm de comprimento, 4 mm de largura e 1,8 mm de espessura. Foram utilizados os mesmos valores dos parâmetros da Tabela 3.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1 Caracterização Microestrutural

O aço estudado apresentou microestrutura semelhante em todas as condições, ou seja, após os ciclos interrompidos na etapa de superenvelhecimento e nos ciclos completos: uma microestrutura complexa, constituída por ferrita (F), bainita + carbonetos não dissolvidos (B + C), martensita (M), e martensita/austenita retida (MA), conforme indicado pelas setas nas figuras 6 e 8. A martensita se concentrou preferencialmente nos contornos de grão. Observou-se também uma maior ocorrência de bainita e carbonetos não dissolvidos. À medida que o tempo de superenvelhecimento aumentou, ocorreu uma pequena elevação na fração volumétrica de B + C e um refinamento da microestrutura, para as três temperaturas.

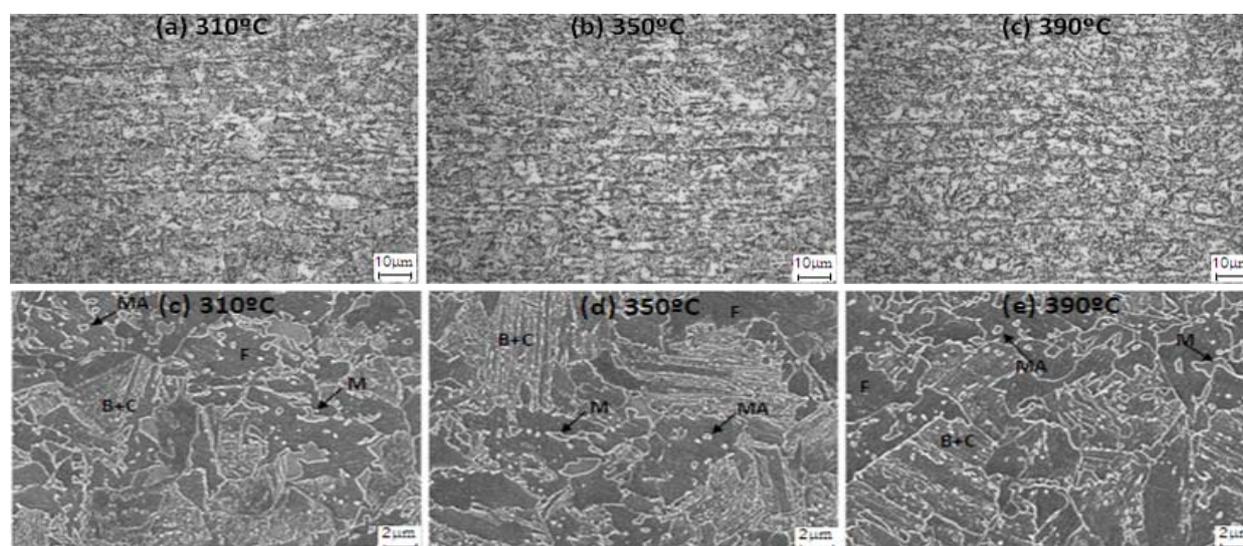


Figura 6: Microestrutura do aço laminado a frio, obtidos após os ciclos completos no recozimento contínuo, microscopia óptica em (a), (b) e (c), e microscopia eletrônica de Varredura em (d), (e) e (f), ataque: nital 4%.⁽¹⁰⁾

As Figuras 7(a), (b) e (c) apresentam a fração dos constituintes nos ciclos interrompidos durante a etapa de superenvelhecimento. A 310°C, a dispersão dos resultados foi elevada, portanto, não se pode inferir que ocorreu variação na microestrutura. Para as temperaturas de 350°C e 390°C, observa-se uma queda em torno de 8% na fração de ferrita e um ganho na mesma proporção na fração de B + C durante essa etapa. Efeito semelhante foi observado no ciclo completo de recozimento contínuo (Figura 7d), quando as temperaturas de 350°C e 390°C são comparadas a 310°C. Segundo Dong et al.,⁽⁵⁾ essa modificação na fração dos constituintes pode ser explicada pela transformação isotérmica de aços de baixo carbono próximo à temperatura M_i . Ou seja, se a temperatura de revenimento for suficientemente alta, os átomos de carbono podem se difundir da martensita atérmica transformada inicialmente para a austenita retida adjacente. A austenita pode, então, ser continuamente enriquecida de carbono e se decompor em uma estrutura martensítica ou até mesmo bainítica.

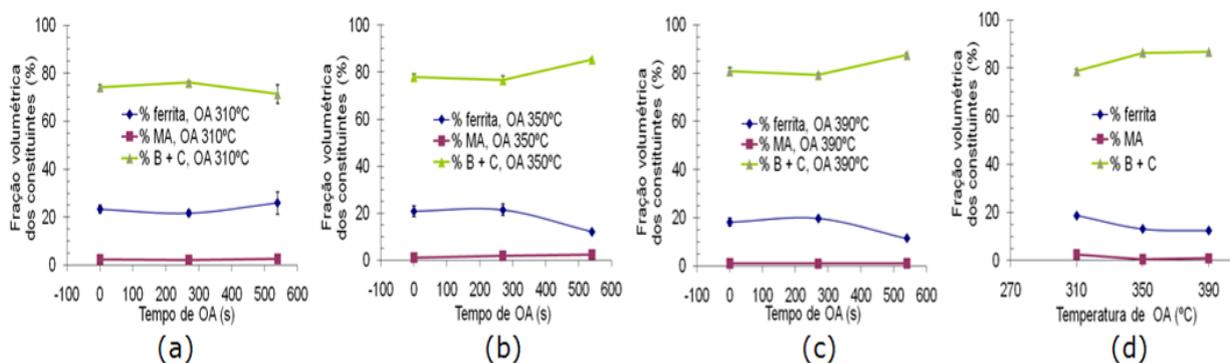


Figura 7: Variação da fração volumétrica dos constituintes em função da temperatura e tempo de superenvelhecimento nos ciclos interrompidos no OA (a), (b) e (c), e ciclo completo no recozimento contínuo (d).⁽¹⁰⁾

Embora o procedimento utilizado para a quantificação dos constituintes represente um avanço em relação ao método tradicional, nos valores apresentados na Figura 7 são embutidas algumas fontes de imprecisão inerentes ao processo. Após ataque com o reativo nital, nem sempre é possível desconsiderar toda a área de contornos de grão na determinação do segundo constituinte, o que pode resultar numa quantidade de segundo constituinte superior à que realmente está presente na microestrutura. Além disso, diferenças na composição da martensita e/ou efeitos associados ao revenimento, podem alterar a coloração desse constituinte e mascarar a sua quantificação. Portanto, deve-se considerar a possibilidade de que o constituinte MA pode estar presente em quantidade superior à determinada nas medições realizadas.

Na etapa de superenvelhecimento, observou-se, nos ensaios dilatométricos, um aumento do comprimento do corpo de prova, figura 9, para as três temperaturas de OA estudadas. Para a temperatura de 310°C, o valor do aumento de comprimento, $\Delta L/L_0$, foi de 0,07%. Nas temperaturas de 350 e 390°C, o $\Delta L/L_0$ foi de 0,10% e 0,13%, respectivamente. Acredita-se que essa variação se deve à transformação isotérmica da austenita em martensita e/ou bainita, conforme relatado por Cooman et al.⁽⁸⁾ e Dong et al.⁽⁵⁾ De acordo com Bhadeshia e Honeycombe,⁽³⁾ há reações martensíticas que podem se processar a temperatura constante em ligas Fe-C. Segundo Waterschoot, Verbeken e De Cooman,⁽⁴⁾ pode ocorrer também a decomposição da austenita retida em ferrita e cementita na faixa de temperatura entre 250°C e 350°C. Esse estágio é acompanhado por um aumento de volume. Outra possibilidade é a conversão dos carbonetos de transição em cementita na faixa de temperatura entre 290°C e 390°C.

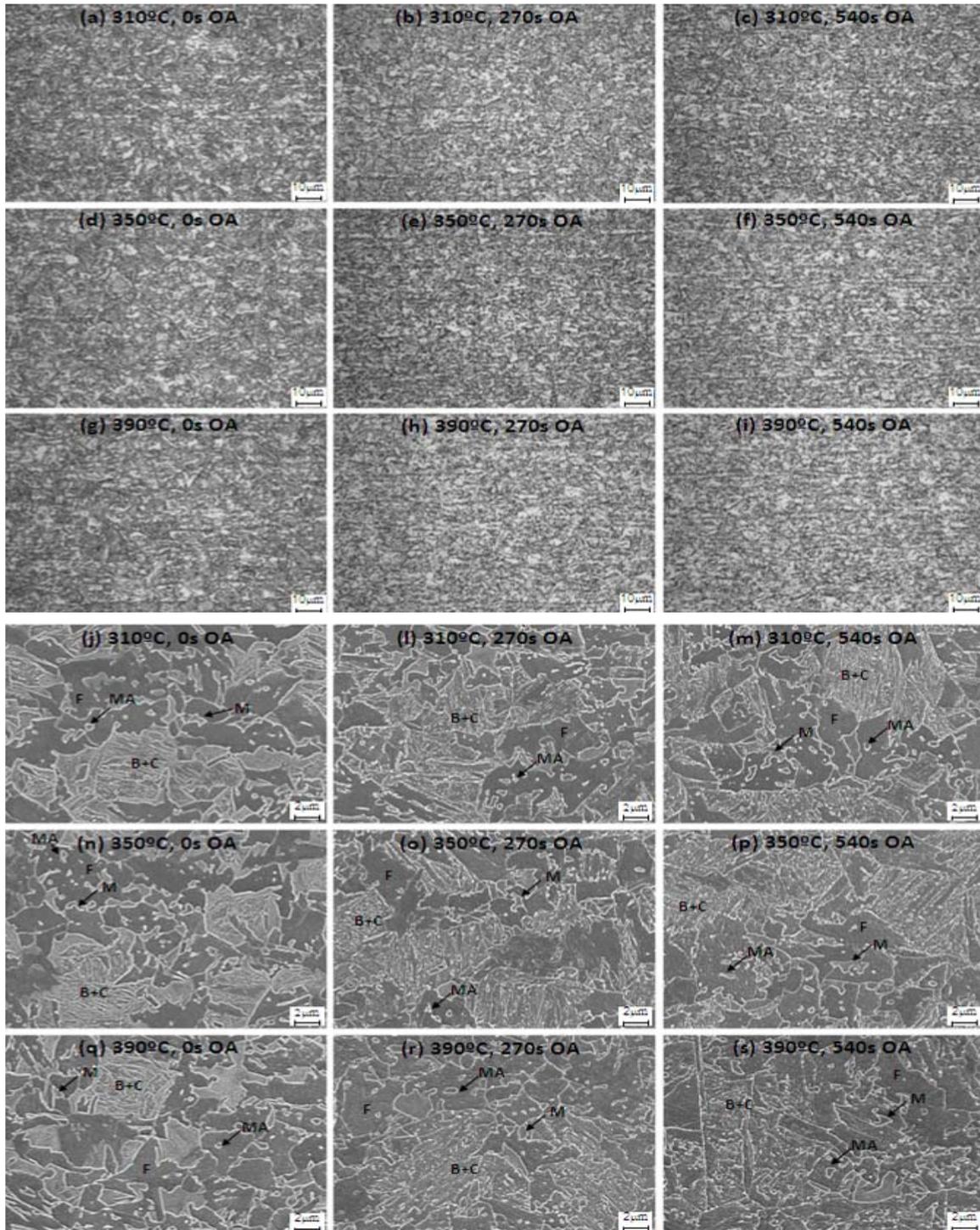


Figura 8: Microestrutura do aço laminado a frio, obtidos após os ciclos interrompidos na etapa de superenvelhecimento das simulações de recozimento contínuo realizados no HDPS. Microscopia óptica (a – i); Microscopia eletrônica de varredura (j – s). Ataque: nital 4%.⁽¹⁰⁾

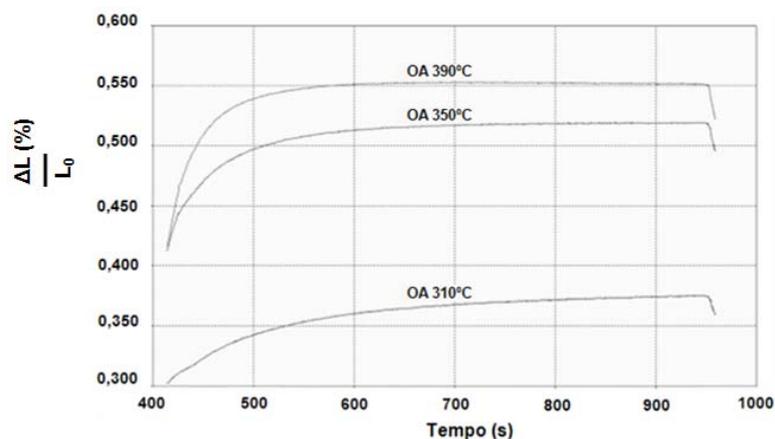


Figura 9: Variação do comprimento do corpo de prova, durante a etapa de superenvelhecimento do recozimento contínuo, obtidos pelo ensaio dilatométrico.⁽¹⁰⁾

As propriedades mecânicas determinadas nos ensaios de tração das amostras submetidas aos ciclos interrompidos na etapa de OA são apresentadas nas Figuras 10a a 10f. A Figura 10a apresenta a variação do LE durante a etapa de OA nas três temperaturas estudadas, 310°C, 350°C e 390°C. Podemos observar uma queda no valor deste parâmetro ao longo desta fase do processo para as três condições estudadas semelhante ao relatado por Pichler et al.⁽⁶⁾ O LE diminui com o aumento da temperatura e do tempo de superenvelhecimento, chegando a reduzir 52 MPa ao final dos 540s. Essa queda no LE pode ter ocorrido em função da recuperação das subestruturas de deslocamentos e também pela migração do C da ferrita para a austenita adjacente não transformada por difusão que ocorre durante o revenimento da martensita e também da bainita.⁽³⁾

A variação do LR com o tempo e temperatura é mostrada na figura 10(b). Pode-se observar uma queda com o tempo e temperatura de OA, sendo mais acentuada para a temperatura de 390°C com 270s, semelhante ao que foi encontrado por Pichler et al.⁽⁶⁾ A queda nos valores de limite de resistência foi influenciada pelo revenimento do segundo constituinte (B + M) à medida que se eleva a temperatura de OA. Segundo Bhadeshia e Honeycombe⁽³⁾, esse fenômeno faz com que o carbono em solução sólida se difunda da martensita e da bainita transformada durante o resfriamento, reduzindo o teor médio desse elemento nessas microestruturas, diminuindo a resistência. Pode ocorrer também a formação de partículas grosseiras de cementita,⁽⁴⁾ e uma recuperação geral da subestrutura de deslocamentos.⁽³⁾

O alongamento uniforme, Al_u , aumentou discretamente com o tempo e a temperatura de OA. A elevação no valor desse parâmetro foi maior para a temperatura de 350°C, ficando mais modesta com o aumento da temperatura, conforme pode ser observado na Figura 10c. Efeito semelhante foi relatado por Cooman et al.⁽⁸⁾ O aumento no alongamento uniforme pode ter ocorrido em detrimento do revenimento do segundo constituinte durante o superenvelhecimento. Esse comportamento também foi observado para o alongamento total, Al_T , nas temperaturas de 350°C e 390°C. Para a temperatura de 310°C, não ocorreu variação de Al_T ao longo dessa fase de recozimento.

Ao contrario do que foi observado por Pichler et al.,⁽⁷⁾ o expoente de encruamento se elevou com o aumento de tempo e temperatura de superenvelhecimento (Figura 10e). Esse aumento pode ser explicado pela migração do C da ferrita para a austenita adjacente não transformada por difusão que ocorre durante o revenimento da martensita e também da bainita.⁽³⁾

Na Figura 10f são plotados os valores de microdureza Vickers em função das variáveis de processo estudadas. Pode-se observar que em todos os casos houve uma queda da microdureza durante o OA. Essa queda é acentuada com o aumento da temperatura. Segundo Badeshia e Honeycombe,⁽³⁾ isso se deve a difusão do carbono presente na bainita e martensita para a austenita ainda não transformada durante o revenimento desses constituintes, que ocorre durante o superenvelhecimento.

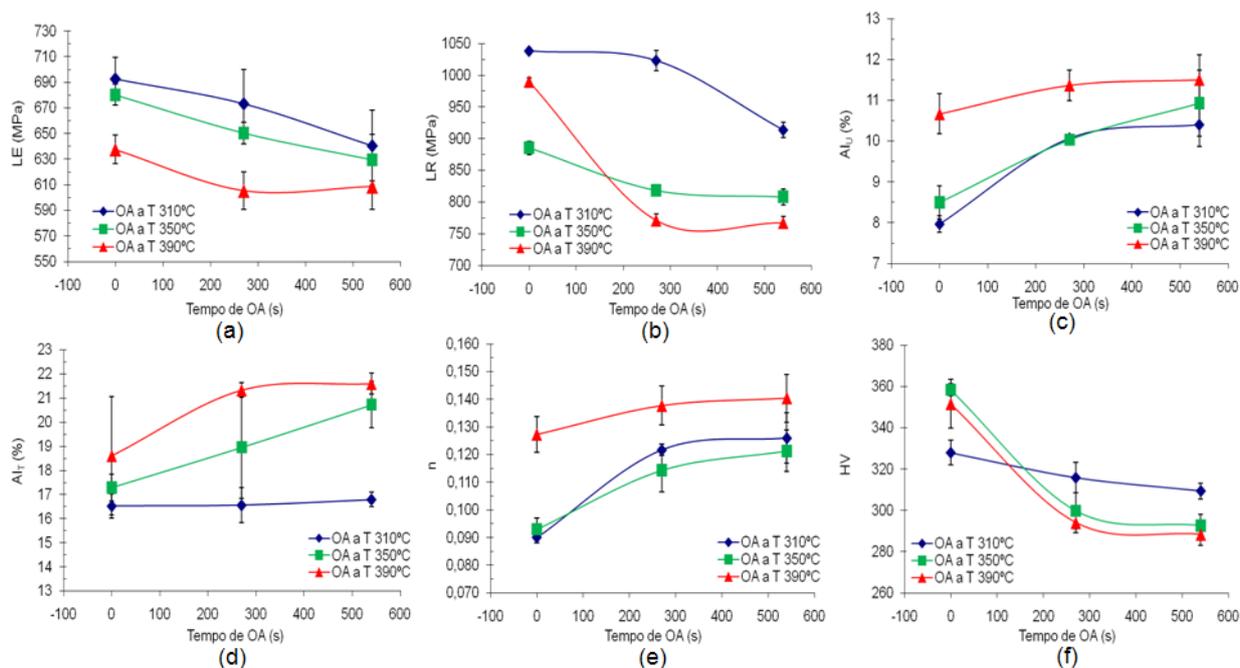


Figura 10: Propriedades mecânicas em tração e microdureza dos corpos de prova ensaiados após os ciclos interrompidos na etapa de superenvelhecimento do recozimento contínuo.⁽¹⁰⁾

As Figuras 11a à 11h apresentam as propriedades mecânicas em tração e a microdureza do material simulado com ciclo completo no recozimento no HDPS. As Figuras 11a e 11b apresentam a variação do LE e do LR em função das temperaturas empregadas na etapa de OA. Observa-se uma queda no valor desses parâmetros com o aumento da temperatura pelos mesmos motivos relatados nos ciclos interrompidos no superenvelhecimento. Esse efeito também foi observado por Pichler (Figura 4).

Para o alongamento uniforme e total (Figuras 11c e 11d respectivamente), a dispersão dos resultados foi elevada, portanto, não se pode afirmar que exista uma tendência de variação em relação à temperatura.

Semelhante ao que foi observado nos ciclos interrompidos no OA, o expoente de encruamento n apresentou uma tendência de elevação com o aumento da temperatura, possivelmente em consequência da migração do C da ferrita para a austenita adjacente não transformada por difusão durante o revenimento do segundo constituinte.⁽³⁾

O índice BH apresentou uma queda nas temperaturas de OA de 350°C e 390°C em relação ao valor obtido a 310°C. Quando os resultados referentes às temperaturas de 350°C e 390°C são comparados, não se identifica uma tendência em função da elevada dispersão apresentada (Figura 11f).

A relação elástica se manteve constante em 310°C e 350°C, apresentando uma elevação de 7% em relação a essas temperaturas quando o superenvelhecimento foi feito a 390°C (Figura 11g).

Semelhante ao ocorrido nos ciclos interrompidos na etapa de superenvelhecimento, na Figura 11h se observa uma queda no valor da microdureza com o aumento da temperatura. Conforme mencionado anteriormente, essa variação pode estar associada à difusão do carbono presente na bainita e martensita para a austenita ainda não transformada durante o revenimento desses constituintes.

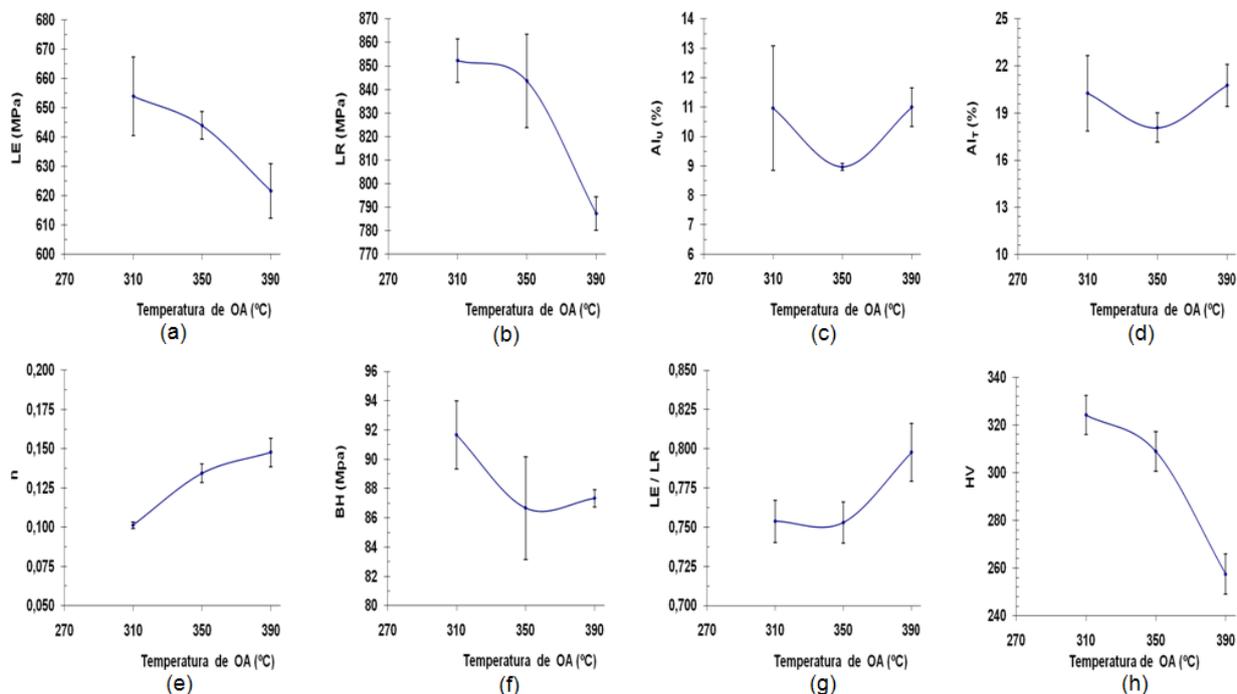


Figura 11: Propriedades mecânicas em tração e microdureza dos corpos de prova ensaiados após os ciclos completos do recozimento contínuo.⁽¹⁰⁾

5 CONCLUSÕES

O aço estudado apresentou microestrutura semelhante em todas as condições estudadas, constituída por ferrita (F), bainita + carbonetos não dissolvidos (B + C), martensita (M) e martensita/austenita retida (MA), sendo o segundo constituinte predominantemente bainítico.

Foi observado que a microestrutura se modificou durante a etapa de superenvelhecimento no recozimento contínuo devido a transformação isotérmica da austenita em martensita e bainita que ocorre próximo à temperatura M_i , e também devido à formação de partículas grosseiras de cementita, sendo dependente do tempo e da temperatura empregados. Essa modificação foi comprovada, para as três temperaturas de OA estudadas, através do aumento de comprimento dos corpos de prova verificado nos ensaios dilatométricos. Observou-se, ainda, que essa variação aumenta com a elevação da temperatura.

O comportamento mecânico em tração e a microdureza apresentaram variação a mudança nas condições de superenvelhecimento empregadas no estudo. Foi observada uma queda nos valores de LE, LR e HV com o aumento do tempo e da temperatura de OA. Nos ciclos interrompidos, houve uma elevação do alongamento uniforme com o aumento da temperatura e do tempo, mas para o alongamento total esse comportamento foi verificado apenas para as temperaturas de 350°C e 390°C.

O índice BH apresentou uma queda, em relação ao valor obtido a 310°C, quando temperaturas de OA de 350°C e 390°C foram utilizadas. A razão elástica, LE/LR, mostrou uma tendência de elevação com o aumento da temperatura de OA.

Finalmente, houve elevação do expoente de encruamento com o aumento do tempo e da temperatura de superenvelhecimento, evidenciando ganho na capacidade de distribuição uniforme da deformação.

REFERÊNCIAS

- 1 LUCHT, O. A. Estudo do efeito dos parâmetros operacionais do recozimento contínuo na microestrutura e nas propriedades mecânicas de um aço *Dual Phase* laminado a frio. Belo Horizonte: Escola de Engenharia da UFMG, 2002. 133 p. (Dissertação de Mestrado, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas, Universidade Federal de Minas Gerais).
- 2 ROCHA, R. O. Influência de variáveis de Recozimento contínuo na morfologia dos constituintes de aços bifásicos laminados a frio da classe de limite de resistência de 600 MPa. Belo Horizonte: Escola de Engenharia da UFMG, 2004. p.17 (Tese de Doutorado, Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas, Universidade Federal de Minas Gerais).
- 3 BHADESHIA, H. K. D. H., HONEYCOMBE, R., *Steels, Microstructure and Properties*, University of Cambridge, 3ªEd., p.145-207, 2006.
- 4 WATERSCHOOT, T.; VERBEKEN, K.; DE COOMAN, B. C. *Tempering Kinetics of the Martensitic Phase in DP Steel. ISIJ International*, vol. 46, n.1, p. 138-146, 2006.
- 5 DONG H. KIM, JOHN G. SPEER, HAN S. KIM, and BRUNO C. DE COOMAN, *Observation of an Isothermal Transformation During Quenching and Partitioning Processing*, Metallurgical and Materials Transactions A, volume 40a, september 2009.
- 6 PICHLER, A., et al., "Phase Transformation During Annealing of Cold-Rolled *Dual Phase* Steel Sheet", 42ST MWSP Conference Proceedings, Iron Steel Institute, Vol. XXXVII. 2000, p. 573-593.
- 7 PICHLER, A., et al., "Aspects of the production of *Dual Phase* and multiphase steel strips", 41ST MWSP Conference Proceedings, Iron Steel Institute, Vol. XXXVII. 1999, p. 37-60.
- 8 COOMAN, B. C. De, TAO, X., BIROSCA, S., KIM, S., *Effect of Overaging on the Properties of Dual Phase Steel During Continuous Annealing*. Materials Science and Technology (MS&T) 2007.
- 9 GMW3399, Worldwide Engineering Standards – *Material Specification Metals: Multi Phase and Ultra High Strength Sheet Steel*, GM, 2009
- 10 ARAUJO, S.D. Avaliação da influência das condições de superenvelhecimento na microestrutura e propriedades mecânicas de um aço bifásico produzido por recozimento contínuo. Belo Horizonte: Escola de Engenharia da UFMG, 2013. 82 p. (Dissertação de Mestrado, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas, Universidade Federal de Minas Gerais).
- 11 AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, ASTM A370-11 Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products, 2011.
- 12 AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, ASTM A653/A653M-11 Standard Specification for Steel Sheet, Zinc-Coated (Galvanized) or Zinc-Iron Alloy-Coated (Galvannealed) by the Hot-Dip Process, 2011.