

EFEITO DA TEMPERATURA DE REVENIMENTO NA MICROESTRUTURA E NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DE DOIS AÇOS DUAL PHASE COM DIFERENTES FRAÇÕES DE MARTENSITA

Suzanny Cristina Soares Martins, suzannycristina@uol.com.br¹

Elaine Carballo Siqueira Correa, elaine@deii.cefetmg.br¹

Cintia Braga, cintiabraga@gmail.com¹

Aline Silva Magalhães, alinemagalhaes@outlook.com¹

Maria Teresa Paulino Aguilar, teresa@demc.ufmg.br²

Wellington Lopes, wellingtonlopes@deii.cefetmg.br¹

¹CEFET MG, DEMAT, Av. Amazonas, nº 5253, Nova Suíça, Belo Horizonte, MG. CEP: 30421-169

²UFMG, DEMC, Av. Antônio Carlos, nº 6627, Pampulha, Belo Horizonte, MG. CEP: 31270-901

Resumo: Aços dual phase são empregados na indústria automobilística e caracterizados pela combinação de elevada resistência mecânica e boa ductilidade. Apesar de não ser prevista para esses materiais a realização de revenimento, em algumas etapas subsequentes à sua fabricação, como galvanização e cura da pintura, tais ligas podem ser submetidas ao reaquecimento. Dessa forma, este estudo investiga as mudanças na microestrutura e nas propriedades mecânicas promovidas pelo revenimento em duas classes de aços dual phase, DP600 e DP1000, com distintas proporções de martensita. O tratamento térmico de revenimento foi conduzido em 4 temperaturas, 250 °C, 350 °C, 450 °C e 550 °C, mantendo um único tempo de encharque de 60 minutos. A microestrutura foi caracterizada por microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura. Adicionalmente, ensaios de dureza e de tração foram realizados para avaliar o comportamento mecânico de cada aço. A análise microestrutural revelou que o revenimento leva à decomposição da martensita e formação de carbonetos com a elevação da temperatura, sendo esse efeito observado mais precocemente para o aço com maior proporção de martensita. O revenimento promoveu o envelhecimento dos aços e de forma mais acentuada para o DP600. Quanto às propriedades mecânicas, verificou-se que a dureza, assim como o limite de resistência, reduziram com o aumento da temperatura, sendo tal queda mais pronunciada para o DP1000. O limite de escoamento exibiu comportamento distinto, apresentando aumento para temperaturas mais baixas de revenimento seguido de queda com a elevação dessas. Por outro lado, o alongamento uniforme decresceu para as temperaturas de 250 °C e 350 °C, no entanto, para as temperaturas mais altas se elevou, principalmente em 550 °C, onde houve maior diferença. Foi possível concluir que os resultados são influenciados principalmente pelas alterações na martensita revenida e que se tornam mais marcantes com a elevação da temperatura.

Palavras-chave: aço dual phase, revenimento, microestrutura, propriedades mecânicas

1. INTRODUÇÃO

Os aços dual phase representam um grupo de materiais que se destacam por sua favorável combinação de alta resistência mecânica e ductilidade (Zheng e Raabe, 2013). Além dessas características, comercialmente, essa liga ainda apresenta escoamento contínuo, alta taxa de encruamento e boa conformabilidade (Li et al, 2016; Seyedrezai et al, 2014). Tais características fazem com que a aplicação desses metais na indústria automobilística se torne interessante, uma vez que implica redução de peso, menor consumo de combustível e maior segurança (Ghanei et al, 2013).

A microestrutura dos aços dual phase é composta por ilhas/dispersão de partículas duras, martensita, envolta por uma matriz ferrítica, macia e dúctil (Chen et al, 2014). Contudo, além dessas duas fases tradicionalmente exibidas por esse metal, em função da rota de processamento térmico empregada ou mesmo da composição química da liga, pode ser verificada a presença de outros arranjos, como bainita, austenita (combinada à martensita - constituinte MA) e carbonetos (Seyedrezai et al, 2014; Ghassemi-Armaki et al, 2014; Huseyin et al, 2010). Em relação à austenita, essa se encontra combinada à martensita, configurando o constituinte MA (martensita + austenita retida).

O arranjo microestrutural dos aços dual phase é alcançado em função tanto de sua composição química quanto do processamento térmico ou termomecânico empregado. A composição química, especificamente em relação aos elementos microligados, tem grande relevância sobre a estrutura e as propriedades mecânicas desses materiais (Kumar et al, 2008). São ligas constituídas, basicamente, por carbono, em baixo teor, e manganês, de forma mais proeminente, além de poder haver pequenas adições de outros elementos como cromo, silício, molibdênio, vanádio, nióbio etc. (Papa Rao et al, 2013).

Diferentes operações podem ser empregadas para a obtenção da microestrutura característica dos aços dual phase. Um dos processos para a fabricação desses materiais envolve a laminação a frio com subsequente recozimento contínuo

(Magnabosco e Bergamo, 2000; Rocha et al, 2005; Zheng e Raabe, 2013; Peranio et al, 2010). Outro processamento aplicado é o chamado tratamento térmico intercrítico (Movahed et al, 2009). Embora diversos outros processos de fabricação tenham sido elaborados para o desenvolvimento dessas ligas, esses aços são preferencialmente comercializados sem a realização do tratamento térmico de revenimento (Zheng e Raabe, 2013; Peranio et al, 2010; Rocha et al, 2005; Magnabosco e Bergamo, 2000). No entanto, algumas práticas produtivas usualmente envolvem etapas nas quais esses materiais são reaquecidos, como galvanização e cura da pintura (Sayed e Kheirandish, 2012; Gunduz, 2009). Dessa forma, o revenimento em aços *dual phase* tem sido investigado (Kuang et al, 2014; Kamp et al, 2012; Sayed e Kheirandish, 2012; Gunduz, 2009; Fang et al, 2003), uma vez que esse tratamento altera a distribuição de carbono na microestrutura, levando a alterações nas características da ferrita e do constituinte MA (Gunduz, 2009). Tais modificações, por sua vez, podem servir para aperfeiçoar a razão resistência mecânica/alongamento dos aços *dual phase* tratados intercriticamente ou mesmo ocasionar a degradação de suas propriedades mecânicas e da estampabilidade (Sayed e Kheirandish, 2012; Gunduz, 2009).

Segundo Sayed e Kheirandish (2012), as reações que o reaquecimento geram nos aços *dual phase* são uma combinação dos efeitos esperados para cada constituinte de forma individual. Para a ferrita os fenômenos estariam associados ao envelhecimento e para a martensita ao revenimento propriamente dito (Murari et al, 2009). A princípio, considerando o constituinte MA, com esse tipo de tratamento térmico ocorreria a recuperação de alguns defeitos estruturais, a segregação do carbono para as discordâncias e a formação de carbonetos na martensita, como o ϵ (Fe_{24}C) e o η (Fe_2C), além da transformação da austenita retida (Sayed e Kheirandish, 2012; Murari et al, 2009). Na fase ferrita, haveria de modo similar a segregação de carbono para as discordâncias, nesse caso ancorando-as, configurando as atmosferas de Cottrell (Murari et al, 2009). Analogamente ao que seria observado na martensita, a precipitação de carbonetos seria verificada também na ferrita (Sayed e Kheirandish, 2012). Paralelamente, ocorrem os efeitos sinérgicos, que são devidos às duas fases em conjunto. Dentre esses, tem-se o alívio das tensões residuais e novamente a formação de carbonetos, esses, porém, nas interfaces ferrita/martensita como espécies de cadeias (Kamp et al, 2012; Pushkareva et al, 2013).

Sayed e Kheirandish (2012) averiguaram a influência que a temperatura de revenimento exerceria sobre a microestrutura e as propriedades mecânicas de um aço *dual phase* 0,21%C-1,18%Mn-0,18%Cr, com 31% de martensita, submetido a tratamentos térmicos na faixa de 100 °C a 600 °C e tempo de encharque de 60 minutos. Os autores verificaram uma redução nos valores de resistência mecânica do material e também diminuição na dureza do constituinte MA, além da ocorrência de envelhecimento para temperaturas acima de 300 °C. Em associação a essa variação do comportamento mecânico, também foi observado que o aumento da temperatura de revenimento levou ao desenvolvimento de partículas finas nas superfícies das ilhas de martensita (interfaces constituintes MA/ferrita). Esses contornos, por sua vez, foram sendo suprimidos, o que conduziu a sua desfragmentação para as temperaturas mais elevadas de tratamento.

De modo similar, Kamp et al (2012) verificaram os efeitos do revenimento na microestrutura de dois aços *dual phase*: um 0,11%C-1,65%Mn-0,58%Cr, da classe de resistência de 800 MPa, e outro 0,14%C-2,10%Mn-0,63%Cr, da classe de resistência de 1000 MPa. Para ambos os materiais, foi observada a formação de carbonetos tanto na ferrita como na martensita, sendo que o aumento da temperatura de revenimento resultou em maiores quantidades de finos precipitados em ambos os constituintes. Esse acontecimento sugere alterações microestruturais e mecânicas que poderiam ser relacionadas à ancoragem de discordâncias na ferrita e à redução do teor de carbono na martensita, que se tornou supersaturada (Kamp et al, 2012).

Corroborando os estudos feitos por Kamp et al (2012) e por Sayed e Kheirandish (2012), Gunduz (2009), analisando dois aços *dual phase* originalmente com frações de constituinte MA de 19% e 13% (0,11%C-1,20%Mn e 0,17%C-1,40%Mn, respectivamente) submetidos a revenimento de 100 °C a 600 °C por 30 minutos, observou similar variação na microestrutura desses aços. Para temperaturas de revenimento de 100 °C e 200 °C, não foram verificadas modificações significativas na morfologia da martensita. Para 300 °C foi notado um início de precipitação de carbonetos, havendo redução na tetragonalidade da estrutura martensítica e nos níveis de tensões residuais, além da densidade de discordâncias. Ao atingir 400 °C os carbonetos se transformaram em cementita. Acima dessa temperatura de revenimento (500 °C e 600 °C), verificou-se que a cementita previamente formada coalesceu e esferoidizou. Nesse caso, a concentração de carbono da martensita continuou a decrescer pela difusão desse elemento para a cementita, levando à transformação da primeira em ferrita.

Kuang et al (2014) apresentaram a evolução da microestrutura de aços *dual phase* revenidos e identificaram três estágios consecutivos ao longo do revenimento, sendo que primeiramente ocorre um alívio de tensões residuais; na etapa seguinte há a formação de precipitados tanto na ferrita como na martensita; e, por fim, no último estágio tem-se a dissolução desses carbonetos na fase ferrítica. Li et al (2016) constataram em um aço *dual phase* revenido a 260 °C a ocorrência da redução da tetragonalidade da martensita e também presença de dispersas partículas nesse constituinte e, como consequência, houve o aparecimento do patamar de escoamento descontínuo com aumento do limite de escoamento e da ductilidade, enquanto o limite de resistência e a taxa de encruamento reduziram.

Nesse contexto, o objetivo deste estudo é avaliar e comparar as propriedades mecânicas e a microestrutura de duas classes de aços *dual phase*, DP600 e DP1000, com distintas proporções de martensita, submetidos ao tratamento térmico de revenimento em distintas temperaturas.

2. MATERIAIS E MÉTODOS

Foram estudados dois aços *dual phase*, os aços DP600 e DP1000, das classes de resistência de 600 MPa e 1000 MPa, respectivamente, adquiridos na forma de chapas, sendo o aço DP600 com 1,5 mm de espessura e o aço DP1000 com 2,0 mm de espessura. As composições químicas desses materiais são apresentadas na Tab. (1) e Tab. (2).

Tabela 1. Composição química (% em peso) do aço *dual phase* DP600.

C	Si	Mn	P	Mo	Cr	Ni	V	Ti	Al	Nb	Cu	W
0,102	0,319	1,07	0,0068	<0,001	0,0223	0,0227	0,0101	0,0015	0,0519	0,0199	0,0076	0,010

Tabela 2. Composição química (% em peso) do aço *dual phase* DP1000.

C	Si	Mn	P	Mo	Cr	Ni	V	Ti	Al	Nb	Cu	W
0,121	0,499	1,58	0,0108	0,001	0,0207	0,0306	0,0065	0,0022	0,0529	0,0138	0,009	0,010

O tratamento térmico de revenimento foi realizado em um forno elétrico Magnus, considerando quatro temperaturas, conforme detalhamento na Tab. (3).

Tabela 3. Parâmetros de revenimento.

Temperaturas	Tempo	Resfriamento
250 °C	60 minutos	Ao ar
350 °C		
450 °C		
550 °C		

Os aços na condição como recebidos (CR) e as amostras submetidas ao revenimento foram preparadas metalograficamente e atacadas com Nital 3% para análise microestrutural por microscopia óptica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV) em um microscópio Fortel e em um microscópio Shimadzu modelo SSX-550, respectivamente.

O comportamento mecânico de ambos os aços *dual phase* foi avaliado, tanto na condição como recebido como também após o revenimento, por meio de ensaios de dureza e de tração. Os ensaios de dureza foram realizados em um microdurômetro Vickers, com carga de 0,5 kgf aplicada por 15 segundos. Os ensaios de tração foram conduzidos de acordo com a NBR 6152 (2002) em uma máquina universal de ensaios Instron modelo 5582, com taxa de deformação de 10^{-3}s^{-1} . As propriedades de limite de resistência, limite de escoamento e alongamento uniforme foram determinadas, também, conforme a NBR 6152 (2002).

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

As microestruturas (MO e MEV) dos aços *dual phase* DP600 e DP1000 em seu estado como recebido são mostradas nas Fig. (1) e Fig. (2), nesta ordem. Em ambos os materiais é constatada a presença do constituinte MA (martensita + austenita retida), que é indicado pelas setas pretas, e da ferrita, apontada por setas brancas.

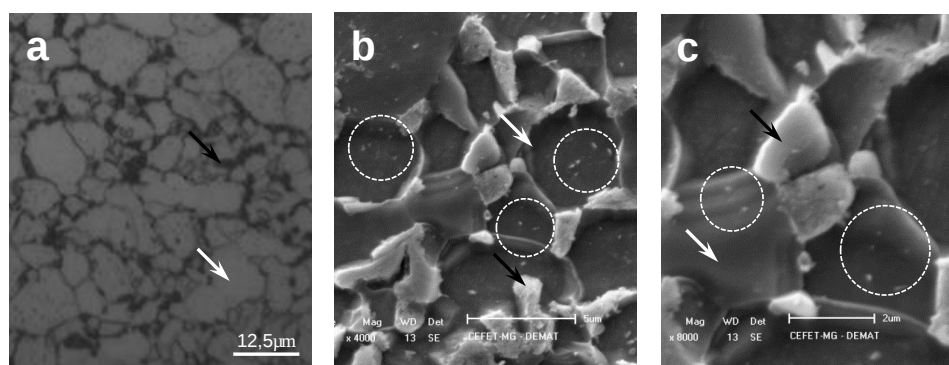


Figura 1. Micrografia do aço DP600 como recebido: (a) MO, (b) e (c) MEV.

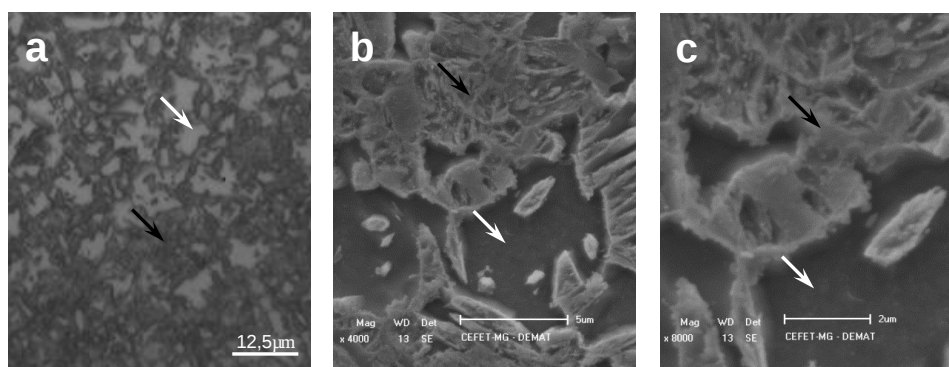


Figura 2. Micrografia do aço DP1000 como recebido: (a) MO, (b) e (c) MEV.

É possível observar que no aço DP600, Fig. (1), a martensita possui forma de ilhas dispersas, enquanto a ferrita se apresenta poligonal como uma matriz contínua. A fração volumétrica do constituinte MA em relação à ferrita é relativamente reduzida. Verifica-se, ainda, a presença de finos carbonetos dispersos na matriz ferrítica, verificados nas regiões destacadas por círculos brancos.

Considerando o aço DP1000, Fig. (2), sua microestrutura evidencia a presença do constituinte MA em maior proporção e sob a forma de uma espécie de rede contínua, com porções conectadas umas às outras. Nesse caso, em contraste com a microestrutura do aço DP600, a ferrita exibe forma de ilhas e não é verificada a ocorrência de precipitados nessa fase.

A diferença na microestrutura dos dois aços pode ser associada a diversos fatores, como a composição química e os parâmetros de tratamento térmico intercrítico. Em relação à composição química (Tab. (1) e Tab. (2)), o aço DP600 exibe teores de carbono e, principalmente, manganês inferiores aos do aço DP1000. Ambos os elementos químicos elevam a temperabilidade da liga, aumentando a quantidade de martensita transformada (Chiaverini, 2005). Quanto ao tratamento térmico intercrítico, devido ao fato de os materiais terem sido adquiridos comercialmente, as condições desse processamento prévio são desconhecidas. No entanto, acredita-se que as diferenças microestruturais verificadas resultam dos dois fatores mencionados.

Na Fig. (3) são exibidas as microestruturas do aço DP600 revenido em diferentes temperaturas. De maneira geral, observa-se que à medida que a temperatura de revenimento se eleva, as alterações na microestrutura do aço *dual phase* se tornaram mais pronunciadas. Em relação ao constituinte MA, em comparação com o material não revenido (Fig. (1)), o reaquecimento a 250 °C não parece levar a alterações significativas. No entanto, com o aumento da temperatura, verifica-se que a estrutura martensítica no interior das ilhas (indicada pela seta preta) tendeu a “desmanchar”, enquanto os contornos (interface martensita/ferrita) foram suavizados. A partir da temperatura de 450 °C, a presença de precipitados é observada nessas regiões indicadas, identificados como partículas claras e relativamente finas. Para a temperatura de 550 °C percebem-se de maneira ainda mais nítida a decomposição das ripas de martensita e a precipitação de carbonetos, esses últimos de dimensões mais elevadas (apontados na Fig. 3d), sugerindo a ocorrência de um processo de coalescimento. Em relação à ferrita não foram verificadas alterações significativas.

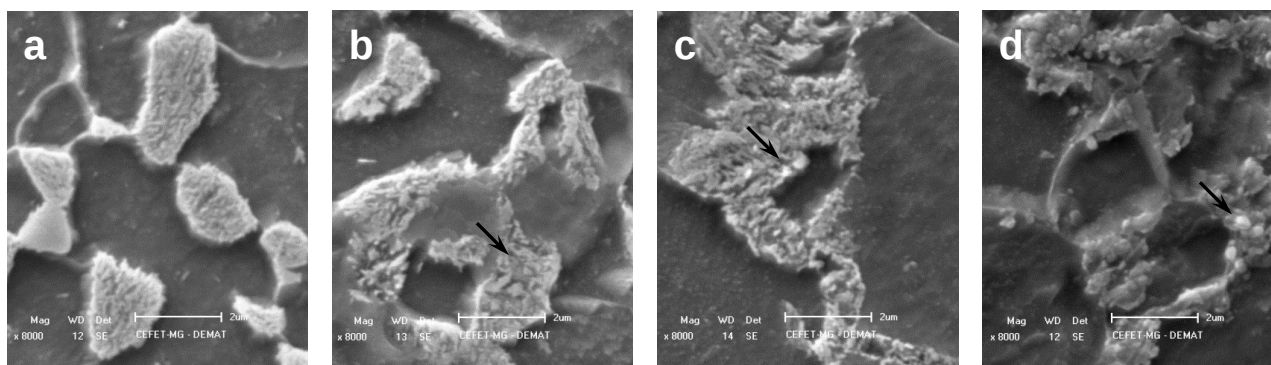


Figura 3. Micrografias (MEV) do aço DP600 revenido a: (a) 250 °C, (b) 350 °C, (c) 450 °C e (d) 550 °C.

A influência do revenimento na microestrutura do aço DP1000 é apresentada na Fig. (4). Similarmente ao que foi observado para o aço DP600, o aumento da temperatura de tratamento levou a modificações no material, especialmente em relação ao constituinte MA. Novamente para a temperatura de 250 °C as alterações não foram significativas. No entanto, a partir de 350 °C é possível perceber a formação de precipitados na martensita, além da decomposição da

mesma, conforme apontado. Para as temperaturas de 450 °C e 550 °C, esse processo é ainda mais nítido, sendo os contornos da rede de constituinte MA praticamente desintegrados. Em relação aos carbonetos, comparando com os resultados exibidos pelo aço DP600, além da formação ocorrer aparentemente em temperaturas mais baixas (a partir de 350 °C), no aço DP1000 o coalescimento parece ter sido mais intenso, visto que os precipitados (mais uma vez identificados como partículas de coloração clara) possuem maiores dimensões. Por outro lado, para os grãos de ferrita, considerando as técnicas empregadas, não foi possível verificar alterações tanto com a realização do revenimento como com a elevação da temperatura de tratamento térmico.

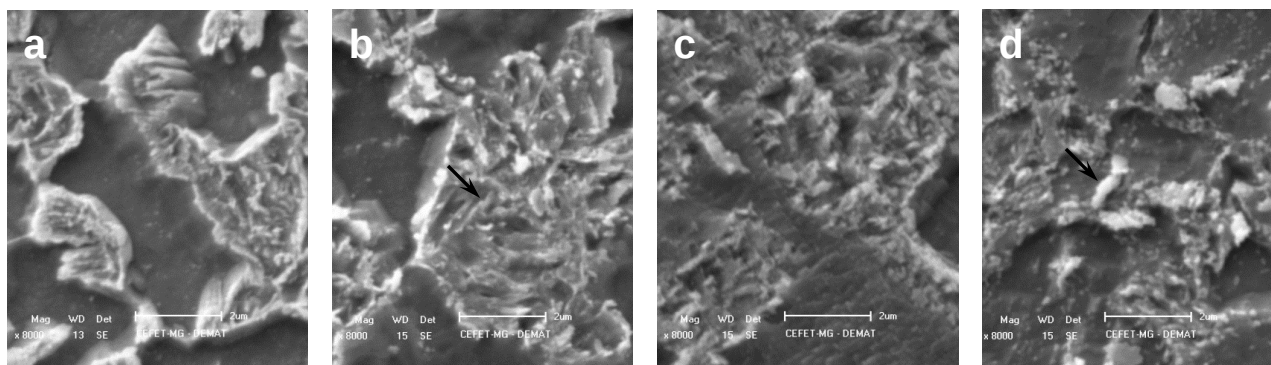


Figura 4. Micrografias (MEV) do aço DP1000 revenido a: (a) 250 °C, (b) 350 °C, (c) 450 °C e (d) 550 °C.

Os resultados dos ensaios de dureza realizados nos aços DP600 e DP1000, na condição como recebido (CR) e também submetidos a tratamentos térmicos de revenimento, são expostos graficamente na Fig. (5). Inicialmente, nota-se que a dureza apresentada pelo aço DP1000 é consideravelmente superior à do aço DP600, conforme esperado em função de suas classes de resistência. Adicionalmente, observa-se que, de forma geral, houve conservação da dureza para o caso do aço DP600, sendo verificada apenas uma suave redução dos valores a partir da condição de revenimento a 450 °C. Esse comportamento se deu pelo fato de que o tratamento térmico de revenimento teria, a princípio, maior influência sobre o constituinte MA, cuja fração volumétrica nesse aço é relativamente baixa.

Para o aço DP1000, percebe-se que a dureza é modificada pela temperatura de revenimento e essa alteração se torna mais acentuada com a elevação desse parâmetro. Como já mencionado, esse tipo de processamento térmico tem forte impacto sobre a martensita e, considerando a grande quantidade de constituinte MA existente nesse aço em sua condição como recebido, é justificado o declínio dos valores de dureza com a elevação da temperatura.

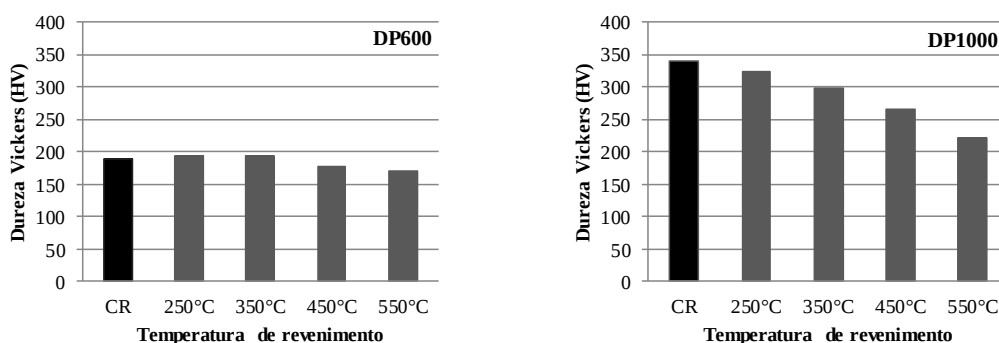


Figura 5. Efeito da temperatura de revenimento na dureza dos aços *dual phase*.

Os resultados exibidos na Fig. (5) estão de acordo com as modificações microestruturais observadas nos aços *dual phase* com a realização do revenimento. Para ambos os materiais, as alterações mais acentuadas foram constatadas no constituinte MA, indicando que seu impacto na propriedade mecânica posterior do material seja mais pronunciado. Esse comportamento é confirmado pelo trabalho realizado por Sayed e Kheirandish (2012), que mostraram que para um dado aço *dual phase*, tanto com a realização do revenimento como com a elevação da temperatura do mesmo, a ferrita presente no material não teria alterações significativas em termos de dureza, oposto do que correria com a martensita.

As curvas tensão-deformação convencionais, antes e após o revenimento em diferentes temperaturas, bem como as propriedades mecânicas obtidas nos ensaio de tração são mostradas na Fig. (6) para o aço DP600 e na Fig. (7) para o aço DP1000.

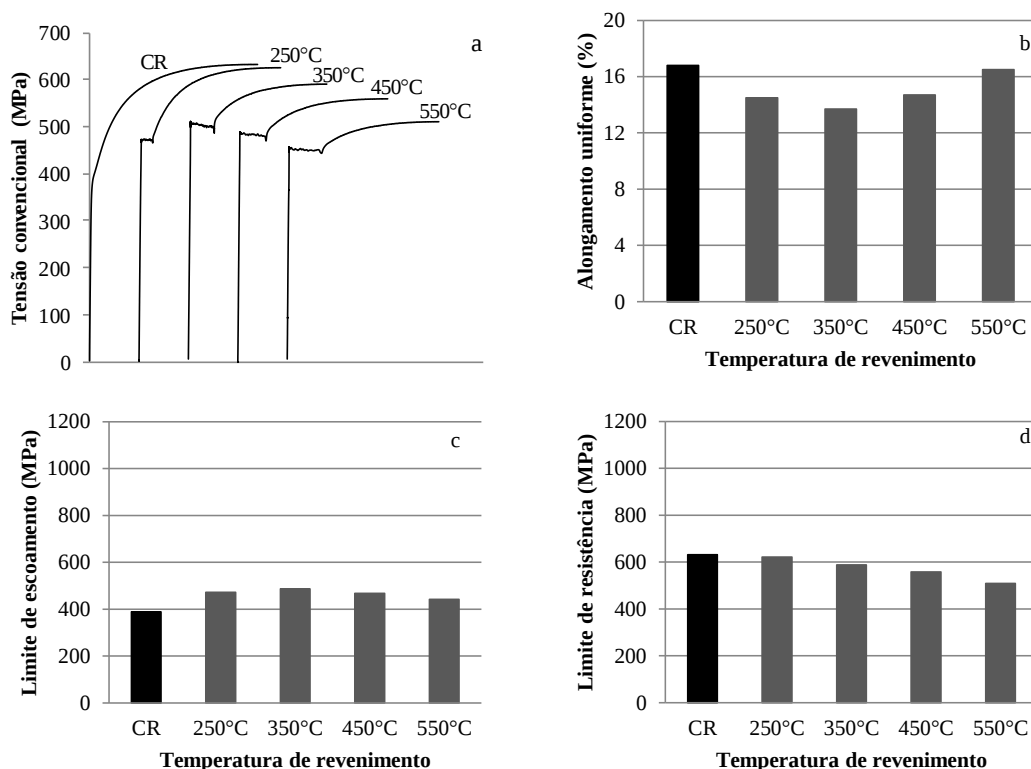


Figura 6. Efeito da temperatura de revenimento no comportamento à tração do aço DP600: (a) curva de fluxo, (b) alongamento uniforme, (c) limite de escoamento e (d) limite de resistência.

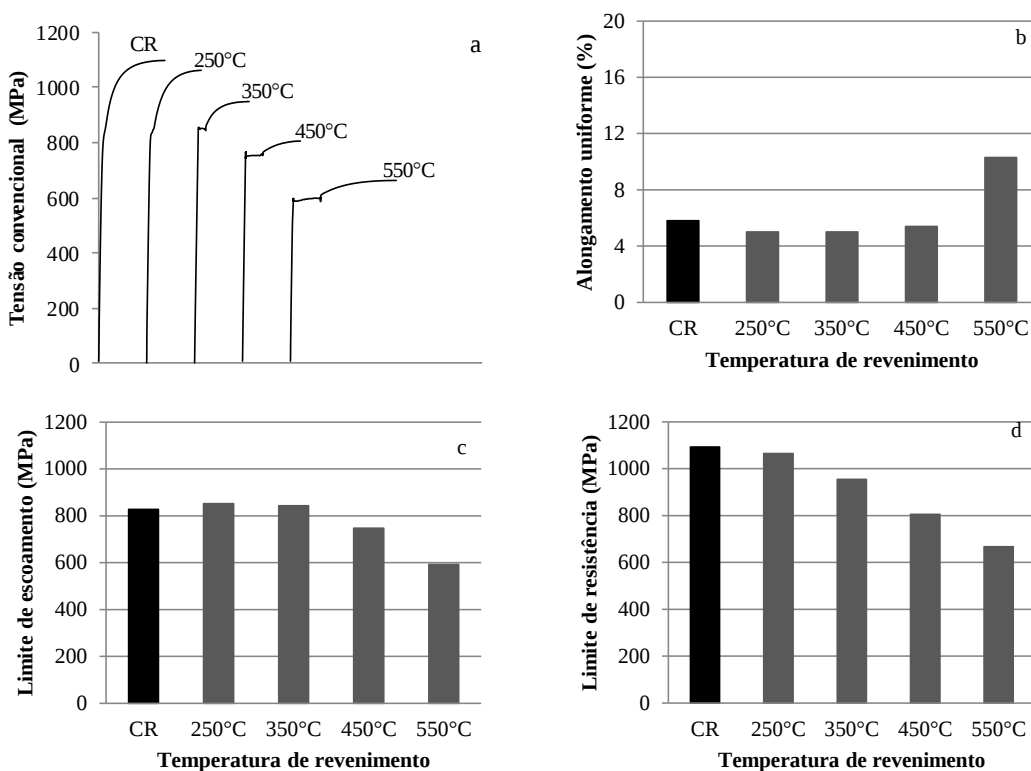


Figura 7. Efeito da temperatura de revenimento no comportamento à tração do aço DP1000: (a) curva de fluxo, (b) alongamento uniforme, (c) limite de escoamento e (d) limite de resistência.

Primeiramente, comparando os dois aços em sua condição como recebido (CR), nota-se que o aço DP1000 exibiu resistência mecânica, quantificada em termos dos limites de escoamento e de resistência, superior ao aço DP600, oposto do que é observada para a ductilidade, avaliada por meio do alongamento uniforme %. Esses resultados, em conjunto com os dados de dureza, estão de acordo com as características microestruturais observadas para os dois materiais. A diferença entre os valores está relacionada à proporção do constituinte MA no aço DP1000, superior à do aço DP600 (cerca de quatro vezes), fato que, independente dos demais aspectos microestruturais que influenciam as propriedades mecânicas, levaria a comportamentos bem distintos.

Tomando por base os resultados dos materiais como recebidos, é verificada, em geral, a queda nos níveis de resistência mecânica com a temperatura de revenimento. Em relação à capacidade de deformação plástica, para o aço DP600 não são observadas alterações significativas. Para o aço DP1000, por outro lado, o aumento da temperatura de tratamento térmico resultou na elevação da deformação exibida pelo material. Em adição às características mencionadas, a realização de revenimento nos aços *dual phase* levou ao aparecimento de patamar de escoamento, ou seja, o tratamento promoveu o envelhecimento do material. No caso do aço DP600, o fenômeno é claro para as quatro temperaturas investigadas, sendo que a elevação dessas implicou no aumento da elongação do escoamento. Além disso, inicialmente é observada uma elevação do limite superior de escoamento seguida de queda com a temperatura. O aço DP1000, por outro lado, para a temperatura de 250 °C, exibiu uma ligeira alteração inicial no formato parabólico da curva. Com o aumento da temperatura de revenimento, a ocorrência do escoamento descontínuo é verificada de forma clara. Mais uma vez, a elevação da temperatura levou ao aumento da extensão do patamar de escoamento e à elevação e queda do limite superior de escoamento.

Para temperaturas de revenimento mais baixas (como 250 °C), a difusão dos átomos de carbono deve ser de curto alcance, ou seja, os átomos que estão como solutos intersticiais ou combinados como precipitados na ferrita são os únicos capazes de difundir na própria ferrita, aprisionando as discordâncias anteriormente móveis. No caso do aço DP600, uma vez que a proporção de ferrita é muito elevada em comparação aos demais constituintes, a alteração no comportamento mecânico macroscópico do material é perceptível. Para o aço DP1000, o processo de difusão é similar. Entretanto, devido à reduzida proporção de ferrita, o efeito do reaquecimento é mais discreto, sendo pouco observado nas curvas tensão-deformação, como verificado para a temperatura de revenimento de 250 °C. Com a elevação da temperatura de tratamento, em ambos os aços, a difusão passa a ser também de longo alcance (Sayed e Kheirandish, 2012). Ou seja, átomos de carbono presentes na martensita e nas interfaces martensita/ferrita são capazes de migrar para a ferrita e ancorar as discordâncias móveis. Dessa forma, devido à quantidade desses elementos disponíveis, o fenômeno se dá de forma mais pronunciada, levando à ocorrência de escoamento descontínuo mais nítido.

Os resultados referentes à ocorrência de escoamento descontínuo nos aços DP600 e DP1000 parecem estar de acordo com aqueles obtidos por Gunduz (2009) e Sayed e Kheirandish (2012). No caso do trabalho de Gunduz (2009), com aços *dual phase* com fração volumétrica de 13% e 19% de martensita, o aparecimento do patamar de escoamento se deu com a passagem da temperatura de revenimento de 200 °C para 300 °C. Para Sayed e Kheirandish (2012), investigando um aço com 31% de martensita, a temperatura na qual o fenômeno foi constatado foi de 400 °C. No presente trabalho, o aço DP600 exibiu patamar de escoamento na primeira temperatura avaliada. Já o aço DP1000 exibiu escoamento descontínuo de forma clara em uma temperatura superior.

De forma particular no aço DP600, observa-se que para o limite de escoamento, em comparação com o mesmo aço no estado como recebido, a realização de revenimento em temperaturas mais baixas (250 °C e 350 °C) promoveu a elevação desse parâmetro. Com o aumento da temperatura de tratamento, foi verificada queda nos valores de limite de escoamento. No entanto, em geral, não foram observadas alterações significativas de resultados devido à temperatura, com exceção do material revenido a 550 °C. Para o limite de resistência, não somente são observadas alterações expressivas, mas também é verificada uma tendência mais clara à queda dos valores com a elevação da temperatura de tratamento térmico. Quanto ao alongamento uniforme, é constatada uma queda em relação ao material no estado inicial seguida de elevação com a temperatura de revenimento. Similarmente ao limite de escoamento, a alteração mais significativa ocorreu apenas para a temperatura mais elevada.

O aumento do limite de escoamento com a realização de revenimento em temperaturas mais baixas pode ser atribuída ao fenômeno de envelhecimento. Com a utilização de temperaturas de tratamento mais elevadas, apesar do envelhecimento também estar presente, ocorre uma alteração acentuada na microestrutura do material, especialmente nas ilhas de martensita. Essa modificação reduz a resistência mecânica desse constituinte e, portanto, leva à queda nos valores de limite de escoamento. No entanto, para o limite de resistência, visto que esse parâmetro para os aços *dual phase* está relacionado à capacidade de resistir a esforços já no regime plástico, o envelhecimento não teria a mesma influência. Sendo assim, os resultados são influenciados principalmente pelas alterações no constituinte MA durante o tratamento térmico que, como analisado anteriormente, se tornam mais acentuadas com a elevação da temperatura.

Considerando o aço DP1000, o limite de escoamento, similarmente ao que foi observado para o aço DP600, aumentou com a realização de revenimento em temperatura mais baixa (250 °C), em comparação com o resultado da liga como recebida. Nesse caso, entretanto, a alteração foi menos acentuada que a verificada para o aço DP600. Com a elevação da temperatura de tratamento térmico, a tendência de redução no limite de escoamento foi constatada. Para o limite de resistência, o aumento da temperatura de revenimento também promoveu a queda nos resultados. Para esse parâmetro, no entanto, os efeitos da temperatura pareceram ser mais pronunciados. A ductilidade seguiria caminho

contrário ao da resistência, ou seja, quanto maior fosse a temperatura de revenimento mais elevado seria o valor do alongamento uniforme. Porém, até a temperatura de 450 °C os valores dessa propriedade basicamente se mantiveram constantes, havendo elevação expressiva somente para 550 °C onde, comparado com o estado como recebido, o alongamento uniforme vai de 5,8% para 10,3%, correspondendo a aumento de 78%.

Os fenômenos associados ao comportamento dos limites de escoamento e de resistência do aço DP1000 possivelmente são os mesmos do aço DP600. A elevação do limite de escoamento com a temperatura de 250 °C também está relacionada ao envelhecimento do material. No entanto, uma vez que o envelhecimento ocorre essencialmente na ferrita e o aço DP1000 exibe uma fração volumétrica desse constituinte muito inferior à do aço DP600, espera-se que seus efeitos em média no material sejam mais discretos. A posterior redução do limite de escoamento com a temperatura novamente pode ser vinculada às modificações na estrutura martensítica, sendo que a proporção desse constituinte leva a efeitos mais acentuados que no aço DP600, similarmente ao que ocorre com o limite de resistência.

Os resultados exibidos nas Fig. (6) e Fig. (7) estão parcialmente de acordo com aqueles apresentados em outros trabalhos realizados para aços *dual phase* de composição química e características microestruturais diversas (Gunduz, 2009; Lee et al, 2004; Sayed e Kheirandish, 2012; Kamp et al, 2012). Kamp et al (2012) e Sayed e Kheirandish (2012) também verificaram elevação nos valores de limite de escoamento em comparação com os materiais apenas tratados intercriticamente. A queda desses resultados com o aumento da temperatura de revenimento foi constatada por Lee et al (2004), Kamp et al (2012) e Sayed e Kheirandish (2012). Gunduz (2009), por outro lado, observou limite de escoamento ligeiramente inferior àquele para o aço *dual phase* não revenido e, em relação à influência da temperatura de revenimento, nenhuma alteração significativa foi verificada para tal propriedade. Para o limite de resistência, entretanto, todos os trabalhos citados apresentaram o mesmo comportamento dos aços *dual phase* investigados neste trabalho. Por fim, em relação ao alongamento uniforme, os trabalhos evidenciaram modificações pouco expressivas se comparadas ao alongamento total, com exceção de temperaturas de revenimento mais elevadas (Gunduz, 2009; Lee et al, 2004; Sayed e Kheirandish, 2012; Kamp et al, 2012).

4. CONCLUSÕES

Neste trabalho foram avaliadas as variações na microestrutura e no comportamento mecânico de dois aços *dual phase* submetidos a tratamentos térmicos de revenimento. Baseando-se nos resultados obtidos, as conclusões a seguir podem ser consideradas:

- ✓ Com a realização do revenimento, para ambos os aços *dual phase*, foi observado que à medida que a temperatura de tratamento térmico foi elevada, as alterações na microestrutura, especialmente no constituinte MA, se tornaram mais pronunciadas. Com o aumento da temperatura foi verificada a tendência de decomposição da martensita e formação de precipitados. As principais diferenças em termos de alterações microestruturais entre os aços DP600 e DP1000 foram as temperaturas de tratamento nas quais os fenômenos foram observados;
- ✓ O revenimento levou ao envelhecimento dos dois aços investigados, observado por meio da ocorrência de escoamento descontínuo nas curvas tensão-deformação, sendo que a elevação da temperatura de tratamento promoveu o aumento da elongação do escoamento. Os efeitos pareceram ser mais acentuados para o aço DP600;
- ✓ A dureza dos aços *dual phase*, assim como o limite de resistência, foram reduzidos com a elevação da temperatura de revenimento, fenômeno mais pronunciado para o aço DP1000.

5. REFERÊNCIAS

- American Society for Testing and Materials, 2011, “ASTM E652: Standard test method for determining volume fraction by systematic manual point count”, West Conshohocken.
- Associação Brasileira de Normas Técnicas, 2002, “NBR 6152: Materiais metálicos – Ensaio de tração à temperatura ambiente”. Rio de Janeiro.
- Chen, P., Ghassemi-Armaki, H., Kumar, S., Bower, A., Bhat, S., Sadagopan, S., 2014, “Microscale-calibrated modeling of the deformation response of dual-phase steels”, *Acta Materialia*, Vol. 65, pp. 133-149.
- Chiaverini, V., 2005, “Aços e ferros fundidos”. 7. ed. São Paulo: ABM, 599 p.
- Fang, X., Fan, Z., Ralph, B., Evans, P., Underhill, R., 2003, “Effects of tempering temperature on tensile and hole expansion properties of a C-Mn steel”, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 132, pp. 215-218.
- Ghanei, S., Kashefi, M., Mazinani, M., 2013, “Eddy current nondestructive evaluation of dual phase steel”, *Materials and Design*, Vol. 50, pp. 491-496.
- Ghassemi-Armaki, H., Maab, R., Bhat, S.P., Sriram, S., Greer, J.R., Kumar, K.S., 2014, “Deformation response of ferrite and martensite in dual-phase steel”, *Acta Materialia*, Vol. 62, pp. 197-211.
- Gunduz, S., 2009, “Effect of chemical composition, martensite volume fraction and tempering on tensile behaviour of dual phase steels”, *Materials Letters*, Vol. 63, pp. 2381-2383.

- Huseyin, A., Havva, K.Z., Ceylan, K., 2010, "Effect of intercritical annealing parameters on dual phase behavior of commercial low-alloyed steels", *Journal of Iron and Steel Research*, Vol. 14, No. 4, pp. 73-78.
- Kamp, A., Celotto, S., Hanlon, D.N., 2012, "Effects of tempering on the mechanical properties of high strength dual-phase steels", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 538, pp. 35-41.
- Kuang, C.F., Li, J., Zhang, S.G., Wang, J., Liu, H.F., Volinsky, A.A., 2014, "Effects of quenching and tempering on the microstructure and bake hardening behavior of ferrite and dual phase steel", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 613, pp. 178-183.
- Kumar, A., Singh, S B., Ray, K.K., 2008, "Influence of bainite/martensite-content on the tensile properties of low carbon dual-phase steels", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 474, pp. 270-282.
- Lee, H.S., Hwang, B., Lee, S., Lee, C.G., 2004, "Effects of martensite morphology and tempering on dynamic deformation behavior of dual-phase steels", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 35, pp. 2371-2382.
- Li, C.N., Ji, F.Q., Yuan, G., Kang, J., Misra, R.D.K., Wang, G.D., 2016, "The impact of termo-mechanical controlled processing on structure-property relationship and strain hardening behavior in dual-phase steels", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 662, pp.100-110.
- Magnabosco, R., Bergamo, M.G.V., 2000, "Influência da energia de impacto na energia absorvida em ensaio charpy de aços com estrutura ferrita-martensita". In: *Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais*, 14., São Pedro. Anais... São Pedro.
- Movahed, P., Kolahgar, S., Marashi, S.P.H., Pouranvari, M., Parvin, N., 2009, "The effect of intercritical heat treatment temperature on the tensile properties and work hardening behavior of ferrite-martensite dual steel sheets", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 518, pp. 1-6.
- Murari, F.D., Melo, T.M.F., Gonzalez, B.M., 2009, "Estudo do envelhecimento após deformação em uma aço dual phase de baixa resistência mecânica laminado a frio", *Tecnol. Metal. Mater. Miner.*, Vol. 6, No. 2, pp. 108-112.
- Papa Rao, M., Subramanya Sarma, V., Sankaran, S., 2013, "Development of high strength and ductile ultra fine grained dual phase steel with nano sized carbide precipitates in a V-Nb microalloyed steel", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 568, pp. 171-175.
- Peranio, N., Li, Y.J.; Roters, F., Raabe, D., 2010, "Microstructure and texture evolution in dual-phase steels: competition between recovery, recrystallization, and phase transformation", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 527, pp. 4161-4168.
- Pushkareva, I., Scott, C.P., Gouné, M., Valle, N., Redjaïmia, A., Moulin, A., 2013, "Distribution of carbon in martensite during quenching and tempering of dual phase steels and consequences for damage properties", *ISIJ International*, Vol. 53, No. 7, pp. 1215-1223.
- Rocha, R.O., Melo, T.M.F., Pereloma, E.V., Santos, D.B., 2005, "Microstructural evolution at the initial stages of continuous annealing of cold rolled dual-phase", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 391, pp. 296-304.
- Sayed, A.A., Kheirandish, S., 2012, "Affect of the tempering temperature on the microstructure and mechanical properties of dual phase steels", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 532, pp. 21-25.
- Syedrezai, H., Pilkey, A.K., Boyd, J.D., 2014, "Effect of pre-IC annealing treatments on the final microstructure and work hardening behavior of a dual-phase steel", *Materials and Science Engineering A*, Vol. 594, pp. 178-188.
- Vander Voort, G.F., 1999, "Metallography: principles and practice", Ohio: ASM International, 752 p.
- Zheng, C., Raabe, D., 2013, "Interaction between recrystallization and phase transformation during intercritical annealing in a cold-rolled dual-phase steel: a cellular automaton model", *Acta Materialia*, Vol. 61, No. 14, pp. 5504-5517.

6. AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem à agência de fomento CAPES pela concessão de bolsas de mestrado e à FINEP pelo apoio financeiro por meio da compra de equipamentos.

7. DIREITOS AUTORAIS

Os autores são os únicos responsáveis pelo conteúdo do material impresso incluído no trabalho.

EFFECT OF TEMPERING TEMPERATURE ON MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF TWO DUAL PHASE STEELS WITH DIFFERENT MARTENSITE VOLUME FRACTION

Suzanny Cristina Soares Martins, suzannycristina@uol.com.br¹

Elaine Carballo Siqueira Correa, elaine@deii.cefetmg.br¹

Cintia Braga, cintiabraga@gmail.com¹

Aline Silva Magalhães, alinemagalhaes@outlook.com¹

Maria Teresa Paulino Aguilar, teresa@demc.ufmg.br²

Wellington Lopes, wellingtonlopes@deii.cefetmg.br¹

¹CEFET MG, DEMAT, Av. Amazonas, n° 5253, Nova Suiça, Belo Horizonte, MG. CEP: 30421-169

²UFMG, DEMC, Av. Antônio Carlos, n° 6627, Pampulha, Belo Horizonte, MG. CEP: 31270-901

Abstract: Dual phase steels are employed in the automotive industry and characterized by high mechanical strength and good ductility. In general, these materials are used without tempering after intercritical annealing. However, some production practices usually involve steps in which these materials are reheated, as in galvanizing and during paint baking treatments. Thus, the aim of this study was to evaluate the changes on the microstructure and on the mechanical properties in two classes of dual phase steels, DP600 and DP1000, with different volume fractions of martensite, subjected to tempering at different temperatures. Tempering heat treatment was conducted at four temperatures, 250 °C, 350 °C, 450 °C and 550 °C. The microstructure was characterized by optical microscopy and scanning electron microscopy. Additionally, hardness and tensile tests were carried out in order to evaluate the mechanical behavior of each steel. Tempering heat treatments led to martensite decomposition and the development of carbides with increasing temperature. This effect was observed earlier in the steel with higher proportion of martensite. The tempering promoted the aging of steels and more markedly for the DP600. It was verified that the hardness, as well as the ultimate tensile strength, reduced with tempering temperature. This phenomenon was more pronounced for the DP1000. The yield strength increased for lower tempering temperatures and was followed by drop with thempering temperature. On the other hand, the uniform elongation decreased initially, however, for the higher temperatures it was increased. It was possible to conclude that the results are influenced mainly by the alterations in the tempering martensite and more marked at higher temperatures.

Key words: dual phase steel, tempering, microstruture, mechanical properties