

INFLUÊNCIA DO TRATAMENTO TÉRMICO E DA ADIÇÃO DE SILÍCIO NA MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS DE UM AÇO BIFÁSICO¹

Juliovary Drumond²

Olga Girina³

José Francisco da Silva Filho⁴

Nina Fonstein³

Carlos Augusto Silva de Oliveira⁵

Resumo

Neste trabalho, estudou-se a influência do tratamento térmico e da adição de silício nas propriedades mecânicas e na microestrutura final de um aço bifásico laminado a frio. Foram utilizadas amostras de um aço baixo carbono com e sem adição de silício, aquecidas em diferentes temperaturas de austenitização e resfriadas em água ou ao ar. A análise foi baseada na formação da austenita nas várias temperaturas, bem como na sua decomposição após os resfriamentos. Foi observado que o silício acelerou a recristalização da ferrita durante o aquecimento, promovendo uma maior taxa de nucleação da austenita durante o processo de austenitização. Como consequência, o aço com silício apresentou uma maior fração de austenita formada antes do resfriamento, com alta temperabilidade, promovendo uma maior fração volumétrica de martensita na microestrutura final. Com relação às propriedades mecânicas, o aço com silício apresentou maiores limites de escoamento e de resistência em boa parte das temperaturas estudadas, o que está relacionado com os constituintes microestruturais deste aço.

Palavras-chave: Austenitização; Bifásicos; Recristalização.

EFFECT OF PROCESS PARAMETERS AND SILICON CONTENT ON THE MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF DUAL PHASE STEELS

Abstract

This study has evaluated the influence of process parameters and silicon addition on the mechanical properties and microstructure of Dual Phase steel. The samples of low carbon steel with and no silicon addition were heated in different temperatures followed by air cooling or water quenching. The analysis was based on austenite formation at different austenitization temperatures as well as their decomposition after cooling. It was found that silicon accelerated the recrystallization of ferrite during heating, promoting a higher rate of austenite nucleation during austenitization. Hence, the Si-added steel showed a greater fraction of austenite formed before cooling, with higher hardenability, generating a higher martensite volume fraction in the final microstructure. Regarding mechanical properties, silicon steel showed higher yield strength and tensile strength in the majorities of temperatures studied, which is directly related to the constituents contained in the microstructure of the steel.

Keywords: Austenitization; Dual phases; Recrystallization.

¹ Contribuição técnica ao 68^o Congresso Anual da ABM - Internacional, 30 de julho a 2 de agosto de 2013, Belo Horizonte, MG, Brasil.

² Engenheiro de produção. MsC. Engenheiro de Desenvolvimento de Produtos, Gerência de Metalurgia, ArcelorMittal Vega, São Francisco do Sul, Santa Catarina, Brasil.

³ Engenheira metalurgista. DSc. Pesquisadora, Centro de Pesquisa, ArcelorMittal, Chicado, USA.

⁴ Engenheiro químico. Gerente do Laboratório Metalúrgico e de Processos, ArcelorMittal Vega, São Francisco do Sul, Santa Catarina, Brasil.

⁵ Professor Associado do Departamento de Engenharia Mecânica, UFSC, Florianópolis, Santa Catarina, Brasil.

1 INTRODUÇÃO

A adição de silício nos aços de alta resistência, especialmente nos aços bifásicos, tem grande efetividade no balanço das propriedades de resistência e ductilidade,^(1,2) provavelmente em função das mudanças microestruturais provocadas por este elemento. O mecanismo no qual o silício influencia na microestrutura final e nas propriedades mecânicas, ainda não é totalmente compreendido. Uma vez que a microestrutura final dos aços bifásicos é altamente dependente do processo de formação da austenita no aquecimento e da sua decomposição durante o resfriamento, a avaliação das características de formação da austenita influenciada pela adição de silício passa a ser importante para o desenvolvimento deste tipo de aço.

Durante o recozimento intercrítico, ocorre uma complexa interação entre os processos de recristalização, crescimento de grão e transformação de fases.^(3,4) O grau de interação entre estes processos depende inicialmente da composição química dos aços (e.g.: adição de elementos de liga) e dos parâmetros de processo.^(5,6) Por conseguinte, este estudo investigou o efeito da adição de silício na microestrutura final e nas propriedades mecânicas de um aço bifásico laminado a frio, em conjunto com a evolução do processo de recristalização da ferrita e formação da austenita durante o recozimento em temperaturas intercríticas.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

Foram analisadas duas corridas de aço baixo carbono contendo teores de carbono de ~ 0,085%, com e sem adição de silício. Elementos como enxofre, fósforo, cobre e níquel estão presentes apenas em teores residuais. Estes aços serão referidos daqui em diante como DP s/ Si e DP c/ Si, conforme composição química mostrada na Tabela 1.

Tabela 1. Composição química das corridas estudadas (% em peso)

Aço	C	Mn	Cr	Mo	Si
DP s/ Si	0,082	2,07	0,22	0,15	0,007
DP c/ Si	0,086	2,12	0,21	0,14	0,314

As duas corridas contendo cada uma 45 kg, foram produzidas em laboratório no centro de pesquisa da ArcelorMittal U.S.A., através de um forno de indução a vácuo. A laminação a quente foi conduzida utilizando uma temperatura de reaquecimento de 1.250°C, temperatura de acabamento de 880°C e temperatura de bobinamento de 650°C, gerando uma bobina laminada a quente de 3,00 mm. Na laminação a frio, foi dada uma redução de 58% gerando uma bobina *Full Hard* de 1,25 mm, de onde foram retirados os corpos de prova destinados ao tratamento térmico.

Foram calculados os valores das temperaturas de transformação eutetóide (Ac_1) e de transformação austenítica (Ac_3) para as duas corridas, de acordo com as equações de Andrews.⁽⁷⁾

$$Ac_1 = 723 - 10,7Mn - 16,9Ni + 29,1Si + 16,9Cr + 290As + 6,38W$$

$$Ac_3 = 910 - 203C^{1/2} - 15,2Ni + 44,7Si + 104V + 31,5Mo + 13,1W - 30Mn - 11Cr - 20Cu + 700P + 400Al + 120As + 400Ti$$

Conforme esperado, a adição de ~ 0,3% de silício aumentou levemente as temperaturas Ac_1 e Ac_3 (Tabela 2).

Tabela 2. Temperaturas de transformação calculadas

Aço	Ac_1 (°C)	Ac_3 (°C)
DP s/ Si	705	823
DP c/ Si	713	833

2.1 Tratamento Térmico

O tratamento térmico foi feito na Sociesc (Sociedade Educacional do Estado de Santa Catarina) em Joinville, SC, utilizando um forno com banho de sal a base de cloreto de bário ($BaCl_2$), aquecido através de gás natural. As temperaturas de austenitização variaram entre 720°C e 860°C, de 20°C em 20°C (Figura 1). As amostras foram mantidas por 60 segundos em cada uma das temperaturas estudadas, e em seguida, resfriadas em água ou ao ar até a temperatura ambiente.

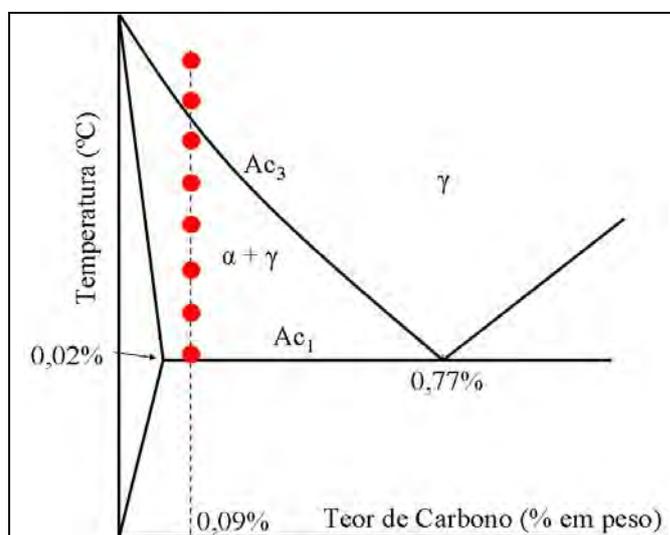


Figura 1. Parte de um diagrama Fe-C indicando as temperaturas utilizadas de tratamento térmico (em vermelho).

A temperatura do banho durante o processo de recozimento das amostras foi controlada através de um termopar fixado na parede do forno, localizado na mesma altura das amostras. Visando reduzir o efeito de uma possível variação de temperatura do banho nas amostras, as mesmas foram submersas no centro do forno, todas presas a um dispositivo circular feito de aço inox com raio de 200 mm. Com relação as duas velocidades de resfriamento aplicadas, estas tiveram o objetivo de ter diferentes microestruturas finais, conforme mostrado a seguir:

- o resfriamento em água (têmpera) visou avaliar a fração volumétrica e a distribuição da austenita, uma vez que tem-se taxas elevadas de resfriamento, suficientes para evitar uma possível transformação da austenita em ferrita, sendo que 100% da austenita formada será transformada em martensita. Desta forma, pode-se considerar que as características (tamanho, dispersão das ilhas e fração volumétrica) observadas na martensita após o resfriamento, são válidas também para a austenita formada durante o recozimento intercrítico. Além disso, a microestrutura final obtida com o resfriamento em água ainda permite avaliar a evolução do processo de

recristalização da ferrita prévia, ou seja, aquela que permanece sem transformar mesmo durante o aquecimento na região $\gamma+\alpha$, como também no resfriamento; e

- o resfriamento ao ar teve o objetivo de avaliar a formação dos outros constituintes como ferrita, bainita e martensita, uma vez que tem-se menores taxas de resfriamento, e desta forma, pode-se estimar a temperabilidade da austenita antes da sua decomposição.

O tempo de encharque de 60 segundos foi escolhido com o objetivo de estar mais próximo do praticado nas linhas de produção de recozimento contínuo, sendo que para os aços bifásicos este tempo varia entre 50 e 70 segundos. A Figura 2 mostra os desenhos esquemáticos dos dois ciclos de tratamento térmico usados neste estudo.

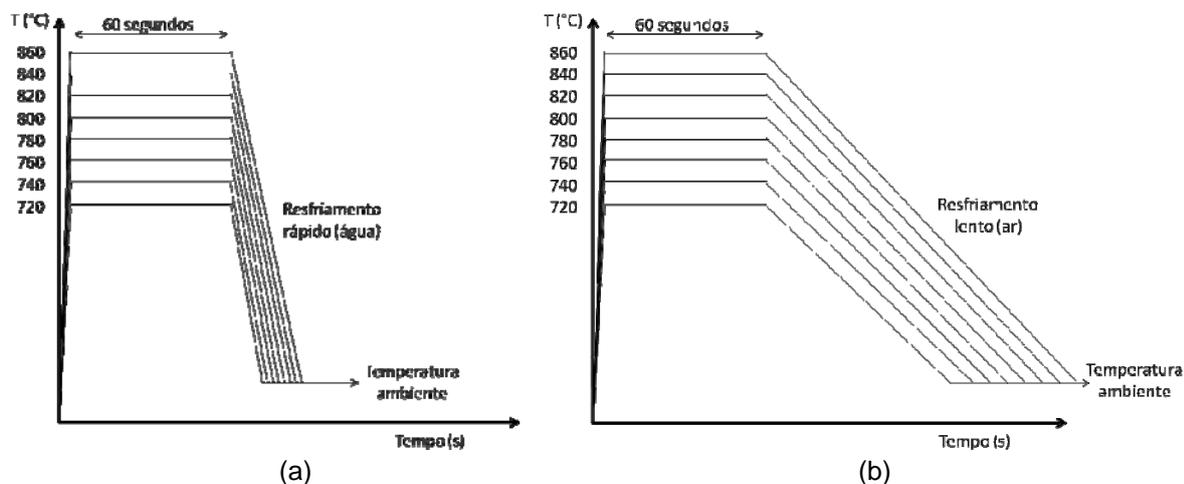


Figura 2. Desenhos esquemáticos do tratamento térmico com resfriamento em água (a) e ao ar (b).

Este estudo utilizou oito diferentes temperaturas e duas velocidades de resfriamento nos tratamentos térmicos, resultando em um total de 16 combinações aquecimento/resfriamento. Foram utilizados os aços DP s/ Si e DP c /Si para cada uma destas combinações, resultando então em 32 diferentes condições de amostras.

2.2 Caracterização das Amostras

Após o tratamento térmico, foram realizados ensaios de tração de acordo com a norma DIN-EN 10002 em um máquina universal de ensaios, sendo que os corpos de prova foram retirados no sentido longitudinal à direção de laminação.

A caracterização microestrutural foi feita através de microscopia óptica (MO) e eletrônica de varredura (MEV). Todas as amostras foram cortadas no sentido de laminação, embutidas, lixadas, polidas e atacadas com os reativos Nital 4% e/ou Picral, de modo a revelar as fases e contornos de grãos. Foram calculadas as frações volumétricas de bainita e martensita através do método manual de contagem de área, utilizando uma grade de 920 pontos (40 x 23). Foram realizadas três medições para cada uma das fases, em cada uma das 32 amostras deste estudo, sendo que para a análise dos resultados, foi considerada a média das três medidas.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

3.1 Caracterização Microestrutural (Resfriamento em Água)

A Figura 3 mostra as microestruturas laminadas a frio, encruadas, dos dois aços estudados. As microestruturas apresentaram grãos alongados de ferrita (cor cinza) juntamente com colônias de perlita deformada e algumas ilhas de constituintes MA (cores mais escuras).

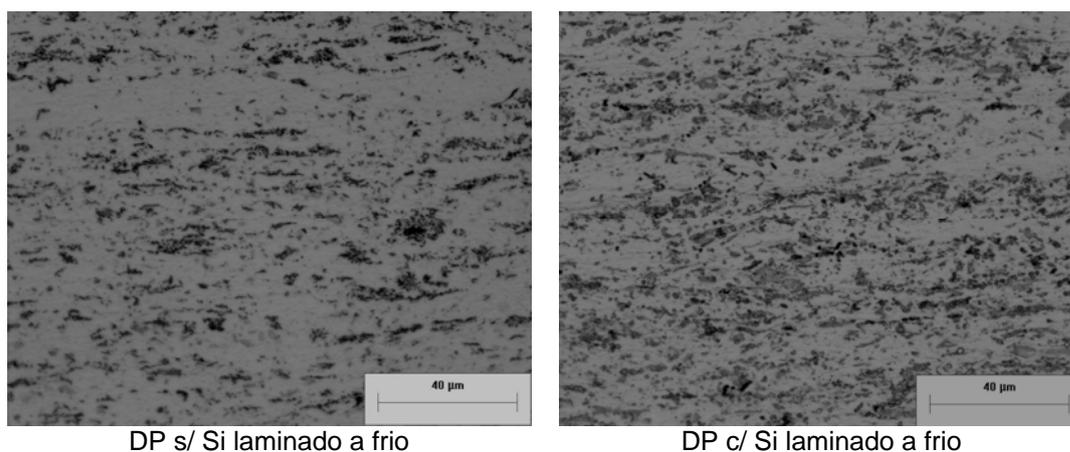


Figura 3. Microestruturas dos aços laminados a frio sem recozimento. MO, ataque picral + nital 4%.

Os processos de recristalização da ferrita e austenitização foram estudados através das amostras recozidas e resfriadas com água. A Figura 4 mostra as microestruturas dos dois aços estudados, recozidos entre as temperaturas de 720°C e 760°C e resfriadas em água, sendo que as setas indicam a presença de ferrita ainda não recristalizada.

Foi observado que a quantidade de ferrita não recristalizada diminuiu com o aumento da temperatura, e, além disso, a adição de silício acelerou o processo de recristalização da ferrita. Considerando uma mesma temperatura, as amostras com silício apresentaram a maior parte da ferrita já recristalizada enquanto que as amostras sem silício tiveram boa parte da ferrita ainda em processo de recristalização.

A aceleração da recristalização da ferrita provocada pela adição de silício pode ser associada com o efeito da microestrutura inicial,^(8,9) uma vez que o aço DP c/ Si apresentou uma microestrutura anterior mais refinada. Sabe-se que o processo de recristalização tem como força motriz a energia armazenada no material, e que grãos menores possuem uma maior área de contorno e conseqüentemente, uma maior energia superficial. Portanto, a maior energia superficial associada aos contornos de grãos do aço DP c/ Si vai gerar um maior potencial termodinâmico para a recristalização.

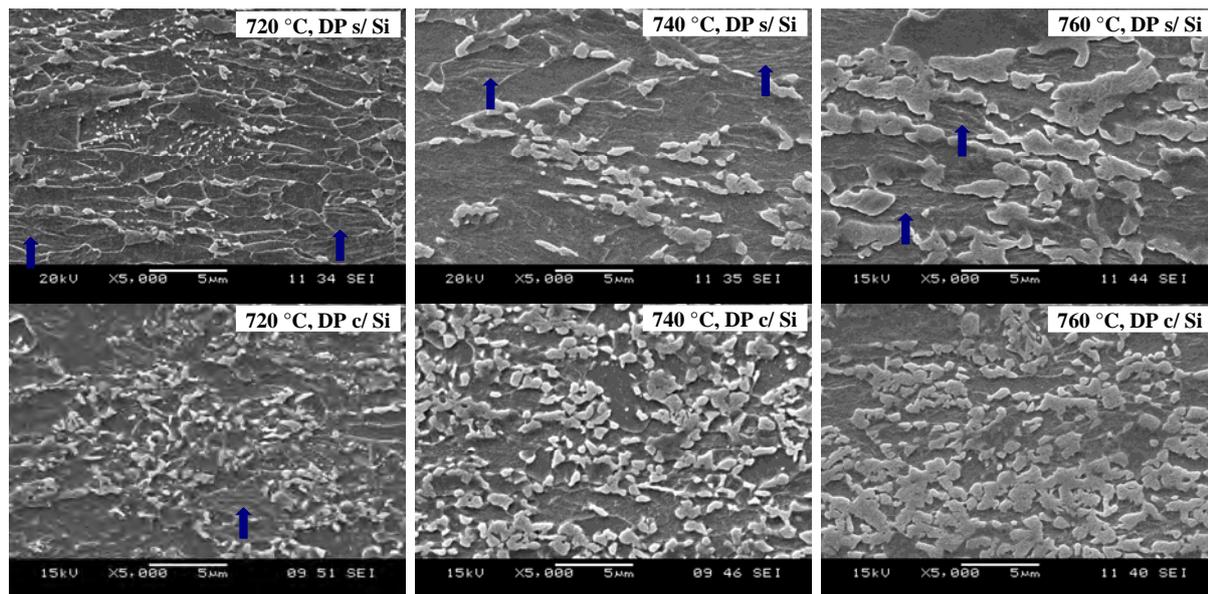


Figura 4. Microestruturas das amostras recozidas entre 720°C e 760°C, resfriadas em água. MEV, ataque nital 4%.

Na Figura 4 também é possível observar uma quantidade significativa de martensita, juntamente com grãos recristalizados e não recristalizados de ferrita. Em vista disso, pode-se concluir que os processos de recristalização da ferrita e a formação da austenita ocorrem simultaneamente durante o recozimento intercrítico, havendo uma sobreposição entre eles.^(10,11) É importante ressaltar que o processo de recristalização da ferrita se inicia antes da nucleação da austenita.

Como o silício acelera a recristalização da ferrita, a formação da austenita no aço DP c/ Si ocorre quando a ferrita já está praticamente recristalizada, sendo que, para o aço DP s/ Si a austenita se forma enquanto que a ferrita ainda está recristalizando. Diante disso, a sobreposição entre estes dois processos é menor para o aço DP c/ Si que para o aço DP s/ Si.

A diferença na porcentagem de ferrita recristalizada nos dois aços vai ter grande efeito na austenitização, uma vez que, a austenita nucleia tanto nas áreas ricas em carbono (interfaces contendo cementita e constituintes MA provenientes do material inicial), como também nos contornos de grãos de ferrita recristalizada. Desta forma, o aço DP c/ Si vai apresentar uma maior taxa de nucleação da austenita em função da maior parte da ferrita estar recristalizada, e por consequência, o aço DP c/ Si vai ter uma maior porcentagem de austenita formada.

Ainda de acordo com a Figura 4, o aço DP c/ Si apresentou uma microestrutura fina e homogênea e o aço DP s/ Si uma microestrutura mais grosseira e alongada.

A Figura 5 mostra a variação do percentual em volume da martensita com a temperatura de austenitização, para as amostras resfriadas em água. É nítida a maior porcentagem em volume de martensita para o aço DP c/ Si até a temperatura de 820°C, onde a partir deste ponto, tem-se 100% de austenita, e por consequência, 100% de martensita para ambos os aços.

Esta maior porcentagem em volume de martensita no aço DP c/ Si pode ser atribuída a cinética de austenitização. Como o aço DP c/ Si apresentou uma maior taxa de nucleação da austenita que o aço DP s/ Si, foi gerada uma maior densidade de núcleos de austenita no aço com adição deste elemento seguido de um crescimento homogêneo ao longo da matriz, gerando desta forma um maior percentual em volume de austenita. Como toda austenita se transforma em

martensita no resfriamento em água, este aço apresentou um maior percentual em volume de martensita na microestrutura final.

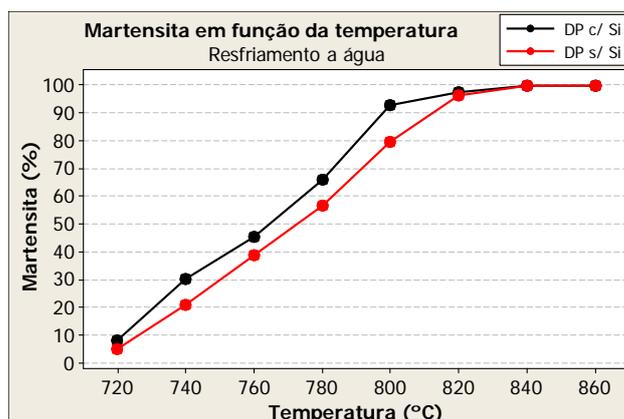


Figura 5. Variação da porcentagem em volume da martensita com a temperatura de austenitização para as amostras resfriadas em água.

Ainda de acordo com a Figura 5, observa-se que a porcentagem em volume de martensita aumenta para os dois aços à medida que se eleva a temperatura intercrítica. Isto pode ser explicado através do percentual de austenita na região bifásica $\alpha + \gamma$, já que ocorre um aumento de austenita com o aumento da temperatura intercrítica até o máximo de 100% quando se atinge a temperatura A_{C3} .

3.2 Caracterização Microestrutural (Resfriamento ao Ar)

A Figura 6 mostra a variação da porcentagem em volume de martensita com a temperatura de austenitização para as amostras resfriadas ao ar, onde pode ser visto que o aço DP c/ Si apresentou uma maior quantidade de martensita em todas as temperaturas estudadas.

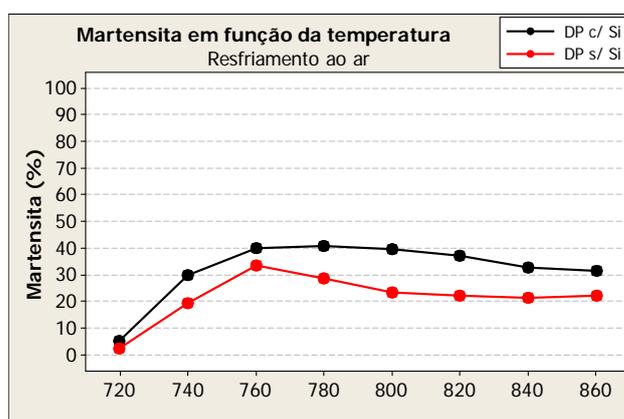


Figura 6. Variação da porcentagem em volume de martensita com a temperatura de austenitização, para as amostras resfriadas ao ar.

A maior quantidade de martensita encontrada no aço DP c/ Si está relacionada ao processo de austenitização e à temperabilidade da austenita. Conforme comentado anteriormente, o aço DP c/ Si gerou uma maior fração volumétrica de austenita durante o recozimento intercrítico, em função do processo de nucleação que é facilitado quando comparado ao do aço DP s/ Si. Além de ter uma maior fração anterior ao resfriamento, a austenita formada no aço DP c/ Si também é mais refinada e homogênea, fazendo com que se tenha uma melhor distribuição do teor

de carbono nesta fase. Desta forma, toda a austenita foi enriquecida de carbono aumentando assim a sua temperabilidade, gerando uma maior quantidade de martensita na microestrutura final do aço DP c/ Si mesmo durante o resfriamento ao ar.

De forma oposta, o aço DP s/ Si apresentou uma nucleação heterogênea, formando uma austenita mais grosseira e alongada. Deste modo, houve um enriquecimento desigual do carbono na austenita fazendo com que se tenham algumas áreas menos enriquecidas, diminuindo então a temperabilidade nestas regiões. Logo, esta austenita de baixa temperabilidade vai se transformar em outros constituintes (ferrita e/ou bainita) durante o resfriamento ao ar, em vez de se transformar em martensita.

A diferença entre a homogeneidade da martensita nos dois aços estudados pode ser vista na Figura 7, na qual mostra as microestruturas das amostras recozidas nas temperaturas de 740°C, 780°C e 820°C, resfriadas ao ar.

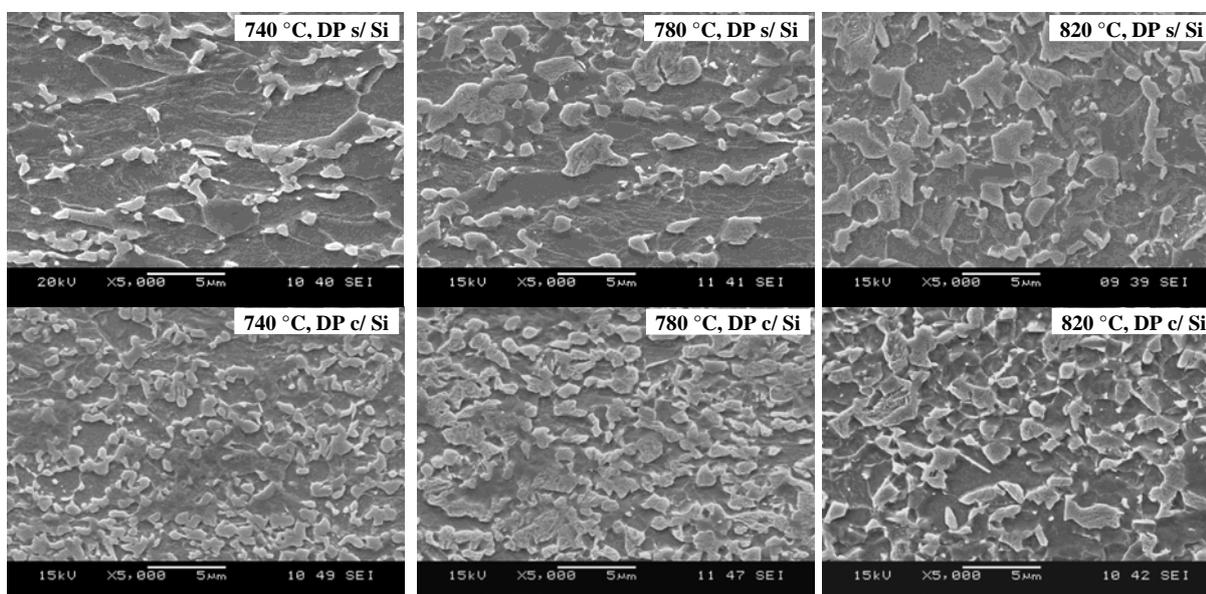


Figura 7. Microestruturas das amostras recozidas em 740°C, 780°C e 820°C, resfriadas ao ar. MEV, ataque nital 4%.

Durante o resfriamento ao ar, as taxas de resfriamento obtidas são bem menores que aquelas quando resfriadas em água, e desta forma, parte da austenita formada durante o recozimento irá se transformar em martensita e a outra parte poderá se transformar em ferrita e/ou bainita.

A Figura 8 mostra a variação da porcentagem em volume de bainita em função das temperaturas de austenitização, onde observou-se o início de formação deste constituinte em altas temperaturas (> 800°C). Isto ocorre porque há um aumento da fração volumétrica de austenita a partir da elevação da temperatura de recozimento, e conseqüentemente, há uma diminuição do teor médio de carbono desta fase diminuindo assim a sua temperabilidade, para os dois aços estudados.⁽¹¹⁾ O aço DP s/ Si apresentou maior fração volumétrica de bainita que o aço DP c/ Si, o que caracteriza novamente o efeito de uma austenita heterogênea com regiões de baixa temperabilidade para este aço.

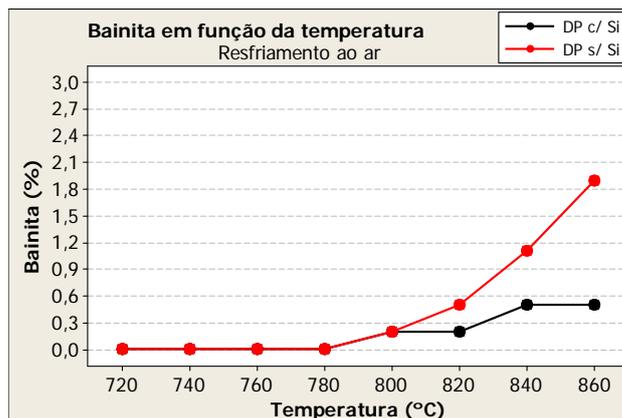


Figura 8. Variação da porcentagem em volume de bainita em função da temperatura de austenitização, para as amostras resfriadas ao ar.

3.3 Caracterização Mecânica

A Figura 9 mostra a variação do limite de escoamento (LE) e limite de resistência (LR) em função da temperatura de austenitização para as amostras resfriadas ao ar. Com relação ao limite de escoamento, o aço DP s/ Si apresentou maiores valores que o aço DP c/ Si para baixas temperaturas, o que pode ser explicado pelos diferentes níveis de ferrita não recristalizada nos dois aços. A ferrita não recristalizada (altamente encruada) tem grande efeito no limite de escoamento, e como o aço DP s/ Si apresentou uma maior quantidade de ferrita não recristalizada, este aço obteve valores mais elevados de LE para temperaturas abaixo de 760°C. Este fato mostra que até esta temperatura, o LE foi controlado principalmente pela fração de ferrita não recristalizada e nem tanto pela fração de martensita.

Acima de 760°C houve uma mudança nas curvas de LE dos dois aços estudados, ou seja, o aço DP c/ Si passou a ter valor de LE superior (aproximadamente 50 MPa) ao do aço DP s/ Si, o que está relacionado com as frações de martensita destes dois aços. A partir desta temperatura, esta propriedade é controlada principalmente pela fração volumétrica de martensita já que toda a ferrita já recristalizou, e como pode ser visto na Figura 6, o aço DP c/ Si apresentou maior fração de martensita, o que é coerente com os valores de LE encontrados neste material.

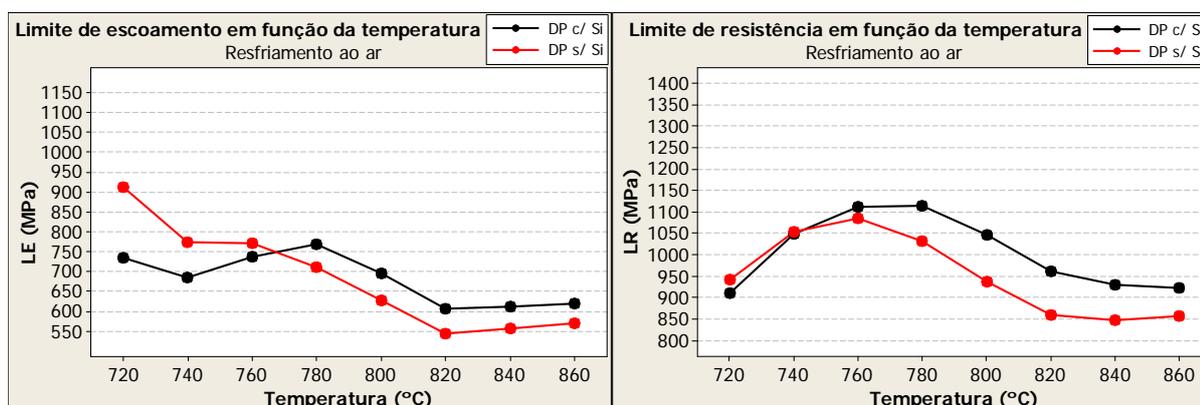


Figura 9. Variação do limite de escoamento e limite de resistência em função da temperatura de austenitização, para as amostras resfriadas ao ar.

Para a temperatura de 720°C, o aço DP c/ Si apresentou LR inferior ao DP s/ Si, devido novamente a aceleração da recristalização da ferrita ocasionada pelo silício. Acima de 720°C, os valores de LR do aço DP c/ Si são sempre superiores ao do DP

s/ Si, chegando a uma diferença de 100 MPa. Esta diferença ocorre não somente em função da maior quantidade de martensita existente no aço DP c/ Si, mas também devido às características dos demais constituintes existentes na microestrutura dos dois aços (ferrita prévia, nova ferrita e bainita).

O comportamento da curva do LR para o resfriamento ao ar tem uma queda acentuada entre as temperaturas de 780°C e 840°C para os dois aços estudados, embora, não tenha sido evidenciada uma diferença significativa na quantidade de martensita encontrada em cada aço, nesta faixa de temperatura. No entanto, a queda do valor de LR não está associada somente à fração de martensita, mas devem-se considerar também as frações dos demais constituintes, bem como a formação de um grão ferrítico mais grosseiro e ilhas maiores de martensita em altas temperaturas.

A relação entre a porcentagem em volume da martensita e o limite de resistência dos dois aços foi analisada por regressão linear simples. Conforme pode ser visto na Figura 10, foi encontrado um alto coeficiente de determinação R^2 para as amostras resfriadas em água ($R^2 = 95,0\%$), mostrando que houve uma correlação muito forte entre a porcentagem de martensita e o LR para este meio de resfriamento. Para as amostras resfriadas ao ar, a correlação foi mais fraca ($R^2 = 29,8\%$), o que evidencia que neste meio de resfriamento os demais constituintes que compõem a microestrutura (ferrita prévia, nova ferrita e bainita) também afetaram o LR.

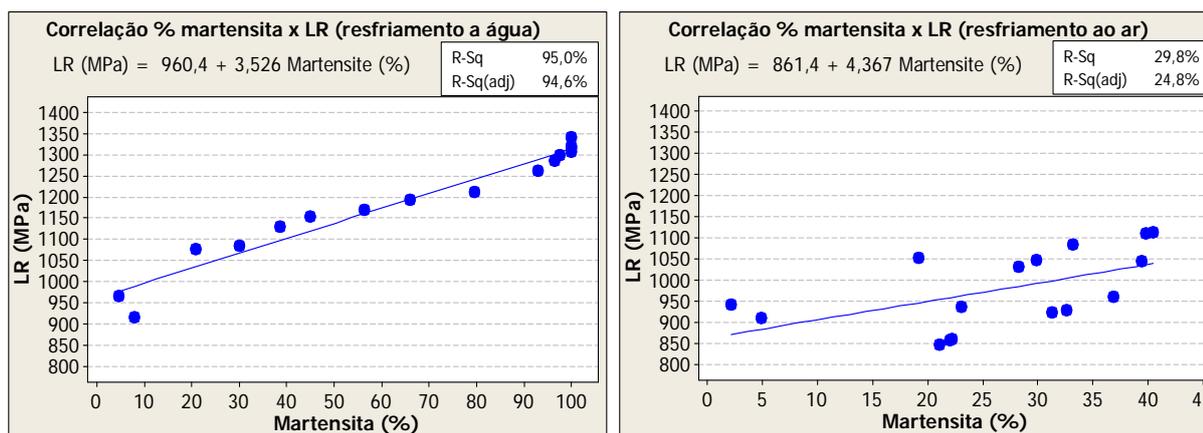


Figura 10. Correlação entre o limite de resistência e a porcentagem de martensita para os dois meios de resfriamento.

4 CONCLUSÃO

- A adição de silício acelerou a recristalização da ferrita durante o processo de aquecimento no recozimento intercrítico, o que está associada com a microestrutura inicial mais refinada do aço DP c/ Si;
- o processo de recristalização da ferrita e a formação da austenita ocorrem simultaneamente durante o recozimento intercrítico. A adição de silício diminuiu a sobreposição entre estes dois processos, uma vez que este elemento de liga acelerou a recristalização, fazendo com que a austenita formasse na temperatura intercrítica com boa parte da ferrita já recristalizada;
- o aço DP c/ Si apresentou uma maior porcentagem em volume de martensita para os dois meios de resfriamento e para toda a faixa de temperatura estudada, quando comparado com o aço DP s/ Si. Isto foi devido a maior

- fração de austenita formada antes do resfriamento juntamente com uma maior temperabilidade desta fase, para o aço com adição de silício;
- no resfriamento ao ar, a porcentagem em volume de martensita aumentou com a temperatura de austenitização até 760°C e se estabilizou com uma leve redução a partir desta temperatura. Isto ocorreu devido à baixa taxa de resfriamento alcançada com o ar, permitindo que parte da austenita formada em altas temperaturas se transformasse em ferrita ou bainita, no lugar da martensita;
 - quando resfriado ao ar, o aço DP c/ Si apresentou menor porcentagem em volume de bainita que o aço DP s/ Si nas temperaturas acima de 800°C, o que também está relacionado com a maior temperabilidade da austenita formada no aço que contém silício;
 - para as temperaturas abaixo de 760°C, tanto o limite de escoamento quanto o limite de resistência foram afetados pela ferrita não recristalizada;
 - no resfriamento ao ar, houve uma redução nos limites de escoamento e de resistência com o aumento da temperatura de austenitização para os dois aços estudados. A redução nestas propriedades foi devida a formação de fases de menor resistência (ferrita e bainita) no lugar da martensita, juntamente com a formação de uma microestrutura mais grosseira; e
 - no resfriamento ao ar, o aço DP c/ Si apresentou propriedades mecânicas mais elevadas que o aço DP s/ Si, o que está diretamente relacionada com a maior porcentagem em volume de martensita obtida neste aço.

Agradecimentos

Os autores agradecem a ArcelorMittal pela oportunidade e pelo apoio financeiro, e também a Sociesc (Sociedade Educacional do Estado de Santa Catarina) pelo tratamento térmico.

REFERÊNCIAS

- 1 DAVIES R.G. Influence of Silicon and Phosphorous on the Mechanical Properties of Both Ferrite and Dual-Phase Steels, *Metall. Mater. Trans. A*, Vol. 10, 1979, p 113-118
- 2 HIRONAKA S.; TANAKA H.; MATSUMOTO T. Effect of Si on Mechanical Property of Galvannealed Dual Phase Steel. *THERMEC 2009, Materials Science Forum*, vol. 638-642, p. 3260-3265, 2010.
- 3 DOHERTY R.D.; HUGHES D.A.; HUMPHREYS F.J.; JONAS J.J. Current Issues in Recrystallization: a Review, *Mater. Sci. Eng. A*, A238, 1997, p 219-274
- 4 OGAWA T.; MARUYAMA N.; SUGIURA N.; YOSHINAGA N. Incomplete Recrystallization and Subsequent Microstructural Evolution during Intercritical Annealing in Cold-rolled Low Carbon Steels. *ISIJ International*, vol. 50, nº 3, p. 469-475, 2010.
- 5 HUANG J.; POOLE W.J.; MILITZER M. Austenite Formation during Intercritical Annealing. *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 35A, p. 3363-3375, November 2004.
- 6 SOUZA M.M.; GUIMARÃES J.R.C.; CHAWLA K.K. Intercritical Austenitization of Two Fe-Mn-C Steels, *Metall. Mater. Trans. A*, Vol. 13, 1982, p 575-579.
- 7 ANDREWS K.W. Empirical Formulae for the Calculation of some Transformation Temperatures. *Journal of The Iron and Steel Institute*, p. 721-727, July 1965.
- 8 CABALLERO F.G.; CAPDEVILA C.; GARCÍA DE ANDRÉS C. Modelling of Kinetics of Austenite Formation in Steels with Different Initial Microstructures. *ISIJ International*, vol. 41, nº 10, p. 1093-1102, 2001.

- 9 MOHANTY R.R.; GIRINA O.A.; FONSTEIN N.M. Effect of Heating Rate on the Austenite Formation in Low-Carbon High-Strength Steels Annealed in the Intercritical Region. *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 42A, p. 3680-3690, December 2011.
- 10 WU J.; WRAY P.J.; HUA M.; GARCIA C.I.; DEARDO A.J. Austenite Formation and Decomposition, *Mater. Sci. Technol.*, 2003, p 291-309
- 11 SPEICH G.R.; DEMAREST V.A.; MILLER R.L. Formation of Austenite During Intercritical Annealing of Dual-Phase Steels. *Metallurgical Transactions A*, vol. 12A, p. 1419-1428, August 1981.