

Influência na microestrutura e propriedades mecânicas da liga de alumínio A380 fundida sob pressão pela variação nas velocidades de injeção

Carlos Alberto Marchioli¹ 
Gisele Fabiane Costa Almeida^{1,2*} 
Rodolfo Luiz Prazeres Gonçalves² 
Marcos Domingos Xavier³ 
Givanildo Alves dos Santos⁴ 
Antonio Augusto Couto^{1,2} 

Resumo

Na fundição sob pressão de ligas de alumínio, devido à alta velocidade de injeção do metal líquido no molde, obtém-se uma microestrutura com grãos refinados e possível ocorrência de defeitos como microporosidade e microrechupes. Esses defeitos podem ocorrer devido a deficiências no projeto do ferramental, na definição dos parâmetros de cálculo ou mesmo no controle dos parâmetros de injeção. O objetivo deste trabalho é analisar a influência das velocidades das fases de injeção (primeira e segunda fases) na microestrutura e propriedades mecânicas da liga de alumínio A380. Corpos de prova foram moldados sob pressão de matriz em uma máquina de injeção de câmara fria. A faixa de velocidade de injeção do processo foi de 0,10 m/s, 0,25 m/s e 0,50 m/s para a primeira fase, e 0,6 m/s, 1,5 m/s 3,0 m/s para a segunda fase. As propriedades mecânicas foram determinadas por meio de ensaios de tração e dureza e a caracterização microestrutural por microscopia óptica. Os resultados indicaram que a velocidade de injeção não influencia o limite de resistência tanto da primeira quanto da segunda fase de injeção. No entanto, o nível de porosidade e erros de execução mudaram em função das variações de velocidade, fatores que afetam o resultado do alongamento e limite de escoamento dos produtos de fundição sob pressão.

Palavras-chave: Fundição sob pressão; A380 ligas de alumínio; Dureza; Propriedades de tração.

Influence in the microstructure and mechanical properties of the aluminum alloy A380 die casting by the injection speed steps

Abstract

In pressure die casting, due to the high speed of the liquid metal injection into the mold, a microstructure with refined grains is obtained and defects such as microporosity and microshrinkage, cold shut, and misrun can occur. These defects can occur due to deficiencies in the tooling design (injection mold), in the definition of calculation parameters, or even in the control of the injection parameters. The aim of this paper is to analyze the influence of injection phase velocities (first and second phases) on the microstructure and mechanical properties of the Aluminum A380 alloy. Standard test samples were cast under die pressure in a cold chamber injection machine. The range injection speeds of the process were 0.10 m/s, 0.25 m/s and 0.50 m/s for the of the first phase, and 0.6 m/s, 1.5 m/s 3.0 m/s of the second phase. The mechanical properties characterization was performed by tensile and hardness tests and the microstructural characterization by optical microscopy. The results indicated that the injection speed does not influence the strength limit of both the first and the second injection phases. However, the level of porosity and misruns changed as a function of the speed variations, factors that affect the result of the elongation and yield point of the die-casting products.

Keywords: Die-casting; A380 aluminum alloys; Hardness; Tensile properties.

¹Centro de Ciência e Tecnologia de Materiais, Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, São Paulo, SP, Brasil.

²Universidade Presbiteriana Mackenzie, São Paulo, SP, Brasil.

³Faculdade de Tecnologia de São Paulo, São Paulo, SP, Brasil.

⁴Instituto Federal de Educação Ciência e Tecnologia de São Paulo, São Paulo, SP, Brasil.

*Autor correspondente: gisele_fab@hotmail.com



1 Introdução

Peças produzidas no processo de fundição sob pressão são atualmente vistas como componentes de engenharia inovadora, que possibilitam redução de custos em processos posteriores e redução de peso. Dentre os processos de fundição de alumínio, a fundição sob pressão é o processo mais utilizado globalmente, contabilizando cerca de 70% da produção de peças fundidas em alumínio [1]. A indústria automotiva, ao longo dos anos, vem buscando reduzir o peso de seus componentes e por isso as ligas de alumínio estão sendo cada vez mais requeridas e utilizadas, dentre elas, a liga de alumínio A-380, que, quando submetida à tratamentos térmicos apropriados, apresentam alta relação resistência/peso, bem como resistência à fluência e a altas temperaturas, além de excelente condutividade térmica, sendo usualmente utilizada para fabricação de cabeçotes e blocos de motor [2,3] e atualmente sendo largamente empregada para fundição sob pressão [4].

O processo de fundição sob pressão apresenta uma expressiva quantidade de variáveis que impactam diretamente na qualidade do produto final, alguns exemplos podem ser citados, como o projeto do molde de injeção, a temperatura do metal e do molde, a quantidade de desmoldante aplicado na matriz, cadência operacional, além do empirismo nos cálculos das variações das velocidades das fases de injeção da máquina injetora. A falta de controle desses itens pode resultar em propriedades mecânicas inferiores dos produtos fundidos e também vários tipos de defeitos de fundição [5], e, embora o processo de fundição sob pressão possua várias vantagens, componentes fabricados neste processo apresentam sérias limitações devido sua porosidade ou inclusões de óxidos, que podem ocorrer pela contração do metal durante a solidificação; e pela presença de gases, que podem estar dissolvidos no metal fundido ou serem incluídos durante o preenchimento do molde durante o movimento do pistão de injeção e a elevada turbulência no enchimento, que pulveriza o metal na cavidade do molde [6,7].

Em termos de propriedades mecânicas, o limite de resistência, de escoamento e a ductilidade das ligas de fundição são influenciados pelo efeito do teor de liga em solução sólida e a formação de partículas de segunda fase durante a solidificação no refinamento de grãos [8], no entanto, estudos indicaram que as propriedades mecânicas do produto fundido também estão relacionadas com as velocidades do metal fundido no canal e a temperatura da matriz [9-11]. Zhang et al. [12], desenvolveram um método para melhorar o controle de defeitos e variação de propriedades mecânicas na fundição sob pressão da liga A380. Por meio de condicionamento de fusão por alto cisalhamento, aplicada

à fusão antes de ser despejada na manga de injeção, foi observada redução da variação do limite de elasticidade e alongamento da liga A380 em comparação com a liga processada por fundição sob pressão tradicional. No que diz respeito à parâmetros de processo, Dargusch et al. [13], incorporaram ao estado da arte um estudo referente a influência da pressão na cavidade na transferência de calor durante a fundição sob pressão de alta pressão da liga A380, sendo observado que, aplicar pressões de intensificação entre 17 e 90 MPa, não aumentam a densidade do fluxo de calor e nem o coeficiente de transferência de calor, entre o metal fundido e a matriz durante a solidificação, tendo sido atingido seu valor máximo à pressões mais baixas durante o estágio de enchimento rápido do processo de fundição.

Neste contexto, com objetivo de melhorar a qualidade dos produtos fundidos sob pressão, o presente trabalho analisou a influência das velocidades das duas fases de injeção: primeira e segunda, na microestrutura e nas propriedades mecânicas de peças da liga de alumínio A380.

2 Materiais e métodos

O material utilizado nas fundições sob pressão foi a liga de alumínio A380. A análise química da liga A380 utilizada para a injeção dos corpos de prova foi realizada pelo método de espectrometria de emissão óptica. A Tabela 1 mostra a composição química nominal da liga A380 e o resultado obtido por espectrometria da liga utilizada na injeção. O processo de degaseificação da liga de alumínio foi realizado diretamente no forno elétrico de fusão com a utilização de um rotor mecânico com um injetor de gás nitrogênio. A máquina para fundição sob pressão utilizada foi de câmara fria e de forno de espera do metal líquido independente da máquina. A máquina utilizada foi uma Injetora Frech de 360 t de força de fechamento. O molde utilizado na injeção dos corpos de prova para os ensaios de tração é composto por seis cavidades, conforme mostrado na Figura 1(a). A temperatura de trabalho do molde durante o processo de injeção permaneceu entre 90 e 120 °C. A Figura 1(b) mostra o desenho esquemático dos corpos de prova injetados utilizados nos ensaios de tração. Na primeira fase de injeção foram utilizadas três velocidades, com velocidade fixa na segunda fase de injeção. Na segunda fase de injeção foram utilizadas três velocidades, com uma velocidade de injeção fixa na primeira fase. A Tabela 2 apresenta as velocidades de injeção utilizadas nas duas fases. Na terceira fase de injeção foi utilizada uma pressão de 132 bar.

Os corpos de prova das duas etapas do estudo foram ensaiados em tração em uma máquina universal de ensaios

Tabela 1. Composição química da liga A380 (porcentagem em peso)

Elementos (%)	Al	Si	Cu	Zn	Fe	Mn	Mg	Ni
Nominal	Balanço	7,5-9,5	3,0-4,0	≤3,0	≤1,3	≤0,5	≤0,3	≤0,5
Liga injetada	85,49	8,408	3,689	1,035	0,904	0,193	0,077	0,056

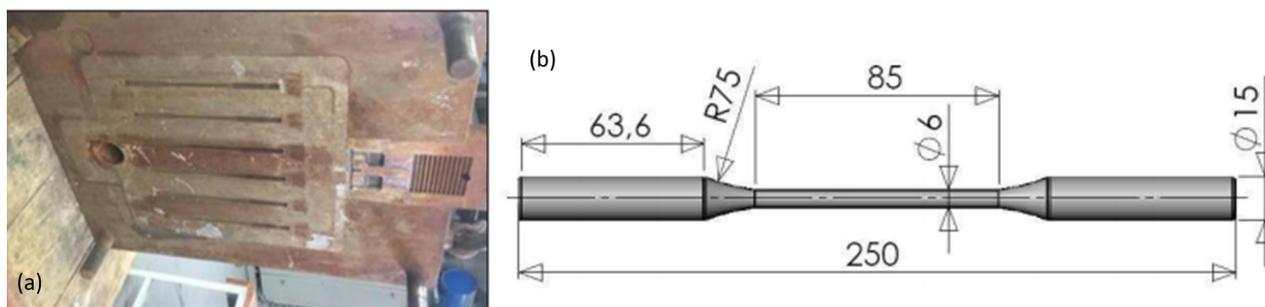


Figura 1. (a) Fotografia da parte fixa do molde de injeção e (b) desenho esquemático do corpo de prova injetado utilizado nos ensaios de tração (dimensões em mm).

mecânicos com capacidade de 600 kN da marca EMIC, com capacidade de 600 kN e utilizando uma velocidade do travessão de 4 mm/minuto. Para cada condição foram realizados 10 ensaios de tração. Foi utilizado um extensômetro longitudinal com base de medida de 50 mm na realização dos ensaios. Nos ensaios de tração foram determinados o limite de escoamento, o limite de resistência e o alongamento total.

As medidas de dureza Brinell foram realizadas utilizando como penetrador uma esfera de 2,5 mm de diâmetro e com carga aplicada de 62,5 kgf. Para cada condição foram realizadas 6 medidas de dureza.

Na análise da microestrutura foram retiradas amostras das áreas úteis dos corpos de prova de tração (não tracionado), cortadas no sentido transversal. A preparação metalográfica foi realizada utilizando técnicas convencionais de embutimento, lixamento com lixas de SiC na sequência de 120, 240, 320 400, 600 e 1200 mesh e polimento com pasta de diamante de 3 μ m e 1 μ m. As observações metalográficas por microscopia óptica foi realizada utilizando um microscópio de marca Olympus X51, antes e após ataque químico por imersão em solução aquosa de ácido fluorídrico (HF) na concentração de 0,5% durante 15 s. As micrografias obtidas por microscopia óptica também foram utilizadas na classificação dos tamanhos de grãos de acordo com a Norma ASTM E 112-12. Nessa determinação foi utilizado o método planimétrico nas amostras atacadas com o reagente Keller por 2 s devido ao melhor contraste obtido nos contornos de grão.

3 Resultados e discussão

Os resultados apresentados a seguir foram divididos nas duas fases de injeção. Na primeira fase é apresentado o efeito das três velocidades escolhidas, mantendo-se a segunda fase constante em 1,8 m/s. Na segunda fase é apresentado o efeito das três velocidades escolhidas, mantendo-se a primeira fase constante em 0,25 m/s

3.1 Efeito da velocidade da primeira fase de injeção

Na Tabela 3 são apresentados os valores de limite de escoamento (LE) e de resistência à tração (LRT) e de alongamento da liga de alumínio A380, obtidos em ensaios

Tabela 2. Velocidades de injeção utilizadas nas duas etapas do estudo

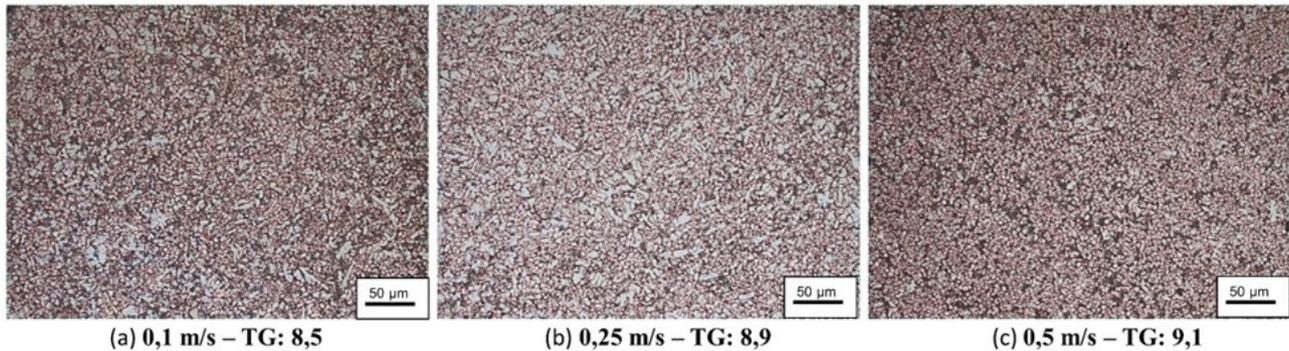
	Velocidade - Primeira Fase de Injeção	Velocidade - Segunda Fase de Injeção
Etapa I	0,1 m/s 0,25 m/s 0,5 m/s	1,8 m/s
Etapa II	0,25 m/s	0,6 m/s 1,5 m/s 3,0 m/s

de tração, com variações nas velocidades da primeira fase de injeção e mantendo-se a velocidade de injeção da segunda fase em 1,8 m/s. Os valores representam a média e o desvio padrão decorrentes de 10 ensaios de tração. Observa-se que não ocorreram diferenças significativas nas propriedades mecânicas obtidas em ensaios de tração em decorrência da variação da velocidade de injeção da primeira fase. Pode-se notar que o limite de resistência à tração (LRT) dos corpos de prova com velocidade de injeção da primeira fase de 0,5 m/s apresentou um valor ligeiramente superior ($288,5 \pm 0,4$ MPa) quando comparado com os corpos de prova injetados com velocidades de 0,1 m/s e 0,25 m/s. Porém, não ficou caracterizada uma tendência de aumento do LRT com o aumento da velocidade de injeção da primeira fase. Nota-se que o corpo de prova injetado com velocidade de 0,1 m/s apresenta a melhor combinação de propriedades mecânicas em tração por apresentar o maior LE ($146,0 \pm 1,9$ MPa) e a maior ductilidade ($2,7 \pm 0,3\%$ de alongamento), com um valor de LRT também relativamente elevado, provavelmente devido à menor turbulência do metal líquido na cavidade do molde. Na Tabela 3 estão também incluídos os valores de dureza Brinell (HB) da liga de alumínio A380. Nota-se uma variação muito pequena nos valores de dureza decorrentes da variação das velocidades da primeira fase de injeção, com valores ligeiramente superiores também com a velocidade de 0,1 m/s.

Na Figura 2 são apresentadas micrografias gerais típicas da região central do corpo de prova da liga de alumínio A380 injetadas com diferentes velocidades da primeira fase. A partir dessas micrografias foram determinados os números dos tamanhos de grão segundo a Norma ASTM E 112-12 para cada velocidade da primeira fase de injeção, apresentados também na Figura 2.

Tabela 3. Valores do limite de escoamento (LE), do limite de resistência à tração (LRT), do alongamento (A) e da dureza Brinell (HB) em função das velocidades da primeira fase de injeção

Velocidade da 1ª Fase de Injeção	LE [MPa]	LRT [MPa]	A [%]	HB
0,1 m/s	146,00±1,9	280,7±0,7	2,7±0,3	77,4±0,6
0,25 m/s	133,6±2,2	271,8±0,7	2,3±0,4	74,7±0,5
0,5 m/s	125,5±2,4	288,5±0,4	2,5±0,1	75,9±0,8

**Figura 2.** Micrografia geral e classificação do tamanho de grão de amostras da liga de alumínio A380 em função das velocidades da primeira fase de injeção. (a) 0,1 m/s - TG: 8,5, (b) 0,25 m/s - TG: 8,9 e (c) 0,5 m/s - TG: 9,1

Pode-se notar que houve uma diminuição do tamanho de grão com o aumento da velocidade da primeira fase de injeção. Apesar das amostras com maiores velocidades de injeção da primeira fase apresentarem menor tamanho de grão, as propriedades mecânicas são inferiores devido à maior presença de microporosidades e microrechupes, como será observado a seguir. Em todos os experimentos realizados a taxa de ocupação da câmara de injeção foi de cerca de 30%. Essa taxa de ocupação é decorrente dos parâmetros de processo escolhidos na injeção. Como a ideia é variar as condições de injeção e analisar o efeito na microestrutura, a baixa taxa de ocupação da câmara de injeção foi decorrente dessas definições. Essa baixa taxa de ocupação da câmara de injeção induz, de uma maneira geral, a um aumento da porosidade do material. Isto ocorre devido ao pouco enchimento da câmara de injeção e maior quantidade de gases. Além disto, o pouco enchimento da câmara de injeção também resulta em maiores quantidades de metal com baixa temperatura entrando na matriz. Este material com baixa temperatura pode causar bloqueios que influenciam na transmissão da pressão de injeção e geram áreas com estruturas anômalas, ocorrendo o aumento da fragilidade da peça, segundo o observado por Birch [14]. Segundo Fuoco [15], a taxa de ocupação deve estar entre 40 e 60%.

Nas Figuras 3, 4 e 5 são mostrados detalhes das microestruturas da liga de alumínio A380 injetadas com diferentes velocidades de injeção da primeira fase. Essas micrografias mostram uma microestrutura com a presença da fase α primária (região mais clara) e do eutético $\alpha+\beta$ (região mais escura). Nessas microestruturas notam-se também que algumas partículas da α primária tem um aspecto mais arredondado. Esse arredondamento se deve ao atrito sofrido pela partícula quando de sua condução para a cavidade do

molde. Na microestrutura da amostra do material injetado com velocidade da primeira fase de 0,1 m/s, mostrado na Figura 3(a), observa-se uma variação de tamanhos de grãos em decorrência da baixa velocidade de injeção na primeira fase. Está indicado nessa micrografia uma região onde ocorreu uma solidificação prévia de parte do material ainda na câmara de injeção. Essa solidificação prévia também acarreta em uma menor fração de poros no material em comparação ao injetado com velocidades de primeira fase maiores (0,25 e 0,5 m/s), como é mostrado nas micrografias das Figuras 4(a) e 5(a). A fase α nas microestruturas das amostras injetadas com velocidade da primeira fase de 0,25 e 0,5 m/s aparenta maior homogeneidade em comparação com a amostra injetada a 0,1 m/s, apresentando também maior refino e dispersão do eutético. As amostras injetadas com velocidades de primeira fase maiores mostraram um menor tamanho de grão em relação à velocidade de 0,1 m/s. Porém, observa-se em suas microestruturas uma maior presença de microporosidades e microrechupes, como evidenciado nas Figuras 4(b) e 5(b).

Dargusch et al. [16] observaram que a porosidade aumenta com o aumento da velocidade de injeção. A menor turbulência decorrente da menor velocidade de injeção e, conseqüentemente, menor porosidade foi também observada por Wang et al. [17], que estudaram os níveis de porosidade decorrentes do aprisionamento de gases durante o preenchimento da cavidade. Faura et al. [18] analisaram a aceleração do pistão durante a primeira fase de injeção do processo de fundição sob pressão, buscando minimizar o aprisionamento de ar, e conseqüentemente, reduzir a porosidade das peças produzidas. De acordo com Ammar et al. [19] mostraram que a porosidade é a principal responsável pela diminuição da vida em fadiga das peças, sendo que 90% do início da fratura tem origem nos poros.

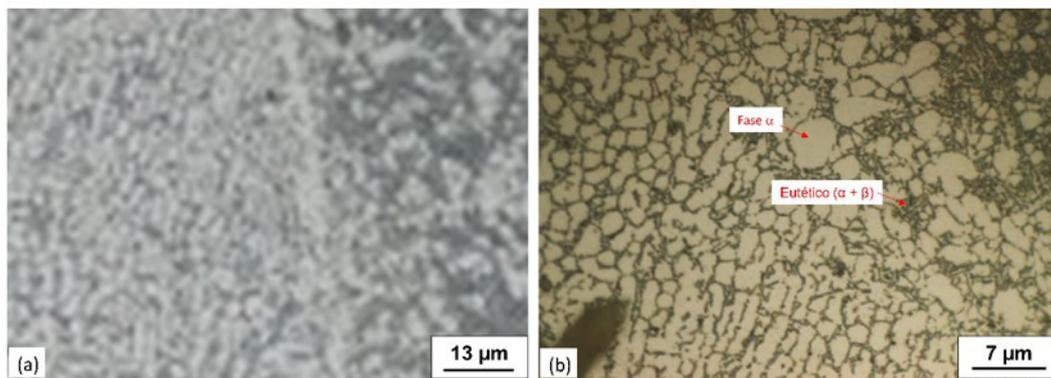


Figura 3. Micrografias da liga de alumínio A380 com velocidade da primeira fase de injeção de 0,1 m/s. (a) visão geral e (b) com as fases indicadas pelas setas.

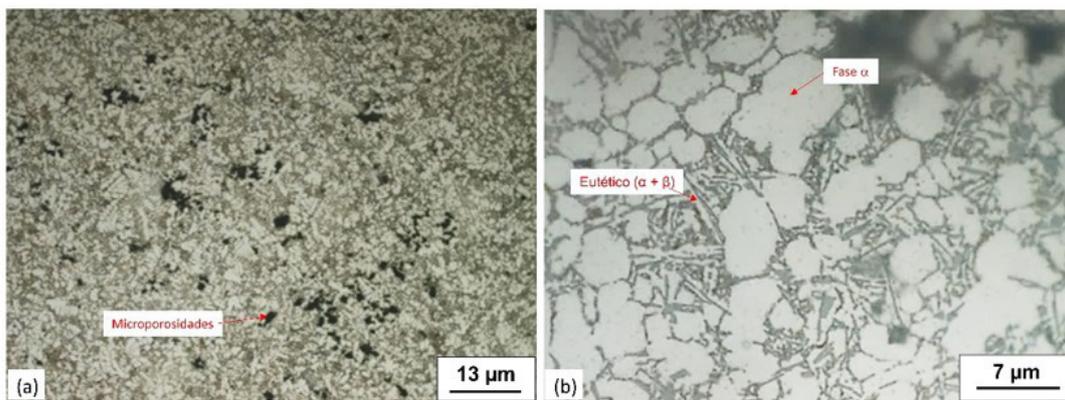


Figura 4. Micrografias da liga de alumínio A380 com velocidade da primeira fase de injeção de 0,25 m/s. (a) seta indica região com microporosidade e (b) setas indicam as fases.

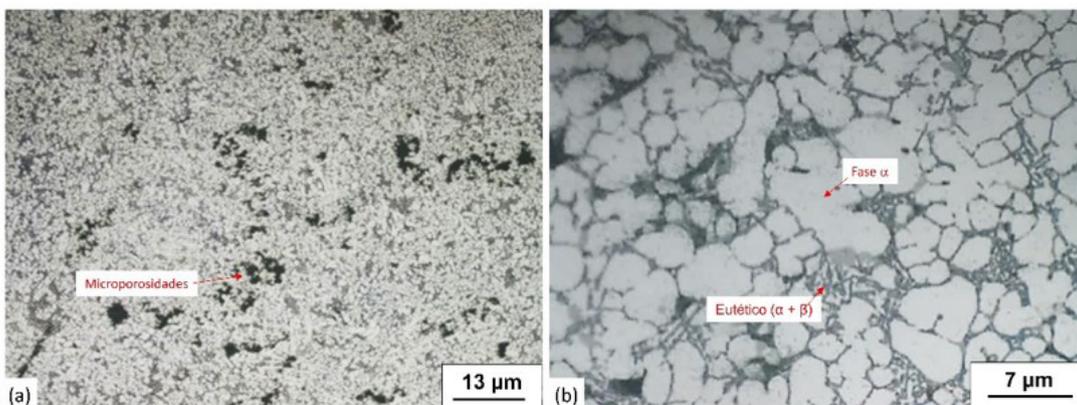


Figura 5. Micrografias da liga de alumínio A380 com velocidade da primeira fase de injeção de 0,50 m/s. (a) seta indica região com microporosidade e (b) setas indicam as fases.

3.2 Efeito da velocidade da 2ª fase de injeção

Na Tabela 4 são apresentados os valores de limite de escoamento (LE) e de resistência à tração (LRT) e de alongamento da liga de alumínio A380, obtidos em ensaios de tração, com variações nas velocidades da segunda fase de injeção e mantendo-se a velocidade de injeção da primeira fase em 0,25 m/s. Os valores representam a média e o desvio padrão decorrentes de 10 ensaios de tração. Observa-se que

não ocorreram diferenças significativas nas propriedades mecânicas obtidas em ensaios de tração em decorrência da variação da velocidade de injeção da segunda fase. Pode-se notar que o limite de resistência à tração (LRT) dos corpos de prova com velocidade de injeção da segunda fase de 1,5 m/s apresentou um valor ligeiramente superior ($297,5 \pm 0,3$ MPa) quando comparado com os corpos de prova injetados com velocidades de 0,6 m/s e 3 m/s. A partir dos resultados de LRT não ficou caracterizada uma tendência de aumento

com o aumento da velocidade de injeção da segunda fase. Destaca-se que o corpo de prova injetado com velocidade de 1,5 m/s apresenta a melhor combinação de propriedades mecânicas em tração. Na Tabela 4 estão também incluídos os valores de dureza Brinell (HB) da liga de alumínio A380, com variações nas velocidades da segunda fase de injeção. Nota-se uma variação muito pequena nos valores de dureza decorrentes da variação das velocidades da segunda fase de injeção, mas ligeiramente superiores às durezas obtidas quando da variação da primeira fase de injeção.

Na Figura 6, são apresentadas micrografias típicas da região central do corpo de prova da liga de alumínio A380 injetadas com diferentes velocidades da segunda fase. A partir dessas micrografias foram determinados os números dos tamanhos de grão segundo a Norma ASTM E 112-12 para cada velocidade da segunda fase de injeção, apresentados também na Figura 6. Pode-se notar que houve uma diminuição do tamanho de grão com o aumento da velocidade da segunda fase de injeção.

As microestruturas apresentadas na Figura 7 são características da liga A380 com velocidade de 0,6 m/s na segunda fase de injeção, velocidade de 0,25 m/s na primeira fase de injeção e pressão de 132 bar de multiplicador na terceira fase de injeção.

Notam-se nessas micrografias a presença de uma microestrutura heterogênea, com partes refinadas e outras mais grosseiras, com variação de tamanho das dendritas.

Além disto, observou-se vários graus de refino da fase α (região mais clara) e níveis de dispersão do eutético (região mais escura). Observa-se também na Figura 7(a), indicado pela seta, a formação de uma película de alumina

separando o metal solidificado na câmara de injeção em relação com o que solidificou na cavidade. Na Figura 7(b) é indicado pela seta uma junta fria causada por esse encontro de fluxos de metal líquido que não se fundem completamente. Provavelmente, a película formada foi responsável pelo menor valor de limite de escoamento em comparação com as três velocidades da 2ª fase de injeção. Essas lâminas de óxidos atuam como um lugar preferencial para início de trincas. Nesse caso, devido à velocidade da segunda fase de injeção, por ser mais baixa (0,6 m/s, acabou agravando esse problema.

Na Figura 8, são apresentadas micrografias da liga A380 com velocidade de injeção de 1,5 m/s na 2ª fase de injeção, mantidas a velocidade de 0,25 m/s na primeira fase de injeção e a pressão de 132 bar de multiplicador na terceira fase de injeção. Como observado nestas micrografias, as amostras também exibem indício de material pré-solidificado na câmara de injeção, mas sem a evidência da película de óxido, possivelmente removida por atrito durante o preenchimento mais rápido da cavidade. A Figura 9 apresenta as micrografias com velocidade de injeção de 3,0 m/s na 2ª fase de injeção, mantidas a velocidade de 0,25 m/s na primeira fase de injeção e a pressão de 132 bar de multiplicador na terceira fase de injeção. O preenchimento da cavidade foi mais rápido com os parâmetros de regulação de injeção com velocidades de 3,0 m/s na segunda fase de injeção. Nota-se na Figura 9(a) uma grande presença de microrechupes.

O preenchimento da cavidade nesta velocidade de injeção da 2ª fase, provocou uma maior turbulência do metal na cavidade e, conseqüentemente, maior aprisionamento de ar, contribuindo para obtenção de maior nível de microporosidades.

Tabela 4. Valores do limite de escoamento (LE), do limite de resistência à tração (LRT), do alongamento (A) e da dureza Brinell (HB) em função das velocidades da segunda fase de injeção

Velocidade da 2ª Fase de Injeção	LE [MPa]	LRT [MPa]	A [%]	HB
0,6 m/s	120,1±1,7	277,6±3,2	1,4±0,2	81,9±0,6
1,5 m/s	125,0±2,2	297,5±0,3	2,4±0,1	82,5±0,8
3 m/s	135,0±2,0	288,1±0,3	2,5±0,1	80,3±0,9

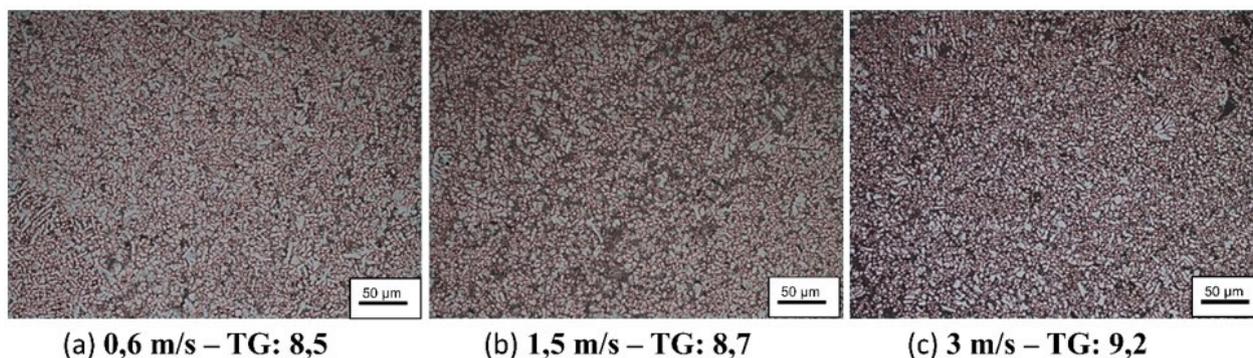


Figura 6. Micrografia geral e classificação do tamanho de grão de amostras da liga de alumínio A380 em função das velocidades da segunda fase de injeção. (a) 0,6 m/s - TG: 8,5, (b) 1,5 m/s - TG: 8,7 e (c) 3 m/s - TG: 9,2.

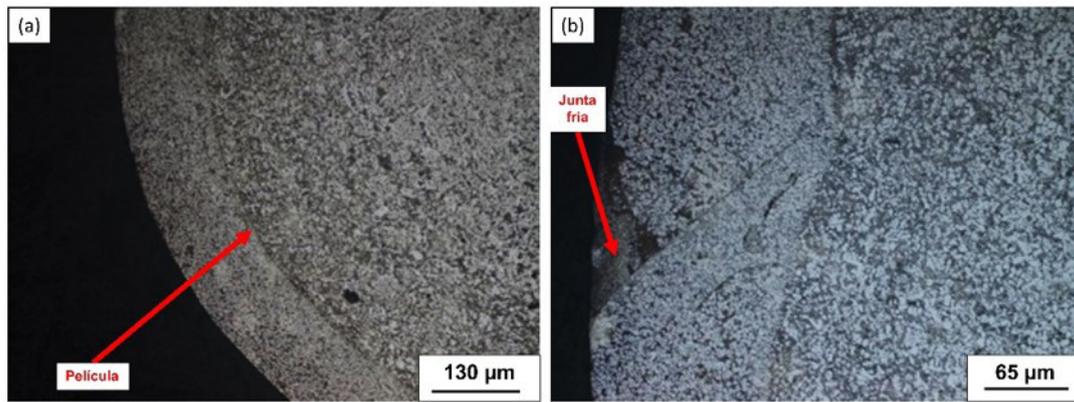


Figura 7. Micrografias óticas da microestrutura da liga A380 injetadas com velocidade de 0,6 m/s na segunda fase e de 0,25 m/s na primeira. A seta indica (a) uma película de alumina e (b) a região de junta fria.

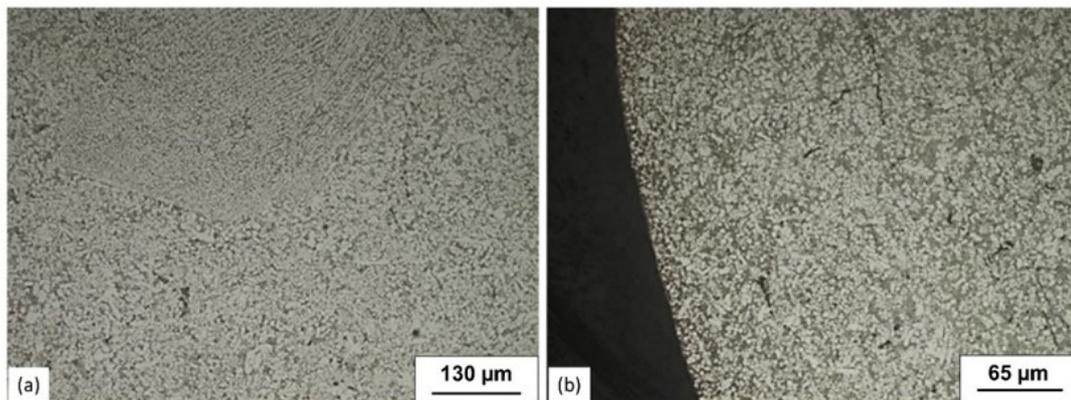


Figura 8. Micrografias óticas da da microestrutura da liga A380 injetadas com velocidade de 1,5 m/s na segunda fase e de 0,25 m/s na primeira, mostrando a (a) região central e (b) da borda do corpo de prova

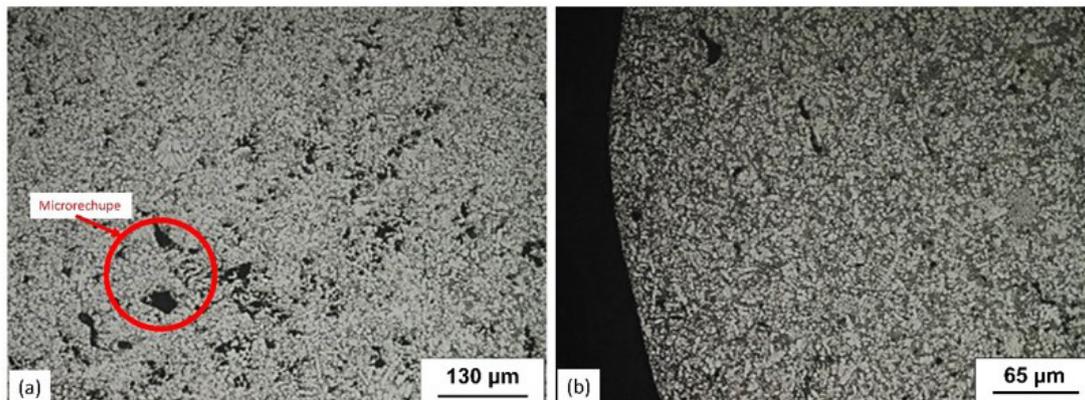


Figura 9. Micrografias óticas da microestrutura da liga A380 injetadas com velocidade de 3,0 m/s na segunda fase e de 0,25 m/s na primeira fase. Mostrando em (a) microrechupes e (b) a região da borda do corpo de prova.

Nas variações das velocidades da 2ª fase de injeção, verificou-se que as amostras com velocidade de 0,6 m/s tiveram os piores valores de limite de resistência à tração (277,6 MPa) em relação às outras velocidades. Nesta condição, o limite de escoamento (120,1 MPa) e o alongamento (1,4%) também apresentaram valores mais baixos em consequência da baixa velocidade de injeção. Pontos com juntas frias foram formados, fragilizando as

amostras nesta velocidade de injeção. As amostras com a velocidade de injeção de 1,5 m/s, mostraram resultados melhores nas propriedades mecânicas. Observou-se nesta condição os maiores valores de limite de resistência à tração (297,5 MPa) e de dureza (82,5 HB). O valor do limite de escoamento de 125 MPa com a velocidade de injeção de 1,5 m/s foi diminuído, muito provavelmente pela presença de discontinuidades presentes. O tamanho médio dos grãos

do material nesta condição foi ligeiramente menor do que a amostra obtida com velocidade de injeção da segunda fase de 0,6 m/s. Estes valores se explicam pela menor quantidade de defeitos em relação às amostras com velocidades de injeção de 0,6 m/s e 3,0 m/s. A liga A380 com velocidade de injeção de 3,0 m/s na 2ª fase de injeção apresentou valores superiores de propriedades mecânicas em tração entre as três velocidades de segunda fase empregadas, com LE de 135 MPa e alongamento de 2,5%. Isto ocorreu, provavelmente, devido ao menor tamanho de grão nessa condição, apesar da grande quantidade de vazios que pareceram dispersos. Pelo fato da alta velocidade utilizada nesta condição, o nível de porosidades foi maior em relação às outras duas velocidades. Com relação às descontinuidades, a velocidade de 0,6 m/s mostrou descontinuidades por junta fria, porém, com a velocidade de 3,0 m/s houve a geração de turbulência do metal na cavidade do molde, aumentando o nível de porosidade nos corpos de prova.

Segundo Fuoco [20], o processo de fundição sob pressão tem como característica a alta velocidade de injeção, ocasionando ar preso nas peças.

Outra característica apontada é a alta reatividade da liga de alumínio com o oxigênio, gerando muita inclusão de óxidos nas peças injetadas. Além disso, Fuoco menciona também que a liga A380, mais comum utilizada no processo de fundição sob pressão, tem a sua solidificação de forma pastosa, permitindo a alimentação e solidificação direcional por meio do projeto de canais e do sistema de compactação na terceira fase de injeção. Portanto, o processo de fundição sob pressão tem como característica produtos com baixa sanidade interna. Em um aspecto geral, observando os resultados dos limites de resistência à tração, estão de acordo com os trabalhos de Fuoco [15,20], que obteve valores de limite de resistência à tração entre 200 e 300 MPa para a liga A380 fabricada pelo processo de fundição sob pressão. Com relação ao alongamento, a velocidade de 0,6 m/s da segunda fase de injeção mostrou o pior resultado (1,5%). Nas outras velocidades utilizadas de segunda fase de injeção apresentaram valores acima de 2%, considerado bom para o processo de fundição sob pressão.

Segundo Bonollo et al. [21], os defeitos de fundição podem tornar as propriedades mecânicas em tração das ligas de alumínio imprevisíveis, principalmente relacionadas à presença de poros. De acordo com Ammar et al. [19], o defeito de porosidade é o principal responsável pela diminuição da vida das peças nos testes de fadiga. Vale salientar que, não somente as velocidades de injeção são importantes de

se parametrizar e controlar, mas também a temperatura do metal fundido e do molde de injeção. Além disso, o grau de enchimento da bucha de injeção, um bom projeto do molde e de canais de alimentação, a diluição do desmoldante, entre outras variáveis também são importantes no processo de fundição sob pressão. Esses fatores impactam diretamente na sanidade do produto fundido sob pressão, afetando as suas propriedades mecânicas.

4 Conclusões

Neste trabalho estudou-se a influência da velocidade de injeção nas propriedades mecânicas em tração e dureza da liga A380, em duas etapas de processamento de fundição sob pressão em câmara fria. Para verificar esta influência, foram aplicadas 3 variações de velocidades na 1ª fase de injeção (0,10 m/s, 0,25 m/s e 0,50 m/s) e 3 variações na 2ª fase de injeção (0,6 m/s, 1,5 m/s e 3,0 m/s). As variações nas velocidades da 1ª e da 2ª fase de injeção permitiram concluir que os maiores valores de limite de escoamento foram obtidos com menor velocidade de injeção da 1ª fase (0,1 m/s) e com maior velocidade de injeção da 2ª fase (3 m/s), quando os problemas de fundição são menores. De uma maneira geral, a diminuição do tamanho de grão ocasionado por velocidades de injeção e de resfriamento maiores do metal líquido no molde tem a tendência de melhoria das propriedades mecânicas dos produtos fundidos sob pressão. Contudo, este não é o único fator relacionado com as propriedades mecânicas. A quantidade de microporosidades e microrechupes afetam as propriedades mecânicas em decorrência da presença de gases e turbulência no processo de injeção. Diante disso, uma menor velocidade da 1ª fase de injeção implica em uma maior sanidade da peça devido à menor presença de microporosidades e microrechupes, acarretando melhores propriedades mecânicas mesmo com tamanho de grão superior. A velocidade de 2ª fase de injeção muito baixa provoca defeitos de junta fria no produto fundido ou falha de enchimento.

Agradecimentos

Os autores agradecem o apoio à pesquisa da CNEN (Comissão Nacional de Energia Nuclear) e a bolsa concedida ao G.F.C. Almeida [número da outorga 01342.003512/2019]. Agradecem também o apoio financeiro da CAPES e MackPesquisa [processo número 1598 AJURP-FMP-147/2014].

Referências

- 1 Apelian D, Makhouf MM. Casting Characteristics of Aluminum Die Casting Alloys. United States, 2002. <https://doi.org/10.2172/792701>.
- 2 Karamouz M, Azarbarmas M, Emamy M, Alipour M. Microstructure, hardness and tensile properties of A380 aluminum alloy with and without Li additions. *Materials Science and Engineering A*. 2013;582:409-414.

- 3 Javidani M, Larouche D. Application of cast Al-Si alloys in internal combustion engine components. *International Materials Reviews*. 2014;59(3):132-158.
- 4 Lin C, Chen H, Zeng L, Wu S, Fang X. Microstructures and properties of v-modified a380 aluminum alloy produced by high pressure rheo-squeeze casting with compound field treatment. *Metals*. 2021;11(4):587.
- 5 Dou K, Lordan E, Zhang Y, Jacot A, Fan Z. A novel approach to optimize mechanical properties for aluminium alloy in High pressure die casting (HPDC) process combining experiment and modelling. *Journal of Materials Processing Technology*. 2021;296:117193.
- 6 Erzi E, Gürsoy Ö, Yüksel Ç, Colak, Dispinar. Determination of acceptable quality limit for casting of A356 aluminium alloy: supplier's quality index (SQI). *Metals*. 2019;9(9):957.
- 7 Brevick J. Die casting porosity guidebook. Wheeling: North American Die Casting Association; 2009.
- 8 Čížek L, Greger M, Pawlica L, Dobrzański LA, Tański T. Study of selected properties of magnesium alloy AZ91 after heat treatment and forming. *Journal of Materials Processing Technology*. 2004;157:466-471.
- 9 Hu BH, Tong KK, Niu XP, Pinwill I. Design and optimisation of runner and gating systems for the die casting of thin-walled magnesium telecommunication parts through numerical simulation. *Journal of Materials Processing Technology*. 2000;105(1-2):128-133.
- 10 El-Mahallawy NA, Taha MA, Pokora E, Klein F. On the influence of process variables on the thermal conditions and properties of high pressure die-cast magnesium alloys. *Journal of Materials Processing Technology*. 1998;73:125-138.
- 11 Park J, Kang C. Microstructure and mechanical properties of AM50 alloy according to thickness and forming condition of the products by a high pressure die-casting process. *Journal of Mechanical Science and Technology*. 2013;27(10):2955-2960.
- 12 Zhang Y, Patel JB, Lazaro-Nebreda J, Fan Z. Improved defect control and mechanical property variation in high-pressure die casting of A380 alloy by high shear melt conditioning. *JOM*. 2018;70(11):2726-2730..
- 13 Dargusch MS, Hamasaïid A, Dour G, Balasubramani N, StJohn DH. The influence of in-cavity pressure on heat transfer and porosity formation during high-pressure die casting of A380 Alloy. *JOM*. 2020;72(11):3798-3805.
- 14 Birch J. A porosidade em fundidos sob pressão. São Paulo: Fundação e Serviços; 2000.
- 15 Fuoco R. Minicurso de Fundição de ligas de Al - Parte 3 - Fundição sob pressão de Alumínio. In: III Encontro Gaúcho de Fundidores. Caxias do Sul: Zenah Soluções em Fundição; 2020.
- 16 Dargusch MS, Dour G, Schauer N, Dinnis CM, Savage G. The influence of pressure during solidification of high pressure die cast aluminium telecommunications components. *Journal of Materials Processing Technology*. 2006;180(1-3):37-43.
- 17 Wang L, Turnley P, Savage G. Gas content in high pressure die castings. *Journal of Materials Processing Technology*. 2011;211(9):1510-1515.
- 18 Faura F, López J, Hernández J. On the optimum plunger acceleration law in the slow shot phase of pressure die casting machines. *International Journal of Machine Tools & Manufacture*. 2001;41(2):173-191.
- 19 Ammar H, Samuel A, Samuel F. Porosity and the fatigue behavior of hypoeutectic and hypereutectic aluminum-silicon casting alloys. *International Journal of Fatigue*. 2008;30(6):1024-1035.
- 20 Fuoco R. Caracterização de defeitos em peças fundida. In: 8o Congresso Internacional do Alumínio – EXPOALUMINIO. São Paulo: ABAL, 2018.
- 21 Bonollo F, Gramegna N, Timelli G. High-pressure die-casting: contradictions and challenges. *JOM*. 2015;67(5):901-908.

Recebido em: 1 Out. 2022

Aceito em: 5 Dez. 2022