

Gabriela Sikora

Optymalizacja zabiegu modyfikowania stopów typu Al-Cu

STRESZCZENIE

Praca dotyczy optymalizacji zabiegu modyfikowania stopów typu Al-Cu z użyciem wybranych zapraw dostępnych komercyjnie. Optymalizację stanu fizykochemicznego ciekłego stopu wykonano z użyciem krzywych krystalizacji i stygnięcia poprzez dobór czasu przetrzymania od momentu wprowadzenia modyfikatora, a także składu chemicznego kąpieli metalowej poprzez ustalenie początkowej zawartości tytanu oraz głównego składnika stopowego – miedzi w stopie przeznaczonym do modyfikacji zwanym inaczej wyjściowym. Optymalizacja polegała na otrzymaniu ziarna pierwotnego $\alpha(\text{Al})$ o wielkości mniejszej niż 220 μm . Uzyskanie znacznej liczby ziaren pierwotnych fazy $\alpha(\text{Al})$ zapewnia minimalizację porowatości skurczowych oraz minimalizuje wielkość faz międzycendrycznych, a także zapewnia ujednorodnienie mikrostruktury, co prowadzi do uzyskania poprawy właściwości mechanicznych w stanie lanym. W pracy założono stały dodatek zaprawy modyfikującej wynoszący 0,2 % w stosunku do masy materiałów wsadowych.

W badaniach posługiwano się metodami mikroskopii optycznej (LM) i skaningowej (SEM), mikroanalizy rentgenowskiej (EDS), dyfraktometrii rentgenowskiej (XRD), analizy termicznej (AT), a także ilościową analizą obrazów (ROI).

Badania obejmowały charakterystykę zapraw modyfikujących AlTi5, AlB3 i AlTi5B1. Wyboru optymalnej zaprawy AlTi5B1 do dalszych dokonano badając zanik efektów modyfikacji dla stopów niezawierających początkowego tytanu w namiarze wsadu. Po zastosowaniu zaprawy AlTi5B1 otrzymano najbardziej rozdrobnione ziarno pierwotne $\alpha(\text{Al})$, którego wielkość osiągnęła zakładaną wartość optymalną wynoszącą 220 μm . W tym przypadku za pomocą zaprawy wprowadzono odpowiednio 100 ppm tytanu oraz 20 ppm boru do stopu wyjściowego. W tej samej grupie stopów aluminium po zastosowaniu zaprawy AlB3, gdzie wprowadzono trzykrotnie więcej boru niż w przypadku zaprawy AlTi5B1, uzyskano najgorsze efekty modyfikacji ziarna pierwotnego $\alpha(\text{Al})$. Wynik ten może być związany z tym, że mikrostruktura tej zaprawy zawiera borki, ale głównie w postaci fazy $\alpha(\text{AlB}_{12})$. Optymalny modyfikator typu Al-B powinien zawierać borki w postaci fazy AlB₂.

Opisana powyżej tendencja utrzymała się również dla stopów, które początkowo zawierały 0,16 % masowych tytanu. Na podstawie tych badań wyciągnięto wniosek, że bor nie jest dobrym modyfikatorem dla stopów Al-5Cu niezawierających tytanu w przypadku, gdy w zaprawie modyfikującej występuje w postaci fazy $\alpha(\text{AlB}_{12})$.

Podczas badań zaniku efektów modyfikacji głównie dla zaprawy AlTi5B1 i w mniejszym stopniu dla AlB3 zaobserwowano, że im większy początkowy dodatek tytanu zastosowano, tym obserwowano mniejszy zanik efektów modyfikacji oraz większe było przesunięcie w czasie otrzymanie stopu superzmodyfikowanego. Zmiany te świadczą o tym, że w przypadku stopów

o wyższej zawartości tytanu zaprawy modyfikujące wymagają więcej czasu na osiągnięcie swojego maksymalnego potencjału zarodkowania. W przypadku zaprawy AlTi5B1 i zwiększonej początkowej zawartości tytanu obserwowano wzrost kryształów fazy Al_3Ti w obrębie ziarna pierwotnego fazy $\alpha(Al)$ wraz ze zwiększeniem czasu przetrzymywania stopu.

Efekty modyfikacji można oceniać za pomocą krzywych krystalizacji i stygnięcia. W pracy przedstawiono charakterystykę krzywych krystalizacji i stygnięcia dla stopów wyjściowych i modyfikowanych różnymi zaprawami oraz o różnej początkowej zawartości tytanu oraz miedzi. Wykazano, że równowagową temperaturę krystalizacji należy odnieść do zawartości głównego składnika stopowego – miedzi, która w aluminium działa w dwojaki sposób. Hamuje wzrost ziarna pierwotnego $\alpha(Al)$ poprzez segregację (pomimo modyfikacji zaprawą AlTi5B1) oraz zmienia napięcie powierzchniowe (zmniejsza napięcie powierzchniowe na granicy ciec-zarodek, a także zwiększa je na granicy ciec-wnęka formy).

Wielkość ziarna pierwotnego $\alpha(Al)$ nie pozostaje bez znaczenia, ponieważ determinuje ona końcowe właściwości mechaniczne gotowego odlewu. W pracy obserwowano ziarna o różnym kształcie od kolumnowych poprzez równoosiowe o różnie rozwiniętych gałęziach drugiego rzędu, aż po globularne. Zmiana kształtu ziaren pierwotnych $\alpha(Al)$ może być, zatem jednym z efektów modyfikacji struktury pierwotnej. Wraz z rozdrobieniem struktury pierwotnej obserwowano rozdrobienie i ujednorodnienie rozmieszczenia faz pochodzenia eutektycznego poprzez zwiększenie ich udziału powierzchniowego. Jak wykazały przeprowadzone badania korzystniejsze właściwości mechaniczne otrzymuje się, gdy średnia średnica ziarna pierwotnego jest mniejsza, co w rozważanych przypadkach odpowiada rekalescencji zbliżonej do $0^\circ C$ oraz maksymalnemu stopniu przechłodzenia, który wynosi mniej niż $5-7^\circ C$.

Wykazano, że proces modyfikacji struktury pierwotnej jest niestabilny i wymaga ścisłej kontroli metalurgicznej, ze względu na czas przetrzymywania. Dla ustabilizowanego procesu wytopu jest możliwe otrzymanie optymalnej wielkości ziarna pierwotnego $\alpha(Al)$ dla stopu nie zawierającego początkowej zawartości tytanu we wsadzie.

Optymalizacja stanu fizykochemicznego ciekłego metalu w połączeniu ze wzrostem szybkości stygnięcia spowodowała wzrost wytrzymałości na rozciąganie oraz wydłużenia. Szybkość stygnięcia zwiększa się eksponencjalnie w miarę zmniejszania grubości ścianki odlewu. Z przeprowadzonych badań wynika, że szybkość stygnięcia odlewów zmienia się w szerokim zakresie ($23,7 - 1,2^\circ C/s$) przy zmianie grubości ścianki w zakresie od 3 do 25 mm nie zależnie od otrzymanego stanu fizykochemicznego ciekłego metalu. Szybkość stygnięcia reprezentuje warunki wymiany ciepła na początku procesu krystalizacji fazy $\alpha(Al)$, co determinuje końcową liczbę ziaren fazy pierwotnej $\alpha(Al)$ dla danego potencjału zarodkowania. Zabieg modyfikacji powiększa gęstość zarodków fazy $\alpha(Al)$ oraz ilość ciepła generowanego podczas krystalizacji i w konsekwencji zmniejsza maksymalny stopień przechłodzenia.

Badania eksperymentalne wskazują ponadto, że związek między gęstością ziaren pierwotnych, a maksymalnym stopniem przechłodzenia (przy zmiennej szybkości stygnięcia) dla stopów Al-Cu można opisać za pomocą modelu Frasia lub modelu Oldfielda z wysokimi współczynnikami determinacji. Oszacowano dla modelu Frasia i Logarytmiczno-normalnego jaki procent podkładek do zarodkowania staje się aktywne w zależności od maksymalnego stopnia przechłodzenia. Otrzymane wyniki osiągają wartości maksymalne na poziomie od kilku procent (2-5 %) dla stopu niemodyfikowanego do kilkunastu (13-23 %) dla stopów modyfikowanych.

Rozkład wielkości podkładek do zarodkowania można przybliżyć używając modelu Frasia oparty o rozkład Weibulla z dobrą zgodnością wyznaczonych teoretycznie objętościowych gęstości

ziaren z tymi otrzymanymi doświadczalnie za pomocą metalografii ilościowej. Na podstawie, czego, można oszacować niepewność temperatur wyznaczanych na podstawie krzywych krystalizacji i stygnięcia, która nie przekracza 1°C.

Zaproponowano schemat mechanizmu modyfikacji ziarna pierwotnego $\alpha(\text{Al})$ w stopach Al-5Cu z użyciem zaprawy AlTi5B1, który wyjaśnia przesunięcie stanu superzmodyfikowanego w czasie wraz ze wzrostem początkowej zawartości tytanu we wsadzie.