

STOP NA BAZIE Fe-Al – ASPEKT TECHNOLOGICZNY

Krzysztof Jaśkowiec, Waldemar Uhl

Instytut Odlewnictwa, Zakład Stopów Żelaza, ul. Zakopiańska 73, 30-418 Kraków

Streszczenie

W artykule opisano wytop staliwa na bazie Fe-Al. Poruszono zagadnienia technologiczne realizacji wytopu, zaczynając od symulacji komputerowej, kończąc na obróbce odlewu. Efektem pracy było uzyskanie odlewów pracujących w wysokiej temperaturze. Oprócz praktycznych uwag skupiono się na opisie sposobów minimalizacji strat Al oraz na metodach uzyskania odlewów pozbawionych wad typowych dla tego typu staliwa lub żeliwa. Zwrócono szczególną uwagę na twardość i udarność stopów na bazie Fe-Al.

Słowa kluczowe: FAP, staliwo wysokoaluminiowe, Fe-Al, straty aluminium, twardość, udarność

Wprowadzenie

Stopy Fe-Al posiadają bardzo dobrą odporność na utlenianie, siarkowanie, nawęglanie czy działanie soli w wysokich temperaturach, a ponadto dodatek od kilku do kilkunastu procent Al obniża gęstość stopu. Kolejną zaletą tego materiału jest stosunkowo niska cena, jednak pomimo tych zalet nie można pominąć kilku istotnych wad, między innymi niskiej plastyczności. W wysokiej temperaturze obniża się znacząco wytrzymałość na rozciąganie oraz odporność na pełzanie [1, 2, 3]. Dodanie Cr, Zr, Mo, B, C, Mo powoduje podniesienie wytrzymałości i odporności na pełzanie [3]. Analizowany rodzaj stopu charakteryzuje się słabą lejniością [3, 4], co może przyczynić się do powstania różnego rodzaju wad. Skurcz liniowy stopu zawierającego Al na poziomie 22,82% wag. (Mo – 0,43%, Zr – 0,1%, C – 0,03%, B – 0,002%) wynosi średnio 3,93% (w zależności od temperatury zalewania) [4].

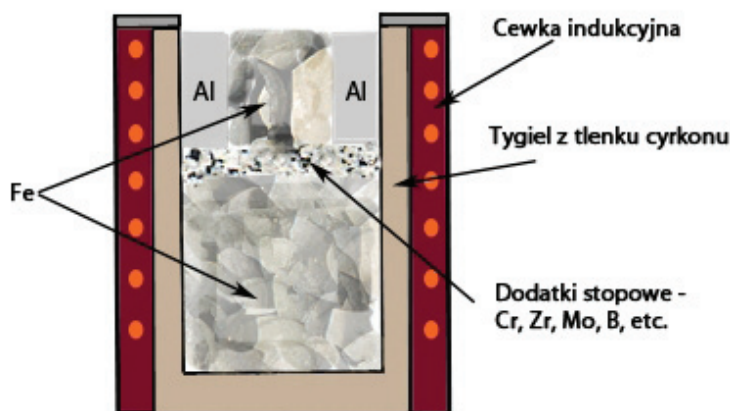
W przypadku topienia staliwa wysokoaluminiowego lub stopów NiAl należy pamiętać, że podgrzanie aluminium do temperatury 800°C lub wyższej wiąże się z ryzykiem uszkodzenia wykładziny pieca oraz zagrożeniem dla obsługi. W przypadku stopienia żelaza i późniejszego dodania aluminium łatwo może dojść do przegrzania kąpieli. Zachodzą przy tym bardzo niekorzystne zjawiska związane z utlenianiem się aluminium oraz innych pierwiastków składowych [3].

W literaturze można odnaleźć rozwiązania pozwalające na bezpieczne topienie i uzyskanie dobrej efektywności procesu. Jednym z tych rozwiązań jest ułożenie materiału wsadowego w odpowiedni sposób, wykorzystując właściwości pola magnetycznego

tworzonego przez cewkę pieca indukcyjnego. W przypadku produkcji przemysłowej [1] istnieją dwa podstawowe problemy dotyczące topienia stopów Fe-Al:

1. Złe rozmieszczenie wsadu powoduje, że uzyskanie odpowiedniej ilości ciekłego metalu może być utrudnione.
2. W warunkach przemysłowych dodawanie dużej ilości aluminium do stopionego metalu może być niemożliwe. Nie można także dopuścić do przegrzania kąpieli ze względu na powstanie negatywnych efektów, takich jak:
 - nadmierne utlenianie,
 - powstanie żużla,
 - straty energii.

Problem nr 1 można rozwiązać poprzez szkolenie personelu. W przypadku zagadnienia nr 2 można zastosować metodę Exo-Melt™. Zagadnienie sprowadza się do odpowiedniego rozmieszczenia materiału wsadowego (rys. 1).



Rys. 1. Korzystne rozmieszczenie materiałów wsadowych w metodzie Exo-Melt™ [1]

Topienie opisywanego stopu w próżni sprawia, że większość właściwości, takich jak: porowatość, wydłużenie, niska wytrzymałość mechaniczna w wysokiej temperaturze, ulega poprawie. Literatura sugeruje [2, 3], zwłaszcza przy dużej zawartości aluminium, stosowanie atmosfery argonu lub próżni. Jednak użycie pieca próżniowego lub atmosfery ochronnej powoduje podniesienie kosztów [2]. W przypadku stopu o zawartości Al w przedziale 9–16% wag. naniesienie warstwy ochronnej – osłaniającej lustro metalu – daje dobre rezultaty [2]. Następuje znaczne zmniejszenie porowatości oraz mikropeknięć. Warstwa ochronna to zazwyczaj mieszanina chlorków i fluorków. Przykładem związku możliwego do zastosowania jest kriolit. Należy jednak zwrócić szczególną uwagę na możliwość reagowania warstwy ochronnej z materiałem tygla, niebezpieczeństwo wynikające ze stosowania związków niebezpiecznych dla zdrowia ludzkiego oraz pogorszenia warunków ekologicznych.

Jak w przypadku większości stopów, należy dążyć do jak najmniejszego przegrzania stopu, co obniża możliwość powstania wielu niekorzystnych zjawisk. Określenie temperatury spustu musi nastąpić doświadczalnie. Wiąże się to ze specyfiką danej odlewni, stopniem skomplikowania odlewu oraz jego wielkością. Prostą metodą ograniczenia porowatości oraz innych wad jest stosowanie:

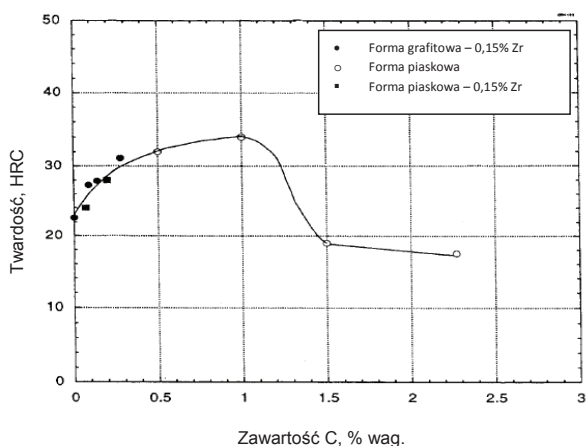
1. suchego wsadu,
2. dużych kawałków aluminium w celu ograniczenia powierzchni kontaktu [1].

W przedstawionym przykładzie otrzymywania odlewów wykonanych ze stopu z wysoką zawartością aluminium, prowadzonym w Zakładzie Stopów Żelaza Instytutu Odlewnictwa w Krakowie, zastosowano żużel ochronny oraz zminimalizowano czas od stopienia do zalania formy poprzez bezpośrednie zalanie formy zaraz po stopieniu się wsadu i jego przegrzaniu.

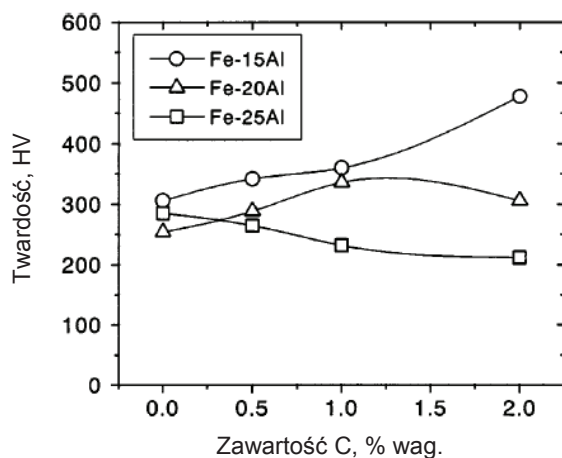
Charakterystyka wybranych właściwości stopów na bazie Fe-Al

Twardość

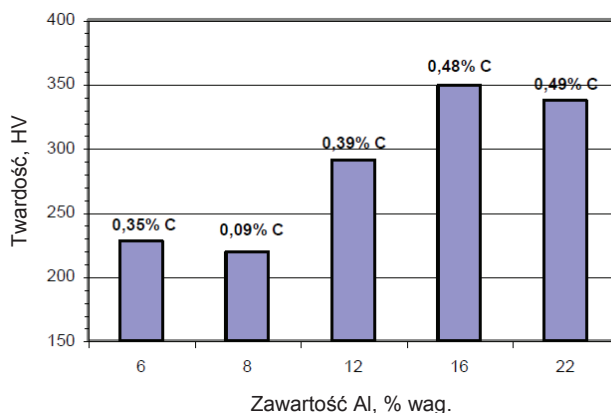
W literaturze można odnaleźć zależność twardości badanych stopów w funkcji udziału procentowego węgla. Rysunek 2 przedstawia taką zależność dla zawartości (% wag.): aluminium na poziomie około 22%, B – 0,005%, Mo – 0,32%. Można zauważyć wzrost twardości wynikający z powstania węglików, np. $Fe_3AlC_{0,5}$ w przedziale od 0% do 1% C. Zwiększenie zawartości węgla powyżej 1% wag. powoduje wydzielenie się węgla w postaci grafitu, co obniża twardość. Podobne tendencje można zaobserwować, badając przebieg krzywej oznaczonej jako Fe-20Al na rysunku 3, natomiast pozostałe dwie krzywe wykazują zgoła odmienne skłonności. Świadczy to o bardzo istotnym wpływie zawartości Al na twardość. Potwierdzenie tej zależności można odnaleźć na rysunkach 4 i 5.



Rys. 2. Wpływ zawartości węgla na twardość w temperaturze otoczenia stopu na bazie Fe-Al w stanie lanym [1]



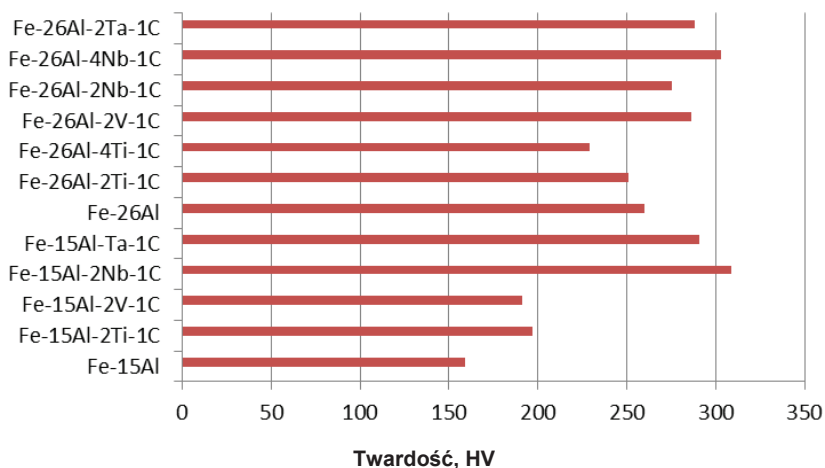
Rys. 3. Wpływ zawartości węgla na twardość w temperaturze otoczenia stopu na bazie Fe-Al po obróbce cieplnej w temperaturze 1000°C/24 h [5]



Rys. 4. Zależność twardości stopów na bazie Fe-Al od zawartości aluminium i węgla w stanie surowym [6]

Wzrost twardości wraz ze zwiększeniem udziału Al może być spowodowany działaniem wilgoci zawartej w powietrzu, a konkretnie wodoru. Oprócz wspomnianej, niskiej plastyczności, kruchości, wodór powoduje wzrost twardości ze względu na zwiększanie się jego koncentracji wraz ze wzrostem zawartości Al [7]. Innym czynnikiem, który powoduje wzrost twardości jest koncentracja wakansów w sieci B2. Przyrost liczby wakansów można uzyskać poprzez hartowanie, szczególnie łatwo proces ten zachodzi w materiałach zawierających >24% Al. Natomiast proces wyżarzania w niskiej temperaturze (ok. 400°C) pozwala na redukcję tych defektów dla zawartości Al poniżej 28%. Zwiększenie zawartości aluminium powyżej tej granicy powoduje znaczne zmniejszenie efektywności tego procesu [8].

Na rysunku 5, dla stopu o zawartości aluminium na poziomie 15% wag., widoczny jest jednoznaczny wpływ dodatków węglotwórczych na twardość. Przy wyższej zawartości Al dodatek tytanu powoduje obniżenie twardości. Można także zauważyć, że na twardość najmocniej wpływa Ta i Nb. Podobnie do tytanu zachowuje się chrom, obniżając twardość.



Rys. 5. Zestawienie twardości dla stopów na bazie Fe-Al [9]

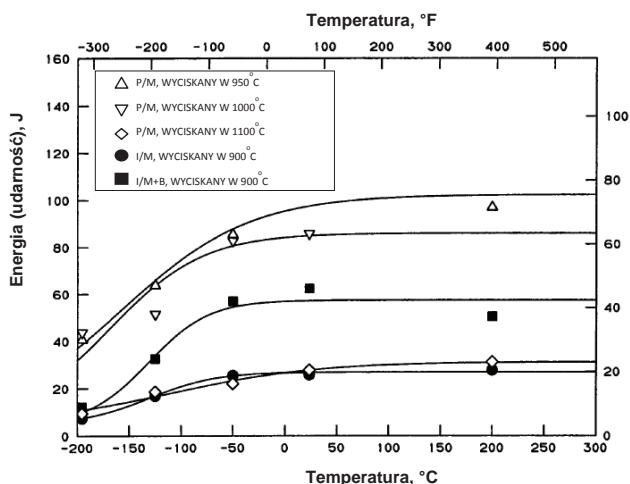
Udarność

Wyniki udarności uzyskane po przetopie stopu na bazie Fe-Al w piecu elektrożuźlowym, dla składu Fe-23Al-0,27C i Fe-23Al-1,3C (% wag.) wahają się na poziomie 2 J. Stop o podobnym składzie (Fe-22Al), ale modyfikowany borem, wykazał lepszą udarność (3–5 J) [10].

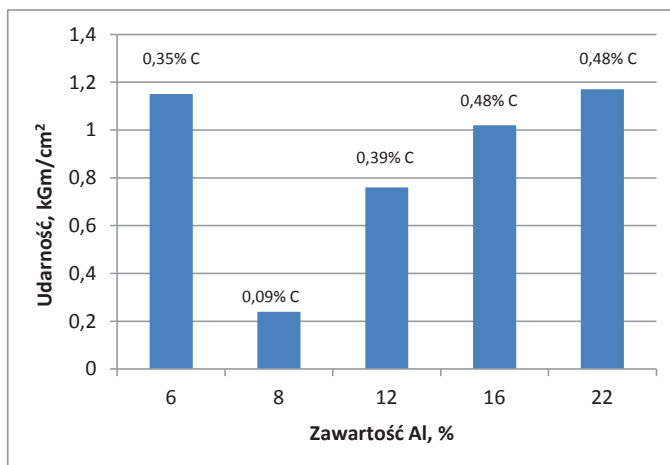
Badania realizowane przez D.J. Alexander wskazują, że dodatek boru wpływa bardzo korzystnie na udarność badanego materiału [11]. Rysunek 6 przedstawia wyniki badań udarności prowadzonych dla materiałów z fazą międzymetaliczną poddanych obróbce cieplno-mechanicznej.

Materiał oznaczony przez P/M został wykonany w technologii metalurgii proszków. I/M to odlew wyżarzany w temperaturze 1200°C przez 1 h, przerobiony plastycznie w temperaturze 900°C. Skład chemiczny wszystkich stopów był bardzo podobny (% at.) 38% Al; 0,22% Mo; Zr 0,13% (poza próbką wykonaną w technologii metalurgii proszków Zr 0,075% – P/M); C 0,13% (poza próbką wykonaną w technologii metalurgii proszków C 0,03% – P/M). Próbki oznaczone symbolem P/M nie zawierały boru. Należy także zauważyć, że wytopy były realizowane w piecu próżniowym. Wyniki badań próbek topionych w piecu indukcyjnym pod osłoną argonu nie są przedstawione na rysunku 6, ale średnia wartość uzyskanych wyników wynosi 15 J [11].

Zależność między udarnością a zawartością węgla można zauważyć, analizując rysunek 7. Widzimy, że wraz z większą zawartością węgla rośnie udarność.



Rys. 6. Absorbowana energia w funkcji temperatury [11]



Rys. 7. Wykres zależności udarności od zawartości aluminium i węgla [6]

Podobne tendencje (w pewnym zakresie) można zauważyć w przypadku wytrzymałości na rozciąganie – tabela 1.

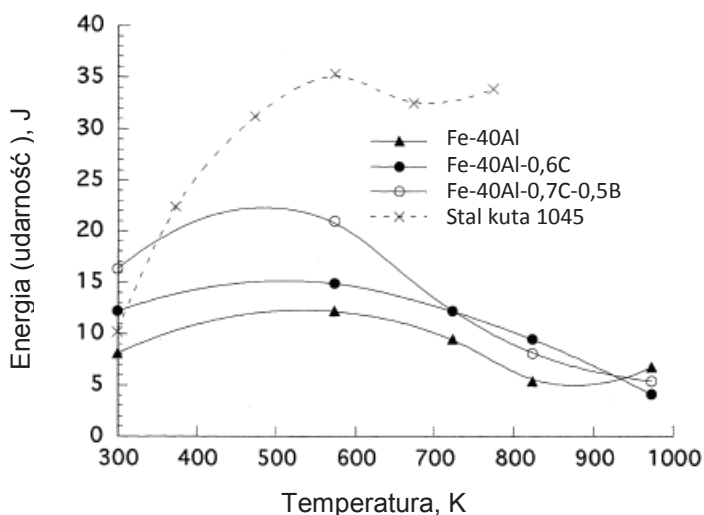
Potwierdzeniem wcześniejszych wniosków mogą być wyniki przedstawione na rysunku 8. Dodatek węgla zwiększa energię absorbowaną przez próbkę. Jeszcze lepszy rezultat otrzymujemy przy dodatku B [12]. Bor wpływa także na wydłużenie, mogąc zwiększyć ten parametr nawet kilkukrotnie [8].

E. Fraś oraz D. Kopyciński dowodzą, że dodatek B i Ti wpływa bardzo korzystnie na rozdrobnienie struktury. Stwierdzają, że działanie samego boru nie daje takiego efektu (>30% wag. Al). Chrom w fazie międzymetalicznej zwiększa plastyczność, jednak mechanizm wpływu Cr na ten parametr nie jest jednoznacznie wyjaśniony [14].

Tabela 1. Wybrane właściwości stopów żelaza z aluminium w zależności od stosowanej technologii otrzymywania

Lp.	Al	S	Mo	Zr	Ti	C	Mn	Si	Wytrzymałość na rozciąganie, R_m		Granica plastyczności, $R_{0,2}$	Wydłużenie, E
									MPa	%		
	% wag.											
1*	6,52	0,022				0,35	0,29	0,19	165	E		
2*	8,84	0,038				0,09	0,22	0,36	157			
3*	11,37	0,023				0,39	0,36	0,44	162			
4****	13,6	0,003			4,9	1,22	0,016	0,19	389			
5*	16,61	0,017				0,48	0,42	0,29	177			
6****	20,9	0,001			4,9	1,21	0,008	0,1	305			
7*	22,33	0,021				0,49	0,3	0,44	231			
8**	24		0,4	0,1	0,5	0,05			548	396		2,5
9**	24		0,4	0,1	0,5	0,12			662	532		2,8
10**	24		0,4	0,1	0,5	0,2			762	663		2,0
11****	26,7	0,001			4,9	1,17	0,006	0,1	215			
12****	28					1,0				575		23
13****	26					4,0				1050		19
14****	38					1,0				590		15
15****	37					5,0				536		19

*Stop w stanie surowym [6].
 **Stop topiony w piecu łukowym w osłonie argonu, odlewany do kokili miedzianej, próbki wytłaczane i poddawane obróbce cieplnej w temperaturze 1300°C przez 2 godziny [12].
 ***Stop topiony indukcyjnie pod osłoną mieszaniny fluorków i chlorków, przetapiany w piecu elektrodożuwowym [13].
 ****Stop w stanie surowym, każdy wytop zawierał 4% Cr [14].



Rys. 8. Udarność stopów Fe-Al w funkcji temperatury [15]

Wstępne próby topienia i odlewania stopu

W czasie prac realizowanych w Instytucie Odlewnictwa brano pod uwagę konieczność zastosowania metod pozwalających na uzyskanie końcowego efektu, jakim był zestaw w pełni funkcjonalnych łopatek pracujących w wysokich temperaturach.

Tabela 2. Skład chemiczny (% wag.) stopu na odlewy łopatek

C	Cr	Mo	Zr	Al	Fe
0,30	5,06	1,87	0,18	8,40	reszta

Wstępne wytopy zostały przeprowadzone dla określenia zgaru aluminium i cyrkonu w interesującym nas stopie oraz w celu pobrania próbek do badań właściwości fizykochemicznych stopu o założonym składzie chemicznym. Określenie parametrów fizykochemicznych było niezbędne do wykonania symulacji komputerowej procesów zalewania i krzepnięcia. W tym celu wykonano dwa wytopy oznaczone numerami 00 i 01, które zostały przeprowadzone w piecu indukcyjnym Radyne, średniej częstotliwości, o mocy 100 kW, w tyglu o pojemności 100 kg i wyłożeniu obojętnym na bazie Al_2O_3 . Wytopy prowadzono w atmosferze naturalnej (powietrze).

Tabela 3. Zakładany skład chemiczny (% wag.) wytopów próbnych

C	Cr	Mo	Zr	Al	Fe
0,30	5,10	1,90	0,20	X	reszta

Dodatek aluminium (X) do prób był zróżnicowany i wynosił odpowiednio: 8, 10, 12 i 33%. Wytopy rozpoczęto od stopnienia materiału będącego bazą stopu, zmianie ulegała zawartość aluminium, które było dodawane zgodnie z informacjami zawartymi powyżej.

Technologia formy

Określono rodzaj materiałów na formy, do których ma być odlewany przedmiotowy stop umożliwiającą otrzymanie odlewów możliwie najlepszej jakości.

Zastosowano cztery rodzaje mas formierskich:

- bentonitową,
- rdzeniową,
- na szkle wodnym,
- żywiczną.

Przeprowadzone próby topienia i zalewania do form wykonanych z powyżej wymienionych mas umożliwiły właściwy dobór technologii formy.

Zdecydowano, że formy podstawowe wykonane będą z masy z wykorzystaniem żywicy Eco 2000. Na wybór masy formierskiej duży wpływ miała przeprowadzona symulacja komputerowa, która wykazała konieczność zastosowania formy z tzw. fałszywką (rys. 9).



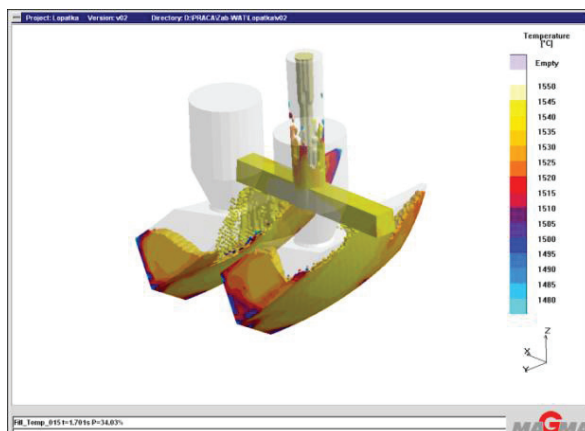
Rys. 9. Fałszywka odlewnicza wykonywanych łopatek

Symulacja komputerowa

Symulacja komputerowa procesu zalewania formy staje się bardzo pomocnym narzędziem w procesie projektowania oraz sprawdzania założeń technologicznych. Także w tym przypadku zastosowano symulację komputerową (rys. 10). Jednak ze względu na nietypowy materiał, jakim jest stop na bazie Fe-Al, konieczne stało się określenie parametrów fizykochemicznych niezbędnych do prawidłowej symulacji.

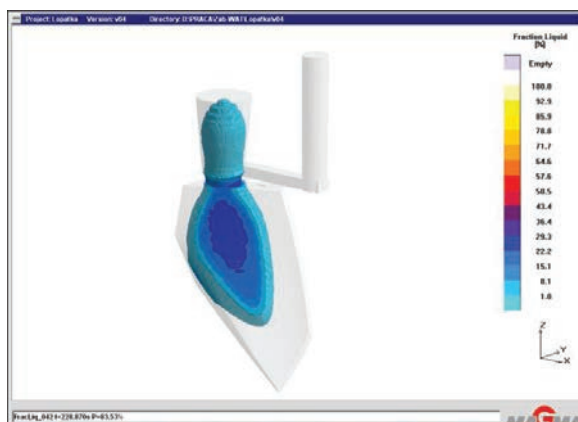
Przeprowadzono badania:

- kalorymetryczne,
- dylatacji i gęstości,
- przewodnictwa cieplnego.



Rys. 10. Symulacja komputerowa procesu zalewania łopatek

Wyniki badań oraz pozostałe dane uzyskane z literatury pozwoliły na przeprowadzenie poprawnej symulacji, a przez to wyeliminowanie rozwiązań, w których zachodziło niebezpieczeństwo pojawienia się rzadziny lub jam skurczowych. Na rysunku 11 pokazano fragment symulacji pokazującej możliwość zaistnienia wad odlewniczych.



Rys. 11. Układ z jednym odlewem (możliwość powstania jamy skurczowej)

Zastosowany układ wlewowy z wlewami w górnej części odlewu pozwolił na spokojne wypełnienie wnęki formy. Jednak zawsze zalewanie od góry stwarza niebezpieczeństwo mieszania się metalu i zamykania powietrza we wnęce formy. Duża zawartość aluminium w stopie może powodować jego utlenianie i przedostawanie się do odlewu zanieczyszczeń.

Wykonanie odlewu

Do zimnego pieca wprowadzono podstawowe materiały wsadowe, wstępnie wygrzane, izolujący żużel nanoszony na ciekły metal składał się z mieszaniny wyprażonych: piasku kwarcowego i wapna. Kąpiel podgrzano do temperatury 1620°C, ściągnięto żużel i dodano aluminium. Dodanie Al do kąpeli spowodowało obniżenie temperatury. Po ustabilizowaniu temperatury na poziomie 1580°C dodano Fe-Zr.

Metal spuszczano bezpośrednio do przygotowanych wcześniej form umieszczonych na wózku widłowym.

Przed spustem metalu do formy zalano kokilę celem otrzymania próbki do badania składu chemicznego oraz formę umożliwiającą określenie przebiegu krzywych stygnięcia.

Z jednego wytopu zalewano jedną formę, z której uzyskiwano dwa odlewy łopatek. Wykonano pięć wytopów przedmiotowego stopu, z których uzyskano sześć odlewów łopatek przeznaczonych do eksploatacji, dwa do badań laboratoryjnych oraz dwa odlewy uznane za wadliwe.

Zalana forma odlewnicza po wystygnięciu była wybijana, a następnie odcinane były układy wlewowe i nadlewy. Na rysunku 12 przedstawiono odlew.

Odlewy były poddawane badaniom jakościowym, tj. wizualnej ocenie zewnętrznej powierzchni oraz w przypadku pozytywnej oceny, badaniom rentgenowskim. Prawidłowo wykonane odlewy poddano badaniom rentgenowskim, po wcześniejszym ich szlifowaniu.



Rys. 12. Odlew po oczyszczeniu z masy

Analiza wyników

Wyniki pomiarów twardości przeprowadzone na odlewach wykonanych w Instytucie Odlewnictwa mieściły się w zakresie 280–310 HV, natomiast twardość odlewów wykonanych inną technologią mieściła się w zakresie 280–301 HV.

Materiał odlany w Instytucie Odlewnictwa został poddany obróbce cieplnej. Obróbka polegała na nagraniu próbek do temperatury 1150°C oraz wytrzymaniu w piecu przez 1 godzinę. Część próbek wyjęto z pieca i stygły one na powietrzu, pozostałe próbki stygły razem z piecem. Przeprowadzono pomiary twardości:

- próbka stygnąca na powietrzu – 294 HV
- próbka stygnąca z piecem – 249 HV.

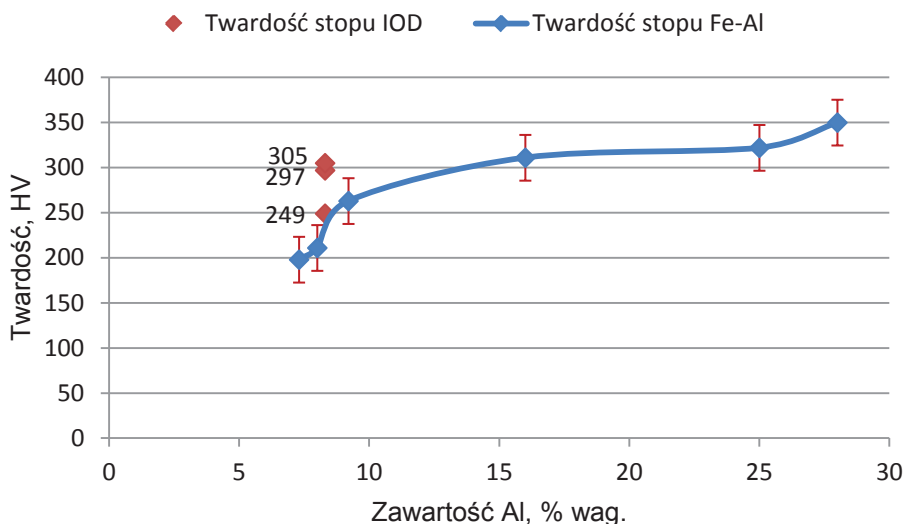
Dzięki analizie literatury powstała tabela 4, obrazująca wpływ aluminium na twardość stopów na bazie Fe-Al. Twardości elementu wykonanego w Instytucie Odlewnictwa w stanie surowym oraz po przeróbce cieplnej i studzeniu w piecu, jak i na powietrzu zestawiono z danymi z tabeli 4. Wyniki zostały przedstawione w postaci wykresu na rysunku 13.

Próbka w stanie lanym wykazuje podobną twardość, jak próbka obrabiana cieplna i studzona na powietrzu. Próbka studzona z piecem wykazała mniejszą twardość, co może być związane z mniejszą liczbą defektów punktowych oraz procesami dyfuzyjnymi zachodzącymi podczas wolnego chłodzenia.

Tabela 4. Twardości stopu Fe-Al topionego w atmosferze powietrza w piecu indukcyjnym

C	Mn	Si	Al	Twardość	Literatura
% wag.				HV	
0,019	0,045	0,140	7,300	198,0	[2]
0,090	0,220	0,360	8,000	211,0	[6]
0,170	0,046	0,160	9,200	263,0	[2]
0,018	0,048	0,140	16,000	311,0	[2]
-	-	-	25,000	322,0	[16]
-	-	-	28,000	350,0	[16]

Udarność w temperaturze pokojowej wynosiła 3–3,9 J dla odlewów wykonanych w Instytucie Odlewnictwa bez obróbki cieplnej. Taka wartość udarności jest charakterystyczna dla odlewanych stopów Fe-Al, ale może zostać poprawiona poprzez odpowiednie dodatki oraz obróbkę cieplną.



Rys. 13. Zależność twardości od zawartości Al dla stopów Fe-Al z uwzględnieniem twardości stopu wykonanego w Instytucie Odlewnictwa (IOd)

Wnioski

Intensywne badania prowadzone pod koniec XX wieku dostarczyły wiele informacji dotyczących właściwości stopów Fe-Al. Znaczna część realizowanych badań dotyczy zastosowania stopów Fe-Al w metalurgii proszków lub przeróbki plastycznej tego materiału. Jednak lekkie, żaroodporne, spawalne oraz odporne na agresywne środowiska stopy Fe-Al mogą być dobrą alternatywą dla wielu innych tworzyw. Niska granica plastyczności (zwłaszcza w stanie surowym), kruchość oraz słaba obrabialność to podstawowe problemy, które mogą zostać częściowo rozwiązane poprzez dodanie dodatków stopowych, takich jak: B, Ti, Cr, Zr, Nb, C, Mo. Stopy z omawianej grupy są materiałami trudnymi do odlewania ze względu na wysoką temperaturę zalewania, znaczny skurcz oraz słabą lejność. Badania prowadzone w Instytucie Odlewnictwa mają na celu wyeliminowanie podstawowych wad tego stopu.

Literatura

1. Sikka V.K., Wilkening D., Liebetrau J., Mackey B.: *Melting and casting of FeAl-based cast alloy*. Materials Science and Engineering: A, 1998, Vol. 258, Nos. 1–2, pp. 229–235.
2. Shivkumar Khaple, Baligidad R.G., Sankar M., Satya Prasad V.V.: *Effect of Melting Process and Aluminium Content on the Microstructure and Mechanical Properties of Fe-Al Alloys*. ISIJ International, 2010, Vol. 50, No. 10, pp. 1483–1487.
3. Deevi S.C., Sikka V.K.: *Nickel and iron aluminides: an overview on properties, processing, and applications*. Intermetallics, 1996, Vol. 4, No. 5, pp. 357–375.
4. Szkliniarz W., Hadasik E., Kościelna A., Schindler I.: *Metal, casting and rolling problems in FeAl based alloy*. Ostrava, 2004.

5. Zhu S.M., Shibata K., Guan X.S., Iwasaki K.: *Effect of Carbon Addition on Tribological Properties of Fe-Al Alloys*. Metallurgical and Materials Transactions A, 2002, Volume 33A, pp. 1292–1295.
6. Kilarski J., Bartocha D.: *Wpływ aluminium na niektóre właściwości i strukturę staliwa*. Archiwum Odlewnictwa, 2005, Vol. 5, nr 15, s. 196–203.
7. Stępień K., Kupka M.: *Effect of hydrogen on room-temperature hardness of B2 FeAl alloys*. Scripta Materialia, 2008, Vol. 59, No. 9, pp. 999–1001.
8. Liu C.T., George E.P., Maziasz P.J.: *Recent advances in B2 iron aluminide alloys: deformation, fracture and alloy design*. Materials Science and Engineering: A, 1998, Vol. 258, Nos. 1–2, pp. 84–98.
9. Falat L., Schneider A., Sauthoff G., Frommeyer G.: *Mechanical properties of Fe–Al–M–C (M = Ti, V, Nb, Ta) alloys with strengthening carbides and Laves phase*. Intermetallics, 2005, Vol. 13, No. 12, pp. 1256–1262.
10. Baligheid R.G., Radhakrishna A., Sarma D.S.: *Effect of carbon on mechanical properties of Fe-23 wt% Al alloy*. Journal of Material Science, 2005, Vol. 40, No. 20, pp. 5537–5539.
11. Alexandner D.J., Maziasz P.J., Wright J.L.: *Processing and alloying effects on tensile and impact properties of FeAl alloys*. Materials Science and Engineering: A, 1998, Vol. 258, Nos. 1–2, pp. 276–284.
12. Sundar R.S., Deevi S.C.: *Effect of Carbon Addition on the Strength and Creep Resistance of FeAl Alloys*. Metallurgical and Materials Transactions A, 2003, Vol. 34, No. 10, pp. 2233–2246.
13. Radhakrishna A., Baligheid R.G., Sarma D.S.: *Effect of carbon on structure and properties of FeAl based intermetallic alloy*. Scripta Materialia 2001, Vol. 45, No. 9, pp. 1077–1082.
14. Fraś W., Kopyciński D.: *Mikrostruktura i właściwości wysokoalumiowych stopów Fe-C-Al z dodatkiem tytanu, niobu, chromu i boru*. Inżynieria Materiałowa, 2007, Vol. 159, nr 5.
15. Lixin Pang, Kumar K.S.: *On the impact toughness of Fe-40Al-based B2 aluminides*. Intermetallics, 2000, Vol. 8, No. 2, pp. 157–163.
16. Risanti D. et al.: *Dependence of the brittle-to-ductile transition temperature (BDTT) on the Al content of Fe-Al alloys*. Intermetallics, 2005, Vol. 13, No. 12, pp. 1337–1342.

TECHNOLOGICAL ASPECTS OF ALLOYS BASED ON THE Fe-Al SYSTEM

Krzysztof Jaśkowiec, Waldemar Uhl

*Foundry Research Institute in Cracow, Department of Ferrous Alloys, ul. Zakopiańska 73,
30-418 Kraków*

Abstract

Melting of cast steel based on Fe-Al system was described. Problems of technological nature related with the melting process performance, starting with computer simulation and in the casting treatment ending, were discussed. The outcome of the study was designing and making of castings for high temperature operation. In addition to practical observations, attention was focussed on the development of methods to reduce to minimum the loss of Al and on the methods to make castings without the defects typical for this type of cast iron or cast steel. Another object of discussion was hardness and impact resistance of alloys based on Fe-Al.

Keywords: FAP, high-aluminium cast steel, Fe-Al, aluminium loss, hardness, impact resistance

Introduction

Fe-Al alloys have very good resistance to oxidation, sulphurising, carburising, or salt effect at high temperatures. Moreover, the addition of several percent of aluminium reduces alloy density. Another advantage of this material is relatively low price, but in spite of so many benefits, several important drawbacks, low ductility included, cannot be ignored. At high temperatures, the tensile strength and creep resistance suffer significant drop [1, 2, 3], although the addition of Cr, Zr, Mo, B, C, Mo will increase both these parameters [3]. The investigated alloy type is characterised by poor fluidity [3, 4], which may contribute to the formation of different types of defects. The linear shrinkage of alloy containing Al in an amount of 22.82 wt% (Mo – 0.43%, Zr – 0.1%, C – 0.03%, B – 0.002%) is, on an average, 3.93%, and depends on the temperature of pouring [4].

When melting the high-aluminium cast steel or NiAl alloys, it has to be remembered that preheating aluminium to a temperature of 800°C or higher is associated with a risk of damage to the furnace lining and a threat to the furnace operator. If iron melt is melted first and the addition of aluminium follows, the melt can easily get overheated, which means a series of very unfavourable phenomena occurring due to the oxidation of aluminium and other constituents [3].

Technical literature offers solutions to conduct safe melting and get good efficiency of the process. One of these solutions is to place the charge materials in an appropriate sequence and position, using in this way the properties of magnetic field created by the coil of an induction furnace. In the case of industrial production [1], there are two basic problems with melting of Fe-Al alloys:

1. Bad loading of the charge can cause problems in producing the required amount of molten metal.
2. In industrial environments, adding large amounts of aluminium to the molten metal may turn out to be unrealistic. Overheating of melt should also be avoided as much as possible, bearing in mind the following negative effects:
 - excessive oxidation,
 - slag formation,
 - loss of energy.

Problem no. 1 can be solved by proper training of the personnel. As regards problem no. 2, an Exo-Melt™ method can be used. The question is to ensure proper loading sequence of the charge materials (Fig. 1).

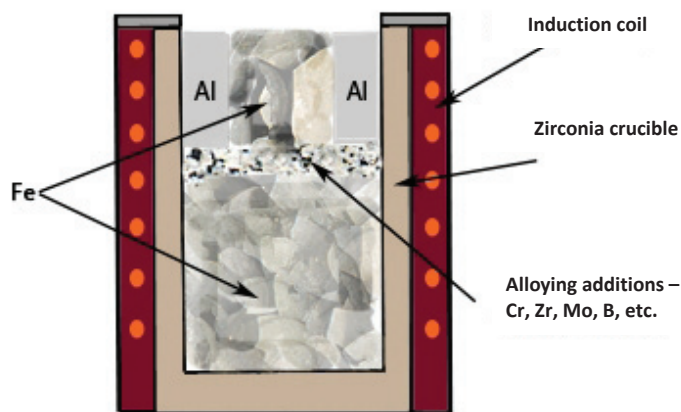


Fig. 1. The recommended loading sequence of charge materials in Exo-Melt™ method [1]

Vacuum melting of the alloy improves most of the properties, including elongation and low mechanical strength at high temperatures; it also reduces the risk of porosity. The literature suggests [2, 3] the use of an argon atmosphere or vacuum, especially at high aluminium content. However, using a vacuum furnace or protective atmosphere will increase the cost [2]. In the case of an Al content comprised in the range of 9–16 wt%, good results are usually achieved with application of protective layer that covers the metal surface [2]. Then a substantial reduction of porosity and microcracks takes place. The protective layer is usually a mixture of chlorides and fluorides. The example of a compound applicable in this respect is cryolite. However, special attention should

be paid to the possibility of its reaction with the crucible material, the risk arising from the presence of compounds hazardous to human health, and deterioration of ecological conditions.

As with most alloys, an attempt should be made to have the lowest possible alloy overheating degree, which reduces the possible formation of a number of adverse effects. The tapping temperature should be determined experimentally, as it depends on the specific conditions of a given foundry, on the casting intricacy and its size. A simple way to reduce the porosity and other defects is to use:

1. dry charge,
2. large pieces of aluminium to reduce the contact surface [1].

In the example of making castings from alloy with a high content of aluminium at the Department of Ferrous Alloys in the Foundry Research Institute in Cracow, protective slag was applied, and the time from alloy melting to mould pouring was reduced to minimum by pouring the mould directly after melting of the charge and its superheating.

Characteristics of selected properties of alloys based on the Fe-Al system

Hardness

In the literature one can find a relationship between hardness of the examined alloys in function of the carbon percent content. Figure 2 shows this relationship for the content (wt%) of aluminium at a level of approximately 22%, B – 0.005%, Mo – 0.32%. An increase of hardness resulting from the formation of carbides, such as $Fe_3AlC_{0.5}$ in the range from 0% to about 1% C is apparent. Increasing carbon content above 1 wt% makes carbon precipitate in the form of graphite, which reduces alloy hardness. Similar trends are observed examining the run of the curve designated as Fe-20Al in Figure 3, while the other two curves show very different tendencies. This proves a very important effect of the aluminium content on the hardness level. Figures 4 and 5 are a confirmation of this statement.

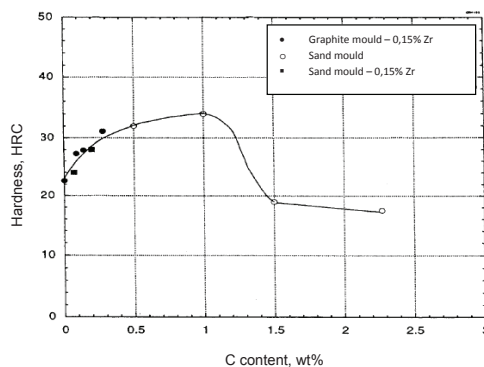


Fig. 2. Effect of carbon content on hardness at ambient temperature of as-cast Fe-Al based alloys [1]

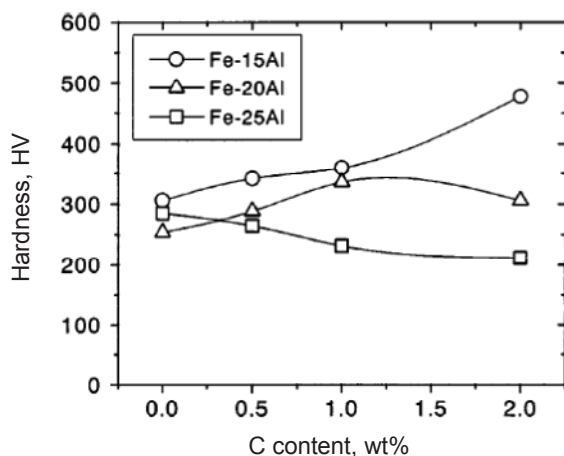


Fig. 3. Effect of carbon content on hardness at ambient temperature of Fe-Al based alloys heat treated at 1000°C/24 h [5]

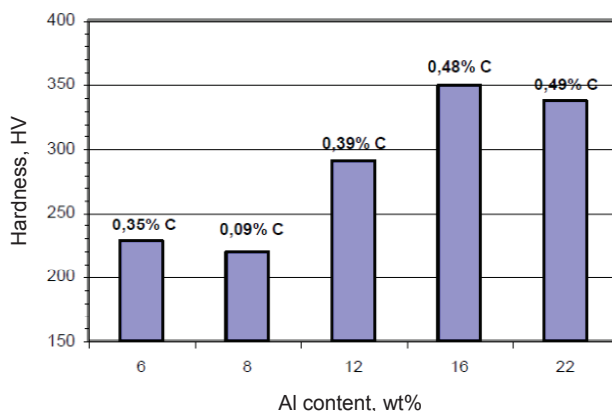


Fig. 4. Hardness of as-cast Fe-Al based alloys in function of the aluminium and carbon content [6]

The increase in hardness with increasing content of aluminium may be due to the effect of moisture contained in the air, hydrogen – in particular. Apart from the low ductility and brittleness, hydrogen increases hardness, as its concentration is increasing with the increasing content of aluminium [7]. Another factor that increases hardness is the concentration of vacancies in a B2 lattice. The number of vacancies can be increased by quenching, and this process is particularly easy in the case of materials containing > 24% Al. On the other hand, low temperature annealing (about 400°C) allows reducing the level of these defects for the aluminium content of less than 28%. Increasing the aluminium content above this limit will significantly deteriorate the efficiency of the process [8].

In Figure 5, an alloy with an aluminium content of 15 wt% shows the clear influence of carbide-forming elements on its hardness. With higher content of aluminium, the addi-

tion of titanium results in a reduced hardness. Some attention also deserves the fact that the strongest effect on hardness is exerted by Ta and Nb. Chromium in reducing the alloy hardness behaves in a manner similar to titanium.

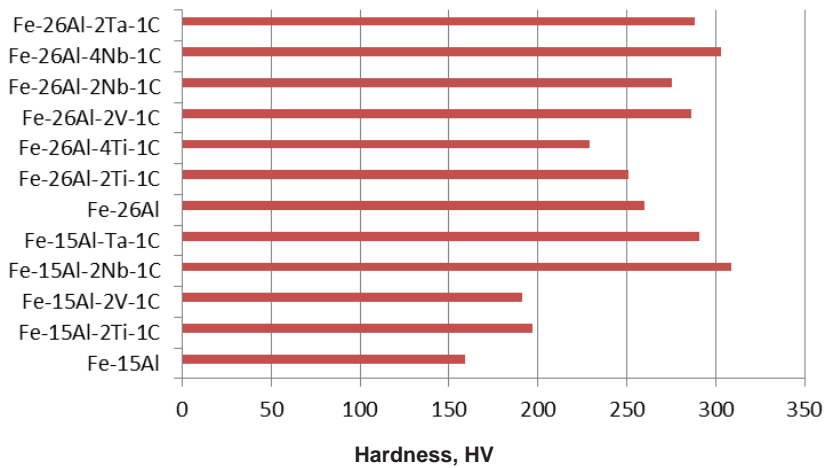


Fig. 5. Hardness compared for alloys based on Fe-Al [9]

Impact strength

The results obtained after remelting in an electroslag furnace the Fe-Al based alloy containing Fe-23Al-0.27C and Fe-23Al-1.3C (wt. %) are at a level of 2 J. The alloy of similar composition (Fe-22Al), but inoculated with boron showed a better impact strength (3–5 J) [10].

The research carried out by D.J. Alexander has proved that the addition of boron exerts a very favourable effect on the impact strength of the tested materials [11]. Figure 6 shows the results of the impact test conducted on materials with this intermetallic phase subjected to thermo-mechanical treatment.

The material designated as P/M was made by the technology of powder metallurgy. I/M is the symbol that denotes casting annealed at a temperature of 1200°C for 1 hour, subjected to plastic forming at a temperature of 900°C. The chemical composition of all alloys was very similar (at.%) and contained 38% Al, 0.22% Mo, 0.13% Zr (except for the sample made by powder metallurgy where Zr = 0.075% – P/M), C 0.13% (except for the sample made by powder metallurgy where C = 0.03% – P/M). Samples designated with the symbol P/M did not contain boron. It should also be noted that melting was carried out in a vacuum furnace. The results of testing the samples melted in an induction furnace under argon cover are not shown in Figure 6, but the mean is 15 J [11].

A relationship between the impact strength and carbon content can be observed examining Figure 7, wherefrom it follows that higher carbon content improves the impact strength.

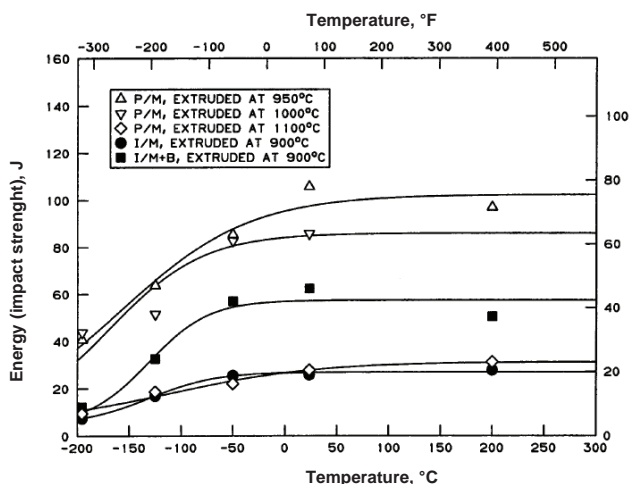


Fig. 6. Energy absorbed in function of temperature [11]

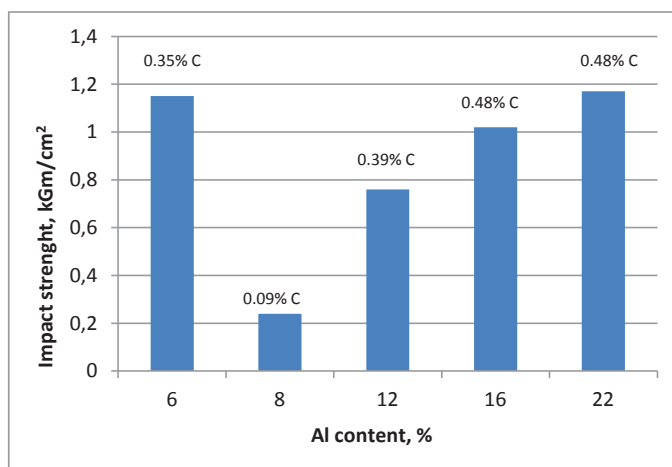


Fig. 7. Impact strength plotted in function of the aluminium and carbon content [6]

Similar trends (to some extent) are observed in the tensile strength – Table 1.

The confirmation of earlier conclusions may be the results presented in Figure 8. The addition of carbon increases the energy absorbed by the sample. Still better results are obtained with an addition of boron [12]. Boron also affects the elongation, and is capable of increasing this parameter even several times [8].

E. Fraś and D. Kopyciński attempt to show that the addition of B and Ti has a very positive effect on refining of the alloy structure. Both ascertain that the effect of boron alone does not give such an effect (> 30 wt% Al). Chromium in an intermetallic phase improves plastic properties, but so far the mechanism of its influence on this parameter has not been clearly explained [14].

Table 1. Selected properties of Fe-Al alloys in function of the melting conditions

No.	Al	S	Mo	Zr	Ti	C	Mn	Si	wt%		Yield strength, $R_{0.2}$ MPa	Elongation, E %
									Tensile strength, R_m MPa	E		
1*	6.52	0.022				0.35	0.29	0.19		165	E	
2*	8.84	0.038				0.09	0.22	0.36		157		
3*	11.37	0.023				0.39	0.36	0.44		162		
4****	13.6	0.003			4.9	1.22	0.016	0.19		389		
5*	16.61	0.017				0.48	0.42	0.29		177		
6****	20.9	0.001			4.9	1.21	0.008	0.1		305		
7*	22.33	0.021				0.49	0.3	0.44		231		
8**	24		0.4	0.1	0.5	0.05				548	396	2.5
9**	24		0.4	0.1	0.5	0.12				662	532	2.8
10**	24		0.4	0.1	0.5	0.2				762	663	2.0
11****	26.7	0.001			4.9	1.17	0.006	0.1		215		
12****	28					1.0					575	23
13****	26					4.0					1050	19
14****	38					1.0					590	15
15****	37					5.0					536	19

* Alloy in as-cast condition [6].
 ** Alloy melted in an arc furnace in argon atmosphere, cast into a copper mould, the samples were extruded and heat treated at 1300°C for 2 hours [12].
 *** Alloy induction melted under the cover of mixed fluorides and chlorides, remelted in an electroslag furnace [13].
 **** Alloy in as-cast condition, each melt contained 4% Cr [14].

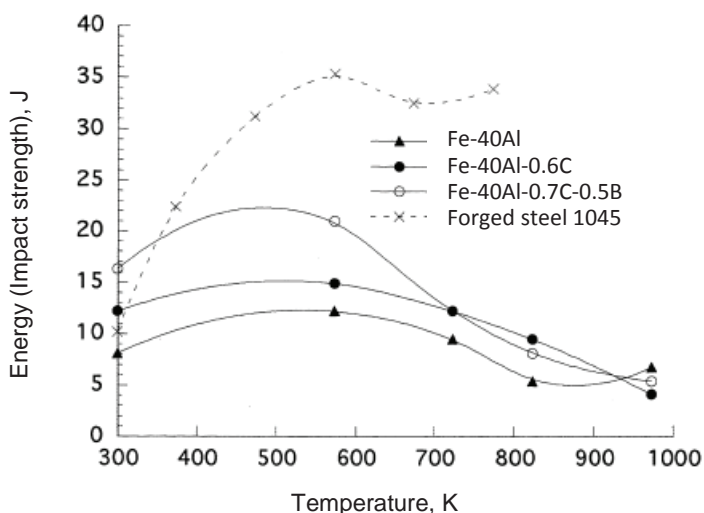


Fig. 8. The impact strength of Fe-Al alloys in function of temperature [15]

Preliminary tests of alloy melting and casting

During studies carried out at the Foundry Research Institute, the need to use methods which would as a final outcome produce a fully functional set of blades for high temperature operation was considered.

Table 2. Chemical composition (wt%) of alloy used for the blade castings

C	Cr	Mo	Zr	Al	Fe
0.30	5.06	1.87	0.18	8.40	rest

Pilot melts were made to determine the loss of aluminium and zirconium in the examined alloy and to collect samples for the determination of physico-chemical properties in alloy of the known composition. The determination of physico-chemical parameters was necessary to make a computer simulation of mould filling and casting solidification process. For this purpose, two melts were prepared and designated with numbers 00 and 01. Both of them were carried out in a medium frequency Radyne induction furnace of a power of 100 kW, with a crucible of 100 kg capacity and a neutral lining based on Al_2O_3 . Melting was carried out in natural atmosphere (in the air).

Table 3. Chemical composition (wt%) adopted in pilot melts

C	Cr	Mo	Zr	Al	Fe
0.30	5.10	1.90	0.20	X	rest

Aluminium addition (X) to pilot melts varied and amounted to 8, 10, 12 and 33%, respectively. The process of melting started with melting of the base charge material. Changes included aluminium content, which was added according to the information provided above.

Mould technology

The type of moulding material to obtain the best possible quality of castings from the examined alloy was specified.

Four types of moulding sands were used:

- bentonite sand,
- core sand,
- water glass sand,
- resin sand.

The conducted pilot melting and pouring of moulds made from the above mentioned sand mixtures enabled proper selection of the best mould-making technology.

It was decided to make basic moulds from the Eco 2000 resin sand. The choice of moulding sand to a great extent depended on the results of the performed computer simulation, which showed the need for the use of the, so-called, pattern match (Fig. 9).



Fig. 9. Pattern match for the examined cast blades

Computer simulation

Computer simulation of the mould pouring operation has recently become a very useful tool in the technology design and testing. Also in this case, computer simulation was used (Fig. 10). However, because of the unusual character of the applied material, which the Fe-Al based alloy certainly is, it was necessary to determine the physical and chemical parameters required for proper simulation.

Studies included:

- calorimetry,
- dilatation and density,
- thermal conductivity.

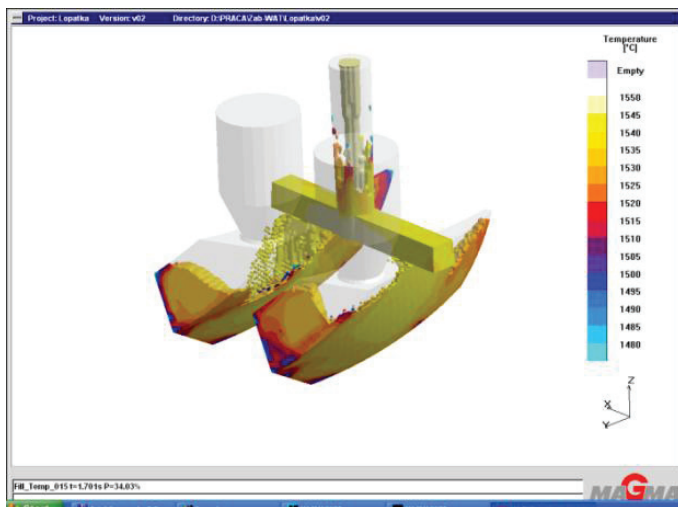


Fig. 10. Computer simulation of casting of the blades

The test results and other data taken from the literature allowed carrying out a correct simulation, and thereby eliminate the solutions in which the risk occurred of the formation of shrinkage porosity or shrinkage cavities. Figure 11 shows fragment of the simulation displaying the potential risk of casting defects.

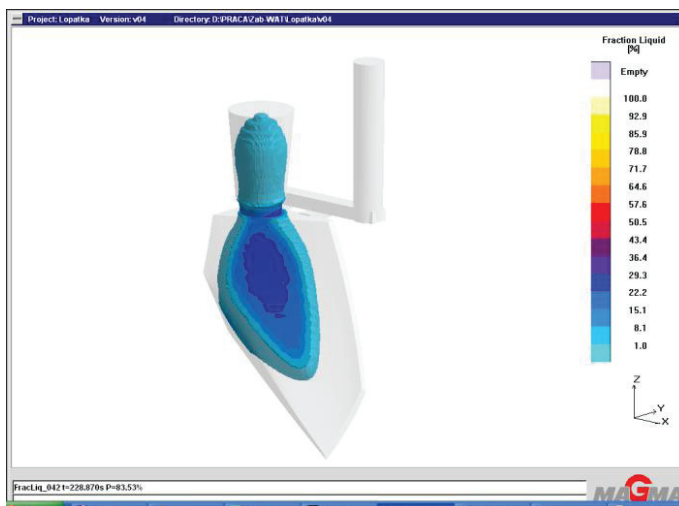


Fig. 11. The system with one casting (the risk of the shrinkage cavity formation)

The designed gating system with gates in the upper part of casting allowed quiet filling of mould cavity. However, pouring from the top always creates the danger of the metal stirring process and closing of air bubbles in the mould cavity. A high content of aluminium in the alloy can cause oxidation and penetration of impurities to the casting.

Casting making process

The preheated basic charge materials were placed in a cold furnace. The insulating slag applied onto the melt surface consisted of a mixture of calcined silica sand and lime. The melt was heated to a temperature of 1620°C, deslagged, and aluminium was added. The addition of aluminium reduced the melt temperature. After the temperature stabilisation at a level of 1580°C, Fe-Zr was added.

The metal was directly poured into the previously prepared moulds placed on a forklift truck.

Before tapping of the metal, a chill mould was poured to obtain a sample for the chemical analysis; another mould was poured to get a sample for the examination of the cooling curves.

One melt was used for pouring of one mould, from which two castings of the blades were produced. Five melts of the alloy were altogether made, and from these melts, six cast blades were commissioned for further use, two for laboratory tests, and two were rejected because of defects.

From the mould poured with molten alloy after cooling, the castings were knocked out. The next operation was degating of castings and cutting off the risers. Figure 12 shows the casting.

Castings were subjected to quality inspection, i.e. visual assessment of the external surface and, in the case of a positive evaluation, to further X-ray examinations. Properly made castings were X-rayed after grinding.



Fig. 12. Casting after fettling and removal of moulding sand

Analysis of results

The results of hardness measurements taken on castings made by the Foundry Research Institute were comprised in the range of 280–310 HV, whereas hardness of other castings was in the range of 280–301 HV.

Alloys cast in the Foundry Research Institute were next heat treated. The treatment consisted in heating the samples to a temperature of 1150°C and holding in the furnace for 1 hour. Some samples were taken out from the furnace to cool in the air, other samples were cooled together with the furnace. Hardness measurements were taken, and the following results were obtained:

- samples cooling in the air – 294 HV
- samples cooling with the furnace – 249 HV.

Based on the literature review, Table 4 was compiled, showing the effect of the aluminium content on hardness of alloys based on Fe-Al. Hardness values of castings made at the Foundry Research Institute in as-cast state and after the heat treatment and cooling in the furnace and in the air were compared with the data set out in Table 4. The results were plotted in the form of a diagram in Figure 13.

As-cast sample shows similar hardness as the sample heat-treated and cooled in the air. Sample cooled with the furnace showed lower hardness, which can be associated with a smaller number of point defects and diffusion processes taking place during slow cooling.

Table 4. Hardness values of Fe-Al alloy induction melted in the atmosphere air

C	Mn	Si	Al	Hardness	Reference
wt%				HV	
0.019	0.045	0.140	7.300	198.0	[2]
0.090	0.220	0.360	8.000	211.0	[6]
0.170	0.046	0.160	9.200	263.0	[2]
0.018	0.048	0.140	16.000	311.0	[2]
-	-	-	25.000	322.0	[16]
-	-	-	28.000	350.0	[16]

The impact strength at room temperature was 3–3,9 J for castings made at the Foundry Research Institute without heat treatment. This value of the impact strength is characteristic for the cast Fe-Al alloys, but can be improved by appropriate additives and heat treatment.

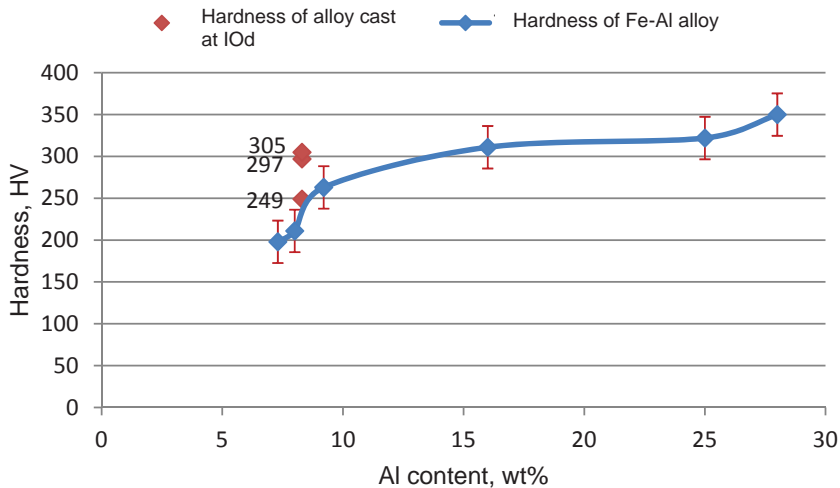


Fig. 13. Hardness of Fe-Al alloys in function of the aluminium content including hardness of alloy melted and cast at the Foundry Research Institute (IOd)

Conclusions

Extensive research carried out at the end of the twentieth century provided a lot of information on the properties of Fe-Al alloys. Much of the research carried out relates to the use of alloys in the Fe-Al powder metallurgy and plastic forming of this material. However, lightweight, heat-resistant, weldable and resistant to aggressive environments Fe-Al alloys can be a good alternative to many other materials. The low yield strength (especially in raw state), brittleness and poor workability are the basic problems that can be partially solved by adding the alloying elements such as B, Ti, Cr, Zr, Nb, C, Mo. Alloys included in this group of materials are difficult to cast because of the high pouring temperature, high shrinkage, and poor castability. Studies conducted at the Foundry Research Institute are intended to eliminate the fundamental drawbacks of these materials.

References

1. Sikka V.K., Wilkening D., Liebetrau J., Mackey B.: *Melting and casting of FeAl-based cast alloy*. Materials Science and Engineering: A, 1998, Vol. 258, Nos. 1–2, pp. 229–235.
2. Shivkumar Khaple, Baligheid R.G., Sankar M., Satya Prasad V.V.: *Effect of Melting Process and Aluminium Content on the Microstructure and Mechanical Properties of Fe-Al Alloys*. ISIJ International, 2010, Vol. 50, No. 10, pp. 1483–1487.
3. Deevi S.C., Sikka V.K.: *Nickel and iron aluminides: an overview on properties, processing, and applications*. Intermetallics, 1996, Vol. 4, No. 5, pp. 357–375.
4. Szkliniarz W., Hadasik E., Kościelna A., Schindler I.: *Metal, casting and rolling problems in FeAl based alloy*. Ostrava, 2004.
5. Zhu S.M., Shibata K., Guan X.S., Iwasaki K.: *Effect of Carbon Addition on Tribological Properties of Fe-Al Alloys*. Metallurgical and Materials Transactions A, 2002, Volume 33A, pp. 1292–1295.

6. Kilarski J., Bartocha D.: *Aluminum influence on some properties and microstructure of cast-steel*. Archives of Foundry, 2005, Vol. 5, No. 15, pp. 196–203 (in Polish).
7. Stępień K., Kupka M.: *Effect of hydrogen on room-temperature hardness of B2 FeAl alloys*. Scripta Materialia, 2008, Vol. 59, No. 9, pp. 999–1001.
8. Liu C.T., George E.P., Maziasz P.J.: *Recent advances in B2 iron aluminide alloys: deformation, fracture and alloy design*. Materials Science and Engineering: A, 1998, Vol. 258, Nos. 1–2, pp. 84–98.
9. Falat L., Schneider A., Sauthoff G., Frommeyer G.: *Mechanical properties of Fe–Al–M–C (M = Ti, V, Nb, Ta) alloys with strengthening carbides and Laves phase*. Intermetallics, 2005, Vol. 13, No. 12, pp. 1256–1262.
10. Baligheid R.G., Radhakrishna A., Sarma D.S.: *Effect of carbon on mechanical properties of Fe-23 wt% Al alloy*. Journal of Material Science, 2005, Vol. 40, No. 20, pp. 5537–5539.
11. Alexandner D.J., Maziasz P.J., Wright J.L.: *Processing and alloying effects on tensile and impact properties of FeAl alloys*. Materials Science and Engineering: A, 1998, Vol. 258, Nos. 1–2, pp. 276–284.
12. Sundar R.S., Deevi S.C.: *Effect of Carbon Addition on the Strength and Creep Resistance of FeAl Alloys*. Metallurgical and Materials Transactions A, 2003, Vol. 34, No. 10, pp. 2233–2246.
13. Radhakrishna A., Baligheid R.G., Sarma D.S.: *Effect of carbon on structure and properties of FeAl based intermetallic alloy*. Scripta Materialia 2001, Vol. 45, No. 9, pp. 1077–1082.
14. Fraś W., Kopyciński D.: *Mikrostruktura i właściwości wysokoalumiowych stopów Fe-C-Al z dodatkiem tytanu, niobu, chromu i boru*. Material Engineering, 2007, Vol. 28, No. 5, pp. 835–839 (in Polish).
15. Lixin Pang, Kumar K.S.: *On the impact toughness of Fe-40Al-based B2 aluminides*. Intermetallics, 2000, Vol. 8, No. 2, pp. 157–163.
16. Risanti D. et al.: *Dependence of the brittle-to-ductile transition temperature (BDTT) on the Al content of Fe-Al alloys*. Intermetallics, 2005, Vol. 13, No. 12, pp. 1337–1342.