

УСТОЙЧИВОСТ СРЕЩУ ВЪЗДЕЙСТВИЕ НА ВИСОКИ ТЕМПЕРАТУРИ НА НОВИ МАТЕРИАЛИ, ИЗПОЛЗУВАНИ В ПРОИЗВОДСТВОТО НА БУТАЛА

HIGH TEMPERATURE RESISTENCE OF NEW MATERIALS USED IN PISTON MANUFACTURE

ТЕПЛОСТОЙКОСТ НОВЫХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ ПОРШНЕЙ

н.с.І ст. Станев Ј.М.

Институт по металознание „Акад. А. Балеvски” – БАН

e-mail: stanev@ims.bas.bg

Abstract: Two types of composite materials are fabricated by means of a direct squeeze casting technology. They are potentially applicable in piston manufacture. A piston aluminum alloy $AlSi12Cu2MgNi$, reinforced by 15 vol.% alumina Saffil[®] and alumina-silica Kaowool[®] ceramic fibers, is produced. The alloy also is reinforced by a steel skeleton. The fiber composite materials and aluminum-steel pseudo-alloy produced, having undergone T5 T6 treated, are subjected to continuous high-temperature exposure. Change of the residual hardness and strength of the composite materials is assessed. As shown, the change of those material properties is mainly due to the modification of the properties of the matrix piston alloy. Regarding the matrix alloy, it is found that the composite materials keep significantly higher mechanical properties. The capability of the composite material to resist creep is estimated by measuring the durable hardness at 350°C.

KEYWORDS: SQUEEZE CASTING, MMCs, AL-SI, PISTON MATERIALS

1. Увод

Буталото е един от най-натоварените детайли, използвани в масовото индустриално производство. В процеса на работа в съвременните дизелови двигатели то е подложено на екстремни, от гледна точка на използваните материали, въздействия. На първо място това е въздействието на изгорелите газове. Температурата на изгорелите газове, която достига стойности 1800-2600°C, натоварва силно топлинно буталото и особено някои части от него, като областта на челото на буталото в двигателите с предкамерно горене, ръбовете на горивните камери от закрит и полузакрит тип в двигателите с директно впръскване и областта на буталните пръстени. Същевременно върху буталото действа и налягането на изгорелите газове, достигащо и надхвърлящо 13 – 18 МПа, както и инерционни сили, вследствие на високите скорости на движение [1]. В резултат на това в материалите на буталото възникват сложни топлинни и динамични знакопроменливи напрежения и деформации. Към това трябва да се прибави и износването в условия, близки до сухо или гранично триене, както и корозионното действие на изгорелите газове.

Всичко това поставя много високи изисквания към материалите, използвани в производството на бутала. В настоящия момент голяма част от буталата за дизелови двигатели се произвеждат от сложеннолегирани евтектични и надевтектични алуминиеви сплави чрез леене или горещо обемно шамповане. Развитието на автомобилната промишленост създава условия за работа на автомобилните бутала на границата на възможностите на алуминиевите сплави. Може да се каже, че са изчерпани възможностите за подобряване на тяхните свойства по пътя на металургичната намеса, като допълнително легиране, модифициране, издребняване, термична или термо-механична обработка, нанасяне на покрития и т.н.

В последните години, след включването в производството на бутала на технологията леене с кристализация под налягане, известна още като течна или полутечно шамповане, се появи възможността в процеса на отливане на буталата в определени области от тях да бъдат вградени композитни материали, усилващи техните свойства в зависимост от специфичното въздействие на средата в двигателя. В буталата на съвременните теджконатоварени дизелови двигатели има няколко области, които могат да бъдат усилени с композитни материали, но

две от тях са от изключително значение за параметрите и дълготрайността на двигателя – областта на челото на буталото и областта на буталните пръстени.

Така например за усилване на съпротивлението на алуминиевите сплави срещу едновременното въздействие на високите температури и цикличните знакопроменливи натоварвания в областта на челото на буталото и особено в областта на ръба на горивните камери, изработени в буталата, най-често се предлагат къси керамични или монокристални влакна с обемно съдържание в алуминиевата сплав около 15 – 20% [2].

За усилване на износоустойчивостта на канала на първия компресионен пръстен, който определя в най-висока степен живота на двигателя [3] традиционно от години се използва вложка от аустенитен чугун (NIRESIST), чието вграждане в отливката и следващ контрол на качеството на връзката изискват значителни усилия и разходи от страна на производителите. В последните години тази област се усилва срещу износване също с къси керамични влакна, най-често алумосиликатни влакна с обемно съдържание 7 – 10 % [4]. Появиха се данни за това, че керамичните влакна намаляват значително износването на леглото на сегмента, но същевременно увеличават износването на самия сегмент [5], което поставя под въпрос тяхната ефективност. Друга възможност, отново свързана с процеса полутечно шамповане, е вграждането в тази част на буталото на композитни материали от типа на псевдосплавите [6], състоящи се от взаимнопроникващи скелетни структури, например бутална алуминиева сплав, усилена със стоманена, никелова, керамична или друга скелетна структура. Съществуват обаче ограничен брой публикации, посветени на този тип композитни материали за усилване на буталата [2].

Използването на тези нови материали, изисква задълбочено изследване както на техните физико-механични свойства, така и на служебните им свойства. Съществува сравнително голям брой публикации [7, 8, 9, 10], касаещи основните механични свойства, както при стайна, така и при повишени температури на композитни материали на основата на бутални сплави, усилени с двата вида, най-често предлагани за усилване, влакна: алумооксидни Saffi[®] и алумосиликатни Kaowool[®], включително при различни видове термична обработка [11,12].

В същото време е известно, че продължителното въздействие на високи температури влошава значително

свойствата на алуминиевите сплави. Обикновено производителите на бутала, освен основните физико-механични свойства на буталните сплави при стайна и повишени температури, посочват и тяхното изменение във времето от температурата, като най-често представят измененията на твърдостта [13,14].

Цел на настоящата работа е да бъде изследвано и оценено поведението на двата типа композитни материали, предлагани за усилване на бутала, в условията на продължително въздействие на високи температури 250-425°C, чрез изменение на някои техни свойства във функция от времето, както и да се оцени тяхната способност да се съпротивляват срещу пълзене при високи температури, чрез измерване на т.нар. продължителна твърдост [15]. Избраният температурен диапазон съответства на температурите в буталата на съвременните дизелови двигатели (фиг. 1).



Фиг. 1. Схема на разпределението на температурата в бутала за дизелови двигатели. [1]

2. Описание на експеримента

Вмъкването на керамични влакна или метални или керамични скелетни структури локално в обема на отливките при получаването им чрез полутечно шамповане става с помощта на т.н. предварителни порести форми (преформи).

В настоящата работа за получаване на влакнести композитни материали са използвани преформи във вид на плочи с дебелина 15 mm, доставени от фирмата „Termal ceramics” и съдържащи 15 об.% хаотично ориентирани в една равнина къси керамични влакна Saffil® или Kaowool® със среден диаметър 3 μm. Алумооксидните Saffil® влакна съдържат 96-97% Al₂O₃ и 3-4% SiO₂, а алумосиликатните Kaowool® влакна съдържат 47% Al₂O₃ и 53% SiO₂. По-подробно съставът и свойствата на влакната са посочени в [16]. Преформите за получаване на псевдосплавите са изработени в ИМет „Акад. А.Балевски” – БАН във формата на пръстени с размери външен диаметър 52 mm, вътрешен диаметър 35 mm и дебелина на пръстена 12 mm и паралелепипеди 10x10x55 mm от синтерована стомана.

Композитните материали са получени чрез пропиване на преформите с бутална алуминиева сплав AlSi12Cu2MgNi със състав в тегл.% Si 11-13; Mg 0,8-1,3; Cu 1,5-3,0; Mn 0,3-0,6; Ni 0,8-1,3; Fe<0,8; Zn <0,5, в процеса на директно полутечно шамповане под налягане 100 МПа. Получените отливки с размери 100x100x25mm и

Ф140x25mm с вградените в тях влакнести композитни материали и псевдосплав бяха подложени на два вида термична обработка, използвани широко в практиката при производство на бутала: режим Т5 - изкуствено стареене при 180 ±5°C в продължение на 10 h и Т6 – хомогенизация при 505±5°C - 2 h, закаляване във вода при 85°C и последващо изкуствено стареене 180±5°C – 10 h. Псевдосплавта, алуминий-стомана, означавана като PA-ASTST, е термообработена само по режим Т5.

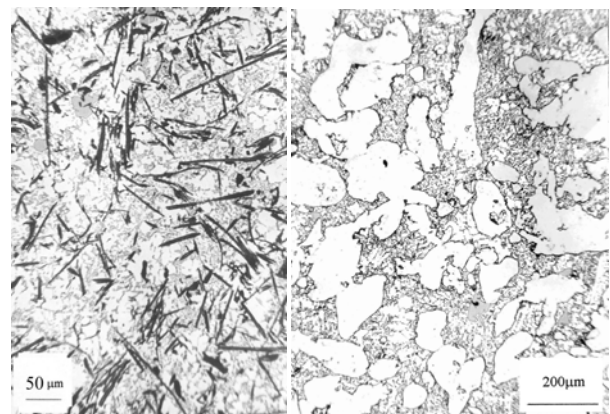
Изменението на механичните свойства във времето е изследвано чрез изменението на т.н. остатъчна твърдост, по която може да се съди, както за изменението на основните механични свойства на материалите [17], така и на някои служебни свойства, като например износоустойчивостта. [18].

За целта чрез фрезование и струговане бяха приготвени плочки за измерване на твърдостта по Бринел, които бяха подлагани на продължително отгряване в пещ-сушилня при температури 250, 350, 425°C с точност на регулиране на температурата ±2,5°C. През определен период от време, от пещта бяха изваждани плочки с вградените композитни материали и след охлаждането им на въздух беше измервана твърдостта по Бринел със съчма 10 mm, товар 1000 kg и задържане 30 sec в 5 точки от обема на композита и матричната алуминиева сплав. Твърдостта на влакнестите композитни материали е измервана в равнина успоредна на посоката на ориентирание на влакната. От последните извадени плочки (след 500 часа) бяха изработени по 3 броя стандартни петкратни пробни тела с работна част Ф 6 mm, по които беше определена остатъчната якост на опън на влакнестите композитни материали.

Съпротивлението на изследваните композитни материали срещу пълзене беше оценено чрез предложения от Бочвар А.А. и доразвит от Марковец М.П. [15] метод на продължителната гореща твърдост. Измерването на продължителната гореща твърдост при температура 350 °C беше извършено на изпитвателна машина MTS със съчма с диаметър 10 mm, сила 250 kg и задържане 60 min в термокамера с контролиране на температурата с точност ±1,0°C. Твърдостта е определена по Бринел по крайния размер на отпечатъка, измерен при стайна температура. Композитните материали и матричната алуминиева сплав са изследвани както в изходно състояние след термична обработка, така и след отгряване от 500 h при 350°C.

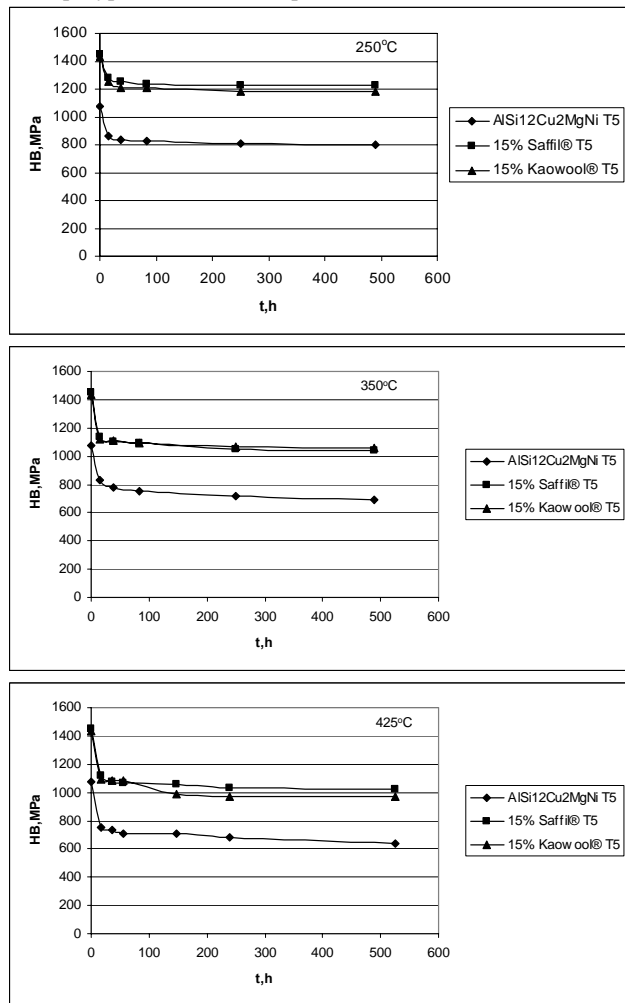
3. Резултати и обсъждане

Микроструктурата на изследваните материали е показана на фиг. 2.

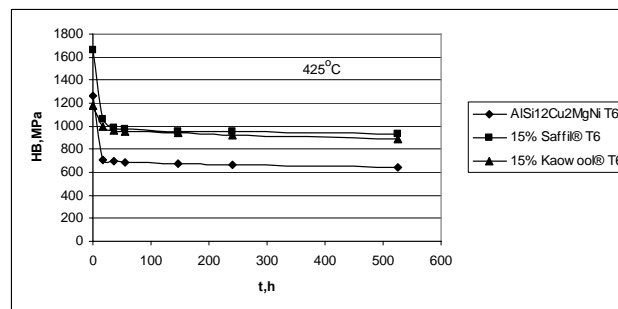
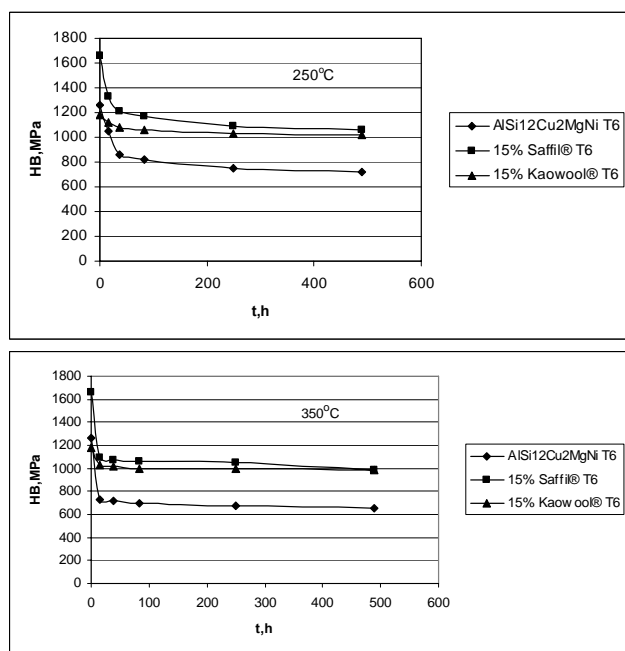


Фиг. 2. Микроструктура на усилен с Kaowool® влакна – (ляво) и стоманен скелет – (дясно), бутална алуминиева сплав.

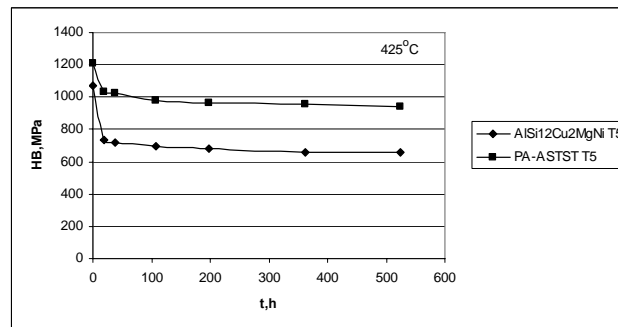
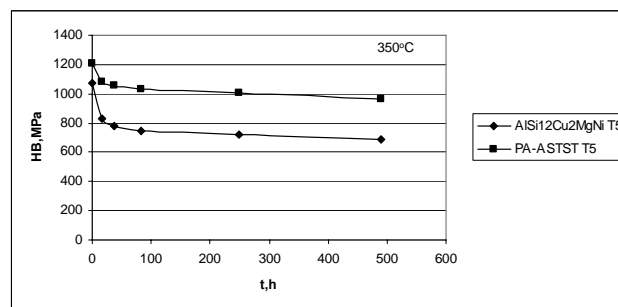
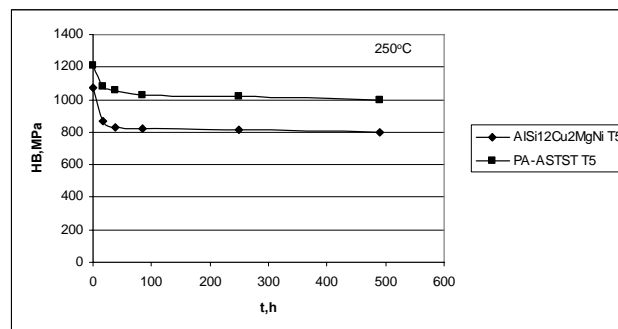
Изменението на твърдостта на изследваните материали, с течение на времето след задържане при различни температури е посочено на фиг. 3, 4 и 5.



Фиг. 3. Изменение на остатъчната твърдост на дискретно армирана с керамични влакна бутална алуминиева сплав в зависимост от времето на задържане при различни температури. Състояние T5



Фиг. 4. Изменение на остатъчната твърдост на дискретно армирана с керамични влакна бутална алуминиева сплав в зависимост от времето на задържане при различни температури. Състояние T6



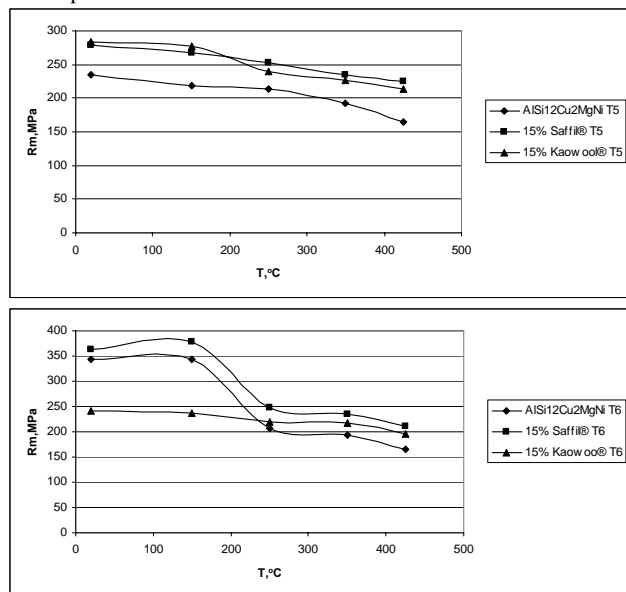
Фиг. 5. Изменение на остатъчната твърдост на усилена със стоманен скелет бутална алуминиева сплав(псевдосплав) в зависимост от времето на задържане при различни температури. Състояние T5

Вижда се, че влакнестите композитни материали в състояние T5 имат около 30% по-висока изходна твърдост от матричната алуминиева сплав, докато в състояние на пълна термична обработка T6 това се отнася само за усилената с алумооксидни Saffit® влакна алуминиева сплав. Композитният материал с алумосиликатни Kaowool® влакна в изходно състояние има дори по-ниска твърдост от матрицата. Това най-вероятно се дължи на силната реакция между влакната и матрицата, при което Mg от твърдия разтвор на матричната сплав преминава върху повърхността на влакната, като реагира със SiO_2 и образува дебел слой шпинел (MgAl_2O_4) [19]. Извлечането на Mg от матрицата, който както е известно под формата на Mg_2Si е основна

уякчаваша фаза в този тип сплави, води до намаляване на якостта и твърдостта на композитния материал.

Може също да се отбележи, че с времето при двата режима на термична обработка в целия температурен диапазон композитните материали намаляват твърдостта си, следвайки поведението на матричната алуминиева сплав. Основното намаление на твърдостта настъпва в първите 50 h, по-бързо при състояние T6 и при високи температури, след което намаляването на твърдостта става плавно и незначително. Все пак след 500 h престой твърдостта на влакнестите композити е с около 50 % по-висока от тази на матричната бутална сплав, като може да се отбележи лек превес на състояние T5 пред състояние на пълна термична обработка T6. Подобно е поведението на псевдосплавта, която в зависимост от температурата, на която е изложена запазва между 25 – 40% по-висока твърдост от матричния материал след 500 h задържане.

Остатъчната якост на влакнестите композитни материали (фиг. 6), също намалява, следвайки поведението на матричната сплав.

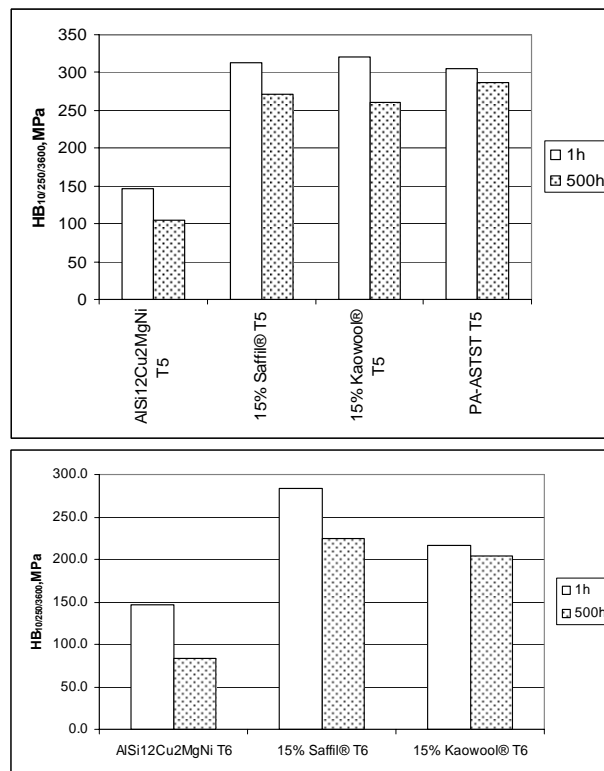


Фиг. 6. Остатъчна якост на влакнести композитни материали след задържане 500 h при различни температура.

Особено значително е намаляването за Saffil® композита в състояние T6 в диапазона 150 – 250°C, в който следвайки поведението на матрицата загубва 1/3 от якостта си. В диапазона от 250 до 425°C изменението на якостта и на композитните материали и на матрицата е плавно, като композитните материали и в двете състояния T5 и T6 запазват между 20 – 40% по-висока якост от матрицата. Композитният материал от усилената с алумосиликатни Kaowool® влакна бутална сплав в състояние T6 намалява значително изходната си якост в сравнение с матрицата и едва след 500 h при 250°C остатъчните якости на матрицата и композита се изравняват.

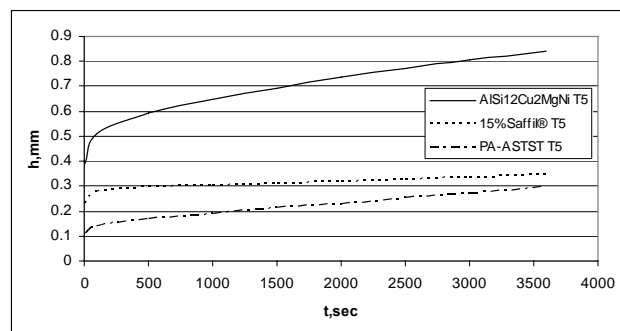
Влошаването на свойствата на буталната алуминиева сплав, което определя и поведението на двата типа композитни материали, се дължи преди всичко на т.нар. престаряване – процес, при който става преминаване от стадии на зонно и фазово стареене в коагуляционно, при което се наблюдава уедряване на някои от фазите за сметка на частично или пълно изчезване на други [20].

Една качествена оценка на способността на разглежданите материали да се съпротивляват срещу пълзене е получена чрез измерване на т.н. продължителна гореща твърдост. Резултатите са показани на фиг. 7.



Фиг. 7. Продължителна твърдост при 350°C на изследваните материали в състояние T5 – (горе) и T6 – (долу), преди и след 500 h отгряване при 350°C.

Вижда се, че всички изследвани композитни материали имат по-висока твърдост от матричната сплав, като преди 500-часовото отгряване превъзхождат 1,5-2 пъти стойността на продължителната твърдост на матрицата. След отгряването тази разлика нараства над 2,5 пъти. И при този експеримент материалите в състояние T5 имат по-висока способност да се съпротивляват срещу въздействие на високи температури. Познването на скоростта на проникване на индентора в изследваните материали може да даде допълнителна информация за поведението им при пълзене, особено в случаите, когато крайните стойности на твърдостта са близки. На фиг. 8 е показано едно такова сравнение между двата типа композитни материали и матрицата в състояние T5, изпитани след 500-часово отгряване при 350°C.



Фиг. 8. Скорост на проникване на индентора във изследваните материали при определяне на продължителна твърдост след 500-часово отгряване при 350°C. Състояние T5.

Вижда се, че след достигане на пълното натоварване скоростта на проникване на индентора във влакнестия композитен материал е по-малка от тази в матрицата и псевдосплавта и независимо от близките крайни стойности на твърдостта може да се предположи, че усилената със

Saffil® влакна алуминиева сплав ще се съпротивлява по-добре срещу пълзене от тази, усилена със стоманения скелет.

4. Заключение

Чрез директно полутечно шамповане са получени два типа композитни материали – влакнести, състоящи се от усилена с 15 об.% къси хаотично ориентирани в една равнина алумооксидни Saffil® и алумосиликатни Kaowool® влакна, бутална алуминиева сплав AlSi12Cu2MgNi и псевдосплав, състояща се от пропит с алуминиева сплав стоманен скелет.

Продължителното (до 500 h) излагане на изследваните композитни материали в състояние T5 и T6 на въздействието на високи температури в диапазона 250 – 425 °C, води до намаляване на тяхната твърдост и якост, подобно на матричната алуминиева сплав, но на по-високо ниво, като в крайна сметка влакнестите композитни материали имат твърдост с 50% и якост с 20 – 40% по-висока от тази на матрицата. Показано е, че усилената с алумосиликатни Kaowool® влакна бутална сплав в състояние T6 има по-ниска твърдост и якост в изходно състояние при стайна температура от матрицата в резултат на междуфазовото взаимодействие между влакната и матрицата при хомогенизиращото отгряване.

Чрез измерване на т.нар. продължителна твърдост при 350°C е показано, че двата типа композитни материали както в свежо термообработено състояние, така и след 500 h задържане при 350°C притежават съответно от 1,5-2 до 2,5 пъти по-висока продължителна твърдост от матричния материал. Качествено този факт показва, че композитните материали имат по-висока способност да се съпротивляват срещу пълзене при високи температури, която запазват и след продължително въздействие на високи температури.

В заключение може да каже, че изследваните композитни материали притежават значително по-висока способност да се съпротивляват срещу продължително въздействие на високи температури от матричната алуминиева сплав.

5. Литература

1. Pistons for Internal Combustion Engines, Verlag moderne Industrie, 1995.
2. Dieter Müller-Schwelling, Manfred D. Röhrle, Motortechnische Zeitschrift, 49, 1988,2, 59-62.
3. Гершман Г.Б., Зильберг Ю.Я., Легкие сплавы в народном хозяйстве, ОНТИ-ВИАМ, 1975, 44-55.
4. Saffil, Expanding Horizons, Рекламен материал на ICI, 11.1988.
5. D.Müller-Schwelling, Materialprüfung, 33,1991,5,122-125.
6. Турчинский, Л.И., Композиционные материалы, получаемые методом пропитки М., Металлургия, 1986.
7. William, I.Baxter, Anil K.Sadchev, Scripta Materialia, Vol 38, N10, 1998, 1589-1593.
8. Akbulut H.,Durman M., Materials Science and Engineering A,262, 1999, 214-226.
9. Nam, N.W., K.S. Han, Metalurgical and Materials Transactions A, vol 29 A, July 1998, 1983-1989.
10. Liano, C.S. H.Chang,I.C.Huang,P-W Kao Metalurgical and materials Transaction, Vol 26 A, January 1995, 143-157.
11. Henning, W., G Neite, E. Schmidt, Metall 48, 6,1994, 451-454.
12. Baxter, W., A. Sachcher, Metalurgical and Materials Transaction A vol.30A, July 1999, 1835-
13. Technisches Handbuch , Karl Schmidt GmbH, Neckarsulm, 1967.
14. Nüral Kolben-Handbuch, Alcan Aluminiumwerke GmbH, 1972.
15. Золотаревский В.С., Механические свойства металлов, М., Металлургия, 1983.
16. Thermal Ceramics, Advanced Materials, April 1990.

17. Марковец, М.П., Определение механических свойств металлов по твердости,М., Машиностроение 1979.
18. Польшер, Г., Ф. Майсснер, Основы трения и изнашивания, М., Машиностроение, 1984.
19. Huang,Y.,Hort N.,Dieringa H., Kainer K., Liu Y., Acta Materialia, vol 53(2005), 14, 3913-3923.
20. Новиков, И. И., Теория термической обработки металлов; М., Металлургия, 1978.